

Кидибаев М.М., Шаршеев К.

КИЧИНЕ ӨЛЧӨМДӨГҮ КРИСТАЛЛДАРДЫ ӨСТҮРҮҮ

Кидибаев М.М., Шаршеев К.

ВЫРАЩИВАНИЕ МАЛЫХ КРИСТАЛЛОВ

M.M. Kidibaev, K. Sharsheev

GROWTH OF CRYSTALL SIZE

УДК: 535377 (575.2) (04)

Бул макалада кичине өлчөмдөгү кристаллдарды: планардык (эки өлчөмдүү) жана булалык (бир өлчөмдүү) системаларды өстүрүү ыкмалары жөнүндө маалыматтар берилет.

In the article the information on cultivation nanocrystal is stated by methods planar (two-dimensional) and fiber (one-dimensional) systems.

Каалагандай идеалдуу кристалл өзүн чексиз мезгилдүү түзүлүш катары көргөзөт, ал бир тектүү, бүткүл көлөмү боюнча бирдей физикалык касиетке ээ. Бирок реалдуулукта идеалдуу түзүлүштөр болбойт, реалдуу түзүлүштөр дайыма жетишсиз болушат. Реалдуу кристаллдын эң олуттуу жетишпегендиги анын бети болот. Беттин жанындагы катмарда ичтен аракет этүүчү, жоюшпаган кошумча күчтөр бар болгондуктан, бул катмар калган көлөмдүн касиеттеринен айырмаланган касиеттерге ээ болот. Кристаллдын сызыктуу өлчөмдөрү беттин жанындагы катмардын калыңдыгынан алда канча чоң болгон учурларда, суммардык касиет көлөм менен аныкталат жана идеалдуу кристаллдын касиеттери менен дээрлик дал келет. Качан, кристаллдын сызыктуу өлчөмдөрү беттин жанындагы катмардын калыңдыгы менен салыштыргандай болуп калганда, ал кристаллдын параметрин аныктоодо олуттуу ролду ойной баштайт, натыйжада ири өлчөмдүү жана кичине өлчөмдүү кристаллдардын касиеттеринин ортосунда айырмачылык пайда болот. Ушуга байланыштуу кичине өлчөмдөгү кристаллдарды алуу жана изилдөө маанилүү, актуалдуу маселелерден болуп калат.

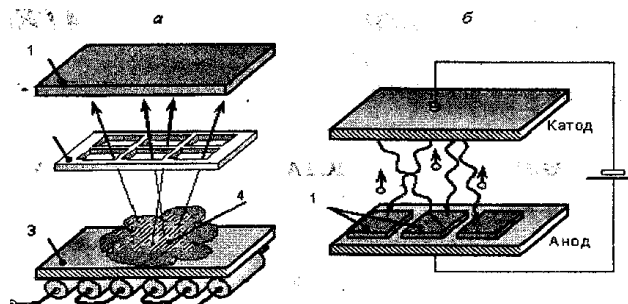
1. Газ фазасынан синтездөө ыкмалары

Газ фазасынан синтездөө ыкмалары бүгүнкү күндө кичине өлчөмдөгү кристаллдарды (планардык жана булалык түзүлүштөгү) алуудагы негизги ыкмалардан болушат жана жогорку универсалдуулукка ээ болушу менен айырмаланышат: иш жүзүндө каалагандай зат үчүн монокристаллдардын өсүүсүн камсыз кылган тиешелүү процессти же бир нече процесстерди иргеп алууга болот. Бул процесстердин өзгөчөлүктөрү синтезделүүчү заттардын газ фазасында аз концентрацияга ээ болушу менен шартталат, бул бир жагынан жетишпегендик болуп көрүнөт, себеби синтездөөнүн ылдамдыгын азайтат, башка жагынан чыңалуусуз жана жетишпегендиксиз кристаллдарды алууга мүмкүнчүлүк бергендиктен, артыкчылыгы катары да кароого болот.

Газ фазалык синтездөө ыкмалары эң чоң эки топко бөлүнүшөт: физикалык конденсация пайдаланылган ыкмалар жана химиялык реакциялар базасындагы ыкмалар. Экинчи учурда аракет этишүүлөрүнүн натыйжасында талап кылынган зат алынган химиялык активдүү түзүүчүлөр колдонулат. Кичине өлчөмдөгү материалдарды синтездөөгө эсептелген газдарды физикалык конденсациялоо ыкмасына, молекулалык шоола жана катоддук бүркүү ыкмалары кирет.

Булардын биринчисинин маңызы болуп, баштапкы зат жогорку температурага чейин ысытылганда, бууланып, молекулаларды чыгарат, алар геометриялык оптиканын закону боюнча таралышып, муздак төшөмөгө түшүшүп, конденсацияланышат (1,а-сүр.). Натыйжада планардык жана булалык кристаллдар пайда болушат. Баштапкы заттын температурасы молекулалардын агымынын тыгыздыгын аныктайт. Буулантылган молекулалар менен атмосферанын молекулаларынын ортосундагы кагылышуулардан арылуу үчүн жана ошону менен заттын геометриялык оптиканын закону боюнча таралуусун камсыз кылуу үчүн синтез вакуумда жүргүзүлөт. Эгерде молекулалардын жолуна көзөнөгү бар тактачаны (масканы) койсок, анда ал төшөмөгө бөлүкчөлөрдү белгилүү багыттан гана өткөзүп, кристаллдашууну төшөмөнүн кээ бир жергиликтүү бөлүктөрүндө гана жүргүзүүтө мүмкүндүк берет. Жергиликтүү кристаллдашууну башкаруунун бул жөндөмдүүлүгү молекулалык шоола ыкмасынын чоң татыктуулугу болуп, аны башка ыкмалардан принциптүү айырмалап турат. Катоддук бүркүү (чачыратуу) ыкмасынын маңызы болуп тактача формасына ээ катод менен ага жарыш жайланышкан, төшөмө жалатылган жалпак аноддун ортосундагы электр разрядын пайдалануу эсептелет (1,б-сүр.)

Электроддорду курчаган атмосфера газынын (адатта криптон, аргон же башка инертүү газ тандалып алынат) атомдорунун бүлбүлдөгөн разрядынын натыйжасында пайда болушкан заряддалган иондор электр талаасы



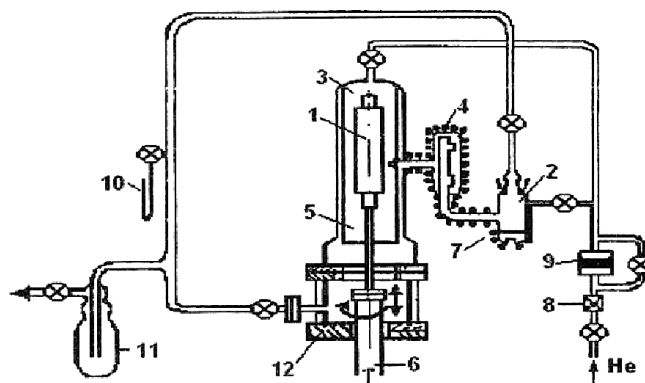
1-сүрөт. Кристаллдарды газ фазасынан молекулалык шоола (а) жана катоддук бүркүү, (б) ыкмалары менен синтездөөчү куралдын схемасы: 1-төшөмө; 2-маска; 3-ысыткыч; 4-буулануучу зат

Баштапкы моноаммиакатты ысыткычтагы белгилүү бир температурада термотурукташтырышып, андан гелийдин (буу газ аралашмасындагы түзүүчүлөрдүн белгилүү катнаштарында) агымы менен реакторго алып келишет. Андан соң сопло аркылуу реакцияга кирүүчү газдардын агымын цилиндр түрүндөгү каршылыктуу ысыткычка бекитилген түтүк түрүндөгү үлгүнүн капталуучу бетине багытташат. Ысытылган үлгүнүн бетинде тикеден-тике моноаммиакаттын термалык диссоциациясы жүрүп, АІК катмарын пайда кылат. Реакциянын өндүрүмдөрүн реакцияга кирбеген моноаммиакат менен бирге форвакуумдук соргуч менен сордурулуп тургандыктан, газдардын реактордогу жалпы басымы берилген чектерде кармалып турат. менен ылдамдатылып катодго жетишет да, импульстарды берүү менен андан атомдорду уруп чыгарышат. Уруп чыгарылган атомдор электр бейтараптуу жана жетишээрлик энергияга ээ болушат, ошондуктан алар аноддо жайланышкан төшөмөгө тоскоолдуксуз жетишип, алардын ичине киришет.

Кристаллдарды газ фазасынан алуу ыкмасынын бир түрү болуп материалдардын буусун химиялык жол менен ажыратуу эсептелет. Мындай газ фазалык ыкма менен, мисалы, бордун, алюминийдин, галлийдин жана индийдин нитриддерин алышат [1-3].

Жогоруда аталган нитриддердин ичинен алюминийдин нитриди өзгөчө орунду ээлейт. Ал металл иштетүүдө, опто- жана микроэлектроникада колдонулат. Керамика, АШ ден алынган була жана кабыкчалар жарык кылуучу куралдар (автомобилдердин фаралары, светофорлор) үчүн жарык диоддорун иштеп чыгууда, көгүлжүм - жашыл лазерди, жогорку жыштыктагы транзисторлорду, акустикалык толкун алып жүрүүчүлөрдү жана иондоштуруучу нурлануунун кабылдагычтарды даярдоодо колдонулат.

Алюминий нитридинен кабыкчаларды баштапкы алюминий моноаммиакат - хлоридинен $AlCl_3 \cdot NH_3 \rightarrow AlN + 3HCl$ реакциясынын натыйжасында алышат. Бул аракет - этишүүнүн натыйжасында үлгүгө (төшөмөгө) АШ катмарынын чөгүп жабышышы жүрөт. Босого температура аймагы 1500 - 1000К. АШ катмарларын түтүк түрүндөгү төшөмөгө газ фазалык чөктүрүп - жабыштыруучу куралдын схемасы 2-сүрөтүндө көргөзүлгөн.

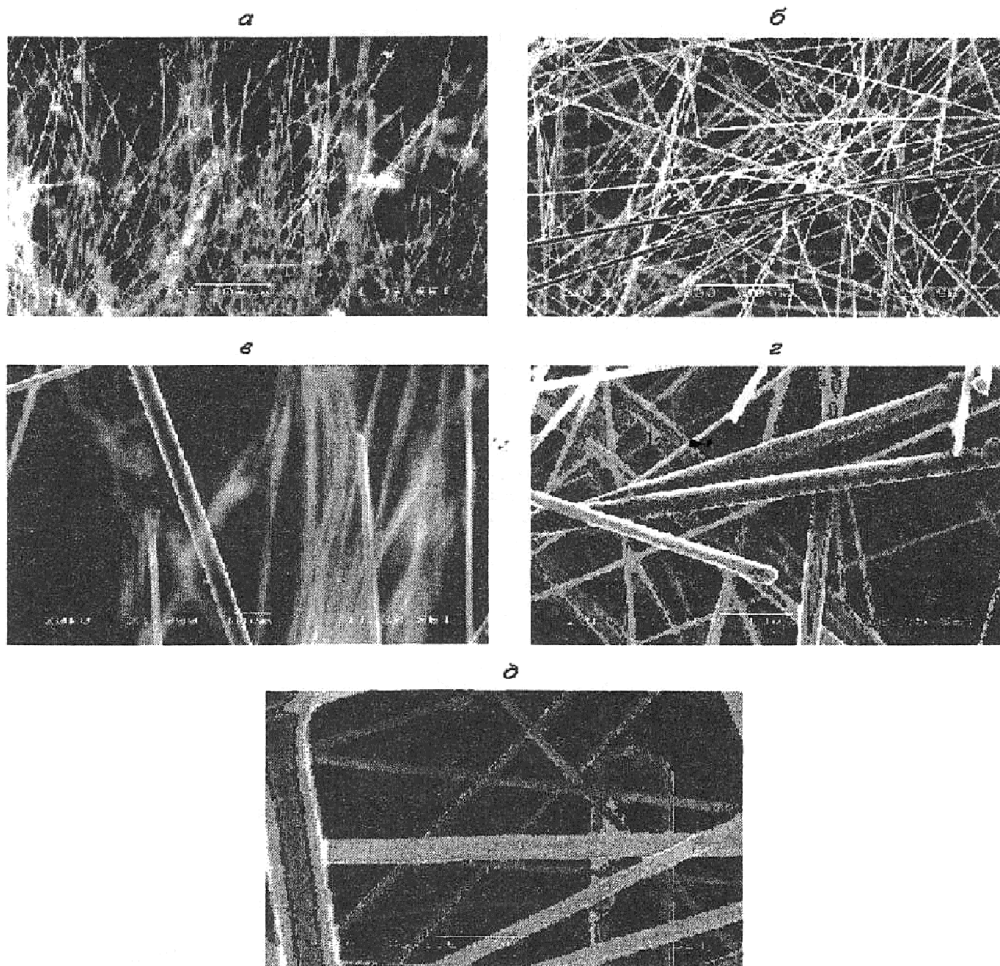


2-сүрөт. Алюминий нитридинен каптагычтарды жабыштыруучу куралдын схемасы: 1-төшөмө; 2-хлорид - аммиак комплекстүү бууланткыч; 3-ички вольфрам ысыткычы; 4-аралаштыргыч; 5-реактор - кристаллдаштыргыч; 6-үлгүнү айлатуучу жана октук которуучунун кирмеси; 7-нихром ысыткычтары; 8-вентиль - дозалагыч; 9-сарптоону өлчөгүч; 10-сымап манометри; 11-муздатылуучу тузак; 12-фланец бириктирмелери.

Куралдын кинематикасы АШ катмарынын чөгүп - жабышуу процесси менен бир убакытта эле үлгүнү айлантып жана анын буу газ аралашмасын берүүчү соплого салыштырмалуу артка-алга кыймылдашын камсыз кылгандыктан, каптаманын бир калыпта жабышышына олуттуу өбөлгө түзгөн.

Кабыкчаларды жана каптамаларды алюминий (III) $AlCl_3$ түн галогендик бирикмелеринин бууларын аммиактын каты-шуусунда химиялык ажыратууну камтыган CVD процессинин негизинде алюминийдин нитридинен алуунун башка бир ыкмасы белгилүү [4,5]. "Бул үчүн $AlCl_3$ буусу унаа газы суутектин жардамы менен коаксиалдуу сопло аркылуу төшөмөгө берилет. Шакек түрүндөгү тышкы кобул аркылуу аммиак берилет. Төшөмөгө жетпестен эле бул газдар аралашышат. Төшөмөнүн бетинде алюминийдин нитриди кабыкчасын пайда кылуу менен $AlCl_3 + NH_3 \rightarrow AlN + 3HCl$ химиялык ажыроо реакциясы жүрөт. Төшөмөнүн температурасы 773 К жана андан жогорку деңгээлде кармалып турат. Бул ыкма алюминий нитридинин сапаттуу кабыкчасын ар кандай төшөмөлөрдө алууга мүмкүндүк берет.

Газ фазасынан кабыкчаларды эле эмес, алюминий нитридинин буласын да алсак болот. AlN буласын алуунун ыкмаларынын бири УМТУ - УПИ де иштелип чыккан [6,7]. Бул ыкма менен алюминий нитридинин жип сымал буласын ысытылган алюминий аркылуу алюминий галогенди (мисалы үч хлорид $AlCl_3$ же үч фторид AlF_3) түрүндөгү газ реагенттерин жана азотту $3AlG + N_2 = 2 AlN + AlG_3$ реакциясы боюнча өткөзүп, алынган өндүрүмдү таза графиттен жасалган төшөмөгө конденсациялоо аркылуу алышат. Алюминийдин нитриддери графит төшөмөсүнүн активдүү борборлорунда бири - биринен жакшы ажыраган, калың чыккан катуу чөп түрүндө калыптанган (3-сүр.), «кирпинин» ийнелерине окшошуп пайда болушат.

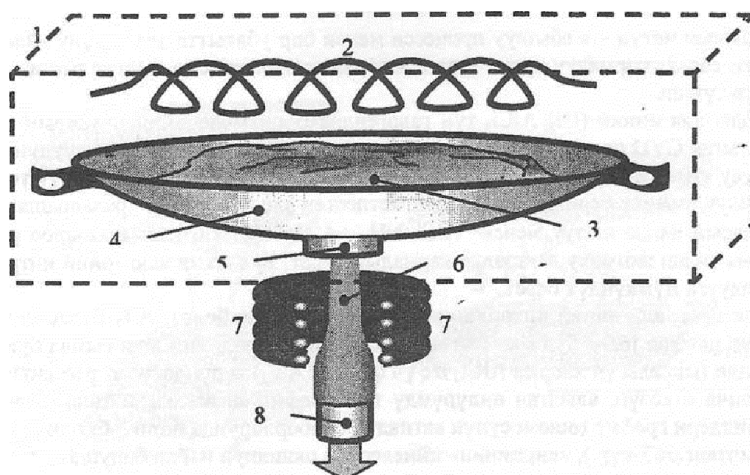


3-сүрөт. Электрондук микроскопто ар - кандай чоңойтууда алынган AlN буласынын сүрөтү

2. Микросозуу ыкмасы

Микросозуу ыкмасынын μ -PD-(Micro Pulling Down) маңызы тигелде эрүү температурасынан бир аз жогору болгон температурага чейин ысытылган эритме, түйүлдүктүн жардамы менен микротешик аркылуу төмөн созулуп түшкөн эритме муздап, буланын формасына ээ болоору менен түшүндүрүлөт (4-сүрөт). Түйүлдүктүн кыймылынын ылдамдыгы жана эритменин температурасы өстүрүлгөн буланын калыңдыгын аныктайт. Созуу

процессинде калыптанган булада жараңкалардын пайда болушунан арылуу үчүн, ал атайын меш менен созуунун башталышынан бүтүшүнө чейин жылытылып турат [8].



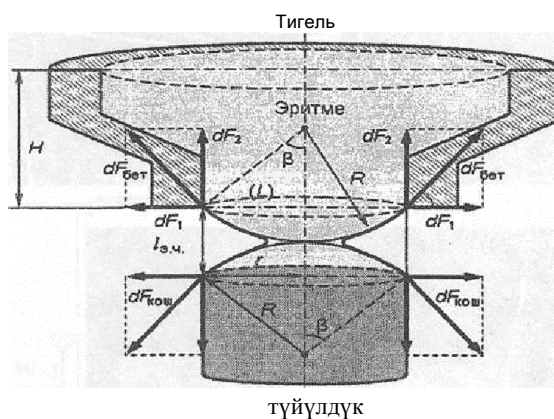
4-сүрөт. Микросозуу ыкмасынын схемасы:

1-өстүрүүчү камера; 2-кошумча ысыткыч; 3-шихта; 4-тигель; 5-капилляр; 6-була; 7-атайын меш; 8-түйүлдүк.

μ -PD кристаллдарынын сунуш кылынган моделдин алкагында өсүшүн шарттуу түрдө бир нече стадияга бөлүүгө болот.

1 стадия. Шихтанын эритмеси. Бул стадияда тигелге салыккан катуу материалды эригиче ысытышат. Алынган эритме тигелди, анын ичинде капиллярды да толтурат. Капиллярда эритме, эритме-капилляр-аба фазаларын бөлгөн чек арада беттик керилүү күчүнүн эсебинен кармалып турат. Капиллярдагы эритменин эркин бети радиусу $r = R \cos \beta$ га барабар капиллярдын туурасынан кесилишинин айланасы түрүндөгү контур (4) менен чектелген, радиусу R ге барабар сфера түрүндө болот (5-сүр). Бул контурдун узундугунун ар бир чексиз кичине элементи dL ге, сферанын бетине жаныма багытта беттик керилүү күчү аракет этет.

$$dF_{\text{бет}} = \mu dL \quad (1.1)$$



5-сүрөт. Микросозуу процессинин схемасы

Бул күчтү тиешелүү түрдө капиллярдын огуна тик жана бойлото багытталган зки түзүүчү dF_1 жана dF_2 ге ажыратып ийүүгө болот. dF_1 күчтөрүнүн геометриялык суммасы нөлгө барабар, себеби бул күчтөр контурдун карама-каршы жактарында карама-каршы багытталып, өз ара жоюшушат. Беттик керилүү күчтөрүнүн тең аракет этүүсү контур (L) дин тегиздигине тик багытталып жана суюктуктун ичин көздөй аракет этип dF_2 түзүүчүлөрүнүн алгебралык суммасына барабар болот:

$$F_{\text{бет}} = \int_{(L)} dF_2 = \int_{(L)} dF_{\text{бет}} \sin \beta = \int_{(L)} \mu dL \frac{r}{R} = \mu \frac{r}{R} \int_{(L)} dL = \mu \frac{2\pi r^2}{R}, \quad (1.2)$$

мында β -микросозуу процессинин схемасындагы бурч (5-сүр). Эгерде суюктук тигелдин материалын нымдабаса, жогору багытталган беттик керилүү күчү, $P_{\text{бет}}$ төмөнкүгө барабар басымды түзөт.

$$P_{\text{бет}} = \frac{F_{\text{бет}}}{S_k} = \mu \frac{2 \pi r^2}{RS_k} = \mu \frac{2 \pi r^2}{R \pi r^2} = \frac{2 \mu}{R} \quad (1.3)$$

мында S_k – капиллярдын туура кесилиш аянты.

Башка жагынан алганда, капиллярда жайгашкан эритмеге бийиктиги H ка барабар суюктуктун мамычасынын гидростатикалык басымы $P_{г.ст}$ аракет этет:

$$P_{г.ст} = \rho g H, \quad (1.4)$$

мында ρ – эритменин тыгыздыгы; g – эркин түшүүнүн ылдамдануусу. Эритме капилляр боюнча $P_{\text{бет}} > P_{г.ст}$ шарты орун алганда, б.а. эгерде $2\mu R > \rho g H$ болгондо гана агып кетпейт. $r < R$ болгондуктан төмөнкү барабардык эмес орун алат

$$\frac{2\mu}{r} > \rho g H \quad (1.5)$$

(1.5) туянтмасы өсүүчү материалдын суюк фазасынын мүнөздөмөсүн (μ, ρ) ну жана тигелдин параметри (r, H) ты гана курамына камтыйт, ошондуктан ал булалуу кристаллдарды μ -PD ыкмасы менен өстүрсө боло турган шиктанын конкреттүү химиялык курамы үчүн тигелдин геометриясын аныктайт.

2 стадия. Өсүүнүн башталышы. Буланы созуу процессин баштоо үчүн, өйдө көздөй багытталган басым күчүнүн төмөн көздөй багытталган басым күчүнөн чоң болуу шартын бузуу талап кылынат. Бул үчүн капиллярдагы суюктуктун эркин бетин төмөн жагынан ийне менен тешип коюшат, натыйжада эритме эритме-аба-ийне фазаларын бөлгөн чек арада аракет эткен кошумча өз ара аракеттенишүү күчтөрүнүн аракети астында төмөн ага баштайт. Капиллярдан чыгышына жараша эритме ийнеге кристаллашуусу керек, бул болсо тигелдеги эритменин температурасы эрүү температурасына жакын болгондо гана мүмкүн болот. Анда тешиктен чыккан суюктук, ийненин учунун кыска кесиндисиинде капиллярдын эркин учунун жанындагы айлана чөйрөгө ачык бет аркылуу нурлантуунун эсебинен ички энергиясынын бир бөлүгүн берип, катуу кристаллдык абалга өтөт. Ийненин материалына карата жакшы адгезияга ээ болуу менен, бул кристаллдык түйүлдүк μ -PD буласынын өсүшү үчүн баштапкы борбор болуп берет. Эгерде ийне менен түйүлдүктүн ортосундагы байланыш начар болсо, анда өсүп жаткан була кийинчерээк ийнеден ажырап кетип, кайрадан эрип беттик керилүү күчтөрүнүн аракети астында тигелге кайта

$$P_{\text{бет}} > P_{г.ст} + \frac{mg}{S_k} \approx P_{г.ст} + \frac{\rho V g}{S_k} = P_{г.ст} + \rho g z, \quad (1.6)$$

шарты аткарылганда түшүшү мүмкүн, мында, m, V жана z – тиешелүү түрдө өскөн буланын массасы, көлөмү жана узундугу.

3 стадия. Кристаллдашуу. Бул стадияда кристалл түйүлдүгү бар ийнени турактуу кичине ылдамдыкта төмөн түшүрүшөт. Созулган эритменин мамычасы үзүлбөсү үчүн, кристаллдык түйүлдүк капиллярдын эркин учунан z аралыгында болушу керек [9,10]. z аралыгы капиллярдагы жана түйүлдүктөгү суюктуктун эркин бетинин ийрилик беттеринин радиустары R менен аныкталган кандайдыр бир чоң ($z_{з.ч.}$) мааниден ашпашы керек. ($z_{з.ч.}$) аралыгы S -сүрөтүнөн көрүнүп тургандай, болжол менен төмөндөгүгө барабар

$$Z_{з.ч.} \approx 2[R - R \cos \beta] = 2R(1 - \cos \beta) = 2r \frac{1 - \cos \beta}{\sin \beta} \quad (1.7)$$

Капиллярдын эркин учунан анча чоң эмес аралыкта ($z_{зп}$) заттын толук кристаллдашуусу жүрөт (6-сүр.). Буланын өсүшү мүмкүн болсун үчүн, $z_{зп} < z_{з.ч.}$ шарты аткарылышы керек. Эгерде эритменин температурасы капиллярдан чыгып жатканда заттын эрүү температурасы $T_{зп}$ ге барабар болсо, анда суюктук катуу абалга өтүшү үчүн кристаллдашуу энергиясына $W_{зп}$ барабар энергияны чыгарышы керек. Кристаллдашып жаткан буланын энергияны жоготушу негизинен нурлантуу жана ачык каптал беттер аркылуу жылуулук берүүнүн эсебинен жүрөт:

$$\frac{dW}{S_{кан} dt} = \frac{dW_{нур}}{S_{кан} dt} + \frac{dW_{ж.б}}{S_{кан} dt} \quad (1.8)$$

Нурлантуудагы жоготуулардын толук интенсивдүүлүгү Стефан-Больцмандын закону менен мүнөздөлөт

$$\frac{dW_{нур}}{S_{кан} dt} = \epsilon \sigma_{СБ} (T_{зп}^4 - T_{чөй}^4), \quad (1.9)$$

мында ϵ -каралык даражасы; τ_{CB} -Стефан-Больцман турактуусу; $T_{чөй}$ –курчаган чөйрөнүн температурасы. Жылуулук берүү аркылуу жоготуулардын интенсивдүүлүгү

$$\frac{dW_{ж.б}}{S_{кан} dt} = \alpha(T_{эр}^4 - T_{чөй}^4), \quad (1.10)$$

туюнтмасы менен аныкталат, мында α -жылуулук берүүнүн коэффициенти.

Эритме радиусу r ге барабар цилиндр мамычасы түрүндө v -ылдамдыгы менен созулат жана капиллярдын учунан $z_{кр}$ аралыгында толугу менен кристаллдашат деген божомолдоо жана фазалык өтүүдө заттын температурасы өзгөрбөстүгүн эске алуу менен төмөндөгү туюнтманы алабыз

$$\frac{dW_{кр}}{(2\pi r z_{кр}) \cdot (z_{кр} / v)} = \epsilon \sigma_{CB} (T_{эр}^4 - T_{чөй}^4) + \alpha (T_{эр}^4 - T_{чөй}^4). \quad (1.11)$$

Узундугу $z_{кр}$ га барабар була болуп чыгарган кристаллдашуу энергиясы $W_{кр}$

$$W_{кр} = \xi m_{кр} = \xi \rho V_{кр} \approx \xi \rho S_{кр} z_{кр} = \xi \rho \pi r^2 z_{кр}, \quad (1.12)$$

туюнтмасы менен аныкталат, мында ξ -заттын кристаллдашуусунун салыштырмалуу жылуулугу; $V_{кр}$ –ушул бөлүктүн көлөмү; ρ -орточо тыгыздык.

(1.12) формуласын эске алуу менен (1.11) төмөнкүдөй түргө ээ болот

$$\frac{\xi \rho \pi r^2 z_{кр}}{(2\pi r z_{кр}) \cdot (z_{кр} / v)} = \epsilon \sigma_{CB} (T_{эр}^4 - T_{чөй}^4) + \alpha (T_{эр}^4 - T_{чөй}^4), \quad (1.13)$$

мындан

$$z_{кр} = \frac{v}{2} \cdot \frac{\xi \rho r}{\epsilon \sigma_{CB} (T_{эр}^4 - T_{чөй}^4) + \alpha (T_{эр}^4 - T_{чөй}^4)} \quad (1.14)$$

$z_{кр}$ жана $z_{3,4}$ узундуктарынын маанилерин (1.14) жана (1.17) формулаларына $z_{кр} < z_{3,4}$ эске алуу менен коюп, μ -PD булаларынын өсүшү мүмкүн болгон созуунун эң чоң ылдамдыгы $\mathcal{V}_{3,4}$ ду баалоого болот:

$$v_{3,4} = 2 \frac{\epsilon \sigma_{CB} (T_{эр}^4 - T_{чөй}^4) + (T_{эр}^4 - T_{чөй}^4)}{\xi \rho} \left(\frac{1 - \cos \beta}{\sin \beta} \right). \quad (1.15)$$

Кристаллдарды $\mathcal{V}_{3,4}$ дан чоң ылдамдык менен созууга аракет кылынганда эритменин мамычасы үзүлүп кетет. Эгерде, тескерисинче созуунун ылдамдыгын өтө кичине ($\mathcal{V} \ll \mathcal{V}_{3,4}$) болсо, анда эритме түйүлдүктүн бети боюнча жайылып, буланын калыңдыгынын чоңоюшуна алып келет.

$\mathcal{V}_{3,4}$ ылдамдыгын баалоо эритменин температурасы заттын эрүү температурасы $T_{эр}$ ге барабар деген божомолго таянуу менен жүргүзүлдү. Бирок, эритменин температурасы жогору да болуп калышы мүмкүн. Бул учурда $z_{кр}$ (1.14) туюнтмаларында көргөзүлгөндөн чоң болот, себеби, кристаллдашуунун башталышына чейин эритме $T_{эр}$ температурасына чейин муздашы керек, буга болсо кошумча убакыт талап кылынат. Ошентип, $z_{кр} < z_{3,4}$ шарты бузулуп, буланын өсүшү токтошу мүмкүн.

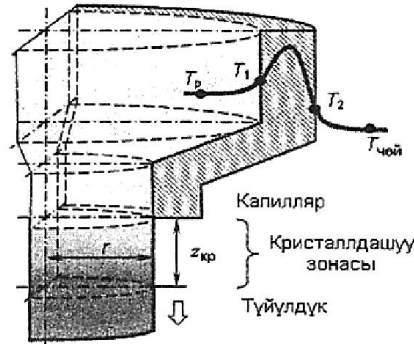
Тигелди ысытуу үчүн берилген кубаттуулукту баалоо үчүн тигелдин каптал бети, эритме жана курчаган чөйрөлөрдүн ортосундагы жылуулук алмашуу процессин карайбыз (6-сүр.). Тигелге берилген жалпы кубаттуулук Q_T тигел эритме менен тийишкен бет $S_{эрит}$ аркылуу эритмеге багытталган $\Phi_{эрит}$ жана тигелдин эркин бети аркылуу курчаган чөйрөгө түзгөн жылуулук агымы $\Phi_{чөй}$ түзүү үчүн сарпталат:

$$Q_T = \Phi_{эрит} S_{эрит} + \Phi_{чөй} S_{чөй} \quad (1.16)$$

$\Phi_{эрит}$ жана $\Phi_{чөй}$ чондуктарын карайбыз. $\Phi_{эрит}$ агымы эритмеге жылуулук нурлантуусу жана тигелдин T_1 температурасына ээ ички бетинин жылуулук берүүсү аркылуу энергияны берүүсүнүн натыйжасында пайда болот:

$$\Phi_{эрит} = \varepsilon\sigma_{CB}(T_1^4 - T_{эрит}^4) + \alpha_{эрит}(T_1 - T_{эрит}), \quad (1.17)$$

мында $\alpha_{эрит}$ – тигелден эритмеге жылуулук берүү коэффициенти; $T_{эрит}$ – эритменин температурасы.



6-сүрөт. $z_{кр}$ аралыгын жана тигелди ысытуу кубаттуулугу Q , ны эсептөө

Ушуга окшош эле $\Phi_{чөй}$ курчаган чөйрөгө тигелдин T_2 температурасына ээ тышкы бетинин жылуулук берүүсү аркылуу курчаган чөйрөгө энергияны берүүсүнүн натыйжасында пайда болот:

$$\Phi_{чөй} = \varepsilon\sigma_{CB}(T_2^4 - T_{чөй}^4) + \alpha_{чөй}(T_2 - T_{чөй}), \quad (1.18)$$

мында $\alpha_{чөй}$ – тигелден курчаган чөйрөгө жылуулук берүүнүн коэффициенти; $T_{чөй}$ – курчаган чөйрөнүн температурасы.

Тигелдин карама – каршы беттеринде температура ар башка болгондуктан, тигелдин ичинде ($\Phi_{чөй} - \Phi_{эрит}$) агымы пайда болот:

$$\Phi_{чөй} - \Phi_{эрит} = \frac{\Lambda}{\delta}(T_1 - T_2), \quad (1.19)$$

мында Λ – тигелдин материалынын жылуулук өткөргүчтүк коэффициенти; δ – тигелдин бетинин калыңдыгы. Башка жагынан караганда ($\Phi_{чөй} - \Phi_{эрит}$) эритме менен курчаган чөйрөнүн температураларынын айырмасы менен шартталат жана ($T_{эрит} - T_{чөй}$) чоңдугуна пропорционалдуу болот. Пропорционалдуулук коэффициенти жылуулук берүүнүн коэффициенти h деп аталып

$$h = \frac{1}{1/\alpha_{эрит} + \delta/\Lambda + 1/\alpha_{чөй}}, \quad (1.20)$$

формуласы менен аныкталат. (1.17)–(1.20) формулаларын пайдаланып төмөнкүнү жазыбыз

$$\left[\varepsilon\sigma_{CB}(T_2^4 - T_{чөй}^4) + \alpha_{чөй}(T_2 - T_{чөй}) \right] - \left[\varepsilon\sigma_{CB}(T_2^4 - T_{эрит}^4) + \alpha_{эрит}(T_2 - T_{эрит}) \right] = \frac{\Lambda}{\delta}(T_1 - T_2)$$

$$\left[\varepsilon\sigma_{CB}(T_2^4 - T_{чөй}^4) + \alpha_{чөй}(T_2 - T_{чөй}) \right] - \left[\varepsilon\sigma_{CB}(T_2^4 - T_{эрит}^4) + \alpha_{эрит}(T_2 - T_{эрит}) \right] = h(T_{эрит} - T_{чөй})$$

Реалдуу учурларда $\alpha_{чөй} \ll \alpha_{эрит}$, $h \ll \alpha_{эрит}$ жана $\alpha_{эрит} \ll \Lambda/\delta$ болорун эске алып, жогорку системадан тигелдин беттеринин температурасын алабыз.

$$T_1 \approx T_{эрит} + \frac{\varepsilon\sigma_{CB}}{\alpha_{эрит}}(T_{эрит}^4 + T_{чөй}^4) \quad (1.21)$$

$$T_2 \approx T_{эрит} + \frac{\varepsilon\sigma_{CB}\delta}{\alpha_{эрит}\Lambda} \left(\frac{\Lambda}{\delta} - \alpha_{эрит} \right) (T_{эрит}^4 + T_{ч\theta\alpha}^4) \quad (1.22)$$

(1.21), (1.22), (1.17), (1.18) до (1.16) га коюп тигелди ысытуу кубаттуулугу Q_T ны эсептеп чыгууга болот. $T_{эритмени}$ менен $T_{эритүүгө}$ алмаштырып жана тигелдин беттери жука болгондуктан $T_1 \approx T_2$ болорун эске алып, эритменин температурасы $T_{эрит}$ болжол менен эрүү температурасы $T_{эритүү}$ ге барабар болушу үчүн, тигелге берүүгө керек болгон кубаттуулукту аныктайбыз:

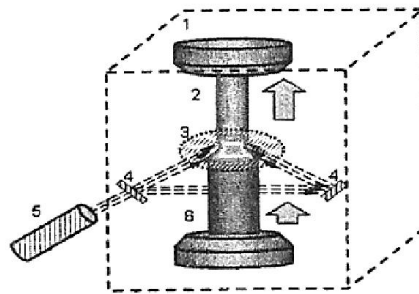
$$Q_T \approx S\varepsilon\sigma_{CB} \left\{ \left[T_{эритүү} + \frac{\varepsilon\sigma_{CB}}{\alpha_{эрит}} (T_{эритүү}^4 + T_{ч\theta\alpha}^4) \right]^4 - T_{ч\theta\alpha}^4 \right\} \quad (1.23)$$

мында $S = S_{эрит} + S_{ч\theta\alpha}$ - тигелдин бетинин толук аянты.

Булалуу кристаллдын өсүү процессин μ -PD ыкмасынын сунуш кылынган моделинин алкагында кароонун жыйынтыгы болуп (1.5), (1.15) жана (1.23) формулалары эсептелет. Бул формулалар кристалл өстүрүү режиминин негизги параметрлерин (тигелдин геометриясы, түйүлдүктүн кыймылынын ылдамдыгы жана тигелди ысытуунун кубаттуулугу) өстүрүлгөн булалардын материалынын мүнөздөмөсүнөн көз карандылыкта баалоого мүмкүнчүлүк берет.

3. Лазердик ысытуу ыкмасы (LHPG)

Лазердик ысытуу ыкмасында алдын ала даярдалган таякча түрүндөгү монокристалл (же ныкталган поликристалл) бир эле маалда лазердик нур менен жергиликтүү ысытууга жана созуучу аракетке дуушар болот (7-сүр). Бул буланын пайда болушуна алып келет.



7-сүрөт. Лазердик ысытуу ыкмасынын схемасы:
1-өстүрүүчү камера; 2-өстүрүлгөн була; 3-жергиликтүү ысытуу зонасы;
4-лазер нурун фокустоочу система; 5-лазер; 6-даярдама.

LHPG- ыкмасынын өзгөчөлүгү болуп, даярдаманын материалынын өсүү процессинде агрегаттык абалын эки жолу өзгөртүшү (катуудан суюкка жана тескерисинче) эсептелет. Биринчи фазалык өтүү, энергиясы даярдаманын анча чоң эмес бөлүгүндө анын материалын толук эритүүгө жеткидей лазердик нурга туш келгенде жүрөт. Экинчи фазалык өтүү (буланын калыптаныш) даярдаманын бөлүгү лазердик нурдун аракет этүү зонасынан чыкканда өзүнөн өзү ишке ашат. Бул учурда даярдаманын жергиликтүү ысытуу зонасынан чыккан бөлүгүнүн ордуна андан кийинки жаңы бөлүгү келет [11]. Суюк абалдагы материалдын көлөмү өзгөрбөйт, б.а. убакыт бирдиги ичинде эриген жана кристаллдашкан заттын көлөмдөрүн $V_{эп}$ жана $V_{кр}$ барабар деп, эсептөөгө болот:

$$\frac{dV_{эп}}{dt} = \frac{dV_{кр}}{dt} \quad (1.24)$$

Эгерде даярдаманы ысыту зонасына берүүнүн ылдамдыгын ϑ_1 , ал эми буланын ысыту зонасынан чыгуу ылдамдыгын ϑ_2 деп белгилеп, даярдама жана була цилиндр формасына ээ деп эсептесек, анда

$$r_2 = r_1 \sqrt{\frac{\vartheta_1}{\vartheta_2}}, \quad (1.25)$$

катнашы орун алат, мында r_1 жана r_2 тиешелүү түрдө даярдаманын жана буланын радиусу. (1.25) туюнтмасынан эгерде $\vartheta_1 < \vartheta_2$ болсо, анда $r_1 > r_2$ болору көрүнүп турат. Созулган буланын формасы цилиндрге жакын болот. Бул суюктуктун бетинин потенциалдык энергиясын эң кичине кылууга умтулуп, ага эң кичине эркин аянтка ээ форманы берген эритмедеги беттик керилүү күчтөрүнүн бардыгы менен байланышта болот.

Эритменин зонасы үзүлбөсүн үчүн, даярдама жана була бири-биринен даярдамадагы жана буладагы суюктуктардын эркин беттеринин ийрилик радиустары R_1 жана R_2 менен аныкталган кандайдыр бир эң чоң маани $z_{2,ч}$ дон ашпаган z_c аралыгында жайланышуулары керек. Бул аралык 8-сүрөтүнөн көрүнүп тургандай болжол менен төмөндөгүгө барабар

$$z_{2,ч} \approx \sum_{i=1}^2 (R_i - R_i \cos \beta_i) = \sum_{i=1}^2 R_i (1 - \cos \beta_i) = \sum_{i=1}^2 r_i \frac{1 - \cos \beta_i}{\sin \beta_i} \quad (1.26)$$

Эритме зонасы (даярдама менен буланын ортосундагы зона z_c) эки бөлүмдөн: эрүүчү жана кристаллдашуу бөлүмдөрүнөн турат. Биринчи бөлүм даярдамага байланып (ϑ_1 ылдамдыгы менен кыймылдайт) лазердик нурдун калыңдыгы δ дан ашпаган узундука ээ болот, себеби эрүү лазердик ысыту аймагында гана мүмкүн болот. Экинчи бөлүм була менен байланышып (ϑ_2 ылдамдыгы менен кыймылдайт) $z_{кр}$ узундугуна ээ

$$z_c \approx \delta + z_{кр} \quad (1.27)$$

LHPD-буласын кристаллдаштырууда жүргөн негизги процесстер буланы μ -PD ыкмасы менен өстүрүүдө орун алган процесстер менен окшош болгондуктан, $z_{кр}$ -нын мааниси (1.14) формуласына окшош формула менен бааланышы мүмкүн:

$$z_{кр} = \frac{v_2}{2} \cdot \frac{\xi \rho r_2}{\varepsilon \sigma_{CB} (T_{эп}^4 - T_{ч\thetaи}^4) + (T_{эп} - T_{ч\thetaи})} \quad (1.28)$$

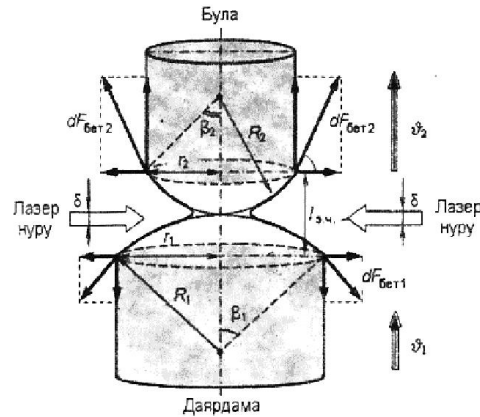
анда

$$z_c = \delta + \frac{v_2}{2} \cdot \frac{\xi \rho r_2}{\varepsilon \sigma_{CB} (T_{эп}^4 - T_{ч\thetaи}^4) + (T_{эп} - T_{ч\thetaи})} \quad (1.29)$$

z_c жана $z_{2,ч}$ функциясынын маанилерин (1.26) жана (1.29) дан $z_c < z_{2,ч}$ барабарсыздыгына коюп, буланы эң чоң ылдамдыгы ϑ_2 ны аныктайбыз.

$$\vartheta_2 < 2 \frac{\varepsilon \sigma_{CB} (T_{эп}^4 - T_{ч\thetaи}^4) + \alpha (T_{эп} - T_{ч\thetaи})}{\xi \rho r_2} \left[\sum_{i=1}^2 r_i \frac{1 - \cos \beta_i}{\sin \beta_i} - \delta \right]. \quad (1.30)$$

(1.30) ду талдоо башка шарттар бирдей учурда жакшы фокусталган лазер нурун (б.а. $\delta \rightarrow 0$ болгондо) пайдаланып буланы чоң ылдамдыкта созууга болорун көргөзөт.



8-сүрөт. Лазердик ысытууда созуу процессинин схемасы

θ_2 чоңдугун баалоонун бул жолу лазердин кубаттуулугу Q_Λ θ_1 ылдамдыгы менен кыймылдаган даярдаманы узундугу δ болгон бөлүктө эритүүгө жетишээрлик деген божомолго таянуу менен жүргүзүлдү. Эриген даярдама менен курчаган чөйрөнүн ортосундагы жылуулук алмашуу процесстерин карап Q_Λ дин маанисин баалайбыз.

Лазердин кубаттуулугу Q_Λ даярдаманын материалын ысытууга ($Q_{\text{ыс}}$) жана аны эритүүгө ($Q_{\text{эр}}$), ошондой эле эритменин ачык каптал бети $S_{\text{кап}}$ аркылуу курчаган чөйрөгө жылуулук агымынын Φ жоготуусун түзүү үчүн сарп кылынат:

$$Q_\Lambda = Q_{\text{эр}} + Q_{\text{ыс}} + \Phi S_{\text{кап}} \quad (1.31)$$

Эритүү кубаттуулугу $Q_{\text{эр}}$ материалды эритүүгө сарп кылынган энергия $W_{\text{эр}}$ нун, энергияны берүү ишке ашырылган убакытка болгон катышы катары аныкталат:

$$Q_{\text{эр}} = \frac{dW_{\text{эр}}}{dt} = \frac{\xi dm_{\text{эр}}}{dt} = \frac{\xi \rho dV_{\text{эр}}}{dt} = \frac{\xi \rho \pi r_1^2 dz_{\text{эр}}}{dt} = \xi \rho \pi r_1^2 \theta_1, \quad (1.32)$$

мында ξ – затты эритүүнүн салыштырма жылуулугу; $T_{\text{эр}}$ – эрүү жүргөн бөлүмдүн массасы; $W_{\text{эр}}$ – ушул бөлүмдүн көлөмү; ρ – орточо тыгыздык.

Ушуга окшош эле ысытуунун кубаттуулугу $Q_{\text{ыс}}$ материалды ысытууга сарп кылынган (эрүү температурасы $T_{\text{эр}}$ ден эритменин температурасын $T_{\text{эрит}}$ ге чейин) энергия $W_{\text{ыс}}$ нун энергияны берүү ишке ашырылган убакытка болгон катышы катары аныкталат:

$$Q_{\text{ыс}} = \frac{dV_{\text{ыс}}}{dt} = \frac{c(T_{\text{эрит}} - T_{\text{эр}})}{dt} = c(T_{\text{эрит}} - T_{\text{эр}}) \rho \pi r_1^2 \theta_1, \quad (1.33)$$

мында c – заттын салыштырма жылуулук сыйымдуулугу; $m_{\text{эр}}$ – ысытылган бөлүмдүн массасы; $V_{\text{ыс}}$ – ушул бөлүмдүн көлөмү; ρ – орточо тыгыздык. Φ агымы курчаган чөйрөгө эритменин ачык каптал бети $S_{\text{кап}}$ аркылуу жылуулук берүүнүн натыйжасында энергияны берүүсүнөн пайда болот:

$$\Phi = \varepsilon \sigma_{\text{CB}} (T_{\text{эрит}}^4 - T_{\text{чөй}}^4) + \alpha (T_{\text{эрит}} - T_{\text{чөй}}), \quad (1.34)$$

мында α – жылуулук берүү коэффициенти; $T_{\text{эрит}}$ – эритменин температурасы; $T_{\text{чөй}}$ – курчаган чөйрөнүн температурасы. $S_{\text{кап}}$ чоңдугу $2\pi r_1 \delta$ га (цилиндрдин каптал бетинин аянты) барабар (1.32) – (1.34) тү (1.31) ге коюп төмөнкүнү алабыз:

$$Q_\Lambda = \rho \pi r_1^2 v_1 \left[\xi + c(T_{\text{эрит}} - T_{\text{эр}}) \right] + \varepsilon \sigma_{\text{CB}} (T_{\text{эрит}}^4 - T_{\text{чөй}}^4) + \alpha (T_{\text{эрит}} - T_{\text{чөй}}), \quad (1.35)$$

мындан даярдаманын кыймылынын ылдамдыгы θ , төмөндөгүгө барабар болот

$$v_1 = \frac{Q_n - \varepsilon \sigma_{CB} (T_{эрит}^4 - T_{чθи}^4) + \alpha (T_{эрит} - T_{чθи})}{\rho \pi r_1^2 [\xi + c(T_{эрит} - T_{эрит})]} \quad (1.36)$$

(1.36) туюнтмасынан даярдаманын эрүүсү улана берүүчү учурдагы (б.а. $T_{эрит} = T_{эп}$) кыймылынын эң чоң ылдамдыгын баалоого болот:

$$v_1 < \frac{Q_n - \varepsilon \sigma_{CB} (T_{эрит}^4 - T_{чθи}^4) + \alpha (T_{эп} - T_{чθи})}{\xi \rho \pi r_1^2} \quad (1.37)$$

Эгерде даярдаманын кыймылынын ылдамдыгы ϑ_1 (1.37) туюнтмасында көргөзүлгөндүгүнөн бир топ кичине болсо, анда бул эритмени ашык баш кубаттуулук Q_n дин эсебинен кошумча ысытууга, кристаллдашуу убактысын жана $z_{кр}$ аралыгын чоңойтууга алып келет. Бул учурда $z_c < z_{с.ч.}$ – шарты бузулуп, буланын өсүү процесси токтошу мүмкүн.

Булалуу кристаллдардын өсүүсүн сунуш кылган LHPG – ыкмасынын алкагында кароонун жыйынтыгы болуп, өстүрүү режиминин негизги параметрлерин (буланын өлчөмү, даярдама менен буланын кыймылынын ылдамдыгы, лазердин кубаттуулугу) баалоо үчүн колдонулуучу (1.25), (1.30) жана (1.25) формулаларын алуу болот. Жүргүзүлгөн талдоо жана анын жыйынтыктары багытталган кристаллдаштыруу режимин башкарууга (белгилүү чектерде), LHPG –буласынын жоондугун жана узундугун жөндөөгө мүмкүнчүлүк берет.

4. Эпитаксиалдык ыкма

Эпитаксиалдык ыкма өндүрүштө кеңири колдонулган багытталган кабыкчаларды алуунун негизги ыкмаларынын бири болот. Эпитаксия – бир кристаллдын экинчисинин (төшөмөнүн) бетине багытталып өсүшү. Гетерэпитаксияда төшөмө менен өсүп жаткан кристаллдын заттары ар – башка болот. Гомоэпитаксия учурунда (автоэпитаксия) алар бирдей болушат [12, 13].

Эгерде эки торчонун параметрлеринин айырмасы 10% дан ашпаса эпитаксия оңой ишке ашат. Түзүлүштүк – геометриялык тиешелүүлүк менен бирге эле, заттардын берилген жуптугунун туташтыгы эпитаксия учурундагы процесстин температурасынан, чөйрөдө кристаллдашкан заттын өтө каңыгуусунун (өтө м уздоонун) даражасынан, төшөмөнүн кемтиксиздигинен, анын бетинин тазалыгынан жана кристаллдашуунун башка шарттарынан көзкаранды болот. Берилген зат жана шарттар үчүн эпитаксиалдык температура деп аталган чондук киргизилет. Бул температурадан төмөн температураларда багытталбаган гана кабыкча өсөт.

Эпитаксия процесси адатта төшөмөдө айрым кристаллдардын пайда болушу менен башталат. Андан соң бул кристаллдар биригип өсүшүп, туташ кабыкчаны пайда кылышат.

Эпитаксия микроэлектроникада (транзисторлор, интегралдык схемалар, жарык диоддору ж.б.), квантэлектроникасында (инжекциялуу лазерлердин көп катмарлуу жарымөткөргүчтүк гетертүзүлүштөрү), интегралдык оптиканын жана эсептөө техникаларынын түзүлүштөрүндө (эс тутуу элементтери) кеңири колдонулат [14].

Список литературы:

1. Реннер Т. //Новые полупроводниковые материалы. М.: Металлургиздат, 1964. С. 261-270;
2. Кобяков В.П. // Неорганические материалы. 1994. Т.30, №3. С. 371-374;
3. Preferred orientation of AlN plates prepared by chemical vapour deposition of AlCl₃+NH₃ system / Takashi Goto, Jun Tsuneyoshi, Kiyoshi Kaya, Toshio Hirai // Journal of Materials Science. V. 27. P. 245-247.
4. Япониянын патенти №01052069 А, МПК С23 С 16/34, С 23 С 16/46, 28.02.89. жарыяланган.
5. Черепанова Т.А. Кинетика кристаллизации многокомпонентных сплавов / Т.А. Черепанова // Докл. АН СССР. 1978. Т.238,Ш. С.277-331.
6. Патент 2006114216 РФ 25.04.2006. Способ получения нитевидного нитрида алюминия / Ю.Д. Афонин, А. Р. Бекетов, А. В. Анипко, В. Б. Малков, А. Н. Черепанов, Б. В. Шульгин.
7. Лодиз Р. Рост монокристаллов / Р. Лодиз, Р. Паркер. М.:Мир, 1974.
8. Малин Дж. Кристаллизация / Дж.Малин. М.:Металлургия. 1965.
9. Королева Т.С. Диссипативные процессы в оптических средах на основе легированных кристаллов (Li, Na)F различной размерности. Джексон. К Проблемы роста кристаллов / К. Джексон. М., 1968. С. 13-26.
10. Алыбаков А.А., Добржанский Г.Ф., Губанова В.А. Выращивание ионных кристаллов с малой плотностью дислокаций. // Кристаллография, 1964, т.9, вып.6, стр.940-942.
11. Современная кристаллография. Т.3. Образование кристаллов /А.А. Чернов, Е.И. Гиваргизов, Х.С. Багдасаров, В.А. Кузнецов, Л.Н. Демяньцев, А.Н. Лобачев. М.:Наука, 1980.408с.
12. Бакли Г. Рост кристаллов / Г. Бакли. М.: Изд-во иностр.лит., 1954.26.
13. Физический энциклопедический словарь / под. Ред. А. М. Прохорова. М.: Советская энциклопедия, 1983.

Рецензент: д.ф.-м.н., профессор Орозобаков Т.О.