

**O‘ZBEKISTON RESPUBLIKASI FANLAR AKADEMIYASI FIZIKA-
TEXNIKA INSTITUTI HUZURIDAGI ILMIY DARAJALAR BERUVCHI
DSc.02/27.02.2020.FM/T.110.01 RAQAMLI ILMIY KENGASH**

**URGANCH DAVLAT UNIVERSITETI
FIZIKA-TEXNIKA INSTITUTI**

RAZZOKOV ALIJON SHONAZAROVICH

**$\text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{Sn}_y$, $(\text{Ge}_2)_{1-x-y}(\text{GaAs})_x(\text{ZnSe})_y$, $(\text{Si}_2)_{1-x}(\text{GaP})_x$ QATTIQ
QORISHMALARINI SUYUQLANMA ERITMADAN OLISHNING FIZIK-
KIMYOVIY XUSUSIYATLARI VA ULARNING STRUKTURAVIY
XOSSALARI**

01.04.10 – Yarimo‘tkazgichlar fizikasi

**FIZIKA-MATEMATIKA FANLARI DOKTORI (DSc) DISSERTATSIYASI
AVTOREFERATI**

Toshkent – 2024

**Fizika-matematika fanlari bo'yicha fan doktori (DSc) dissertatsiyasi
avtoreferati mundarijasi**

**Оглавление автореферата диссертации доктора наук (DSc)
по физико-математическим наукам**

**Contents of dissertation abstract of doctor of sciences (DSc)
on physical-mathematical sciences**

Razzokov Alijon Shonazarovich

$\text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{Sn}_y$, $(\text{Ge}_2)_{1-x-y}(\text{GaAs})_x(\text{ZnSe})_y$, $(\text{Si}_2)_{1-x}(\text{GaP})_x$ qattiq qorishmalarini suyuqlanma eritmadan olishning fizik-kimyoviy xususiyatlari va ularning strukturaviy xossalari. 3

Раззоков Алижон Шоназарович

Физико-химические особенности получения твердых растворов $\text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{Sn}_y$, $(\text{Ge}_2)_{1-x-y}(\text{GaAs})_x(\text{ZnSe})_y$, $(\text{Si}_2)_{1-x}(\text{GaP})_x$ из раствора-расплава и их структурные свойства. 31

Razzokov Alijon Shonazarovich

Physical and chemical features of obtaining $\text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{Sn}_y$, $(\text{Ge}_2)_{1-x-y}(\text{GaAs})_x(\text{ZnSe})_y$, $(\text{Si}_2)_{1-x}(\text{GaP})_x$ solid solutions from melt solutions and their structural properties. 61

E'lon qilingan ishlar ro'yxati

Список опубликованных работ
List of published works. 67

**O‘ZBEKISTON RESPUBLIKASI FANLAR AKADEMIYASI FIZIKA-
TEXNIKA INSTITUTI HUZURIDAGI ILMIY DARAJALAR BERUVCHI
DSc.02/27.02.2020.FM/T.110.01 RAQAMLI ILMIY KENGASH**

**URGANCH DAVLAT UNIVERSITETI
FIZIKA-TEXNIKA INSTITUTI**

RAZZOKOV ALIJON SHONAZAROVICH

**$\text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{Sn}_y$, $(\text{Ge}_2)_{1-x-y}(\text{GaAs})_x(\text{ZnSe})_y$, $(\text{Si}_2)_{1-x}(\text{GaP})_x$ QATTIQ
QORISHMALARINI SUYUQLANMA ERITMADAN OLIHNING FIZIK-
KIMYOVIY XUSUSIYATLARI VA ULARNING STRUKTURAVIY
XOSSALARI**

01.04.10 – Yarimo‘tkazgichlar fizikasi

**FIZIKA-MATEMATIKA FANLARI DOKTORI (DSc) DISSERTATSIYASI
AVTOREFERATI**

Toshkent – 2024

Fan doktori (DSc) dissertatsiyasi mavzusi O‘zbekiston Respublikasi Vazirlar Mahkamasi huzuridagi Oliy attestatsiya komissiyasida B2023.2.DSc/FM221 raqam bilan ro‘yxatga olingan.

Dissertatsiya Urganch davlat universiteti va Fizika-texnika institutida bajarilgan.

Dissertatsiya avtoreferati uch tilda (o‘zbek, rus, ingliz (rezyume)) Ilmiy kengashning veb-sahifasida (<http://fti.uz/>) va «Ziyonet» axborot-ta’lim portalida (www.ziyonet.uz) joylashtirilgan.

Ilmiy maslahatchi:

Saidov Amin Safarbaevich

fizika-matematika fanlari doktori, professor

Rasmiy opponentlar:

Oksengendler Boris Leonidovich

fizika-matematika fanlari doktori, professor

Nuriddinov Izzatillo

fizika-matematika fanlari doktori, professor

Karajanov Smagul Jangabergenovich

fizika-matematika fanlari doktori, professor

Yetakchi tashkilot:

Berdaq nomidagi Qoraqalpoq davlat universiteti

Dissertatsiya himoyasi Fizika-texnika instituti huzuridagi ilmiy darajalar beruvchi DSc.02/27.02.2020.FM/T.110.01 raqamli Ilmiy kengashning 2024-yil «24» yanvar soat 10:00 dagi majlisida bo‘lib o‘tadi. (Manzil: 100084, Toshkent sh., Chingiz Aytmatov ko‘chasi, 2 b-uy, Tel./faks: (99871) 235-42-91, e-mail: info.fti@uzsci.net, Fizika-texnika instituti majlislar zali).

Dissertatsiya bilan Fizika-texnika institutining Axborot-resurs markazida tanishish mumkin (___ raqam bilan ro‘yxatga olingan). Manzil: 100084, Toshkent sh., Chingiz Aytmatov ko‘chasi, 2 b-uy. Tel./faks: (+99871) 235-30-41.

Dissertatsiya avtoreferati 2024-yil «___» _____ kuni tarqatildi.

(2024-yil «___» _____ dagi ___ raqamli reyestr bayonnomasi)

X.K. Olimov

Ilmiy darajalar beruvchi Ilmiy kengash raisi, f.-m.f.d., professor

J.S. Axatov

Ilmiy darajalar beruvchi Ilmiy kengash kotibi, t.f.d., katta ilmiy xodim

Sh.N. Usmonov

Ilmiy darajalar beruvchi Ilmiy kengash qoshidagi ilmiy seminar raisi, f.-m.f.d., katta ilmiy xodim

KIRISH (Doktorlik (DSc) dissertatsiyasining annotatsiyasi)

Dissertatsiya mavzusining dolzarbligi va zarurati. Jahonda yarimo'tkazgichlar fizikasi va yangi yuqori sifatli, yupqa plyonkali materiallarni olish texnologiyalari sohasidagi nazariy va eksperimental tadqiqotlarga alohida qiziqish bildirilmoqda. Bu talab yarimo'tkazgichli asboblarning sohasining asosi bo'lgan mikro va nanotexnologiyalarning jadal rivojlanishi bilan bog'liq. Shuning uchun elementar (Si, Ge) va kimyoviy birikma (GaAs, GaSb, CdTe, ZnSe, ZnS va boshqalar) asosidagi keng qo'llaniladigan yarimo'tkazgichli materiallardan tashqari, kimyoviy tarkibi boshqariladigan va oldindan belgilangan elektr va fotoelektrik xossalarga ega bo'lgan qattiq qorishmalar asosidagi murakkab strukturali yarimo'tkazgichlarni olish dolzarb masaladir.

Jahonda ko'plab ilmiy adabiyotlarda barqaror fizik xususiyatlarga ega yarimo'tkazgich materiallarni o'stirish texnologiyalariga va bunda sodir bo'ladigan fizik jarayonlarni o'rganishga katta e'tibor beriladi. O'ziga xos elektrofizik va fotoelektrik xossalarga ega bo'lgan strukturaviy mukammal yupqa epitaksial qatlamlarni olish, hamda tejamkor texnologiyalarni joriy etish alohida e'tiborga loyiqdir. Yarimo'tkazgich strukturalarni va asboblarni tayyorlashda nisbatan arzon yarimo'tkazgich material Si tagliklardan foydalanish iqtisodiy nuqtai nazardan maqsadga muvofiqdir. Ma'lum bir tarkibli, o'ziga xos fizik xususiyatli qattiq qorishmalarni o'stirishga talab katta bo'lib, bunda tagliklar va o'stirilgan qattiq qorishmalarining issiqlikdan kengayish koeffitsientlaridagi, kristall panjara parametrlaridagi farqlarni inobatga olib, ularni moslashtirish masalasini nazariy, texnologik jihatdan hal qilish dolzarb hisoblanadi. Muammoni hal qilish usullaridan biri qattiq qorishma o'sish yo'nalishi bo'yicha o'zgaruvchan kimyoviy tarkibga ega bo'lgan oraliq (bufer) epitaksial qatlamlaridan foydalanish bo'lib, bu tagliklar va o'stirilgan epitaksial qatlamlar o'rtasida strukturaviy o'tishni silliq amalga oshirishga imkon beradi. Kristall panjaralar o'rtasida paydo bo'ladigan kuchlanishlar, natijada hosil bo'lgan qattiq qorishmalarda strukturaviy nuqsonlar sonining kamayishiga olib keladi. Bu yarimo'tkazgichli asboblarni tayyorlash nuqtai nazaridan juda muhimdir.

Respublikamizda zamonaviy yarimo'tkazgichlar fizikasi sohasida kristall o'sishi uchun maqbul termodinamik va texnologik sharoitlarni aniqlash va olingan epitaksial qatlamlarning tuzilishini o'rganish muhim vazifalaridan hisoblanadi. Qattiq qorishmaning kimyoviy tarkibini nazorat qilish orqali yorug'lik spektrining turli chastotalariga mos fotosezgir yarimo'tkazgich asboblarni tayyorlash mumkin. Shu bois, fizik parametrlari yaxshilangan, nisbatan yuqori samaradorlikka ega ko'p qatlamli (kaskadli) fotosezgir optik strukturalarni tayyorlash zamonaviy yarimo'tkazgichlar fizikasining ustuvor yo'nalishlaridan biridir. Ushbu ishda yangi qattiq qorishmalar va ular asosida $(\text{Si}-\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x - \text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{Sn}_y, \text{Si}-\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x - (\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x)_{1-z}(\text{Al}_{1-y}\text{Ga}_y\text{As})_z - \text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x - (\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x)_{1-z}(\text{Al}_{1-y}\text{Ga}_y\text{As})_z$ yagona texnologik siklda ko'p qatlamli konstruktsiyalarni olishning texnologiyasi va fizik tamoyillari keltiriladi. Ushbu texnologik jarayon ko'p qatlamli yarimo'tkazgich strukturalarni olishning oldingi ma'lum ko'p bosqichli usullardan farqli ravishda, iqtisodiy jihatdan tejamkordir. O'zbekistonda fotoelektrik xususiyatlarga ega optoelektronika

sohasida foydalanish mumkin bo'lgan yarimo'tkazgich strukturali asboblari tayyorlashga alohida e'tibor qaratilmoqda. O'ziga xos elektrofizik va fotoelektrik xususiyatlarga ega bo'lgan murakkab tarkibli qattiq qorishmalar asosidagi yuqori plyonkalar bo'lgan talab oshmoqda. Bugungi kunga kelib, $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$, $(\text{Si}_2)_{1-x}(\text{ZnSe})_x$, $(\text{Si}_2)_{1-x}(\text{GaP})_x$, $(\text{Si}_2)_{1-x}(\text{GaP})_x$ va $(\text{Ge}_2)_{1-x}(\text{GaAs})_x$ epitaksial qatlamli plyonkalar mos ravishda Si va Ge, GaAs tagliklarga suyuq fazadan o'stirib olingan. Biroq, Respublikada bu yo'nalishda sezilarli natijalarga erishilgan bo'lsada, bir qator hal etilmagan muammolar mavjud. Xususan, Si tagliklarga oraliq o'tish (bufer) qatlami yordamida, to'g'ri sohali o'tish epitaksial qatlamlarini o'stirish muammosi mavjud.

O'zbekiston Respublikasi Prezidentining 2017-yil 13-fevraldagi PQ-2772-son «2017-2021-yillarda elektrotexnika sanoatini boshqarishni yanada takomillashtirish, jadal rivojlantirish va diversifikatsiya qilish chora-tadbirlari to'g'risida»¹, 2017-yil 17-fevraldagi PQ-2789-son «Fanlar akademiyasi faoliyati, ilmiy-tadqiqot ishlarini tashkil etish, boshqarish va moliyalashtirishni yanada takomillashtirish chora-tadbirlari to'g'risida»², 2018-yil 14-iyuldagi PQ-3855-son «Ilmiy va ilmiy-texnikaviy faoliyat natijalarini tijoratlashtirish samaradorligini oshirish bo'yicha qo'shimcha chora-tadbirlari to'g'risida»³ va 2021-yil 19-martdagi PQ-5032-sonli «Fizika sohasidagi ta'lim sifatini oshirish va ilmiy tadqiqotlarni rivojlantirish chora-tadbirlari to'g'risida»⁴ qarorlarida belgilangan vazifalarni amalga oshirishga ushbu dissertatsiya tadqiqoti muayyan darajada xizmat qiladi.

Tadqiqotning O'zbekiston Respublikasi fan va texnologiyalar taraqqiyotining ustuvor yo'nalishlariga mosligi. Mazkur tadqiqot ishi Respublika fan va texnologiyalar taraqqiyotining III. «Energetika, energiya va resurs tejamkorligi, transport, mashina va asbobsozlik» ustuvor yo'nalishi doirasida bajarilgan.

Dissertatsiya mavzusi bo'yicha xalqaro ilmiy tadqiqotlar sharhi.

Pavia universiteti (Italiya) fizika fakultetida yarimo'tkazgichli qattiq qorishmalar va ular asosidagi tuzilmalarning o'sishi bo'yicha ilmiy tadqiqotlar olib borilmoqda; prof. D.Timo va uning hamkorlari metalloorganik bug'fazali epitaksiya (MOVPE) usulidan SiGeSn plyonkalarini o'stirish va o'rganish uchun foydalanadilar, ular arzon narxlardagi, yuqori samarali fotovoltaiq qurilmalarni ishlab chiqarish uchun ishlatiladi. Chung Yuan Kristian universitetida (Tayvan), elektron muhandislik bo'limida (prof. Ji-Vey Qi), Si (111) tagliklaridagi $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ epitaksial qatlamlari Ge-Sn eritmasi yordamida suyuq epitaksiya bilan olingan; taglik va plyonkaning panjara parametrlari o'rtasidagi tafovutni kamaytirish uchun qorishma eritmasida yuqori ($x=0.9$) germaniy miqdori ishlatilgan. Fan va texnologiya Institutining optoelektronik materiallar va qurilmalar markazida (Janubiy Koreya), GaAs bufer qatlami yordamida InAlAs epitaksial qatlamlari Si

¹ PQ-2772-son «2017–2021 yillarda elektrotexnika sanoatini boshqarishni yanada takomillashtirish, jadal rivojlantirish va diversifikatsiya qilish chora-tadbirlari to'g'risida»gi qaror (13.02.2017).

² PQ-2789-son «Fanlar akademiyasi faoliyati, ilmiy-tadqiqot ishlarini tashkil etish, boshqarish va moliyalashtirishni yanada takomillashtirish chora-tadbirlari to'g'risida»gi qaror (17.02.2018).

³ PQ-3855-son «Ilmiy va ilmiy-texnikaviy faoliyat natijalarini tijoratlashtirish samaradorligini oshirish bo'yicha qo'shimcha chora-tadbirlari to'g'risida»gi qaror (14.07.2018).

⁴ PQ-5032-sonli «Fizika sohasidagi ta'lim sifatini oshirish va ilmiy tadqiqotlarni rivojlantirish chora-tadbirlari to'g'risida»gi qaror (19.03.2021).

taglikka o‘stirildi; davom etuvchi dislokatsiya zichligi (TDD) $\sim 7 \cdot 10^6 \text{ sm}^{-2}$ ga teng bo‘ldi. Marburg universitetida (Germaniya) uzunligi 10 mkm gacha bo‘lgan GaP nanosimlari Si tagliklariga MOVPE usuli yordamida olingan, ammo ularda mikrojuftliklar ham sezilarli darajadadir. Sonora universiteti (Meksika) fizik tadqiqotlar bo‘limida suyuq fazali epitaksiya (Stranski-Krastanov o‘shish mexanizmi) yordamida $\text{Al}_{0.32}\text{Ga}_{0.68}\text{As}/\text{Al}_{0.29}\text{Ga}_{0.71}\text{As}/\text{GaAs}$ strukturalari to‘rtburchak shaklidagi 2,059 mkm o‘lchamli orolchalar ko‘rinishida o‘stirildi; bunday struktura taglik va plyonkaning panjara parametrlari o‘rtasidagi nomuvofiqlikni minimallashtirish imkonini berdi. Fraunhofer institutida (Germaniya) turli geometrik shakl va tarkibdagi p-AlGaAs namunalari metall-organik birikmalardan gaz fazali epitaksiya bilan o‘stirildi (alyuminiy konsentratsiyasi 0.08 dan 0.23 % gacha o‘zgarib boradi), asosiy bo‘lmagan zaryad tashuvchilarning yashash davri bilan bog‘liq rekombinatsion nurlanish effektiv koeffitsienti o‘rganildi.

Hozirgi davrda ko‘pgina ilmiy markazlarda kremniy tagliklarga $\text{A}^{\text{III}}\text{B}^{\text{V}}$, $\text{A}^{\text{II}}\text{B}^{\text{VI}}$ tipdagi birikmalar asosidagi murakkab qattiq qorishmalar o‘stirish va ularning xossalari o‘rganish davom etmoqda. O‘ziga xos elektrofizik va fotoelektrik xususiyatlariga ega bo‘lgan bunday strukturalarni olish optoelektronik qurilmalarni ishlab chiqarish sohasida dolzarb vazifadir.

Muammoning o‘rganilganlik darajasi. Har xil kristall tuzilishga ega yarimo‘tkazgich plyonkalarining epitaksial qatlamlarining o‘stirishi va xususiyatlarini o‘rganish bo‘yicha ko‘plab tadqiqotlar tahlili shuni ko‘rsatdiki, $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$, $\text{Si}_{1-x}\text{Sn}_x$, $\text{Ge}_{1-x}\text{Sn}_x$, $(\text{GaAs})_{1-x}(\text{ZnSe})_x$ qattiq qorishmalari asosida plyonkalar olish batafsil o‘rganilgan (Arkanzas universiteti (AQSh), Arizona davlat universiteti (AQSh), Fizika- texnika instituti, «Fizika-Quyosh» IIB (O‘zbekiston)). Monokristall plyonkalarining mukammallik darajasi dislokatsiyalar soniga bog‘liqligi (Leuven universiteti (Belgiya) va Xristian universiteti (Chung Yuan, Xitoy), Silyan universiteti (Sian, Xitoy)), shuningdek dislokatsiyalar zichligining plyonkalar elektr xossalari ta'siri o‘rganilgan (MakGill universiteti (Monreal, Kanada)). Ko‘p ishlar plyonka o‘shish xususiyatlariga taglik monokristallarining kristallografik yo‘nalishlarining ta'siriga bag‘ishlangan (Kyushu universiteti (Yaponiya), Sidzuoka universitetining elektronika tadqiqot instituti (Yaponiya)). Professor A.S.Saidovning (O‘zbekiston Respublikasi Fanlar akademiyasi Fizika-texnika instituti) kristall panjarada atomlarning molekulyar (juftlik) o‘rin almashish turlariga ega bo‘lgan yangi murakkab qattiq qorishmalar olish jarayonlarini o‘rganishdagi alohida hissasini qayd etish lozim.

Biroq, ilmiy adabiyotlarda hozirgacha suyuq eritmalardan plyonkalarni o‘stirish jarayonlarini termodinamik tavsiflash yoritilmagan, eritmaning turini yoki uning kimyoviy tarkibini tanlash uchun aniq mezonlar yo‘q. O‘shish yo‘nalishi bo‘yicha o‘zgaruvchan kimyoviy tarkibli va o‘zgarmas turdagi kristall panjarali epitaksial plyonkalarining o‘shishi ham etarli darajada o‘rganilmagan. Bundan tashqari $\text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{Sn}_y$, $(\text{Sn}_2)_{1-x-y}(\text{GaAs})_x(\text{ZnSe})_y$, $(\text{Ge}_2)_{1-x-y}(\text{GaAs})_x(\text{ZnSe})_y$, $(\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x)_{1-z}(\text{Al}_{1-y}\text{Ga}_y\text{As})_z$ qattiq qorishmalarining yupqa epitaksial plyonkalari hozirgacha olinmagan. Shuning uchun ushbu ishda ko‘rib chiqilayotgan muammolar dolzarbdir.

Tadqiqotning dissertatsiya bajarilgan oliy ta'lim muassasasining ilmiy-tadqiqot ishlari rejalari bilan bog'liqligi. Dissertatsiya tadqiqoti Urganch davlat universiteti ilmiy-tadqiqot ishlari rejasining "Doktorantlar, mustaqil izlanuvchilar va talabalar o'rtasida ilmiy-tadqiqot, ilmiy-ijodiy ishlari" bandi, shuningdek, O'zbekiston Respublikasi Fanlar Akademiyasi Fizika-texnika institutining «Фото-, теплоэлектрические и излучательные эффекты в новых многокомпонентных твердых растворах с нанокристаллами на основе молекул элементарных полупроводников и полупроводниковых соединений» mavzusidagi № ФА-Ф2-003 sonli fundamental ilmiy loyihasi doirasida bajarilgan.

Tadqiqotning maqsadi: $Si_{1-x-y}Ge_xSn_y$, $(Ge_2)_{1-x-y}(GaAs)_x(ZnSe)_y$, $(Si_2)_{1-x}(GaP)_x$, monokristall qattiq qorishmalarining mavjudligini nazariy va eksperimental asoslash, epitaksial plyonkalarining o'sish mexanizmlarining fizik-kimyoviy xususiyatlarini tushuntirish, ularning tuzilishini va fotoelektrik xossalarini tadqiq qilish.

Tadqiqotning vazifalari:

- $Si_{1-x-y}Ge_xSn_y$, $(Si_{1-x}Ge_x)_{1-z}(Al_{1-y}Ga_yAs)_z$, $(Sn_2)_{1-x-y}(GaAs)_x(ZnSe)_y$, $(GaAs)_{1-x}(ZnSe)_x$, $(Ge_2)_{1-x-y}(GaAs)_x(ZnSe)_y$ qattiq qorishmalarining mavjud bo'lish imkoniyatini ko'p elektronli atomlarning potentsiallarini hisoblash modeli yordamida ilmiy bashorat qilish;
- eritma sistemasining Gibbs energiyasini nazariy hisoblash yo'li bilan qalayli eritmada Si, Ge, $Si_{1-x}Ge_x$, $Ge_{1-x}Sn_x$ epitaksial qatlamlarning o'sishi uchun maqbul termodinamik sharoitlarni aniqlash;
- eritmada nanoklasterlarning o'lchamlarini hamda kristallanishning boshlang'ich haroratiga bog'liq ravishda ularning epitaksial qatlamlarda dislokatsiyalar hosil bo'lishiga ta'sirini nazariy va eksperimental yo'l bilan aniqlash;
- kvant kimyoviy hisob-kitoblarni amalga oshirish bilan Si_n , Ge_n , Si_nGe_m , Ga_nP_n molekulyar klasterlarining $Si_{1-x}Ge_x$, $(Si_2)_{1-x}(GaP)_x$ qattiq qorishmalarni o'sish jarayonidagi ro'lini, shuningdek ularning qattiq qorishmalarining kristall tuzilishiga ta'sirini aniqlash;
- Si epitaksial plyonkalarining va varizon $Si_{1-x}Ge_x$ strukturalarning o'sishiga gorizontal joylashgan kremniy tagliklar orasidagi cheklangan masofaning ta'sir mexanizmlarini tahlil qilish;
- cheklangan hajmdagi qalayli eritmada Si va GaAs tagliklarga $Si_{1-x-y}Ge_xSn_y$, $(Sn_2)_{1-x-y}(GaAs)_x(ZnSe)_y$, $(GaAs)_{1-x}(ZnSe)_x$, $(Ge_2)_{1-x-y}(GaAs)_x(ZnSe)_y$ qattiq qorishmalarni o'stirishning texnologik shart-sharoitlarini aniqlash;
- ion bombardimoni modellashtirishi yordamida Si, Ge, GaAs, GaP tagliklarning nishon parametrlarini aniqlash va yuza potentsialini baholash, hamda ularga kristall strukturaviy mukammal epitaksial qatlamlar o'stirishni nazariy jihatdan ilmiy bashorat qilish.

Tadqiqotning obyekti - cheklangan hajmli qalayli eritmalar Si, Ge va $Si_{1-x-y}Ge_xSn_y$, $(Ge_2)_{1-x-y}(GaAs)_x(ZnSe)_y$, $(Si_2)_{1-x}(GaP)_x$ qattiq qorishmalar shakllanish jarayonlari, epitaksial qatlamlarning kimyoviy tarkibga bog'liq ravishda kristall strukturalarining o'zgarishi.

Tadqiqotning predmeti. Epitaksial qatlamlar va geterostrukturalarning kristall mukammalligiga termodinamik omillar ta'sirining fizik qonuniyatlari, har xil

haroratlarda Sn-Si, Sn-Ge, Sn-Si-Ge eritmalarning fizik-kimyoviy va cheklangan hajmdagi eritmadan plyonka o'sishining kinetik xususiyatlari.

Tadqiqotning usullari. Belgilangan vazifalarni hal qilish uchun quyidagi usullardan foydalanildi: elektron skanerlash, elektron transmissiya va atom kuch mikroskopiyasi; rentgen nurlari diffraksiyasi; metallografik usul, spektral fotosezgirlikni aniqlash; Holl usuli; kvant kimyoviy hisoblashlar.

Tadqiqotning ilmiy yangiligi quyidagilardan iborat:

ko'p elektronli atomlarning statistik umumlashgan momentining qiymatlari nazariy jihatdan hisoblab chiqildi va qattiq qorishmalarni hosil qiluvchi kimyoviy birikmalarning eng ehtimoliy element juftliklari aniqlangan;

Si tagliklarga $Si_{1-x-y}Ge_xSn_y$, $(Si_{1-x}Ge_x)_{1-z}(Al_{1-y}Ga_yAs)_z$, va GaAs tagliklarga $(Sn_2)_{1-x-y}(GaAs)_x(ZnSe)_y$, $(Ge_2)_{1-x-y}(GaAs)_x(ZnSe)_y$ $Ge_{1-x}Sn_x$ qattiq qorishmalar epitaksial qatlamlarini o'stirishning shart-sharoitlari hamda ular asosidagi geterostrukturalarning fotoelektrik xossalari aniqlangan;

eritma tizimining Gibbs energiyasini hisoblash yordamida mukammal kristall strukturali Si (1173 K), Ge (923 K), $Si_{1-x}Ge_x$ (1135 K), $Ge_{1-x}Sn_x$ (800 K) epitaksial qatlamlarini Si, Ge tagliklarga qalayli eritmadan o'stirish jarayonining termodinamik sharoitlari ko'rsatilgan;

Si_n , Ge_n , Si_nGe_m , Ga_nP_n nanoklasterlari hosil bo'lishining kvant kimyoviy hisoblash natijalari va ularning $Si_{1-x}Ge_x$, $(Si_2)_{1-x}(GaP)_x$ qattiq qorishmalar o'sishida ishtirok etib, qorishma kristall tuzilishiga ta'siri etishi ko'rsatilgan;

Si kristall panjarasida Ge atomlarining katta ehtimollik bilan Ge, Ge_2 , Ge_5 ko'rinishida, Ge kristall panjarasida Si atomlarining katta ehtimollik bilan Si, Si_5 ko'rinishida, GaP kristall panjarasida Si_2 ko'rinishida joylashishi aniqlangan;

taglik-plyonka chegarasida dislokatsiyalar hosil bo'lish mexanizmi keltirilgan; tizim komponentlari nanoklasterlari o'lchamlarining haroratga bog'liqligi nazariy va eksperimental jihatdan asoslangan; yuqori harorat va shunga mos ravishda eritmada katta hajmli nanoklasterlarning mavjud bo'lishi, hosil bo'layotgan kristalldagi dislokatsiya zichligining oshishiga olib kelishi isbotlangan (Si uchun 1323 K da $b = 5,47$ nm va 1073 K da $b = 3,46$ nm; Ge uchun 1173 K da $b = 6,7$ nm va 800 K da $b = 1$ nm);

Si- $Si_{1-x}Ge_x$ -GaAs plyonkalarini suyuq fazadan o'stirish jarayonida hosil bo'ladigan dislokatsiya zichligi kristallanish haroratining boshlang'ich qiymatiga bog'liqligi nazariy va eksperimental tarzda aniqlangan; boshlang'ich kristallanish haroratining 1073 K dan 1323 K gacha o'sishida taglik-plyonka chegarasidagi dislokatsiyalar zichligi $9.6 \cdot 10^4$ cm^{-2} dan $8.2 \cdot 10^5$ cm^{-2} gacha ortishi ko'rsatilgan va dislokatsiyalar zichligining plyonka qalinligiga eksponensial bog'liqligi analitik isbotlangan;

mukammal tuzilishli epitaksial qatlamlarni olish uchun tagliklar orasidagi masofani kritik qiymatidan oshirmaslik yoki suyuq eritmaning sovutish tezligini kamaytirish kerakligi isbotlangan;

ilk bor yagona texnologik jarayonda bufer qatlami yordamida Si- $Si_{1-x}Ge_x$ - $Si_{1-x-y}Ge_xSn_y$, Si - $Si_{1-x}Ge_x$ - $(Si_{1-x}Ge_x)_{1-z}(Al_{1-y}Ga_yAs)_z$ - $Si_{1-x}Ge_x$ - $(Si_{1-x}Ge_x)_{1-z}(Al_{1-y}Ga_yAs)_z$, Si- $Si_{1-x}Ge_x$ -GaAs strukturalar Si taglikka o'stirilgan. Funktsional strukturalarning yuqori mukammalligi plyonkalarining

kimyoviy tarkibining ularning o'sish yo'nalishi bo'yicha silliq o'zgarishi tufayli taglik-plyonka panjara parametrlaridagi farq kamayib borishi orqali ta'minlanishi aniqlangan;

suyuq fazadan qattiq qorishma o'stirishda, ion bombardimoni modellashtirish usuli bilan Si, Ge, GaAs, GaP tagliklari uchun nishon parametrlari qiymatlari aniqlanib, kristall-mukammal epitaksial qatlamlarni o'stirish imkoniyati nazariy hisoblashlar asosida ibotlangan.

Tadqiqotning amaliy natijalari quyidagilardan iborat:

IQ spektroskopiyasi asbobsozligida istiqbolli yarim o'tkazgich material hisoblangan $\text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{Sn}_y$, epitaksial plyonkalar Si(111) tagliklarida o'stirilgan;

optoelektronika sohasida foydalanish mumkin bo'lgan $\text{Al}_{0,08}\text{Ga}_{0,06}\text{As}_{0,14}$ tarkibli sirt qatlamiga ega bo'lgan $\text{Si-Si}_{1-x}\text{Ge}_x-(\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x)_{1-z}(\text{Al}_{1-y}\text{Ga}_y\text{As})_z-\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x-(\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x)_{1-z}(\text{Al}_{1-y}\text{Ga}_y\text{As})_z$ strukturalar yagona texnologik jarayonda Si tagliklariga $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ epitaksial bufer qatlami yordamida olingan;

quyosh fotoelementlari va fotosezgirlikga ega yarimo'tkazgich asboblarni tayyorlashda qo'llaniladigan yangi $n\text{GaAs-p}(\text{Sn}_2)_{1-x-y}(\text{GaAs})_x(\text{ZnSe})_y$, $n\text{GaAs-p}(\text{GaAs})_{1-x}(\text{ZnSe})_x$ geterostrukturalar GaAs(100) tagliklarda olishga erishilgan;

fotosezgirliги uzun to'lqinli spektr hududiga siljigan fotodetektorlar ishlab chiqish imkonini beradigan $n\text{GaAs-p}(\text{Ge}_2)_{0,02}(\text{ZnSe})_{0,03}(\text{GaAs})_{0,95}$ struktura olingan;

Tadqiqot natijalarining ishonchliligi zamonaviy ilmiy tadqiqot usullari, standart texnologik qurilmalar va yuqori aniqlikdagi uskunalari, o'stirilgan namunalarning elektrofizik va fotoelektrik parametrlarini o'lchash uchun standart asboblar, tajribalarning zarur statistikasi, olingan natijalarni boshqa mualliflarning natijalari bilan qiyosiy tahlil qilish, mavjud tasdiqlangan fizik modellar doirasida olingan natijalarni talqin etish bilan asoslanadi.

Tadqiqot natijalarining ilmiy va amaliy ahamiyati. Tadqiqot natijalarining ilmiy ahamiyati shundan iboratki, ko'p elektronli atomlar potentsiallaridan foydalangan holda qattiq qorishmalar hosil bo'lish mezonlari va qalayli eritmadan kam zichlikli nuqsonlarga ega kristall strukturali Si, Ge, $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$, $\text{Ge}_{1-x}\text{Sn}_x$ epitaksial qatlamlarini eritma tizimidagi nanoklasterlar o'lchamlarini inobatga olib, nisbatan past haroratlarda o'stirishning qulay shart-sharoitlari aniqlanganligi bilan izohlanadi.

Tadqiqot natijalarining amaliy ahamiyati shundaki, nisbatan arzon Si taglik asosida olingan Si- $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ - $\text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{Sn}_y$ ($0 \leq x \leq 0,93$, $0 \leq y \leq 0,03$), Si - $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ - $(\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x)_{1-z}(\text{Al}_{1-y}\text{Ga}_y\text{As})_z$ - $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ - $(\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x)_{1-z}(\text{Al}_{1-y}\text{Ga}_y\text{As})_z$ ($0 \leq x \leq 0,72$, $0 \leq y \leq 0,14$, $0 \leq z \leq 0,28$) geterostrukturalardan kaskadli quyosh elementlari va IQ fotodetektorlarini ishlab chiqishda foydalanish mumkinligi, shuningdek, yagona texnologik jarayonda Si taglikka $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ bufer qatlami bilan $\text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{Sn}_y$, $(\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x)_{1-z}(\text{Al}_{1-y}\text{Ga}_y\text{As})_z$ epitaksial plyonkalar o'stirish orqali ko'p qatlamli kaskad strukturalarni tayyorlashni soddalashtirilganligi bilan izohlanadi. Plyonkalarining man qilingan soha kengligini kimyoviy tarkibga bog'liq ravishda o'zgartirish yordamida spektrning keng sohasini qamrovchi fotosezgir $n\text{GaAs-p}(\text{Sn}_2)_{0,01}(\text{GaAs})_{0,97}(\text{ZnSe})_{0,02}$, $n\text{GaAs-p}(\text{GaAs})_{1-x}(\text{ZnSe})_x$ ($0,03 \leq x \leq 0,05$), $n\text{GaAs-p}(\text{Ge}_2)_{0,02}(\text{ZnSe})_{0,03}(\text{GaAs})_{0,95}$, $\text{GaAs-Ge}_{1-x}\text{Sn}_x$ ($x \leq 0,03$) geterostrukturalarni olish ko'rsatilgan.

Tadqiqot natijalarining joriy qilinishi. $\text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{Sn}_y$, $(\text{Ge}_2)_{1-x-y}(\text{GaAs})_x(\text{ZnSe})_y$, $(\text{Si}_2)_{1-x}(\text{GaP})_x$ qattiq qorishmalarini suyuqlanma eritmadan olishning fizik-kimyoviy xususiyatlari va ularning strukturaviy xossalari bo'yicha olingan ilmiy natijalar asosida:

“(GaAs) $_{1-x-y}$ (Ge $_2$) $_x$ (ZnSe) $_y$ qattiq qorishmasining epitaksial qatlamlarini olish usuli” patenti (Patent. №IAP 02652, 29.04.2005) olingan;

Chop qilingan ilmiy ishlar ro'yxatidagi 2 ta maqolaga 7 ta xorijiy maqolada mualliflar tomonidan iqtiboslar keltirilgan. Jumladan, A.S.Saidov, A.Sh.Razzakov, V.A.Risaeva, E.A.Koschanov. Liquid-phase epitaxy of solid solutions $(\text{Ge}_2)_{1-x}(\text{ZnSe})_x$ //Materials chemistry and physics. – 2001. – Vol. 68. – P. 1-6.(Scopus IF: 2.072) maqolaga 3 ta iqtibos (Surface Engineering and Applied Electrochemistry, 59(5), 670-673, 2023. IF:1.6; Herald of the Bauman Moscow State Technical University, Series Natural Sciences, (4), 58-72, 2020. IF: 1.1; Journal of Analytical Atomic Spectrometry, 16(10), 1217-1237, 2001. IF: 6.4); va A.S.Saidov, A.Sh.Razzakov, E.A.Koshchanov. Liquid phase epitaxy of $\text{Ge}_{1-x}\text{Sn}_x$ semiconductor films //Technical Physics Letters. – 2001. – Vol. 27. – P. 698-700.(Scopus IF:1.7) maqolaga 4 ta iqtibos (Optical Materials Express, 3(9), 1385-1396, 2013. IF: 5.9; Journal of Applied Physics, 109(10), 103115, 2011, IF: 5.1; Handbook of Crystal Growth: Thin Films and Epitaxy: Second Edition 3, 225-316, 2015 (Texas universitetining kutubxonasi katalogida, QD 921 H32 2015). Liquid Phase Epitaxy of Electronic, Optical and Optoelectronic Materials, 109-178, 2007 (AQSh Kongress kutubxonasi, TK7871 .L57 2007) keltirilgan;

Eritma tizimining Gibbs energiyasini nazariy hisoblash natijalari, epitaksial qatlamlar o'sishining tavsiya etilgan mexanizmi, yuqori tagliklarda o'stirilgan plyonkalar qalinligining kattaroq bo'lish sabablarining Reyleigh-Teylor noturg'unligi hodisasi yordamida tushuntirilishlari №DP0121U113046 “Turli morfologiyadagi nanozarrachalar va ular asosidagi kompozitlarning kimyoviy, issiqlik va plazma xossalarini o'rganish” fundamental tadqiqot loyihasini amalga oshirishda foydalanilgan (“Zaporojye politexnika” Milliy universitetining 2023 yil 06 iyundagi (Ukraina) № 67/01/1586- sonli ma'lumotnomasi));

Eritmada kristallar hosil bo'lishida ishtirok etuvchi nanozarrachalarning eksperimental aniqlangan o'lchami va kristallanish jarayoni uchun keltirilgan nanozarrachalar hosil bo'lishi mexanizmi, shuningdek, ular radiuslarining (zarrachalarning kritik radiusi) haroratga bog'liqligi “Urganchkormmash” AJ da ishlab chiqarishdagi, eritmada kristall yadrolarning nano o'lchamdagi kristallar hosil bo'lishiga olib keladigan fizik hodisalarini tushuntirishda qo'llanilgan.

Tadqiqot natijalarining aprobatsiyasi. Tadqiqotning asosiy natijalari 18 ta xalqaro va 13 ta respublika ilmiy-amaliy anjumanda muhokamadan o'tkazilgan.

Tadqiqot natijalarining e'lon qilinganligi. Dissertatsiya mavzusi bo'yicha jami 74 ta ilmiy ish chop etilgan, shulardan O'zbekiston Respublikasi Oliy attestatsiya komissiyasining doktorlik dissertatsiyalari asosiy ilmiy natijalarini chop etish tavsiya etilgan ilmiy nashrlarda 31 ta maqola, jumladan 25 tasi xorijiy xalqaro jurnallarda nashr etilgan. Ixtiro uchun 1 ta patent mavjud.

Dissertatsiyaning tuzilishi va hajmi. Dissertatsiya kirish, besh bob, xulosa, foydalanilgan adabiyotlar ro'yxati va ilovalardan iborat. Dissertatsiya matni 194 bet.

DISSERTATSIYANING ASOSIY MAZMUNI

Kirish qismida dissertatsiya ishi mavzusining dolzarbligi asoslangan, maqsad va vazifalar shakllantirilgan, tadqiqot usullari tavsiflangan, tadqiqotning ilmiy yangiligi, nazariy va amaliy ahamiyati ko'rsatilgan, olingan natijalarning ishonchliligi asoslangan, tadqiqot natijalarini amaliyotga joriy etish bo'yicha qisqacha ma'lumotlar keltirilib, tadqiqot natijalarini aprobatsiyasi, dissertatsiya mavzusi bo'yicha nashrlar soni, ishning tuzilishi va hajmi to'g'risidagi ma'lumotlar berilgan.

Birinchi bobda $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$, $\text{Ge}_{1-x}\text{Sn}_x$, $(\text{Ge}_2)_{1-x}(\text{GaAs})_x$, $(\text{Ge}_2)_{1-x}(\text{InP})_x$, $(\text{Ge}_2)_{1-x}(\text{ZnSe})_x$, $(\text{Si}_2)_{1-x}(\text{ZnS})_x$, $(\text{Ge}_2)_{1-x}(\text{InP})_x$, $(\text{Ge}_2)_{1-x}(\text{CdTe})_x$, $(\text{Ge}_2)_{1-x}(\text{ZnS})_x$, $\text{Zn}_{1-x}\text{Cd}_x\text{Se}$, $\text{Zn}_{1-x}\text{Cd}_x\text{Te}$, $\text{Cd}_x\text{Zn}_{1-x}\text{Te}$, $\text{GaAs}_y\text{P}_{1-y}$ va boshqa shu kabi murakkab yarimo'tkazgichli qattiq qorishmalarni hosil qilishning nazariy va eksperimental imkoniyatlari tahlil qilindi.

Suyuq fazadan oddiy va murakkab yarimo'tkazgichli qattiq eritmalarini olish uchun termodinamik shart-sharoitlari ifodalangan. Epitaksial qatlamlarda va GaP/Si, ZnSe/GaAs, GaAs/ZnSe Si/SiGe/Ge/GaAs, GaAs/SiGe/Si, GaAs/AlAs, InGaAs/GaAs tipidagi taglik-plyonka chegaralarida kristall panjara parametrlari va termik kengayish koeffitsenti (TKK) qiymatlari farqi tufayli dislokatsiyalarning paydo bo'lish jarayonlari tahlil qilindi. Oraliq o'zgaruvchan tarkibga ega bufer qatlami yordamida geterostrukturalarni olish masalalariga alohida e'tibor berildi.

Monkristallar va qattiq qorishmalar olishning texnologik asoslari, ularning fizik-kimyoviy tavsiflari va epitaksial qatlamlarning hosil bo'lish mexanizmlari yoritilgan. Ko'p qatlamli epitaksial qatlamlarni turli usullar bilan olish xususiyatlari tafsivflandi.

Ishda hal qilinishi kerak bo'lgan vazifalar shakllantirildi.

Ikkinchi bobda eksperimental tadqiqot usullari keltirilgan. Si, Ge, GaAs, GaP monokristallar tagliklarida vodorod muhitida dasturiy majburiy sovutish orqali, cheklangan qalayli va galliyli eritmalaridan o'stirilgan namunalarni tanlash asoslari keltirilgan.

Plyokalar va heterostrukturalarni o'stirish uchun ishlatiladigan EPOS tipidagi tagliklar gorizontall joylashadigan vertikal turdagi kvarts reaktor tasvirlandi.

O'stirilgan qattiq qorishmalarining kristallografik xarakteristikalarini yuqori aniqlikdagi rentgen nurlari diffraksiyasi bilan o'rganildi. $\text{Sn}_{86,5}\text{Ge}_{12}\text{Si}_{1,5}$ suyuq eritma tarkibidagi klasterlarining o'lchamlari rentgen nurlari difraksiyasi usuli bilan yuqori haroratli difraktometr yordamida 1173 va 1323 K haroratlarda o'rganildi.

Namunalarning ko'ndalang kesimi va sirlari kislotali tozalangan va tozalanmagan holatlarda elektron skanerlash mikroskopi yordamida o'rganildi. Ikkilamchi va qaytgan elektronlar plyonka yuzasi va strukturalarning geterochegaralari tasvirlarini shakllantirdi.

Olingan plyonkalarining kesim morfologiyasi transmissiya elektron mikroskopi yordamida tekshirildi.

O'stirilgan epitaksial qatlamlar sirtining strukturaviy xususiyatlari sifatli metallografik tahlil orqali o'rganildi.

Namunalarda elektrofizik o'lchashlar HMS-5500 qurilmasi yordamida amalga oshirildi. Namunalarning BAX xarakteristikalarini Φ 116/1 tipidagi mikrovolt-mikroampermetr bilan o'lchandi. Namunalarning spektral xarakteristikalarini ZMR-3 monoxromatorida qayd etilgan. Kristall o'sishi jarayonida epitaksial qatlamlarning shakllanishi ATR-FTIR spektroskopiyasi yordamida tahlil qilindi.

“Si, Ge tagliklarda suyuq fazadan Si, Ge, Si_{1-x}Ge_x, Ge_{1-x}Sn_x, Si_{1-x-y}Ge_xSn_y epitaksial qatlamlarini o'stirishning nazariy asoslari va maqbul fizik-kimyoviy sharoitlari” deb nomlangan uchinchi bobida elementlar davriy sistemasining turli element atomlari uchun ko'p elektronli atomlarning potentsiali modelidan foydalangan holda qattiq qorishmalar hosil bo'lish imkoniyatining nazariy hisoblari keltirilgan. Bu tadqiqotning eksperimental bosqichidan oldin istiqbolli ikki, uch yoki undan ortiq elementli yarimo'tkazgichli qattiq qorishmalar ning shakllanishini bashorat qilish imkonini beradi va materiallarni tejashga, sarflanadigan vaqtni qisqartirishga yordam beradi.

Tomas-Fermi formulasidan (1) foydalanib, ba'zi qattiq qorishmalar komponentlarining ko'p elektronli atomlarining potentsiallari (statistik umumlashtirilgan moment) aniqlandi:

$$m^* = \frac{eZ}{r} \cdot \Phi \left(\frac{rZ^{\frac{1}{3}}}{0.8853 \cdot \frac{\hbar^2}{\mu e^2}} \right) \quad (1)$$

bu yerda e , μ -elektronning zaryadi va massasi, Z va r mos ravishda atomning tartib raqami va radiusi, \hbar -Plank doimiysi.

Olingan natijalarga asoslanib, suyuq fazali epitaksiya usulida olingan Si_{1-x-y}Ge_xSn_y, Si_{1-x}Ge_x, Ge_{1-x}Sn_x, (Ge₂)_{1-x}(GaAs)_x, (Ge₂)_{1-x}(ZnSe)_x, (Ge₂)_{1-x-y}(GaAs)_x(ZnSe)_y, (Sn₂)_{1-x-y}(GaAs)_x(ZnSe)_y, (GaAs)_{1-x}(ZnSe)_x, (Si₂)_{1-x}(GaP)_x kabi ko'p elementli yarimo'tkazgich materiallarning yangi yuqori xarakteristikali elektrofizik va fotoelektrik xususiyatlarga ega bo'lishini ilmiy bashorat qilish mumkin, bu esa kelajakda ularni yarimo'tkazgichli asboblarni tayyorlashda qo'llash imkonini beradi.

Si-Sn eritmasidan epitaksial qatlamlarning kristall-suyuqlik chegarasida o'sish jarayonida tizimning izobarik-izotermik potentsiali ortadi ($\Delta G_{cr} > 0$) va sirt yuzasi kattaligi va energiyasi σ ga bog'liq ravishda uning erkin energiyasi oshadi. Shuning uchun monokristallarni bu tarzda o'stirishda muhim omillar erituvchining kimyoviy tarkibi va ma'lum bir yo'nalishga ega bo'lgan taglik materialini hisoblanadi. $\Delta G_{cr} > 0$, bo'lishiga qaramay, epitaksial Si qatlamlari diffuziya-kinetik yoki aralashish deb ataladigan sharoitda sirt energiyasi tufayli taglikka o'sadi. Ta'kidlash mumkinki, erituvchida kritik o'lchamdagi nanoklasterlar mavjud bo'lganda ($\Delta G_{cr} < 0$) da taglik yuzasida kritikdan kattaroq radiusli yangi ikki o'lchovli kristallanish markazlari shakllana boshlaydi. Bu holat energetik jihatdan taglik yuzasida epitaksial qatlamlarning o'sishi uchun afzalroqdir.

Real eritmalar uchun Gibbs energiyasi quyidagicha yoziladi:

$$\Delta G_{mix} = RT(X_1 \ln a_1 + X_2 \ln a_2) \quad (2)$$

bu erda a_1 , a_2 – faollik kattaliklari.

Kremniy komponentining faollik koeffitsientini hisoblash uchun quyidagi ifoda qo'llaniladi:

$$\lg \gamma_{Si} = \frac{a' - b'T_{(s)(Si)}}{RT_{(s)(Si)}} (1 - X_{Sn})^2 \quad (3)$$

bu erda $a' = 31162$ va $b' = 4,0289$ Si–Sn tizimi uchun konstantalar; $T_{(s)(Si)}$ – Si ning solidus harorati.

Eritma sovutilganda Si nanoklasterlari taglikga joylashishi boshlanadi. Bu jarayonni kristallanishning boshlanishi deb hisoblash mumkin. Suyuq qalay muhitida nanokristallarning hosil bo'lishining Gibbs energiyasi (ΔG_{cr}) quyidagi formulalar yordamida hisoblandi:

$$r_c = \frac{2\sigma_{s-l}V_m}{\mu_1 - \mu_2} = \frac{2\sigma_{s-l} \cdot V_m \cdot T_l}{L \cdot \Delta T} \quad (4)$$

$$\mu_1 - \mu_2 = \Delta G_v = L \frac{\Delta T}{T_l} \quad (5)$$

$$\Delta G_{cr} = \frac{16\pi\sigma_{s-l}^3 V_m^2}{3(\Delta G_v)^2} \quad (6)$$

bu yerda, μ_1 va μ_2 – suyuq va qattiq Si ning kimyoviy potentsiallari, ΔG_v – hajmiy Gibbs energiyasi, V_m – Si ning molyar hajmi, L – Si ning erish issiqligi, σ_{s-l} – Si ning qattiq-suyuqlik chegarasidagi sirt tarangligi., T_l – Si ning erish harorati, ΔT – eritmaning qayta sovutish harorati.

Tizimda hosil bo'lgan Si nanoklasterlari Si taglik yuzasiga o'tirib, makro o'lchamli monokristalni hosil qilib, har bir harorat uchun tizimning umumiy Gibbs energiyasi (7) formula yordamida hisoblandi:

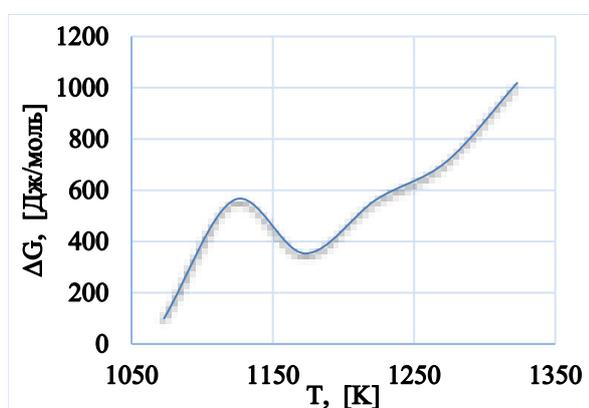
$$\Delta G_{system} = \Delta G_{cr} + \Delta G_{mix.then} - \Delta G_{mix.first} \quad (7)$$

bu yerda ΔG_{system} – Si–Sn tizimining umumiy Gibbs energiyasi, ΔG_{cr} – Si nanokristallarini hosil bo'lish Gibbs energiyasi, $\Delta G_{mix.then}$, $\Delta G_{mix.first}$ – tizimining mos ravishda yakuniy va dastlabki aralashish Gibbs energiyalari. Hisoblash natijalari 1-rasmda keltirilgan.

ΔG_{mix} egri chizig'i 1173 K da minimumga ega. Bu shuni ko'rsatadiki, kristallanish harorati 1123 K dan 1173 K gacha oraliqda bo'lganda Si kristallarining hosil bo'lish ehtimoli kamayadi. Minimum nuqtada Si ning qalay eritmasida eruvchanligi oshadi va kristallanish tezligi sekinlashadi, bu esa o'sayotgan qatlarning mukammal strukturali bo'lishiga olib keladi.

Nazariy hisoblashlarga asoslanib, diametri 20 mm va qalinligi ~400 mkm bo'lgan Si tagliklarga 1323÷1073 K harorat oralig'ida dislokatsiya zichligi $5 \cdot 10^4 \div 9 \cdot 10^3 \text{ sm}^{-2}$ bo'lgan yuqori sifatli epitaksial qatlamlari o'stirildi.

Jarayonning maqbul ekanligini tushuntirishlar Si nanoklasterlarining o'sayotgan Si taglik yuzasidagi zarrachalar va eritmadagi Sn zarrachalari bilan o'zaro ta'sirini o'rganish natijasiga asoslangan. Zarrachalar orasidagi masofani



1-rasm. Si kristallarining shakllanishida Gibbs energiyasining haroratga bog'liqligi.

bilgan holda, o‘zaro ta’sir kuchlari, quyidagi ko‘rinishdagi Lennard-Jons potentsiali formulasidan foydalanib, baholandi:

$$U_{L-J} = \frac{A}{r_{AB}^{12}} - \frac{B}{r_{AB}^6} \quad (8)$$

bu yerda A va B konstantalar; r – zarrachalar orasidagi ta’sirlashish masofasi.

Ekspirimental tanlangan kristallanish harorati uchun Si nanoklasterlarining eritma zarrachalari va o‘sib borayotgan Si yuzasi bilan o‘zaro ta’sirlari Lennard-Jons potentsiallari orqali hisoblab chiqildi (1-jadval). Shunday qilib, nazariy va eksperimental tadqiqotlar shuni ko‘rsatdiki, Si-Sn eritmasidan Si plyonkasini o‘stirish uchun qulay harorat 1173 K ga teng.

Mukammal Ge epitaksial qatlamlarini o‘shining maqbul sharoitini aniqlash uchun termodinamik yondashuv amalga oshirildi. Yuqorida tavsiflangan usuldan foydalanib, energiyani tejaydigan plyonka o‘stirish sharoitlari aniqlandi. Eritmada Sn va Ge komponentlarining faolligini aniqlash uchun Klauzius-Klapeyron va Gibbs-Dyuhem tenglamalaridan foydalanildi.

1-jadval

Kremniy taglik yuzasi va kremniy nanoklasterlari orasidagi Lennard-Jons potentsialining haroratga bog‘liqligi.

T_{kr}	Nanoklaster radiusi	$B \cdot 10^{-74}$	$A \cdot 10^{-127}$	$U_{L-J} \cdot 10^{-20} \text{ J}$ ($S_{inano} - S_{iyuza}$)
1323 K	2.60 nm	3.7517	5.6185	-9.01857
1273 K	2.33 nm	2.700	3.155	-6.70132
1223 K	2.10 nm	1.9769	1.6459	-5.57980
1173 K	1.90 nm	1.4638	0.769	-5.36382
1123 K	1.77 nm	1.1836	0.5677	-4.13300
1073 K	1.65 nm	0.959	0.3986	-3.34544
1023 K	1.54 nm	0.779	0.2758	-2.75000

$$\ln \left(\frac{1}{\gamma_{Ge} X_{Ge}} \right) = \frac{\Delta H_f}{R} \left(\frac{1}{T_c} - \frac{1}{T_l} \right) \quad (9)$$

$$\ln \gamma_{Sn} = - \frac{X_{Ge}}{X_{Sn}} (\ln \gamma_{Ge} - 1) \quad (10)$$

bu yerda X - tizimdagi komponentning konsentratsiyasi (mol ulushi), γ - faollik koeffitsienti, T_c - kristall hosil bo‘lish harorati, T_l - likvidus harorati, ΔH_f - erish issiqligi, R - universal gaz doimiysi.

Har xil haroratlarda faollik koeffitsientlarining qiymatlari hisoblab chiqildi. Ushbu natijalarga asoslanib, komponentlarning aralashish Gibbs energiyasining haroratga bog‘liqligi aniqlandi (2-rasm). 1000-1023 K harorat oralig‘ida ΔG_{mix} egri chiziq minimal qiymatga ega, bu tizimdagi komponentlarni erishining eng intensiv jarayoniga mosdir. 800 K dan past haroratlarda Ge monokristallarining eritmadan o‘shishi jarayonida $Ge_{1-x}Sn_x$ epitaksial qatlamli qattiq qorishma hosil bo‘lishi ko‘rsatildi.

$\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ qattiq qorishmani o‘stirishda aniqroq termodinamik natijalarga erishish uchun komponentlarning faollik qiymatlari hisoblab chiqildi va Si, Ge, Sn komponentlari faollik koeffitsientlarining haroratga bog‘liqlik qiymatlari aniqlandi.

$$RT \ln \gamma_{\text{Sn}} = \alpha_{\text{Si-Sn}} X_{\text{Si}}^2 + \alpha_{\text{Ge-Sn}} X_{\text{Ge}}^2 + (\alpha_{\text{Si-Sn}} + \alpha_{\text{Ge-Sn}} - \alpha_{\text{Si-Ge}}) X_{\text{Si}} X_{\text{Ge}} \quad (11)$$

$$RT \ln \gamma_{\text{Si}} = \alpha_{\text{Si-Sn}} X_{\text{Sn}}^2 + \alpha_{\text{Si-Ge}} X_{\text{Ge}}^2 + (\alpha_{\text{Si-Sn}} + \alpha_{\text{Si-Ge}} - \alpha_{\text{Ge-Sn}}) X_{\text{Ge}} X_{\text{Sn}} \quad (12)$$

$$RT \ln \gamma_{\text{Ge}} = \alpha_{\text{Ge-Sn}} X_{\text{Sn}}^2 + \alpha_{\text{Si-Sn}} X_{\text{Si}}^2 + (\alpha_{\text{Ge-Sn}} + \alpha_{\text{Si-Ge}} - \alpha_{\text{Si-Sn}}) X_{\text{Si}} X_{\text{Sn}} \quad (13)$$

bu yerda X - tizimdagi komponentning konsentratsiyasi (mol ulushi), T - harorat, R - universal gaz doimiysi, $\alpha_{\text{Si-Sn}} = 6410$, $\alpha_{\text{Si-Ge}} = 1615$, $\alpha_{\text{Sn-Ge}} = 735$ (Si va Sn, Si va Ge, Sn va Ge komponentlari orasidagi o‘zaro ta‘sir parametrlari).

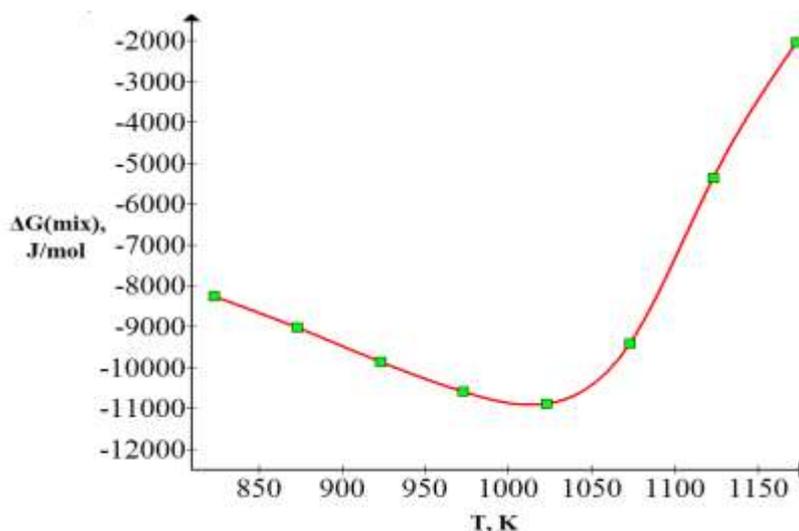
Keyinchalik (6) formuladan foydalanib, kristallanish jarayonining o‘z-

o‘zidan boshlanishiga to‘sqinlik qiluvchi Gibbs energiyasining qiymati aniqlandi. 1173-1183 K harorat oralig‘ida tizimning Gibbs energiyasi minimal qiymatga ega bo‘ldi, bu tajribada tasdiqlandi: kristallanishning bunday boshlang‘ich haroratida o‘stirilgan $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ qattiq qorishmasining epitaksial qatlamlari dislokatsiya zichligi kam bo‘lgan (taglik-plyonka chegarasida $3 \cdot 10^4 \text{ sm}^{-2}$ va plyonka yuzasida $8 \cdot 10^3 \text{ sm}^{-2}$) nisbatan mukammal tuzilishga egadir.

Eritmadan kristallanish jarayonida kristall strukturasiidagi nuqsonlarning, xususan dislokatsiyalarning paydo bo‘lishi kristall hosil qiluvchi zarrachalarning o‘lchami bilan bog‘liq. Shuning uchun kristallanish jarayonini ko‘rib chiqishda tizimda hosil bo‘lgan zarrachalarning o‘lchamlarini ham hisobga olish kerak (3-rasm).

1133-1135 K haroratda Si va Ge klasterlarining o‘lchamlari deyarli bir xil qiymatlarga ega bo‘lganligi sababli, ushbu harorat oralig‘ida nisbatan kam sonli strukturaviy nuqsonlar bilan $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ monokristallarini o‘stirish mumkin degan xulosaga kelishimiz mumkin, chunki. kristall hosil bo‘lish jarayonida bir xil o‘lchamdagi klasterlarning ishtirok etishi dislokatsiyaning paydo bo‘lish ehtimolligini keskin pasaytiradi.

Yuqoridagi nazariy fikrlardan foydalanib, $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ qattiq qorishmasi epitaksial qatlamlari Si tagliklariga o‘stirildi.



2-rasm. Ge-Sn tizimida aralashish Gibbs energiyasining haroratga bog‘liqligi

Murakkab varizon yarimo'tkazgich qattiq qorishmalarining kimyoviy tarkibi ularning o'sish yo'nalishi bo'yicha o'zgaradi, bu esa plyonkalarining man qilingan sohasi kengligining tekis o'zgartirishga imkon beradi.

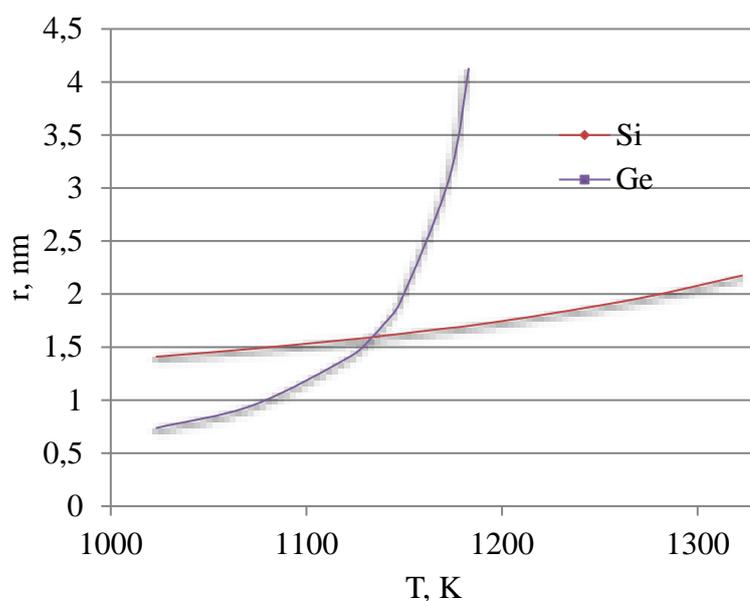
Qattiq eritmaning ko'pgina fizik xususiyatlari kristalldagi atomlarning bog'lanish energiyasiga bog'liq. Bu

yarimo'tkazgichlarning tuzilishini bir necha tadqiqot usullarida o'rganishga turtki bo'ldi. Shuning uchun Si, Ge, SiGe, GaP va SiGaP nanoklasterlarining kvant kimyoviy hisoblari yarim empirik PM3 usuli yordamida amalga oshirildi, turli haroratlar uchun ularning umumiy energiyasi, Gibbs energiyasi va entropiyasi aniqlandi.

Hisoblash natijalari shuni ko'rsatdiki, solvat shaklidagi Sn zarrachalari eritmadagi Si va Ge nanoklasterlarini qoplaydi va ularning metastabil holatini ta'minlaydi. Nanoklasterlarning Si, Ge yoki Si-Ge dan iborat bo'lish ehtimolini aniqlash uchun kvant kimyoviy hisob-kitoblari amalga oshirildi. Turli haroratlarda Si-Ge-Sn eritmasida Si-Ge nanoklasterlarini hosil bo'lish ehtimoli ancha yuqori ekanligi aniqlandi. Nanoklasterlarning barqarorligi Si nanoklasterlarining entropiya qiymatlari asosida baholandi. Yuqori haroratlarda Si₁₄, Si₁₅, Si₂₄, nanoklasterlarining entropiya qiymatlari salmoqli bo'lib chiqdi, Si₃₃...Si₃₅ nanoklasterlarniki esa kamaydi. Turli haroratlarda Si₃₅ nanoklasteridagi entropiya qiymatlarining keskin pasayishi uning ichki tuzilishining o'zgarishi bilan bog'liq bo'lishi mumkin. Si₃₄ dan boshlab Si nanoklasterlarining umumiy energiyasining qiymatlari musbat ekanligi aniqlandi (4-rasm), bu aniq kichik va katta nanoklasterlar orasidagi strukturaviy farqlar bilan bog'liq.

Turli haroratlarda Si₂, Si₄, Si₅, Si₈, Si₁₂ va Si₁₆ nanoklasterlarining entropiya qiymatlarining o'zgarishi sezilarsiz ekanligi aniqlandi, ya'ni bu nanoklasterlar barqaror holatdadir.

Yuqorida keltirilgan fikrlarga asoslanib, Ge klasterlarining entropiyasi va Gibbs energiyasi ham tavsiflangan. Aniqlanishicha Ge₂, Ge₃, Ge₄, Ge₅, Ge₆, Ge₇, Ge₈, Ge₉, Ge₁₀, Ge₁₂, Ge₁₃, Ge₁₄, Ge₁₅, Ge₁₆, Ge₂₄, Ge₃₃ nanoklasterlarining entropiya qiymatlari haroratga bog'liq ravishda bir xilda ortadi. Ge₁₁, Ge₃₅ va Ge₃₉ nanoklasterlarida esa entropiya qiymatlarining pasayishi kuzatildi. Yuqori



3-rasm. Monokristall plyonka hosil bo'lishida ishtirok etauvchi Si va Ge nanoklasterlari o'lchamlarining Sn eritmasidan kristallanishida haroratga bog'liqligi

haroratlarda barcha Ge nanoklasterlarining entropiyasi kamaydi. Ge nanoklasterlarining umumiy energiyasi nanoklasterdagi atomlar sonining ko'payishi bilan chiziqli ravishda kamaydi. Biroq, Ge_{40} dan boshlab, umumiy energiya musbat bo'ldi.

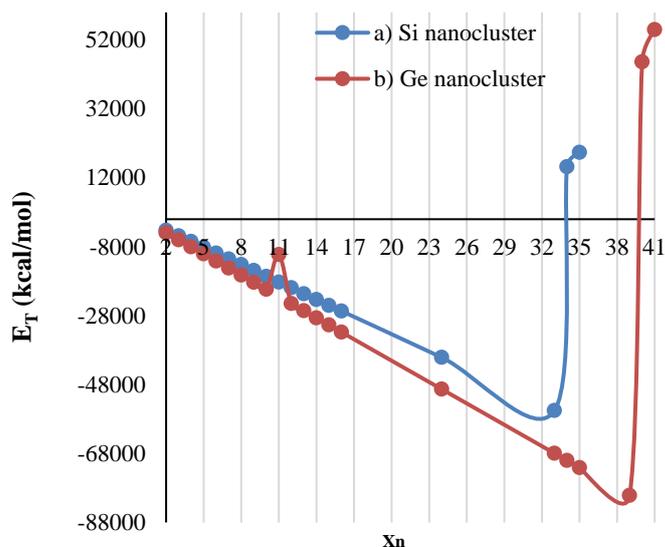
Si-Ge nanoklasterlarining umumiy energiyalarini hisoblashda Si_2Ge_3 va Si_3Ge_5 tarkibli nanoklasterlarning energiya qiymatlari boshqa tarkiblarga qaraganda bir oz yuqoriroq ekanligi aniqlandi. Bu shuni anglatadiki, bunday nanoklasterlarning paydo bo'lish ehtimoli kamroq. $SiGe$, $SiGe_3$, Si_2Ge_4 , Si_3Ge_4 , Si_6Ge_3 , Si_6Ge_4 , Si_6Ge_6 , Si_6Ge_7 nanoklasterlarining umumiy energiya qiymatlari bir xil sonli Si atomlariga ega nanoklasterlarinikidan kamroq, ammo shunday atom sondagi Ge nanoklasterlarinikidan yuqori bo'lib chiqdi, bundan, Si-Ge va Ge nanoklasterlari eritma tizimida mavjud bo'lishi mumkinligi kelib chiqadi. Bundan tashqari, Si_5 , Ge_5 , Si_8 , Ge_8 va Si-Ge nanoklasterlari, Si-Ge-Sn eritmasidan Si taglikga $Si_{1-x}Ge_x$ epitaksial qatlamlarini o'stirishda ishtirok etishi mumkin.

Quantum-ATK dasturidan foydalanib, yuqori ehtimollik bilan Si kristall panjarasi tugunlarida Ge yakka atom bo'lib yoki Ge_2 juftligida yonma-yon (dimer) holatda bo'lishi mumkinligi aniqlandi. Germaniy panjarasida Si, Si_5 va Si_{20} holatlarida mavjud bo'ladi. ATR-FTIR spektroskopik o'lchash tahlili yordamida eksperimental ravishda Si-Si, Ge-Ge, Si-Ge bog'larining $Si_{1-x}Ge_x$ qattiq qorishmada borligi tasdiqlandi.

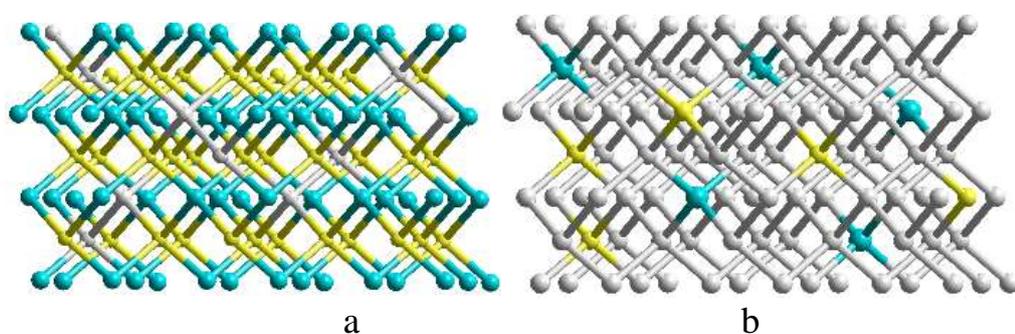
Keyinchalik, nanoklasterlar $Si_{1-x}Ge_x$ hosil bo'lishida ishtiroki bo'lgani kabi $(Si_2)_{1-x}(GaP)_x$ epitaksial qatlamlarning shakllanishida ham ishtirok etishi taxmin qilindi. Haqiqatan ham, tajribaga ko'ra, kristallanish jarayonida $(Si_2)_{1-x}(GaP)_x$ epitaksial qatlamlari tarkibi asta-sekin o'zgargan.

Ushbu tizimdagi Si va GaP nanoklasterlarining holati turli energetik mumkin bo'lgan strukturalar uchun kvant kimyoviy hisob-kitoblar yordamida o'rganildi, hamda Si, GaP kristallari va $(Si_2)_{1-x}(GaP)_x$ epitaksial qatlamlarining ATR-FTIR spektrlarini tahlil qilish yordamida tasdiqlandi.

Modellashtirishlar shuni ko'rsatdiki, GaP kristall strukturasi Si_2 dimerlarining mavjudligi katta ehtimollikka ega. Si kristall panjarasida esa galliy va fosfor atomlari alohida yoki GaP shaklida juft-juft joylashishi mumkin (5-rasm).



4-rasm. Atomlar soniga qarab Si va Ge nanoklasterlarining umumiy energiyalarining o'zgarishi: a) Si nanoklasterlari, b) Ge nanoklasterlari



5-rasm. Epitaksial qatlamlarning strukturaviy modellari $(\text{Si}_2)_{1-x}(\text{GaP})_x$: a) $(\text{GaP})_{96-5}\text{Si}_2$ (GaP kristalli panjarasida); b) $(\text{Si})_{96-5}\text{Ga-5P}$ (Si kristall panjarasida).

Ceklangan hajmdagi eritmadan kristallanish jarayonida yuqori va pastki tagliklarda hosil bo'lgan epitaksial plyonkalarining qalinligi, tagliklar orasidagi masofaning ma'lum bir kritik qiymatidan ($d > 1.2$ mm) oshishi bilan yuqori taglikdagi epitaksial qatlamning qalinligi pastkidan oshib ketadi. Katta o'lchamli klasterlarning kristallanish jarayonida ishtirok etishi yuqori taglikdagi epitaksial qatlam sifatining buzilishiga olib kelishi aniqlandi (polikristal komponentlarining paydo bo'lishi, dislokatsiya zichligining oshishi).

Sof diffuziya jarayonlari yuqori va pastki tagliklarda turli qalinlikdagi qatlamlarning shakllanishini ta'minlay olmaydi. Shuning uchun kuzatilgan effekt eritmaning nanoklaster tuzilishi nuqtai nazaridan tushuntirildi. Taxminiy hisob-kitoblar shuni ko'rsatdiki, tagliklar orasidagi masofa 1.2 mm ga teng bo'lsa, o'lchamlari ≤ 15 nm bo'lgan barcha nanoklasterlar tartibsiz issiqlik harakati tufayli yuqori yoki pastki tagliklarga, bir xil ehtimollik bilan etib boradi, ya'ni bunda Si nanoklasterlari radiusi 15 nm dan oshmasligi kerak.

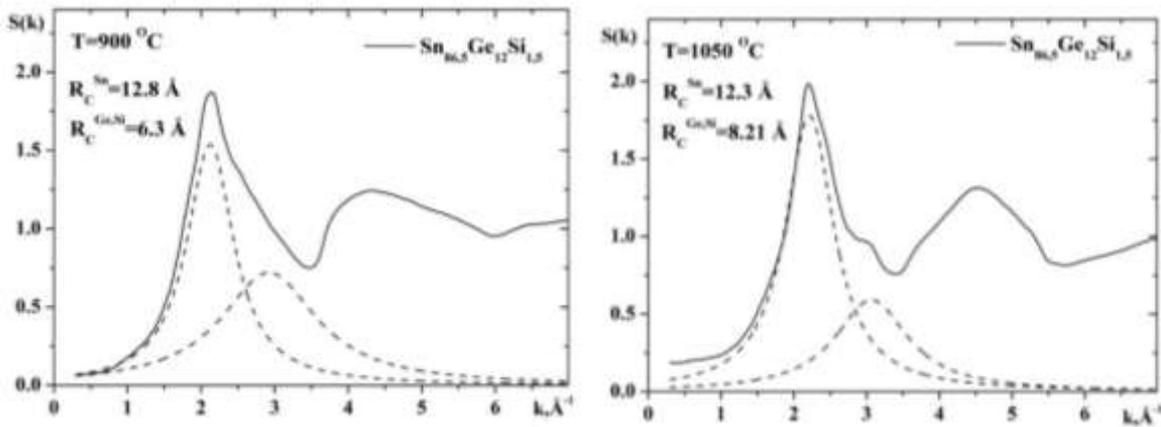
Ma'lum bir haroratda nanoklasterlarning o'lchamlarini aniqlash uchun $\text{Sn}_{86.5}\text{Ge}_{12}\text{Si}_{1.5}$ eritmasi tarkibi 900 °C va 1050 °C haroratlarda in-situ rentgen nurlari difraksiyasi usuli bilan yuqori haroratli difraktometr yordamida o'rganildi. Tadqiqotlar natijasida struktura ko'rsatgichlari olindi, birinchi cho'qqini tahlil qilib, eritmalarning mikro bir jinsli bo'lmagan strukturasi doirasida nanoklasterlar o'lchamini aniqlash mumkin (6-rasm). Bizning holatda, birinchi cho'qqi rentgen nurlarining qalay asosli, ikkinchisi esa Ge va Si asosli mikrosohalar tomonidan, sochilishiga to'g'ri keladi. Nanoklaster radiusi quyidagi tenglamadan aniqlandi

$$R_c = \frac{2\pi^3 n^2}{2.5^2 \Delta s} \quad (14)$$

bu yerda n - struktura faktori maksimumining tartib raqami, Δs - maksimum balandligi yarmining kengligi.

Tadqiqot natijalariga ko'ra, 900 °C haroratda qalay nanoklasterlarining o'lchami taxminan 1.28 nm, Ge yoki Si nanoklasterlarining o'lchami esa taxminan 0.630 nm ekanligi aniqlandi. 1050 °C haroratda bu parametrlar mos ravishda 1.23 nm va 0.821 nm ga teng bo'ldi.

Shunday qilib, in-situ rentgen nurlari difraksiyasi usuli bilan aniqlangan eritmadagi nanoklasterlarning o'lchami yuqorida nazariy hisoblangan 15 nm qiymatdan oshmaydi. Bu mazkur o'sish sharoitida tagliklar orasidagi masofa ≤ 1.2 mm bo'lganida, tartibsiz issiqlik harakati tufayli barcha nanoklasterlar yuqori yoki pastki tagliklarga teng ehtimollik bilan etib borishini tasdiqlaydi.

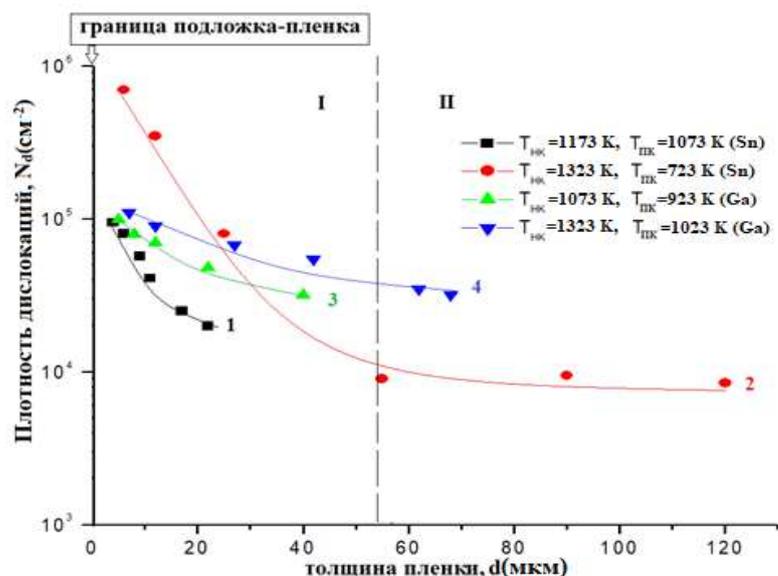


6-rasm. $\text{Sn}_{86,5}\text{Ge}_{12}\text{Si}_{1,5}$ eritmasining strukturaviy faktorlari

Eritmaning kristallanish jabhasiga tutash joylarida o'tish hududi hosil bo'ladi. U ma'lum bir haroratda eritmaning muvozanat tarkibiga nisbatan Si bilan to'yingan bo'ladi. Biroq, bu to'yinganlik kristallanish jabhasidan uzoqda joylashgan eritma sohalariga qaraganda kamroq bo'ladi. Sn-Si eritmasi holatida, Si ning kamligi tufayli o'tish hududining zichligi eritmaning asosiy hajmi zichligidan katta bo'ladi. Yuqori taglik yaqinidagi eritmaning zichligining katta bo'lishi (asosiy hajmning zichligiga nisbatan) Reyleigh-Teylor beqarorligiga xos bo'lgan jarayonlar namoyon bo'lishiga olib keladi: turli xil zichlikdagi suyuqliklarning vertikal "oqimlari" paydo bo'ladi. Bunda Si bilan boyitilgan eritmaning "oqimlari" yuqoriga ko'tariladi va yuqori taglikning ma'lum joylarida kristall qatlamning tez o'sishini ta'minlaydi, bu esa o'stirilgan qatlam yuzasida notekislik paydo bo'lishiga va nihoyat, o'stirilgan qatlamlar monokristalligining buzilishiga olib keladi. Si dan kambag'allashgan "oqimlar" pastga qarab harakatlanib, pastki taglik yaqinidagi o'tish hududi qalinligining oshishiga olib keladi va shu bilan undagi kristallanish jarayonlarini sekinlashtiradi. Yuqorida tavsiflangan eritmadan plyonkalarining hosil bo'lish mexanizmi tushunchasiga asoslanib, muhim amaliy xulosaga kelish mumkin: yuqori sifatli epitaksial plyonkalarni olish uchun tagliklarni joylashtirishda orasidagi masofani kritik kattalikdan oshirmaslik yoki eritmaning sovutish tezligini kamaytirish kerak.

Epitaksial $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ plyonkalari suyuq epitaksiya parametrlarining turli qiymatlarida 1323-723 K harorat oralig'ida o'stirildi. Boshlang'ich kristallanish harorati yuqori (T_{BH}) bo'lganda taglik-plyonka geterocheгарasida dislokatsiya zichligi oshdi, bu Si va Ge nanoklasterlarining o'lchamlari bilan bog'liq. Bu Ga va Sn eritmalaridan plyonkalarni o'stirishda kuzatildi (7-rasm).

Si- $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ -GaAs strukturalari Si, Ge, Ga va As larni o'z ichiga olgan qalayli eritmadan n-tipli Si(111) tagliklariga $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ qatlamlarini ketma-ket o'stirish orqali $T_{BH} = 1323$ K da olindi. $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ bufer qatlamining qalinligi 25÷45 mkm, GaAs qatlami esa 6÷12 mkm bo'ldi. Dislokatsiya zichligi: Si- $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ chegarasida: $\sim 5 \cdot 10^5 \text{ sm}^{-2}$, $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ bufer qatlamida $\sim 4 \cdot 10^3 \text{ sm}^{-2}$, GaAs epitaksial qatlamida $\sim 4 \cdot 10^5 \text{ sm}^{-2}$ ni tashkil etdi. Plyonkalar tushayotgan yorug'lik kvantlari (1÷2 eV) energiya oralig'ida fotosezgirlikka ega bo'lib, tutashgan yarimo'tkazgichlarning xususiy yutilish hududlarini qamrab oldi.



7-рasm. Har hil boshlang‘ich (T_{BH}) va so‘nggi (T_{SH}) kristallanish haroratigatlarida qalay va galliy eritmasidan o‘stirilgan $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ qattiq qorishmasi epitaksial qatlamlari N_d dislokatsiya zichligining plyonkalarining d qalinligiga bog‘liqligi

Geteroo‘tishlarda dislokatsiya zichligini kamaytirish usullaridan biri o‘shish jarayonida plyonkani legirlash va dislokatsiya markazlarini kompensirlashdir. Shunga asoslanib, qattiq eritma strukturasi ega $(\text{GaAs})_{1-x}(\text{ZnSe})_x$ plyonkalar $T_{BH} = 1023 \text{ K}$ da majburiy sovutish bilan Sn eritmasidan GaAs taglikkka o‘stirildi. Sb legirlovchi kiritma sifatida, man qilingan soha ichida chuqur sath hosil qilib, asosiy zaryad tashuvchilarni kompensatsiyalaydi. Natijada zaryad tashuvchilar (n_p) konsentratsiyasi $\sim 2 \cdot 10^{18} \div 10^{19} \text{ cm}^{-3} \text{ sm}^{-3}$ dan $\sim 3 \cdot 10^{16} \div 10^{17} \text{ sm}^{-3}$ gacha kamaydi, (μ_p) harakatchanlik $30 \div 60 \text{ sm}^2/\text{V}\cdot\text{s}$ dan $70 \div 100 \text{ sm}^2/\text{V}\cdot\text{s}$ gacha oshdi.

O‘stirilgan $(\text{GaAs})_{1-x}(\text{ZnSe})_x$ qattiq eritmalarining kristallografik xarakteristikalari yuqori aniqlikdagi rentgen nurlari difraksiyasi yordamida kuzatildi: epitaksial plyonkalar sfalerit tuzilishga ega bo‘lgan monokristallar bo‘lib chiqdi. Sb bilan legirlangan $(\text{GaAs})_{1-x}(\text{ZnSe})_x$ epitaksial qatlamlarning dislokatsiya zichligi plyonka yuzasida $7 \cdot 10^3 \text{ sm}^{-2}$, taglik-plyonka geterochegarasida $2 \cdot 10^4 \text{ sm}^{-2}$ ni tashkil etdi.

Plyonkalarining sirt morfologiyasi CoreAFM asbobi yordamida o‘rganildi. Sirt notekisligi 1.28 nm (cho‘qqi balandligi) dan 1.9 nm (chuqurlik chuqurligi) gacha o‘zgargan; o‘rtacha kvadrat sirt notekisligi 1.755 nm dan oshmadi.

Geterochegaradagi nuqsonlar zichligini kamaytirish, shuningdek, plyonka o‘shishi jarayonida energiya sarfini kamaytirish uchun taglik materialini maqbullashtirish ion bombardimon qilish usuli modellashtirishidan foydalangan holda amalga oshirildi. Ge ning sirt potentsiali Si ning sirt potentsialidan yuqoriligi aniqlandi. Bu shuni anglatadiki, o‘stirishning barcha sharoitlari bir xil bo‘lganda Si plyonkasiga nisbatan Ge plyonkasini olish osonroq kechadi.

Si va Ge dan farqli o‘laroq, bombardimon ionlarining nishon parametri, ya‘ni taglik sifatida ishlatiladigan GaAs va GaP sirtidan sochilish parametri $p(\text{Å})$ ushbu kimyoviy birikmalar Ga, As, P elementlarining sirt tekisligida joylashishiga bog‘liq:

epitaksial o'sish deyarli har doim As bilan to'ldirilgan tekisliklarda kuzatiladi, Ga bilan to'ldirilgan tekisliklarda, faqat kam to'yingan eritmadan o'sadi.

To'rtinchi bob **“Si_{1-x-y}Ge_xSn_y, Ge_{1-x}Sn_x, (Ge₂)_{1-x}(ZnSe)_x, (Ge₂)_{1-x-y}(GaAs)_x(ZnSe)_y, (Sn₂)_{1-x-y}(GaAs)_x(ZnSe)_y, (GaAs)_{1-x}(ZnSe)_x, (Si₂)_{1-x}(GaP)_x qattiq qorishmalar epitaksial plyonkalari va ular asosidagi geterostrukturalarning strukturaviy va fotoelektrik xossalari”** mavzusi ba'zi murakkab qattiq qorishmalar, strukturalar olish va ularning fizik xossalarini tadqiq qilishga bag'ishlangan.

Si_{1-x-y}Ge_xSn_y qattiq qorishmasi monokristall plyonkalari 1373-773 K harorat oralig'ida suyuq fazali epitaksiya bilan o'stirildi. O'sishning boshida taglikda hosil bo'lgan uchburchaklar epitaksial qatlamlarning Si (111) taglik yo'nalishida o'sa boshlaganini ko'rsatdi.

TEM yordamida epitaksial qatlamlarning bir xilligi va monokristalligi o'rganildi, SEM yordamida o'stirilgan epitaksial plyonkalar sirtining kimyoviy tarkibi aniqlandi: Si_{0.80}Ge_{0.19}Sn_{0.01}. Shundan keyin, plyonkalarining elektrofizik xossalari xona haroratida aniqlandi: solishtirma qarshilik $\rho = 0.5 \div 12 \text{ Om} \cdot \text{sm}$, Holl harakatchanligi $\mu_n = 600 \div 1100 \text{ sm}^2/\text{V} \cdot \text{s}$ va zaryad tashuvchilar konsentratsiyasi $n = 2 \cdot 10^{16} \div 5 \cdot 10^{17} \text{ sm}^{-3}$. Plyonkalar donor tip o'tkazuvchanligiga ega.

Ge_{1-x}Sn_x epitaksial qatlamlari 1 K/min sovutish tezligida, 893-723 K harorat oralig'ida, qalay eritmasidan o'stirildi. Tok tashuvchi konsentratsiyasi $n = (1 \div 5) \cdot 10^{17} \text{ sm}^{-3}$ va $n = (4 \div 7) \cdot 10^{17} \text{ sm}^{-3}$ bo'lgan donor o'tkazuvchanlik tipidagi Ge(111) va GaAs(100) tagiklar ishlatildi. Ge–Ge_{1-x}Sn_x va GaAs–Ge_{1-x}Sn_x epitaksial plyonkalari qalinligi bo'yicha qorishma komponentalarning taqsimlanishini sifatiy baholash, ularning deyarli bir xilligini ko'rsatdi.

$n\text{GaAs}-p\text{Ge}_{1-x}\text{Sn}_x$ geterostrukturalarining fotosezgirliги Ge_{1-x}Sn_x qattiq qorishmaning man qilingan va $n\text{GaAs}-p\text{Ge}_{1-x}\text{Sn}_x$ strukturaning $p-n$ o'tish sohalari bilan bog'liq bo'lib, yetarlicha keng spektr hududini qamrab oldi: 0.5 eV dan 1.9 eV gacha, ikkita maksimumga (0.65 eV va 1.43 eV) ega. Qisqa to'liqinli kvantlar plyonkaning yuqori qatlamlarida qisman yutiladi. Qattiq qorishmaning tashqi qatlamlaridan o'tib kirgan fotonlar $n\text{GaAs}-p\text{Ge}_{1-x}\text{Sn}_x$ strukturaning $p-n$ o'tish kontakt hududida yutiladi. Strukturaning fotosezgirlik sohasinig uzunroq to'liqin uzunligi hududiga siljishi (0.5 eV) Ge_{1-x}Sn_x plyonkaning tarkibida Sn borligi bilan bog'liq bo'lishi mumkin.

Mukammal kristall (Ge₂)_{1-x}(ZnSe)_x epitaksial qatlamlari 1023-803 K harorat oralig'ida majburiy sovutish bilan (1-1.5 K/min tezlikda) cheklangan qalayli eritmadan Ge va GaAs tagliklarga o'stirildi.

Panjaradagi komponentlarning o'zaro almashinishi uning sezilarli deformatsiyasiga olib kelmadi. Ya'ni, panjarada yaqin joylashgan Zn va Se atomlari germaniy atomlari bilan almashganda, kristall panjaraning elastik siqilishlarining energiyasi minimal bo'ldi, bu (Ge₂)_{1-x}(ZnSe)_x uzluksiz tarkibli qattiq qorishmalarining shakllanishi imkoni amalga oshirildi.

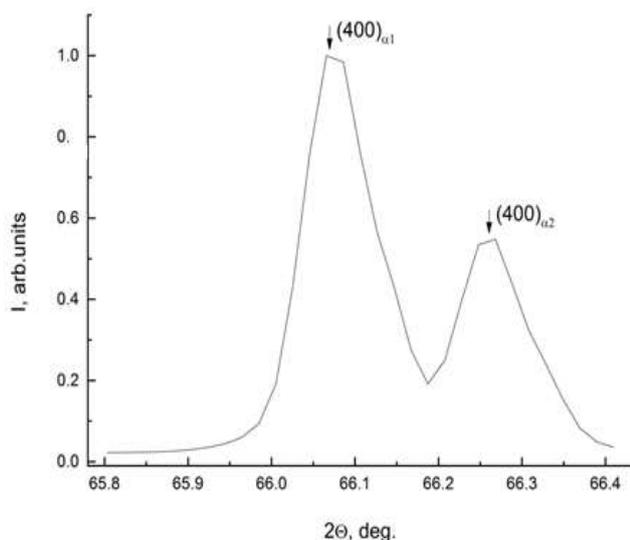
Qalayli eritmadan epitaksial plyonkaning o'sishi jarayonida, Zn va Se atomlarini germaniy atomlari bilan almashinishi, panjaradagi alohida joylashgan atomlarni o'rnini olishi bilan emas, balki Zn va Se atomlari juftligini ikkita

germaniy atomi (Ge -Ge) o'rnini egallashi tufayli sodir bo'lishi, taglikka varizon qattiq qorishma olish sharoitini tug'diradi.

Dislokatsiya zichligini kamaytirish uchun turli xil T_{BH} qiymatlarida tajribalar o'tkazildi. Epitaksial plyonkalarda dislokatsiya zichligining eng kam qiymatlari ($N_D = 7 \cdot 10^3 \div 8 \cdot 10^4 \text{ sm}^{-2}$) $T_{BH} = 893 \text{ K}$ bo'lganda qayd etildi.

Juft ("molekulyar") almashinish yo'li bilan olingan $(\text{Ge}_2)_{1-x-y}(\text{GaAs})_x(\text{ZnSe})_y$ qattiq qorishma kristall panjarasida, Ga-As, Ga-Ge, Ga-Se, Zn-Se, Zn-As, Zn-Ge, Ge-Ge, Ge-As, Ge-Se kovalent bog'lanishlar mavjudligidan dalolat beradi. Bunday kovalent bog'lanishlarning uzilish energiyalari har xil bo'lgani uchun ular qattiq qotishmaning fotosezgirlik spektrida tegishli cho'qqilarning paydo bo'lishiga olib keladi.

Aniq tarkibli $(\text{Ge}_2)_{0.02}(\text{ZnSe})_{0.03}(\text{GaAs})_{0.95}$ qattiq qorishmalar $T_{BH}=1023 \text{ K}$ da GaAs(100) tagliklarga o'stirildi. Ikki gorizontal joylashgan tagliklar bilan chegaralangan eritma tarkibi Sn, GaAs, Ge va ZnSe dan iborat. Epitaksial qatlamlarning qalinligi, tagliklarlar orasidagi masofaga va o'sish sharoitiga qarab, 4 dan 25 mkm gacha o'zgarib turadi.



8-rasm. $\text{GaAs}-(\text{Ge}_2)_{1-x-y}(\text{GaAs})_x(\text{ZnSe})_y$ plyonka yuzasidan olingan difraktogramma qismi

Rentgen nurlari difraksiyasi ma'lumotlariga ko'ra, hosil bo'lgan $(\text{Ge}_2)_{1-x-y}(\text{GaAs})_x(\text{ZnSe})_y$ epitaksial qatlamlari monokristallar bo'lib, sfalerit tipidagi strukturaga ega (8-rasm). Difraktogrammada bitta keng dublet (400) kuzatilib, bu faqat o'sgan fazaning monokristal panjarasidan qayd etilgandir.

Maksimumlarning kattaroq Bragg burchaklari sohasiga siljishi o'stirilgan qattiq qotishma panjara parametrining kamayishini ko'rsatdi ($a_{(\text{Ge}_2)_{1-x-y}(\text{GaAs})_x(\text{ZnSe})_y} = 0.56516 \pm 0.00004 \text{ nm}$), chunki ZnSe ($a_{\text{ZnSe}} = 0.56687 \pm 0.00004 \text{ nm}$), Ge ($a_{\text{Ge}} = 0.56581 \pm 0.0004 \text{ nm}$) va GaAs ($a_{\text{GaAs}} = 0.56532 \pm 0.0004 \text{ nm}$) panjara doimiylari nisbatan kattaroq qiymatlarga ega. O'stirilgan faza panjara doimiysining bunday kamayishiga sabab, sirt (sirt tekisligida) paydo bo'ladigan, qatlam qalinligini kamaytirishga intiluvchi cho'zilish kuchlanishining yuzaga kelishidir. Difraksion maksimalning sezilarli darajada kengayishi bilvosita juda kuchli azimutal sirt kuchlanishlari mavjudligi haqidagi taxmini tasdiqlaydi.

$(\text{Ge}_2)_{1-x-y}(\text{GaAs})_x(\text{ZnSe})_y$ epitaksial qatlamlari p tipdagi o'tkazuvchanlikka ega bo'lib, 300 K haroratda zaryad tashuvlarning konsentratsiyasi $\sim 5 \cdot 10^{18} \text{ sm}^{-3}$ va harakatchanligi $\sim 30 \text{ sm}^2 \cdot \text{V}^{-1} \cdot \text{s}^{-1}$ bo'lgan.

$n\text{GaAs}-p(\text{Ge}_2)_{0.02}(\text{GaAs})_{0.95}(\text{ZnSe})_{0.03}$ strukturasiining fotosezgirliги 0.7÷1.54 eV spektr diapazonida ekanligi xona haroratida fotodiod rejimida o'lchandi, bu Ge donor energiya sohasi va $(\text{Ge}_2)_{0.02}(\text{GaAs})_{0.95}(\text{ZnSe})_{0.03}$ n-p o'tish qatlamida elektron-

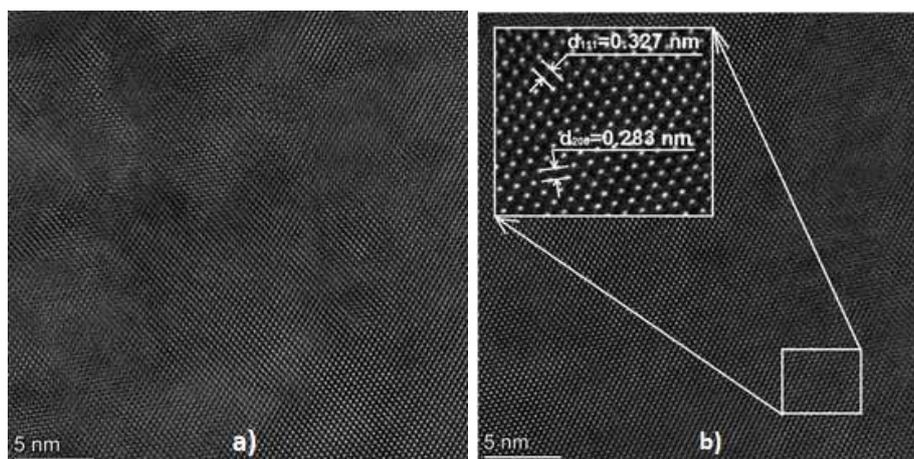
teshik juftlarining kaskadli fotogeneratsiyalanishini ko'rsatadi. Ge₂ va ZnSe ning GaAs ga birgalikda kiritilishi, uning man qilingan sohasini sezilarli o'zgartirmadi.

(Sn₂)_{1-x-y}(GaAs)_x(ZnSe)_y va (GaAs)_{1-x}(ZnSe)_x epitaksial qatlamlari mos ravishda $T_{BH} = 843$ K va $T_{BH} = 1023$ K da, 1 K/мин bir xil sovutish tezligida, o'stirildi, p va n tipdagi o'tkazuvchanlikka ega bo'lgan GaAs (100) tagliklarga ($p = 5 \cdot 10^{18} \text{sm}^{-3}$, $n = 3 \cdot 10^{17} \text{sm}^{-3}$) o'stirildi.

Rentgen nurlari difraksiyasi pretsizion usuli bilan aniqlangan (Sn₂)_{1-x-y}(GaAs)_x(ZnSe)_y va (GaAs)_{1-x}(ZnSe)_x epitaksial qatlamlarning panjara parametrlari qiymatlari ($a_{(\text{Sn}_2)_{1-x-y}(\text{GaAs})_x(\text{ZnSe})_y} = 0.56521 \pm 0.00003$ nm, $a_{(\text{GaAs})_{1-x}(\text{ZnSe})_x} = 0.56512 \pm 0.00003$ nm) orasidagi farqlar, ularning kimyoviy tarkibining ozgina farqlanishi tufayli sezilarli emas, tarkib komponentlarining plyonkalar o'sish yo'nalishi bo'ylab kesimi va yuzasida taqsimlanishi deyarli bir xildir.

TEM yordamida (GaAs)_{1-x}(ZnSe)_x epitaksial qatlamlarning bir jinsliliigi va monokristalligi o'rganildi (9 a, b-rasm).

Sovutish tezligini kamaytirish bilan plyonkaning kristall mukammalligining yaxshilanishi ko'rsatildi. Bu, shubhasiz, qattiq eritmaning suyuq fazadan kristallanish jarayoni ko'proq muvozanatli sharoitida amalga oshirilganligi bilan bog'liq.



9-rasm. $T_{BH} = 1023$ K da 3 K/мин (a) va 1 K/мин (b) sovutish tezligi bilan o'stirilgan (GaAs)_{1-x}(ZnSe)_x namunalarning HR TEM tasvirlari

Komponentlarning o'zaro juftli almashinuvi kristall panjarani katta deformatsiya qilmaydi. GaAs dimerini ZnSe yoki Sn-Sn dimerlari bilan almashinuvi vaqtida, kristall panjara elastik deformatsiyasi energiyasi minimal bo'ladi, shuning uchun uzluksiz (Sn₂)_{1-x-y}(GaAs)_x(ZnSe)_y, (GaAs)_{1-x}(ZnSe)_x ko'rinishdagi qattiq qorishmalar shakllanadi.

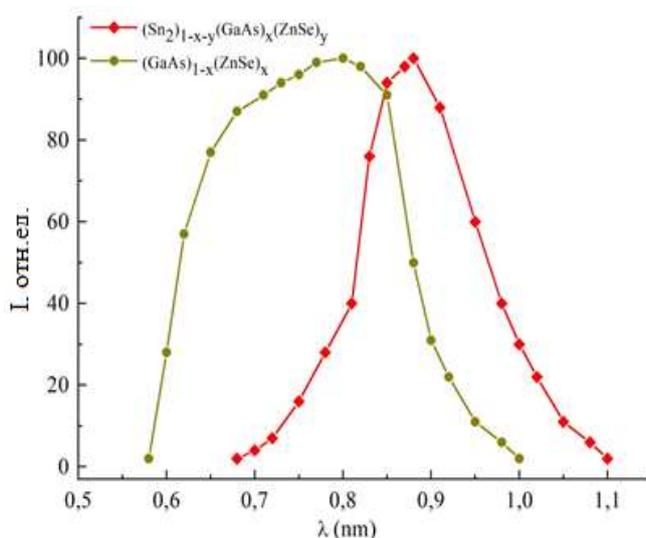
(Sn₂)_{1-x-y}(GaAs)_x(ZnSe)_y va (GaAs)_{1-x}(ZnSe)_x plyonkalari p-tipidagi o'tkazuvchanlikka ega. Holl o'lchashlari yordamida 300 K haroratda ularning solishtirma qarshiligi, Holl harakatchanligi va zaryad tashuvchining konsentratsiyasi aniqlandi: $\rho = 0.05 \div 1$ Om·sm, $\mu_p = 20 \div 45$ sm²/V·s, $n_p = 10^{18} \div 2 \cdot 10^{19}$ sm⁻³ ((Sn₂)_{1-x-y}(GaAs)_x(ZnSe)_y); $\rho = 1.2 \div 12$ Om·sm, $\mu_p = 30 \div 60$ sm²/V·s, $n_p = 10^{17} \div 2 \cdot 10^{18}$ sm⁻³ ((GaAs)_{1-x}(ZnSe)_x).

GaAs-(Sn₂)_{1-x-y}(GaAs)_x(ZnSe)_y, GaAs-(GaAs)_{1-x}(ZnSe)_x geterostrukturalarning tushayotgan kvantlar energiyasiga fotosezgirliги fotodiod rejimida ko‘rildi. Yoritish plyonkalar tarafidan qilindi. nGaAs-p(Sn₂)_{1-x-y}(GaAs)_x(ZnSe)_y, nGaAs-p(GaAs)_{1-x}(ZnSe)_x geterostrukturalarning spektral fotosezgirliги 300 K haroratda spektral sohaning mos ravishda 1.12 eV dan 1.82 eV gacha (kuzatilgan maksimum 1.41 eV) va 1.24 eV dan 2.14 eV gacha (kuzatilgan maksimum 1.55 eV) oralig‘iga mos keldi (10-rasm).

nGaAs-p(Sn₂)_{1-x-y}(GaAs)_x(ZnSe)_y geterostrukturalarda spektrning 1.46 eV dan katta qisqa to‘lqin sohasidagi foton energiyalariga nisbatan fotosezgirlikning keskin pasayishi kuzatildi, bu plyonkalar yuzasiga nisbatan p-n o‘tish sohasi to‘siq chuqurligi va epitaksial qatlamlar ichkarisidagi zaryad tashuvchilarning harakatchanliги bilan bog‘liq. (Sn₂)_{1-x-y}(GaAs)_x(ZnSe)_y qattiq qorishmada zaryad tashuvchilar konsentratsiyasining oshishi, zaryad tashuvchilar harakatchanligini pasaytirishi ehtimoliy holatdir va plyonka yuzasida hosil bo‘lgan tashuvchilarning aksariyati ajratuvchi to‘siqning chuqurligiga yetib bormay, rekombinatsiyaga uchraydi.

GaP epitaksial plyonkalari Si tagliklariga Sn eritmadan Si dan GaP gacha tekis va monoton o‘zgarib boruvchi tarkib bilan o‘stirildi. Qattiq qorishmaning kristallanish jarayoni muvozanatga yaqin sharoitda bordi. Kristallanish fronti bo‘ylab erigan GaP va Si dimerlarining migratsiya vaqti ularning kristall holatga o‘tish vaqtidan ancha yuqori bo‘lganliги uchun, sirt ustida ko‘chib yuruvchi dimerlar ("molekulalar") kristall panjaraning elastik siqilishlarining energiyasi minimal bo‘lgan joylarda to‘planadi. Bu jarayon mukammal kristall tuzilishga ega epitaksial plyonkaning o‘shishiga yordam beradi. Si-GaP qattiq qorishmalarini hosil qilish uchun juftlik (dimer yoki "molekulyar") almashinish sharoitlari zarur, ya'ni GaP dimerlari Si-Si tipidagi dimerlar bilan almashinishi kerak. O‘stirilgan (Si₂)_{1-x}(GaP)_x epitaksial plyonkalar n-tipli o‘tkazuvchanlikka ega va ularning qalinliги ~ 25 mkm tashkil etadi.

Olingan epitaksial qatlamlar monokristal bo‘lib, sfalerit strukturaga ega. Plyonkaning panjara parametrlari ikki fazaning panjaralari dubletlarning birlashuvidan iborat maksimum (222) og‘irlik markazlarining joylashuvi bilan aniqlandi: Si (taglik) va (Si₂)_{1-x}(GaP)_x (plyonka) larni ajratish uchun matematik ishlovdan keyin. Dubletning kuchsiz intensivliги tufayli o‘lchov aniqligi cheklandi. Panjara parametrlari mos ravishda $a_{Si}=0.5431$ nm va $a_{(Si_2)1-x(GaP)_x}=0.5438$ nm ga teng.



10-rasm. nGaAs-p(Sn₂)_{1-x-y}(GaAs)_x(ZnSe)_y va nGaAs-p(GaAs)_{1-x}(ZnSe)_x strukturalarning 300 K da spektral fotosezgirliги

O'stirilgan faza panjara parametrining kamayishi sirt tekisligida elastik siqilish kuchlanishining yuzaga kelishi bog'liq bo'lishi mumkin.

$(\text{GaAs})_{1-x}(\text{ZnSe})_x$, $(\text{Ge}_2)_{1-x}(\text{ZnSe})_x$ qattiq qorishmalar epitaksial qatlamlarini elektron o'tkazuvchanlik tipidagi GaAs (100) tagliklarga ($\text{AGCHO } n=3 \cdot 10^{17} \text{ sm}^{-3}$) o'stirishda, tagliklar eritmaga botirilishidan oldin, tizim suyuqlik haroratida 3 soat davomida ushlab turildi. Bunda, eritmadan Zn ning intensiv bug'lanishi va uning taglikka diffuziyalanishi tufayli $n\text{GaAs}-p\text{GaAs}$ gomoo'tish hosil bo'ladi, bu $n\text{GaAs}-p\text{GaAs}-p(\text{GaAs})_{1-x}(\text{ZnSe})_x$, $n\text{GaAs}-p\text{GaAs}-p(\text{Ge}_2)_{1-x}(\text{ZnSe})_x$ strukturalarni yagona texnologik siklda olish imkonini berdi.

Selening Se-Ge, Se-Ga o'zaro ta'siri tufayli $(\text{GaAs})_{1-x}(\text{ZnSe})_x$ va $(\text{Ge}_2)_{1-x}(\text{ZnSe})_x$ qattiq qorishmalarning kristall panjarasidagi selen bog'lanish kuchlari ZnSe kristall panjarasidagiga nisbatan kuchliroq bo'ladi. Bu odatda ZnSe da elektron o'tkazuvchanlik ko'rinishini keltirib chiqaradigan V_{Se} bo'sh o'rinlar sonining sezilarli darajada kamayishiga olib kelishi mumkin. Bundan tashqari, qattiq qorishmalardagi selen quyi panjarasi V_{Se} bo'sh o'rinlarining bir qismini Ge yoki Ga atomlari egallashi mumkinligi, V_{Se} bo'sh o'rinlarini kamayishiga yordam beradi.

Foto-EYK ning spektral bog'liqligini o'lchash shuni ko'rsatdiki, keng sohali "deraza" dan yoritilganda ikkala strukturaning fotosezgirliги tushayotgan kvantlarning juda tor energiya diapazonini qamrab oladi, ularning maksimumi 1.45 eV ga to'g'ri keladi. Bu, ehtimol, mazkur strukturalarda tok tashuvchilarining ajralishi asosan GaAs gomo- p - n -o'tishlarda sodir bo'lishi bilan bog'liq. Yoritilganlikning turli darajalarida (100÷4000 lyuks) $n\text{GaAs}-p\text{GaAs}-p(\text{Ge}_2)_{1-x}(\text{ZnSe})_x$ strukturalarning salt yuklanish xarakteristikalari o'rganildi. Tashuvchilarni yig'ish samaradorligi kristallanish sharoitlari bilan bog'liq bo'lib, eritmani dastlabki qayta sovishi $\Delta T = 10 \text{ K}$ bo'lganda va tizim 1.5 soat davomida ushlab turilganda bunga erishildi. $(\text{Ge}_2)_{1-x-y}(\text{GaAs})_x(\text{ZnSe})_y$ ($x = 0.95$; $y = 0.03$) va $(\text{GaAs})_{1-x}(\text{ZnSe})_x$ ($x=0.03$) plyonkalar esa p tipidagi o'tkazuvchanlikka ega bo'ldi.

Foto-EYK qiymatlarining o'sishi yoki kamayishini $n\text{GaAs}-p(\text{Ge}_2)_{1-x-y}(\text{GaAs})_x(\text{ZnSe})_y$, $n\text{GaAs}-p(\text{GaAs})_{1-x}(\text{ZnSe})_x$ geteroo'tishlarda yorug'lik impulslarini "dereaza" tomonidan tushurib taqiq qilish, har ikkala tuzilma uchun asosiy bo'lmagan tashuvchilarning yashash vaqti olingan qatlamlarning kristall mukammalligiga bog'liqligini ko'rsatdi.

“Yagona texnologik siklda o'stirilgan ko'p qatlamli geterostrukturalarning tuzilishi” deb nomlangan beshinchi bob ko'p qatlamli yarimo'tkazgichli strukturalarni yagona texnologik siklda ishlab olish va ularning fizik xossalarini tadqiq qilishga bag'ishlangan.

Bunday strukturalarni olishda termodinamik eritma tizimi uchun muvozanatga yaqin sharoitlarni yaratish muhimdir.

IV bobda berilgan sharoitlarda o'stirilgan $\text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{Sn}_y$ epitaksial qatlamlar tarkibida kimyoviy elementlarning taqsimotini sirt va ko'ndalang yuza bo'yicha o'rganganda ularning qalinlik bo'yicha bir xilligini ko'rsatdi. Plyonka sirtning kimyoviy tarkibi $\text{Si}_{0.04}\text{Ge}_{0.93}\text{Sn}_{0.03}$ bo'lib, qatlamlarda makroskopik nuqsonlar va boshqa fazalarning mavjudligi aniqlanmadi.

Kimyoviy ishlov berish usuli yordamida taglik-plyonka chegarasida ($N_D \sim 10^5 \text{ sm}^{-2}$) va plyonka yuzasida ($N_D \sim 9 \cdot 10^3 \text{ sm}^{-2}$) dislokatsiya zichligi aniqlandi. Uning

ba'zi elektrofizik xossalardan parametrlarining Si, Ge va $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ monokristallarga yaqinligi ko'rinadi.

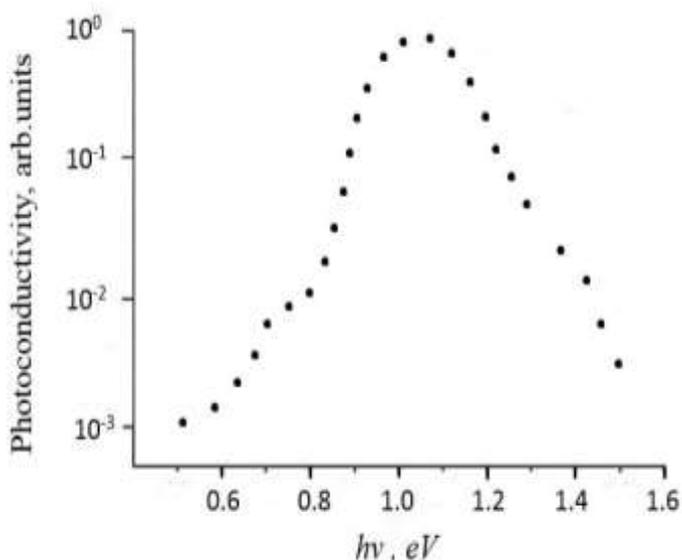
$p\text{Si}-n\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x-n\text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{Sn}_y$ strukturalarning fotosezgirliги xona haroratida fotodiod rejimida o'Ichandi (11-rasm). Plyonka qalinligi 12-15 mikronni tashkil etdi.

11-rasmdan ko'rinib turibdiki, $p\text{Si}-n\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x-n\text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{Sn}_y$ strukturalar etarlicha keng spektr oralig'ida 0.5 eV dan 1.5 eV gacha fotosezuvchandir. Fotosezgirlikning maksimumi spektrning 0.95÷1.2 eV oralig'ida kuzatildi. Si, Ge, $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ monokristallari va ularga asoslangan strukturalar bilan solishtirganda fotosezgirlik spektr diapazonining to'liq uzunligi kattaroq sohaga (0.5 eV) siljishi, ehtimol, tarkibda Sn ning mavjudligi bilan bog'liq. Qisqa to'liqni sohadadagi fotosezgirlikning kamayishini qattiq qorishmada ushbu diapazondagi spektr kvantlarining zaif yutilishi bilan tushuntirish mumkin. Qisqa to'liqni kvantlar qisman plyonkaning yuqori qatlamlarida yutiladi. Qattiq qorishma spektrining tor yutilish sohasiga to'g'ri keluvchi, tashqi qatlamlardan o'tib kirib boruvchi fotonlar kremniy taglik tomonidan yutiladi. Shuning uchun fotosezgirlik spektrining maksimumi aynan kremniyning yutilish spektri hududida kremniyning yutish hududida kuzatilgan.

Si - $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ - $(\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x)_{1-z}(\text{Al}_{1-y}\text{Ga}_y\text{As})_z$ - $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ - $(\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x)_{1-z}(\text{Al}_{1-y}\text{Ga}_y\text{As})_z$ geterostruktura namunalari bitta texnologik siklda Si(111) tagliklarga 1223...973 K harorat oralig'ida suyultma eritmadan o'stirildi. To'yingan Si-Ge-Al-Ga-As-Sn eritmadan dastlab qalinligi 12-14 mkm bo'lgan $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ qatlami o'sadi. Keyin eritma ma'lum haroratda Al, Ga va As komponentlari bilan to'yingandan so'ng, $(\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x)_{1-z}(\text{Al}_{1-y}\text{Ga}_y\text{As})_z$ epitaxial qatlamining o'sishi boshlanadi.

$(\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x)_{1-z}(\text{Al}_{1-y}\text{Ga}_y\text{As})_z$ qatlamining o'sishi jarayonida eritmadagi Ge va Si konsentratsiyasi asta-sekin oshib boradi, buning natijasida $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ bufer qatlami navbatdagi qatlamda yana o'sadi. Eritma tarkibi Si va Ge ga nisbatan kambag'allashgandan keyin $(\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x)_{1-z}(\text{Al}_{1-y}\text{Ga}_y\text{As})_z$ epitaxial qatlam ilgari hosil bo'lgan katlamning kristallografik yo'nalishida o'sishda davom etadi (12-rasm).

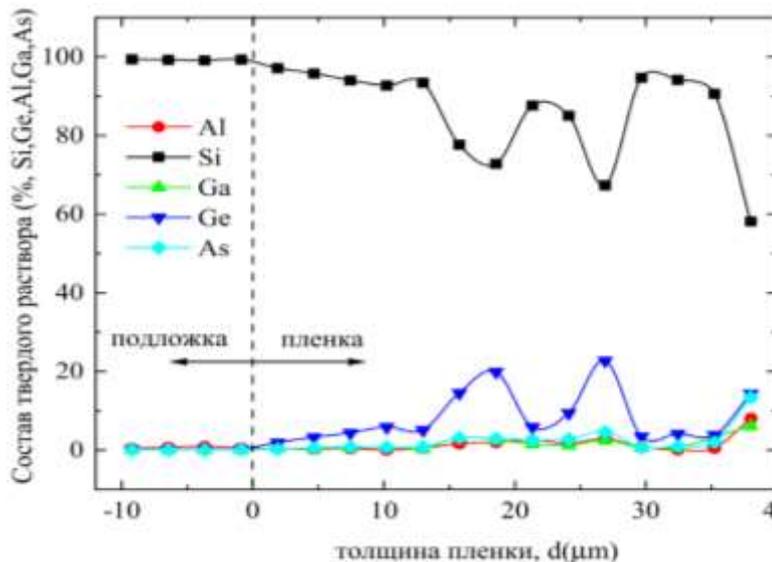
Tabiiy ravishda sodir boradigan ushbu jarayonlarning ketma-ket almashinuvi tufayli to'rt qavatli Si-Si $_{1-x}$ Ge $_x$ -(Si $_{1-x}$ Ge $_x$) $_{1-z}$ (Al $_{1-y}$ Ga $_y$ As) $_z$ -Si $_{1-x}$ Ge $_x$ -(Si $_{1-x}$ Ge $_x$) $_{1-z}$ (Al $_{1-y}$ Ga $_y$ As) $_z$ geterostrukturani olish mumkin.



11-rasm. 300 K haroratda fotodiod rejimida $p\text{Si}-n\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x-n\text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{Sn}_y$ strukturaning fotosezgirliги

$\text{Si-Si}_{1-x}\text{Ge}_x-(\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x)_{1-z}(\text{Al}_{1-y}\text{Ga}_y\text{As})_z-\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x-(\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x)_{1-z}(\text{Al}_{1-y}\text{Ga}_y\text{As})_z$
geterostrukturalarini elektrofizikaviy va fotoelektrik tadqiq qilish ularning amaliy tadbiriq istiqboli borligini ko'rsatdi. Plyonkalarining solishtirma qarshiligi $\rho = 0.5 \div 12$ Om·sm bo'lib, n-tip o'tkazuvchanlikka ega. Holl o'lchashlari yordamida plyonkaning zaryad tashuvchilari harakatchanligi (μ) va konsentratsiyasi (n) aniqlandi: $\mu_n = 500 \div 1100$ $\text{sm}^2/\text{V}\cdot\text{s}$, $n = 5 \cdot 10^{17} \div 2 \cdot 10^{18}$ sm^{-3} , (300 K haroratda).

Fotodiod rejimida tushayotgan yorug'lik kvantlari energiyasiga pSi- $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ -n($\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$) $_{1-z}(\text{Al}_{1-y}\text{Ga}_y\text{As})_z$ -n($\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$) $_{1-z}(\text{Al}_{1-y}\text{Ga}_y\text{As})_z$ geterostrukturaning fotosezgirliги o'rganildi. Fotosezgirliги 0.72 eV dan 1.9 eV gacha bo'lgan keng spektr diapazonida bo'lishi aniqlandi. Spektarning qisqa to'liqinli sohasidagi fotosezgirlikning pasayishi ($\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$) $_{1-z}(\text{Al}_{1-y}\text{Ga}_y\text{As})_z$ -qattiq qorishmasi tomonidan zaif yutilishi bilan izohlash mumkin, buning natijasida qisqa to'liqin uzunlikdagi kvantlar qisman qotishmaning yuqori qatlamlarida, ulgurmaganlari esa plyonka ichiga kirib, man qilingan sohasi tor bo'lgan $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ qatlamlarida yutiladi.



12-rasm. $\text{Si-Si}_{1-x}\text{Ge}_x-(\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x)_{1-z}(\text{Al}_{1-y}\text{Ga}_y\text{As})_z-\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x-(\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x)_{1-z}(\text{Al}_{1-y}\text{Ga}_y\text{As})_z$ strukturaning qalinliги bo'yicha komponentlarning taqsimlanishi

XULOSA

1. Ko'p elektronli atomlarning potentsiali modelidan foydalanib, davriy sistemaning III-VI guruhlar elementlaridan tashkil topgan $\text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{Sn}_y$, $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$, $\text{Ge}_{1-x}\text{Sn}_x$, $(\text{Ge}_2)_{1-x}(\text{GaAs})_x$, $(\text{Ge}_2)_{1-x}(\text{ZnSe})_x$, $(\text{Ge}_2)_{1-x-y}(\text{GaAs})_x(\text{ZnSe})_y$, $(\text{Sn}_2)_{1-x-y}(\text{GaAs})_x(\text{ZnSe})_y$, $(\text{GaAs})_{1-x}(\text{ZnSe})_x$, $(\text{Si}_2)_{1-x}(\text{GaP})_x$ qattiq qorishmalarning hosil bo'lish imkoniyati, bashorat qilindi.

2. Si, Ge, $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ epitaksial qatlamlarini monokristall taglikka o'sishi uchun energetik qulay sharoitlarini aniqlash maqsadida tizimning Gibbs energiyasi hamda Si va Ge nanoklasterlarining o'lchamlari nazariy jihatdan hisoblab chiqildi va epitaksial plyonkada, taglik-plyonkada chegarasida dislokatsiya hosil bo'lish mexanizmlari taklif qilindi.

3. Si-Sn, Ge-Sn sistemalarining to'yingan holati uchun komponentlarning konsentratsiyalari va aktivliklari aniqlandi, komponentlarni turli haroratlarda aralashishning Gibbs energiyalari hisoblab chiqildi va yuqori haroratlarda o'stirilgan

kristallar dislokatsiyasi zichligiga ta'sir etuvchi sabablaridan biri nanoklasterlarning o'lchami ekanligi aniqlandi.

4. Birinchi marta Si-Ge-Sn tizimlarining real eritmaları uchun termodinamik hisoblashlar asosida cheklangan qalayli eritmadan suyuq epitaksiya bilan $Si_{1-x}Ge_x$ qattiq qorishmalarining epitaksial qatlamlarini o'stirishning maqbul va arzon texnologik sharoiti aniqlandi.

5. Kompyuter modellashtirishdan foydalanib, monokristal tagliklarda Si va Ge epitaksial qatlamlarini hosil qilishda ishtirok etuvchi, energiya jihatidan eng ehtimoliy barqaror Si_n , Ge_m , Si_nGe_m nanoklasterlar, Ge va GaP kristall panjara tugunlarida Si_n ning, Si kristall panjara tugunlarida esa Ge_m ning eng ehtimoliy joylashuvi aniqlandi.

6. Qattiq qorishma panjarasidagi atomlarning SiGaP klasterlari va boshqa turli strukturaviy konfiguratsiyalari panjaraning to'liq energetik holatini kvant kimyoviy hisob-kitoblari yordamida modellashtirildi va GaP panjarasida Si_2 kabi konfiguratsiyalar mavjudligi boshqa konfiguratsiyalar (Si_n)ga nisbatan ehtimoli yuqoriroq ekanligi aniqlandi va eksperimental topilgan ATR-FTIR spektrlaridagi maxsus yutilishlar $(Si_2)_{1-x}(GaP)_x$ epitaksial qatlamlarning mavjudligini tasdiqlaydi.

7. Cheklangan hajmli eritmadan epitaksial qatlamlarning o'sish mexanizmi taklif qilindi va Reyleigh-Taylor beqarorligi hodisasiga asoslanib, suyuq fazali epitaksiyada yuqori tagliklarda qalinroq plyonkalar o'sishining sababi tushuntirildi.

8. Si- $Si_{1-x}Ge_x$, Si- $Si_{1-x}Ge_x$ -GaAs, strukturalarida taglik-plyonka geterochegarasidagi dislokatsiyalar shakllanishi jarayoniga kristallanishning boshlang'ich haroratining ta'siri aniqlandi va plyonkadagi dislokatsiya zichligining qalinlikga bog'liqligi eksponensial xarakterda ekanligi ko'rsatildi.

9. Ion bombardimon modellashtirish usulidan foydalanib, suyuq fazadan qattiq qorishmalarni Si, Ge, GaAs va GaP tagliklarga o'stirishda nishon masofasi parametrlari aniqlanib, ularning sirt potentsiallari baholandi hamda sinov texnologik tajribalarini o'tkazmay nazariy jihatdan mukammal kristall epitaksial qatlamlarni olish imkoniyati bashorat qilindi.

10. Si (111) tagliklarga o'stirilgan $Si_{1-x-y}Ge_xSn_y$ qattiq qorishmalari tarkibida qalayning mavjudligi fotonlarning plyonka yuzasiga tushganda zaryad tashuvchilarning spektrning uzunroq to'lqin uzunligi hududiga paydo bo'lishini ta'minlaydi va olingan yarimo'tkazgichlarning fotosezgirlik sohasining Si va Ge lar bilan solishtirganda sezilarli darajada kengaytiradi.

11. Birinchi marta binar (dimer) turdagi almashinuvga ega, $Ge_{1-x}Sn_x$ va $(Ge_2)_{1-x-y}(GaAs)_x(ZnSe)_y$, teshikli o'tkazuvchanlikka ega qattiq qorishmalar GaAs(100) tagliklariga o'stirildi, teshiklar konsentratsiyasi $10^{17} \div 10^{18} \text{ sm}^{-3}$, zaryad tashuvchilar harakatchanligi $15 \div 20 \text{ V} \cdot \text{s}/\text{sm}^2$ va spektral diapazonda kuzatilgan fotosezgirlik $0.7 \div 1.54 \text{ eV}$ bo'lib, bu Ge-donor energetik sohasi va soha ichidagi kaskad elektron-teshik juftlarining fotogeneratsiyasining $(Ge_2)_{0.02}(ZnSe)_{0.03}(GaAs)_{0.95}$ ning *n-p* o'tish qatlamida paydo bo'lishini ko'rsatadi.

12. Cheklangan hajmli qalay eritmasidan GaAs(100) taglikka o'stirilgan yangi $(Ge_2)_{1-x-y}(GaAs)_x(ZnSe)_y$, $(Sn_2)_{1-x-y}(GaAs)_x(ZnSe)_y$ va $(GaAs)_{1-x}(ZnSe)_x$ qattiq qorishmalarda, qatlam qalinligini kamaytirishga moyil bo'lgan sirt tekisligida cho'zilish kuchlanishlarining paydo bo'lishi, ularning Ge, GaAs va ZnSe ga nisbatan

panjara parametrlarining kamayishiga olib keladi, bu ba'zi hollarda zaryad tashuvchilar harakatchanligini pasaytiradi natijada plyonka yuzasida hosil bo'lgan ko'pchilik zaryad tashuvchilar ajratuvchi potensial to'siqning chuqurligiga etib kelmasdan, rekombinatsiyalanadi.

13. Yagona texnologik siklda birinchi marta qalay eritmasidan qalinlik bo'yicha kimyoviy tarkibi tekis o'zgaruvchi $\text{Si-Si}_{1-x}\text{Ge}_x\text{-Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{Sn}_y$, $\text{Si-Si}_{1-x}\text{Ge}_x - (\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x)_{1-z}(\text{Al}_{1-y}\text{Ga}_y\text{As})_z - \text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x - (\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x)_{1-z}(\text{Al}_{1-y}\text{Ga}_y\text{As})_z$ ko'p qatlamli strukturalar olindi, bu ularning fotosezgirlik spektr sohasining sezilarli darajada kengayishiga olib keladi.

НАУЧНЫЙ СОВЕТ DSc02/27.02.2020.FM/Т.110.01 ПО
ПРИСУЖДЕНИЮ УЧЕНЫХ СТЕПЕНЕЙ ПРИ ФИЗИКО-
ТЕХНИЧЕСКОМ ИНСТИТУТЕ АН РУз

УРГЕНЧСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ УНИВЕРСИТЕТ
ФИЗИКО-ТЕХНИЧЕСКИЙ ИНСТИТУТ

РАЗЗОКОВ АЛИЖОН ШОНАЗАРОВИЧ

ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ПОЛУЧЕНИЯ ТВЕРДЫХ
РАСТВОРОВ $\text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{Sn}_y$, $(\text{Ge}_2)_{1-x-y}(\text{GaAs})_x(\text{ZnSe})_y$, $(\text{Si}_2)_{1-x}(\text{GaP})_x$ ИЗ
РАСТВОРА-РАСПЛАВА И ИХ СТРУКТУРНЫЕ СВОЙСТВА

01.04.10 – Физика полупроводников

АВТОРЕФЕРАТ ДИССЕРТАЦИИ ДОКТОРА НАУК (DSc)
ПО ФИЗИКО-МАТЕМАТИЧЕСКИМ НАУКАМ

Ташкент – 2024

Тема диссертации доктора наук (Doctor of Science) зарегистрирована в Высшей аттестационной комиссии при Кабинете Министров Республики Узбекистан за B2023.2.DSc/FM221.

Диссертация выполнена в Ургенчском государственном университете и Физико-техническом институте АН РУз.

Автореферат диссертации на трех языках (узбекском, русском, английском (резюме)) размещен на веб-странице Научного совета (www.fti.uz) и на Информационно-образовательном портале «ZiyoNet» (www.ziyonet.uz).

Научный консультант:	Саидов Амин Сафарбаевич доктор физико-математических наук, профессор
Официальные оппоненты:	Оксенгендлер Борис Леонидович доктор физико-математических наук, профессор Нуритдинов Иззатилло доктор физико-математических наук, профессор Каражанов Смагул Жангаберганович доктор физико-математических наук, профессор
Ведущая организация:	Каракалпакский государственный университет имени Бердаха

Защита диссертации состоится «24» января 2024 года в 10:00 часов на заседании Научного совета DSc02/27.02.2020.FM/T.110.01 по присуждению ученых степеней при Научно-исследовательском Физико-технического института Академии наук Республики Узбекистан (Адрес: 100084, Узбекистан, г. Ташкент, ул. Чингиз Айтматов, дом 2Б. Тел: (+99871) 235-93-61, факс (+99871) 235-42-91, e-mail: ftikans@uzsci.net).

С диссертацией можно ознакомиться в Информационно-ресурсном центре Физико-технического института (зарегистрирована за № _____) по адресу: 100084, Узбекистан, г. Ташкент, ул. Чингиз Айтматов, дом 2Б. Тел: (+99871) 235-30-41

Автореферат диссертации разослан «__» _____ 2024 г. (реестер протокола рассылки № _____ от «__» _____ 2024 г.).

Х.К.Олимов

Председатель Научного совета по присуждению ученых степеней, д.ф-м.н., профессор

Ж.С.Ахатов

Ученый секретарь Научного совета по присуждению ученых степеней, д.т.н., с.н.с.

Ш.Н.Усманов

Председатель научного семинара при Научном совете по присуждению ученых степеней, д.ф-м.н., с.н.с.

Введение (аннотация докторской (DSc) диссертации)

Актуальность и востребованность темы диссертации. Во всем мире проявляется особый интерес к теоретическим и экспериментальным исследованиям в области физики полупроводников и технологий получения новых высококачественных тонкопленочных полупроводниковых материалов, востребованность к которым вызвана бурным развитием микро- и нанотехнологий в полупроводниковом приборостроении. Поэтому, кроме широко используемых элементарных (Si, Ge) и бинарных (GaAs, GaSb, CdTe, ZnSe, ZnS и т.п.) полупроводниковых материалов, все большее применение находят материалы на основе сложных твердых растворов с регулируемыми химическими составами и с наперед заданными электрическими и фотоэлектрическими свойствами, что говорит об актуальности проблемы.

В мировой научной литературе большое внимание уделяется технологиям выращивания кристаллически совершенных полупроводниковых материалов с устойчивыми физическими характеристиками и изучению физических процессов, происходящих при этом. Особого внимания заслуживает разработка экономически выгодных технологий получения тонких высококачественных пленок с комплексом необходимых специфических востребованных характеристик. Такие требования могут быть обеспечены с помощью выращивания полупроводниковых твердых растворов определенного состава на сравнительно дешевых кремниевых подложках. При этом необходимость и теоретического, и технологического решения проблемы рассогласования параметров решеток подложек и выращиваемых эпитаксиальных пленок твердых растворов с учетом разности их коэффициентов термического расширения является актуальной. Одним из методов решения проблемы является использование промежуточного, так называемого буферного слоя с переменным химическим составом вдоль направления роста, позволяющего осуществлять плавный структурный переход между подложкой и пленкой и минимизировать возникающие упругие напряжения в эпитаксиальном слое, что в конечном итоге приводит к уменьшению количества структурных дефектов в получаемых твердых растворах.

В Республике в области современной физики полупроводников определение оптимальных термодинамических и технологических условий режима роста и исследований структуры полученных эпитаксиальных слоев является неотъемлемой задачей. Управляя химическим составом твердого раствора можно регулировать ширину запрещенной зоны, которая является основным фактором при изготовлении фоточувствительных приборов, охватывающих широкий диапазон электромагнитных волн. Поэтому на сегодня получение многослойных твердых растворов для изготовления фотопреобразователей с улучшенными физическими параметрами и относительно высоким коэффициентом полезного действия являются одним из приоритетных направлений физики полупроводников.

В настоящей работе применена и усовершенствована технология и физические принципы получения многослойных структур на базе новых ($\text{Si} - \text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x - \text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{Sn}_y$, $\text{Si} - \text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x - (\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x)_{1-z}(\text{Al}_{1-y}\text{Ga}_y\text{As})_z - \text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x - (\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x)_{1-z}(\text{Al}_{1-y}\text{Ga}_y\text{As})_z$) и ранее известных материалов, выращенных в едином технологическом цикле, что упрощает процесс изготовления каскадных структур и является экономически более выгодным, чем применение общеизвестных многоступенчатых методов получения подобных структур. В Узбекистане особое внимание уделяется разработкам в области фотоэнергетики и оптоэлектронного приборостроения. Поэтому востребованность в пленках на основе твердых растворов со специфическими фотоэлектрическими и электрофизическими характеристиками очевидна. К настоящему времени уже получены из жидкой фазы монокристаллические эпитаксиальные пленки $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$, $(\text{Si}_2)_{1-x}(\text{ZnSe})_x$, $(\text{Si}_2)_{1-x}(\text{GaP})_x$ на Si , $(\text{Ge}_2)_{1-x}(\text{GaAs})_x$, на (Ge, GaAs) -подложках. Однако, хотя в республике и достигнуты в этом направлении значительные результаты, еще существует ряд нерешенных задач, в частности практически не решена проблема выращивания прямозонных эпитаксиальных слоев на Si -подложках с формированием переходного буферного слоя.

Представленное диссертационное исследование способствует, в определенной мере, выполнению задач, изложенных в Постановлениях Президента Республики Узбекистан от 13 февраля 2017 года ПП-2772 «О мерах по дальнейшему совершенствованию управления, ускоренному развитию и диверсификации электротехнической промышленности на 2017-2021 гг.»⁵, ПП-2789 от 17 февраля 2018 года «О мерах по дальнейшему совершенствованию деятельности академии наук, организации, управления и финансирования научно-исследовательской деятельности»⁶, ПП-3855 от 14 июля 2018 года «О дополнительных мерах по повышению эффективности коммерциализации результатов научной и научно-технической деятельности»⁷ и ПП-5032 от 19 марта 2021 года «О мерах по повышению качества образования и совершенствованию научных исследований в области физики»⁸ а также в других нормативно-правовых документах, принятых в данной сфере.

Соответствие исследования приоритетным направлениям развития науки и технологий республики. Выполнение диссертационной работы осуществлялась в соответствии с приоритетным направлением развития науки и технологий Республики Узбекистан: III. «Энергетика, энерго- и ресурсосбережение, транспорт, машино- и приборостроение».

⁵ ПП-2772 «О мерах по дальнейшему совершенствованию управления, ускоренному развитию и диверсификации электротехнической промышленности на 2017-2021 гг. (13.02.2017).

⁶ ПП-2789 «О мерах по дальнейшему совершенствованию деятельности академии наук, организации, управления и финансирования научно-исследовательской деятельности» (17.02.2018).

⁷ ПП-3855 «О дополнительных мерах по повышению эффективности коммерциализации результатов научной и научно-технической деятельности» (14.07.2018).

⁸ ПП-5032 «О мерах по повышению качества образования и совершенствованию научных исследований в области физики» (19.03.2021).

Обзор международных научных исследований по теме диссертации.

Научные исследования по выращиванию полупроводниковых твердых растворов и структур на их основе проводятся на факультете физики университета Павиа (Италия); проф. Д. Тимо с сотрудниками методом металлоорганической парофазной эпитаксии (MOVPE) выращивает и исследует пленки SiGeSn, которые применяются для производства недорогих, высокоэффективных фотоэлектрических устройств. В Христианском университете Чунг Юань (Тайвань) на кафедре электронной инженерии (проф. Цзи-Вэй Ци) методом жидкостной эпитаксии с использованием раствора Ge-Sn были получены Si_{1-x}Ge_x-эпитаксиальные слои на подложках Si(111); для уменьшения несоответствий между параметрами решеток подложки и пленки при этом использовали высокое (x=0.9) содержание германия в растворе-расплаве В Центре оптоэлектронных материалов и устройств Института науки и технологий (Южная Корея) на подложке Si выращивались эпитаксиальные слои InAlAs с буферным слоем GaAs; плотность пронизывающих дислокаций (TDD) составляла $\sim 7 \cdot 10^6$ см⁻². В Марбургском университете (Германия) MOVPE-методом на Si-подложке были получены GaP нанопроволоки длиной до 10 мкм, имеющие однако значительное количество микродвойников. В департаменте физических исследований университета Соноры (Мексика) используя жидкофазную эпитаксию (механизм роста Странского-Крастанова) выращены структуры Al_{0,32}Ga_{0,68}As/Al_{0,29}Ga_{0,71}As/GaAs в виде островков прямоугольной формы размером 2,059 мкм; такая структура дала возможность минимизировать несоответствие параметров решеток подложки и пленки В институте Фраунгофера (Германия) методом газофазной эпитаксии из металлоорганических соединений выращены p-AlGaAs образцы с различной геометрией и составом (концентрация алюминия изменялась от 0,08 до 0,23 ат%), изучен эффективный коэффициент излучательной рекомбинации связанный со временем жизни неосновных носителей заряда.

В настоящее время во многих научных центрах продолжается выращивание кристаллически совершенных сложных твердых растворов на основе соединений типа A^{III}B^V, A^{II}B^{VI} на подложках кремния и исследование их свойств. Получение таких структур, обладающих специфическими электрофизическими и фотоэлектрическими свойствами структур является актуальной задачей в области изготовления оптоэлектронных приборов.

Степень изученности проблемы. Анализ многочисленных исследований по выращиванию и изучению свойств эпитаксиальных слоев полупроводниковых пленок с различными кристаллическими структурами показал, что довольно подробно рассмотрены процессы получения пленок на основе твердых растворов Si_{1-x}Ge_x, Si_{1-x}Sn_x, Ge_{1-x}Sn_x, (GaAs)_{1-x}(ZnSe)_x (Арканзасский университет (США), университет штата Аризона (США), физико-технический институт, НПО «Физика-Солнце» (Узбекистан)). Исследованы зависимости степени совершенства пленочных монокристаллов от количества дислокаций (Лёвенский университет (Бельгия) и Христианский университет (Чунг Юань, Китай), Сидьянский университет (Сиань, Китай)), а также влияния плотности дислокаций на

электрофизические свойства пленок (университет Макгилла (Монреаль, Канада)). Довольно много работ посвящено влиянию кристаллографических ориентаций монокристаллов подложек на особенности роста пленок (университет Кюсю (Японии), исследовательский институт электроники университета Сидзуока (Японии)). Необходимо отметить особый вклад профессора А.С.Саидова (Физико-технический институт АН РУЗ) в изучении процессов получения новых сложных твердых растворов с молекулярными (бинарными) типами замещения атомов в кристаллической решетке.

Однако в научной литературе до сих пор практически не освещены вопросы, связанные с термодинамическим описанием процессов выращивания пленок из растворов-расплавов, нет точных критериев выбора как типа раствора-расплава, так и его химического состава. Выращивание эпитаксиальных пленок с градиентным химическим составом вдоль направления роста и неизменным типом кристаллической решетки также исследовано недостаточно. Кроме того тонкие эпитаксиальные пленки твердых растворов $\text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{Sn}_y$, $(\text{Sn}_2)_{1-x-y}(\text{GaAs})_x(\text{ZnSe})_y$, $(\text{Ge}_2)_{1-x-y}(\text{GaAs})_x(\text{ZnSe})_y$, $(\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x)_{1-z}(\text{Al}_{1-y}\text{Ga}_y\text{As})_z$ до настоящего времени так и не получены. Поэтому рассматриваемые в данной работе проблемы являются актуальными.

Связь диссертационного исследования с планами научно-исследовательских работ научно-исследовательского учреждения, где выполнена диссертация. Выполнение диссертационной работы осуществлялась в рамках планов научных проектов по фундаментальным исследованиям Физико-технического института по темам: № ФА-Ф2-003 АН РУЗ: «Фото-, теплоэлектрические и излучательные эффекты в новых многокомпонентных твердых растворах с нанокристаллами на основе молекул элементарных полупроводников и полупроводниковых соединений».

Целью исследования является теоретическое и экспериментальное обоснование существования монокристаллических твердых растворов замещения $\text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{Sn}_y$, $(\text{Ge}_2)_{1-x-y}(\text{GaAs})_x(\text{ZnSe})_y$, $(\text{Si}_2)_{1-x}(\text{GaP})_x$, выяснение физико-химических особенностей механизмов роста эпитаксиальных пленок, исследование их структуры и фотоэлектрических свойств.

Задачи исследования:

- с помощью модели многоэлектронного потенциала атомов спрогнозировать возможность образования твердых растворов замещения $\text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{Sn}_y$, $(\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x)_{1-z}(\text{Al}_{1-y}\text{Ga}_y\text{As})_z$, $(\text{Sn}_2)_{1-x-y}(\text{GaAs})_x(\text{ZnSe})_y$, $(\text{GaAs})_{1-x}(\text{ZnSe})_x$, $(\text{Ge}_2)_{1-x-y}(\text{GaAs})_x(\text{ZnSe})_y$;
- определить термодинамические условия роста кристаллически совершенных эпитаксиальных слоев Si, Ge, $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$, $\text{Ge}_{1-x}\text{Sn}_x$ из оловянного раствора-расплава путем теоретических расчетов энергии Гиббса системы;
- теоретически и экспериментально определить размеры нанокластеров в растворе-расплаве и их влияние на образование дислокаций в эпитаксиальных слоях в зависимости от температуры начала кристаллизации;

- выполнить квантово-химические расчеты и определить роль молекулярных кластеров Si_n , Ge_n , Si_nGe_m , Ga_nP_n в процессе роста твердых растворов $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$, $(\text{Si}_2)_{1-x}(\text{GaP})_x$, а также их влияние на кристаллическую структуру твердых растворов;
- проанализировать механизмы роста эпитаксиальных пленок Si и варизонных $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ структур из ограниченного оловянного раствора-расплава при горизонтальном расположении кремниевых подложек в зависимости от расстояния между ними;
- экспериментально определить технологические режимы роста выращивания кристаллически совершенных эпитаксиальных слоев $\text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{Sn}_y$, $(\text{Sn}_2)_{1-x-y}(\text{GaAs})_x(\text{ZnSe})_y$, $(\text{GaAs})_{1-x}(\text{ZnSe})_x$, $(\text{Ge}_2)_{1-x-y}(\text{GaAs})_x(\text{ZnSe})_y$ из ограниченного оловянного раствора-расплава на подложках Si и GaAs;
- методом моделирования с использованием ионной бомбардировки определить значения прицельных параметров и оценить поверхностные потенциалы Si, Ge, GaAs, GaP подложек и теоретически спрогнозировать возможность получения на них кристаллически совершенных эпитаксиальных слоев.

Объект исследования – процессы формирования Si, Ge и твердых растворов $\text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{Sn}_y$, $(\text{Ge}_2)_{1-x-y}(\text{GaAs})_x(\text{ZnSe})_y$, $(\text{Si}_2)_{1-x}(\text{GaP})_x$ из ограниченных оловянных растворов-расплавов, изменения кристаллических структур пленок в зависимости от их химического состава.

Предмет исследования – физические закономерности влияния термодинамических факторов на кристаллическое совершенство эпитаксиальных слоев и гетероструктур, физико-химические особенности растворов-расплавов Sn-Si, Sn-Ge, Sn-Si-Ge при различных температурах, особенности кинетики роста эпитаксиальных пленок из ограниченного объема раствора-расплава.

Методы исследований. Для решения поставленных задач были использованы следующие методы: метод сканирующей, просвечивающей и атомно-силовой микроскопии; рентгеновский микрозондовый анализ; рентгеновский дифрактометрический метод; металлографический метод, методы спектральной фотолюминесценции и фоточувствительности; метод Холла, кванто-химические расчеты.

Научная новизна исследования заключается в следующем:

теоретически рассчитаны величины статистического обобщенного момента многоэлектронных атомов и определены наиболее вероятные пары химических соединений, образующих полупроводниковые твердые растворы; выявлен технологически режим роста монокристаллических эпитаксиальных слоев твердых растворов замещения $\text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{Sn}_y$, $(\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x)_{1-z}(\text{Al}_{1-y}\text{Ga}_y\text{As})_z$ на подложках Si и твердых растворов $(\text{Sn}_2)_{1-x-y}(\text{GaAs})_x(\text{ZnSe})_y$, $(\text{Ge}_2)_{1-x-y}(\text{GaAs})_x(\text{ZnSe})_y$, $\text{Ge}_{1-x}\text{Sn}_x$, на подложках GaAs из ограниченного объема оловянного раствора-расплава;

с учетом энергии Гиббса системы установлены термодинамические условия процесса выращивания кристаллически совершенных

эпитаксиальных слоев Si (1173 K), Ge (923 K), $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ (1135 K), $\text{Ge}_{1-x}\text{Sn}_x$ (800 K) из оловянного раствора-расплава на Si- и Ge подложках;

выполнены квантово-химические расчеты образования нанокластеров Si_n , Ge_n , Si_nGe_m , Ga_nP_n , которые могут принимать участие в росте твердых растворов $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$, $(\text{Si}_2)_{1-x}(\text{GaP})_x$, и показано их влияние на кристаллическую структуру эпитаксиальных слоев;

установлено, что в кристаллической решетке Si атомы Ge с большей вероятностью располагаются в виде Ge, Ge_2 , Ge_5 ; в кристаллической решетке Ge с большей вероятностью располагаются атомы Si в виде Si и Si_5 ; а в кристаллической решетке GaP- в виде Si_2 ;

предложен механизм формирования дислокаций на границе подложка-пленка; теоретически и экспериментально установлено температурная зависимость размеров нанокластеров компонентов системы; доказано, что высокая температура и соответственно большой размер нанокластеров в растворе-расплаве приводят к увеличению плотности дислокаций в образующемся кристалле (для Si при 1323 K $b=5.47$ нм и при 1073 K $b=3.46$ нм; для Ge при 1173 K $b=6.7$ нм и при 800 K $b=1$ нм);

теоретически и экспериментально установлена зависимость плотности дислокаций от начала температуры кристаллизации пленок Si- $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$, Si-Si $_{1-x}\text{Ge}_x$ -GaAs, выращенных из жидкой фазы; установлено, что с ростом температуры начала кристаллизации от 1073 K до 1323 K плотность дислокаций на границе подложка-пленка увеличивается от $9.6 \cdot 10^4 \text{ см}^{-2}$ до $8.2 \cdot 10^5 \text{ см}^{-2}$, аналитически доказана экспоненциальная зависимость плотности дислокаций от толщины пленки;

доказано, что для получения качественных эпитаксиальных слоев следует либо уменьшать скорость охлаждения раствора-расплава, либо располагать подложки на расстояниях, не превышающих критические значения;

впервые в едином технологическом цикле с использованием буферных слоев получены структуры Si- $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ - $\text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{Sn}_y$, Si - $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ - $(\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x)_{1-z}(\text{Al}_{1-y}\text{Ga}_y\text{As})_z$ - $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ - $(\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x)_{1-z}(\text{Al}_{1-y}\text{Ga}_y\text{As})_z$, Si- $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ -GaAs на подложке Si. Установлено, что высокое совершенство функциональных структур обеспечивается сглаживанием разницы в параметрах решеток подложек и пленок вследствие плавного изменения химического состава пленок вдоль направления их роста;

методом моделирования с использованием ионной бомбардировки получены значения прицельных параметров подложек Si, Ge, GaAs, GaP, и на основе теоретических расчетов доказана возможность получения кристаллически совершенных эпитаксиальных пленок твердых растворов из жидкой фазы.

Практические результаты исследования заключаются в следующем:

выращены монокристаллические пленки $\text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{Sn}_y$, на подложках Si(111), которые являются перспективным полупроводниковым материалом в приборостроении в области ИК спектра;

в едином технологическом цикле получены Si-Si $_{1-x}\text{Ge}_x$ -($\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$) $_{1-z}$ ($\text{Al}_{1-y}\text{Ga}_y\text{As}$) $_z$ -Si $_{1-x}\text{Ge}_x$ -($\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$) $_{1-z}$ ($\text{Al}_{1-y}\text{Ga}_y\text{As}$) $_z$ структуры с поверхностным слоем

$\text{Al}_{0,08}\text{Ga}_{0,06}\text{As}_{0,14}$ на подложках Si с использованием в качестве буферных эпитаксиальных слоев $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$, что позволяет применять полученные гетероструктуры в области оптоэлектроники;

достигнуто получение гетероструктур $n\text{GaAs-p}(\text{Sn}_2)_{1-x-y}(\text{GaAs})_x(\text{ZnSe})_y$, $n\text{GaAs-p}(\text{GaAs})_{1-x}(\text{ZnSe})_x$, на GaAs(100) подложках, имеющие спектральную фоточувствительность при разработке полупроводниковых приборов и солнечных элементов;

получены структуры $n\text{GaAs-p}(\text{Ge}_2)_{0,02}(\text{ZnSe})_{0,03}(\text{GaAs})_{0,95}$ имеющие смещенный в длинноволновую область спектральный диапазон фоточувствительности, что дает возможность их использования при разработке фотоприемников.

Достоверность полученных результатов обосновывается применением современных научных методов исследования, стандартных технологических установок и высокоточного оборудования, стандартных приборов для измерения электрофизических и фотоэлектрических параметров выращенных образцов, необходимой статистикой экспериментов, подтверждением полученных результатов при сравнительном анализе с результатами других авторов, интерпретацией полученных результатов в рамках существующих апробированных физических моделей.

Научная и практическая значимость результатов исследования.

Научная значимость результатов работы заключается в том, что с помощью теоретических расчетов потенциалов многоэлектронных атомов установлены критерии образования твердых растворов, наиболее подходящие условия для выращивания Si, Ge, $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$, $\text{Ge}_{1-x}\text{Sn}_x$, эпитаксиальных слоев из оловянных растворов-расплавов при относительно низких температурах и низких плотностях дефектов кристаллического строения, учитывая размеры нанокластеров в системе раствора-расплава.

Практическая значимость результатов работы заключается в том, что получены гетероструктуры Si- $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ - $\text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{Sn}_y$ ($0 \leq x \leq 0.93$, $0 \leq y \leq 0.03$), $\text{Si-Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ - $(\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x)_{1-z}(\text{Al}_{1-y}\text{Ga}_y\text{As})_z$ - $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ - $(\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x)_{1-z}(\text{Al}_{1-y}\text{Ga}_y\text{As})_z$ ($0 \leq x \leq 0.72$, $0 \leq y \leq 0.14$, $0 \leq z \leq 0.28$) на основе сравнительно дешевых подложек Si, которые можно использовать при разработке каскадных солнечных элементов и ИК-фотоприемников, а также в едином технологическом цикле получены многослойные гетероструктуры на основе выращенных на подложке Si с буферным слоем $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ эпитаксиальных пленок $\text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{Sn}_y$, $(\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x)_{1-z}(\text{Al}_{1-y}\text{Ga}_y\text{As})_z$, что упрощает получение каскадных структур. Показано возможность варьирования шириной запрещенной зоны пленок в зависимости от их химического состава, что позволяет получить гетероструктуры $n\text{GaAs-p}(\text{Sn}_2)_{0,01}(\text{GaAs})_{0,97}(\text{ZnSe})_{0,02}$, $n\text{GaAs-p}(\text{GaAs})_{1-x}(\text{ZnSe})_x$ ($0.03 \leq x \leq 0.05$), $n\text{GaAs-p}(\text{Ge}_2)_{0,02}(\text{ZnSe})_{0,03}(\text{GaAs})_{0,95}$, $\text{GaAs} - \text{Ge}_{1-x}\text{Sn}_x$ ($x \leq 0.03$), охватывающие широкий спектр фоточувствительности.

Внедрение результатов исследования. На основе полученных результатов научных исследований физико-химические особенности

получения твердых растворов $\text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{Sn}_y$, $(\text{Ge}_2)_{1-x-y}(\text{GaAs})_x(\text{ZnSe})_y$, $(\text{Si}_2)_{1-x}(\text{GaP})_x$ из раствора-расплава и их структурных свойств:

получен патент “Способ получения эпитаксиальные слои твердого раствора $(\text{GaAs})_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{ZnSe})_y$ ” Патент. №IAP 02652, 29.04.2005 г.

2 статьи в списке опубликованных научных работ цитируются авторами в 7 зарубежных статьях. В том числе, в статья A.S.Saidov, A.Sh.Razzakov, V.A.Risaeva, E.A.Koschanov. Liquid-phase epitaxy of solid solutions $(\text{Ge}_2)_{1-x}(\text{ZnSe})_x$ //Materials chemistry and physics. – 2001. – Vol. 68. – P. 1-6.(Scopus IF: 2.072) цитируется в 3 научных работах (Surface Engineering and Applied Electrochemistry, 59(5), 670-673, 2023. IF:1.6; Herald of the Bauman Moscow State Technical University, Series Natural Sciences, (4), 58-72, 2020. IF: 1.1; Journal of Analytical Atomic Spectrometry, 16(10), 1217-1237, 2001. IF: 6.4) статья A.S.Saidov, A.Sh.Razzakov, E.A.Koshchanov. Liquid phase epitaxy of $\text{Ge}_{1-x}\text{Sn}_x$ semiconductor films //Technical Physics Letters. – 2001. – Vol. 27. – P. 698-700.(Scopus IF:1.7) цитируется 4 научных работах (Optical Materials Express, 3(9), 1385-1396, 2013. IF: 5.9; Journal of Applied Physics, 109(10), 103115, 2011, IF: 5.1; Handbook of Crystal Growth: Thin Films and Epitaxy: Second Edition 3, 225-316, 2015 (В каталоге библиотеки Техасского университета, QD 921 H32 2015). Liquid Phase Epitaxy of Electronic, Optical and Optoelectronic Materials, 109-178, 2007 (Библиотека Конгресса США, TK7871 .L57 2007).

Результаты теоретических расчетов энергии Гиббса системы раствор-расплав, предложенный механизм роста эпитаксиальных слоев, объяснение причин большей толщины выращенных пленок на верхних подложках с помощью явления неустойчивости Рэлея-Тейлора были использованы при выполнении проекта по фундаментальным исследованиям №ДР0121U113046 “Исследование химических, тепловых и плазмонных свойств наночастиц различной морфологии и композитов на их основе” (Справка № 67/01/1586 Национального университета «Запорожская политехника» (Украина) от 06 июня 2023 года).

Экспериментально установленный размер наночастиц, участвующих при кристаллообразовании в растворе-расплаве и предложенный механизм образования наночастиц во время кристаллизации, а также температурная зависимость их критического радиуса были использованы в производстве в АО «Ургенчкорммаш» для описания физических явлений, приводящих к образованию наноразмерных кристаллов при формировании зародышей из раствора-расплава.

Апробация результатов исследования. Результаты диссертационной работы докладывались и обсуждались на 18 международных и 13 республиканских научно-практических конференциях.

Публикация результатов исследований. Основные результаты по теме диссертации опубликованы в 74 научных трудах, из них 31 статья в научных журналах, рекомендованных Высшей аттестационной комиссией Республики Узбекистан для публикаций основных научных результатов диссертационных

работ, в том числе 25 статей в зарубежных международных реферируемых журналах. Имеется 1 патент на изобретение.

Структура и объём диссертации. Диссертация состоит из введения, пять глав, заключения, списка использованной литературы и приложений. Текст диссертации изложен на 194 страницах.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ ДИССЕРТАЦИИ

Во введении обоснована актуальность темы диссертационной работы, сформулированы цель и задачи, описаны методы исследований, изложена научная новизна, теоретическая и практическая значимость исследования, обоснована достоверность полученных результатов, приведены краткие сведения о внедрении результатов, информация об апробации результатов исследования, количестве публикаций по теме диссертации, структуре и объеме работы.

В первой главе выполнен анализ теоретических и экспериментальных исследований по формированию сложных полупроводниковых твердых растворов как $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$, $\text{Ge}_{1-x}\text{Sn}_x$, $(\text{Ge}_2)_{1-x}(\text{GaAs})_x$, $(\text{Ge}_2)_{1-x}(\text{InP})_x$, $(\text{Ge}_2)_{1-x}(\text{ZnSe})_x$, $(\text{Si}_2)_{1-x}(\text{ZnS})_x$, $(\text{Ge}_2)_{1-x}(\text{InP})_x$, $(\text{Ge}_2)_{1-x}(\text{CdTe})_x$, $(\text{Ge}_2)_{1-x}(\text{ZnS})_x$, $\text{Zn}_{1-x}\text{Cd}_x\text{Se}$, $\text{Zn}_{1-x}\text{Cd}_x\text{Te}$, $\text{Cd}_x\text{Zn}_{1-x}\text{Te}$, $\text{GaAs}_y\text{P}_{1-y}$ и т.д.

Рассмотрены термодинамические предпосылки получения простых и сложных полупроводниковых твердых растворов из жидкой фазы. Проанализированы процессы возникновения дислокаций в эпитаксиальных слоях и на границах раздела подложка-пленка типа GaP/Si, ZnSe/GaAs, GaAs/ZnSe Si/SiGe/Ge/GaAs, GaAs/SiGe/Si, GaAs/AlAs, InGaAs/GaAs, которые формируются вследствие различия между величинами параметров решеток и КТР. Особое внимание уделено вопросам получения гетероструктур с использованием буферного слоя с промежуточным переменным составом.

Освещены технологические основы получения монокристаллов и твердых растворов замещения, их физико-химические характеристики и механизмы формирования эпитаксиальных слоев. Описаны особенности получения многослойных эпитаксиальных слоев разными методами.

Сформулированы решаемые в работе задачи.

Во второй главе приведены методики экспериментальных исследований. Обоснован выбор образцов, выращенных из ограниченного оловянного и галлиевого растворов-расплавов методом программного принудительного охлаждения в водородной среде на подложках монокристаллов Si, Ge, GaAs, GaP.

Описан используемый для выращивания пленок и гетероструктур кварцевый реактор вертикального типа с горизонтально расположенными подложками на установке типа ЭПОС.

Кристаллографические характеристики выращенных твердых растворов исследовали методом рентгеновской дифракции высокого разрешения. Размер кластеров структуры раствора-расплава $\text{Sn}_{86,5}\text{Ge}_{12}\text{Si}_{1,5}$ исследовался XRD-

методом с использованием высокотемпературного дифрактометра при температурах 1173 и 1323 К.

Методами электронной сканирующей микроскопии исследовались поперечные сечения и поверхности образцов в протравленном и непротравленном виде. Изображение поверхности пленки и гетерограницы структур формировалось во вторичных и отраженных электронах.

Морфология поперечного сечения полученных пленок была исследована с помощью просвечивающей электронной микроскопии.

Структурные особенности поверхности выращенных эпитаксиальных слоев исследовалась методом качественного металлографического анализа.

Электрофизические измерения образцов проводились с помощью установки HMS-5500. ВАХ образцов измерялись микровольт-микроамперметром типа Ф 116/1. Спектральные характеристики образцов снимались на монохроматоре ЗМР-3. Формирование эпитаксиальных слоев при росте кристаллов анализировалось ATR-FTIR спектроскопией.

В третьей главе «**Теоретическое обоснование и оптимальные физико-химические условия для выращивания эпитаксиальных слоев Si, Ge, Si_{1-x}Ge_x, Ge_{1-x}Sn_x, Si_{1-x-y}Ge_xSn_y из жидкой фазы на подложках Si, Ge**» приведены теоретические расчеты возможности образования твердых растворов с помощью модели многоэлектронного потенциала атомов для различных элементных атомов периодической системы элементов. Это дает возможность прогнозирования образования перспективных двух-, трех- и более элементных полупроводниковых твердых растворов до проведения экспериментальной стадии исследований, что способствует уменьшению затрат на материалы и сокращению времени на эти разработки.

С помощью формулы Томаса-Ферми (1) были определены потенциалы многоэлектронных атомов (статистический обобщенный момент) некоторых компонентов твердых растворов:

$$m^* = \frac{eZ}{r} \cdot \Phi \left(\frac{rZ^{\frac{1}{3}}}{0.8853 \cdot \frac{\hbar^2}{\mu e^2}} \right) \quad (1)$$

где e , μ - заряд и масса электрона, Z и r – порядковый номер и радиус атома, соответственно, \hbar -постоянная Планка.

На основе полученных результатов можно прогнозировать, что такие многоэлементные полупроводниковые материалы как Si_{1-x-y}Ge_xSn_y, Si_{1-x}Ge_x, Ge_{1-x}Sn_x, (Ge₂)_{1-x}(GaAs)_x, (Ge₂)_{1-x}(ZnSe)_x, (Ge₂)_{1-x-y}(GaAs)_x(ZnSe)_y, (Sn₂)_{1-x-y}(GaAs)_x(ZnSe)_y, (GaAs)_{1-x}(ZnSe)_x, (Si₂)_{1-x}(GaP)_x получаемые методом жидкофазной эпитаксии, могут обладать новыми высокими электрофизическими и фотоэлектрическими свойствами, что в перспективе даст возможность их применения в полупроводниковом приборостроении.

Во время роста эпитаксиальных слоев из Si-Sn раствора-расплава возле поверхности раздела кристалл-жидкость возрастает изобарно-изотермический потенциал системы ($\Delta G_{cr} > 0$), а свободная энергия увеличивается на величину, зависящую как от размера поверхности, так и от ее энергии σ . Поэтому при таком выращивании монокристаллов важными факторами являются как

химический состав растворителя, так и материал подложки с определенной ориентацией. Несмотря на то, что $\Delta G_{cr} > 0$, эпитаксиальные слои Si все же растут на подложке за счет ее поверхностной энергии в так называемом диффузионно-кинетическом или смешанном режиме. Отметим, что при росте пленок появление в растворителе нанокластеров критического размера ($\Delta G_{cr} < 0$), приводит к тому, что на подложке начинают формироваться новые двумерные центры кристаллизации с радиусом, превышающим критический. Это условие является энергетически предпочтительным для роста эпитаксиальных слоев на поверхности подложки.

Энергия Гиббса для реальных растворов записывается в виде:

$$\Delta G_{mix} = RT(X_1 \ln a_1 + X_2 \ln a_2) \quad (2)$$

где a_1, a_2 - величины активности.

Для расчета коэффициента активности кремниевой составляющей использовалось выражение:

$$\lg \gamma_{Si} = \frac{a' - b' T_{(s)(Si)}}{RT_{(s)(Si)}} (1 - X_{Sn})^2 \quad (3)$$

где $a' = 31162$ и $b' = 4,0289$ - константы для системы Si-Sn; $T_{(s)(Si)}$ - температура солидус Si.

При охлаждении раствора-расплава нанокластеры Si начинают осаждаться на подложке. Этот процесс можно считать началом кристаллизации. Энергия Гиббса (ΔG_{cr}) образования нанокристаллов в среде жидкого олова рассчитывалась с помощью формул:

$$r_c = \frac{2\sigma_{s-l} V_m}{\mu_1 - \mu_2} = \frac{2\sigma_{s-l} \cdot V_m \cdot T_l}{L \cdot \Delta T} \quad (4)$$

$$\mu_1 - \mu_2 = \Delta G_v = L \frac{\Delta T}{T_l} \quad (5)$$

$$\Delta G_{cr} = \frac{16\pi\sigma_{s-l}^3 V_m^2}{3(\Delta G_v)^2} \quad (6)$$

где, μ_1 и μ_2 - химические потенциалы жидкого и твердого Si, ΔG_v - объемная энергия Гиббса, V_m - молярный объем Si, L - теплота плавления Si, σ_{s-l} - поверхностное натяжение Si на границе твердое тело-жидкость, T_l - температура плавления Si, ΔT - температура переохлаждения раствора-расплава.

Образовавшиеся в системе нанокластеры Si осаждаются на поверхности Si подложки, образуя макроразмерный монокристалл. Для каждой температуры полная энергия Гиббса системы рассчитывалась по формуле (7):

$$\Delta G_{system} = \Delta G_{cr} + \Delta G_{mix.then} - \Delta G_{mix.first} \quad (7)$$

где ΔG_{system} - общая энергия Гиббса для системы Si-Sn, ΔG_{cr} - энергия Гиббса для образования нанокристаллов Si, $\Delta G_{mix.then}$, $\Delta G_{mix.first}$ - конечная и начальная

энергия Гиббса системы смешения, соответственно. Результаты расчетов приведены на рис.1.

Кривая ΔG_{mix} при 1173 К имеет минимум. Это говорит о том, что в интервале температур кристаллизации от 1123 К до 1173 К будет снижаться вероятность образования кристаллов Si. В точке минимума увеличивается растворимость Si в оловянном растворе и замедляется скорость кристаллизации, что приводит к повышению кристаллического совершенства выращиваемого слоя.

Опираясь на результаты теоретических расчетов, на Si-подложках диаметром 20 мм и толщиной ~400 мкм в диапазоне температур 1323÷1073 К были выращены довольно качественные эпитаксиальные слои, плотность дислокаций в которых составляла $5 \cdot 10^4 \div 9 \cdot 10^3 \text{ см}^{-2}$.

Объяснения оптимальности процесса были основаны на исследовании взаимодействия нанокластеров Si с частицами поверхности растущей Si-подложки и с частицами Sn в растворе-расплаве. Оценку сил взаимодействия, зная расстояния между частицами, проводили, используя потенциал Леннарда-Джонса в виде:

$$U_{L-J} = \frac{A}{r_{AB}^{12}} - \frac{B}{r_{AB}^6} \quad (8)$$

где A и B константы; r – контактное расстояние между частицами.

Для экспериментально выбранных температур кристаллизации были рассчитаны с помощью потенциалов Леннарда-Джонса для взаимодействия частиц раствора-расплава и растущей поверхности Si нанокластеров (табл.1).

Таким образом, теоретические и экспериментальные исследования показали, что оптимальной температурой для выращивания из Si-Sn раствора-расплава монокристаллической пленки Si является 1173 К.

Для определения оптимальных условий выращивания совершенных эпитаксиальных слоев Ge также применялся термодинамический подход. Описанным выше способом были определены энергоэффективные режимы роста пленок. Для определения активности компонентов Sn и Ge в раствора-расплаве использовались уравнения Клаузиуса-Клапейрона и Гиббса-Дюгема.

$$\ln\left(\frac{1}{\gamma_{Ge} X_{Ge}}\right) = \frac{\Delta H_f}{R} \left(\frac{1}{T_c} - \frac{1}{T_l}\right) \quad (9)$$

$$\ln \gamma_{Sn} = -\frac{X_{Ge}}{X_{Sn}} (\ln \gamma_{Ge} - 1) \quad (10)$$

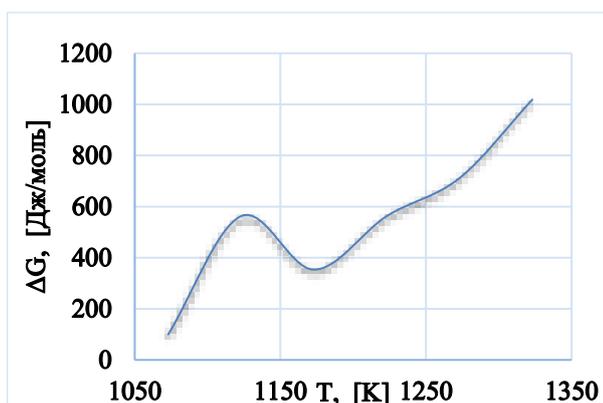


Рис.1. Температурная зависимость энергии Гиббса системы при образовании кристаллов Si.

где X - концентрация (мольная доля) компонента в системе, γ - коэффициент активности, T_c - температура кристаллообразования, T_l - температура ликвидуса, ΔH_f - теплота плавления, R - универсальная газовая постоянная.

Были рассчитаны значения коэффициентов активности при разных температурах. На основании этих результатов получена температурная зависимость энергии Гиббса смешения компонентов (рис. 2). В области температур 1000-1023 К кривая ΔG_{mix} имеет минимум, что соответствует наиболее интенсивному процессу плавления компонентов в системе. Показано, что в процессе выращивания из раствора-расплава монокристаллов Ge при температурах ниже 800 К образуется твердый раствор с эпитаксиальным слоем $Ge_{1-x}Sn_x$.

Таблица 1.

Температурная зависимость потенциала Леннарда-Джонса между поверхностью кремниевой подложки и кремниевыми нанокластерами

$T_{кр}$	Радиус нанокластера	$B \cdot 10^{-74}$	$A \cdot 10^{-127}$	$U_{L-J} \cdot 10^{-20} \text{ J}$ ($Si_{нано} - Si_{поверхность}$)
1323 К	2.60 нм	3.7517	5.6185	-9.01857
1273 К	2.33 нм	2.700	3.155	-6.70132
1223 К	2.10 нм	1.9769	1.6459	-5.57980
1173 К	1.90 нм	1.4638	0.769	-5.36382
1123 К	1.77 нм	1.1836	0.5677	-4.13300
1073 К	1.65 нм	0.959	0.3986	-3.34544
1023 К	1.54 нм	0.779	0.2758	-2.75000

Для получения более точных термодинамических результатов при выращивании твердого раствора $Si_{1-x}Ge_x$ были рассчитаны значения активности компонентов и определены значения температурно-зависимых коэффициентов активности компонентов Si, Ge, Sn:

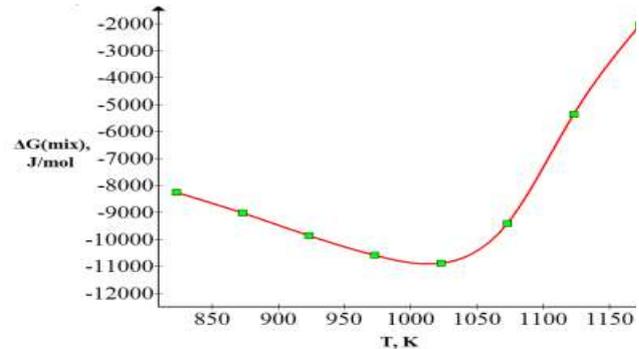


Рис. 2. Температурная зависимость энергии смешения Гиббса в системе Ge-Sn.

$$RT \ln \gamma_{Sn} = \alpha_{Si-Sn} X_{Si}^2 + \alpha_{Ge-Sn} X_{Ge}^2 + (\alpha_{Si-Sn} + \alpha_{Ge-Sn} - \alpha_{Si-Ge}) X_{Si} X_{Ge} \quad (11)$$

$$RT \ln \gamma_{Si} = \alpha_{Si-Sn} X_{Sn}^2 + \alpha_{Si-Ge} X_{Ge}^2 + (\alpha_{Si-Sn} + \alpha_{Si-Ge} - \alpha_{Ge-Sn}) X_{Ge} X_{Sn} \quad (12)$$

$$RT \ln \gamma_{Ge} = \alpha_{Ge-Sn} X_{Sn}^2 + \alpha_{Si-Sn} X_{Si}^2 + (\alpha_{Ge-Sn} + \alpha_{Si-Ge} - \alpha_{Si-Sn}) X_{Si} X_{Sn} \quad (13)$$

где X - концентрация (мольная доля) компонента в системе, T - температура, R - универсальная газовая постоянная, $\alpha_{Si-Sn} = 6410$, $\alpha_{Si-Ge} = 1615$, $\alpha_{Sn-Ge} = 735$ (параметры взаимодействия между компонентами Si и Sn, Si и Ge, Sn и Ge).

В дальнейшем, используя (6) было определено значение энергии Гиббса, препятствующее самопроизвольному протеканию процесса кристаллизации.

Оказалось, что в температурном интервале 1173-1183 К энергия Гиббса системы имеет минимальное значение, что было подтверждено экспериментально: выращенные при таких температурах начала кристаллизации эпитаксиальные слои твердого раствора $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ имели относительно совершенную структуру с невысокими значениями плотностей дислокаций ($3 \cdot 10^4 \text{ см}^{-2}$ на границе подложка-пленка и $8 \cdot 10^3 \text{ см}^{-2}$ на поверхности пленки).

Образование дефектов кристаллического строения, в частности дислокаций, при кристаллизации из раствора-расплава связано с размером кристаллообразующих частиц. Поэтому при рассмотрении процесса кристаллизации необходимо учитывать еще и размеры образующихся в системе частиц (рис.3).

Поскольку размеры кластеров Si и Ge при температурах 1133-1135 К, имеют практически одинаковые значения, можно сделать вывод о возможности выращивания монокристаллов $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ с относительно небольшим количеством дефектов структуры в этом интервале температур, так как участие в процессе кристаллообразования кластеров одинакового размера приводит к резкому снижению вероятности образования дислокаций.

Используя приведенные выше теоретические рассуждения были выращены эпитаксиальные слои твердого раствора $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ на подложках Si.

Химический состав сложных варизонных полупроводниковых твердых растворов изменяется вдоль направления их роста, что дает возможность плавно изменять ширину запрещенной зоны пленок. Многие физические характеристики твердого раствора зависят энергии атомных связей в кристалле. Это мотивировало изучение структуры полупроводников в несколькими методами исследований. Поэтому были проведены квантово-химические расчеты нанокластеров Si, Ge, SiGe, GaP и SiGaP полуэмпирическим методом PM3, определены их полная энергия и энергия Гиббса и энтропия для различных температур.

Результаты расчетов позволили предположить, что частицы Sn в виде сольвата покрывают нанокластеры Si и Ge в растворе и обеспечивают их метастабильное состояние. Для определения вероятности того, что нанокластеры состоят из Si, Ge или Si-Ge, и были проведены квантово-химические расчеты. Установлено, что вероятность образования нанокластеров Si-Ge в растворе Si-Ge-Sn при различных температурах довольно высокая. Стабильность нанокластеров оценивали по рассчитанным значениям энтропии Si нанокластеров. При высоких

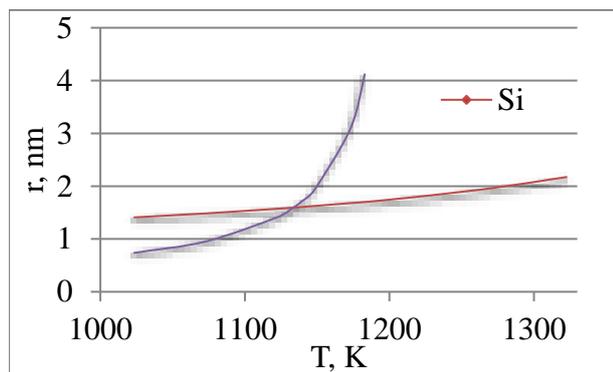


Рис.3. Температурная зависимость размеров нанокластеров Si и Ge, участвующих в формировании монокристаллической пленки при кристаллизации из Sn раствора-расплава.

температурах наиболее высокими оказались значения энтропии нанокластеров Si_{14} , Si_{15} , Si_{24} , а наиболее низкими – нанокластеров $Si_{33}...Si_{35}$. Довольно резкое уменьшение значений энтропии в нанокластере Si_{35} при разных температурах может быть связано с изменением его внутренней структуры. Обнаружено, что значения полной энергии нанокластеров Si , начиная с Si_{34} , являются положительными (рис.4), что связано, очевидно, со структурными отличиями между мелкими и крупными нанокластерами.

Установлено, что при различных температурах изменения в значениях энтропии нанокластеров Si_2 , Si_4 , Si_5 , Si_8 , Si_{12} и Si_{16} являются незначительными, т.е. эти кластеры находятся в устойчивом состоянии.

Основываясь на изложенных выше представлениях, была охарактеризована также энтропия и энергия Гиббса нанокластеров Ge . Установлено, что значения энтропии нанокластеров Ge_2 , Ge_3 , Ge_4 , Ge_5 , Ge_6 , Ge_7 , Ge_8 , Ge_9 , Ge_{10} , Ge_{12} , Ge_{13} , Ge_{14} , Ge_{15} , Ge_{16} , Ge_{24} , Ge_{33} увеличиваются в зависимости от температуры одинаково. А в нанокластерах Ge_{11} , Ge_{35} и Ge_{39} наблюдалось значения энтропии уменьшаются. При высоких температурах энтропия во всех нанокластерах Ge уменьшалась. Полные энергии нанокластеров Ge линейно уменьшались с увеличением числа атомов в нанокластере. Однако, начиная с Ge_{40} , полная энергия становилась положительной.

При расчете полных энергий нанокластеров $Si-Ge$ было обнаружено, что значения энергий нанокластеров состава Si_2Ge_3 и Si_3Ge_5 были несколько выше, чем у других составов. Это означает, что вероятность образования таких нанокластеров является более низкой. Значения полной энергии нанокластеров $SiGe$, $SiGe_3$, Si_2Ge_4 , Si_3Ge_4 , Si_6Ge_3 , Si_6Ge_4 , Si_6Ge_6 , Si_6Ge_7 оказались ниже, чем у нанокластеров Si с таким же атомным числом, но выше, чем у нанокластеров Ge , из чего следует, что нанокластеры $Si-Ge$ и Ge могут существовать в системе раствор-расплав. Кроме того, нанокластеры Si_5 , Ge_5 , Si_8 , Ge_8 и $Si-Ge$ могут участвовать в процессе формирования эпитаксиальных слоев $Si_{1-x}Ge_x$ при выращивании из раствора-расплава $Si-Ge-Sn$ на подложке Si .

Используя программу Quantum-АТК было выяснено, что с большой вероятностью Ge в узлах кристаллической решетке Si может находиться как виде одиночных атомов, так и попарно в состоянии Ge_2 (димер). В решетке же германия Si может существовать в состояниях Si_5 и Si_{20} . С помощью АТК-

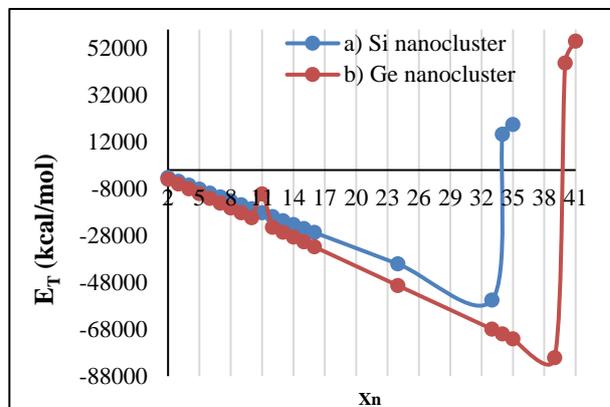


Рис.4. Изменение полных энергий нанокластеров Si и Ge в зависимости от числа атомов: а) нанокластеры Si , б) нанокластеры Ge .

FTIR-спектроскопического анализа экспериментально подтверждено наличие связей Si-Si, Ge-Ge, Si-Ge в твердом растворе $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$.

В дальнейшем было предположено, что нанокластеры участвуют и при формировании эпитаксиальных слоев $(\text{Si}_2)_{1-x}(\text{GaP})_x$, как и в случае $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$. Действительно, согласно эксперименту в эпитаксиальных слоях $(\text{Si}_2)_{1-x}(\text{GaP})_x$ во время кристаллизации состав постепенно изменялся.

Состояние нанокластеров Si и GaP в этой системе было исследовано с помощью квантово-химических расчетов для различных энергетически возможных структур и подтверждено с помощью анализа ATR-FTIR-спектров кристаллов Si, GaP и эпитаксиального слоя $(\text{Si}_2)_{1-x}(\text{GaP})_x$.

Моделирование показало, что в кристаллической структуре GaP весьма вероятным является наличие димеров Si_2 . А в кристаллической решетке Si галлий и фосфор могут располагаться как в виде отдельных атомов, так и быть расположенными попарно в виде GaP (рис.5).

Анализируя толщины эпитаксиальных пленок, образовавшихся на верхней и нижней подложках при кристаллизации из раствора-расплава в ограниченном объеме, было установлено, что с увеличением расстояния между подложками выше некоторого критического ($d > 1.2$ мм) толщина

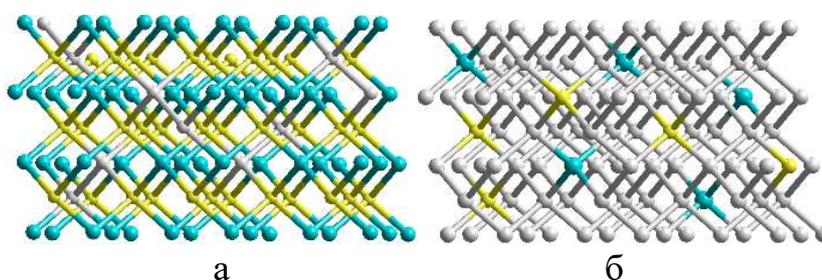


Рис.5. Структурные модели эпитаксиальных слоев $(\text{Si}_2)_{1-x}(\text{GaP})_x$: а) $(\text{GaP})_{96}\text{-}5\text{Si}_2$ (в кристаллической решетке GaP); б) $(\text{Si})_{96}\text{-}5\text{Ga}\text{-}5\text{P}$ (в кристаллической решетки Si).

эпитаксиального слоя на верхней подложке превышала таковую на нижней. Установлено, что участие в процессе кристаллизации кластеров значительного размера приводило к ухудшению качества эпитаксиального слоя на верхней подложке (появление поликристаллической составляющей, увеличение плотности дислокаций).

Чисто диффузионные процессы не могут обеспечить формирование слоев разной толщины на верхней и нижней подложках. Поэтому наблюдаемый эффект был объяснен с точки зрения нанокластерного строения раствора-расплава. Оценочные расчеты показали, что при расстоянии между пластинами, равном 1.2 мм, все нанокластеры с размерами ≤ 15 нм в результате беспорядочного теплового движения должны успевать равновероятно достигать верхней или нижней подложек, то есть радиусы нанокластеров Si не должны превышать 15 нм.

Для определения размера нанокластеров при определенной температуре состав раствора-расплава $\text{Sn}_{86.5}\text{Ge}_{12}\text{Si}_{1.5}$ была исследована in-situ XRD-методом с использованием высокотемпературного дифрактометра при температурах 900°C и 1050°C. В результате исследований получены структурные факторы, по анализу первого максимума которых можно определить размер

нанокластеров в рамках микронеоднородного строения расплавов (рис. 6). В нашем случае первый пик соответствует рассеянию рентгеновских лучей микрообластями на основе олова, а второй – на основе Ge и Si. Радиус нанокластеров определялся из уравнения

$$R_c = \frac{2\pi^3 n^2}{2.5^2 \Delta s} \quad (14)$$

где n – номер максимума структурного фактора, Δs – ширина на половине высоты максимума.

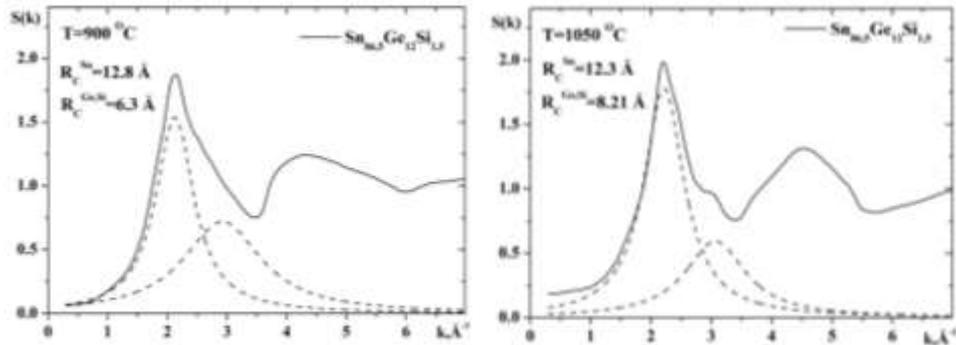


Рис.6. Структурные факторы раствора-расплава $\text{Sn}_{86.5}\text{Ge}_{12}\text{Si}_{1.5}$

По результатам исследований установлено, что при температуре 900 °C размер нанокластеров олова составляет около 1.28 нм, а размер нанокластеров Ge или Si – около 0.630 нм. При температуре 1050 °C эти параметры будут соответственно 1.23 нм и 0.821 нм.

Таким образом, определенный XRD-методом размер нанокластеров в растворе расплаве не превышает полученного выше теоретически значения 15 нм. Это может служить подтверждением того, что при данных условиях выращивания при расстоянии между пластинами ≤ 1.2 мм все нанокластеры в результате беспорядочного теплового движения должны успевать равновероятно достигать верхней или нижней подложек.

В участках раствора-расплава, прилегающих к фронту кристаллизации, образуется переходная область. Она характеризуется тем, что является пересыщенной Si по отношению к равновесному составу раствора-расплава при данной температуре. Однако это пересыщение будем меньшим, чем в областях расплава, удаленных от фронта кристаллизации. Для случая расплава Sn-Si очевидно, что плотность переходной области вследствие меньшего содержания Si будет больше плотности основного объема расплава. Более высокая плотность раствора-расплава вблизи верхней подложки (по сравнению с плотностью основного объема) приводит к тому, что могут проявляться процессы, характерные для неустойчивости Рэлея-Тейлора: возникают вертикальные «потоки» жидкостей с разной плотностью. Тогда «потоки» расплава, обогащенные Si, поднимаются вверх и обеспечивают ускоренный рост кристаллического слоя в определенных местах верхней подложки, что может приводить к появлению неровностей на поверхности выращиваемого слоя и, в конечном итоге, вызвать нарушение монокристалличности выращиваемых слоев. «Потоки», обедненные Si, двигаясь вниз, будут приводить к увеличению толщины переходной области

вблизи нижней подложки, замедляя тем самым процессы кристаллизации на ней. Опираясь на понимание описанного выше механизма формирования пленок из раствора-расплава можно сделать важный практический вывод: для получения качественных эпитаксиальных пленок следует либо располагать пластины на расстояниях, не превышающих критические, либо уменьшать скорость охлаждения раствора-расплава.

Эпитаксиальные пленки $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ выращивались в интервале температур 1323-723 К при различных значениях параметров жидкостной эпитаксии. При высоких температурах начала ($T_{\text{НК}}$) кристаллизации плотность дислокаций в гетерогранице подложка-пленка увеличивалась, что связано с размерами нанокластеров Si и Ge. Это наблюдалось при выращивании пленки и из Ga, и из Sn растворов-расплавов (рис.7).

Структуры Si-
 $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ -GaAs

получались из оловянного раствора-расплава, содержащего Si, Ge, Ga и As, последовательным выращиванием слоев $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ на подложках Si(111) *n*-типа

проводимости при $T_{\text{НК}} = 1323$ К. Толщина

буферного слоя $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ составляла 25÷45 мкм, а GaAs-слоя – 6÷12 мкм.

Плотность

дислокаций составляла: на границе Si- $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x \sim 5 \cdot 10^5 \text{ см}^{-2}$, в буферном слое $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x \sim 4 \cdot 10^3 \text{ см}^{-2}$, в эпитаксиальном слое GaAs $\sim 4 \cdot 10^5 \text{ см}^{-2}$. Пленки обладали светочувствительностью в диапазоне энергии падающих квантов (1÷2 эВ), охватывающих области собственных поглощений контактирующих полупроводников.

Одним из методов уменьшения плотности дислокаций в гетеропереходах является легирование выращиваемой пленки во время роста и компенсирование дислокационных центров. Исходя из этого, на GaAs-подложке из Sn раствора-расплава в процессе принудительном охлаждении при $T_{\text{НК}}=1023$ К выращивались пленки $(\text{GaAs})_{1-x}(\text{ZnSe})_x$ со структурой твердого раствора. Sb как легирующая примесь, создающая внутри запрещенной зоны глубокий уровень, компенсировала основные носители заряда. В итоге концентрация носителей заряда (n_p) уменьшалась от

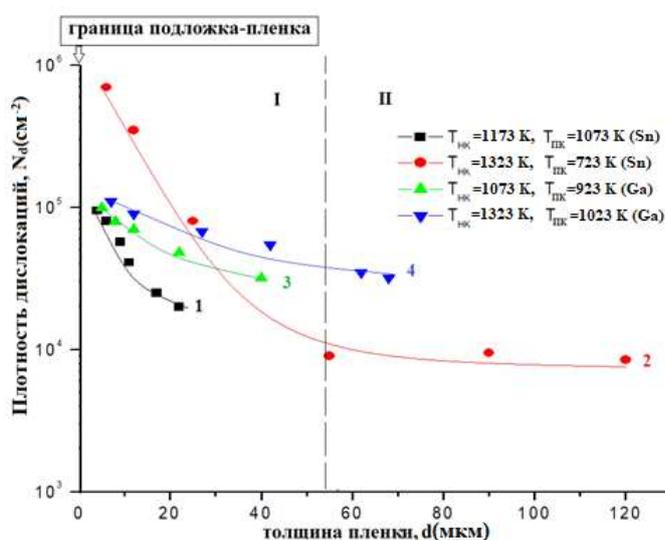


Рис.7. Зависимость плотности дислокаций N_d эпитаксиальных слоев твердого раствора $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ от толщины d пленок, выращенных из оловянного и галлиевого раствора-расплава при разных температурах начала ($T_{\text{НК}}$) и прекращения ($T_{\text{ПК}}$) кристаллизации.

$\sim 2 \cdot 10^{18} \div 10^{19} \text{ см}^{-3}$ до $\sim 3 \cdot 10^{16} \div 10^{17} \text{ см}^{-3}$, а подвижность (μ_p) увеличивалась от $30 \div 60 \text{ см}^2/\text{В} \cdot \text{с}$ до $70 \div 100 \text{ см}^2/\text{В} \cdot \text{с}$.

Кристаллографические характеристики выращенных $(\text{GaAs})_{1-x}(\text{ZnSe})_x$ твердых растворов контролировали методом рентгеновской дифракции высокого разрешения: эпитаксиальные пленки оказались монокристаллами со структурой сфалерита. Плотность дислокаций эпитаксиальных слоев $(\text{GaAs})_{1-x}(\text{ZnSe})_x$, легированной Sb, составляла на поверхности пленки $7 \cdot 10^3 \text{ см}^{-2}$, а на гетерогранице подложка-пленка – $2 \cdot 10^4 \text{ см}^{-2}$.

Морфология поверхности пленок изучалась с помощью прибора CoreAFM. Шероховатость поверхности изменялась от 1.28 нм (высота вершины) до 1.9 нм (глубина ямки); среднеквадратическая шероховатость поверхности не превышала 1.755 нм.

Оптимизация материала подложки с целью уменьшения плотности дефектов в гетерогранице, а также уменьшения энергозатрат процесса выращивания пленок осуществлялась моделированием с использованием метода ионной бомбардировки. Было установлено что поверхностный потенциал Ge превышает поверхностный потенциал Si. Это означает, что рост пленки Ge осуществляется более легко, чем пленки Si, при прочих равных условиях выращивания.

В отличие от Si и Ge, прицельный параметр бомбардирующих ионов, т.е. параметр рассеяния $p(\text{Å})$ от поверхности GaAs и GaP, используемых в качестве подложки, зависит от расположения элементов Ga, As, P этих химических соединений на поверхности: на плоскостях, заполненных As, почти всегда наблюдается эпитаксиальный рост, на плоскостях же, заполненных Ga, только при малых пересыщениях раствора-расплава.

Четвертая глава «**Структурные и фотоэлектрические свойства эпитаксиальных пленок твердых растворов $\text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{Sn}_y$, $\text{Ge}_{1-x}\text{Sn}_x$, $(\text{Ge}_2)_{1-x}(\text{ZnSe})_x$, $(\text{Ge}_2)_{1-x-y}(\text{GaAs})_x(\text{ZnSe})_y$, $(\text{Sn}_2)_{1-x-y}(\text{GaAs})_x(\text{ZnSe})_y$, $(\text{GaAs})_{1-x}(\text{ZnSe})_x$, $(\text{Si}_2)_{1-x}(\text{GaP})_x$ и гетероструктур на их основе**» посвящена закономерностям получения некоторых сложных твердых растворов, структур и исследованию их физических свойств.

Монокристаллические пленки твердого раствора $\text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{Sn}_y$ выращивали методом жидкофазной эпитаксии в температурном интервале 1373-773 К. Образовавшиеся в начале роста треугольники на подложке свидетельствовали о том, что эпитаксиальные слои начинали расти, имея ориентировку подложки Si (111).

С помощью ТЕМ были проведены исследования однородности и монокристалличности эпитаксиальных слоев, а с помощью SEM был определен химический состав поверхности выращенных эпитаксиальных пленок, который оказался таким. После этого определялись электрофизические свойства пленок при комнатной температуре: удельное сопротивление $\rho = 0.5 \div 12 \text{ Ом} \cdot \text{см}$, холловская подвижность $\mu_n = 600 \div 1100 \text{ см}^2/\text{В} \cdot \text{с}$ и концентрация носителей заряда $n = 2 \cdot 10^{16} \div 5 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$. Пленки имели донорный тип проводимости.

При скорости охлаждения 1 К/мин из оловянного раствора-расплава в температурном интервале 893 - 723 К были выращены эпитаксиальные слои $\text{Ge}_{1-x}\text{Sn}_x$. Подложками служили пластины Ge(111) и GaAs(100) с концентрацией носителей $n=(1\div 5)\cdot 10^{17}\text{см}^{-3}$ и $n=(4\div 7)\cdot 10^{17}\text{см}^{-3}$, соответственно, донорного типа проводимости. Качественная оценка распределения растворообразующих компонентов по толщине эпитаксиальных пленок $\text{Ge}-\text{Ge}_{1-x}\text{Sn}_x$ и $\text{GaAs}-\text{Ge}_{1-x}\text{Sn}_x$ свидетельствовала о практически однородном распределении компонентов.

Фоточувствительность гетероструктур $n\text{GaAs}-p\text{Ge}_{1-x}\text{Sn}_x$ охватывала достаточно широкую область спектра: от 0.5 эВ до 1.9 эВ, имея два максимума (0.65 эВ и 1.43 эВ), которые связаны с шириной запрещенной зоны твердого раствора $\text{Ge}_{1-x}\text{Sn}_x$ и контактной областью $p-n$ перехода структур $n\text{GaAs}-p\text{Ge}_{1-x}\text{Sn}_x$. Коротковолновые кванты частично поглощаются в верхних слоях пленки. Фотоны, преодолевшие внешние слои твердого раствора, поглощаются уже в контактной области, достигая до $p-n$ перехода структур $n\text{GaAs}-p\text{Ge}_{1-x}\text{Sn}_x$. Смещение диапазона фотоувствительности структур в более длинноволновую область спектра (0.5 эВ), связано, вероятно, с присутствием Sn в составе пленок $\text{Ge}_{1-x}\text{Sn}_x$.

Кристаллически совершенные эпитаксиальные слои $(\text{Ge}_2)_{1-x}(\text{ZnSe})_x$ выращивались из ограниченного оловянного раствора-расплава с принудительным охлаждением (со скоростью 1-1.5 К/минут) в температурном интервале от 1023 - 803 К на подложках Ge и GaAs.

Взаимное замещение компонентов в решетке не приводило к ее заметной деформации. То есть, при замещении расположенных рядом в решетке атомов Zn и Se атомами германия, энергия упругих искажений кристаллической решетки была минимальной, следовательно реализовалась возможность образования непрерывного ряда твердых растворов замещения, который можно обозначить как $(\text{Ge}_2)_{1-x}(\text{ZnSe})_x$.

При росте эпитаксиальной пленки из оловянного раствора-расплава, в образующемся варизонном твердом растворе процесс замещения происходил путем замены не отдельно статистически расположенных в решетке атомов Zn и Se атомами германия, а и замещением расположенных попарно в решетке атомов Zn и Se на два атома германия (Ge-Ge), что способствовало росту эпитаксиальных слоев на подложке.

С целью уменьшения плотности дислокаций эксперименты проводились при разных значениях T_{HK} . Было установлено, что наименьшие значения плотности дислокаций ($N_D=7\cdot 10^3\div 8\cdot 10^4\text{см}^{-2}$) фиксировались в эпитаксиальных пленках при $T_{HK} = 893\text{ К}$.

Кристаллическая решетка твердого раствора $(\text{Ge}_2)_{1-x-y}(\text{GaAs})_x(\text{ZnSe})_y$, полученного при попарном («молекулярном») замещении, свидетельствует, о том, что в решетке присутствуют ковалентные связи типа Ga-As, Ga-Ge, Ga-Se, Zn-Se, Zn-As, Zn-Ge, Ge-Ge, Ge-As, Ge-Se. Так как энергии обрыва таких ковалентных связей разная, они могут способствовать появлению соответствующих пиков в спектре фотоувствительности твердого раствора.

Твердые растворы $(\text{Ge}_2)_{0.02}(\text{ZnSe})_{0.03}(\text{GaAs})_{0.95}$ с конкретными химическими составами выращивали на подложках GaAs(100) при $T_{\text{HK}}=1023$ К. Раствор-расплав, ограниченный двумя горизонтально расположенными подложками, состоял из Sn, GaAs, Ge и ZnSe. Толщина эпитаксиальных слоев изменялась от 4 до 25 мкм в зависимости от толщины зазора между подложками и режима роста.

Согласно XRD-данным полученные эпитаксиальные слои $(\text{Ge}_2)_{1-x-y}(\text{GaAs})_x(\text{ZnSe})_y$ являлись монокристаллами и имели структуры типа сфалерита (рис.8). На дифрактограммах наблюдался один широкий дублет (400), который соответствовал отражению только от монокристаллической решетки выращенной фазы.

Смещение максимума в область больших брегговских углов свидетельствовало об уменьшении периода решетки выращенного твердого раствора $(a_{(\text{Ge}_2)_{1-x-y}(\text{GaAs})_x(\text{ZnSe})_y} = 0.56516 \pm 0.00004 \text{ нм})$, поскольку периоды решеток фаз ZnSe ($a_{\text{ZnSe}} = 0.56687 \pm 0.00004 \text{ нм}$), Ge ($a_{\text{Ge}} = 0.56581 \pm 0.0004 \text{ нм}$) и GaAs ($a_{\text{GaAs}} = 0.56532 \pm 0.0004 \text{ нм}$) имеют более высокие значения. Причиной такого уменьшения периода решетки выращенной фазы могут быть только возникающие на поверхности (в плоскости поверхности) растягивающие напряжения, стремящиеся уменьшить толщину слоя, а значит вызывающие уменьшение периода решетки выращенной фазы. Довольно значительное уширение дифракционного максимума косвенно подтверждает предположение о наличии довольно сильных азимутальных поверхностных напряжений.

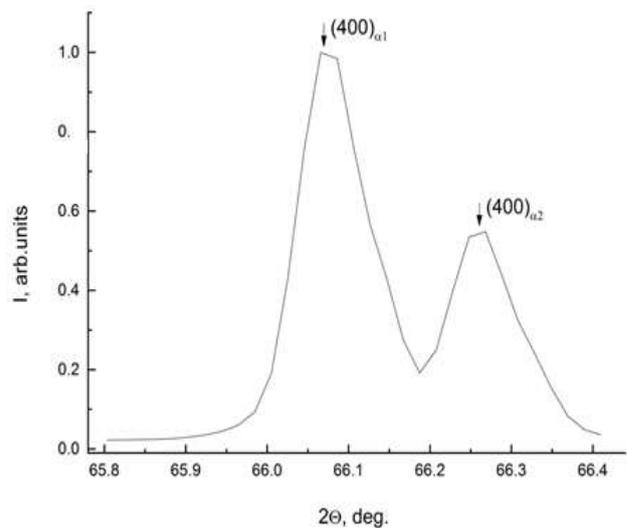


Рис.8. Участок дифрактограммы от поверхности пленки $\text{GaAs}-(\text{Ge}_2)_{1-x-y}(\text{GaAs})_x(\text{ZnSe})_y$

Эпитаксиальные слои $(\text{Ge}_2)_{1-x-y}(\text{GaAs})_x(\text{ZnSe})_y$ имели *p*-тип проводимости с концентрацией $\sim 5 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$ и подвижностью носителей заряда $\sim 30 \text{ см}^2 \cdot \text{В}^{-1} \cdot \text{сек}^{-1}$ при 300 К.

Фоточувствительность $n\text{GaAs}-p(\text{Ge}_2)_{0.02}(\text{GaAs})_{0.95}(\text{ZnSe})_{0.03}$ структуры измерялась при комнатной температуре в фотодиодном режиме и фиксировалась в спектральном диапазоне 0.7÷1.54 эВ, что указывало на образование Ge донорной энергетической зоны и внутризонной каскадной фотогенерации электронно-дырочных пар в $(\text{Ge}_2)_{0.02}(\text{GaAs})_{0.95}(\text{ZnSe})_{0.03}$ слое *n-p*-перехода. Совместное введение Ge_2 и ZnSe в GaAs существенно не изменяло ширины запрещенной зоны GaAs.

Эпитаксиальные слои $(\text{Sn}_2)_{1-x-y}(\text{GaAs})_x(\text{ZnSe})_y$ и $(\text{GaAs})_{1-x}(\text{ZnSe})_x$ были выращены при $T_{\text{HK}} = 843\text{K}$ и $T_{\text{HK}} = 1023\text{K}$, соответственно, с одинаковой

скоростью охлаждения 1 К/мин на подложках GaAs(100), имеющих p и n типы проводимости ($p = 5 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$, $n = 3 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$).

Различия между прецизионно XRD-методом определенными значениями параметров решеток эпитаксиальных слоев $(\text{Sn}_2)_{1-x-y}(\text{GaAs})_x(\text{ZnSe})_y$ и $(\text{GaAs})_{1-x}(\text{ZnSe})_x$ оказались незначительными вследствие небольшого различия в их химическом составе ($a_{(\text{Sn}_2)_{1-x-y}(\text{GaAs})_x(\text{ZnSe})_y} = 0.56521 \pm 0.00003$ нм, $a_{(\text{GaAs})_{1-x}(\text{ZnSe})_x} = 0.56512 \pm 0.00003$ нм), а распределение компонентов по поперечному сечению пленок оказалось практически однородным как вдоль направления роста, так и в поверхности пленки.

С помощью ПЭМ были проведены исследования однородности и монокристалличности эпитаксиальных слоев $(\text{GaAs})_{1-x}(\text{ZnSe})_x$ (рис.9 *a, b*).

Показано, что с уменьшением скорости охлаждения наблюдалось улучшение кристаллического совершенства пленки. Это связано, очевидно, с тем, что процесс кристаллизации твердого раствора из жидкой фазы осуществлялся в более равновесных условиях.

Взаимное попарное замещение компонентов не сильно деформировало кристаллическую решетку. При замещении димера GaAs димерами ZnSe или Sn-Sn энергия упругих деформаций кристаллической решетки является минимальной, следовательно, может формироваться непрерывный ряд твердых растворов замещения в виде $(\text{Sn}_2)_{1-x-y}(\text{GaAs})_x(\text{ZnSe})_y$ и $(\text{GaAs})_{1-x}(\text{ZnSe})_x$.

Пленки $(\text{Sn}_2)_{1-x-y}(\text{GaAs})_x(\text{ZnSe})_y$ и $(\text{GaAs})_{1-x}(\text{ZnSe})_x$, имели p -тип проводимости. С использованием холловских измерений были определены удельное сопротивление, холловская подвижность и концентрация носителей заряда при температуре 300К: $\rho = 0.05 \div 1$ Ом·см, $\mu_p = 20 \div 45$ см²/В·с, $n_p = 10^{18} \div 2 \cdot 10^{19}$ см⁻³ ($(\text{Sn}_2)_{1-x-y}(\text{GaAs})_x(\text{ZnSe})_y$); $\rho = 1.2 \div 12$ Ом·см, $\mu_p = 30 \div 60$ см²/В·с, $n_p = 10^{17} \div 2 \cdot 10^{18}$ см⁻³ ($(\text{GaAs})_{1-x}(\text{ZnSe})_x$).

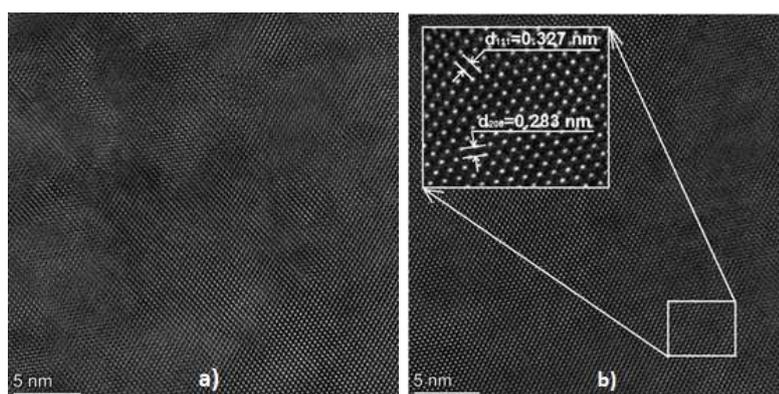


Рис.9. HR TEM изображения образцов $(\text{GaAs})_{1-x}(\text{ZnSe})_x$, выращенных при $T_{\text{нк}} = 1023\text{К}$ со скоростью охлаждения 3 К/мин (*a*) и 1 К/мин (*b*)

Зависимость фоточувствительности гетероструктур $\text{GaAs}-(\text{Sn}_2)_{1-x-y}(\text{GaAs})_x(\text{ZnSe})_y$, $\text{GaAs}-(\text{GaAs})_{1-x}(\text{ZnSe})_x$ от энергии падающих квантов была получена в фотодиодном режиме. Освещение осуществлялось со стороны пленок. Спектральная зависимость фоточувствительности гетероструктур $n\text{GaAs}-p(\text{Sn}_2)_{1-x-y}(\text{GaAs})_x(\text{ZnSe})_y$, $n\text{GaAs}-p(\text{GaAs})_{1-x}(\text{ZnSe})_x$

имела полосу спектра при температуре 300К в диапазоне от 1.12 эВ до 1.82 эВ (максимум наблюдается 1.41 эВ) и от 1.24 эВ до 2.14 эВ (максимум наблюдается 1.55 эВ), соответственно (рис.10).

Резкий спад фоточувствительности в гетероструктурах $n\text{GaAs-}p(\text{Sn}_2)_{1-x-y}(\text{GaAs})_x(\text{ZnSe})_y$ наблюдался в коротковолновой области спектра при энергиях фотонов, превышающих 1.46 эВ, что обуславливается, очевидно, глубиной залегания разделяющего барьера p - n -перехода относительно поверхности пленок и подвижностей носителей заряда внутри эпитаксиальных слоев. Вероятно с увеличением концентрации носителей заряда в твердом растворе $(\text{Sn}_2)_{1-x-y}(\text{GaAs})_x(\text{ZnSe})_y$ уменьшается подвижность носителей заряда и большая часть генерирующихся на поверхности пленки носителей, не достигая глубины залегания разделяющего барьера, рекомбинируется.

Выращивание эпитаксиальных пленок GaP на Si-подложках осуществлялось из Sn раствора-расплава с плавно и монотонно изменяющимся составом от Si до GaP. Процесс кристаллизации твердого раствора происходил в условиях, близким к равновесным. Время миграции растворенных димеров GaP и Si по фронту кристаллизации было гораздо выше, чем время перехода их в кристаллическое состояние. При этом димеры («молекулы»), мигрирующие по поверхности, будут осаждаться именно в тех местах, где энергия упругих искажений кристаллической решетки будет минимальной. Такой процесс способствует выращиванию эпитаксиальной пленки с совершенной кристаллической структурой. Для образования твердых растворов Si-GaP необходимы условия для попарного (димерного или «молекулярного») замещения, то есть димеры GaP должны быть замещены димерами типа Si-Si. Выращенные эпитаксиальные пленки $(\text{Si}_2)_{1-x}(\text{GaP})_x$ имели n -тип проводимости, а их толщина составляла ~ 25 мкм.

Полученные эпитаксиальные слои являлись монокристаллами и имели структуру типа сфалерита. Определение параметров решетки пленки производилось по положению центров тяжести максимума (222), который представлял собой наложение дублетов от решеток двух фаз: Si (подложка) и $(\text{Si}_2)_{1-x}(\text{GaP})_x$ (пленка), после математической обработки по их разделению. В связи с незначительной интенсивностью дублета точность измерений была ограничена. Параметры решеток оказались равными $a_{\text{Si}}=0.5431$ нм и $a_{(\text{Si}_2)_{1-x}(\text{GaP})_x}=0.5438$ нм, соответственно. Причины уменьшения параметра решетки

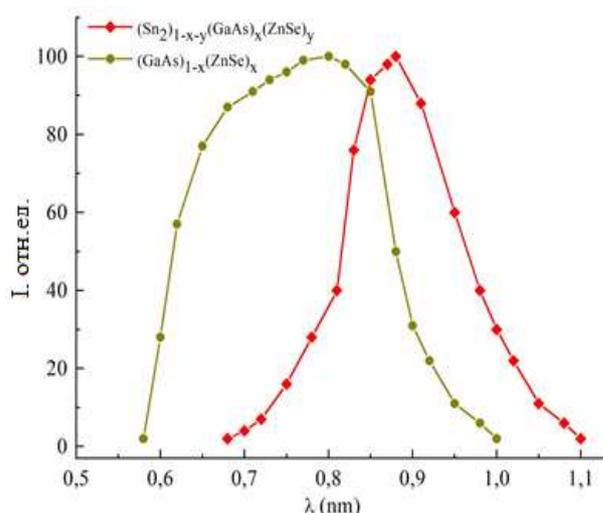


Рис.10. Спектральная фоточувствительность структур $n\text{GaAs-}p(\text{Sn}_2)_{1-x-y}(\text{GaAs})_x(\text{ZnSe})_y$ и $n\text{GaAs-}p(\text{GaAs})_{1-x}(\text{ZnSe})_x$ при 300 К.

выращенной фазы могут быть связаны с возникновением в плоскости поверхности растягивающих напряжений.

При выращивании эпитаксиальных слоев твердых растворов $(\text{GaAs})_{1-x}(\text{ZnSe})_x$, $(\text{Ge}_2)_{1-x}(\text{ZnSe})_x$ на подложках GaAs(100) электронного типа проводимости (АГЧО $n=3 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$) перед погружением подложек в раствор-расплав систему выдерживали при температуре ликвидус в течение 3 часов. При этом, вероятно, вследствие интенсивного испарения Zn из раствора-расплава и диффузии его на подложку образовывался гомопереход $n\text{GaAs}-p\text{GaAs}$, что дало возможность получить структуры $n\text{GaAs}-p\text{GaAs}-p(\text{GaAs})_{1-x}(\text{ZnSe})_x$, $n\text{GaAs}-p\text{GaAs}-p(\text{Ge}_2)_{1-x}(\text{ZnSe})_x$ в едином технологическом цикле.

Благодаря взаимодействиям Se-Ge, Se-Ga силы связи селена в узлах кристаллических решеток твердых растворов $(\text{GaAs})_{1-x}(\text{ZnSe})_x$, и $(\text{Ge}_2)_{1-x}(\text{ZnSe})_x$ становятся более прочными, чем в узлах решетки ZnSe. Это может привести к значительному уменьшению числа вакансий V_{Se} , обуславливающих обычно возникновение электронного типа проводимости в ZnSe. Кроме того, часть вакансий в подрешетке селена V_{Se} в твердых растворах может быть занята атомами Ge или Ga, что также способствует уменьшению вакансий V_{Se} .

Измерение спектральной зависимости фото-ЭДС показало, что фоточувствительности обеих структур, освещенных со стороны широкозонного "окна", охватывают довольно узкий интервал энергий падающих квантов, максимум которых соответствуют 1.45 эВ. Это, вероятно, связано с тем, что в данных структурах разделение носителей происходит в основном в GaAs гомо- $p-n$ -переходах. Нагрузочные характеристики $n\text{GaAs}-p\text{GaAs}-p(\text{Ge}_2)_{1-x}(\text{ZnSe})_x$ структур были исследованы при различных степенях освещенности (100÷4000 лк). Оптимальными с точки зрения эффективности собирания носителей оказались условия кристаллизации, при которых начальное переохладение раствора-расплава было $\Delta T = 10 \text{ К}$ и система выдерживалась при $T=T_L$ в течение 1.5 ч. При этом пленки $(\text{Ge}_2)_{1-x-y}(\text{GaAs})_x(\text{ZnSe})_y$ ($x = 0.95$; $y = 0.03$) и $(\text{GaAs})_{1-x}(\text{ZnSe})_x$ ($x = 0.03$) имели p -тип проводимости.

Исследование спада и нарастания величины фотоЭДС на гетеропереходах $n\text{GaAs}-p(\text{Ge}_2)_{1-x-y}(\text{GaAs})_x(\text{ZnSe})_y$, $n\text{GaAs}-p(\text{GaAs})_{1-x}(\text{ZnSe})_x$ при подаче световых импульсов со стороны "окна" показали, что время жизни неосновных носителей для обеих структур зависит от кристаллического совершенства полученных слоев.

Пятая глава «**Структура многослойных гетероструктур, выращенных в едином технологическом цикле**» посвящена получению в едином технологическом цикле многослойных полупроводниковых структур и исследованию их физических свойств.

При получении таких структур важно создавать условия, когда термодинамическая система раствора-расплав находится в состоянии близком к равновесному.

Исследование распределения химических элементов по поверхности и по сколу, выращенных в режимах, описанных в главе IV, эпитаксиальных слоев $\text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{Sn}_y$ свидетельствовало об их однородности по толщине. Включение макроскопических дефектов и других фаз в слоях пленок не фиксировалось, а химический состав поверхности соответствовал твердому раствору $\text{Si}_{0.04}\text{Ge}_{0.93}\text{Sn}_{0.03}$.

Методом химического травления была определена плотность дислокаций на границе подложка-пленка ($N_D \sim 10^5 \text{ см}^{-2}$) и на поверхности пленки ($N_D \sim 9 \cdot 10^3 \text{ см}^{-2}$). Из полученных свойств видно, что по некоторым электрофизическим параметрами она близка к Si, Ge и $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ -монокристаллам.

Фоточувствительность структур $p\text{Si}-n\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x-n\text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{Sn}_y$ измерялась в фотодиодном режиме при комнатной температуре (рис.11). Толщина пленок составляла 12-15 мкм.

Из рис.11 следует, что структуры $p\text{Si}-n\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x-n\text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{Sn}_y$ фоточувствительны в достаточно широкой области спектра – от 0.5 эВ до 1.5 эВ. Максимум фоточувствительности наблюдался в интервале 0.95÷1.2 эВ. Смещение диапазона фоточувствительности структур в более длинноволновую область спектра (0.5 эВ), по сравнению с монокристаллами Si, Ge, $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ и структур на их основе, связано, вероятно, с присутствием в составе пленок Sn. Уменьшение фоточувствительности в коротковолновой области спектра можно объяснить слабым поглощением квантов твердым раствором. Коротковолновые кванты частично поглощаются в верхних слоях пленок. Фотоны, преодолевшие внешние слои твердого раствора, характеризующегося узкой полосой поглощения, в дальнейшем поглощаются подложкой кремния. Поэтому максимум спектра фоточувствительности наблюдался именно в области спектра поглощения кремния.

$\text{Si} - \text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x - (\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x)_{1-z}(\text{Al}_{1-y}\text{Ga}_y\text{As})_z - \text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x - (\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x)_{1-z}(\text{Al}_{1-y}\text{Ga}_y\text{As})_z$ гетероструктурные образцы выращивали в едином технологическом цикле из раствора-расплава в температурном интервале 1223...973 К на подложках Si(111). Показано, что из насыщенного раствора-расплава Si-Ge-Al-Ga-As-Sn сначала выростал слой $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ толщиной 12-14 мкм. После насыщения раствора-расплава компонентами Al, Ga, As при данной температуре начинался рост эпислоя $(\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x)_{1-z}(\text{Al}_{1-y}\text{Ga}_y\text{As})_z$.

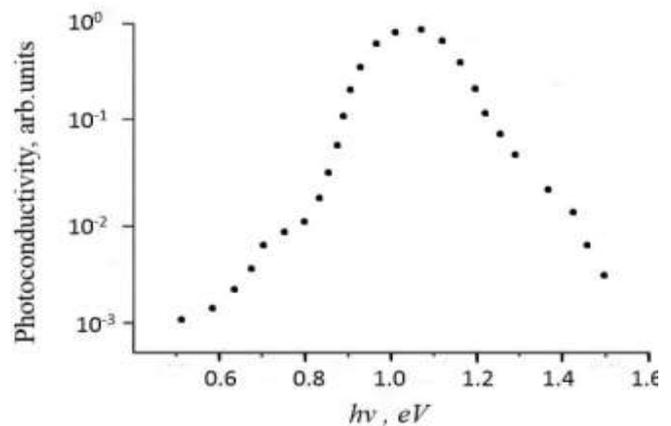


Рис.11. Фоточувствительность структуры $p\text{Si}-n\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x-n\text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{Sn}_y$ в фотодиодном режиме при температуре 300 К.

В процессе выращивания слоя $(\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x)_{1-z}(\text{Al}_{1-y}\text{Ga}_y\text{As})_z$ концентрация Ge и Si в растворе-расплаве постепенно возрастала, вследствие чего на следующем этапе снова нарастал буферный слой $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$. Последующий эпитаксиальный слой $(\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x)_{1-z}(\text{Al}_{1-y}\text{Ga}_y\text{As})_z$ имел кристаллографическую ориентацию ранее сформированных структур, а его рост продолжался после обеднения раствора-расплава Si и Ge (рис. 12). Благодаря последовательному чередованию указанных процессов, происходивших естественным образом, удалось получить четырехслойную $\text{Si-Si}_{1-x}\text{Ge}_x-(\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x)_{1-z}(\text{Al}_{1-y}\text{Ga}_y\text{As})_z-\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x-(\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x)_{1-z}(\text{Al}_{1-y}\text{Ga}_y\text{As})_z$ гетероструктуру.

Электрофизические и фотоэлектрические исследования гетероструктур $\text{Si-Si}_{1-x}\text{Ge}_x-(\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x)_{1-z}(\text{Al}_{1-y}\text{Ga}_y\text{As})_z-\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x-(\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x)_{1-z}(\text{Al}_{1-y}\text{Ga}_y\text{As})_z$ показали их перспективность для решения прикладных задач. Пленки имели *n*-тип проводимости с удельным сопротивлением $\rho = 0.5 \div 12$ Ом·см. С помощью холловских измерений были определены подвижность (μ) и концентрация носителей заряда (*n*) пленки: $\mu_n = 500 \div 1100$ см²/В·с, $n = 5 \cdot 10^{17} \div 2 \cdot 10^{18}$ см⁻³, (при температуре 300 К).

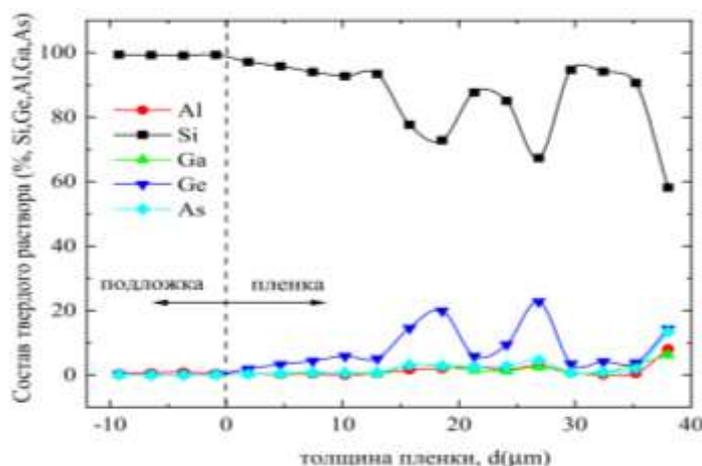


Рис.12. Распределение компонентов по толщине структуры $\text{Si-Si}_{1-x}\text{Ge}_x-(\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x)_{1-z}(\text{Al}_{1-y}\text{Ga}_y\text{As})_z-\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x-(\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x)_{1-z}(\text{Al}_{1-y}\text{Ga}_y\text{As})_z$.

Зависимость

фоточувствительности

гетероструктур $p\text{Si-nSi}_{1-x}\text{Ge}_x-n(\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x)_{1-z}(\text{Al}_{1-y}\text{Ga}_y\text{As})_z-n\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x-n(\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x)_{1-z}(\text{Al}_{1-y}\text{Ga}_y\text{As})_z$

от энергии падающих квантов была получена в фотодиодном

режиме. Установлено, что спектральная зависимость фоточувствительности имела широкую полосу спектра в диапазоне от 0.72 эВ до 1.9 эВ. Снижение фоточувствительности в коротковолновой области спектра можно объяснить относительно слабым поглощением данного излучения $(\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x)_{1-z}(\text{Al}_{1-y}\text{Ga}_y\text{As})_z$ -твердым раствором, вследствие чего коротковолновые кванты частично поглощались в верхних слоях твердого раствора, а не успевшие поглотиться, проникая внутрь пленки, поглощались в $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ слоях с узкой шириной запрещенной зоны.

ВЫВОДЫ

1. С помощью модели многоэлектронного потенциала атомов спрогнозирована возможность образования твердых растворов $\text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{Sn}_y$, $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$, $\text{Ge}_{1-x}\text{Sn}_x$, $(\text{Ge}_2)_{1-x}(\text{GaAs})_x$, $(\text{Ge}_2)_{1-x}(\text{ZnSe})_x$, $(\text{Ge}_2)_{1-x-y}(\text{GaAs})_x(\text{ZnSe})_y$, $(\text{Sn}_2)_{1-x-y}(\text{GaAs})_x(\text{ZnSe})_y$, $(\text{GaAs})_{1-x}(\text{ZnSe})_x$, $(\text{Si}_2)_{1-x}(\text{GaP})_x$, состоящих из элементов III - VI групп периодической системы.

2. Теоретически рассчитана энергия Гиббса системы и размеры нанокластеров Si и Ge для определения оптимальных энергетических условий роста эпитаксиальных слоев Si, Ge, $Si_{1-x}Ge_x$ на монокристаллической подложке и предложены механизмы образования дислокаций как в эпитаксиальной пленке, так и в гетерогранице подложка-пленка.

3. Определены концентрации и активности компонентов для насыщенного состояния системы Si-Sn, Ge-Sn, рассчитаны энергии Гиббса смешения компонентов при различных температурах и установлено, что одной из основных причин, влияющих на плотность дислокаций в кристаллах, выращенных при высоких температурах, является размер нанокластеров в растворе-расплаве.

4. Впервые на основе термодинамических расчетов для реальных растворов Si-Ge-Sn систем определен оптимальный и малозатратный технологический режим выращивания эпитаксиальных слоев твердых растворов $Si_{1-x}Ge_x$.

5. Методом компьютерного моделирования определены наиболее энергетически вероятные устойчивые нанокластеры Si_n , Ge_m , Si_nGe_m , участвующие в процессе образования эпитаксиальных слоев Si и Ge на монокристаллических подложках, установлены наиболее вероятные возможные расположения Si_n в узлах кристаллической решетки Ge и GaP, а также Ge_m в кристаллической решетке Si.

6. С помощью квантово-химических расчетов полного энергетического состояния решетки смоделированы кластеры SiGaP и различные другие структурные конфигурации атомов в решетке твердого раствора и определено, что присутствие конфигураций типа Si_2 в решетке GaP является более вероятным, чем других конфигураций (Si_n), а обнаруженные экспериментально в ATR-FTIR спектрах эпитаксиальных слоев $(Si_2)_{1-x}(GaP)_x$ специфические поглощения подтверждают существование этих конфигураций.

7. Предложен механизм роста эпитаксиальных слоев из ограниченного объема раствора-расплава и на основе явления неустойчивости Рэля-Тейлора объяснена причина формирования пленок большей толщины на верхних подложках.

8. Установлено влияние температур начала кристаллизации на процессы формирования дислокаций на гетерогранице подложка-пленка в структурах Si-Si $_{1-x}$ Ge $_x$, Si-Si $_{1-x}$ Ge $_x$ -GaAs, показан экспоненциальный характер зависимости плотности дислокаций в пленке от ее толщины.

9. Методом моделирования с использованием ионной бомбардировки получены значения прицельных параметров и оценены поверхностные потенциалы для подложек Si, Ge, GaAs, GaP при выращивании твердых растворов из жидкой фазы и теоретически спрогнозирована возможность получения кристаллически совершенных эпитаксиальных слоев без проведения пробных технологических экспериментов.

10. Наличие олова в составе твердых растворов $Si_{1-x-y}Ge_xSn_y$, выращенных на подложках Si (111), способствует при попадении фотонов на поверхность

пленок генерированию носителей заряда в более длинноволновой области спектра и приводит к существенному расширению интервала фоточувствительности полученных полупроводников по сравнению с Si и Ge.

11. Впервые на GaAs(100)-подложках получены твердые растворы $\text{Ge}_{1-x}\text{Sn}_x$ и $(\text{Ge}_2)_{1-x-y}(\text{GaAs})_x(\text{ZnSe})_y$, имеющие бинарный тип замещения, с дырочным типом проводимости, концентрацией дырок $10^{17}-10^{18} \text{ см}^{-3}$, подвижностью носителей зарядов $15 \div 20 \text{ В} \cdot \text{с}/\text{см}^2$, и наблюдаемой в спектральном диапазоне $0.7 \div 1.54 \text{ эВ}$ фоточувствительностью, что указывает на образование Ge-донорной энергетической зоны и внутризонной каскадной фотогенерации электронно-дырочных пар в $(\text{Ge}_2)_{0.02}(\text{ZnSe})_{0.03}(\text{GaAs})_{0.95}$ слое *n-p*-перехода.

12. Возникновение в плоскости поверхности растягивающих напряжений, стремящихся уменьшить толщину слоя выращенных из ограниченного оловянного раствора-расплава на подложку GaAs(100) новых твердых растворов $(\text{Ge}_2)_{1-x-y}(\text{GaAs})_x(\text{ZnSe})_y$, $(\text{Sn}_2)_{1-x-y}(\text{GaAs})_x(\text{ZnSe})_y$ и $(\text{GaAs})_{1-x}(\text{ZnSe})_x$, вызывает уменьшение параметра решетки этих структур по сравнению с Ge, GaAs и ZnSe, что приводит в некоторых случаях к уменьшению подвижности носителей заряда, вследствие чего большая часть генерирующихся на поверхности пленки носителей, не достигая глубины залегания разделяющего барьера, рекомбинируется.

13. Впервые в едином технологическом цикле из оловянного раствора-расплава получены многослойные структуры Si-Si_{1-x}Ge_x-Si_{1-x-y}Ge_xSn_y, Si-Si_{1-x}Ge_x - (Si_{1-x}Ge_x)_{1-z}(Al_{1-y}Ga_yAs)_z - Si_{1-x}Ge_x - (Si_{1-x}Ge_x)_{1-z}(Al_{1-y}Ga_yAs)_z с плавно изменяющимся по толщине пленки химическим составом, что приводит к существенному расширению области спектра их фоточувствительности.

**SCIENTIFIC COUNCIL ON AWARDING OF SCIENTIFIC DEGREES
DSc02/27.02.2020.FM/T.110.01 AT PHYSICAL-TECHNICAL INSTITUTE**

**URGENCH STATE UNIVERSITY
PHYSICAL-TECHNICAL INSTITUTE**

RAZZOKOV ALIJON SHONAZAROVICH

**PHYSICO-CHEMICAL PROPERTIES OF OBTAINING SOLID-
SOLUTION OF $\text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{Sn}_y$, $(\text{Ge}_2)_{1-x-y}(\text{GaAs})_x(\text{ZnSe})_y$, $(\text{Si}_2)_{1-x}(\text{GaP})_x$ FROM
LIQUID SOLUTION AND THEIR STRUCTURAL PROPERTIES**

01.04.10–Physics of semiconductors

**ABSTRACT OF DOCTORAL DISSERTATION (DSc)
ON PHYSICAL AND MATHEMATICAL SCIENCES**

Tashkent – 2024

The subject of doctoral dissertation is registered at the Supreme Attestation Commission at the Cabinet of Ministers of Republic of Uzbekistan under number № B2023.2.DSc/FM221.

Dissertation has been prepared at the Urganch State University and Physical-technical.institute.

The abstract of the dissertation in three languages (Uzbek, Russian, English (resume)) has been posted on the website of the Scientific Council (<http://fti.uz>) and on Information-educational portal «ZiyoNet» (<http://www.ziynet.uz>).

Scientific consultant:	Saidov Amin Safarbaevich doctor of sciences in physics and mathematics, professor
Official opponents:	Oksengendler Boris Leonidovich doctor of sciences in physics and mathematics, professor Nuritdinov Izzatillo doctor of sciences in physics and mathematics, professor Karajanov Smagul Jangabergenovich fizika-matematika fanlari doktori, professor
Leading organization:	Karakalpak state university named after Berdakh

The defense of the dissertation will be held on « ____ » _____ 2024 at ____ at the meeting of the Scientific Council No. DSc02/27.02.2020.FM/T.110.01 at the Physical-technical institute (Address: 100084, Uzbekistan, Tashkent, Chingiz Aytmatov street, 2 “B”. Phone/fax: (+99871) 235-42-91, e-mail: ftikans@uzsci.net).

The doctoral dissertation can be looked through in the Information Resource Centre at the Physicaltechnical institute (registered under No. 233) (Address: 100084, Uzbekistan, Tashkent, Chingiz Aytmatov street, 2 “B”. Phone/fax: (+99871) 235-30-41).

Abstract of dissertation was distributed on « ____ » _____ 2024.
(Mailing report No. ____ on « ____ » _____ 2024).

X.K.Olimov

Chairman of the Scientific Council on Award of Scientific Degrees, Doctor of Physical and Mathematical Sciences, Professor

J.S.Akhatov

Scientific Secretary of the Scientific Council on Award of Scientific Degrees, Doctor of Technical Sciences, Senior Researcher

Sh.N.Usmonov

Chairman of the Scientific Seminar at the Scientific Council for the Awarding of Scientific Degree, Doctor of Physical and Mathematical Sciences, Senior Researcher

INTRODUCTION (Annotation of Doctoral (DSc) Dissertation)

Actuality and demand of the theme of dissertation. In the world, there is a special interest in theoretical and experimental research in the field of physics of semiconductors and technologies for obtaining new high-quality, thin-film materials. This demand is related to the rapid development of micro- and nanotechnologies, which are the basis of the field of semiconductor devices. Therefore, in addition to the widely used semiconductor materials based on elemental (Si, Ge) and chemical compounds (GaAs, GaSb, CdTe, ZnSe, ZnS, etc.), solids with controlled chemical composition and predetermined electrical and photoelectric properties obtaining semiconductors with complex structures based on compounds is an urgent issue.

Degree of knowledge of the problem. The analysis of many studies on the growth and properties of epitaxial layers of semiconductor films with different crystal structures showed that the production of films based on $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$, $\text{Si}_{1-x}\text{Sn}_x$, $\text{Ge}_{1-x}\text{Sn}_x$, $(\text{GaAs})_{1-x}(\text{ZnSe})_x$ solid mixtures was studied in detail (Arkansas University (USA), Arizona State University (USA), Institute of Physics and Technology, IIB "Physics-Sun" (Uzbekistan)). The degree of perfection of monocrystalline films depends on the number of dislocations (University of Leuven (Belgium) and Christian University (Chung Yuan, China), Silian University (Xian, China)), as well as the effect of the density of dislocations on the electrical properties of films has been studied (McGill University (Montreal, Canada)). Many works have been devoted to the effect of crystallographic orientation of substrate single crystals on film growth properties (Kyushu University (Japan), Shizuoka University Research Institute of Electronics (Japan)). It is necessary to note the special contribution of Professor A.S.Saidov (Physico-Technical Institute of the Academy of Sciences of the Republic of Uzbekistan) in the study of the processes of obtaining new complex solid solutions with molecular (binary) types of substitution of atoms in the crystal lattice.

However, the thermodynamic description of the processes of growing films from liquid solutions has not been covered in the scientific literature, and there are no clear criteria for choosing the type of solution or its chemical composition. The growth of epitaxial films with variable chemical composition and constant type of crystal lattice in the direction of growth has not been sufficiently studied. In addition, thin epitaxial films of $\text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{Sn}_y$, $(\text{Sn}_2)_{1-x-y}(\text{GaAs})_x(\text{ZnSe})_y$, $(\text{Ge}_2)_{1-x-y}(\text{GaAs})_x(\text{ZnSe})_y$, $(\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x)_{1-z}(\text{Al}_{1-y}\text{Ga}_y\text{As})_z$ solid mixtures have not been obtained so far. Therefore, the problems considered in this work are relevant.

The aim of research work is theoretical and experimental substantiation of the existence of single-crystalline solid solutions of substitution $\text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{Sn}_y$, $(\text{Ge}_2)_{1-x-y}(\text{GaAs})_x(\text{ZnSe})_y$, $(\text{Si}_2)_{1-x}(\text{GaP})_x$, elucidation of the physicochemical features of the growth mechanisms of epitaxial films, the study of their structure and photoelectric properties.

Scientific novelty of research consists of the following:

the values of the statistically generalized moment of multielectron atoms were theoretically calculated and the most probable element pairs of chemical compounds forming solid mixtures were determined;

the conditions for growing epitaxial layers of $\text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{Sn}_y$, $(\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x)_{1-z}(\text{Al}_{1-y}\text{Ga}_y\text{As})_z$, on Si substrates and $(\text{Sn}_2)_{1-x-y}(\text{GaAs})_x(\text{ZnSe})_y$, $(\text{Ge}_2)_{1-x-y}(\text{GaAs})_x(\text{ZnSe})_y\text{Ge}_{1-x}\text{Sn}_x$ solid mixtures on GaAs substrates and the photoelectric properties of heterostructures based on them have been determined;

thermodynamic conditions of the growth process of Si (1173 K), Ge (923 K), $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ (1135 K), $\text{Ge}_{1-x}\text{Sn}_x$ (800 K) epitaxial layers with a perfect crystal structure on Si, Ge substrates from a tin solution using the calculation of the Gibbs energy of the solution system shown;

the results of quantum chemical calculations of the formation of Si_n , Ge_n , Si_nGe_m , Ga_nP_n nanoclusters and their participation in the growth of $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$, $(\text{Si}_2)_{1-x}(\text{GaP})_x$ solid alloys and their influence on the crystal structure of the alloy are shown;

in the Si crystal lattice, Ge atoms are most likely arranged in the form of Ge, Ge_2 , Ge_5 , Si atoms in the Ge crystal lattice are most likely in the form of Si, Si_5 , and in the GaP crystal lattice in the form of Si_2 ;

the mechanism of formation of dislocations at the substrate-film boundary is presented; temperature dependence of system component nanocluster sizes is based theoretically and experimentally; it has been proven that high temperature and, accordingly, the presence of large-sized nanoclusters in the solution lead to an increase in the dislocation density in the resulting crystal ($b = 5.47$ nm at 1323 K and $b = 3.46$ nm at 1073 K; Ge for $\beta = 6.7$ nm at 1173 K and $\beta = 1$ nm at 800 K);

it was determined theoretically and experimentally that the dislocation density formed during the growth of Si- $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ -GaAs films from the liquid phase depends on the initial value of the crystallization temperature; when the initial crystallization temperature increases from 1073 K to 1323 K, the density of dislocations at the substrate-film boundary is shown to increase from $9.6 \cdot 10^4$ cm^{-2} to $8.2 \cdot 10^5$ cm^{-2} , and the exponential dependence of the dislocation density on the film thickness is analytically proven;

it has been proven that to obtain epitaxial layers with a perfect structure, the distance between the substrates should not be increased beyond the critical value or the cooling rate of the liquid solution should be reduced;

for the first time, Si- $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ - $\text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{Sn}_y$, Si- $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ - $(\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x)_{1-z}(\text{Al}_{1-y}\text{Ga}_y\text{As})_z$ - $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ - $(\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x)_{1-z}(\text{Al}_{1-y}\text{Ga}_y\text{As})_z$, Si- $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ -GaAs structures were grown on a Si substrate using a buffer layer in a single technological process; it was determined that the high perfection of functional structures is ensured by the decrease in the difference in the lattice parameters of the substrate-film due to the smooth change of the chemical composition of the films in the direction of their growth;

in the growth of a solid mixture from the liquid phase, the values of target parameters for Si, Ge, GaAs, GaP substrates were determined by the method of ion bombardment, and the possibility of growing crystal-perfect epitaxial layers was proved based on theoretical calculations.

Scientific and practical significance of research results.

The scientific significance of the research results is that the criteria for the formation of solid compounds using the potentials of multielectron atoms and the size of nanoclusters in the solution system of crystal-structured Si, Ge, $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$, and $\text{Ge}_{1-x}\text{Sn}_x$ epitaxial layers with low-density defects from tin solution taking into account, it is explained by the fact that favourable conditions for growing at relatively low temperatures have been determined.

The practical significance of the research results is that cascade solar cells and IR photodetectors can be developed from heterostructures Si- $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ - $\text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{Sn}_y$ ($0 \leq x \leq 0.93$, $0 \leq y \leq 0.03$), Si - $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ - $(\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x)_{1-z}(\text{Al}_{1-y}\text{Ga}_y\text{As})_z$ - $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ - $(\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x)_{1-z}(\text{Al}_{1-y}\text{Ga}_y\text{As})_z$ ($0 \leq x \leq 0.72$, $0 \leq y \leq 0.14$, $0 \leq z \leq 0.28$) obtained based on a relatively inexpensive Si substrate. The availability of the output is also explained by simplifying the preparation of multilayer cascade structures by growing $\text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{Sn}_y$, $(\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x)_{1-z}(\text{Al}_{1-y}\text{Ga}_y\text{As})_z$ epitaxial films with a $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ buffer layer on a Si substrate in a single technological process. By changing the bandgap of the films depending on the chemical composition, it is shown to obtain photosensitive $\text{nGaAs-p}(\text{Sn}_2)_{0.01}(\text{GaAs})_{0.97}(\text{ZnSe})_{0.02}$, $\text{nGaAs-p}(\text{GaAs})_{1-x}(\text{ZnSe})_x$ ($0.03 \leq x \leq 0.05$), $\text{nGaAs-p}(\text{Ge}_2)_{0.02}(\text{ZnSe})_{0.03}(\text{GaAs})_{0.95}$, $\text{GaAs-Ge}_{1-x}\text{Sn}_x$ ($x \leq 0.03$) heterostructures covering a wide range of the spectrum.

Application of the research results. Based on the scientific results obtained on the physico-chemical properties of obtaining $\text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{Sn}_y$, $(\text{Ge}_2)_{1-x-y}(\text{GaAs})_x(\text{ZnSe})_y$, $(\text{Si}_2)_{1-x}(\text{GaP})_x$ solid mixtures from liquid solution and their structural properties:

"Method of producing epitaxial layers of solid mixture $(\text{GaAs})_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{ZnSe})_y$ " patent were obtained (Patent, №IAP 02652, 29.04.2005).

2 articles in the list of published scientific works are cited by authors in 7 foreign articles. Among them, A.S. Saidov, A.Sh. Razzakov, V.A. Risaeva, E.A. Koschanov. Liquid-phase epitaxy of solid solutions $(\text{Ge}_2)_{1-x}(\text{ZnSe})_x$ //Materials chemistry and physics. - 2001. - Vol. 68. – P. 1-6. (Scopus IF: 2.072) 3 articles per article (Surface Engineering and Applied Electrochemistry, 59(5), 670-673, 2023. IF:1.6; Herald of the Bauman Moscow State Technical University, Series Natural Sciences, (4), 58-72, 2020. IF: 1.1; Journal of Analytical Atomic Spectrometry, 16(10), 1217-1237, 2001. IF: 6.4) and A.S. Saidov, A.Sh. Razzakov, E.A. Koshchanov. Liquid phase epitaxy of $\text{Ge}_{1-x}\text{Sn}_x$ semiconductor films //Technical Physics Letters. - 2001. - Vol. 27. – P. 698-700. (Scopus IF:1.7) 4 per article (Optical Materials Express, 3(9), 1385-1396, 2013. IF: 5.9; Journal of Applied Physics, 109(10), 103115, 2011, IF: 5.1; Handbook of Crystal Growth: Thin Films and Epitaxy: Second Edition 3, 225-316, 2015 (in University of Texas Library Catalog, QD 921 H32 2015). Liquid Phase Epitaxy of Electronic, Optical and Optoelectronic Materials, 109- 178, 2007 (US Library of Congress, TK7871 .L57 2007) cited by authors in foreign publications.

The results of the theoretical calculation of the Gibbs energy of the solution system, the proposed mechanism of the growth of epitaxial layers, the explanation of the reasons for the increase in the thickness of the films grown on the upper substrates using the phenomenon of Rayleigh-Taylor instability No.

DR0121U113046 "Chemical, thermal properties of nanoparticles of different morphologies and composites based on them and study of plasma properties" was used in the implementation of the fundamental research project (Reference No. 67/01/1586 of Zaporizhzhya Polytechnic National University dated June 6, 2023 (Ukraine)).

The experimentally determined size of nanoparticles involved in the formation of crystals in the solution and the mechanism of formation of nanoparticles for the crystallization process, as well as the dependence of their radii (critical radius of particles) on the temperature of the crystal cores and nanoparticles in the solutions produced at "Urgenchkormmash JSC", was used to explain the physical phenomena that lead to the formation of crystals of the same size.

The structure and scope of the dissertation. The dissertation consists of an introduction, five chapters, a conclusion, a list of references and appendices. The text of the dissertation is 194 pages.

E'LON QILINGAN ISHLAR RO'YXATI
СПИСОК ОПУБЛИКОВАННЫХ РАБОТ
LIST OF PUBLISHED WORKS

I bo'lim (I часть; I part)

1. Патент. А.С.Саидов, А.Ш.Раззоков, Д.В.Сапаров. Способ получения эпитаксиальных слоев твердого раствора $(\text{GaAs})_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{ZnSe})_y$. UZ Patent IAP 02652 Дата. 10.04.2003.
2. Razzokov A. Sh. et al. Studies of the crystal structure of solid solutions $(\text{Sn}_2)_{1-x-y}(\text{GaAs})_x(\text{ZnSe})_y, (\text{GaAs})_{1-x}(\text{ZnSe})_x$ grown from liquid phase //Journal of Crystal Growth. – 2023. – Vol. 612. – P. 127203. (Scopus IF= 1.83)
3. A.Sh.Razzokov. Morphological investigations of solid solutions $(\text{GaAs})_{1-x}(\text{ZnSe})_x$ doped with $\langle \text{Sb} \rangle$ //Functional Materials. – 2023. – Vol. 30, № 2. P. 156-162. (Scopus IF= 1.49)
4. A.S. Razzokov, A.S. Saidov, U.O. Kutliev, M. K. Karimov. Investigation of the Surface Structure of Si, Ge, GaAs, GaP by the Method of Ion Bombarding When Growing Solid Solutions from a Liquid Phase, International Journal of Thin Film Science and Technology. – 2023. – Vol. 12, – №. 3. –P. 201-205. (Scopus IF= 0.71)
5. A.S. Saidov et al. Features of liquid-phase epitaxy of new solid solutions of $(\text{GaAs})_{1-y-z}(\text{Ge}_2)_y(\text{ZnSe})_z$ and their photoelectric properties //International Journal of Modern Physics B. – 2023. – Vol. 37. – №. 14. – P. 2350132. (Scopus IF= 1.404)
6. А.Ш. Раззоков. Выращивание эпитаксиальных слоев твердого раствора $\text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{Sn}_y$ из оловянного раствора-расплава //Сибирский физический журнал. – 2023. – Т. 18. – №. 1. – С. 53-60. (01.00.00, №14)
7. А.Ш.Раззоков, М.У.Аллашукурова, Ж.А.Раззаков, Н.Р.Янгибоев. Получение и морфологические исследования эпитаксиальных слоев твердых растворов $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ и $(\text{Si}_2)_{1-x}(\text{ZnS})_x$ //Илм сарчашмаси. – 2023. – №6. С.19-22. (01.00.00, №12)
8. A.Sh.Razzokov, K.O.Eshchanov. Optimal Regime for Growth of Epitaxial Germanium Layers from the Liquid Phase Based on Thermodynamic Calculations //International Journal of Thermodynamics. – 2022. – Vol. 25. – №. 3. – P. 41-45. (Scopus IF= 0.78)
9. A.S.Saidov, A.Sh. Razzokov. Growth and Morphological Study of Graded-Gap $\text{Si-Si}_{1-x}\text{Ge}_x\text{-GaAs}$ Structures //Crystallography Reports. – 2022. – Vol. 67. – №. 2. – P. 301-305. (Scopus IF= 0.667)
10. A.S.Saidov et al. Obtaining $\text{Si-Si}_{1-x}\text{Ge}_x\text{-(Si}_{1-x}\text{Ge}_x)_{1-z}(\text{Al}_{1-y}\text{Ga}_y\text{As})_z\text{-Si}_{1-x}\text{Ge}_x\text{-(Si}_{1-x}\text{Ge}_x)_{1-z}(\text{Al}_{1-y}\text{Ga}_y\text{As})_z$ Structures from a Tin Solution-Melt in a Single Technological Cycle //Acta Physica Polonica, A. – 2022. – Vol. 142. – №. 2. – P. 280-284. (Scopus IF= 0.725)
11. A.Sh.Razzokov, K.O.Eshchanov. Thermodynamic Bases for Obtaining Crystalline Perfect Silicon from Tin-silicon Solution //International Journal of Thermodynamics. – 2022. – Vol. 25. –№2. – P. 1-6. (Scopus IF= 0.78)
12. A.Sh.Razzokov. et al. Features of growing Si-and $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ -single-crystal films from solution-melt based on tin //Journal of Physical Studies. – 2022. – Vol.

26. – №. 4. – P. 4601-1-4601-5. (Scopus IF= 0.131)

13. A.Sh.Razzokov, K.O.Eshchanov. Thermodynamic determination of optimal conditions for growing $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ crystals from a tin solution on a silicon substrate //Journal of Metals, Materials and Minerals. – 2022. – Vol. 32. –№. 2. – P. 83-87. (Scopus IF= 0.232)

14. A.Sh.Razzokov, A.S.Saidov, S.I.Petrushenko, S.V.Dukarov Obtaining semikonduktor structures $\text{Si}-\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x-\text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{Sn}_y$ from the liquid phase in a single technological cycle //Functional Materials. – 2022. – Vol. 29. – №2. – P. 202-208. (Scopus IF= 1.49)

15. V.V.Girzhon, V.V.Yemelianchenko, O.V.Smolyakov, A.Sh.Razzokov. Analysis of structure formation processes features in high-entropy alloys of Al-Co-Cr-Fe-Ni system during laser alloying //Results in Materials. – 2022. – Vol.15. – P.100311. (Scopus IF= 3.57)

16. A.S.Saidov, D.V.Saparov, Sh.N.Usmonov, A.Kutlimratov, J.M.Abdiev, M.Kalanov, A.Sh.Razzakov and A.M.Akhmedov. Investigation of the Crystallographic Perfection and Photoluminescence Spectrum of the Epitaxial Films of $(\text{Si}_2)_{1-x}(\text{GaP})_x$ ($0 \leq x \leq 1$) Solid Solution, Grown on Si and GaP Substrates with the Crystallographic Orientation (111) //Advances in Condensed Matter Physics. – 2021. –Vol. 2021. – P. 1-8. (Scopus IF= 1.316)

17. Н.З.ХАКИМОВ, А.Ш.РАЗЗОВ. Теоретическое прогнозирование и получение полупроводниковых твердых растворов на основе статистического обобщенного момента // Физика полупроводников и микроэлектроника. – 2021. – Т. 3. – №. 2. – С. 20-24. (01.00.00, №16)

18. А.Ш.РАЗЗОВ, Д.КУРБАНОВ, Д.КОШЧАНОВА, К.КОДИРОВ, Ж.ХАЛИЛЛАЕВ. Зависимость плотности дислокаций твердого раствора $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ от энергии поверхностного натяжения, выращенного из оловянного и галлиевого раствора-расплава //Илм сарчашмаси. – 2021. №6. С.13-17. (01.00.00, №12)

19. А.С.САЙДОВ, А.Ш.РАЗЗОВ Получение и морфологические исследования эпитаксиальных слоев твердого раствора $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ //Сибирский физический журнал. – 2020. – Т. 15. – №. 2. – С. 84-91. (01.00.00, №14)

20. А.Ш.РАЗЗОВ и др. Получение структурно совершенного полупроводникового твердого раствора $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ с заданными электрофизическими и фотоэлектрическими свойствами // Научно-технический журнал ФерПИ. – 2020. – Т. 24. – №. 5. – С. 51-60. (05.00.00, №20)

21. А.С.САЙДОВ, А.Ш.РАЗЗОВ, Д.Э.КОШЧАНОВА. Қаттиқ аралашмаларни яримўтказгич материалларни суяқ фазадан ўстириб олишни назарий асослари //Илм сарчашмалари. – 2020. – № 3. Б. 14-19. (01.00.00, №12)

22. A.S.Saidov, A.Sh.Razzakov, D.V.Saparov. Liquid phase epitaxy of $(\text{Sn}_2)_{1-x}(\text{InSb})_x$ solid solution layers // Technical Physics Letters. – 2002. – Vol. 28. – №. 11. –P.927-928. (Scopus IF=1.7)

23. A.Sh.Razzakov. Growing of $\text{Ge}_{1-x}\text{Sn}_x$ solid solution from the liquid phase //Doklady Akademik Nauk. –2001. –Vol. 379. –№ 5. –P. 617-620. (Scopus IF= 1.2)

24. A. S.Saidov, A.Sh.Razzakov, V.A.Risaeva, E.A.Koschanov. Liquid-phase epitaxy of solid solutions $(\text{Ge}_2)_{1-x}(\text{ZnSe})_x$ //Materials chemistry and physics. – 2001.

– Vol. 68. – P. 1-6. (Scopus IF= 2.072)

25. A.S.Saidov, A.Sh.Razzakov, K.G.Gaimnazarov. Liquid phase epitaxy of $(\text{GaAs})_{1-x}(\text{ZnSe})_x$ solid solution layers from a lead-based solution melt // Technical Physics Letters. – 2001. – Vol. 27. – №. 22. P.86-88. (Scopus IF=1.7)

26. A.S.Saidov, A.Sh.Razzakov, E.A.Koshchanov. Liquid phase epitaxy of $\text{Ge}_{1-x}\text{Sn}_x$ semiconductor films // Technical Physics Letters. – 2001. – Vol. 27. – P. 698-700. (Scopus IF=1.7)

27. M.S.Saidov, A.S.Saidov, A.Sh.Razzakov. Photosensitivity of the n-GaAs-p- $(\text{Ge}_2)_{0.02}(\text{ZnSe})_{0.03}(\text{GaAs})_{0.95}$ structure over the spectral range 0.7-1.4 eV // Applied Solar Energy. – 2000. – Vol. 36, №. 2. – P. 83-85. (Scopus IF=2.1)

28. M.S.Saidov, A.S.Saidov, A.Sh.Razzakov Liquid phase epitaxy photoluminescence and photoelectrical properties of variband $(\text{Ge}_2)_{1-x}(\text{ZnSe})_x$ layers // Proceedings of SPIE-The International Society for Optical Engineering. – 2000. – P. 3975-3976. (Scopus IF=0.37)

29. A.S.Saidov, É.A.Koshchanov, A.Sh.Razzakov, Sh.K.Ismailov. Growth of perfect-crystal $\text{Si-Si}_{1-x}\text{Ge}_x-(\text{Ge}_2)_{1-x}(\text{InP})_x$ structures from the liquid phase // Technical Physics Letters. – 1999. – Vol. 25. – №. 12. – P. 37-40. (Scopus IF=1.7)

30. А.С.Саидов, А.Ш.Раззоков, Э.А.Кошчанов, У.Насыров, К.Г.Гаимназаров. Некоторые особенности получения и фотоэлектрических свойства $\text{nGaAs-pGaAs-p}(\text{GaAs})_{1-x}(\text{ZnSe})_x$, $\text{nGaAs-pGaAs-p}(\text{Ge}_2)_{1-x}(\text{ZnSe})_x$ структур // Гелиотехника. – 1998. – №6. – С. 23-26. (01.00.00, №1)

31. Saidov, M.S., Saidov, A.S., Koshchanov, E.A., Razzakov, A.Sh. Growth and Electrophysical Properties of $(\text{Ge}_2)_{1-x}(\text{ZnSe})_x$ Epitaxial Layers // Doklady Physics. – 1998, – Vol.43. – №3. –P.169-170. (Scopus IF=1.5)

32. А.С.Саидов, Э.А.Кошчанов, А.Ш.Раззоков, Б.С.Каландаров. Кристаллическое совершенство гетераструктур $\text{GaAs}-(\text{Ge}_2)_{1-x}(\text{ZnSe})_x$, $\text{Ge}-(\text{Ge}_2)_{1-x}(\text{ZnSe})_x$, $\text{GaP}-(\text{Ge}_2)_{1-x}(\text{ZnSe})_x$, $\text{Si}-(\text{Ge}_2)_{1-x}(\text{ZnSe})_x$ // ДАН РУз. – 1998. – №6, – С. 36-38. (01.00.00, №7)

II bo'lim (II часть; II part)

33. A.Sh.Razzakov. Prediction about obtaining solid solutions based on the statistical generalized moment // International Students and Young Scientists Conference in Theoretical and Experimental Physics. – Lviv, 2023. – E9.

34. А.Ш.Раззоков. Сложные твердые растворы $(\text{Ge}_2)_{1-x}(\text{ZnSe})_x$, $(\text{Ge}_2)_{1-x-y}(\text{GaAs})_x(\text{ZnSe})_y$ // Физика конденсированного состояния XXXI Международная научно-практическая конференция. – Гродно, 2023. – С.105.

35. А.Ш.Раззоков. Структурное моделирование сложных твердых растворов // X Международная научная конференция «Актуальные проблемы физики твердого тела». – Минск, 2023. – С. 471.

36. А.Ш. Раззоков. Физико-химические аспекты выращивания эпитаксиальных слоев $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ из раствора-расплава // Международная конференция. «Классический и квантовый релятивистский идеальный газ». – Бухара, 2023. – С.59-60.

37. A.Razzokov, A.Saidov, Kh.Eshchanov. Study of the structures of $(\text{Ge}_2)_{1-x-y}(\text{GaAs})_x(\text{ZnSe})_y$ solid solution epitaxial layers // International Conference «Fundamental and applied problems of modern physics» October 19-21 –Tashkent. 2023. – P.76-78.

38. A.Sh.Razzokov, A.S.Saidov, Kh.O.Eshchanov. Study of the structure of $(\text{Si}_2)_{1-x}(\text{GaP})_x$ epitaxial layers using quantum chemical calculations.//III Международной научной конференции //«Тенденции развития физики конденсированных сред.» – Фергана, 2023. –С. 93-94.

39. A.Razzokov, A.Saidov, Kh.Eshchanov. Growth of perfect GaAs epitaxial layers on a silicon substrate //4th Global Summit on Future of Materials Science and Research. – Las-Vegas, 2022. –P. 99.

40. А.С.Саидов, А.Ш.Раззоков, Д.В.Сапаров, Ш.Н.Усманов, Д.Э. Кошчанова. Получение твердых растворов $\text{GaAs}-(\text{GaAs})_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{ZnSe})_y$, $(\text{Ge}_2)_{1-x}(\text{ZnSe})_x$ из жидкой фазы //Материалы XXX международный научно-практический конференции. – Гродно, 2022. –С.84.

41. A.Sh.Razzokov. Obtaining $\text{GaAs-Ge}_{1-x}\text{Sn}_x$ heterostructures from tin solution-melt //International students and young scientists conference in theoretical and experimental physics. – Lviv, 2022. – A8.

42. А.С.Саидов, А.Ш. Раззоков, Ш.Ш.Матвапаева. Фотоэлектрические, электрофизические и морфологические исследования твердого раствора $(\text{Ge}_2)_{1-x-y}(\text{GaAs})_x(\text{ZnSe})_y$ //Проблемы фотоники и перспективы развития. Материалы Республиканской научно-практической конференции. – Ургенч, 2022. –С. 223-225.

43. А.Ш.Раззоков, И.У.Тангриберганов, Ж.А.Раззаков, М.У. Аллашукурова, Р.М.Отажонова. Получение и морфологические исследования эпитаксиальных слоев твердого раствора $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ ($0 < x < 1$) //Yarimo‘tkazgichlar, nanomateriallar va fotoenergetikaning dolzarb muammolari. – Urganch, 2022. –С. 27-30.

44. А.С.Саидов, У.О.Кутлиев, М.К.Каримов, А.Ш.Раззоков. Определение методом программного моделирования оптимальной кристаллографической ориентации подложек Si и Ge для выращивания эпитаксиальных пленок $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$, $\text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{Sn}_y$ из жидкой фазы //Yarimo‘tkazgichlar, nanomateriallar va fotoenergetikaning dolzarb muammolari. – Urgench, 2022, –С. 340-343.

45. А.Ш.Раззоков, М.А.Латипова, А.Х.Кодиров. Получение варизонного твердого раствора $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ из жидкой фазы. Научный журнал «Бюллетень науки и практики» // Нижневартовск, - 2021, -Т. 7, - №3, - С. 200-205.

46. A.Sh.Razzokov. Growth of epitaxial layers of $\text{Si}_{1-x-y}\text{Ge}_x\text{Sn}_y$ solid solution from tin solution-melt //International Workshop “Functional materials for energy applications” (FUNMAT). – Urgench, 2021. – P. 36.

47. A.S.Saidov, A.Sh.Razzokov, D.V.Saparov, D.E.Koshchanova Obtaining and studying epitaxial film $(\text{Si}_2)_{1-x}(\text{ZnS})_x$ ($0 \leq x \leq 0.92$) from a liquid phase // International Workshop “Functional materials for energy applications” (FUNMAT). – Urgench, 2021. – P. 20.

48. А.Ш.Раззоков, Р.М.Отажонова, Ш.Ш.Матвапаева. Получение полупроводниковых $\text{GaAs}-(\text{GaAs})_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{ZnSe})_y$, $\text{Ge}-(\text{GaAs})_{1-x}$

$y(\text{Ge}_2)_x(\text{ZnSe})_y$, $\text{GaP}-(\text{GaAs})_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{ZnSe})_y$, $\text{Si}-(\text{GaAs})_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{ZnSe})_y$
структур из жидкой фазы //РИАК-ХІV. – Ташкент, 2021. –С. 17.

49. И.Ю.Давлетов, Н.З.Хакимов, А.Ш.Раззоков, А.И.Жапаков, С.К.Отобаев Воздействие лазерного излучения на материалы //Восьмая Международная конференция по физической электронике IPES -8. – Ташкент, 2021. –С. 201-202.

50. Раззоков А. Ш. и др. Физико-химические основы выращивания варизонного полупроводникового $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ твердого раствора из жидкой фазы //Бюллетень науки и практики. – 2020. – Т. 6. – №. 9. – С. 10-17.

51. А.Ш.Раззоков. Физико–химические основы выращивания полупроводникового $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ твердого раствора из оловянного и галлиевого раствора-расплава //Материалы VII международной конференции «Современные проблемы физики». – Душанбе, 2020. –С. 81-84.

52. Хакимов Н.З, Раззоков А.Ш., Давлетов И.Ю., Вапаев М.Э. Новый подход для расчета «Потенциала многоэлектронного атома» //Материалы V Международной конференции по Оптическим и фотоэлектрическим явлениям в полупроводниковых микро- и наноструктурах. – Фергана, 2020. –С. 322-324.

53. Хакимов Н.З., Раззоков А.Ш., Давлетов И. – Фазового равновесия, растворимости и коэффициента сегрегация многокомпонентных систем - «Потенциал многоэлектронного атома //Материалы VII международной конференции «Современные проблемы физики». – Душанбе, 2020. –С.109-112.

54. Раззоков А.Ш., Хакимов Н.З., Давлетов И.Ю., Эшчонов Х.О., Матназаров А.Р. Получение структурно совершенного полупроводникового твердого раствора $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ с заданными электрофизическими и фотоэлектрическими свойствами //Материалы V Международной конференции по Оптическим и фотоэлектрическим явлениям в полупроводниковых микро- и наноструктурах. – Фергана, 2020. – С. 324-327.

55. Раззоков А.Ш., Кошчанова Д.Э. $(\text{C}\frac{\text{VI}}{2})_{1-x}(\text{A}^{\text{III}}\text{B}^{\text{V}})_x, (\text{C}\frac{\text{VI}}{2})_{1-x}(\text{A}^{\text{IV}}\text{B}^{\text{VI}})_x$ ва бошқа синфларга оид яримўтказгич эпитаксиал қатламларини олишнинг илмий башорат асослари //”Фан, таълим ва ишлаб чиқариш интеграцияси” Республика илмий-амалий конференция материаллари тўплами. – Қарши, 2020. – Б. 266-267.

56. А.Ш. Раззоков, Д.Э. Кошчанова. Температурная зависимость растворимости Si и Ge в жидких металлах с учетом их обобщенных моментов. Материалы VII международной конференции «Современные проблемы физики», – Душанбе. 2020. –С. 59-61.

57. Раззоков А. Ш., Кошчанова Д. Э. Температурная зависимость растворимости германия в жидких металлах с учетом их обобщенных моментов //РИАК-ХІІІ. – Ташкент, 2020. – С. 313-316.

58. Раззоков А.Ш., Курбанов Д.Ш. Получения полупроводниковых твердых растворов на основе кремния и германия; //“Фан, таълим ва ишлаб чиқариш интеграцияси”. – Қарши, 2020. –С. 98-99.

59. Раззоков А.Ш., Курбанов Д.Ш. Зависимость дислокаций на твердом растворе $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ от температур роста на контактной фазе //«Твердое тело-жидкость»; РИАК-ХШ. – Ташкент, 2020. – С. 275-277.

60. А.Ш.Раззоков, Д.Ш.Курбанов Влияние кластерообразования на компоненты при выращивании полупроводникового твердого раствора из жидкой фазы //Материалы VII международной конференции «Современные проблемы физики». – Душанбе, 2020. – С. 71-74.

61. Выращивания и структурное исследование эпитаксиальных слоев твердого раствора $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ ($0 < x < 1$) //Samarqand universiteti Ilmiy axborotnomasi– 2020 – №3 – В. 119-123.

62. А.С.Саидов, Д.В.Сапаров, А.Ш.Раззоков. Получение и фотолуминесценция варизонного твердого раствора $p\text{Si}-n(\text{Si}_2)_{1-x}(\text{GaP})_x$ с нанокристаллами //Материалы Республиканской конференции «Роль одаренной молодежи в развитии физики». – Ташкент, 2019. – С. 449-452.

63. Саидов А.С., Раззаков А.Ш., Исмаилов Ш.К., Асадова У.П. Жидкофазная эпитаксия твердых растворов $(\text{Ge}_2)_{1-x}(\text{InP})_x$ и $(\text{GaAs})_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_y(\text{ZnSe})_y$ //Техника. Технологии. Инженерия. – 2017. –№. 2-1. – С. 28-30.

64. А.С.Саидов, Д.В.Сапаров, А.Ш.Раззоков. Температурная зависимость вольтамперной характеристики $p\text{Si}-n(\text{Si}_2)_{1-x}(\text{GaP})_x$ гетероструктуры. //Международная конференция. «Фундаментальные и прикладные вопросы физики», – Ташкент, 2017. –С. 180-181.

65. A.S.Saidov, Sh.K.Ismoilov, A.Sh.Razzokov, U.P.Asatova. Liquid-phase epitaxy of solid solutions $(\text{Ge})_{1-x}(\text{InP})_x$ and $(\text{GaAs})_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_y(\text{ZnSe})_x$ //Республиканская научная конференции “СПФКС-2016”. –Бухоро, 2016. –С. 176.

66. Саидов А. С, Сапаров Д.В, Раззоков А.Ш. О ширине запрещенной зоны полупроводников //Международная конференция «Актуальные проблемы молекулярной спектроскопии конденсированных сред». – Самарканд, 2016. –С. 90.

67. А.С.Саидов, Д.В.Сапаров, А.Ш.Раззоков. Закономерности образования запрещенной зоны полупроводников //Республиканская конференция «Возобновляемой источники энергии: технологии и установки». –Ташкент, 2016. С. 192-193.

68. А.Ш.Раззоков, У.П.Асатова, Ш.К.Исмоилов. Синтез трехкомпонентных твердых растворов $(\text{Sn}_2)_x(\text{InSb})_{1-x}$ //Материалы Республиканской научно-технической конференции с участием зарубежных ученых «Композиционные материалы: Структура, свойства и применение». – Ташкент, 2008. –С.136-138.

69. Саидов А.С., Кошчанов Э.А., Исмаилов Ш.К., Раззоков А.Ш. Некоторые физические свойства полупроводниковых твердых растворов $(\text{Ge}_2)_{1-x}(\text{InP})_x$. //Труды международной конференции, посвященной 90-летию С.А.Ахимова. – Ташкент, 2004. –С. 353-355.

70. Саидов А.С., Кошчанов Э.А., Раззоков А.Ш., Асадова У.П. Токовые характеристики $\text{GaAs}-(\text{Sn}_2)_x(\text{InSb})_{1-x}$ гетероструктур //Труды конференции посвященной 60-летию Академии наук Республики Узбекистан и Физико-

технического института «Фундаментальные и прикладные вопросы физики».
– Ташкент, 2003. – С. 342-343.

71. А.С.Саидов, А.Ш.Раззоков, Д.В.Сапаров, У.Т.Давлатов, У.П.Асатова, О.Саидниёзов. Некоторые электрофизические свойства $n\text{GaAs}-p(\text{Sn}_2)_{1-x}(\text{InSb})_x$ гетероструктур выращенных из жидких фазы //Вестник ГулГУ, Гулистон. – 2002. – №2, – С. 3-7.

72. Саидов А.С., Кошчанов Э.А., Раззоков А.Ш., Жуманиёзов У.А., Насыров М.У. Зависимость времени жизни неосновных носителей в твёрдых растворах $p(\text{GaAs})_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{ZnSe})_y$, $p(\text{GaAs})_{1-x}(\text{ZnSe})_x$, от условий роста //III национальная конференция «Рост, свойства и применение кристаллов». – Ташкент, 2002. –С. 85-86.

73. А.С.Саидов, А.Ш.Раззоков, Э.А.Кошчанов, У.П.Асадова. Кристаллизация слоев полупроводниковых твердых растворов $\text{Ge}_{1-x}\text{Sn}_x$ из жидкой фазы //Второй Международная научно-практическая конференция СИЭТ-2001. –Одесса, 2001. – С. 273.

74. А.С. Саидов, А.Ш. Раззоков. Выращивание и исследование эпитаксиального роста твердых растворов $(\text{GaAs})_{1-x-y}(\text{Ge}_2)_x(\text{ZnSe})_y$ //Международная научно-практическая конференция СИЭТ-2000, –Одесса, 2000. – С. 84.