

Y-Ba-Cu-O bázisú szupravezetőknél a ZrO₂ égetési segédeszközök alkalmazhatóságának vizsgálata¹

NÉMETH Dóra

okleveles vegyész-mérnök (Pannon Egyetem, Finomkémiai műveletek és Szilikát technológia szakirány, 2009). PhD hallgató (Pannon Egyetem, Vegyész-mérnöki- és Anyagtudományok Doktori Iskola). A Szilikátipari Tudományok Egyesület tagja (2009).

NÉMETH DÓRA • Pannon Egyetem, Környezeti és Informatikai Kooperációs Kutató Központ

▪ nemethd@almos.uni-pannon.hu

ENISZNE BODOGH MARGIT • Pannon Egyetem, Anyagmérnöki Intézet ▪ ebm041@almos.vein.hu

Érkezett: 2011.02.23. ▪ Received: 23.02.2011. <http://dx.doi.org/10.14382/epitoanyag-jsbcm.2011.8>

Thermal interactions between the Y-Ba-Cu-O based superconductors and ZrO₂ substrates

ZrO₂ or BaZrO₃ targets are often recommended for the preparation of Y-Ba-Cu-O based superconducting materials. During the heating process of superconducting ceramics, mainly because of their Ba content, they form a very aggressive melt phase which can react with the crucible or with the supporting material. This can cause on the one hand that the crucibles can be damaged very easily. On the other hand the particles dissolved from the crucible could change the composition of the superconducting material and hereby also the physical properties.

In the present study the change of phase composition and magnetic properties caused by the chemical reactions and interdiffusion processes between the Y-Ba-Cu-oxid based superconductors with different stoichiometric compositions and the polycrystalline ZrO₂, respectively corundum substrates have been investigated during different annealing programs. The interreaction between the superconducting bulk samples presintered at 950 °C and the different substrates was studied at the peritectic decomposition temperature (1010 °C) of the YBa₂Cu₃O_y phase and at 1050 °C. In the case of polycrystalline ZrO₂ substrate the soaking was more intensive than on corundum, but the formation of BaZrO₃ reduced the physical properties of the superconductor in a less degree.

Keywords: ceramic superconductors, doping, firing auxiliaries, BaZrO₃, ZrO₂, crucible, target

ENISZNE BODOGH Margit

Okleveles vegyész-mérnök (Veszprémi Vegyipari Egyetem, Szilikát szakirány, 1974). Műszaki doktor (1976), PhD (Anyagtudományok és Technológiák Doktori Iskola, 2004).

A Pannon Egyetem Anyagmérnöki Intézet egyetemi docense. Fő érdeklődési területei:

szilárdtest kémia, szilárdipari nyers- és alapanyagok, kerámiai masszák, mázok, festékek minősítése, tulajdonságaik módosítása, korszerű kerámiák (szupravezetők, biokerámiák), kompozitok előállítása, tulajdonságaik vizsgálata.

MTA VEAB Szilikástechnológiai Munkabizottság tagja (1990), MTA Anyagtudomány- és Szilikástechnológiai Munkabizottság tagja (1996), Szilikátipari Tudományok Egyesület tagja (1974).

1. Bevezetés

A nagyhőmérsékletű szupravezető anyagok 1986. évi felfedezését követően a szupravezetők kutatása és alkalmazása soha nem látott fejlődésnek indult. Ez annak tulajdonítható, hogy a nagy átmeneti hőmérsékletű szupravezető kerámiák különleges tulajdonságaik folytán új távlatokat mutatnak a tudomány és a mindennapi élet területén [1–4].

A szupravezetés az anyag egy speciális állapota, mely általában kis hőmérsékleten alakul ki. A szupravezetés állapotában a mágneses indukcióvonalak a szupravezetőből kiszorulnak, az anyag diamágnesként viselkedik, és ekkor az elektromos áramot ellenállás nélkül vezeti. A szupravezető állapot definiálható egy 3D-s koordináta rendszerben, ahol a kritikus hőmérséklet (T_C), kritikus áramsűrűség (J_C) és kritikus mágneses mező (H_C) egy anyagra jellemző kritikus térfogatot határoz meg, melyen belül az anyag szupravezető, azon kívül pedig normál állapotban van.

A legtöbbet kutatott és gyakorlati szempontból a legjelentősebb az Y-Ba-Cu-oxid bázisú nagy átmeneti hőmérsékletű, perovszkit szerkezetű kerámiai szupravezetők csoportja. Az Y₂O₃-BaO-CuO_x rendszerben három szupravezető fázis (YBa₂Cu₃O_{7-x}, YBa₂Cu_{3,75}O_{7,5-x} és YBa₂Cu₄O₈) létezik, melyek közül a legismertebb a T_C~92K átmeneti hőmérsékletű YBa₂Cu₃O_{7-x}. Ez az úgynevezett 123 fázis 600 °C felett képződik és 1010 °C-on inkongruensen olvad. Ekkor a kristályos félvezető Y₂BaCuO₅ (211 fázis) és egy Ba-Cu-O olvadék képződik.

Az 123 fázis a hőmérséklettől és az oxigéntartalomtól függően tetragonális és ortorombos módosulatban létezik, ahol csak az ortorombos módosulat szupravezető. Az oxigéntartalom csökkentése esetén az ortorombos 123 fázis átmeneti hőmérséklete csökken, x = 0,5 értéknél pedig az ortorombos fázis tetragonális szerkezetű szigetelő antiferromágneses anyaggá alakul át [5].

A nagy T_C értékű, kerámiai módszerekkel készített szupravezetők többnyire heterogén anyagok. Így a bennük található szemcsék felületének és belsejének összetétele gyakran eltér, továbbá tartalmazhatnak nem-egyensúlyi fázisokat, s nem kívánatos vegyületek is keletkezhetnek a nem megfelelő homogenizálásból, a környező atmoszférával vagy a mintatartóval lejátszódó reakciókból adódóan. A különböző gyakorlati felhasználási igényeknek megfelelő tulajdonságú szupravezetők előállítása a fázisösszetétel változtatásával, a szupravezető fázis kristályrácsában különböző ionhelyettesítések alkalmazásával, valamint különböző előállítási és formázási eljárások révén valósítható meg. A megfelelően nagy mágneses erőterrel rendelkező szupravezetők előállításához egyrészt kellően texturált szerkezet szükséges, mely a szemcsék közti jó kapcsolat kialakulása révén javítja az áramvezetési és egyben a mágneses tulajdonságokat, másrészt a szupravezető 123 fázis mellett fluxusrögítő centrumként szereplő Y₂BaCuO₅ (211) fázis egyenletes, finom eloszlásban való létrehozásával ugyancsak nagyobb mágneses erők és nagyobb kritikus áramsűrűség érhető el [5].

Kutatásunk célja ebből adódóan az YBa₂Cu₃O_y (Y-123) összetételű szupravezetők mellett, a 211 fázist is tartalmazó YBa₂Cu₃O_y/Y₂BaCuO₅ (Y-123/211) kompozitok előállítása az erősebben texturált szerkezetet eredményező olvadékfázisú

¹ A cikk előadásaként elhangzott a SZTE XXXIII. Tisztújító Küldöttgyűlésén, mint a 2009. évi Diplomadíj pályázat 3. helyezetteje.

szintereléssel. Ezen anyagok esetén vizsgáltuk a ZrO_2 , $BaZrO_3$ és korund égetési segédeszközökkel hőkezelés során lejátszódó reakciókat.

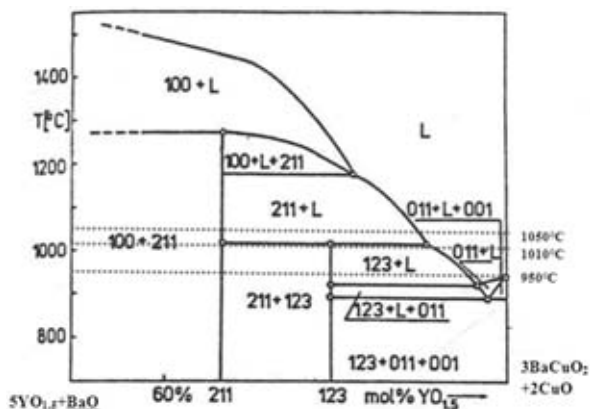
2. Kísérletek

2.1. A minták összetétele és előállítása

A szupravezető minták előállításához 99,99% tisztaságú $18,1 \text{ m}^2/\text{g}$ BET fajlagos felületű Y_2O_3 (Fluka), 98% tisztaságú, maximum 2% (m/m) $BaCO_3$ -t tartalmazó $Ba(OH)_2 \cdot 8H_2O$ (Reanal) alapanyagokat, valamint bázikus réz-karbonátból $[CuCO_3 \cdot Cu(OH)_2 \cdot nH_2O]$ (Merck), 500°C -os 1 órás hőkezeléssel nyert $18,4 \text{ m}^2/\text{g}$ fajlagos felületű CuO -t használtunk. A $BaZrO_3$ -t Reanal alt. minőségű $BaCO_3$ és 99% tisztaságú (Fluka) ZrO_2 (+ HfO_2) sztöchiometriai összetételű keverékéből 60 MPa nyomással préselt pasztillák 1200°C -on 2 órás hőntartással történő égetésével állítottuk elő. A szupravezető mintáknál fluxusrögztető adalékként használt Y_2BaCuO_5 (211) fázis előállítása az említett alapanyagok sztöchiometriai összetételű, homogenizált keverékéből 60 MPa nyomással préselt pasztillák 950°C -on 25 órás hőntartással végzett égetésével történt.

A vizsgálatok során kétféle sztöchiometriai összetételű szupravezetőt állítottunk elő. Egyrészt az $YBa_2Cu_3O_y$ (Y123) szupravezető fázis összetételének megfelelő Y1 jelű anyagot, másrészt az Y123 fázis mellett nagyobb mennyiségű fluxusrögztető Y_2BaCuO_5 (211) fázist is tartalmazó $Y_{1,8}Ba_{2,4}Cu_{3,4}O_y$ (Y1,8) sztöchiometriai összetételű Y123/211 kompozitot.

Az adott összetételű (Y1 és Y1,8), etilalkohol hozzáadásával homogenizált keverékekből hidraulikus préseléssel 60 MPa nyomás alkalmazásával 20 mm átmérőjű ~4 mm vastag henger alakú próbatesteket préseltünk, melyeket a szupravezető $YBa_2Cu_3O_y$ (Y123) fázis kialakítása érdekében 950°C -on 14 óra hőntartással előszintereltünk (1. ábra) [6].



1. ábra A hőkezelés során lejátszódó fázisváltozások [8]
Fig. 1. Change of phase composition during heat treatment [8]

Az Y-123 és az Y123/211 összetételű szupravezetőknél a ZrO_2 és a $BaZrO_3$ fázisösszetételre gyakorolt hatásának vizsgálatához, az előszinterelt és $63 \mu\text{m}$ -nél kisebb szemcseméretűre porított Y1, Y1,8 minták egy részéhez, 5-5% (m/m)-ban nagy tisztaságú ZrO_2 (Y1Z, Y1,8Z), illetve $BaZrO_3$ port (Y1BZC, Y1,8BZC) adagoltunk [7].

Az adalék nélküli mintákat, valamint a szükséges mennyiségű adalékot tartalmazó keverékeket az előzőekben leírt módon homogenizáltuk és formáztuk. Ezeket a pasztillákat további hőkezelésnek vetettük alá az adott programok alapján.

2.2. Vizsgálati módszerek

A hőkezelt mintákban kialakult kristályos fázisok minőségét röntgendiffrakciós módszerrel határoztuk meg a Philips PW3710 típusú berendezéssel készített felvételek alapján. Az anyagok morfológiáját és elemösszetételét Philips XL 30-ESEM típusú pásztázó elektronmikroszkóppal vizsgáltuk. Az általunk előállított anyagoknál a cseppfolyós nitrogén hőmérsékletén (77 K), Sm-Co mágnessel létrehozott (0,08 Tesla) mágneses térben vizsgáltuk a Meissner-effektust [8] és a mágnes tömegváltozása alapján hasonlítottuk össze a minták 1 g tömegére vonatkoztatott mágneses lebegtető erő értékeket.

2.3. Modell kísérletek és oldódási vizsgálatok

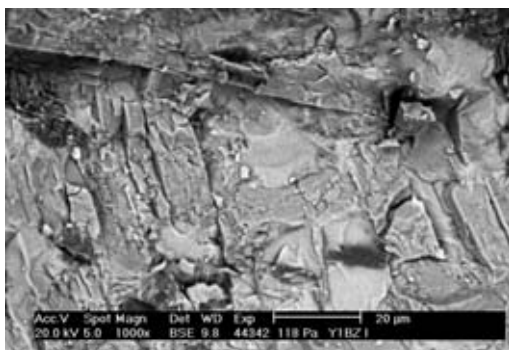
A ZrO_2 -vel és $BaZrO_3$ -mal adalékolt előszinterelt mintákból préselt próbatesteket kétféle program szerinti ismételt hőkezelésnek vetettük alá egyrészt a szupravezető fázis peritektikus hőmérséklete felett (1050°C -on), továbbá a peritektikus hőmérsékleten (1010°C) (1. ábrán szaggatott vonallal jelölve). A tömörebb szerkezet, a jobb szemcsehatár kapcsolatok kialakítása érdekében, tehát olvadákfázisú szinterelést alkalmaztunk. Az „I” jelöléssel ellátott mintáknál az olvadákfázisú szinterelés 1050°C -on történt, ahol az 123 kristályos fázis inkongruens olvadásából adódóan kristályos 211 fázis és Ba-Cu-O-ban gazdag olvadék van egyensúlyban (1. ábra). A hűtés során kikristályosodó szupravezető fázis mennyiségét a nagyobb mennyiségű olvadákfázis miatt a hűtés sebessége erősen befolyásolja. Ekkor a kristályosodást egy olyan hőkezelési program alkalmazásakor vizsgáltuk, ahol először $300^\circ\text{C}/\text{h}$ sebességgel 1050°C -ra történt a minta felhevítése. Ezután 30–40 l/h oxigén áramban $300^\circ\text{C}/\text{h}$ sebességű hűtést alkalmaztunk 980°C -ig. Itt a 2 órás hőntartással az 123 kristálymagok növekedését kívántuk elérni. 980°C -ról 960°C -ra csökkentettük a hőmérsékletet szintén $300^\circ\text{C}/\text{h}$ sebességgel, amit ismét 2 órás hőntartás követett. A szobahőmérsékletre hűtést minden esetben 30–40 l/h áramlási sebességű oxigénatmoszférában $300^\circ\text{C}/\text{h}$ sebességgel végeztük. Az előzetesen szinterelt és $BaZrO_3$ -mal adalékolt minták egy részénél a második hőkezelést az 123 fázis peritektikus hőmérsékletén végeztük, az előzőekben is alkalmazott fűtési, hűtési program esetén. „II” jelölés ezen égetésre utal.

Az adalék nélküli előszinterelt, porított (Y1 és Y1,8) szupravezető minták és a korund, illetve a ZrO_2 alátét között lejátszódó reakciókat és diffúziós folyamatokat a peritektikus hőmérsékleten (1010°C) vizsgáltuk azonos mennyiségű és szemcseméretű, azonos felületen érintkező szemcsehalmazok esetén.

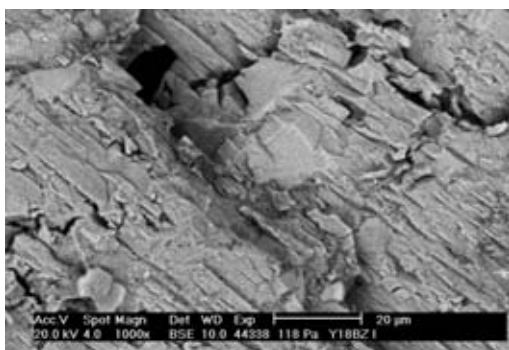
3. Eredmények

A röntgendiffrakciós vizsgálatok szerint a 950°C -on előszinterelt Y1 mintában az ortorombos szerkezetű, jelentős orientált növekedést nem mutató $YBa_2Cu_3O_y$ szupravezető fázis mellett közelítően 7% (m/m) $BaCuO_2$ (011) és kb. 3% (m/m) Y_2BaCuO_5 (211) kísérő fázist lehetett kimutatni, míg az Y1,8 jelű minta az Y123 fázis mellett ~20% (m/m) 211 fázist tartalmazott [9].

Ha ezen mintákhoz 5-5% (m/m) ZrO_2 ill. $BaZrO_3$ port adagoltunk és a préselt próbatesteket $1050^\circ C$ -on hőkezeltük, úgy a nagyobb mennyiségű olvadékfázis hatására az ab síkban erősen növekedett, jelentős orientációt mutató szupravezető kristályok keletkeztek a kiindulásihoz hasonló arányban jelenlévő 211 illetve 011 fázisok mellett. Ekkor a ZrO_2 egy része $BaZrO_3$ -á reagált és ezzel egyidejűleg nagyobb mennyiségű üveges/amorf fázis maradt a lehűtött mintákban, mint $BaZrO_3$ adalék bevitelkor (2-3. ábra). Ezen amorf fázis jelenlétével, az ebből adódó gyengébb szupravezető szemcsehatár kapcsolatokkal magyarázható a ZrO_2 -tartalmú minták kisebb (0,0136 vs. 0,2000 g/g minta, 0,0609 vs. 0,4444 g/g minta) mágneses lebegtető ereje. Mindez arra utal, hogy a $BaZrO_3$ előnyösebben használható égetési alátétként, vagy tégelyként, mint a ZrO_2 , mivel esetlegesen a szupravezető anyagba kerülő $BaZrO_3$ kevésbé befolyásolja a fázisösszetételt, s ezáltal a szupravezető fizikai tulajdonságait.



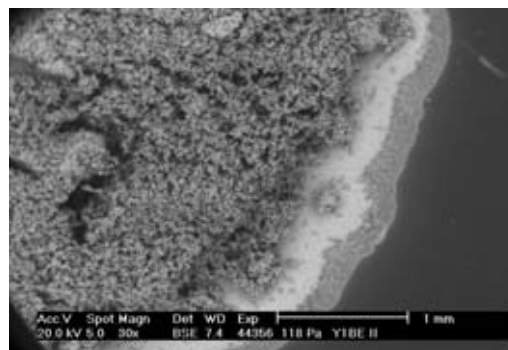
2. ábra Y1Z I elektronmikroszkópos felvétele
Fig. 2. SEM micrograph of sample Y1Z I



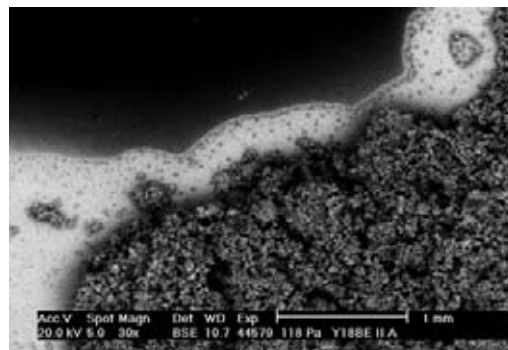
3. ábra Y1,8Z I elektronmikroszkópos felvétele
Fig. 3. SEM micrograph of sample Y1,8Z I

Az olvadék/amorf fázis mennyiségének csökkentése érdekében a továbbiakban ezen előszinterelt minták ismételt hőkezelését kisebb csúcshőmérsékleten, $1010^\circ C$ -on végeztük (Y1,8 II, Y1,8BZC II). Ekkor a peritektikus reakció csak részben játszódott le. A $BaZrO_3$ -mal adalékolt Y1,8BZC jelű $1050^\circ C$ -on és $1010^\circ C$ -on égetett minták fázisösszetételét összehasonlítva megfigyelhető, hogy az égetési hőmérséklet csökkentése esetén a nagyobb mennyiségű Y123 jelenlétéből adódóan kedvezőbb a fázisösszetétel, viszont kevésbé orientált ortorombos szupravezető fázis képződött, ami kisebb mágneses lebegtető erőt eredményezett. Tehát az adott anyagrendszerek olvadékfázisú szinterelésénél előnyösebb a nagyobb ($1050^\circ C$) égetési hőmérséklet.

A szupravezető és az alátét közti reakciók vizsgálatánál a porított Y1 és Y1,8 minták alátétlapokon való $1010^\circ C$ -os égetése során a központi kristályos szemcsék körül egy olvadék udvar alakult ki, melynek mérete és összetétele az alátét anyagától és a por sztöchiometrikus összetételétől függően változott. Korund alátéten végzett égetésnél a központi porhalmaz Y:Ba:Cu elemaránya hasonló volt a kiindulási anyagéhoz, vagyis az 123 fázis peritektikus bomlása kevésbé játszódott le, feltehetően az alumínium-oxid oldódásának hatására az anyag termikus stabilitása növekedett, míg a porhalmaz körül kialakuló udvar összetétele a jelenlévő ionok eltérő diffúziós sebességének és áramának megfelelően folyamatosan változott a minta közepétől a széle felé haladva. Az EDX analízis alapján az ittrium mennyisége a szemcsehalmaz belsejéből kifelé haladva fokozatosan csökkent. Az udvar középső részében nagyobb bárium tartalmú, kevesebb réz és minimális mennyiségű ittriumot tartalmazó kristályok képződtek, míg az udvar szélén a réz nagyobb diffúziós áramából adódóan főleg Cu-ionok találhatóak (4. ábra). Az Y1,8 kompozit esetén csupán az udvar szélességében (1 mm vs. 500-600 μm) tapasztaltunk eltérést. Az udvar méretének csökkenése azzal magyarázható, hogy ez esetben a nagyobb diffúziós sebességű bárium, illetve réz mennyisége kisebb a minimális diffúziós sebességgel [10] rendelkező ittriumhoz viszonyítva (5. ábra, 1. táblázat).



4. ábra Y1 II jelű korundon égetett minta elektronmikroszkópos felvétele
Fig. 4. SEM micrograph of sample Y1 II heat treated on corundum



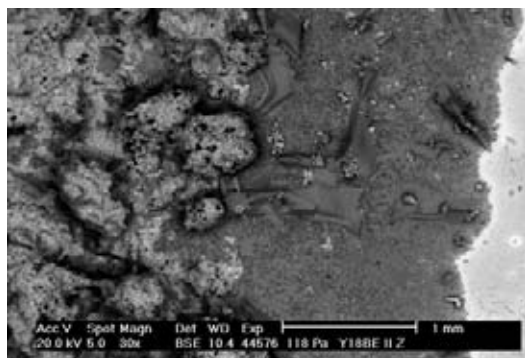
5. ábra Y1,8 II jelű korundon égetett minta elektronmikroszkópos felvétele
Fig. 5. SEM micrograph of sample Y1,8 II heat treated on corundum

ZrO_2 alátétnél a por közepén található szemcsék összetétele közelítően a 211 fázis összetételének felelt meg, vagyis a hőkezelt Y1 minta megjelenése a peritektikus reakciónak megfelelő állapotot mutatta, melynek során az Y_2BaCuO_5 (211) kristályok, valamint az udvart képező Ba és Cu tartalmú ($Ba_3Cu_5O_8$ elméleti összetételű) olvadék keletkezett, mely a hűtés során bizo-

nyos mértékben kikristályosodott. Mindezt alátámasztotta az Y1,8 jelű minta ZrO_2 -on való égetése is. Az így keletkezett udvar egységesebb szerkezetű, és szélesebb (2–2,5 mm) volt, mint korund esetén. Nagysága arra utalt, hogy az ekkor keletkező olvadék fázis az adott ZrO_2 alátétet jobban nedvesíti, mint a korundot (6. ábra, 2. táblázat).

Minták	Vizsgált hely	Tömeg%				
		Y	Ba	Cu	Ba/Y	Cu/Y
Y1 II A	udvar széle	0,79	32,29	29,99	40,87	37,96
	udvar közepe	1,04	52,24	8,62	50,23	8,29
	porhalmaz közepe	6,08	49,87	29,39	8,20	4,83
Y1,8 II A	udvar széle	1,90	26,09	37,87	13,73	19,93
	udvar közepe	1,81	50,77	6,94	28,05	3,83
	porhalmaz közepe	16,29	41,24	26,42	2,53	1,62

1. táblázat Y1 II és Y1,8 II jelű korund alátétet égetett minták EDX analízise
Table 1. EDX analyse of sample Y1 II and Y1,8 II heat treated on corundum



6. ábra Y1,8 II jelű ZrO_2 -on égetett minta elektronmikroszkópos felvétele
Fig. 6. SEM micrograph of sample Y1,8 II heat treated on ZrO_2

Minták	Vizsgált hely	Tömeg%				
		Y	Ba	Cu	Ba/Y	Cu/Y
Y1 II Z	udvar szélében apró szemcse	0,69	12,59	69,91	18,25	101,32
	udvar szélében nagy szemcse	2,48	11,73	70,68	4,73	28,50
	porhalmaz közepe	32,86	29,35	23,99	0,89	0,73
Y1,8 II Z	széle	1,65	5,86	75,21	3,55	45,58
	porhalmaz közepe	39,14	30,99	16,95	0,79	0,43

2. táblázat Y1 II és Y1,8 II jelű ZrO_2 -ön égetett minták EDX analízise
Table 2. EDX analyse of sample Y1 II and Y1,8 II heat treated on ZrO_2

4. Összegzés

A modell kísérletek eredményei alapján megállapítható, hogy a ZrO_2 szupravezető anyaggal való reakciója révén keletkező $BaZrO_3$ jelenléte kevésbé rontja a szupravezetési tulajdonságokat, mint a reagálatlan ZrO_2 . A szupravezető vékony vagy vastagrétegeknél, mind a korund, mind pedig a tetragonális ZrO_2 hordozóanyagként való felhasználásánál számolni kell az égetéskor keletkező olvadék fázis nedvesítésével, az olvadék fázis kristályosodásával, ezáltal inhomogén fázisösszetétel és szövetszerkezet kialakulásával.

Köszönetnyilvánítás

Jelen publikáció a TÁMOP-4.2.2/B-10/1-2010-0025 azonosítóú projekt támogatásával valósult meg.

Felhasznált irodalom

- [1] *Anyagszerkezeti vizsgálatok, Laboratóriumi gyakorlatok jegyzet*, Veszprémi Egyetem
- [2] *Die Hochtemperatur – Supraleitung: Stand und Perspektiven*, cfi/Ber.DKG, 80, 11 (2003) D21
- [3] Mihály, L.: *Élet és Tudomány*, 13 (1988) 387.
- [4] Szász, A.: *Új szupravezetők: Kerámiák, amelyek ellenállás nélkül vezetnek*, mkl,49, 3 (1991) 103.
- [5] Brosha E. L. – Garzon F. H. – Raistrich I.D. – Davies P.K.: *J. Am. Ceram. Soc.* 78, 7 (1995) 1745.
- [6] Sestak, J. – Kamarád, J. – Holba, P. – Triska, A. – Pollert, E. – Nevřiva, M.: *Charge Distribution, pressure and composition effects of CuOx based superconductors*, *Thermochimica Acta*, Amsterdam, 174 (1991) 99.
- [7] Aldica, G. – Bradea, I. – Jaklowszky, J. – Crisan, A.: *Improvement of the Superconducting Transport Properties of $YBa_2Cu_3O_{7-\delta}$ by $BaZrO_3$ Doping*, *Journal of Superconductivity Incorporating Novel Magnetism*, Vol. 14, No.3 (2001) 28.
- [8] Brosha, E. L. – Garzon, F. H. – Raistrick, I. D. – Davies, P. K.: *J. Am. Ceram. Soc.* 78, 7 (1995) 1745.
- [9] Sztórkay K. – Grasselly Gy. – Nemeč E. – Kiss J.: *Ásványtani praktikum II.*, Tankönyvkiadó Bp. (1970), 478.
- [10] West, A. R.: *Solid State Chemistry and its Applications*, John Wiley & Sons Chichester, New York, (1992)

Ref.: <http://dx.doi.org/10.14382/epitoanyag-jsbcm.2011.8>

Németh Dóra – Eniszné Bódogh Margit: *Y-Ba-Cu-O bázisú szupravezetőknél a ZrO_2 égetési segédanyagok alkalmazhatóságának vizsgálata*. *Építőanyag*, 63. évf. 3–4. szám (2011), 48–51. p.

**Építőipari Perlit – Mezőgazdasági Perlit
Környezetvédelmi Perlit – Hidrofóbizált Perlit**

PERLIT

A környezettudatos építész hőszigetelő anyaga!

- Természetes környezetbarát ásványi anyag
- Kiváló hőszigetelő ($\lambda=0,040-0,042$ W/mK) és páraáteresztő ($\mu=3$)
- Épülettel megegyező élettartam
- A duzzasztott perlit nem éghető A1!

**Töltse fel vázkerámia falazótéggláját
P1H hidrofóbizált duzzasztott perlitel
és építsen passzívházat!**
44 NF esetén $U=0,15$ W/m²K számított érték!

ANZO
perlit

H-3525 Miskolc, Szivárvány u. 2.
Perlit Gyár: H-2316 Tököl, Petőfi Ipartelep
Tel: +36 46 320 910; +36 30 9251 450
vesztoi@anzokft.hu www.anzokft.hu