

ҚАЗАҚСТАН РЕСПУБЛИКАСЫНЫҢ БІЛІМ ЖӘНЕ ҒЫЛЫМ МИНИСТРЛІГІ

СӘТБАЕВ УНИВЕРСИТЕТІ

Ө.А. Байқоңыров атындағы тау-кен металлургия институты

Материалтану, нанотехнологиялар және инженерлік физика кафедрасы

Баратов Айбол

« Мыс оксиді негізіндегі керамикалық материалдардың
асқынөткізгіштік қасиеттерін зерттеу»

ДИПЛОМДЫҚ ЖҰМЫС

5B072300 – «Техникалық физика» мамандығы

Алматы 2022

ҚАЗАҚСТАН РЕСПУБЛИКАСЫНЫҢ БІЛІМ ЖӘНЕ ҒЫЛЫМ МИНИСТРЛІГІ

СӘТБАЕВ УНИВЕРСИТЕТІ

Ө.А. Байқоңыров атындағы тау-кен металлургия институты

Материалтану, нанотехнологиялар және инженерлік физика кафедрасы

ҚОРҒАУҒА ЖІБЕРІЛДІ

«МНЖИФ»

кафедра

менгерушісі т.ғ.к.

 У.К. Какимов

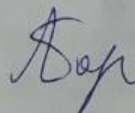
« 03 » ~~маусым~~ 2022 ж.

ДИПЛОМДЫҚ ЖҰМЫС

« Мыс оксиді негізіндегі керамикалық материалдардың
аскынөткізгіштік қасиеттерін зерттеу»

5B072300 – «Техникалық физика» мамандығы

Орындаған



Баратов А.Ғ

Пікір беруші:



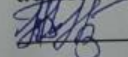
 Кудайберген К.К

« 31 » мамыр 2022 ж.

Ғылыми жетекшісі:

т.ғ.к.

ассист. профессор

 Калауов Б.П

« 31 » мамыр 2022 ж.

Алматы 2022

ҚАЗАҚСТАН РЕСПУБЛИКАСЫНЫҢ БІЛІМ ЖӘНЕ ҒЫЛЫМ МИНИСТРЛІГІ

СӘТБАЕВ УНИВЕРСИТЕТІ

Ө.А. Байқоңыров атындағы тау-кен металлургия институты

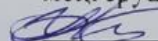
Материалтану, нанотехнологиялар және инженерлік физика кафедрасы

5B072300 – «Техникалық физика» мамандығы

ҚОРҒАУҒА ЖІБЕРІЛДІ

«МНЖИФ» кафедра

меңгерушісі т.ғ.к.

 У.К. Какимов

«03» маусым 2022 ж.

**Дипломдық жұмыс орындауға
ТАПСЫРМА**

Білім алушы: Баратов Айбол

Тақырыбы: «Мыс оксиді негізіндегі керамикалық материалдардың асқынөткізгіштік қасиеттерін зерттеу»

Университет ректорының «24» Желтоқсан 2022 ж. № 489 -П/Ө бұйырығымен бекітілген Аяқталған жұмысты тапсыру мерзімі «23» мамыр 2022 ж.

Дипломдық жұмыстың бастапқы берілістері:

1) ЖТАӨ туралы мәлімет, 2) ЖТАӨ алу жолдары,

Дипломдық жұмыста қарастырылған мәселелер:

а) ЖТАӨ құрылымы, қасиеттері, колдану аясы

б) ЖТАӨ алу әдістері

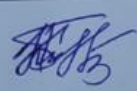
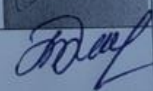
в) ЖТАӨ критикалық параметрлерін зерттеу

Ұсынылған негізгі әдебиет атаулары: Даутов Л.М., Калауов Б.П., Кусаинов С.К., Новые тенденции в интерпретации сверхпроводимости. I //Изв. МОН РК, НАН РК. Серия физ.-мат. – 2006. – №6. – С. 9-16.

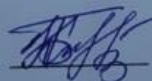
Дипломдық жұмысты дайындау
КЕСТЕСІ

Бөлімдер атауы, қарастырылатын мәселер тізімі	Ғылыми жетекші мен кеңесшілерге көрсету мерзімдер	Ескертулер
Әдеби шолу	23.01.2022 - 28.01.2022	
Тәжірибелік бөлім	02.03.2022 – 07.03.2022	
Дипломдық жұмысты алдын – ала қорғау	23.05.2022	

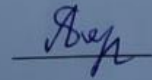
Дипломдық жұмыс (жоба) бөлімдерінің кеңесшілері мен норма бақылаушының аяқталған жұмысқа (жобаға) қойған **қолтаңбалары**
(жұмысқа қарасты тараулардың нұсқаумен)

Бөлім атауы	Кеңесшілер, (ғылыми дәрежесі, атағы)	Қол қойылған күні	Қолы
Әдеби шолу	Қалауов Б.П, т.ғ.к. ассист.профессор	3.06.22	
Тәжірибелік жұмыстар	Ускенбаев Д.Е, PhD докторы	3.06.22	
Нормоконтролер	А.Б. Телешева, PhD докторы	3.06.22	

Ғылыми жетекші

 Қалауов Б.П

Тапсырманы орындауға алған білім алушы

 Баратов А.Ф.

Күні «3» маусым 2022 ж

ҚАЗАҚСТАН РЕСПУБЛИКАСЫНЫҢ БІЛІМ ЖӘНЕ ҒЫЛЫМ МИНИСТРЛІГІ
СӘТБАЕВ УНИВЕРСИТЕТІ

Рецензия

Дипломдық жұмыс

Баратов Айбол Ғаниұлы

5B072300-Техникалық физика мамандығы

Тақырыбы: «Мыс оксиді негізіндегі керамикалық материалдардың асқынөткізгіштік қасиеттерін зерттеу»

Орындалды:

а) графикалық бөлім 10 парақ

б) түсініктеме 11 бет

Дипломдық жұмыс келесі бөлімдерден тұрады: кіріспе, үш тараудан тұратын жұмыстың негізгі бөлігі, қорытынды, пайдаланылған әебиеттер тізімі. Жұмыс ұқыпты безендірілген, сауатты түрде жазылған, жақсы оқылады және қабылданады. Автор асқын өткізгіштік туралы жақсы түсіндірілген. Тақырыбы актуалды болып саналады және мыс оксид негізіндегі асқын өткізгіш синтездеуге және оның критикалық нүктелерін зерттеуге арналған.

ЖҰМЫСҚА ЕСКЕРТУ

Дипломдық жұмыста маңызды емес кемшіліктер анықталды. Екінші бөлімде әдеби дереккөздердің тым кең қолданылуы. Алайда, табылған кемшіліктер осы мәселе бойынша зерттеу сапасына әсер етпейді.

Жұмыстың бағасы

Дипломдық жұмыс толығымен аяқталған құрылымды, стандартқа сай ғылыми еңбек болып табылады. Жұмыс толығымен қойылатын талаптарға сай және 95%(A) - «өте жақсы» бағамен қорғауға жіберіледі.

Рецензент

Ғылым доктор, аға оқытушы

Кудайберген К.К.

2022ж.



**ПІКІР
ҒЫЛЫМИ ЖЕТЕКШІДЕН**

Дипломдық жұмыс
(жұмыс түрінің атауы)

Баратов Айбол Ғаниұлы
(білім алушының аты-жөні)

5B072300 – Техникалық физика
(мамандықтың шифры мен атауы)

Тақырыбы: «Мыс оксиді негізіндегі керамикалық материалдардың асқын
өткізгіштік қасиеттерін зерттеу»

Баратов Айболдың дипломдық жұмысы жоғары температуралы асқын өткізгіштіктің қасиеттері мен сыни параметрлерін синтездеу және зерттеу бағытталған.

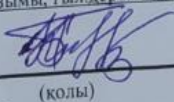
Дипломдық жұмыстың бірінші бөлімінде ЖТАӨ және пайда болуы және оның дамуының негізгі кезеңдері, олардың артықшылықтары мен кемшіліктері көрсетілген. Екінші бөлімде дипломдық жұмысты атқару кезінде пайдаланылған материалдармен синтездеу методикалары көрсетілген, ал үшінші бөлімде дипломдық жұмысты атқарған кезінде алынған нәтижелер талқыланып ұсынылады.

Баратов Айбол эксперименталдық нәтижелері висмут бар ЖТАӨ мыс купраттарына негізделген керамиканың қасиеттерін синтездеу және зерттеу нәтижесінде критикалық нүктелерін анықтауға және қорытындыларды жасауға мүмкіндік береді.

Дипломдық жұмысты жазу барысында Баратов Айбол еңбексүйгіштігін, ғылыми әдебиеттермен, соның ішінде шет тілдегі әдебиеттермен жұмыс істей алатындығын, сонымен бірге икемділік пен қарастырылып отырған тақырыпты ашуда зейінділік көрсетті.

Баратов Айбол Ғаниұлы дипломдық жұмысын қорғауға жіберуге болады деп есептеймін. Дипломдық жобаны «өте жақсы» (97) деп бағалауға болады.

Ғылыми жетекші
Т.ғ.к. ассист.профессор
(лауазымы, ғыл.дәрежесі, атауы)


(колы)

Қалауов Б.П.

«03» мамыр 2022ж

АҢДАТПА

Қазіргі уақытта жоғары температуралы асқын өткізгіштер өзінің ерекше қасиеттерінің арқасында ғылым мен техниканың – энергетика, электроника, байланыс, медицина, ғарыш техникасы және басқа да алдыңғы қатарлы салаларында қолданылатын перспективті материалдардың біріне айналуда . Олардың негізінде ток өткізгіш кабельдер, ток шектегіштер, күштік трансформаторлар, электромагниттік экрандар, модуляторлар, антенналар, микротолқынды және импульстік сигналдардың ажыратқыштары мен сүзгілері, аса жылдамдықты компьютерлердің принциптік схемалары сияқты элементтер мен құрылғылар дайындалады. ЖТАӨ материалының критикалық параметрлерін анықтайтын негізгі факторлар қажетті фазалық құрамы мен құрылымын, микроқұрылымы мен морфологиясын, тығыздығын және т.б. жасау болып табылады. Қазіргі уақытта ЖТАӨ синтезінің әртүрлі әдістері жасалды: қатты фазалық синтез, химиялық және криотехнология, балқудың әртүрлі әдістері және т.б. осы әдістердің ішінде ең көп таралған әдіс-қатты фазалық синтез. Бұл жұмыстың мақсаты лазерлі сәулеленудің балқымадан алынған висмут бар ЖТАӨ керамикасының фазалық құрамы мен қасиеттерін зерттеу .

АННОТАЦИЯ

В настоящее время высокотемпературные сверхпроводники благодаря своим уникальным свойствам становятся одним из перспективных материалов, применяемых в самых передовых областях науки и техники – энергетике, электронике, связи, медицине, космической технике и других . На их основе изготавливаются такие элементы и устройства, как токопроводящие кабели, ограничители тока, силовые трансформаторы, электромагнитные экраны, модуляторы, антенны, выключатели и фильтры СВЧ и импульсных сигналов, принципиальные схемы сверхскоростных компьютеров. Основными факторами, определяющими критические параметры материала ВТСП, являются создание необходимого фазового состава и структуры, микроструктуры и морфологии, плотности и др. В настоящее время разработаны различные методы синтеза ВТСП: твердофазный синтез, химическая и криотехнология, различные методы плавления и т. среди этих методов наиболее распространенным методом является твердофазный синтез. Целью данной работы является изучение фазового состава и свойств керамики ВТСП с висмутом, полученным из расплава лазерного излучения .

ANNOTATION

Currently, high temperature superconductors, due to their unique properties, are becoming one of the most promising materials used in the most advanced fields of Science and technology-energy, electronics, communications, medicine, space engineering and many others . On their basis, such elements and devices as conductive cables, current limiters, power transformers, electromagnetic screens, modulators, antennas, switches and filters of microwave and pulse signals, basic circuits of high-speed computers are manufactured. The main factors determining the critical parameters of the material of the HTSC are the development of the necessary phase composition and structure, microstructure and morphology, density, etc. At the moment, various methods for the synthesis of HTSC have been developed: solid-phase synthesis, chemical and cryotechnologies, various methods of melting, etc. among these methods, the most common method is solid-phase synthesis. The purpose of this paper is to study the phase composition and properties of bismuth-containing ceramics obtained from the melt of laser radiation .

МАЗМҰНЫ

	КІРІСПЕ	9
1	ӘДЕБИ ШОЛУ	11
1.1	Тарихи мағлұмат	11
1.2	Жоғары температуралы асқын өткізгіштердің негізгі кластары	12
1.3	Висмут купраттары негізіндегі жоғары температуралы асаөткізгіштер	14
1.4	Жоғары температуралы асқын өткізгіштердің критикалық параметрлері	18
2	ТӘЖІРИБЕЛІК БӨЛІМ	21
2.1	Жоғары температуралы асқын өткізгіштердің қасиеттерін синтездеу және зерттеу әдістері	21
2.2	Кеуектілік пен тығыздықты өлшеу	24
2.3	Микроқұрылымдық талдау	24
2.4	Төрт контактілі әдіспен электр қарсылықты өлшеу әдісі	25
2.5	Үлгілерді термиялық өңдеу	26
3	АЛЫНҒАН НӘТИЖЕЛЕР ЖӘНЕ ОЛАРДЫ ТАЛҚЫЛАУ	27
3.1	$\text{Bi}_{1.7}\text{Pb}_{0.3}\text{Sr}_2\text{CaCu}_2\text{O}_y$ Құрамындағы керамика ЖТАӨ синтезі	27
3.2	Висмут құрамды асқын өткізгішті бірікпелерге қоспалардың әсері	31
	ҚОРЫТЫНДЫ	33
	ПАЙДАЛАНЫЛҒАН ӘДЕБИЕТТЕР	34

КІРІСПЕ

Соңғы жылдары асқын өткізгіштікті практикалық қолдану туралы көптеген жұмыстар мен жарияланымдар пайда болды, онда физикалық электроникада, радиофизикада, үдеткіш және антенналық техникада, сондай-ақ ғарыш кеңістігін игеру мәселелері қарастырылады. Бұл ғылыми жұмыстардың перспективалығы маңызды қолданбалы маңызы бар бірқатар нәтижелердің дәлелденуімен түсіндіріледі. Асқын өткізгіш материалдарды әзірлеу мен өндірудегі табыстар олардың негізінде әртүрлі құрылғылары мен антенналарды құруға мүмкіндік берді. Асқын өткізгіш электродинамикалық құрылымдар белсенді зерттеледі және микротолқынды техникада кеңінен қолданылады. Асқын өткізгіш құрылымдарды қолдану диссипативті шығындардың елеулі азаюына, резонаторэлементтердің артуына және қайта құрылатын элементтерде басқару мүмкіндігіне әкеледі. Бұл факторлар құрылғылар мен антенналардың сипаттамаларын жақсартуға, сондай-ақ олардың жаңа сапасын алуға мүмкіндік береді. Бұл ретте қажетті сипаттамаларды сақтай отырып, құрылғылар өлшемдерінің азаюы мүмкін. Жұқа өте өткізгіш пленкаларды қолдану үлкен қызығушылық тудырады. Мұндай жүйелер қосымша жиіліктік селективті-қасиеттерге ие, бұл оларды резонаторда немесе толқынжолда тербеліс түрін таңдау үшін пайдалануға мүмкіндік береді. Сонымен қатар, сыртқы магнитөрісін салу арқылы үлдірдің сипаттамаларын, демек, олардың негізіндегі құрылғыларды басқару мүмкіндігі бар. Жоғары өткізгіш резонаторлар, мейірімділіктің жоғары мәніне ие, жаңа материалдардың параметрлерін дәлме-дәл өлшеу үшін қолданылуы мүмкін.

Ақпараттық ағындардың күрт ұлғаюына қарай байланыс жүйелерінің негізгі параметрлерін жақсарту проблемасын үнемі шешу қажет. Қазіргі заманғы байланыс жүйелерінде таңдаулылықты арттыру және ең төменгі шу температурасы бар қабылдау жолдарын құру мәселелері аса өзекті. Дәстүрлі сүзгілердің параметрлері өз шегіне жетті және арналар санын арттыруға және интерференциялық кедергілерден қорғауды қамтамасыз етуге мүмкіндік бермейді. Ақылға қонымды құн жағдайында сапалы секіріс Жоғары температуралы жоғары өткізгіштік материалдар негізінде АЖЖ құрылғыларын құрумен қамтамасыз етіледі. Мамандардың бағалауы бойынша, ЖТАӨ-да пассивті АЖЖ құрылғыларын пайдалану шудың температурасын екі рет жұмыс жолақтарын тарылтып, байланыс жүйелерінің таратқыштарының қуатын он есе азайтуға мүмкіндік береді.

Қазіргі уақытта техникаларды құру кезінде ЖТАӨ - технологиясының артықшылығы көптеген құрылғыларда антенна – фидерлік тракт элементтеріне дейін көрсетілген. Бұл бір суыту корпусында бір-бірімен қосылған бірнеше модульдері бар функционалды блоктарды жасауға кірісуге мүмкіндік береді, ЖТАӨ элементтерімен де, жартылай өткізгіш аспаптармен де. Мұндай блоктарды құру маңызды энергетикалық ұтыстарды алуға және габариттік өлшемдерді азайтуға мүмкіндік береді, сонымен қатар жүйелердің архитектурасында елеулі

өзгерістерге әкелуі тиіс. Ақпаратты қабылдау және өңдеу аппаратурасының техникалық деңгейіндегі сапалық өзгерістер ЖТАӨ элементтерін, жартылай өткізгіш аспаптарды кең кешендеу және құрылатын байланыс құралдарының жүйелік идеологиясына жаңа көзқарас негізінде ғана мүмкін болатыны анық.

Критикалық ток өте сезімтал жоғары өткізгіштің ақаулы жағдайына сипаттама болып табылады, өйткені ол өріктің құйынды торының пиннинг орталықтарының жүйесімен өзара әрекеттесу физикасымен анықталады, олардың рөлі әртүрлі табиғи, технологиялық және жасанды ақаулар ойнайды. Мысалы, pn ақауларының аз концентрациясы кезінде Пиннинг Абрикосовтың вихрей торы жеткілікті тиімді емес, және сыни ток шамасы оңтайлы емес. Ақаулар концентрациясының ұлғаюы пиннингті күшейтеді және аса өткізгіштің кейбір оңтайлы ақауы жағдайында ең жоғары мәнге дейін сыни токтың өсуіне әкеледі. Бақылаудағы ақауларды жасау тәсілін табу, сондай-ақ шарттарды анықтау, атап айтқанда, аса өткізгіш материалдардың сыни тогының айтарлықтай жоғарылауы байқалатын ақаулардың түрін, концентрациясы мен дисперсиялығын анықтау міндеттері өзекті болып табылады, бұл нәтижесінде нақты аса өткізгіш құрылғылардың тиімділігін арттыруға алып келеді.

1 Әдеби шолу

1.1 Тарихи мағлұмат

Үлгінің электр кедергісінің критикалық температурадан төмен температурада жоғалуы өткізгіштік деп аталады. Бұл қасиетке кейбір басқа металдар ие екендігі анықталды: қалайы, қорғасын, алюминий, ниобий және т.б. сонымен қатар көптеген қорытпалар, керамикалық және интерметалдық қосылыстар өте өткізгіш болып шықты.

Өткізгіштік құбылысын 1911 жылы голландиялық физик Хейке Камерлинг-Оннес ашқан. Ферромагнетизм мен атомдық спектрлік сызықтарға ұқсас, өткізгіштік тек кванттық механика арқылы түсіндіруге болатын құбылыс. Ол Мейснер әсерімен, өткізгіштің ішкі бөлігінен магнит өрісінің күш сызықтарының толығымен шығарылуымен сипатталады. Мейснер эффектінің пайда болуы суперөткізгіштікті классикалық физикада керемет өткізгіштіктің идеализациясы ретінде түсінуге болмайтынын көрсетеді.

1950 жылдары конденсацияланған күй теоретиктері "қарапайым" өткізгіштікті бірнеше керемет және маңызды теориялармен түсінді: Гинсбург – Ландау феноменологиялық теориясы (1950) және БКШ микроскопиялық теориясы.

1950 жылы Ландау мен Гинсбург, Гинсбург-Ландаудың жоғары өткізгіштігінің феноменологиялық теориясын жасады. Ландаудың екінші түрінің фазалық ауысу теориясын Шредингер толқындық теңдеуімен біріктірген бұл теория суперөткізгіштердің макроскопиялық қасиеттерін түсіндіруде үлкен жетістік болды. Атап айтқанда, өрік, Гинсбург-Ландау теориясы өткізгіштердің екі санатқа бөлінуін болжайды, Олар қазір I және II тип деп аталады. Абрикосов пен Гинсбург өз жұмысы үшін 2003 жылы Нобель сыйлығына ие болды (Ландау басқа жұмысы үшін 1962 жылы Нобель сыйлығын алды).

Сондай-ақ, 1950 жылы Максвелл мен Рейнольдс және т.б. өткізгіштің критикалық температурасы құрамдас элементтің изотоптық массасына байланысты екенін анықтады. Бұл маңызды жаңалық электронды - фононның өзара әрекеттесуін суперөткізгіштікке жауап беретін микроскопиялық механизм ретінде көрсетті.

Өткізгіштіктің толық микроскопиялық теориясын 1957 жылы Бардин, Купер және Шриффер ұсынған. Бұл БКШ теориясы суперөткізгіш токты Купер жұптарының, фонондармен алмасу арқылы өзара әрекеттесетін электрондар жұбы деп түсіндірді. Бұл жұмыс үшін авторлар 1972 жылы Нобель сыйлығына ие болды.

БКШ теориясы 1958 жылы Н. Н. Боголюбов БКШ толқындық функциясы, бастапқыда вариациялық дәлелден алынған, электронды гамильтониан канондық конверсиясының көмегімен алынуы мүмкін екенін көрсеткен кезде берік негізге ие болды. 1959 жылы Лев Горький БКШ теориясының сыни температураға жақын Гинсбург-Ландау теориясына

түсетінін көрсетті.

1986 жылға дейін физиктер БКШ теориясы шамамен 30 К-ден жоғары температурада өткізгіштікке тыйым салады деп есептеді. сол жылы кедей және Мюллер лантан-барий-мыс оксидінде (LBCO), лантан негізіндегі купрат - перовскит материалында 35 К өту температурасы болды (физика бойынша Нобель сыйлығы, 1987).Көп ұзамай лантанды иттриймен алмастыру (яғни, YBCO алу) критикалық температураны 90 К-ден жоғары көтеретіні анықталды.

Бұл температураның секіруі әсіресе маңызды, өйткені ол сұйық азоттысұйық гелийді алмастыратын салқындатқыш ретінде қолдануға мүмкіндік береді .Бұл коммерциялық тұрғыдан маңызды болуы мүмкін, өйткені сұйық азотты тіпті арзан жерде де өндіруге болады. Сонымен қатар, жоғары температура сұйық гелий температурасында пайда болатын кейбір проблемаларды болдырмауға көмектеседі, мысалы, криогендік сызықтарды бітеп тастайтын және қысымның күтпеген және ықтимал қауіпті көтерілуіне әкелетін мұздатылған ауаның кептелісі.

Гелий температурасындағы өткізгіштік төмен температура деп аталады, ал азот температурасынан жоғары температурада жоғары температура деп аталады. Бөлме температурасына тең немесе одан асатын көлік құралының өте өткізгіш күйіне өту температурасымен материалдарды синтездеу өнеркәсіпте, технологияда және күнделікті өмірде бұрын–соңды болмаған техникалық революцияны тудырады-барлық өткізгіштерді жаңа материалдармен алмастырады. Демек, көлік құралын көтеру мәселелерін зерттеуге арналған жұмыстар өте өзекті екенін қабылдау керек.

Өткізгіштердің басты ерекшелігі-оларда кристалдық тордың әсерінен жүзеге асырылатын электрондар арасындағы кулондық серпіліске қосымша өзара әрекеттесу пайда болады, бұл кристалдық тор атомының негізгі күйге ауысуы кезінде пайда болатын фонондарды алмасу арқылы электрондардың тартылуына әкеледі. Яғни, заттың өте өткізгіш күйінің пайда болуы металда байланысқан жұп электрондардың пайда болу мүмкіндігімен байланысты. Осылайша, егер кез-келген төмен температурада электрондар арасындағы кулондық серпіліс бу шығаратын тартылудан басым болса, онда зат металл немесе қорытпа болып табылады және әдеттегі қасиеттерін сақтайды. Егер керісінше болса, онда зат өте өткізгіш күйге өтеді.

Осылайша, $T > T_S$ үлгісінің температурасында байланысқан электрон жұптарының күйлері бұзылады, электрондар арасындағы тартылыс тоқтайды және өткізгіштік күйі жоғалады. Жоғарыда айтылғандардың бәрі өте маңызды, ол осы жұмыста қарастырылады.

1.2 Жоғары температуралы асқын өткізгіштердің негізгі кластары(ЖТАӨ), құрылым ерекшеліктері және олардың сипаттамалары

"Лантандық" асқын өткізгіш жүйе.

Жеке топқа бөлінген лантанмен қосылу (La-Ba-Cu-O және La-Sr-Cu-O), оларқылы Жоғары температуралы жоғары өткізгіштігі басталды. Олардың 40 К максималды мәні бар және практикалық маңызы әлі жоқ.

"Иттрийлік" асқын өткізгіш жүйе.

Ең көп таралған қосылыс - 93 К жоғары өткізгіш өту температурасымен (оттегінің оңтайлы құрамы кезінде) $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_x$ (Y-123). Соңғы уақытта R-123, мұнда R – сирек кездесетін элемент, Dy-123, Ho-123, Gd-123, Sm-123 жиі кездеседі. K_0 максималды мәні 95 К. Осы қосылыстардың барлығы және олардан жасалған бұйымдар қазіргі уақытта өнеркәсіптік ауқымда өндіріледі және электрофизикалық құрылғыларда кеңінен қолданылады. Бұл- көлемді керамика және 2-ші буындағы ұзын өлшемді ЖТАӨ өткізгіштер.

"Висмут" жоғары температуралы асқын өткізгіш жүйе.

Висмут жүйесінің қосылыстары $\text{Bi}_2\text{Sr}_2\text{Ca}_n\text{Cu}_{n+1}\text{O}_x$, мұндағы $n = 1, 2, 3$. $N=1$ (Bi-2201) қосылыс 20 К температурадан төмен жоғары өткізгіштікке ие, яғни мәні бойынша төмен температуралы аса өткізгіш болып табылады. Бірақ екі басқа, $n = 2$ және 3 (Bi-2212 және Bi-2223), Жоғары температуралы болып табылады, $T_c \sim 100$ К және 110 К. Bi-2223 молекуладағы оттегі құрамы шамамен тұрақты және оттегінің құрамына байланысты T_c елеулі өзгеруі байқалмаған. Аса өткізгіш өту температурасына (100 К дейін) қарамастан, азот температурасы

77 К кезінде Bi-2212 фазасының қасиеттері – төмен. Сондықтан "азот" температуралық диапазонда (64 – 77 К) ол қолданылмайды. Оның жоғары өткізгіштік қасиеттері әлдеқайда жақсы болады және бұл қосылыс практикада кейбір шектеулі қолдануға ие. Ең көп таралған Bi-2223 қосылымы. Ол "азотты" диапазонда қолайлы сипаттамаларға ие және одан жасалған бұйымдар өнеркәсіптік масштабта - ұзын өлшемді композициялық өткізгіштер түрінде (1- ші буын ЖТАӨ) өндіріледі. Бұл электр техникада кеңінен қолданылатын бірінші ЖТАӨ қосылысы.

"Талли" асқын өткізгіш жүйе.

Таллий жүйесі $\text{Ta}_2\text{Ba}_2\text{Ca}_{n-1}\text{Cu}_n\text{O}_x$ ең жоғары $T_c = 127$ К, $N = 3$ кезінде. Оның құрамы бойынша бұл қосылыстар висмут жүйесіне ұқсас. Соңғысымен ұқсас таллий қосылыстары негізінде композициялық өткізгіштерді жасауға тырысты. Олар K_0 -ның бірнеше үлкен мәніне қарамастан, висмутов алдында артықшылықтары жоқ екені анықталды. Бұл жұмыстардың дамуына таллийдің улы болуы кедергі болды, сондықтан 90-шы жылдары олар бүктелді. Қазіргі уақытта бұл қосылыстар қолданылмайды.

"Сынап" асқын өткізгіш жүйе.

Сынап жүйесі $\text{HgBa}_2\text{Ca}_{n-1}\text{Cu}_n\text{O}_x$, $N = 1 - 6$ с максималды $T_c=135$ К кезінде $N = 3$. Оттегінің бір бөлігін хлорға ауыстыру кезінде $T_c=138$ К - атмосфералық қысымда ауысудың ең жоғары температурасы алынды. Сонымен қатар, K_0 мәні қоса берілген сыртқы қысымға байланысты екені анықталды. Бүгінгі таңда K_0 абсолютті рекорды-350 мың атм қысымда $\text{HgBa}_2\text{Ca}_2\text{Cu}_3\text{O}_x$ қосылуында 164°К. Сынапты өткізгіштерден көлемді керамика мен композициялық өткізгіштерді жасауға тырысты. Алайда, бұл қосылыстар басқа материалдармен, әсіресе металдармен байланыста

термиялық өңдеу кезінде өте тұрақсыз болып шықты. Барлық металдармен сынап амальгамаларды құрайды. Сондықтан оларды композициялық сымдарда пісіру мүмкін болмады. Бұл жүйеде тұрақты қосылыстар табылды – ренийге мысты ауыстырумен және олармен өткізгіштер әлі де дайын болды. Алайда, олардың қасиеттері төмен болды, рений құны жоғары, сондықтан бұл жұмыстар да тоқтатылды.

Өтелмейтін қосылыстар

Олардың КҚ аз мәні бар және практикалық маңызы әлі жоқ, сондықтан қысқаша сипатталған. Олардың болуы Жоғары температуралы жоғары өткізгіштіктің $\text{Cu} - \text{o}$ байланысының арқасында ғана мүмкін еместігін дәлелдеп, принципті сипатқа ие.

Висмут оксидті ЖТАӨ. Бұл критикалық температура фазалық диаграммада металл-диэлектрик фазалық өту шегіне жақын жетеді. Сонымен қатар, "x" 0,3 – тен "x" - тен "x" - тен "x" - тен "x" - тен "x" - тен "x" - тен "x" - тен "x" ≥ 0.5 -ке тең болады.

Фуллеридтер. Фуллеридтер-металдардың C_{60} фуллерендерімен қосылыстары. Асқын өткізгіш өту температурасының ең жоғарғы мәні Rb_3C_{60} ($T_c = 30 \text{ K}$) және $\text{RbCs}_2\text{C}_{60}$ ($T_c = 33 \text{ K}$) анықталған.

Карбидтер. Бұл отбасы өте көп. $K_0 = 23 \text{ K}$ максималды мәні $\text{YPd}_2\text{B}_2\text{C}$ қосылуында анықталған.

Оксипниктидтер. Оксипниктидтер (пниктидтер – металдардың 5-ші топтағы атомдарымен, яғни N, P, As, Sb-мен қосылыстары). Көп ұзамай темірді никельге, мышьякқа фосфорға, ал лантанды басқа жерде сирек кездесетін элементтерге ауыстыруға болатынын анықтады. Бұл отбасының алғашқы қосылыстары фтор болды, бұл қосылыстарды синтездеу кезіндегі қауіпсіздік тұрғысынан ыңғайсыз болды. Бірақ фтордың болуы міндетті емес. $K_0 = 55 \text{ K}$ ең жоғары мәні SmO_0 , 86FeAs қосылысынан табылған кезде. Бұл қосылыстардың синтезі күшән ұшқышымен байланысты елеулі қиындықтармен ұштасады. Бұл қосылыстардың практикалық мәні әлі алынған жоқ.

Қазіргі уақытта бар аса өткізгіш материалдардың техникалық, физикалық және технологиялық сипаттамаларын талдау негізінде практикалық қолдану үшін ең оңтайлы жүйе және ғылым мен техниканың түрлі салаларында пайдалану үшін перспективалы материал висмут аса өткізгіш купраттар негізіндегі аса өткізгіш жүйе болып табылады деген қорытынды жасауға болады.

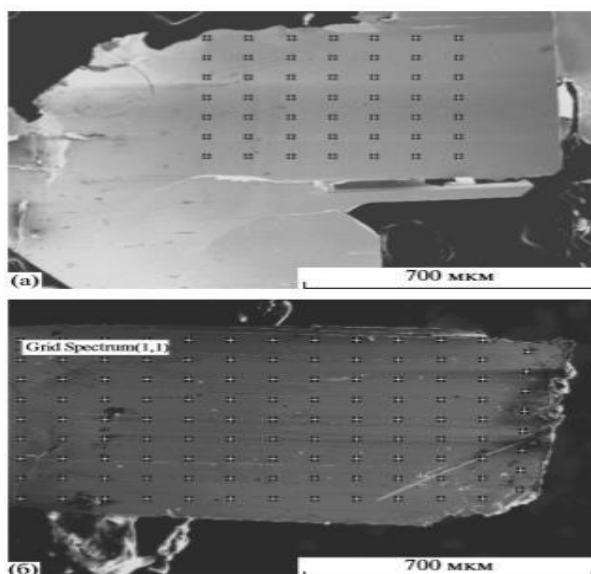
1.3 Висмут купраттары негізіндегі жоғары температуралы аса өткізгіштер, құрылым ерекшеліктері, қасиеттері және тұтану

Висмут купраттары (Bi - ЖТАӨ) тұқымдас Жоғары температуралы асқын өткізгіштердің негізіндегі материалдар қазіргі уақытта электротехникада ұзын өлшемді күшті композиттер ретінде қолданылады. Оларды кеңінен пайдалану, алайда, сыртқы магнит өрісінде сыни токтың төмен мәндері тежеледі. Басқа да жоғары температуралы жоғары өткізгіштер

сияқты, Bi - ЖТАӨ, сыни токтың температура мен магнит өрісінен күрт тәуелділігі сияқты физикалық қасиеттерінің кейбір ерекшеліктеріне ие. Олар, ең алдымен, сыни токтың жоғарылығын қамтамасыз ететін құрылымдық кемшіліктердегі магнит құйындарының пиннингтің Күшін әлсірететін күшті термиялық флуктуациялармен байланысты. Сондықтан, ЖТАӨ-материалдардың құрылымдық зерттеулерінің аса өзекті міндеттерінің бірі пиннингтің тиімді орталықтарының рөлін орындауға және сыни токтарды арттыруға қабілетті осындай құрылымдық кемшіліктерді анықтау қажеттілігінен туындайды.

Bi - ЖТАӨ үшін критикалық токтардың қатты анизотропиясы тән. Атомдық-кристаллдық немесе наноденгейлік, когеренттілік ұзындығына байланысты ақаулар, әдетте, пиннингтің ең айқын орталықтары ретінде қарастырылады. Сондықтан кристалдық құрылымның ерекшеліктерін анықтау олардың негізінде материалдардың сыни токтарына арналған зерттеулерде қажетті буын болып табылады. Кристалдық құрылымдардың қатпарлы сипаты, сондай-ақ Bi - ЖТАӨ негізінде әзірленген материалдарға жеткілікті айқын талап қояды, атап айтқанда, оларда айқын базистік құрылым құру. Мұндай текстураны іске асырған жағдайда CuO_2 жазықтығында мыс купраттарында жоғары өткізгіштіктің болуы байланыстырылатын негізгі құрылымдық элемент жақсы жақындаумен көлік тогының бағыты бойымен бағдарланады.

Фундаменталды деңгейде жоғары температуралы жоғары өткізгіштіктің феноменін түсіндіретін танылған теорияның болмауы белгілі шамада практикалық қызметте алынған нәтижелерді түсіндіруге және эксперименттерді жоспарлауға мүмкіндік беретін модельдік ұсыныстармен өтеледі, онда құрылымдық параметрлер мен аса өткізгіш сипаттамалар арасында өзара байланысты орнату міндеті қойылады. Олардың арасында "резервуар - жазықтық" кристаллохимиялық моделін атап өткен жөн, онда КҚ критикалық температурасының жоғары мәндеріне жету CuO_2 жазықтықтарымен түзілген құрылымның аса өткізгіш фрагментінде тасымалдаушылардың оңтайлы шоғырлануымен байланысады. Бұл модель өте жақсы жаңғыртады, мысалы, ко катиондардың тотығу жағдайына тәуелділігі, өте өткізгіш композиттерді дайындаудың қорытынды кезеңінде оңтайландырылатын-олардың термоөңдеуі, ол материалда тығыз бағытталған құрылым құру үшін қажет.



1 Сурет -Электронды – микроскопиялық Bi2201 (a) Bi2212 монокристалды бейне

1 Кесте - Bi2201 кристалдарының аса өткізгіш өтпелі параметрлері

№	2003 жылғы деректер				2010 жылғы деректер	
	Күйдіруден бұрын		Күйдіруден кейін			
	T_c , К	ΔT , К	T_c , К	ΔT , К	T_c , К	ΔT , К
1	8.1	2.1	-	-	8.1	>2.8
2	9.7	2.0			9.2	2.8
3	8.6	1.6	8.6	1.4	7.5	>2.3
4	7.7	1.8	7.7	1.8	7.0	>2.1

Bi2201 кристалдарының аса өткізгіштік қасиеттері бойынша деректер жеті жыл бойы сақтағаннан кейін 1 кестеде келтірілген. № 1, 2 кристалдары өсіргеннен кейін жағылған жоқ, № 3 және № 4 кристалдар оттегі бойынша үлгілердің легірлеу деңгейін бағалау үшін күйдірілген (400°C, 20 мин, O₂).

Бұрын мұндай күйдіру Bi2201 кристалдарының катиондық құрамына әсер етпейді. 1 кестеде барлық үлгілердің № 3, 4 үлгілерде күйдіргеннен кейін де өзгермеген аса өткізгіш күйге ($\Delta T = 1.6\text{--}2\text{ K}$) тар ауысулары болғаны көрініп тұр, бұл өсірілген кристалдардағы катиондар мен оттегі бойынша тепе-тең теңдестірілген құрамы туралы куәландырады. Ұзақ сақтау барлық үлгілерде өте өткізбейтін өтудің кеңеюіне алып келді, бұл оттегінің біркелкі бөлінбейтінін көрсетеді.

2 Кесте - Bi2201 кристалдарының құрылымдық параметрлері

№	Негізгі тор параметрлері	Аса-жоғарғы тор параметрлері
3	$a = 5.346 \text{ Å}$ $b = 5.461 \text{ Å}$ $c = 24.634 \text{ Å}$ $V_{\text{осн.реш.}} = 89.87^{\circ}$	$q_c = 0.633$ $q_b = 0.197$ $V_{\text{мод.реш.}} = 125.43^{\circ}$
4	$a = 5.355 \text{ Å}$ $b = 5.432 \text{ Å}$ $c = 24.634 \text{ Å}$ $V_{\text{осн.реш.}} = 89.88^{\circ}$	$q_c = 0.632$ $q_b = 0.196$ $V_{\text{мод.реш.}} = 125.36^{\circ}$

2003 жылы алынған № 4 үлгінің(Т) тәуелділігі бойынша деректер оттегіде шығыстан кейінгі төмен температуралы күйдіру болса да көрсетеді. Асқын өткізгіш күйге ауысу сипаттамаларын іс жүзінде өзгерткен жоқ, жеті жыл ішінде күйдіргеннен кейін үлгіні ауада сақтау T_c 7.7 К-ден 7 К-ге дейін төмендеуіне және көшудің едәуір кеңеюіне әкелді

2 Кестеде келтірілген жоғары өткізгіш күйге ауысу сипаттамаларын салыстыру. 1, 2010 жылы алынған № 3 және 4 монокристаллдар және олардың құрылымдық параметрлері үшін (кесте. 2), Біздің жұмысымызда бұрын табылған модульден тыс тор параметрлері мен T_c шамалары арасындағы корреляцияны растауға мүмкіндік берді.

Bi2223 үлгілерінің зерттеу нәтижелері ұсынылған. екені сәйке сталл ұзақ сақтау мерзімінен кейін жетілдірілген құрылымды сақтағанда. 2 Кестеде Bi2212 үлгілерінде үш жыл бойы сақтау кезінде аса өткізгіш қасиеттер жақсарды, T_c мәні ΔT азайған кезде артты жетілдірілген құрылым сақталған кезде оңтайлы легирлеу аймағына жақындағаны туралы айтады.

Оттек атмосферасында $T = 400^{\circ}\text{C}$ кезінде күйдіру нәтижесінде оңтайлы легирлеу аймағына ауыстырылған Bi2212 үлгілерінде, екі жыл бойы сақтау кезінде T_c мәні төмендеді, ал C торының параметрі ұлғайды, бұл үлгілерден оттегінің бөлінуін көрсетеді. Bi2212 кристалдарының оттегіде қайта пайда болған күйдіру қабілеті бұрын ауада сақтағанда оттегіні жоғалтады.

Екі фазалы үлгілерде Bi2212 + Bi2223 алты жыл бойы сақтау кезінде жоғары өткізгіш өту температурасының жоғарылауы және Bi2212 легирленбеген фазаның өту енінің артуы байқалды, бұл оттегінің таралуының біркелкі еместігін көрсетеді. Bi2223 $T_c = 107 \text{ K}$ фазасының жоғары өткізгіш күйіне өту температурасы және осы фазадан магниттік сезімталдық сигналының шамасы алты жыл ішінде өзгерген жоқ сақтау кезінде Bi2223 жоғары өткізгіш фазасының тұрақтылығы туралы айтады. Бұл жағдайда Bi2223 фазасының тұрақтылығы оның Bi2223 фазасымен салыстырғанда оттегі бойынша гомогендіктің тар аймағы туралы куәландырады.

Bi 2201 және Bi2212 монокристаллдарының құрылымдық және аса өткізгіш сипаттамаларын ауадағы ұзақ сақтағаннан кейін салыстыру катиондық құрам өзгермейтіндігін көрсетеді, құрылымы мінсіз болып қалады, ал аса өткізгіш сипаттамалар үлгілердегі оттегінің қозғалысы салдарынан өзгереді. Бұл ретте Bi2201 кристалдардың аса өткізгіштік қасиеттері сақтағанда, әсіресе оларды күйдіргеннен кейін нашарлайды, ал қоспаланған бір фазалы Bi2212 кристалдары жақсартылады және оңтайлы қоспаланған қасиеттерге жақындайды. Екі фазалы кристалдарда Bi2223 + Bi2212 уақыт бойынша Bi2212 жоғары өткізгіш фазасының тұрақтылығы анықталды. Катиондар мен оттегі бойынша тепе-тең құрамы өсгеннен кейін және кемедең кейінгі күйдіруден өтпеген монокристаллдар ең тұрақты болып табылды

3 Кесте - Bi2212 кристалдарының аса өткізгіш өтпелі параметрлері

Bi2212					
№	Фаза	2007 жылғы деректер		2010 жылғы деректер	
		T_c , К	ΔT , К	T_c , К	ΔT , К
1	2212	81.3	2.8	81.7	2.1
2	2212	81.0	3.1	82.1	2.2
Bi2212+Bi2223					
		2004 жылғы деректер		2010 жылғы деректер	
3	2212	76.8	1.7	81.4	2.7
	2223	106.8	-	106.4	-
4	2212	79.1	2.9	81.4	4.9
	2223	107.2	-	107.2	-

1.4 Жоғары температуралы жоғары өткізгіштердің критикалық параметрлерінің электромагниттік өріс әсеріне орнықтылық мәселелері

Аса өткізгіштердің басқа маңызды магниттік қасиеті олардың диамагнетизм. Магнит өрісіне салынған аса өткізгіштің ішінде индукция нөлге тең. Егер аса өткізгіш критикалықтан жоғары температурада магнит өрісіне орналастырылса, онда T_c төмен салқындағанда аса өткізгіштен магнит өрісі "итеріледі" және бұл жағдайда оның индукциясы нөлге тең.

Сыртқы магнит өрісімен жоғары өткізгіштіктің бұзылуы және аса өткізгіштердің идеалды диамагнетизмі аса өткізгіштікті сақтау үшін электрондардың жиынтық импульсі (кинетикалық энергия) белгілі бір мәннен

аз болуы тиіс. Осыған байланысты j_c тогының белгілі бір шекті (сыни) тығыздығыбар, одан жоғары өткізгіштік бұзылады және соңғы электр қарама-қарсы пайда болады. Жоғары өткізгіштің идеалды диамагнетизмі қоса берілген магнит өрісі жоғары өткізгіштің бетінде кедергіні сезбейтін токтың индуцирлеуімен түсіндіріледі. Бұл токтар жоғары өткізгіш ішіндегі магниттік ағын жойылады. Осылайша, сыртқы магнит өрісі өте аз тереңдікке (ену тереңдігі деп аталатын) 10-8-10-9 М. сыртқы магнит өрісі ұлғайған кезде экрандаушы токтар жоғары өткізгіштің диамагнетизмін сақтау үшін өсуі тиіс. Егер сыртқы өріс өте күшті болса, нүктелер сыни мәнге жетеді және зат қалыпты жағдайға ауысады. Экрандаушы токтар жоғалады және магнит өрісі затқа енеді. Магнит өрісінің ену тереңдігі (тұрақты өріс кезінде) температурамен өседі және $T > T_k$ кезінде шексіздікке ұмтылады, бұл қалыпты жағдайға көшуге сәйкес келеді.

Енудің аз тереңдігі бар аса өткізгіштер (жер бетіндегі магнит өрісінің күртөшуі) жұмсақ аса өткізгіштер немесе I текті аса өткізгіштер деп аталады. Сондай-ақ, қатты жоғары өткізгіштер немесе II текті аса өткізгіштер бар. II түрдегі аса өткізгіштер өте қауіпті өрістердің жоғары мәндерімен және аса өткізгіш күйге ауысудың температуралық аймағының үлкен енімен сипатталады. Жұмсақ аса өткізгіштер үшін (Қалайы, Сынап, Мырыш, Қорғасын) аса өткізгіш күйге ауысудың температуралық аралығы 0,05 К-ге жуықты құрайды, ал қатты аса өткізгіштер үшін (Ниобий, Рений, В-W құрылымымен қосылыстар) аса өткізгіш өткелдің температуралық аралығы 0,5 к-ге жуықты құрайды.

I және II текті жоғары өткізгіштердің арасындағы іргелі айырмашылық қалыпты және жоғары өткізгіш фазалар арасындағы беттік энергияның белгісі болып табылады. II текті аса өткізгіштерде бұл энергия теріс. Осыған байланысты мұндай аса өткізгіштерде сыни аз өрістерде жоғары өткізгіш облыстардан сыртқы магнит өрісіне параллель болатын шекаралармен бөлінген қалыпты (қатты өткізбейтін) облыстардың пайда болуы мүмкін. Мұндай қалыпты аймақтардың (магнит ағыны сызықтарының) пайда болуы, егер шекаралық энергия теріс болса, дененің бос энергиясының төмендеуіне әкелуі мүмкін. Оң шекаралық энергиясы бар I текті аса өткізгіштерде қалыпты облыстардың пайда болуы энергетикалық тұрғыдан тиімсіз, сондықтан I текті аса өткізгіштер өте аз критикалық алқаптарда өте жоғары күйде қалады.

Төменгі критикалық өріс деп аталатын төменгі сыртқы магнит өрісінде II текті аса өткізгіш қалыпты және аса өткізгіш облыстардың қоспасына ыдырайды. Мұндай жағдай аралас деп аталады. Сыртқы өрістің кернеулігі, оған дейін жоғары өткізгіштің аралас күйі сақталатын, H_{c2} жоғарғы сыни өрісі деп аталады. Аралас күйдегі қалыпты аймақтар магнит ағыны сызықтарының торы деп аталатын құрай отырып, өте өткізгіш көлемінде мезгіл-мезгіл орналасады. Қалыпты аймақтар магнит ағынының сызықтары болып табылады, өйткені магнит өрісі қалыпты фазаға өтеді. Сыртқы магнит өрісінің h_{k1} сызықты магнит ағынынан жоғары ұлғаюымен, жаңа сызықтар пайда болады және әрбір сызық магнит ағынының тасымалдаушысы болып

табылатындықтан, магнит ағынының орташа тығыздығы (яғни индукция) үлгіде ұлғаяды. H_{c2} жоғарғы критикалық өрісіне жеткен кезде магнит ағыны сызықтары қалыпты фазадан және үстіңгі диамагниттік токтардан материалдағы ағынның жиынтық тығыздығы сыртқы магнит өрісінен ағынға тең болады, яғни материал қалыпты күйге ауысады. Аралас күйде II текті жоғары өткізгіштерде магниттік ағынның итерілуі болмайды.

Таза металдар арасында II текті аса өткізгіштер ниобий мен ванадий, қалған металдар - I текті аса өткізгіштер болып табылады. Таза металдардың 0K кезіндегі критикалық өрістердің мәндері төменде келтірілген :

Техникалық тұрғыдан өте маңызды Жоғары критикалық өту температурасы бар аса өткізгіштер II түрдегі аса өткізгіштер болып табылады. Nb_3Sn , Nb_3Al , V_8Ga және V_8Si H_{c2} қосылыстары үшін $-25 \cdot 10^6$ А/м, $Nb_3(Al, Ge)$ үшін $40 \cdot 10^6$ А/м артық. NBN ниобий нитридінің жұқа пленкалары алынды, $2 \cdot 10^{13}$ а/м² жуық ток тығыздығы бар, токтың сыни тығыздығы сыртқы магниттік өрістің ұлғаюымен төмендейді

Критикалық өрістері мен токтың тығыздығының ең жоғары мәндері II түрдегі жоғары өткізгіштерде, құрамында атомдық мөлшерден көп микротруктуралық біртекті емес бар. Бұл біртекті емес болуы мүмкін дислокация немесе дислокациялық ілмектер, екінші фазаның бөлшектері, микропорлар және т.б. болуы мүмкін. Бұл өзара іс-қимыл көлемді күш (PV) ұғымының көмегімен магниттік ағын сызықтарын бекіту арқылы сандық сипаттайды. Магнит ағыны сызықтарының ығысуына кедергі жасай отырып, құрылымдық біртекті емес, осылайша, магнит өрісінің жоғары мәндері және ток тығыздығы кезінде аса өткізгіш жай-күйін сақтауға ықпал етеді. Формальды тұрғыдан магнит ағынының желілерін дислокацияларда, екінші фазаның бөлшектерінде және т.б. бекіту.

Теория максималды PV (H_{c2})^{3/2} пропорционалды екенін көрсетеді. Бұл қатынас негізінен эксперименталды түрде расталады. Микропорлары бар пісірілген ниобий жағдайында PV тікелей пропорционалды (H_{c2})ⁿ, $n = 1,6-1,9$, PV поралардың үлестік бетіне де тікелей пропорционалды. Жалпы жағдайда PV бекіту орталықтарының өлшеміне және олардың арасындағы қашықтыққа байланысты. Екінші фазаның бөлінуі немесе диаметрі 7,0 нм кем дислокациялық ілмектер әлсіз әсер етеді немесе токтың сындарлы тығыздығының жоғарылауын мүлде тудырмайды. Магнит ағыны сызықтарының тиімді бекітілуі 10 нм және одан да көп бекіту орталықтарының мөлшері кезінде байқалады.

Жоғары өткізгіштерде магнит ағынының желілерін бекітудің белсенді орталықтары қанықпаған қатты ерітіндіден екінші фазаның бөлінуін немесе жоғары энергия бөлшектерімен сәулеленуді пайдалана отырып жасайды. Соңғы жағдайда Сәулеленген материалдарды күйдіре отырып, бос жұмыс орындарының жиналуының пайда болуы салдарынан жоғары өткізгіш көлемінде біркелкі бөлінген дислокациялық ілмектер алынады. Кейбір қорытпаларда (Zr- Nb, Nb-Ti, Ti-V) екінші фазаның бөлшектері в-фазаны о, ц шыңдау кезінде пайда болады. к. тормен. Шынықтыру процессінде жоғары температуралық-фаза бастан мартенситное айналдыру б'-фазаға ГП тормен,

инелі бөлу оның қызмет нүктелері бекіту желілерін магнит ағынының.

Nb - 25% қорытпасы (ат.) Жоғары температурада азотпен қаныққан Та Қартаю кезінде Nb₂N нитридінің қалыңдығы 40 нм пластинкалар түрінде бөлінуі болады. Бекітудің көлемді күші де көлем бірлігіндегі нитрид бөлшектерінің санына пропорционалды. Оттегінің құрамын, нейтрондармен сәулелену және күйдіру шарттарын өзгерткен кезде, әртүрлі диаметрлі дислокациялық ілмектер бар ниобий үлгілерін алуға болады. Орташа диаметрі 16,5 нм және ең жоғары диаметрі 150 нм болатын Nb үлгісінде бекіту күші орташа диаметрі 2,5 нм және ең жоғары диаметрі 4,5 нм болатын ниобий үлгісінен 20 есе көп болып шықты. Келтірілген мысалдар қорытпалардың фазалық және құрылымдық жай-күйіне аса өткізгіш сипаттамалардың сезімталдығын және термоөңдеу, деформация, сәулелендіру режимдерінің өзгеруін осы сипаттамаларды басқару мүмкіндігін көрнекі бейнелейді.

2 Тәжірибелік бөлім

2.1 Жоғары температуралы жоғары өткізгіштердің қасиеттерін синтездеу және зерттеу әдістері

Барлық ЖТАӨ материалдары үшін зертханалық үлгілердің синтезі, онда электр қарама - қайшылығының төмендеуі байқалады, Мейсснердің әсері өте қарапайым. Алайда, жоғары пайдалану сипаттамалары бар аса жолсеріктерді алукезінде (сыни өріс, көліктік ток, өту температурасы) синтез проблемасы, дәлірекайтқанда, проблемалар кешені пайда болады.

Сапалы аса өткізгіште Кристалл аралық байланыстардың пайда болуына және оңтайлы құрылымдық-сезімтал қасиеттерінің қалыптасуына кедергі келтіретін бастапқы компоненттер мен өзге фазалардың болуына жол берілмейтіні белгілі. Ол үшін химиялық және гранулометриялық біртектілік, ұнтақтардың белсенділігі қамтамасыз етілуі тиіс. Осы талаптарды қанағаттандыруға тырысып, Жоғары температуралы жоғары өткізгіштерді синтездеуде техникалық керамика алу үшін дәстүрлі қолданылатын барлық әдістерді қолданады.

Осы уақытқа дейін бастапқы заттардың (барлық металл емес компоненттердің оксидтері мен карбонаттары; олардың пероксидтері, гидроксидтері немесе басқа тұздары) араласуын, оларды термиялық өңдеуді, ұнтақтауды қамтитын қыш синтезі жиі қолданылады. Күйдіру және ұнтақтау, әдетте, бірнеше рет қайталанады. Күйдіру температурасы, оның ұзақтығы, циклдардың саны кең түрленеді (температура 800-ден 1100°C дейін, 2 сағаттан бірнеше тәулікке дейін, циклдардың саны 1-ден 4-ке дейін).

Осы әдістің қарапайымдылығы мен технологиялығына қарамастан, оған бірінші кезекте соңғы өнімнің біртектілігіне әкелетін катиондарды құрайтын айырғыштың төмен дәрежесімен және азаю, атап айтқанда, фаза түзілу реакцияларын айтарлықтай жеделдетуге мүмкіндік беретін реагенттер бөлшектерінің үлкен өлшемімен байланысты елеулі кемшіліктер тән. Бұл үшін гомогенизацияның химиялық әдістері ең перспективалы. Олардың артықшылығы тікелей гомогендігі бар материалдардың ЖТАӨ-ның ұдайы өндірілуі айтарлықтай жоғары екенін көрсететін зерттеулермен расталады.

Бүріккіш кептіруді жүргізу кезінде барлық қажетті компоненттердің нитраттары немесе ацетаттары бар сулы, сулы-спиртті, аммиакты-спиртті ерітінділерді жиі пайдаланады. Газ тасымалдаушы ағынына бұрқу жоғары температурада жүргізіледі және еріткіштің тез булануы жүреді.

Өкінішке орай, өнімді бөлу кезінде материалдың көп мөлшері жоғалады. Жиналған қатты сусыздандыру өнімдері құрамында бастапқы тұздардың кристаллогидраттары бар. Бір қызығы, ұнтақ бөлшектері сфералар болып табылады.

Гомогенизацияның химиялық әдістерінің арасында "золь-гель — процесстер"атты ортақ атаумен біріктірілген әдістер тобы бөлінеді.

Золь-гель әдісінің екі негізгі түрі бар: су ортасындағы иондық

ізашарларды (цитратты процесс) немесе органикалық еріткіштегі металдардың алкогольаттары сияқты молекулалық ізашарлар. Бірінші жағдайда гель матрицасы полимерлеу немесе поликонденсация есебінен қалыптасады, онда металл иондары карбонильді топтар арқылы көміртегі тізбегіне байланысты болады. Алкоголяттар арқылы синтездегенде гелдің пайда болуы олардың гидролизінің нәтижесінде болады. Бұл оттегі-металл, яғни кеңістіктік байланыс торының қалыптасуына әкеледі. Гельде болашақ күрделі оксидтің құрылымдық фрагменттері пайда болады. Цитраттық процестің модификациясы Bi-2223 фазасының шығуын айтарлықтай арттыруға мүмкіндік берді.

Бірге тұндыру, бірақ кең таралған емес, сондай-ақ WSP материалдарын алу үшін жиі қолданылады. Бұл әдіс түзілетін материалдың барлық компоненттерінің нитридтері немесе хлоридтері бар ерітіндінің тұнбамен өзара әрекеттесуіне негізделген, оның ролінде щавель қышқылы ерітіндісі, калий оксидаты, сілті немесе аммоний карбонаты болады. Бұл ретте бірнеше катиондарды шөгумен үйлестіру мүмкіндігі, сондай-ақ олардың бір мезгілде шөгуінің салыстырмалы жылдамдығы қажет. Әйтпесе, әртүрлі катиондардың жүйелі шөгуі және жергілікті біртекті емес пайда болуы мүмкін.

Криохимиялық синтез төмен және жоғары температуралы әсерлердің үйлесіміне негізделген. Компоненттердің жеке тұздарының ерітінділерін стандарттайды және қажетті қатынаста араластырады. Содан кейін салқындаудың жоғары жылдамдығы кезінде оларды тез мұздату жүргізіледі. Бұл ретте жекелеген компоненттердің сегрегациясы болмайды және ерітіндіге тән таралудың жоғары біркелкілігі сақталады. Кристаллизация өнімдерінен мұздатылған еріткіш алынып тасталады және алынған тұздар немесе кристаллогидраттар термиялық өңдеуге жатады: алдымен дегидратацияға, содан кейін жеке және аралас тотықтардың пайда болуына әкелетін ыдырауға. Еріткішті алып тастау тәсілі бойынша криохимиялық синтездеу әдістерін криоэкстрактауға – төмен температурада су ағызатын сұйықтықтармен өңдеуге; криоос тұндыру – төмен температурада ерітін жауын-шашын түрінде компоненттердің тұнбасы және сублимациялық кептіруге бөледі. Ол мұзды кристалдан бу тәрізді күйге ауыстырудан тұрады – сублимация, қаныққан бу қысымынан төмен қысымда. Өңдеу өнімдері бос, өте берік құрылымдарды құрайды, бұл тығыз керамиканы одан әрі синтездеуде белгілі бір қиындықтар туғызады.

Аэрозольдар пиролизін бүріккіш кептіру әдісінің жақсартылған модификациясы ретінде қарастыруға болады. Газ тасымалдаушы тоқындағы мұндай пиролиз алынған ұнтақтың бөлігінің айтарлықтай азаюына әкеледі бұдан басқа, тозандататын ерітінді тамшыларының мөлшерін азайтумен өнімдердің дисперсиялылығы өсуде. Бұл үшін бастапқы тұздардың ерітіндісі ультрадыбыстық ұяшыққа салынады және 0,5 – 0,8 мкм бөлшектерімен аэрозоль түрінде шашырайды. CO₂ қоспаларынан, тасымалдаушы газдан алдын ала тазартылған ағынмен аэрозоль еріткіштің булану, тұздардың ыдырауы және түзілетін оксидтердің өзара әрекеттесуі процестері болатын қыздырылған пешке енгізіледі.

Нәтижесінде, бастапқы ерітіндіге, пиролиздің температурасы мен уақытына байланысты әртүрлі өнімдер алуға болады: 25-50 нм кеуекті бөлшектерден тұратын агрегаттардан 100-250 нм өлшемдегі монокристаллдарға дейін. Осылайша, екі және одан да көп мкм-ден субмикрондарға дейін дәндері бар керамика алынуы мүмкін.

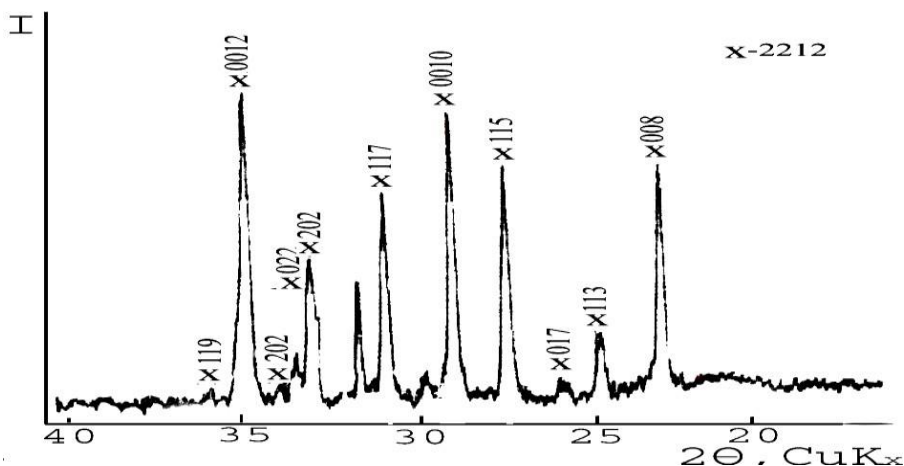
Осы әдістің кемшіліктеріне, әсіресе химиялық ортаның қатысуымен, жоғары температура кезінде металл бөліктерінің тотығуынан алынатын ұнтақтықондырғы материалымен ластану мүмкіндігін жатқызуға болады.

Қорыта айтқанда, синтездің нақты тәсілін таңдау қойылған міндеттерге байланысты және әдетте белгілі бір микроқұрылымды және материалдың қасиеттерін алу қажеттілігімен анықталады.

Рентгенқұрылымдық талдау әдісі

Рентгендік зерттеулер дифрактометриялық нұсқада ұнтақ әдісімен сүзілген CuK сәулеленуде ДРОН–УМ-4 қондырғысында жүргізілді. Рентгенофазды талдау үшін материалдар бөлшектерінің мөлшері 10 мкм кем. Ұнтақ тәрізді күйге дейін ұсақтауға ұшырап, одан кейін органикалық емес материалдан жасалған өздігінен желімдейтін негізге жағып, зерттелетін үлгінің қатаң перпендикулярлы жағдайын және рентген сәулесін сақтай отырып, рентгенкамерасына салды. Өлшеу текстурасын анықтау мақсатында үлгілердің бетінен жүргізілген. Өлшеу кезінде есептеуіштің қозғалыс жылдамдығы 0.5 және 2 град/мин құрады. Қарапайым ұяшықтың параметрлерін есептеу " hkl " интерференция индекстерінің комбинациясы талаптарына жауап беретін дифракциялық пикалар бойынша жүргізілді.

Ақаулы құрылымды зерттеу синхротронды рентгендік дифрактометрия әдісімен жүзеге асырылды.



2 Сурет - 840°C, 24с температурада термиялық өңдеуден кейін $\text{Bi}_{1.7}\text{Pb}_{0.3}\text{Sr}_2\text{Ca}_2\text{Cu}_3\text{O}_y$ номиналды құрамы үлгісінің дифрактограммасы және микроқұрылымы.

2.2 Кеуктілік пен тығыздықты өлшеу

Ашық кеуктілік пен көрінетін тығыздық гидростатикалық өлшеу әдісімен анықталды. Өлшеу үшін $5 \times 5 \times 20 \text{ мм}^3$ көлемдегі штабиктер түрінде үлгілер қолданылды. Вла-200 маркалы гидростатикалық таразылардағы үлгілерді ауадағы және толуолдағы батырылған күйде өлшеді. Ашық кеуктілік шамасын 0.1% - ға дейінгі дәлдікпен, формула бойынша 0.01 г/см^3 дейінгі дәлдікпен көрінетін тығыздық шамасын есептеді:

$$Po = \frac{m_1 - m}{m - m_2} \times 100 \%, \quad \rho = \frac{m V_{ж}}{m_1 - m_2}; \quad (2.1)$$

мұндағы m - ауада өлшеу кезіндегі құрғақ үлгінің массасы, гр.

m_1 және m_2 - тиісінше ауада және сұйықтықта өлшеу кезінде сұйықтықпен қаныққан үлгінің массасы, гр.

$V_{ж}$ - пайдаланылған сұйықтықтың тығыздығы, гр./см³.

2.3 Микроқұрылымдық талдау

Микроқұрылымды талдау фазаларды сәйкестендіру үшін пайдаланылады және фазалар саны, кристалдардың пішіні, эвтектикалардың, кристалды және аморфты фазалардың болуы туралы мәліметтер береді.

Балқытылған және аса құрастырылмаған прекурсорлардың микроқұрылымдарын, сондай - ақ керамикалық үлгілерді зерттеуді сканерлейтін "Neophot" және Model JEM-1200 EX11, JEOL Co электронды микроскоптарында орындады., Ltd., Tokyo, Japan " жылтыратылған бет пен жарықта.

4 Кесте - Bi2223 кристалдарының атомдық пайыздық өлшемі

Атомдық пайыздық өлшем 2223						
	Катиондар	Оттегі	Жалпы көлемі	Атом	Атомдар саны	ат. %
BiO _{1,5}	1,6	1,5	2,4	Bi	1,6	<u>8,333333</u>
PbO ₂	0,4	2	0,8	Pb	0,4	<u>2,083333</u>
SrO	2	1	2	Sr	2	<u>10,41667</u>
CaO	2	1	2	Ca	2	<u>10,41667</u>
CuO	3	1	3	Cu	3	<u>15,625</u>
			10,2	O	10,2	<u>53,125</u>
					19,2	<u>100</u>

2.4 Төрт контактілі әдіспен электр қарсылықты өлшеу әдісі

Қазіргі уақытта электрлік қасиеттерді анықтау үшін электр қарама-қарсылықты өлшеудің бірнеше әдістері қолданылады: бір -, екі-және төрт зондты. Үлгілердің кедергісін өлшеудің электрлік сұлбасы келтірілген. "Р" мәнінің есебі мына формула бойынша жүргізіледі]:

$$\rho = \frac{\pi d}{\ln 2} \times \frac{R_1 + R_2}{2} \times f\left(\frac{R_1}{R_2}\right) \quad (2.2)$$

мұндағы $R_1 = \frac{U_{BF}}{I_{a6}}$ (Ом);

$R_2 = \frac{U_{BB}}{I_{a2}}$ (Ом);

d – үлгі қалыңдығы (см);

$f\left(\frac{R_1}{R_2}\right)$ – функция.

Үлгіге электр өткізгіш желіммен 4 Жұқа ($\Phi = 0.08$ мм) мыс сымдарды желімдеңіз. Сымдардың ұштары үлгінің еніне оқшаулаудан тазартылып, қоршалған. Желім ретінде Күміс опаның SilverConductivePaintRS 186 - 3600, firm - "RSComponents", Corby, Northants, UK негізінде электр өткізгіш желім қолданылды. Бұл өткізгіш желім шағын омдық кедергімен жақсы байланыс береді.

Өлшеулер түйіспе аймағындағы паразиттік әсерлерді болдырмау үшін екі бағытта 1 мА аспайтын токтың мәні кезінде жүргізілді. Үлгі пеш және мыс – константанова термопары орнатылған мыс үстеліне бекітілген. Үстелше хладагент температурасының үлгісіне әкелуді жүзеге асыратын және сұйық азоттың үлгінің бетіне тікелей түсуін болдырмайтын мыстан жасалған ұстағышқа бекітіледі. T_c және ΔT өткізгіштігінің температурасы мен ені сәйкесінше формулалар бойынша анықталды

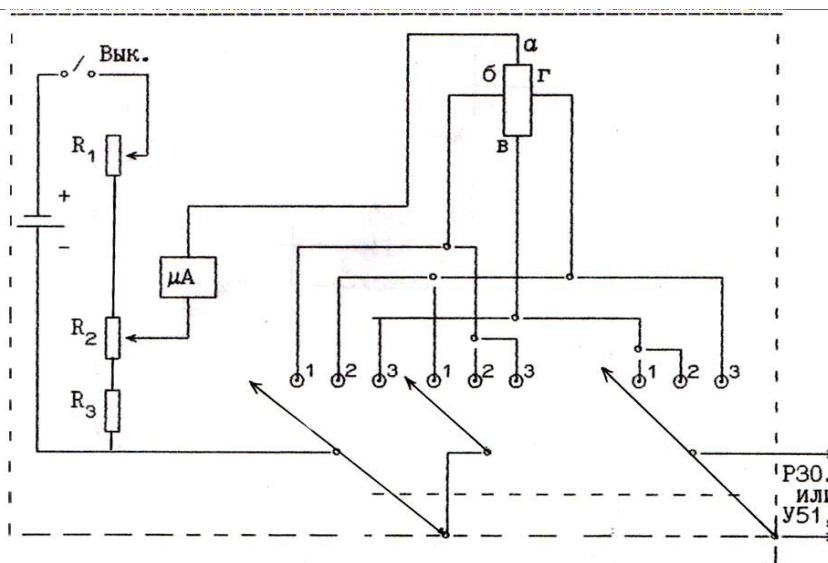
$$T_c = \frac{1}{2} \times (T_{CH} + T_{CK}), T_c = T_{CH} - T_{CK}; \quad (2.5)$$

мұндағы " ρ " түсуінің басталу температурасы

$\rho(T)$ тәуелділікке және-өту соңындағы температура.

" R " анықтау кезіндегі қателік $\sim 7\%$

K_0 және $\Delta T \sim 0,1\%$ құрады.



3 Сурет - Төрт зонды әдіспен ЖТАӨ үлгілерінің " ρ " меншікті электр кедергісін өлшеудің принциптік сұлбасы

2.5 Үлгілерді термиялық өңдеу

Термоөңдеу аморфты және кристалды прекурсорлар негізінде керамика алу және кристалдау процестерін зерттеу үшін қолданылды. Бұл ретте күн сәулесінің әсерінен алынған прекурсорлардың әсерінен алынған керамика ЖТАӨ өндірісінің принципті мүмкіндігін анықтау көзделді.

Үлгілерді термиялық өңдеу прекурсорларды кристалдау процестерін зерттеу, белгілі бір температуралық-уақыт жағдайларында аса өткізбейтін қосылыстардың пайда болу реакцияларының механизмін және кинетикасын зерттеу үшін қажет болды.

Термиялық өңдеу процестері СНОЛ–8.2/1100-1 маркалы кедергінің электрпешінде немесе 300-870 °С температуралық интервалында силикатты жылытқыштары бар КО-14 пешінде жүзеге асырылды. Күйдіру температурасы мен уақыты өңделетін Материалдың құрамына байланысты.

3 Алынған нәтижелер және оларды талқылау

3.1 $\text{Bi}_{1.7}\text{Pb}_{0.3}\text{Sr}_2\text{CaCu}_2\text{O}_y$ Құрамындағы керамика ЖТАӨ синтезі

Бұрын жүргізілген прекурсорлардың кристалдануы мен фазалық өзара іс- қимылдарға жүргізілген зерттеулер температуралық-уақыт параметрлеріне байланысты осы прекурсорлардың негізінде керамика алу үшін 2212 фазаны толық синтездеу мақсатында термоөңдеу үшін оңтайлы жағдайларды анықтады. Алайда, бұл параметрлер керамиканың жентектеу процесіне бөлшектердің қосынды белсенді бетінің параметрімен байланысты ұнтақтардың дисперстілігі, тиісінше, кинетикамен және мақсатты фазаның түзілу температурасымен, сондай- ақ кеуектілігі әсер еткендіктен өзгеруі мүмкін. Сондықтан, 2212 мақсатты фазаның толық синтезін анықтайтын керамиканы ЖТАӨ күйдіру процесінің оңтайлы параметрлерін анықтау мақсатында термоөңдеу әр түрлі температуралық-уақыт режимдерінде жүргізілді.

2212 номиналды құрамдағы аморфты және шыны-кристалды прекурсорлар негізіндегі керамиканың мақсатты ЖТАӨ синтезі дәстүрлі керамикалық әдіске сәйкес жүзеге асырылды. Синтез процесі келесі тізбекті операциялармен ұсынылуы мүмкін: прекурсорларды ұнтақтау → престоу → кептіру → термоөңдеу.

Үлгілерді дайындау

Нығыздаудың оңтайлы шарттарын анықтау тығыздығы жоғары керамика жасау талабымен байланысты болды, өйткені тығыздық, мақсатты қосылыстың түзілу реакциясының толықтығы, қыш конструкциясы мен сыни сипаттамаларытығыз өзара байланысқан.

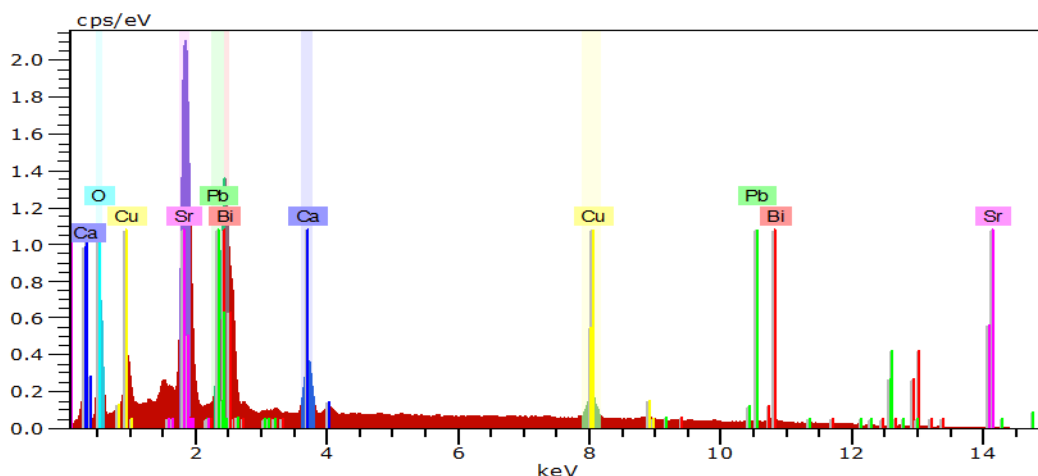
50-300 МПа диапазонында престоу қысымының әртүрлі шамалары сыналды. Престоу үшін тән әсерлердің болмауы тұрғысынан престелген үлгілердің беті мен сынықтарының жай-күйін талдау престоудің 180-200 МПа тең оңтайлы меншікті қысымын анықтауға мүмкіндік берді. Престелген керамикалық үлгілердиаметрі 15 мм, қалыңдығы 1.5–2 мм дискілерді ұсынды.

Жоғары текстураны жасау үшін бірнеше рет қабаттап престоу, аралық тесілген үлгіні қолданды.

Үлгілерді алу

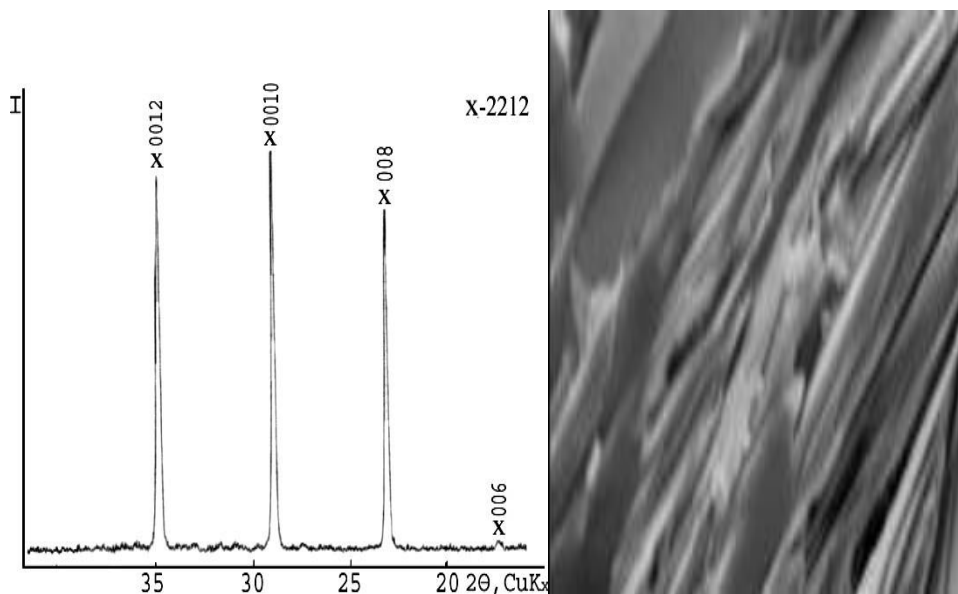
Аморфты прекурсорларда кристалдануды және фаза түзуді зерттеу процесінде 2212 Жоғары температуралы жоғары өткізгіш фазаның қалыптасуының басталуы 720-730 °С температураға сәйкес келуі, ал температураның 840⁰С дейін көтерілуімен 2212 фазаның пайда болу жылдамдығыұлғайғаны анықталды. Осылайша, 840⁰С температурада 24 сағат бойы 2212 номиналды құрамының прекурсорлары негізінде керамиканы термоөңдеу 2212 фазаның толық түзілуіне және бір фазалық үлгіні алуға әкелді . Рентгендік-фазалық талдау деректері бойынша керамика тек 2212 фазамен ұсынылған бір фазалы құрам болды. Басқа фазалық құрамдар табылған жоқ.

Фаза 2212 болды параметр қарапайым орторомбтық ұяшық: $a = 0.543$ нм, $b = 0.546$ нм, $c = 3.086$ нм. 2212 құрамы керамикасының дифрактограммасы келтірілген.

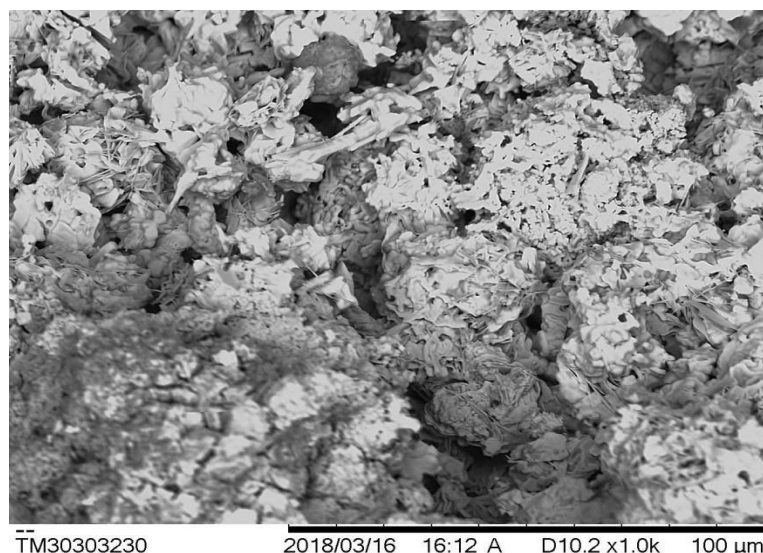


4 Сурет - Номиналды құрамның қыш үлгісінің дифрактограммасы $\text{Bi}_{1.7}\text{Pb}_{0.3}\text{Sr}_2\text{CaCu}_2\text{O}_y$ (2212) 840°C кезінде термоөңдеуден кейін, 24 сағ.

Қабаттап престеу және керамика үлгісінің термоөңдеу температурасының 860°C дейін ұлғаюы үлгінің фазалық құрамын бұзбай және жоғары Текстураның бетінтығыздауға әкелді



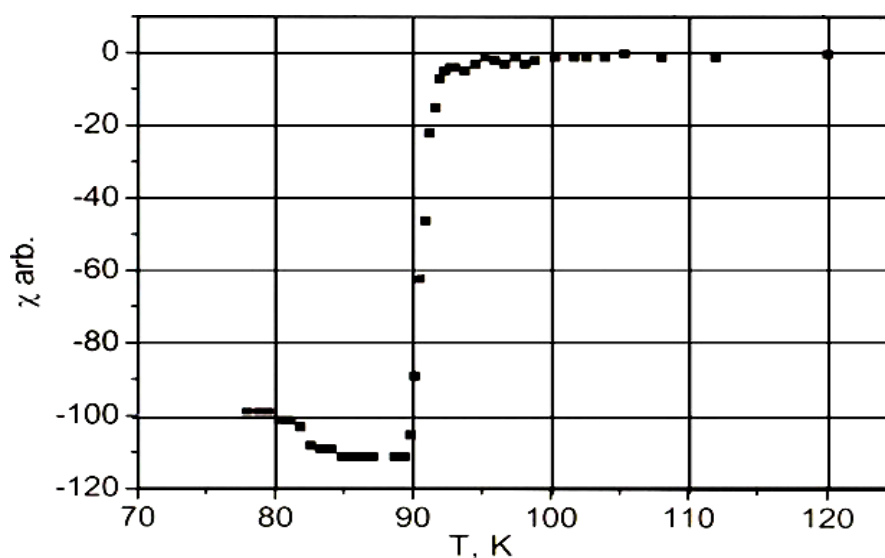
5 Сурет - Керамикалық үлгінің текстураланған бетінің дифрактограммасы және микроқұрылымы (1×4000).



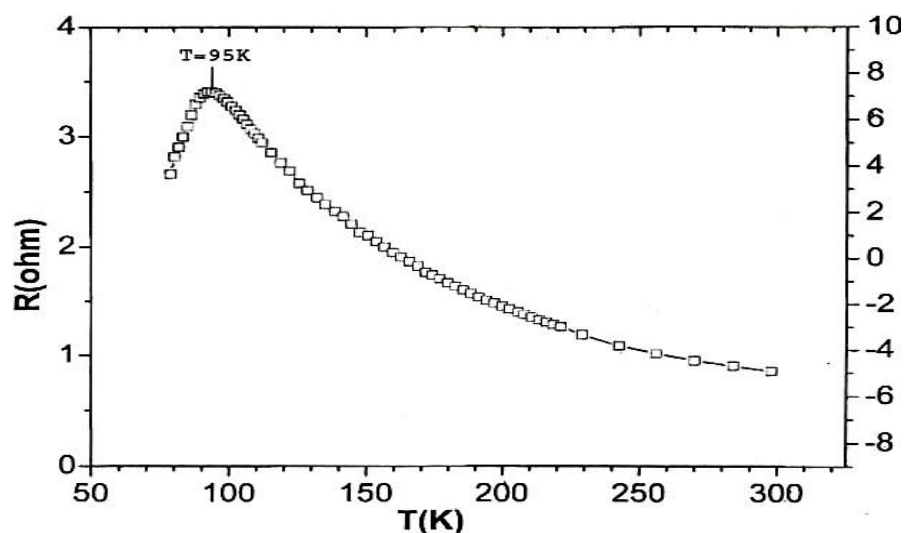
6 Сурет - Номиналды құрамдағы аморфты прекурсорлар негізіндегі керамиканың ТАӨ микроқұрылымы 2212

2212 үлгінің критикалық параметрлерін өлшеу

Синтезделген керамиканың электрофизикалық қасиеттерін өлшеу II тарауда сипатталған индукциялық және төрт зондты әдістермен жүргізілді. Магниттік қабылдағыштың температуралық тәуелділігін және электр кедергісінің температуралық өлшеу үшін 820°C температурада 27 сағат ұсталды. 2212 үлгісі үшін $T_c=95K$ болды



7 Сурет - 820 °C-да күйдіруден кейін алынған 2212 құрамындағы керамиканың магниттік қабылдағыштығының температуралық тәуелділігі, 12 сағ.



8 Сурет - 820 °C кезінде күйдіргеннен кейін алынған құрам керамикасының электр кедергісінің температуралық тәуелділігі (2212), 27 сағ.

2223 үлгісін алу

$\text{Bi-Pb-Sr-Ca-Cu-O}_y$ жүйесі негізінде тұрақты жоғары өткізгіш фазалар арасында 2223 фаза аса жоғары өткізгіш өту температурасына ие ($T_c = 105 - 110 \text{ K}$). 2223 құрамына сәйкес келетін бір фазалық материалды алу проблемасы тиістікөп компонентті жүйеде осы қосылыстың пайда болу реакциясының ерекшеліктеріне байланысты технологиялық сипаттағы бірқатар проблемаларды шешуге байланысты. Осылайша, 2223 қосылысты алу кезінде күйдіру температурасы, термоөңдеу уақыты, температураны көтеру және төмендету режимі, ортаның құрамы, оттегінің парциалды қысымы сияқты факторлар кешенінқатаң сақтау қажет. Бұл тізімге прекурсорлардың қасиеттері қосылады, оларды алу әдісінің ерекшелігімен анықталады және олар фазааралық реакциялар механизмінде шешуші рөл атқарады.

Берілген 2223 құрамның қоспасыз материалын алумен байланысты қиындықтардан басқа, синтез шарттарымен анықталатын мәселе күрделі ток сипаттамаларымен байланысты керамиканың жоғары текстурасын құру болып табылады.

2223 құрамындағы керамиканың ЖТАӨ қасиеттерін синтездеу және зерттеу алдында прекурсорларды алу және олардың қасиеттерін зерттеу болды. Аморфты және шыны-кристалды прекурсорларды пайдалану артықшылықтары жоғарыда сипатталған .

2223 құрамының бір фазалы керамикасын алу мақсаты келесі екі кезеңді дәйекті орындауды көздейді:

2223 номиналды құрамының концентрацияланған сәулелі ағынының әсерінен алу және олардың қасиеттерін зерттеу ;

Аморфты прекурсорларды кристалдау кезінде аса өткізгіш фазалардың пайда болу механизмін зерттеу, номиналдық құрамның прекурсорлары негізінде жоғары температуралы аса өткізгіш керамиканың қасиеттерін алу және зерттеу 2223;

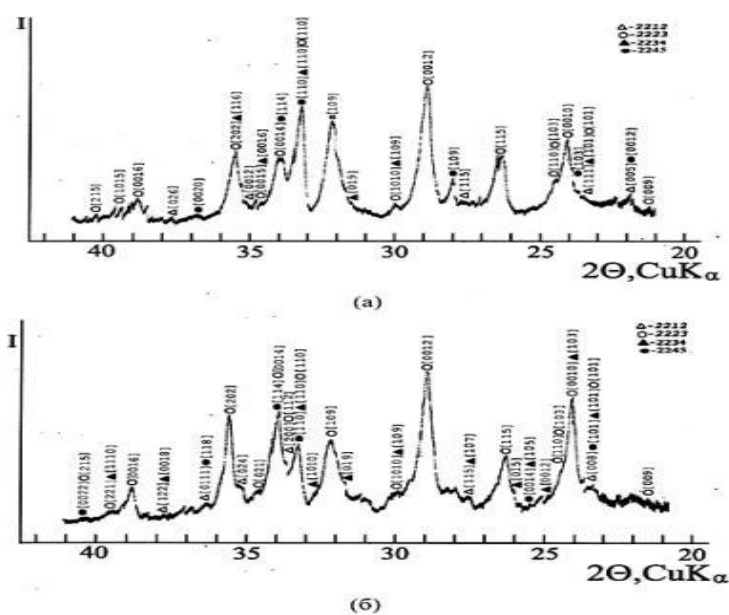
3.2 Висмут құрамды асқын өткізгішті бірікпелерге қоспалардың әсері

Прекурсорларды синтездеу концентрацияланған шағылысқан ағынның әсерінен балкуды және балқыманың суды салқындатылған алюминий дискісіне жылдам балкуды жүзеге асырады. Прекурсорлар дана, пластина және микс түрінде алынды.



9 Сурет - Шоғырландырылған сәулелену ағынының әсерінен балқыманың ультрафитті түрде сөнуі арқылы алынған бастапқы прекурсорлардың үлгілері

Жұмыста алынған нәтижелер негізінде ЖТАӨ синтезінде жоғары өткізгішті фазада химиялық реакция жылдамдығының ұлғаюы аморфты курсоралдының негізінде аморфты курсоралды-вискер қолданылған. Үлгілер 2 мкм-ден де кіші дән көлеміндей ұнтақтың 180 Мпа қысымының астында сығылуынан, қалыңдығы 1,5–2,0 мм, диаметрі 15 мм таблеткалар күйінде дайындалған. Үлгілерді жылулық өңдеу 847–850°C температурада ауа ортасында жүргізілді. Жылулық өңдеудің ұзақтығы 180 сағатты құрады. Жылулық өңдеуден кейінгі үлгілердің дифрактограммасы 10 - суретте келтірілген.



10 Сурет - Қойылтылған сәуле энергиясымен алынған аморфты прекурсорлар негізінде синтезделген $\text{Bi}_{1,7}\text{Pb}_{0,3}\text{Sr}_2\text{Ca}_4\text{Cu}_5\text{O}_y + 0,1\%$ салмақ.

$\text{Sn}_{1,7}\text{Fe}_{0,3}$ (а) және $\text{Bi}_{1,7}\text{Pb}_{0,3}\text{Sr}_2\text{Ca}_{3,8}(\text{CaF}_2)_{0,2}\text{Cu}_5\text{O}_y$ (б) номиналды құрамды керамика үлгілерінің дифрактограммасы. $T = 847\text{--}850\text{ }^\circ\text{C}$, 180 сағ.

Рентгендік зерттеулер нәтижесі бойынша, $\text{Bi}_{1,7}\text{Pb}_{0,3}\text{Sr}_2\text{Ca}_4\text{Cu}_5\text{O}_y + 0,1\%$ салмақ. $\text{Sn}_{1,7}\text{Fe}_{0,3}$ номиналды құрамды үлгі, негізінен, тор параметрлері $a = 0,5342\text{ нм}$, $b = 0,5412$, $c = 3,7128\text{ нм}$ болатын 2223 жоғарытемпературалы асқын өткізгіш фазасынан тұрады. Сондай-ақ, 2212 төментемпературалы асқын өткізгіш фазасының іздері қатысты. Одан басқадифрактограммада 2212 және 2223 асқын өткізгіш фазаларына, сондайақ $2201 \rightarrow 2212 \rightarrow 2223$ гомологтардың асқын өткізгіш фазасының ретті қалыптасуы реакциясына қатысатын CaO , Ca_2CuO_3 , Ca_2PbO_2 , CuO , Cu_2O аралық асқын өткізгіш емес фазаларына жатпайтын рефлексстердің байқалуын атап өткен жөн. Берілген теориялық есептеулер негізінде рефлексстерді индикаторлау бойынша, үлгіде сәйкесінше «с» 4,2934 нм және 4,9023 нм бағыттары бойынша қарапайым тор параметрлері бар 2234 және 2245 жоғарытемпературалы асқын өткізгіш фазалар бар екендігін болжауға болады. Ұқсас нәтижелер $\text{Bi}_{1,7}\text{Pb}_{0,3}\text{Sr}_2\text{Ca}_{3,8}(\text{CaF}_2)_{0,2}\text{Cu}_5\text{O}_y$ номиналды құрамды үлгіде байқалды. Бұл үлгіде, сол сияқты, 2223 асқын өткізгіш фаза негізгі фаза болды. 2212 фазасының рефлексстері $\text{Bi}_{1,7}\text{Pb}_{0,3}\text{Sr}_2\text{Ca}_4\text{Cu}_5\text{O}_y + 0,1\%$ салмақ. $\text{Sn}_{1,7}\text{Fe}_{0,3}$ номиналды құрамды үлгіге қатысты қаттырақ білінді, бұл оның құрамының ұлғаюын көрсетеді. Сондай-ақ, дифрактограммада 2234 және 2245 жоғарытемпературалы асқын өткізгіш фазалардың селективті шағылуының қатысуын атап өтуге болады. $\text{Bi}_{1,7}\text{Pb}_{0,3}\text{Sr}_{1,9}\text{Y}_{0,1}\text{Ca}_4\text{Cu}_5\text{O}_y$ және $\text{Bi}_{1,7}\text{Pb}_{0,3}\text{Sr}_{1,9}\text{Pr}_{0,1}\text{Ca}_4\text{Cu}_5\text{O}_y$ номиналды құрамды үлгілер туралы айтатын болсақ, бұл үлгілерде қоспалар $a = 0,5283\text{ нм}$, $b = 0,5322\text{ нм}$, $c = 3,0230\text{ нм}$ тор параметрлері бар 2212 төмен температуралы асқын өткізгіш фазасын тұрақтандырған болатын. Ал 2223 жоғары температуралы асқын өткізгіш фазасының рефлексстері аз байқалды, яғни, 2223 фазасының аз мөлшері қатысқандығын айтуға болады. Және осы үлгілерде 2234 және 2245 жоғарытемпературалы асқын өткізгіш фазаларға жататын дифракциялық шағылулардың іздері байқалады. Құрамында «п» жоғарылатылған голомолгтер фазасының (2234 және 2245) пайда болуын, болжауымыз бойынша, былай түсіндіруге болады: қойылтылған күн сәулесінің балқытпаға анизотропты әсер етуінен және қатты температуралы – градиентті жағдайлардың тууынан балқытпада 2234 және 2245 құрамына сәйкес келетін метатұрақты микро аймақ пайда болып, олар балқытпаны аса тез суару кезінде тұрақталады, яғни бұл термиялық өңдеу кезінде 2234 және 2245 асқын өткізгіш фазалардың құрылуымен кристалданады.

ҚОРЫТЫНДЫ

Жұмыста $\text{Bi}_{1.6}\text{Pb}_{0.4}\text{Sr}_2\text{Ca}_1\text{Cu}_2\text{O}_y$ және $\text{Bi}_{1.6}\text{Pb}_{0.4}\text{Sr}_2\text{Ca}_2\text{Cu}_3\text{O}_y$ номиналды композицияларының висмут бар ЖТАӨ мыс купраттарына негізделген керамиканың қасиеттерін синтездеу және зерттеу қарастырылған. Мыс купраттарының висмут бар ЖТАӨ керамикасын синтездеу үшін спектрлердің оптикалық кең жолақты және инфрақызыл аймағының сәулелі энергиясының әсерінен алынған әйнек кристалды және аморфты прекурсорлар қолданылды.

$\text{Bi}_{1.6}\text{Pb}_{0.4}\text{Sr}_2\text{Ca}_1\text{Cu}_2\text{O}_y$ және $\text{Bi}_{1.6}\text{Pb}_{0.4}\text{Sr}_2\text{Ca}_2\text{Cu}_3\text{O}_y$ номиналды қосылыстарындағы ЖТАӨ керамикасының синтезі сәулелі ағынды пайдалана отырып, балқыманы шыңдау арқылы алынған шыны-кристалды және аморфты прекурсорларға негізделген керамикалық ерітіндіде аралық ысқылаумен 96 сағат бойы $845\text{--}850^\circ\text{C}$ температурада муфельді пеште изотермиялық режимде жүзеге асырылды. ЖТАӨ керамика үлгілерінің фазалық құрамын зерттеу көрсеткендей, үлгі сәйкесінше $\text{Bi}_{1.6}\text{Pb}_{0.4}\text{Sr}_2\text{Ca}_1\text{Cu}_2\text{O}_y$ және $\text{Bi}_{1.6}\text{Pb}_{0.4}\text{Sr}_2\text{Ca}_2\text{Cu}_3\text{O}_y$ өте өткізгіш фазалардан тұрады. ЖТАӨ керамика үлгілерінің қасиеттерін төрт істікшелі әдіспен зерттеумен үлгілердің $\text{Bi}_{1.6}\text{Pb}_{0.4}\text{Sr}_2\text{Ca}_1\text{Cu}_2\text{O}_y$ номиналды құрамы үшін 78 K аса өткізгіш күйге өту температурасы және $\text{Bi}_{1.6}\text{Pb}_{0.4}\text{Sr}_2\text{Ca}_2\text{Cu}_3\text{O}_y$ номиналды құрамының үлгісі үшін 110 K болатындығы анықталды.

Жоғары температуралы асқын өткізгіштерді зерттеу-қазіргі заманғы іргелі физика мен қатты дененің нақты физикасының өзекті мәселелерінің бірі. Бұл типтік теориялық мәселе, басқа да көптеген сияқты, қолданбалы физикамен тығыз байланысты.

Жобаның мақсаты болды. Жоғары температуралы асқын өткізгіштің критикалық тогы мен критикалық температурасының параметрлерін арттыру. Осы мақсатты шешу үшін қорытындылар мен нәтижелер жасалды.

1) Ғылыми техникалық әдебиетті талдау негізінде жоғары өткізгіштің критикалық параметрлерін арттыру ұнтақтау арқылы синтездеу әдісімен мүмкін болды.

2) Эксперименталды жағдайларда висмут керамикасының құрылымы өзгертілді. Нано деңгейінде арнайы жол салынды.

3) Эксперименталды жағдайларда висмут керамикасының тығыздығы өзгерді.

4) Висмут керамикасының химиялық құрамына пиннинг орталығын өзгерту үшін баяу балқитын қосылыстар қосылады.

ПАЙДАЛАНЫЛҒАН ӘДЕБИЕТТЕР

- 1 Majewski P. Phase diagram studies in the system Bi-Pb-SrCa-Cu-O-Ag.// Supercond.Sci.Techno. 1997, V. 10, С. 453-467.
- 2 Eab Chai-hok, Tang I-Ming. Upper Limit for the Tc's of the "new" high Tc superconductors // Phys. Lett.A. 1989, V. 134, С. 253.
- 3 Черноплеков Н.А. Сверхпроводниковые технологии: Современное состояние и перспективы практического применения // Вести . РАН. 2001, Е. 71, №4, С. 303-319.
- 1 Кабанов И.Н., Мухин П.В. , Щербаков С.В. проблемы и состояние развития изделий СВЧ-электроники на основе ВТСП-материалов // Эконом. И произв. 200. № 1-3, январь-март
- 2 Башкиров Ю.А., Флейшман Л.С Массивные высокотемпературные сверхпроводящие материалы для сильноточных применений (обзор) // Сверхпроводимость: физика, химия, техника. 1992, Е. 5, №8, С. 1351-1382.
- 3 Третьяков Ю.Д., Гудилин Е.А. Химические принципы получения металлооксидных сверхпроводников // Усп. хим., 2000. – № 1. – С. 3-40.
- 4 Qureshi A.H., Arshad M., Durrani S.K., Waqas H. Impact of Pb substitution on the formation of high T c superconducting phase in BSCCO system derived through sol-gel process // J. of Therm. Analys. and Calorim., 2008. – V. 94. – № 1. – С. 175-180.
- 5 Durrani S.K., Qureshi A.H., Qayyum S., Arif M. Development of superconducting phases in BSCCO and Ba-BSCCO by sol spray process // J. of Therm. Analys. and Calorim., 2009. – V. 95. – № 1. – С. 87- 91.
- 6 Badica P., Togano K., Awaji S., Watanabe V., Kumakura H. Review on Bi-Sr-Ca-Cu-O whiskers // Supercond. Sci. Technol., 2006. – № 19. – P. 81-99.
- Uskenbaev D.E., Nogay A.S., Aynakulov E.B. Properties of Bismuth-Based Superconductors Precursors obtained under the influence of the Radiant Flux. Journal "Materials Science and Engineering" IOP Conferens Series. 2016. V. 110, №1, С. 12030-12035.
- 7 Плакида, Н. М. Высокотемпературные сверхпроводники: моногр. / Н.М. Плакида. - М.: Международная программа образования, 2016. - 288 с. 4.
- Kleinert, Hagen. 2014.
- 8 "Disorder Version of the Abelian Higgs Model and the Order of the Superconductive Phase Transition." Lett. Nuovo Cimento 35. С. 405.
- 9 Курчатов, И. В. И. В. Курчатов. Собрание научных трудов в 6 томах. Том 1. Ранние работы. Диэлектрики. Полупроводники / И.В. Курчатов. - М.: Наука, 2015. С. 576.
- 10 Изюмов, Ю. А. Высокотемпературные сверхпроводники на основе FeAs-соединений: моногр. / Ю.А. Изюмов, Э.З. Курмаев. - М.: Регулярная и хаотическая динамика, Институт компьютерных исследований, 2015. С. 336.
- 11 M. K. Wu, J. R. Ashburn, C. J. Torng, P. H. Hor, R. L. Meng, L. Gao, Z. J. Huang, Y. Q. Wang, and C. W. Chu (2016). Superconductivity at 93 K in a New Mixed-Phase Y-Ba-Cu-O Compound System at Ambient Pressure. Physical Review Letters 58. С. 908–910.

12 Svistunova O.I. Development and creation of HTSC devices in the PRC // Newsletter «Superconductors for Electric Power Engineering». – Moscow: NIC Kurchatov Institute, 2015. – V. 12, no. 3. C. 9-12.

13 Zakharova, E.I. The use of high-temperature superconductivity in the metallurgical industry / E.I. Zakharova, M.M. Sudyandikov. – Text: Immediate // Technical Sciences in Russia and Abroad: Materials V International. Scientific conf. (Moscow, January 2016). – Moscow: Buki-lead, 2016. C. 23-29.

14 Talking tapes of the second generation based on high-temperature superconductors / Ed. A. Goyal; Per. from English; Ed. per. A.R. Crow. Moscow: LCK publishing house, 2009. C. 432 .

15 Khaled J., Komatsu T. Thermal stability, properties and crystallization mechanism of Bi-based precursor glasses // by Yoshihiro Abe, Superconducting Glass-Ceramics in Bi-Sr-Ca-Cu-O. – Nogayo, 1997. C. 45-69.

16 Ussenbaev D.E. The phase composition and properties of the $\text{Bi}_{1.7}\text{PB}_{0.3}\text{Sr}_2\text{CANCUN} + 10\text{Y}$ ($N = 2, 3, 4$) ($n = 2, 3, 4$) are based on precursors obtained by quickly hardening the melt // Chem. and chemical. Technol.: Tes. Dokl. interddes conf. them. Acad. Zhavoronkova. June 17-23, 2007. – Moscow, 2007. C. 255-257

17 Mora M., Lopez-Gascon C., Angurel L.A., De la Fuente G.F. The influence of support temperature on Bi-2212 monoliths textured by diode laser zone melting // Supercond. Sci. Technol. – Philadelphia, 2004. – No. 17. C 1129-1133.

18 Majewski P., Su H.L., Hettich B. The High- T_c Superconducting Solid Solution $\text{Bi}_{2+x}(\text{Sr,Ca})_3\text{Cu}_2\text{O}_{8+b}$ (2212Phase)-Chemical Composition and Superconducting Properties // Adv. Mater. – Malden, 1992. – V. 4. No. 7/8. – pp. 508-511.

19 Nomura S., Yamashita T., Yoshino H., Ando K. Cation Deficienci in $\text{Bi}_2(\text{Sr,Ca})_3\text{Cu}_2\text{O}_{8+b}$ // J.Am.Ceram. Soc. – Malden, 1991. – V. 74. No. 10. C. 2711-2714.

20 Ikuta H., Kushimoto T., Enomoto H., Namuto S. X-Ray Photoemission Spectroscopy Study on $\text{Bi}_2\text{Sr}_{2-x}\text{Ca}_{1+x}\text{Cu}_2\text{O}_{8+b}$ // Phase Transit. – Milton, 1993. – V. 42. No. 12. C. 1-5.

21 Murashov V.A., Frolov A.M., Lebedev A.V. Cationic replacement in bismuth superconducting cuprates // Itemsuisu. Come. vsp. Tez. Dokl. – Kharkov, 1988. – V. 3. C. 116-118.

22 James F. Annett, Superconductivity, Superfluids and Condensates, 1st ed. (Oxford U.P., New York, NY, 2004), C. 106–108.

23 Steven Weinberg, “Superconductivity for particular theorists,” Prog. Theor. Phys. Suppl. 86(1),C. 43–53 (1986).

24 JohnDavid Jackson, Classical Electrodynamics, 2nd ed. (John Wiley & Sons, New York, NY, 1975), C. 547–556.

25 M. A. Measson et al., “Amplitude Higgs mode in the 2H-NbSe_2 superconductor,” Phys. Rev. B 89, 060503 (2014)

26 D. T. Sank, “Fast, accurate state measurement in superconducting qubits,” Ph.D. thesis (University of California, Santa Barbara, 2014).

27 JohnDavid Jackson, Classical Electrodynamics, 2nd ed. (John Wiley & Sons, New York, NY, 1975), C. 547–556.

28 M. A. Measson et al., “Amplitude Higgs mode in the 2H-NbSe₂ superconductor,” Phys. Rev. B 89, 060503 (2014)

29 D. T. Sank, “Fast, accurate state measurement in superconducting qubits,” Ph.D. thesis (University of California, Santa Barbara, 2014).