

Ві – ҚҰРАМДЫ ЖОҒАРЫ ТЕМПЕРАТУРАЛЫ АСА ӨТКІЗГІШ ҚОСЫЛЫСТАРЫН ЕРІТУ ЖОЛЫМЕН АЛУ

Д.Е.Ускенбаев¹, А.С.Ногай¹

В.В.Александровский², С.А.Каханов²

¹С.Сейфуллин атындағы Қазақ агротехникалық университеті

²Л. Я. Карпов атындағы Физика-химиялық ғылыми-зерттеу институты. Мәскеу, Ресей

Аннотация

Мақалада сәуле ағыны әсерінен алынған аморфты прекурсорлар негізінде Ві-Pb-Sr-Ca-Cu-O жүйесінде жоғары температуралы аса өткізгіш қосылыстардың синтезі бойынша зерттеу нәтижелері және олардың қасиеттері келтірілген. Бастапқы аморфты прекурсорлардың элементтік құрамын зерттеу негізінде, олардың құрамына стехиометриядан жоғары болған оттегінің мөлшерін көрсетті, бұл сәуле ағынының әсерінен оттегінің иондалуы есебінен пайда болған балқымадағы озонның жоғары ерігіштігімен байланысты екінің болжаудауға болады. Аса өткізгіш фазалардың пайда болу жылдамдығының жоғарылауы және жазықтықтың бойымен керамикалық үлгілерде бөлшектердің жоғары құрылымы белгіленген [001]. Барлық синтезделген үлгілерде негізгі фаза $Bi_{1,7}Pb_{0,3}Sr_2Ca_2Cu_3O_y$ құрамды аса өткізгіш фазасы болды. Үлгілердің критикалық параметрлерін зерттеу нәтижесінде, жүйенің үлгілерінде $Bi_{1,7}Pb_{0,3}Sr_2Ca_2Cu_3O_y$ фазадан басқа, критикалық температурасы одан да жоғары болған аса өткізгіш фазалардың болуы анықталды.

Кілтті сөздер: керамика, температура, микроқұрылым, дифрактограмма, аса өткізгіштік, фаза, ток, рентген, валенттік.

Кіріспе

Ві-Sr-Ca-Cu-O жүйесі негізінде жоғары температуралы аса өткізгіш қосылыстар (ЖТАӨ) неғұрлым перспективалы болып танылды, өйткені жоғары критикалық параметрлермен (T_c , J_c), жоғары механикалық қасиеттермен, айтарлықтай аз тозуымен, құрамның

тұрақтылығымен сипатталады. Қазіргі кезде висмут жүйесіндегі ЖТАӨ көптеген ғылыми-техника салаларында қолданылады- медицинада, энергетикада, байланыста т.б. [1-3] Бұл жүйенің негізіндегі ЖТАӨҚ қосылыстары формуласы $Bi_2Sr_2Ca_{n-1}Cu_nO_y$ ($n = 1, 2, 3, \dots$) [4, 5] болатын

гомологиялық қатарын көрсетеді. Аса өткізгіш күйге (T_c) ауысудың критикалық температурасы "n" санының ұлғаюымен жоғарылайды және тиісінше 35К, 80К, 110К құрайды. Сонымен қатар, аса өткізгіш фазалар жүйесінде $Bi_2Sr_2Ca_{n-1}Cu_nO_y$ ($n = 4, 5, 6...$) модельдік есептеулер бойынша, $Bi_2Sr_2Ca_2Cu_3O_y$ (110К) фазасының критикалық температурасынан әлдеқайда асатыны қызықтырады [6]. Жоғарыда көрсетілген ЖТАӨ қосылуларынан қазіргі уақытта ең үлкен T_c -і бар – $Bi_2Sr_2CaCu_2O_y$ (90К) және $Bi_2Sr_2Ca_2Cu_3O_y$ (110К) қосылыстары кеңінен қолданылады [7, 8].

Практикалық қолдану үшін, критикалық температурадан басқа, критикалық ток (J_c) және критикалық магнит өрісі (H_c) өте маңызды. Егер жұқа пленкалы ЖТАӨ үшін 10^6 А/см² мәніне дейін үлестірілген критикалық ток қол жеткізілсе, онда массивты ЖТАӨ (керамиканың) үшін критикалық токтың жоғары мәніне жету қиын міндет болып қалады. Жоғары және қайталанатын критикалық параметрлері бар аса өткізгіш керамиканы алу технологиясын жасау бастапқы прекурсорлардың ретіндегі синтездеу процесінің, сондай-ақ бірнеше аз дәрежеде тұтас керамиканы алу процесінің сенімді әзірленбеуінен айтарлықтай дәрежеде тежеледі. Бәсекелес реакциялардың ағуына, жекелеген фазалардың бөлінуіне, жергілікті булануға, құрамдардың таңдап булануына байланысты құрамның бұзылуына, дендрит құрылымының қалыптасуына және т. б. әкелетін факторлар кешенінің бір мезгілде

әсерін есепке алу қажеттігі мәселе тұрады. Қатты фазалы реакциялардың кең таралған әдісі тесікаралық шекараларда әлсіз джозефсондық байланыстардың негізгі себебі болып табылатын түйіршіктелген құрылымның қалыптасуы салдарынан токтың жоғары критикалық тығыздығын қамтамасыз етпейді.

Балқу технологиялары (QMG, MQMG, MC, т.б.) осы кемшілікті жоя отырып, құрылымды қамтамасыз ете алады [9]. Аморфты прекурсорларды алуға бағытталған шыны-кристалды технологиялар балқу әдістеріне оң әсер етеді. Бұл әдістің артықшылығы: астық мөлшерін бақылау мүмкіндігі, құрылымы жоғары, біртектілігі, бөлінуі азайтылған, қалыптау жеңілдетілген және қалаған пішіндегі жоғары тығыздықтағы өнім алу мүмкіндігі.

Шыны-кристалл технологиясында қолданылатындай, концентрацияланған жарық ағынының жылу көзі ретінде қолданылуы бірқатар оң факторларды енгізуі мүмкін [9, 10]. Қыздырудың бұл түрі тигльдан және технологиялық жабдықтардан алынған қоспанын қосылуын болдырмайды, бастапқы материалдың берілген мөлшерін жоғары градиент жағдайында өңдеуге, балқыманы алу және оның салқындауын жоғары жылдамдықпен өзгертуге мүмкіндік береді. Сонымен қатар, балқымадағы синтез концентрацияланған жарық ағынының әсерінен ауаның

иондалуы кезінде түзілетін озон ортасында жүзеге асырылады. Озонның балқымамен әрекеттесуі катиондық қосалқы қабатта ақаулар тудыруы мүмкін. Кристалл құрылымының мұндай өзгеруі (радиациялық ақауларға ұқсас) мақсатты тұтас ЖТАӨҚ керамикасының сыни сипаттамаларына оң әсер етуі

мүмкін.

Жұмыстың мақсаты Bi-Pb-Sr-Ca-Cu-O жүйесі негізінде өткізгіштігі жоғары керамиканың морфологиясы мен критикалық параметрлерін (T_c) қалыптастыру процесіне сәулелік энергияның әсер ету ерекшеліктерін зерттеу болды.

Материалдар және зерттеу әдістемесі

Үлгілерді синтездеу үшін $\text{Bi}_{1,7}\text{Pb}_{0,3}\text{Sr}_2\text{Ca}_{n-1}\text{Cu}_n\text{O}_\delta$ ($n = 2 - 6$) номиналды құрамынан тұратын бастапқы қоспалары 600°C -та алдын ала күйдірілген, жиілігі «ЧДА»-дан кем емес және көлемі $5 \times 10 \times 150$ мм штабик болып нығыздалған Bi_2O_3 , PbO , SrCO_3 , CaO , CuO ұнтақтарынан дайындалған. Балқымадағы синтез және кейіннен тез шыңдау концентрацияланған сәулелі ағынды оптикалық қондырғыны

(оптикалық пеш) пайдалану арқалы жүзеге асырылды.

Балқыманы шыңдау 10^6 град / с жылдамдық шашыратумен жүргізілді.

Фазалық құрам ДРОН-UM1 дифрактометрлерімен және CuK_α сәулелену көмегімен рентгендік дифракция әдісімен бақыланды. Микроқұрылым Neophot және TEM (моделі JEM-1200EX11, JEOL Co., Ltd, Токио, Жапония) микроскоптарымен қарастырылды.

Ғылыми зерттеу жұмысының нәтижелері мен талдаулар

Балқыту процессі бастапқы үлгіге (штабиктерге) концентрацияланған сәуле ағынының біржақты әрекет етуімен жүзеге асырылды. Балқу процесінің ұзақтығы 10-15 секундты құрады. Аса тез шыныққан прекурсорлар

пластиналар мен инелерден тұрады. Пластиналардың қалыңдығы 0,3 мм-ден аспады және инелердің ұзындығы 10 мм-ге дейін және диаметрі 0,4 мм-ден аз болды (1-сурет).

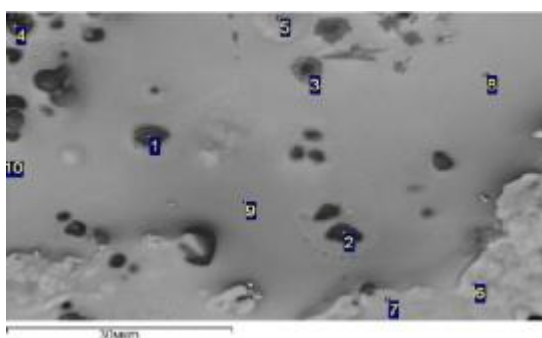


Сурет 1. Балқу жолымен алынған аморфты және шиша-кристаллды материалдар

Са және Cu құрамына байланысты инелер мен пластиналардың фазалық құрамы өзгерді. Егер номиналды $\text{Bi}_{1,7}\text{Pb}_{0,3}\text{Sr}_2\text{Ca}_{n-1}\text{Cu}_n\text{O}_8$ ($n = 2-5$) құрамы үшін инелер мен тақталар аморфты фаза болса, ал $\text{Bi}_{1,7}\text{Pb}_{0,3}\text{Sr}_2\text{Ca}_{n-1}\text{Cu}_n\text{O}_8$ ($n = 6$) құрамы үшін, Са және Cu құрамының жоғарылауымен прекурсорлардың кристалдануға жақындығы жоғарылады.

Микроқұрылымдық анализді

зерттеу Са, Cu, Pb ұшпа компоненттерінің булануына байланысты балқу кезіндегі үлгілер құрамындағы Са және Cu құрамының жоғарылауымен және балқу кезінде элементтік құрамның стехиометриядан аздап ауытқуымен байқалды (1-сурет). Мысалы, 2-суретте құрамы $\text{Bi}_{1,7}\text{Pb}_{0,3}\text{Sr}_2\text{Ca}_{n-1}\text{Cu}_n\text{O}_8$ ($n = 5$) үлгілерінің микро құрылымы көрсетілген.



Сурет 2. Шұғырланған сәуле ағынының көмегімен балқыманы шыңдау арқылы алынған $\text{Bi}_{1,7}\text{Pb}_{0,3}\text{Sr}_2\text{Ca}_4\text{Cu}_5\text{O}_8$ құрамды үлгінің микроқұрылымы

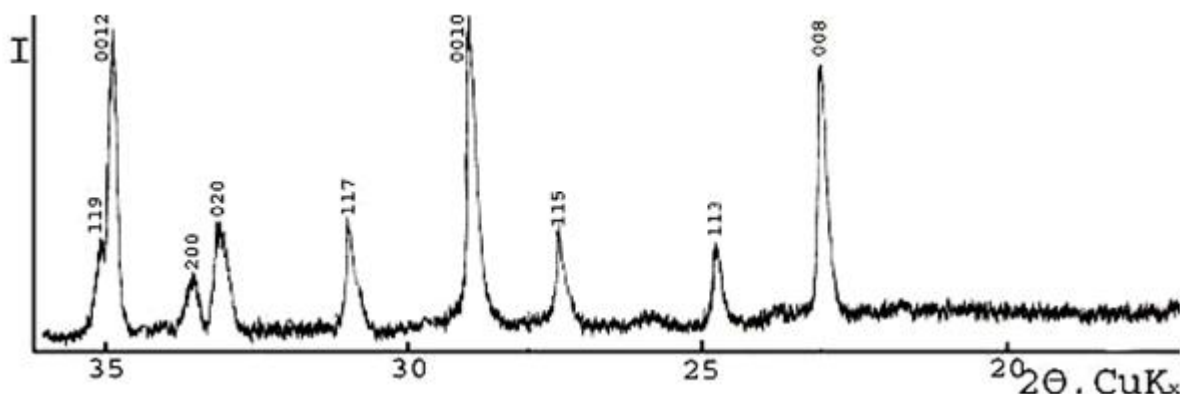
Әсіресе аморфты прекурсорларда артық аса стехиометриялық оттегінің болуын атап өту керек. Бұл балқу процесінің қатты тотығатын

атмосферада - озон атмосферасында өтуімен байланысты. Концентрацияланған сәуле ағынының әсерінен оттегі иондалып, озон түзуіледі. Озон

балқымада оттегі молекулаларына қарағанда жоғары ерітіндіге ие. Бұл балқыманың озонмен байытуына және ауыспалы валенттілік катиондарының жоғары валенттілік күйіне дейін тотығуына әкеледі. [9]-ші жқмыста висмуты бар ЖТАӨ-дағы синтездеу кезінде балқытылған тәсілмен материалдарды балқыту кезінде, шыны-кристалды әдіспен оттегінің мөлшері азаяды, ал бір валентті мыс $R(\text{Cu}^+) = \text{Cu}^+ / (\text{Cu}^{2+} + \text{Cu}^+)$ мөлшері 0,8 – ге дейін болады. Мүмкін, тығыз аморфты прекурсорлардағы оттегінің жетіспеуі аса өткізгіш құрылымның түзілу жылдамдығын төмендетеді, бұл термиялық өңдеу кезінде үлгіге оттегінің диффузиясының баяулауына байланысты. Алғашқы прекурсорлардағы оттегінің мөлшеріндегі айырмашылық өзгермелі валенттілігі бар катиондардың валенттілік күйіне, сәйкесінше, өткізгіш қосылыстардың түзілу механизміне, олардың түзілу жылдамдығына, кристалл құрылымының ақауларына және мақсатты материалдың критикалық параметрлеріне әсер етуі мүмкін.

Аса өткізгіш фазалардың синтезі изотермиялық режимде термоөңдеу арқылы 700 °С-ден 865 °С дейінгі температурада, 5 сағаттан 150 сағатқа дейін созылды.

Барлық зерттелген құрамдар үшін $\text{Bi}_{1,7}\text{Pb}_{0,3}\text{Sr}_2\text{CaCu}_2\text{O}_\delta$ (2212) аса өткізгіш фазасы 700-750°C температурада қалыптаса бастады. $\text{Bi}_{1,7}\text{Pb}_{0,3}\text{Sr}_2\text{CaCu}_2\text{O}_\delta$ номиналды құрамы үшін 2212 аса өткізгіш фазаның қалыптасуының максималды жылдамдығының температурасы 855-860°C температура аралығында болды. Осы температуралық диапазонда 5-10 сағ термоөңдеуде бір фазалы үлгілер түзілді, бұл қатты фазалық синтездеу әдісіне қарағанда ЖТАӨ фазасының қалыптасу жылдамдығынан 4 есе жоғары. Жартылай ерітуге дейін қыздыру температурасының жоғарылауы (860–865°C) және концентрацияланған сәулелі ағынмен беттік өңдеу үлгінің тығыздалуына және [001] жазықтығында жоғары бөлшектердің құрылымын қалыптастыруға әкелді (3-сурет).

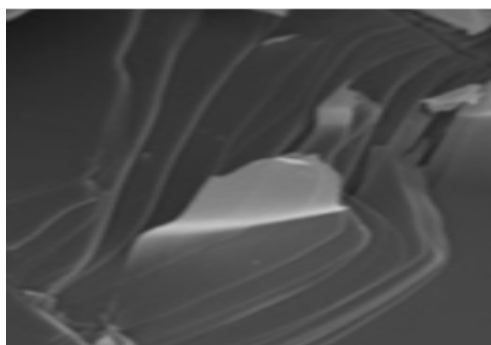


Сурет 3. $\text{Bi}_{1,7}\text{Pb}_{0,3}\text{Sr}_2\text{CaCu}_2\text{O}_\delta$ номиналды құрамы бар, 860-865 °С температурада синтезделген және беті концентрацияланған сәуле ағынымен

өңделген ЖТАӨ керамикалық үлгінің дифрактограммасы

$\text{Bi}_{1,7}\text{Pb}_{0,3}\text{Sr}_2\text{Ca}_{n-1}\text{Cu}_n\text{O}_8$ ($n = 3-6$) номиналды құрамдарының үлгілері изотермиялық режимде $842-852^\circ\text{C}$ температура аралығында 60-120 сағат ұстау уақытымен синтезделді. Рентгендифракциялық әдіспен үлгілердің фазалық құрамын зерттеу кезінде $\text{Bi}_{1,7}\text{Pb}_{0,3}\text{Sr}_2\text{Ca}_{n-1}\text{Cu}_n\text{O}_8$ ($n = 3-5$) номиналды құрамдарының дифрактограммаларында 2223 аса өткізгіш фазаға жататын рентгендік шағылысудың рефлекстері ғана болғаны анықталды (3-сурет). Са және Cu құрамы көп құрамдарда 2223 фазаға жатпайтын қосымша рефлексстердің іздері болды. 2223 фазасының толық қалыптасуының ұзақтығы 60-80 сағатты құрады. Термоөңдеу уақытының 150 сағатқа дейін артуы 2223 аса өткізгіш фазаның ішінара ыдырауымен 2212 фазасының пайда болуына әкелді, бұл кристаллдардың түйіскен жерінің өлшемдерінің ұлғаюы есебінен кернеудің пайда болуымен байланысты болуы мүмкін. Са және Cu құрамының жоғарылауы бар үлгілерде 2223 жоғары өткізгіш фазаның оңтайлы түзілу температурасы төмендеді. Егер $\text{Bi}_{1,7}\text{Pb}_{0,3}\text{Sr}_2\text{Ca}_2\text{Cu}_3\text{O}_8$ номиналды құрамы үшін синтездің оңтайлы температурасы $850-852^\circ\text{C}$ интервалында болса, онда $\text{Bi}_{1,7}\text{Pb}_{0,3}\text{Sr}_2\text{Ca}_{11}\text{Cu}_{12}\text{O}_8$ құрамы үшін $840-845^\circ\text{C}$ интервалында жатыр.

ЖТАӨ үлгілерінің микроқұрылымы мен элементарлық құрамын зерттеу кристаллиттердің пластиналы құрылымына ие екендігін көрсетті. Бұл ретте үлгілердің элементтік құрамының стехиометриялық құрамнан аз ауытқуы, сондай-ақ бастапқы аморфты прекурсорлардың үлгілеріндегі оттегінің артық құрамы анықталды. Мысалы, 4 - суретте $\text{Bi}_{1,7}\text{Pb}_{0,3}\text{Sr}_2\text{Ca}_{n-1}\text{Cu}_n\text{O}_8$ ($n = 3$) номиналды құрамының ЖТАӨ үлгісінің микроқұрылымы көрсетілген (4-сурет).



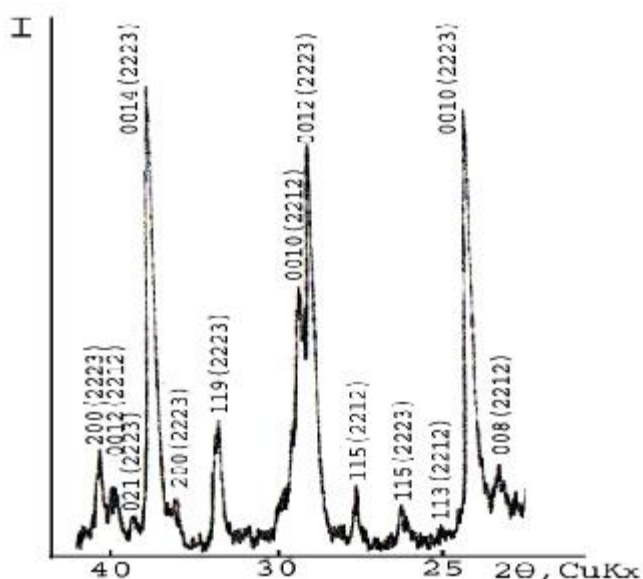
Сурет 4. Шұғырланған сәуле ағынынан пайдалана отырып аморфты прекурсорлар негізінде алынған $\text{Bi}_{1,7}\text{Pb}_{0,3}\text{Sr}_2\text{Ca}_2\text{Cu}_3\text{O}_8$ құрамды ЖТАӨК үлгісінің микроқұрылымы

Жоғары дәлдіктегі техникада іс жүзінде қолдану үшін ЖТАӨ маңызды параметрі керамикалық

үлгілерге, атап айтқанда бөлшектер текстурасына байланысты болатын критикалық ток болып табылады.

Керамикада жоғары текстураны алу мақсатында, алдын ала $\text{Bi}_{1,7}\text{Pb}_{0,3}\text{Sr}_2\text{Ca}_2\text{Cu}_3\text{O}_\delta$ номиналды құрамының ЖТАӨ синтезделген үлгісі 2-3 мкм дән фракциясына дейін ұнтақталған және қабаттап диаметрі 15 мм және қалыңдығы 1,5 - 2 мм таблеткаларға нығыздалды. 850-852 °C температурада 24 сағат бойы

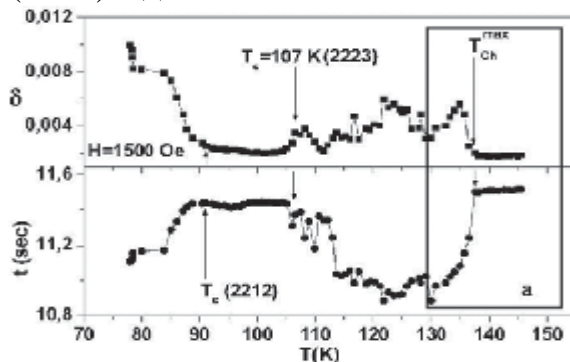
термиялық өңдеуден кейін дифрактограммада тек қарқынды рефлексті рентгендік дифракциялық шағылыстырулар [0010], [0012], [0014] көрінді, бұл керамиканың [001] кристаллографиялық жазықтығы бойындағы жоғары бөлшектердің құрылымын айтады (5-сурет).



Сурет 5. Қабаттап нығыздау арқылы алынған $\text{Bi}_{1,7}\text{Pb}_{0,3}\text{Sr}_2\text{Ca}_2\text{Cu}_3\text{O}_y$ (2223) номиналды құрамының текстурленген ЖТАӨ үлгісінің дифрактограммасы

Критикалық параметрлерді зерттеу үлгілердің негізінен критикалық температурасы 107K болатын 2223 аса өткізгіш фазадан тұратындығын көрсетті. Үлгілерде 2223 фазасынан басқа, критикалық температурасы 107 К (2223) -дан

асатын аса өткізгіш фазалар болғанын атап өткен жөн. Мысалы, $\text{Bi}_{1,7}\text{Pb}_{0,3}\text{Sr}_2\text{Ca}_4\text{Cu}_5\text{O}_\delta$ номиналды құрамының үлгісінде 2223 $T_c = 107$ К негізгі фазасынан басқа, $T_c = 140$ -ге дейінгі аса өткізгіш фазалар жүйесі табылды (6-сурет).



Сурет 6. Логарифмдік төмендеу декрементінің (δ) және тербеліс периодының (t) $\text{Bi}_{1.7}\text{Pb}_{0.3}\text{Sr}_2\text{Ca}_2\text{Cu}_3\text{O}_y$ номиналды құрамдас ЖТАӨҚ үлгілерінің температурасына тәуелділігі.

$T_c = 107 \text{ K}$ (2223) критикалық температурасы бар аса өткізгіштік фазадан гөрі, аса жоғары критикалық параметрлері (107-140K) бар ЖТАӨ керамикалық үлгілерінде аса өткізгіш фазалардың түзілуін, былайша түсіндіруге болады: біріншіден, бастапқы материалды балқыту кезінде сынамадағы концентрацияланған сәулелік ағынның біржақты анизотропты әсерінен балқытуда жоғары градиентті жағдай туындайды, ол микро-біртекті емес құрамы бар аймақтарды құра алады; екіншіден, ультракүлгін, көрінетін және инфрақызыл спектрлік аймақтардың толқын ұзындығын қамтитын концентрацияланған сәуле ағыны атомдарға резонанстық әсер етіп, олардың энергетикалық күйлерін өзгерте

алады; үшіншіден, концентрацияланған сәулелік ағынның әсерінен балқымада озонның шамадан тыс еруі катиондардың валенттік күйін өзгерте алады. Кешенде бұл факторлар балқыманы аса қатты шыңдау кезінде аморфты жағдайды тұрақтандыруы мүмкін, ол микрообластардың кейбір санын қамтиды: құрамы бойынша сәйкес келетін белгілі энергетикалық жайкүйі; сондай-ақ $\text{Bi}_{1.7}\text{Pb}_{0.3}\text{Sr}_2\text{Ca}_{n-1}\text{Cu}_n\text{O}_\delta$ ($n = 4, 5$) аса өткізгіш фазаларының преекструрасы (аморфты немесе жартылай аморфты). Термиялық өңдеу кезінде, бұл микрообластар тордың үлкен параметрлері бар тиісті құрамы $\text{Bi}_{1.7}\text{Pb}_{0.3}\text{Sr}_2\text{Ca}_{n-1}\text{Cu}_n\text{O}_\delta$ ($n = 4, 5$) болатын, аса өткізгіш фазаларға өтуі мүмкін.

Қорытынды

Аморфты және шыны-кристаллды прекурсорлар негізінде концентрацияланған сәуле ағынның әсерінен балқыманы шыңдаудан алынған, $\text{Bi}_{1.7}\text{Pb}_{0.3}\text{Sr}_2\text{Ca}_{n-1}\text{Cu}_n\text{O}_\delta$ ($n = 2-6$) номиналды құрамдас керамикасы ЖТАӨ синтезделді. Барлық $n = 3 - 6$ үлгілері үшін негізгі фаза 2223 аса өткізгіш фаза болды. ЖТАӨ фазасының түзілу жылдамдығының жоғарылауы анықталды, бұл озонның пайда болуымен және аморфты прекурсорлардың метастабильді күйімен жоғары тотығатын атмосфераны құру арқылы айнымалы валенттілік катиондарының жоғары валенттік күйін тұрақтандырумен байланысты болуы мүмкін. Үлгілерде 2223 (110K) негізгі аса өткізгіш фазадан басқа, T_c 140 K-ға дейін жоғары ЖТАӨ фазаларының жүйелері табылды. [001] жазықтығында жоғары бөлшектердің құрылымы анықталды.

1 Стоякин В. В. ВТСП электроэнергетика в США // Информационный бюллетень «Сверхпроводники для электроэнергетики». — М: НИЦ Курчатовский институт, 2013. — т. 10, № 4. — С. 1–3.

2 Никонов А. А., Щербаков В. И. Сверхпроводниковые устройства для металлургии // Информационный бюллетень «Сверхпроводники для электроэнергетики». — М: НИЦ Курчатовский институт, 2007. — т. 4, № 6. — С. 7–8.

3 Зингер М. А., Клементьева К. В., Захаров И. В. Применение промышленных моторов с использованием высокотемпературной сверхпроводимости на морском флоте // Техника. Технологии. Инженерия. — 2017. — №1. — С. 27-33.

4 Третьяков Ю.Д., Оськина Т.Е., Путляев В.И. Проблемы синтеза и термообработки висмут-стронций-кальциевых сверхпроводящих купратов // Журнал неорг. химии. — М., 1990. — Т. 35. — Вып. 7. — С. 1635-1644.

5 Tarascon J.M., McKinnon W.R., Barboux P., Hwang D.M., Bagley B.G., Greene L.H., Hull G.W., Preparation, structure and properties of the superconducting compound series $\text{Bi}_2\text{Sr}_2\text{Ca}_{n-1}\text{Cu}_n\text{O}_y$ with $n = 1, 2$ and 3 // Phys. Rev. B. — Melville, 1989. — V. 38. — P. 8885-8892.

6 Eab Chai-Hok, Tang I-Ming. Upper limit for the Tc's of the “new” high Tc superconductors // Phys. Lett. A. — N. York, 1989. — V. 134. — P. 253.

7 Черноплеков Н.А. Сверхпроводниковые технологии: современное состояние и перспективы практического применения // Вестн. РАН. 2001, Т. 71, № 4, С.303-319.

8 Кабанов И.Н., Мухин П.В., Щербаков С.В. Проблемы и состояние развития изделий СВЧ-электроники на основе ВТСП-материалов // Эконом. и произв. 2000. № 1-3, январь-март.

9 Gulamova, D.D., Uskenbaev D.E. Effect of substrate composition and crystal structure on the BSCCO texture with the 2223 composition obtained under the action of solar radiation // Applied Solar Energy. 2006, V. 42, Iss.2, №4, P. 40-43.

10 Won-Hyuk Lee. Effect of Copper Ions (Cu(1), Cu(11)) on the Properties of Bi-Sr-Ca-Cu-O Glasses and Superconducting Glass-Ceramics // by Yoshihiro Abe. Superconducting Glass-Ceramics in BiSrCaCuO. — Nogayo, 1997. — P. 79-94.

References

1 Stoyakin V. V. VTSP elektroenergetika v SSHA // Informatsionnyy byulleten' «Sverkhprovodniki dlya elektroenergetiki». — М: NITS Kurchatovskiy institut, 2013. — t. 10, № 4. — P. 1–3.

2 Nikonov A. A., Shcherbakov V. I. Sverkhprovodnikovyye ustroystva dlya metallurgii // Informatsionnyy byulleten' «Sverkhprovodniki dlya elektroenergetiki». — М: NITS Kurchatovskiy institut, 2007. — t. 4, № 6. — P. 7–

8.

3 Zinger M. A., Klement'yeva K. V., Zakharov I. V. *Primeneniye promyshlennykh motorov s ispol'zovaniyem vysokotemperaturnoy sverkhprovodimosti na morskoy flote* // *Tekhnika. Tekhnologii. Inzheneriya*. — 2017. — №1. — P. 27-33.

4 Tret'yakov YU.D., Os'kina T.Ye., Putlyayev V.I. *Problemy sinteza i termoobrabotki vismut-strontsiy-kal'tsiyevykh sverkhprovodyashchikh kupratov* // *Zhurnal neorg. khimii*. – M., 1990. – T. 35. – Vyp. 7. – P. 1635-1644.

5 Tarascon J.M., McKinnon W.R., Barboux P., Hwang D.M., Bagley B.G., Greene L.H., Hull G.W., *Preparation, structure and properties of the superconducting compound series $\text{Bi}_2\text{Sr}_2\text{Ca}_{n-1}\text{Cu}_n\text{O}_y$ with $n = 1, 2$ and 3* // *Phys. Rev. B*. – Melville, 1989. – V. 38. – P. 8885-8892.

6 Eab Chai-Hok, Tang I-Ming. *Upper limit for the T_c 's of the “new” high T_c superconductors* // *Phys. Lett. A*. – N. York, 1989. – V. 134. – P. 253.

7 Chernoplekov N.A. *Sverkhprovodnikovyye tekhnologii: sovremennoye sostoyaniye i perspektivy prakticheskogo primeneniye* // *Vestn. RAN*. 2001, T. 71, № 4, S.303-319.

8 Kabanov I.N., Mukhin P.V., Shcherbakov S.V. *Problemy i sostoyaniye razvitiya izdeliy SVCH-elektroniki na osnove VTSP-materialov* // *Ekonom. i proizvod.* 2000. № 1-3, yanvar'-mart.

9 Gulamova, D.D., Uskenbaev D.E. *Effect of substrate composition and crystal structure on the BSCCO texture with the 2223 composition obtained under the action of solar radiation* // *Applied Solar Energy*. 2006, V. 42, Iss.2, №4, P. 40-43.

10 Won-Hyuk Lee. *Effect of Copper Ions (Cu(1), Cu(11)) on the Properties of Bi-Sr-Ca-Cu-O Glasses and Superconducting Glass-Ceramics* // by Yoshihiro Abe. *Superconducting Glass-Ceramics in BiSrCaCuO*. – Nogayo, 1997. – P. 79-94.

ПОЛУЧЕНИЕ Bi-СОДЕРЖАЩЕГО ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО СВЕРХПРОВОДЯЩЕГО СОЕДИНЕНИЯ ИЗ РАСПЛАВА

Д.Е.Ускенбаев¹, А.С.Ногай¹

В.В.Александровский², С.А.Каханов²

¹*Казахский агротехнический университет им. С. Сейфуллина, пр.*

²*Научно-исследовательский физико-химический институт им.*

Л.Я.Карпова. Москва, Россия

Резюме

В статье представлены результаты исследования по синтезу

высокотемпературной сверхпроводящей керамики в висмут содержащей системе на основе стекло-кристаллических и аморфных материалов, полученных быстрой закалкой расплава под воздействием лучистого потока. Исследование элементного состава первичных аморфных и стекло-кристаллических материалов показали, что во всех образцах присутствуют наличие сверхстехиометрического кислорода, когда как в исходных аморфных материалах, полученных из расплава в воздухе, содержание кислорода намного меньше, чем стехиометрическом составе. Возможно, этот эффект связан с высокой растворимостью озона в расплаве, образующейся за счет ионизации кислорода под влиянием УФ составляющей потока излучения. Во всех синтезированных образцах основная фаза была ВТСП фаза номинального состава $\text{Bi}_{1,7}\text{Pb}_{0,3}\text{Sr}_2\text{Ca}_2\text{Cu}_3\text{O}_y$ (2223). При этом наблюдаются фазы с высокой T_c , чем 2223.

Ключевые слова: керамика, температура, микроструктура, дифрактограмма, сверхпроводимость, фаза, ток, рентген, валентность.

OBTAINING HIGH-TEMPERATURE SUPERCONDUCTING COMPOUNDS OF BI-CONTAINING COMPOSITION FROM A MELT

D. E.¹Uskenbaev, A. S.¹ Nogay

B. B.² Alexandrovsky, S. A.¹ Kahanov

¹S. Seifullin Kazakh Agrotechnical University,

²L. Ya. Karpov Scientific research Institute of Physics and Chemistry.

Moscow, Russia

Resume

The article presents the results of research on the synthesis of high-temperature superconducting ceramics in a bismuth-containing system based on glass-crystalline and amorphous materials obtained by rapid quenching of the melt under the influence of a radiant flow. Studies of the elemental composition of primary amorphous and glass-crystalline materials have shown that in all samples there is the presence of superstoichiometric oxygen, while in the initial amorphous materials obtained from a melt in the air, the oxygen content is much less than the stoichiometric composition. Perhaps this effect is due to the high solubility of ozone in the melt, which is formed due to the ionization of oxygen under the influence of the UV component of the radiation flux. In all synthesized samples, the main phase was the htspp phase of the nominal composition $\text{Bi}_{1,7}\text{Pb}_{0,3}\text{Sr}_2\text{Ca}_2\text{Cu}_3\text{O}_y$ (2223). At the same time, phases with a higher T_c than 2223 are observed.

Keywords: ceramics, temperature, microstructure, diffractogram, superconductivity, phase, current, x-ray, valent.