

# SZILIKÁTTUDOMÁNY

## Társított kerámiák, *alias* kerámia kompozitok

Szépvolgyi János

MTA Kémiai Kutatóközpont,

Anyg- és Környezetkémiai Intézet

### Bevezetés

A modern iparágak teljesítőképessége nagymértékben függ attól, hogy az általuk igényelt korszerű szerkezeti és funkcionális anyagok kellő mennyiségben és megfelelő minőségben rendelkezésre állnak-e? Napjainkban óriási kereslet mutatkozik könnyű, erős, korrózióálló, magas hőmérsékleten is alkalmazható anyagok iránt.

További kívánalom, hogy ezek az anyagok állandóan azonos minőségűek legyenek, és nagy termelékenységgű eljárásokkal lehessen őket előállítani. A belőlük készült szerkezeti elemeknek megbízhatóan, kis fenntartási igénnyel kell működniük, hatékony energiahasznosítás és mérsékelt környezeti hatások mellett. Utoljára, de nem utolsósorban, a teljes életciklusra vonatkozóan alapvető kritérium a gazdasági hatékonyság is.

A korszerű műszaki kerámiák számos olyan előnyös tulajdonsággal rendelkeznek, amelyekből adódóan előnyösen használhatók fel akár szerkezeti, akár egyéb, különleges feladatot ellátó anyagként. Kopásállóak, kémiailag stabilisak, felületi sajátságai az alkalmazói igényeknek megfelelően módosíthatók, és még viszonylag magas hőmérsékleten is megőrzik előnyös mechanikai tulajdonságaikat. Ezenkívül képesek egyidejűleg jelentkező, ugyanakkor egymásnak ellentmondó felhasználói igények (pl. kopásállóság és nagy hővezető képesség, törési szívósság és hősokkállóság) kielégítésére [1].

A korszerű műszaki kerámiák minősége az elmúlt három évtizedben jelentősen javult, a felhasználói kívánalmak növekedésének, az anyagtudományi és anyagtechnológiai módszerek fejlődésének és a rájuk vonatkozó ismeretek bővülésének köszönhetően. 1970 óta a műszaki kerámiák szilárdsága több mint háromszorosára, a mikroszerkezetük egyenletességére jellemző Weinbull-modulusz pedig csaknem négyszeresére nőtt.

Ezzel együtt a monolit (egységes, főként polikristályos mikroszerkezetű) kerámiai termékek általában még mindig ridegek, és ennek következményeként – működés közben – katasztrófaszerű törést szenvedhetnek.

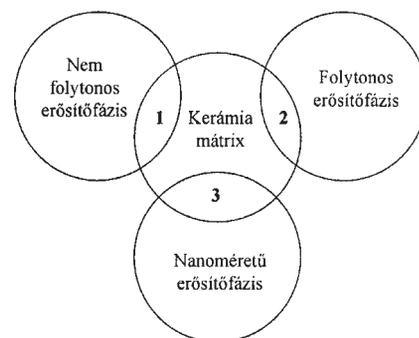
Részen e hatás csökkentését, illetve kiküszöbölését, részben további, különleges tulajdonságkombinációk ki-

alakítását teszik lehetővé a társított kerámiai anyagok, az ún. kerámia kompozitok. A mechanikai tulajdonságok elsősorban a töréshez vezető kritikus feszültségkoncentráció elkerülésével, a külső terhelést viselő és elosztó erősítőfázisok beépítésével javíthatók. Társítással, a nagy szilárdság mellett jó hőállóság biztosítható, vagy például nagyon merev, ugyanakkor ütésálló szerkezeti anyagok állíthatók elő.

Közleményünkben a tömbi fázisként kerámiai anyagot tartalmazó (kerámiamátrixú) társított anyagokról, azok tulajdonságairól, előállítási módjairól és alkalmazásairól adunk rövid áttekintést. Terjedelmi okok miatt csak a kerámia erősítőfázisú rendszerekkel foglalkozunk.

### A társított kerámiák főbb típusai

A tárgyalandó társított kerámiáknál tehát a kerámiamátrixba kerámia erősítőfázist építenek be. Az így kialakított szerkezeti anyagok magas (esetenként 1000 °C feletti) hőmérsékleten is megőrzik nagy keménységüket és szilárdságukat, ellenállóak a hirtelen hőhatásokkal szemben, kicsi a tömegük, és kedvezőek elektromos és mágneses jellemzőik; segítségükkel különleges mérnöki feladatokat lehet megoldani. A tulajdonságok célszerű kombinálhatósága az egyéb szerkezeti anyagok, például a különleges fémötvözetek komoly versenytársaivá teszi a kerámiaalapú társított anyagokat.



1. ábra. A társított kerámiák fő típusai:  
(1) nem folytonos erősítőfázisú,  
(2) folytonos erősítőfázisú, (3) nanokompozitok

A fontosabb mátrixanyagok fizikai és mechanikai jellemzői

Alkotó	Sűrűség (g·cm <sup>-3</sup> )	Olvadáspont (°C)	Young modulusz (GPa)	Hőtágulási együttható (10 <sup>-6</sup> K <sup>-1</sup> )	Törési szívósság (MPa·m <sup>1/2</sup> )
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	3,9	1850	380	7-8	1-3
MgO	3,6	2850	210	3,6	-
Mullit	3,2	2050	140	5,3	3-4
SiC	3,2	-	420	4,5	2,2-3,4
Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub>	3,1	-	310	3,1	2,5-3,5

A kerámia kompozitok három nagy csoportját (1) a nem folytonos erősítőfázisú, (2) a folytonos erősítőfázisú és (3) a kerámia nanokompozitok alkotják (1. ábra). A 10–100 nm (azaz 10–100·10<sup>-9</sup> m) jellemző méretű alkotórészekből álló nanokompozitok alapjában véve nem folytonos erősítőfázisú társított rendszereknek tekinthetők, az alkotóelemek méretéből adódó különleges tulajdonságaik miatt azonban indokolt ezeket külön csoportként kezelni.

A társított kerámiák mátrixanyaga akár fém-oxid (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, SiO<sub>2</sub>, mullit, szilikátok stb.), akár más, nem-oxid jellegű anyag (SiC, BC, Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>, AlN stb.) lehet. Az oxidkerámiából készített rendszerek technológiai oldalról jobban megvalapozottak, egyszerűbb az alkalmazásuk, és olcsóbbak is, mint a nem-oxid alapú rendszerek.

Az oxidok közül eddig leginkább az Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-t és a mullitot (3Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>·2SiO<sub>2</sub>) használják mátrixként, kémiai tulajdonságaik, hőstabilitásuk, valamint amiatt, hogy jól összeilleszthetők a legelterjedtebb erősítőfázisokkal. Az utóbbi időben mind szélesebb körben alkalmazzák a nem-oxid alapú mátrixokat is, mivel kiválóak mechanikai, kémiai és hőtani jellemzőik.

A legfontosabb kerámia erősítőfázisok közé a karbidok (fém-szén vegyületek, pl. SiC, BC, TiC), a nitridek (fém-nitrogén vegyületek, pl. Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>, AlN, BN), a boridok (fém-bór vegyületek, pl. TiB<sub>2</sub>) és az oxidok (fém-oxigén vegyületek, pl. szilikátüvegek, mullit, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) tartoznak. Megjelenési formáját tekintve az erősítőfázis lehet szemcsés, lemezes, túrkristályos, rövid szálas vagy hosszú szálaból álló, szövetszerű anyag.

A társított kerámiák világpiacát, csúcstechnológiai területéről lévén szó, japán és USA-beli cégek uralják. Különösen erős piaci pozíciót vívtak ki a japán vállalatok, amelyek a társított kerámiák világkereskedelméből több mint 50%-ban részesednek.

## Nem folytonos erősítőfázisú társított kerámiák: tulajdonságaik és előállításuk

A kerámia kompozitok megfelelő működése több tényezőtől, így az alkotók összetételétől, mechanikai sajátságaitól, az előállítási módszerektől, továbbá az erősítő-

Néhány erősítőfázis fizikai és mechanikai jellemzői

Erősítőfázis	Szálméret (μm)	Young modulusz <sup>1</sup> (GPa)	Hőtágulási együttható (10 <sup>-6</sup> K <sup>-1</sup> )	Húzó- szilárdság (GPa)
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> szál	20	380	7,5	1,4
SiC túrkristály	140	430	4,0	3,5
Bórszál	100-200	385	8,3	3,8
PAN-alapú szénszál	7-10	390	0,5	2,2

<sup>1</sup> a szál tengelyével párhuzamosan

fázis és a mátrix közötti határfelület jellemzőitől függ. Néhány fontosabb mátrixalkotó fizikai és mechanikai jellemzőit az 1. táblázatban foglaltuk össze [2].

A gyakorlati szempontból legfontosabbnak tekinthető kerámia erősítőfázisok fizikai és mechanikai jellemzőit a 2. táblázat mutatja. Összehasonlítás céljából a táblázat tartalmazza egy poliakril-nitril- (PAN-) alapú szénszál jellemzőit is.

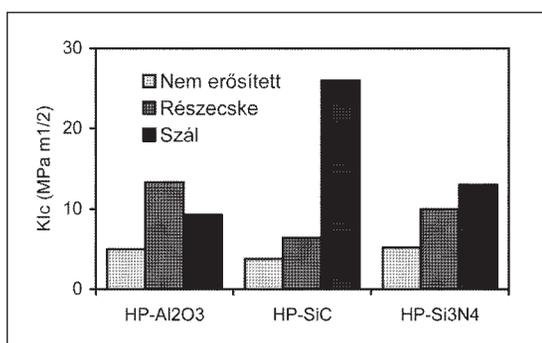
A nem folytonos erősítőfázisú társított kerámiák a monolit kerámiákhoz hasonló módon állíthatók elő (2. ábra).



2. ábra. A nem folytonos erősítőfázisú társított kerámiák előállítási technológiájának vázlatja

Az előállítás első lépése a mátrix, illetve az erősítőfázis anyagának előállítása, általában kémiai szintézissel. Csak így biztosítható ugyanis az a pontos kémiai összetétel és nagy tisztaság, valamint szabályozott mikroszerkezet, amely feltétele az előzőekben említett tulajdonságok kialakításának. Ezt követően a mátrixot alkotó kerámiaporhoz hozzákeverik az erősítőfázis szemcséit vagy túrkristályait, és a keverékből – megfelelő eljárással (sajtólással, fröccsöntéssel, szalagöntéssel stb.) – nyers formatestet alakítanak ki. A nyers testből magas hőmérsékletű hőkezeléssel (zsugorítással, szintereléssel) vagy melegsajtólással hozzák létre a készterméket. A hőkezelt kerámiát esetenként utómegmunkálásnak is alávetik, a végső méret és a felületi sajátságok pontos beállítására.

Tapasztalatok szerint az erősítőfázis morfológiája jelentősen befolyásolja a társított kerámiák mechanikai tulajdonságait. A 3. ábrán melegsajtoló  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , SiC és  $\text{Si}_3\text{N}_4$  mátrixú kerámiák, illetve belőlük készített kompozitok törési szívósságának alakulása látható. Az erősítéshez  $\text{ZrO}_2$  részecskéket ( $\text{Al}_2\text{O}_3$  esetében 16%, SiC esetében 15%,  $\text{Si}_3\text{N}_4$  esetében 22%-ban), illetve SiC tűkristályokat (az  $\text{Al}_2\text{O}_3$  és  $\text{Si}_3\text{N}_4$  esetében), továbbá SiC szálat (a SiC esetében) használtak fel. Látható, hogy (i) mindhárom mátrixnál a társított anyagok törési szívóssága nagyobb, mint a monolit kerámiáé, (ii) az  $\text{Al}_2\text{O}_3$  mátrixnál a részecskéerősítés, míg a SiC és  $\text{Si}_3\text{N}_4$  mátrixoknál a szálerősítés javította nagyobb mértékben a mechanikai tulajdonságokat.



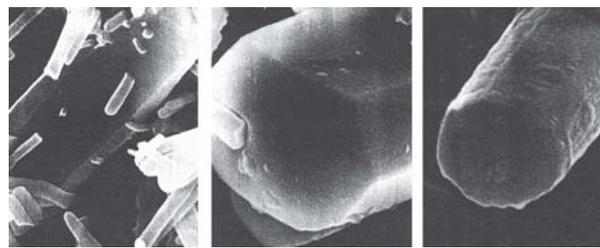
3. ábra. A részecske- és szálerősítés hatásának összehasonlítása. Részecske:  $\text{ZrO}_2$ , szál: SiC, HP: melegsajtoló

A közelmúltban megjelent egyik munkában SiC lemezekkel erősített  $\text{Al}_2\text{O}_3$  mátrixú társított kerámia készítéséről számolnak be [3]. 14% SiC-tartalom esetén 5  $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  értékű törési szívósságot és 19 GPa-os keménységet értek el.

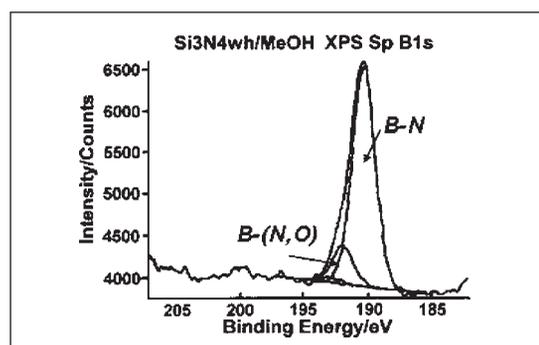
A nem folytonos erősítőfázisú kerámia kompozitok mechanikai tulajdonságai nagyban függenek az erősítőfázis szerkezeten belüli egyenletes eloszlásától. Az egyenletesség javítható az erősítőfázis felületének módosításával, például bizonyos kolloidkémiai folyamatok révén. SiC tűkristályokat tartalmazó,  $\text{Al}_2\text{O}_3$ - $\text{ZrO}_2$  mátrixú társított anyagok törési szilárdságát közel 30%-kal növelték azáltal, hogy az alkotók összekeverését megelőzően a tűkristályok felületén szol-gél eljárással  $\text{Al}_2\text{O}_3$  réteget alakítottak ki [4].

A legösszehangoltabb mechanikai és termikus viselkedés akkor várható egy társított rendszertől, ha az erősítőfázis és a mátrix fizikai és kémiai jellemzői közel esnek egymáshoz. Jó hő- és kopásálló társított anyagot lehet készíteni például úgy, hogy  $\text{Si}_3\text{N}_4$  mátrixba  $\text{Si}_3\text{N}_4$  tűkristályokat viszünk be, és az utóbbiak kedvező morfológiáját a szinterelés során is megőrizzük. Tekintettel arra, hogy a  $\text{Si}_3\text{N}_4$  kerámiák csak oxidos olvadék jelenlétében zsugoríthatók, a mátrixot alkotó  $\text{Si}_3\text{N}_4$  szemcsékhez hasonlóan a tűkristályok is feloldódnak a hőkezelés során. Ezt megelőzendő, a tűkristályok felületét az oldódást kiküszöbölő védőbevonattal, például BN réteggel kell bevonni. Azt tapasztaltuk, hogy metanolos  $\text{H}_3\text{BO}_3$  oldatban vég-

zett kezelést követő ammóniás hőkezeléssel, az eredeti morfológia megtartása mellett (4. ábra), megfelelő minőségű BN védőbevonat (5. ábra) alakítható ki a tűkristályok felületén [5].



4. ábra. Az eredeti (a), a metanolos  $\text{H}_3\text{BO}_3$ -ban kezelt (b), majd  $\text{NH}_3$ -ban hőkezelt (c)  $\text{Si}_3\text{N}_4$  tűkristályok SEM felvételei



5. ábra. A 4. ábrán látható, (c) jelű minta XPS spektrumának részlete. A B1s csúcs felbontása döntően BN-ből álló, néhány nm vastagságú felületi réteg jelenlétét mutatja

A társított kerámiák előállításának újabb technológiai megoldásai közé tartozik az ún. *in-situ* reaktív szinterelés, amikor a végső összetételt és szerkezetet a hőkezelés során lejátszódó kémiai átalakulások alakítják ki. Így például  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -ból és  $\text{BaZrO}_3$ -ból kiindulva, rétegesen elhelyezkedő  $\text{Ba}\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ -ból és monoklin  $\text{ZrO}_2$ -ból álló kompozitot alakítottak ki [6]. A  $\text{Ba}\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  fázis hosszúkás kristályokból, míg a  $\text{ZrO}_2$  fázis gömbszerű szemcsékből állt. Ez a mikroszerkezet elősegítette a törések elhajlását és összekapcsolódását, ezáltal kedvezőbb mechanikai tulajdonságokat eredményezett a monolit  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -hoz képest. A legkedvezőbb eredményeket (nagy szilárdság, nagy törési munka és megnövelt törési szívósság) 30%  $\text{ZrO}_2$ -tartalom mellett kapták.

A szol-gél eljárások már hosszabb ideje a nem folytonos erősítőfázisú kompozitok kedvelt előállítási módszerei közé tartoznak. Alumínium-izopropoxidból és cirkónium-butoxidból például 50% amorf  $\text{ZrO}_2$ -ot és amorf  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -ot tartalmazó kompozitot port állítottak elő [7]. A porelegyet 900 °C-on hőkezelve 5 nm átlagos szemcseméretű köbös  $\text{ZrO}_2$  fázis alakult ki. A hőmérsékletet 1100 °C-ra emelve a köbös  $\text{ZrO}_2$  egy része átalakult tetragonálissá. A végső hőkezelés után porózus szerkezetű, monoklin  $\text{ZrO}_2$ -ból és  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -ból álló kompozit kerámiát kaptak.

Amennyiben a társított kerámiákba több alkotót, így boridokat, karbidokat és nitrídeket együtt építenek be, javulnak a törési sajátságok, részben a termoelasztikus jelleg növekedése, részben a törési mechanizmus megváltozása miatt. Kellően magas hőmérsékletű feldolgozáskor az egyes alkotók kémiai reakcióba is léphetnek egymással, és újszerű, oxinitrid és oxikarbonitrid fázisok alakulhatnak ki [8]. Ily módon állítottak elő az  $\text{Al}_2\text{O}_3$ - $\text{ZrO}_2$ - $\text{AlN}$ - $\text{SiC}_w$ -( $\text{TiB}_2$ ,  $\text{TiC}$ ,  $\text{BN}$  vagy  $\text{Nb}$ ) rendszerbe tartozó, nagy szívósságú, jó korrózióállóságú és jó elektromos vezetőképességű kerámiákat. Ezeket az anyagokat anódként, fűtőelemként, érzékelőként és áramköri megszakítóként lehet használni.

### Folytonos erősítőfázist tartalmazó társított kerámiák, tulajdonságok és előállításuk

A folytonos (összefüggő) erősítőfázist tartalmazó társított anyagok a műszaki kerámiák valamennyi előnyös tulajdonságával – hő- és korrózióállósággal, kémiai stabilitással – rendelkeznek, ugyanakkor szívósak, és nagyon jó a hőszokkállóságuk is. Főalkotói megegyeznek a nem folytonos erősítőfázist tartalmazó társított kerámiáknál felsoroltakkal.

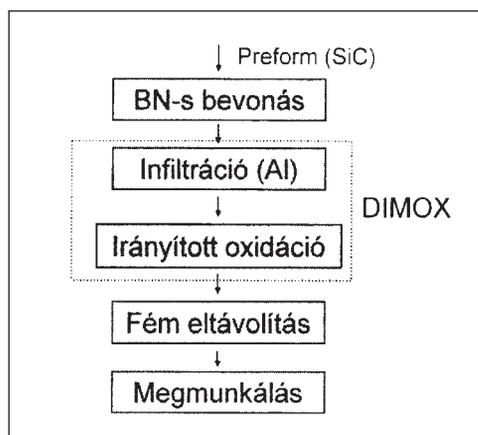
A leggyakoribb, folytonos erősítőfázisok közé az  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , a mullit, a  $\text{ZrO}_2$ , a szilikátüveg, a  $\text{SiC}$ , a  $\text{Si}_3\text{N}_4$ , a  $\text{BN}$ , valamint a bór- és szénszálak sorolhatók.

A folytonos erősítőfázisú társított kerámiák előállításakor először egy, a végtermék alakjának megfelelő előformát alakítanak ki az erősítőfázist alkotó kerámiaszálakból vagy -szövetekből, majd ezt építik körül a mátrix anyagával. A kerámiaszövetek tömegegységre vonatkoztatva olcsóbban állíthatók elő, és könnyebben alakíthatók ki belőlük bonyolult formák. Tekintettel arra, hogy az általában különleges körülmények között használt kompozit anyagok jellemzői nagymértékben függenek a mátrix és az erősítőfázis közötti kölcsönhatásoktól, ezeket pedig a két fázis felületi sajátságai határozzák meg, a mátrixszal való összeépítés előtt sok esetben módosítani kell az erősítőfázis felületét: erre fizikai és kémiai módszereket egyaránt használnak. Egy ilyen módszert az előzőekben már ismertettünk.

A felületen kialakított vékony réteg egyrészt megvédi az erősítőfázist a gyártás során jelentkező mechanikai és hőhatásoktól. Másfelől, a késztermék felhasználásakor jelentkező terhelések hatására ebben a felületi rétegben indulnak meg azok a mátrix és az erősítőfázis közötti szétválási folyamatok, amelyek – energiafelvétel révén – megakadályozzák a kialakult mikrorepedések tovaterjedését, ezáltal a szerkezeti elem gyors tönkremenetelét.

Az erősítőfázisból kialakított előformát speciális módszerekkel impregnálják. Ezek közül a szol-gél eljárást, a fémolvadékkal való átitatást, majd irányított oxidációt, a gőzfázisból történő kémiai leválasztást, vagy a kerámiává átalakítható polimerekkel történő bevonást alkalmazzák

leggyakrabban. A gyártás utolsó fázisa ez esetben is a mátrix összetételének, szerkezetének és a termék végső formájának kialakítása, általában magas hőmérsékleten végzett hőkezeléssel. Példaként az immár „klasszikusnak” minősíthető DIMOX eljárás [9] sémáját mutatjuk be a 6. ábrán.



6. ábra. A DIMOX eljárás vázlatja

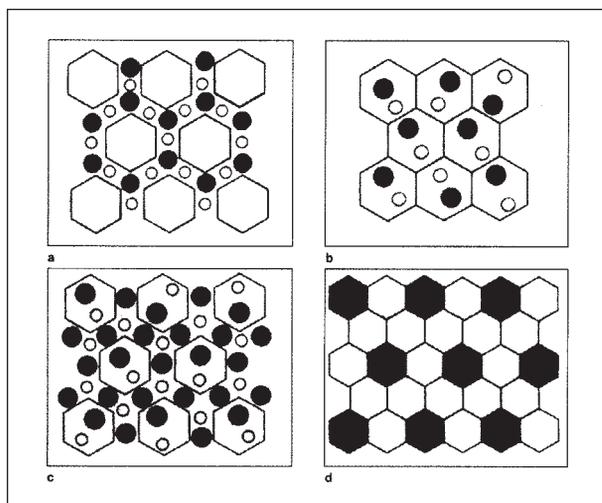
A DIMOX eljárással kapott  $\text{SiC}_w/\text{Al}_2\text{O}_3$  társított kerámia sűrűsége  $2,1 \text{ g}\cdot\text{cm}^{-3}$ , húzószilárdsága  $262 \text{ MPa}$ , nyomószilárdsága  $450 \text{ GPa}$ , hőtágulási együtthatója  $2,7\cdot 10^{-6}\text{K}^{-1}$ . Jó az oxidáció- és sókorrózió-állósága, ellenáll üvegolvadékok erodáló hatásának, szívós és hőszokkálló.

### Kerámia nanokompozitok: tulajdonságaik és előállításuk

A nanoméretű szerkezeti elemekből álló kerámia nanokompozitoknak – szerkezetük egyenletessége miatt – általában kedvezőbbek a mechanikai tulajdonságai, mint az előzőekben tárgyalt, mikroszerkezetű társított kerámiáknak. Az eddigiekben főként laboratóriumi méretekben állítottak elő ilyen anyagi rendszereket. A velük kapcsolatos ismeretek, a modellezés, az anyagvizsgálati és előállítási módszerek fejlődésével azonban már tapasztalható némi elmozdulás az ipari alkalmazás irányába.

A kerámia nanokompozitok gyakorlati szempontból jól hasznosítható osztályozása Niihara [10] nevéhez fűződik: az adott anyagcsaládot négy csoportra, a szemcsén belüli (intergranular), a szemcsék közötti (intragranular), a hibrid és a nano/nano típusú anyagokra osztotta fel (7. ábra).

A nanokompozitok nagy szerkezeti homogenitása azal együtt, hogy a mátrix és az erősítőfázis közötti kölcsönhatások technológiailag befolyásolhatók, kiváló mechanikai és hőtechnikai jellemzőket eredményez (3. táblázat). A szemcsén belüli vagy a szemcsék közötti nanokompozitok, amelyekben az erősítőfázis nanoméretű szemcséi a mátrixanyag szemcséi között vagy azok felületén található, szobahőmérsékleten 2-5-ször szilárdabbak, mint az azonos mátrixból készített monolit kerámiák. A nanokompozitok keményebbek, nagyobb a törési



7. ábra. A kerámia nanokompozitok egy lehetséges csoportosítása: (a) szemcsék közötti, (b) szemcsén belüli, (c) hibrid, (d) nano/nano típusú kompozitok

szívósságuk és a repedésekkel szembeni ellenállásuk még magasabb hőmérsékleteken is. Az energetikai alkalmazásoknál kiemelten fontos hőszokkállóságuk is jobb a monolit kerámiáknál. A nanokompozitok további előnye, hogy könnyen megmunkálhatók, sőt esetenként szuperplasztikus viselkedést mutatnak.

A kerámiaalapú nanokompozitok előállításakor jellemzően 100 nm-nél kisebb szemcseméretű, többalkotós, ún.

3. táblázat

**A kerámia nanokompozitok típusai és tulajdonságai**

Típus	Tulajdonság
Szemcsén belüli kompozit	Nagy szilárdság
Szemcsék közötti kompozit	Megnövelt keménység Megnövelt törési szilárdság Jó törésállóság Jó hőszokkállóság
Hibrid kompozitok	Nagy keménység Nagy törési szilárdság Jó törésállóság Jó hőszokkállóság
Nano/nano kompozit	Könnyebb megmunkálhatóság Szuperplasztikus jelleg

kompozit porokból indulnak ki. A kompozit nanoporokat szol-gél eljárással, magas hőmérsékletű, önfenntartó kémiai szintézissel, vagy nagyon magas (> 2000 °C) hőmérsékleten, termikus plazmában végrehajtott kémiai átalakítással állítják elő. Néhány újabb eljárást a 4. táblázatban foglaltunk össze.

A kerámia nanokompozitok gyártásának legkritikusabb pontja, hogy a technológiai folyamatokban miként lehet megőrizni a finomszerkezet nanojellegét. Ez esetben ugyancsak a felületkémiai módszerek vezetnek célhoz. Például olyan vékony, diffúziós védőréteg alakítható ki a nanoporok felületén, amely megakadályozza, hogy a kompozit hőkezelésekor a nanoméretű szemcsék a kelleténél nagyobbra növekedjenek.

Kerámia nanokompozitok *in situ* karbotermikus redukcióval is előállíthatók [17]. SiC nanorészecskékkel erősített Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> mátrixú kompozit készítésekor azt tapasztalták, hogy a Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> mikroszemcsék között kétféle SiC nanorészecske helyezkedik el. Az első típust azok a SiC nanoszemcsék alkotják, amelyek felületén oxigénben dús átmeneti réteg alakult ki, míg a második típusba az ilyen felületi réteget nem tartalmazó SiC nanorészecskék tartoznak. Valószínű, hogy a kétféle erősítőfázis különböző mechanikai sajátságokat is eredményez.

**A társított kerámiák felhasználási lehetőségei**

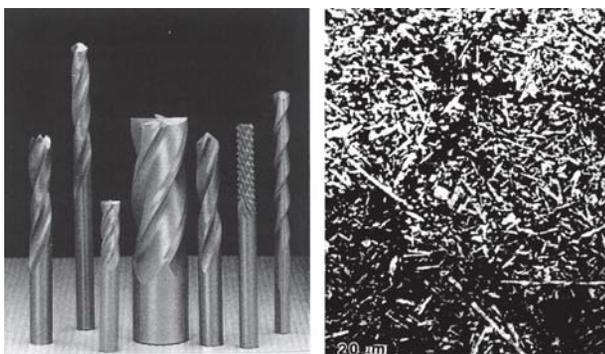
A kerámia-kerámia társított anyagokból készített szerkezeti elemeket általában extrém feltételek (magas hőmérséklet, erős eróziós és korróziós hatások, lökészerű igénybevételek) mellett használják. A kompozitok viselkedését mindenekelőtt az alapanyagok minősége, a gyártási technológiák milyensége (a tulajdonságokat befolyásoló gyártási hibák, így az összetételi és szerkezeti hibahelyek száma és eloszlása, a szerkezeti egyenetlenségek kialakulása) határozza meg. A szóban forgó anyagok ezért csak pontos folyamatvezetéssel, a technológiai fegyelem betartásával és folyamatos gyártásközi ellenőrzés mellett gyárthatók.

A nem folytonos erősítésű kerámia kompozitokat elsősorban a gépgyártásban, a repülőgépiparban, a haditechnikában, sportszerek gyártásában, az energiatermelésben, valamint egyes biokerámiák (fog- és csontpótlások) készítésére használják fel. A SiC tűkristályokkal erősített, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-

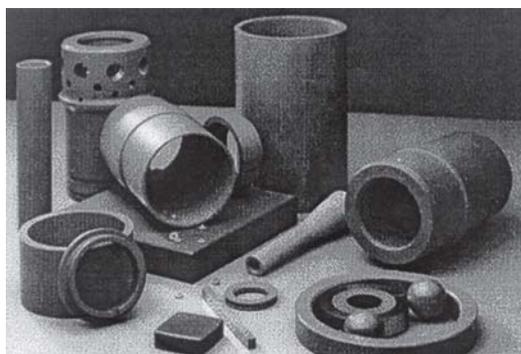
4. táblázat

**Társított nanoporok előállításának újabb módszerei**

Rendszer	Előállítási módszer	Termék	Irodalom
Különféle kerámiák	Mikrohullámú plazma	Bevont részecskék (5–20 nm)	[11]
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> -ZrO <sub>2</sub>	Önfenntartó égés	Nano/nano kristályos por	[12]
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> -TiO <sub>2</sub> -Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub>	Szemcsebevonás	Bevont nanoszemcsék	[13]
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> -SiC	Szol-gél + mikrohullám	Böhmittel bevont SiC	[14]
Si-C-N	Önfenntartó égés	Karbid-nitrid kompozit por	[15]
Si-C-N	Gázfázisú pirolízis	Amorf SiC, Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> (100 nm)	[16]



8. ábra. SiC tűkristállal erősített  $Al_2O_3$  kerámia kompozitból készített fémmegmunkáló szerszámok és azok mikroszerkezete



9. ábra. Folytonos szálerősítésű társított kerámiából készített alkatrészek

alapú fémmegmunkáló szerszámokkal a hagyományos, keményfémalapú forgácsolószerszámokhoz képest nagyobb megmunkálási sebességgel, és a kerámia szerszámok hosszabb élettartamából adódóan, nagyobb termelékenységkel forgácsolhatók a gázturbinák gyártására felhasznált nikkel-szuperötvözetek. Néhány ilyen forgácsolószerszám és azok mikroszerkezetét bemutató pásztázó elektronmikroszkópos felvétel látható a 8. ábrán.

A SiC részecskéket tartalmazó,  $Al_2O_3$  mátrixú kerámiákból a bányászatban alkalmazható, kopásálló fűrőfejeket és fűrőbetéteket gyártanak. A több iparágban is alkalmazott elválasztóciklonok erős koptatóhatásnak kitett részeit, zagyszivattyúk szerkezeti elemeit, valamint erősen korrozív közegeket szállító szivattyúk kritikus részeit ugyancsak kerámia kompozitokból állítják elő. A metán reformálásánál használt, >1 MPa nyomáson üzemeltetett hőcserélőket újabban SiC/ $Al_2O_3$  társított anyagokból készítik. Az egyéb hőcserélőkkel összevetve jobb energiahasznosítás, csökkentett habképződés és alacsonyabb emisszió biztosítható ezekkel a szerkezeti anyagokkal.

A folytonos szálerősítésű kerámia kompozitok közül eddig főként az alumínium-oxid-alapúak terjedtek el, mivel ezek könnyű, szívós, a hőlökéseket jól álló, oxidációnak, üveggolvadékoknak és sókorróziónak ellenálló szerkezeti anyagok. Fontosabb alkalmazási területeik: hőcserélők, különleges égőfejek, forró gázokat szűrő berendezések, valamint belső égésű motorok és gázturbinák alkatrészeinek gyártása. Felhasználásukkal hosszabb élettartam, nagyobb hatékonyság és magasabb üzemeltetési hőmérséklet biztosítható. Néhány kereskedelmi forgalomba kerülő termék látható a 9. ábrán.

A kerámia-kerámia kompozitok kiváló fizikai, mechanikai, kémiai és termikus tulajdonságai ellenére az adott anyagcsalád szélesebb körű elterjedésének és alkalmazásának számos akadálya van. Ezek elsősorban annak tudhatók be, hogy hiányosak a társított kerámiák előállításával, jellemzésével és felhasználás közbeni viselkedésével kapcsolatos ismereteink. A tulajdonságokra és az alkalmazási körülményekre vonatkozó specifikációk, a megfelelő adatbázisok és tervezési irányelvek hiánya ugyancsak behatárolja az alkalmazhatóságot. Nem tu-

dunk eleget a felhasználás közben kialakuló hibák javításának lehetőségeiről, valamint a méretnöveléssel kapcsolatos műszaki-gazdasági problémákról sem. A kompozitok magas gyártási költségei és kellően nem alátámasztott megbízhatósága miatt egyelőre mérsékelt a felhasználók bizalma is ezen anyagok iránt.

A korszerű kerámia-kerámia társított rendszerek előállításával és alkalmazási lehetőségeinek kiterjesztésével foglalkozó szakemberek tehát számos kihívással szembesülnek. Ezek közül a legfontosabbak az előállítási költségek csökkentése, a megbízhatóság növelése, a méretnövelés kapcsán jelentkező műszaki problémák megoldása, valamint a tervezési ismeretek és adatbázisok bővítése.

### Néhány gazdasági megfontolás

Adott felhasználói cél esetében a szóba jöhető, egymással versengő szerkezeti anyagok közül az alábbi módszerek valamelyikével szokás a gazdasági szempontból legkedvezőbb megoldást kiválasztani: (1) költség-haszon elemzés, (2) az anyagok teljes életciklusára vonatkozó költségek elemzése, beleértve az elhasznált termékek elhelyezésének (újrahasznosításának) költségeit és (3) a beszerzési költségek összevetése. A költség-haszon elemzés során egyrészt a költségtényezőkre vonatkozó információkat, másrészt az adott szerkezeti anyag alkalmazásából származó gazdasági előnyöket mérlegelik. Az utóbbival kapcsolatban a legtöbb társított kerámiánál nem állnak rendelkezésre megfelelő mélységű, részletes adatok.

Az adatbázisok hiánya nemcsak a műszaki részletekre, hanem a társított kerámiák előállításának és alkalmazásának gazdasági vonatkozásaira is érvényes. Hasonló nehézségek jelentkeznek akkor is, ha a kerámiaalapú társított anyagokat a teljes életciklusra érvényes költségek alapján vetjük össze más szerkezeti anyagokkal. A szakirodalomban ugyan már találhatók próbálkozások a probléma kezelésére, de az összehasonlítás és a teljes körű értékelés módszertana még eléggé kezdetleges stádiumban van.

A korszerű szerkezeti anyagok gyártási költségeik és/vagy beszerzési árai alapján viszonylag egyszerűen összevethetők. Az ilyenfajta értékelésnél a kerámia

kompozitok hátrányban vannak, mivel ekkor nem mérlegelhetők azok a viszonylagos előnyök, amelyek a korszerű kerámiák hosszabb élettartamából és kedvező tulajdonságaiból származnak.

A társított kerámiákkal kapcsolatos költségek a következő tételekből tevődnek össze:

- a mátrix és az erősítőfázis anyag- és gyártási költsége,
- a kompozit előállításának költsége,
- a termékek minőségének ellenőrzésével és megbízhatóságuk vizsgálatával kapcsolatos költségek,
- a kerámiai szerkezeti elemek, eszközök üzemeltetésének és fenntartásának költségei,
- az elhasznált kerámiaeszközök újrahasonosításának vagy elhelyezésének költségei.

Az egyes költségtényezők értéke és relatív súlya anyagi rendszerenként változik. Általában a kompozit előállítása jár a legnagyobb költséggel. Számottevő költségű még az alapanyagok elkészítése, valamint a késztermékek minőségének ellenőrzése.

Manapság a nem folytonos erősítésű kerámia-kerámia kompozitok ára 15 és 100 USD/kg között változik. A folytonos kerámia erősítőfázisokat 1000–10 000 USD/kg áron forgalmazzák. A magas ár fő oka, hogy – az alacsony kereslet miatt – ezeket az anyagokat kis sorozatban készítik. A folytonos erősítőfázisú társított kerámiák jellemző ára 2000–3000 USD/kg. Az oxidalapú termékek valamivel olcsóbbak, mint a nem-oxidalapúak.

Megfelelő volumenű gyártás esetén a folytonos kerámia erősítőfázisok ára 100–1000 USD/kg értékre csökkenhet. A belőlük készülő társított anyagok így várhatóan 400–800 USD/kg-ba fognak kerülni. Ezen az árszinten a kerámia kompozitok már versenyképesek a különlegesen ötvözött acélokkal a teljes életciklusra számított költségek alapján és a hőálló acélokkal mind a teljes életciklus költségei, mind a beszerzési költségek alapján.

## Zárásképpen

A kerámialapú társított anyagok előnyös tulajdonságainak egy része – alkalmazástechnikai szempontból – ma még csupán műszaki lehetőségnek tekinthető. Gyakorlati kihasználásukhoz további széles körű és intenzív, több tudományos diszciplínát együttesen alkalmazó kutató-fejlesztő munkára van szükség. A fontosabb kutatási-fejlesztési feladatok a következők:

- annak felderítése, hogy az előállítás körülményei miként befolyásolják a mátrixok, illetve az erősítőfázisok tulajdonságait,
- a felületi sajátságok célirányos módosítása a mátrix és az erősítőfázis együttes működésének optimalizálásában,
- a társított rendszerek előállításakor végbemenő folyamatok mechanizmusának megismerése,
- a társított kerámiák tulajdonságaihoz legjobban illeszkedő anyagvizsgálati és anyagminősítési módszerek fejlesztése és bevezetése,

- a társított rendszerekben terhelés hatására, szobahőmérsékleten, illetve magas (> 800 °C) hőmérsékleten bekövetkező alakváltozási, törési, korróziós stb. jelenségek eddiginél alaposabb megértése,
- a társított kerámiák előállításával, tervezésével és alkalmazásával kapcsolatos adatbázisok kialakítása és karbantartása,
- az adott anyagcsaládnhoz illesztett, korszerű tervezési és alkalmazástechnikai irányelvek kidolgozása,
- a gyártástechnológia modellezése és erre alapozott számítógépes irányítása,
- módszertani elvek kidolgozása és ezek alkalmazása a társított kerámiák alkalmazásával kapcsolatos költség-haszon és teljes életciklus elemzéséhez.

A legtöbb rövid és középtávú előrejelzés szerint növekszik az igény olyan szerkezeti anyagok iránt, amelyeket az eddigieknél magasabb hőmérsékleteken, jelentős fizikai és kémiai igénybevétel mellett lehet felhasználni. A társított kerámiák éppen ebben a szegmensben juthatnak fontos szerephez. Hosszabb távon az atomi szintről kiinduló, számítógéppel irányított anyagfelépítés és termékgyártás feltételeinek megteremtését prognosztizálják. Ebben az esetben előre megtervezett tulajdonságú, a felhasználói kritériumoknak leginkább megfelelő szerkezeti anyagokat és eszközöket lehet készíteni kerámia kompozitokból. Az ilyenfajta „anyagépítéssel” nemcsak a már létező felhasználói igények fedhetők le, hanem új, eddig ismeretlen felhasználási-alkalmazási területek is elérhetővé válnak.

## Irodalom

- [1] Freitag D. W. – Robertson D. V.: Opportunities for Advanced Ceramics to Meet the Needs of the Industries of the Future. U. S. Department of Energy, Washington, D. C. 1998.
- [2] Chawla K. K.: Ceramic Matrix Composites. Chapman Hall, London, 1993. p. 12.
- [3] <http://composite.about.com/library/weekly/aa0030205.htm>
- [4] Halzbebeck D. A. – Ghattev I. Y. – Streckeit H. H.: Ceram. Eng. Sci. Proc. 12 (1991) 1075.
- [5] Sahu S. – Kavecky S. – Illésóva L. – Madéjova J. – Bertóti I. – Szépvölgyi J.: J. Eur. Ceram. Soc. 18 (1998) 1037.
- [6] Chen Z. C. – Chawla K. K. – Koopman M.: Mater. Sci. Eng. A 367 (1-2) (2004) 24.
- [7] Han J. K. – Suito F. – Lee B.T.: Materials Letters 58 (16) (2004) 2181.
- [8] Zdaniewshu W.: Materials World 5 (3) (1997) 141.
- [9] Urquhart A. W.: Mater. Sci. Eng. A 144 (1991) 75.
- [10] Niihara K.: J. Ceram. Soc. Jpn. 99 (1991) 974.
- [11] Vollath D. – Szabo D. V. – Hausselt J.: J. Eur. Ceram. Soc. 17 (1997) 1317.
- [12] Bhaduri S. – Bhaduri S. B. – Zhou E.: J. Mater. Res. 13 (1) (1998) 156.
- [13] Somasundaram P. – Chen T.: Proc. Mater. Res. Symp. 501 (1998) 161.
- [14] Kidder J. N.: Chem. Mater. 10 (3) (1998) 777.
- [15] Kata D. – Lis J. – Pampuch R.: Solid State Ionics 101-103 (1997) 65.
- [16] Boden G. – Neumann A. – Breuning T. – Tschernikova E. – Hernel W.: J. Eur. Ceram. Soc. 18 (1998) 1461.
- [17] Hnatko M. – Balog M. – Sajgalik P.: Key Eng. Mater. 264-268 (2004) 2305.

## Kollerjáratok energiaigénye II.\*

### Bányanedves agyagásványokban aprításkor ébredő nyomófeszültség előállításához szükséges energia- és teljesítményfelvétel meghatározása

Gömze A. László

Miskolci Egyetem, Kerámia és Szilikátmérnöki Tanszék

#### 7. Kollerjáratok görgőinek palástfelületére ható nyomás matematikai meghatározása

A kollerjárat görgői és a tányér közötti résben aprítódó anyag – esetünkben bányanedves agyagásvány – a görgő palástfelületére nyomást gyakorol. Ennek az aprítódó anyag által kifejtett nyomásnak – nyomófeszültségnek – a nagysága meghatározható, amennyiben a (9) kifejezésbe behelyettesítjük a csúszatófeszültségre kapott (11) összefüggés  $x$  szerinti deriváltját. Ebben az esetben a kollerjárat  $i$ -edik görgője alatti résben aprítódó masszában – szemcsékben – ébredő nyomófeszültség gradiensre a:

$$\frac{dp_i}{dy_i} = 12\eta_i\omega_i R_i \frac{t_i - t_{oi}}{t_i^3}; [\text{Pa/m}] \quad (41)$$

kifejezés adódik, ahonnan:

$$dp_i = 12\eta_i\omega_i R_i \frac{t_i - t_{oi}}{t_i^3} dy_i; [\text{Pa}] \quad (42)$$

A (42) kifejezésben található  $dy$  értéke a 4. ábra (lásd a Kollerjáratok energiaigénye I. c. résznél) segítségével viszonylag könnyen meghatározható. A trigonometriai műveletek elvégzésével ugyanis adódik, hogy:

$$y_i = \sqrt{t_i - t_o} \cdot \sqrt{2R_i - (t_i - t_{oi})}; [\text{m}] \quad (43)$$

ahonnan:

$$dy_i = \sqrt{2R_i} \cdot \left( \frac{1}{2\sqrt{t_i - t_{oi}}} - \frac{\sqrt{t_i - t_{oi}}}{2R_i} \right) dt_i; \quad (44)$$

Az így előállított (44) kifejezést (42)-be visszahelyettesítve a megfelelő műveletek elvégzése után az  $i$ -edik görgő palástfelületére ható nyomásra a

$$\int_0^{P_i} dp_i = 6\eta_i\omega_i R_i \sqrt{2R_i} \int \frac{\sqrt{t_i - t_{oi}}}{t_i^3} dt_i - 6\eta_i\omega_i \sqrt{2R_i} \int \frac{\sqrt{(t_i - t_{oi})^3}}{t_i^3} dt_i; \quad (45)$$

integrál kifejezést kapjuk, melynek megoldása:

$$P_i = 3\eta_i\omega_i R_i \sqrt{2R_i} \left[ \frac{\sqrt{t_i - t_{oi}}}{2t_i t_{oi}} + \frac{1}{2\sqrt{t_{oi}^3}} \arctg \sqrt{\frac{t_i - t_{oi}}{t_{oi}}} - \frac{\sqrt{t_i - t_{oi}}}{t_i^2} \right] - 3\eta_i\omega_i \sqrt{2R_i} \cdot \left[ -\frac{\sqrt{(t_i - t_{oi})^3}}{t_i^2} - \frac{3}{2} \frac{\sqrt{t_i - t_{oi}}}{t_i} + \frac{3}{2\sqrt{t_{oi}}} \arctg \sqrt{\frac{t_i - t_{oi}}{t_{oi}}} \right] + C; [\text{Pa}] \quad (46)$$

\* Lapunk 2004/2. számában megjelent, Gömze A. László: Kollerjáratok energiaigénye I. Bányanedves agyagásványokban aprításkor ébredő csúszatófeszültség előállításához szükséges energia- és teljesítményfelvétel meghatározása c. írás folytatása.

Könnyű belátni, hogy álló görgők esetén a kollerre feladott anyag a rézsűszögének (belső súrlódási együtthatójának) megfelelően ugyan kitölt bizonyos teret a tányér és a görgő közötti részben, de nem aprózódik, és nem gyakorol érdemleges nyomást a koller görgőinek palástfelületére. Vagyis ha:

$$\omega_i = 0, \text{ akkor } P = 0; \quad (47)$$

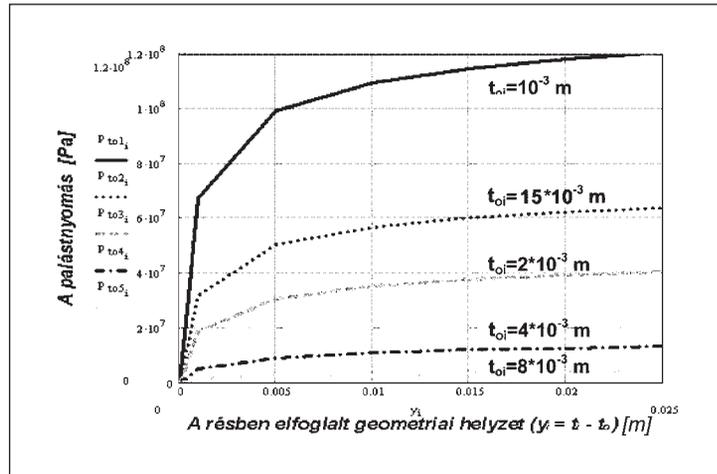
amiből következik, hogy a (46) összefüggésben szereplő integrálási állandó értéke:

$$C = 0 \quad (48)$$

C ismeretében a könnyebb áttekinthetőség érdekében célszerű a (46) kifejezést a következő alakra hozni:

$$P_i = 3\eta_i \omega_i \sqrt{2R_i} \frac{\sqrt{t_i - t_{oi}}}{t_i} \left( \frac{R_i}{2t_{oi}} - \frac{R_i}{t_i} + \frac{t_i - t_{oi}}{t_i} + \frac{3}{2} \right) + \frac{3}{2} \eta_i \omega_i \sqrt{\frac{2R_i}{t_{oi}}} \left( \frac{R_i}{t_{oi}} - 3 \right) \arctg \sqrt{\frac{t_i - t_{oi}}{t_{oi}}}; [\text{Pa}] \quad (49)$$

A kollerjárat *i*-edik görgője alatti részben aprózódó massa görgőpalást felületére gyakorolt nyomásának alakulását a 9. ábra szemlélteti.



9. ábra. A KEMA 1800/S típusú kollerjárat *i*-edik görgője alatti részben aprítódó massa görgőpalást felületére gyakorolt nyomásának alakulása a részben elfoglalt geometriai hely függvényében, ha az agyagásvány dinamikus viszkozitását:  $\eta_i = 10^3$  Pas konstans értéknek tekintjük

Az ábrán jól látható, hogy a  $t_{oi}$  névleges résmérettől elindulva a palástnyomás egy bizonyos  $t_{ik}$  kritikus résméretig elég intenzíven növekszik, majd az  $\alpha_{oi}$  átfogási szöghöz tartozó  $T_i$  irányába haladva fokozatosan csökken.

## 8. A részben aprítódó anyag által gerjesztett palástnyomásból eredő $F_{pi}$ erő meghatározása

A (49) kifejezés meglehetősen bonyolult, különösen, ha segítségével szeretnénk meghatározni a tányér és a görgő közötti részben aprítódó anyag által gerjesztett palástnyomásból eredő  $F_{pi}$  – a görgő forgástengelye felé irányuló – erőt. Ennek az  $F_{pi}$  eredő erőnek az ismerete két okból is szükséges. Egyrészt ugyanis a görgő alatti részben található anyagban nyomófeszültség hatására aprítás csak akkor megy végbe, ha az adott görgő  $G_i$  tömegereje ennél a „felhajtóerőként” viselkedő erőnél nagyobb vagy egyenlő; azaz:

$$G_i = m_i g \geq F; [\text{N}] \quad (50)$$

ahol:  $m_i$  – az *i*-edik görgő tömege, kg,  
 $g$  – a gravitációs gyorsulás, esetünkben  $g = 9,81 \text{ m/s}^2$

Másrészt ebből az erőből kell származtatnunk azt a súrlódóerőt, amellyel az aprítandó massa ellenáll a kollerjárat görgőinek masszafelületen a [26] munkában részletezett (ott a 38-as kifejezéssel megadott)  $v_{ioc}$  átlagsebességgel történő csúszásának. Ugyanis amennyiben a görgő tömege által gerjesztett súrlódóerő ennél nagyobb, úgy a görgő

alatti részben a szemcse aprózódik, és az aprított szemcsék külső rétege igyekszik együtt mozogni a kollerjárat görgőjének palástfelületével!

Az  $F_{pi}$  erő meghatározása érdekében a palástnyomásra célszerű a (49)-es kifejezésnél egyszerűbb alakú – ugyanakkor a méretezési követelményeket még kellő pontossággal kielégítő – megoldást keresni. Erre lehetőséget biztosít az a tény, hogy:

$$2R_i \gg t_i - t_{oi}; [m] \quad (51)$$

ezáltal a (43) kifejezés az

$$y_i = \sqrt{t_i - t_{oi}} \cdot \sqrt{2R_i}; [m] \quad (52)$$

alakra hozható; ahonnan

$$dy_i = \sqrt{2R_i} \frac{1}{2\sqrt{t_i - t_{oi}}} dt; [m] \quad (53)$$

Az így kapott (53) kifejezés felhasználásával a (42) összefüggés a következő alakban írható fel:

$$dp_{ie} = 6\eta_i \omega_i R_i \sqrt{2R_i} \frac{\sqrt{t_i - t_{oi}}}{t_i^3} dt; [Pa] \quad (54)$$

Az integrálást elvégezve az  $i$ -edik görgő felülete mentén a palástnyomásra a:

$$p_{ie} = 3\eta_i \omega_i \sqrt{2R_i^3} \frac{\sqrt{t_i - t_{oi}}}{t_i} \left( \frac{1}{2t_{oi}} - \frac{1}{t_i} \right) + \frac{3}{2} \eta_i \omega_i \sqrt{2R_i^3} \sqrt{t_i^3} \operatorname{arctg} \sqrt{\frac{t_i - t_{oi}}{t_{oi}}}; [Pa] \quad (55)$$

összefüggés adódik.

A kollerjárat  $i$ -edik görgője és a tányér közötti részben található anyag aprításakor keletkező palástnyomásból eredő – a görgő középpontja (forgástengelye) irányába ható –  $F_{pi}$  reakcióerő a palástnyomás eloszlásra kapott  $P_{ie}$  ismeretében már meghatározható az alábbiak szerint:

$$F_{pi} = \int_{A_i} P_{ie} dA_i; [N] \quad (56)$$

ahol:  $dA_i$  – az  $i$ -edik görgőpalást elemi felülete,  $m^2$ .

A  $dA_i$  elemi felület nagyságát a 4. ábra (lásd a Kollerjáratok energiaigénye I. részénél) segítségével már korábban meghatároztuk a (18), illetve (19) kifejezésekkel; így az (56) összefüggés a következő alakra hozható:

$$F_{pi} = \int_{\alpha_i=0}^{\alpha_{oi}} P_{ie} L_i R_i d\alpha_i; [N] \quad (57)$$

A  $P_{ie}$ -re kapott (55) és a  $d\alpha_i$ -re kapott (25) kifejezések felhasználásával az (57) összefüggés az alábbiak szerint írható át:

$$F_{pi} = \int_{t_i=t_{oi}}^{T_i} \left[ 3\eta_i \omega_i L_i R_i \sqrt{2R_i^3} \left( \frac{1}{2t_{oi}} - \frac{1}{t_i} \right) + \frac{3}{2} \eta_i \omega_i L_i R_i \sqrt{2R_i^3} \sqrt{t_i^3} \cdot \operatorname{arctg} \sqrt{\frac{t_i - t_{oi}}{t_{oi}}} \right] \frac{dt_i}{\sqrt{2R_i} \sqrt{t_i - t_{oi}}}; [N] \quad (58)$$

Az integrálási művelet megkönnyítése érdekében célszerű az (58) kifejezést kissé átalakítani, és tagonként felírni az alábbiak szerint:

$$F_{pi} = \frac{3}{2\sqrt{t_{oi}}} \eta_i \omega_i L_i R_i^2 \int_{t_i=t_{oi}}^{T_i} \frac{dt_i}{t_i^2} + \frac{3}{2} \eta_i \omega_i L_i R_i^2 \int_{t_i=t_{oi}}^{T_i} \sqrt{t_i^3} \operatorname{arctg} \sqrt{\frac{t_i - t_{oi}}{t_{oi}}} \cdot \frac{dt_i}{\sqrt{t_i - t_{oi}}}; [N] \quad (59)$$

Az integrálási művelet elvégzése után a kollerjárat  $i$ -edik görgője és a tányér közötti részben aprózódó masszában ébredő nyomás okozta, a görgő középpontja (forgástengelye) felé irányuló reakcióerőre („felhajtóerőre”) a görgőpaláston kapjuk, hogy:

$$F_{pi} = \frac{3}{2t_{oi}} \eta_i \omega_i L_i R_i^2 \ln \frac{T_i}{t_{oi}} - 3\eta_i \omega_i L_i R_i^2 \left( \frac{1}{T_i} - \frac{1}{t_{oi}} \right) + \frac{3}{2} \eta_i \omega_i L_i R_i^2 \frac{\sqrt{T_i - t_{oi}}}{\sqrt{t_{oi}^3}} \cdot \operatorname{arctg} \sqrt{\frac{T_i - t_{oi}}{t_{oi}}} - \frac{3}{2} \eta_i \omega_i L_i R_i^2 \frac{1}{\sqrt{t_{oi}^3}} \left( \sqrt{t_i - t_{oi}} + t_{oi} \ln \frac{\sqrt{T_i - t_{oi}} + \sqrt{t_{oi}}}{\sqrt{t_{oi}}} \right); [N] \quad (60)$$

Az (60) kifejezést célszerű kissé átalakítani az alábbiak szerint:

$$F_{pi} = \frac{3}{2t_{oi}} \eta_i \omega_i L_i R_i^2 \left[ \ln \frac{T_i}{t_{oi}} + 2 - \frac{2t_{oi}}{T_i} - \sqrt{\frac{T_i - t_{oi}}{t_{oi}}} - \sqrt{t_{oi}} \ln \left( \sqrt{\frac{T_i - t_{oi}}{t_{oi}}} + 1 \right) + \sqrt{\frac{T_i - t_{oi}}{t_{oi}}} \arctg \sqrt{\frac{T_i - t_{oi}}{t_{oi}}} \right]; [N] \quad (61)$$

Abban az esetben, amikor a kollerjára egyenletes az aprítandó anyag feladása és egyenletes az aprított szemcsék elvétele, ideális esetben – amikor egyetlen rétegben történik az anyagfeladás, és az aprítandó szemcseméret megegyezik a feladott „anyagszalag” vastagságával; vagyis teljesül a (31) kifejezésben megadott feltétel, a (61) összefüggés az alábbiak szerint írható át:

$$F_{pai} = \frac{3}{2t_{oi}} \eta_i \omega_i L_i R_i^2 \left[ \ln a_i + 2 - \frac{2}{a_i} - \sqrt{a_i - 1} - \sqrt{t_{oi}} \cdot \ln(\sqrt{a_i - 1} + 1) + \sqrt{a_i - 1} \arctg \sqrt{a_i - 1} \right]; [N] \quad (62)$$

ahol:  $a_i$  – a kollerjára  $i$ -edik görgője által realizált aprítási fok.

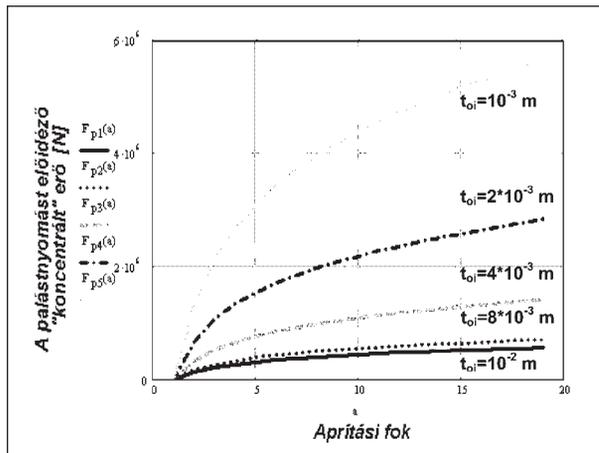
Ennél a (61) és (62) összefüggésekben kapott erőnél kell, hogy nagyobb legyen a kollerjára tetszőleges  $i$ -edik görgőjének korrigált tömegereje minden olyan esetben, amikor azt szeretnénk, hogy a görgő és a tányér közötti részben aprózódó anyag aprítása ne csak nyírás, de nyomás hatására is végbemenjen! Vagyis, ha kollerjaron az agyagásványokat nyomás hatására is aprítani akarjuk, akkor teljesülnie kell az:

$$F_{pai} \leq m_{gi} \cdot a_{gi} \geq F_{pi}; [N] \quad (63)$$

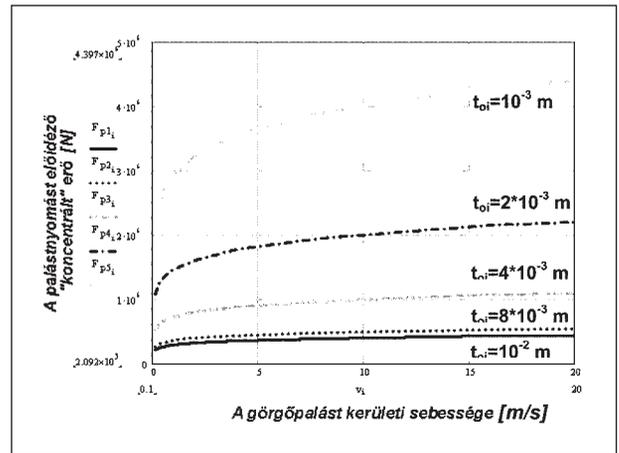
feltételnek; ahol:

- $m_{gi}$  a kollerjára tetszőleges  $i$ -edik görgőjének tömege és
- $a_{gi}$  az  $i$ -edik görgő eredő gyorsulása (tartalmazza a gravitációs gyorsulást is!)

Az  $F_{pi}$  erő alakulását az aprítási fok függvényében a 10. ábra, míg az aprítási sebesség függvényében a 11. ábra szemlélteti.



10. ábra. A palástnyomást előidéző „koncentrált” erő alakulása az aprítási fok függvényében bányanedves agyagásvány KEMA 1800/S kollerjaron történő aprításakor;  $L_i = 0,5$  m;  $R_i = 0,9$  m;  $\omega_i = 1,5s^{-1}$ ; ( $\eta_i$  értéke függ a masszában kialakuló sebességgradiensektől)

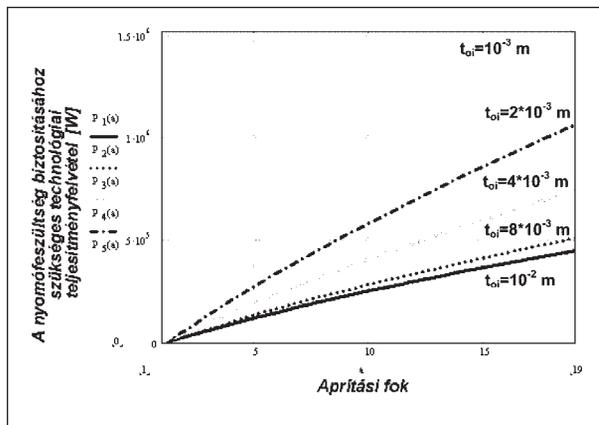


11. ábra. A palástnyomást előidéző „koncentrált” erő alakulása a görgőpalást kerületi sebességének függvényében bányanedves agyagásvány KEMA 1800/S kollerjaron történő aprításakor;  $R_i = 0,9$  m;  $L_i = 0,5$  m;  $a = 8$

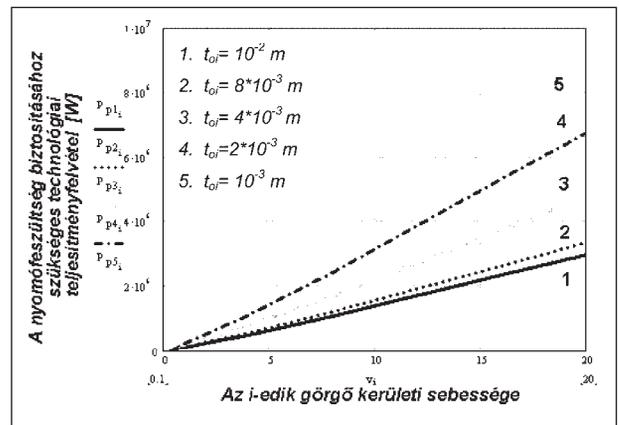
Mind a (61) és (62) kifejezésekből, mind a 10. és 11. ábrából jól látható, hogy a kollerjára görgői és a tányér közötti részben aprózódó képlékeny-viszkoelasztikus anyagban ébredő nyomófeszültség által a görgőpalást felületén jelentkező reakcióerő értéke elsősorban:

- az aprítandó anyag reológiai tulajdonságaitól, az  $\eta_i$  dinamikus viszkozitástól;
- az alakítás mértékétől, vagyis az  $a_i$  aprítási foktól;
- az aprítás  $\omega_i R_i$  sebességétől;
- az aprításra feladott „anyagszalag”  $t_i$  vastagságától, illetve a görgőnek az adott anyagra jellemző átfogási szögéből adódó  $T_i$  résmérettől;
- valamint a kollerjára konstrukciós kialakításától; a görgők  $L_i$ ,  $R_i$  és  $t_{oi}$  geometriai méreteitől függ.





14. ábra. A KEMA 1800/S kollerjártat *i*-edik görgőjének a nyomófeszültség biztosításához szükséges technológiai teljesítményfelvétele az aprítási fok függvényében;  $R_i = 0,9 \text{ m}$ ;  $L_i = 0,5 \text{ m}$ ;  $\omega_i = 1,5 \text{ s}^{-1}$ ; ( $\eta_i$  értéke függ a masszában kialakuló sebességgradiensektől)



15. ábra. A KEMA 1800/S kollerjártat *i*-edik görgőjének a nyomófeszültség biztosításához szükséges technológiai teljesítményfelvétele az aprítási sebesség (a görgő kerületi sebessége) függvényében.  $R_i = 0,9 \text{ m}$ ;  $L_i = 0,5 \text{ m}$ ;  $a_i = 7$ ; valamint  $\eta_i = 10^3 \text{ Pas}$ , ha  $dv/dx = \dots \text{ s}^{-1}$

Az aprítási szög alakulását az aprítási fok függvényében a 13. ábra a KEMA 1800S példáján szemlélteti. Az ábrán jól látható, hogy ez a szög jelentős mértékben függ a  $t_{oi}$  névleges résmérettől is; vagyis attól, hogy milyen magas az aprított „anyagszalag” vastagsága a görgő áthaladása után!

A kollerjártat *i*-edik görgője által az aprítandó masszában gerjesztett nyomófeszültség biztosításához szükséges technológiai teljesítményfelvétel mint erő-sebesség szorzat határozható meg; ami a 12. ábra felhasználásával

$$P_{pi} = F_{pi} \cdot (\omega_i R_i) \cdot \sin \beta_i; \text{ [W]} \quad (69)$$

alakban írható fel.

A (61) és a (68) kifejezések (69)-be történő helyettesítésével a nyomófeszültség biztosításához az *i*-edik görgő technológiai teljesítményfelvétele a

$$P_{pi} = \frac{3}{2t_{oi}} \eta_i \omega_i^2 L_i R_i^3 \left[ \ln \frac{T_i}{t_{oi}} + 2 - \frac{2t_{oi}}{T_i} - \sqrt{\frac{T_i - t_{oi}}{t_{oi}}} - \sqrt{t_{oi}} \ln \left( \sqrt{\frac{T_i - t_{oi}}{t_{oi}}} + 1 \right) + \sqrt{\frac{T_i - t_{oi}}{t_{oi}}} \arctg \sqrt{\frac{T_i - t_{oi}}{t_{oi}}} \right] \cdot \sin \left\{ \arccos \left[ 1 - \frac{t_{oi}}{R_i} (a_i - 1) \right] \right\}; \text{ [W]} \quad (70)$$

összefüggés alapján számítható ki.

Ugyanez az aprítási fok függvényében – feltételezve, hogy a kollerjártaton feladott „anyagszalag” vastagsága megegyezik a legnagyobb aprítandó szemcsenagysággal – a (62) kifejezés felhasználásával határozható meg az alábbiak szerint:

$$P_{poi} = \frac{3}{2t_{oi}} \eta_i \omega_i^2 L_i R_i^3 \left[ \ln a_i + 2 - \frac{2}{a_i} - \sqrt{a_i - 1} - \sqrt{t_{oi}} \cdot \ln(\sqrt{a_i - 1} + 1) + \sqrt{a_i - 1} \arctg \sqrt{a_i - 1} \right] \cdot \sin \left\{ \arccos \left[ 1 - \frac{t_{oi}}{R_i} (a_i - 1) \right] \right\}; \text{ [W]} \quad (71)$$

A kollerjártat *i*-edik görgőjének a nyomófeszültsége biztosításához szükséges technológiai teljesítményfelvételét a 14. ábra az aprítási fok, a 15. ábra pedig az aprítási sebesség függvényében ábrázolja a KEMA 1800/S aprítógép példáján.

A görgők és a tányér közötti résben található szemcsék nyomás általi aprításához szükséges nyomófeszültség biztosításához a kollerjártatnak összesen

$$P_p = \sum_{i=1}^N P_{pi}; \text{ [W]} \quad (72)$$

technológiai teljesítményfelvételre van szüksége, ahol  $N$  – a görgők száma.

## 10. Az aprításhoz szükséges nyomófeszültség biztosításának energiaigénye

A kollerjázat  $i$ -edik görgője által az aprítandó masszában gerjesztett – az aprítást elősegítő – nyomófeszültség biztosításához szükséges technológiai energiaigény mint erő-út szorzat határozható meg, vagyis:

$$W_{pi} = (F_{pi} \cdot \sin\beta_i) \cdot R_i; \text{ [Nm]} \quad (73)$$

A (61) és (68) kifejezések (73)-ba történő behelyettesítésével a nyomófeszültség biztosításához a kollerjázat  $i$ -edik görgőjének technológiai energiaigénye a:

$$W_{pi} = \frac{3}{2t_{oi}} \eta_i \omega_i L_i R_i^3 \left[ \ln \frac{T_i}{t_{oi}} + 2 - \frac{2t_{oi}}{T_i} - \sqrt{\frac{T_i - t_{oi}}{t_{oi}}} - \sqrt{t_{oi}} \ln \left( \sqrt{\frac{T_i - t_{oi}}{t_{oi}}} + 1 \right) + \sqrt{\frac{T_i - t_{oi}}{t_{oi}}} \cdot \arctg \sqrt{\frac{T_i - t_{oi}}{t_{oi}}} \right] \cdot \sin \left\{ \arccos \left[ 1 - \frac{t_{oi}}{R_i} (a_i - 1) \right] \right\}; \text{ [Nm]} \quad (74)$$

összefüggés alapján számítható ki.

Ugyanez az aprítási fok függvényében:

$$W_{pi} = \frac{3}{2t_{oi}} \eta_i \omega_i L_i R_i^3 \left[ \ln a_i + 2 - \frac{2}{a_i} - \sqrt{a_i - 1} - t_{oi} \ln(\sqrt{a_i - 1} + 1) + \sqrt{a_i - 1} \cdot \arctg \sqrt{a_i - 1} \right] \cdot \sin \left\{ \arccos \left[ 1 - \frac{t_{oi}}{R_i} (a_i - 1) \right] \right\}; \text{ [Nm]} \quad (75)$$

Mind a (74) mind a (75) kifejezésekből jól látható, hogy a kollerjázat tetszőleges  $i$ -edik görgője és a tányér közötti részben aprózódó képlékeny-viszkoelasztikus agyagásvány szemcséiben ébredő nyomófeszültségek biztosításához technológiailag szükséges energiaigény nagysága – értéke – elsősorban:

- az aprítandó anyag  $\eta_i$  dinamikus viszkozitásától;
- az egyidejűleg feladott anyaghalmoz  $T_i$  „szalagvastagságától”;
- a realizált  $a_i$  aprítási foktól;
- a kollerjázat konstrukciós paramétereitől – a görgők  $L_i$ ,  $R_i$  geometriai méreteitől és  $\omega_i$  szögsebességtől;
- valamint a  $t_{oi}$  névleges résmérettől függ.

Az aprítandó anyagban (bányanedves agyagásványban) gerjesztett, az aprítást elősegítő nyomófeszültség biztosításához szükséges összes technológiai energiaigény a

$$W_p = \sum_{i=1}^N W_{pi}; \text{ [Nm]} \quad (76)$$

összefüggés alapján határozható meg, ahol:  $N$  – a görgők száma.

## 11. A technológiailag szükséges összes energiafelvétel

Bányanedves agyagásványok, valamint egyéb képlékeny-viszkoelasztikus kerámia és szilikátipari nyersanyagok és termékek aprításakor a kollerjázatok működtetésére fordított energiából technológiailag csak az a rész hasznosul, ami a massa aprításához szükséges csúsztatófeszültség és nyomófeszültség előállítására fordítódik.

Így a technológiailag szükséges összes energiaigény a (36) és (76) kifejezések összegeként írható fel az alábbiak szerint:

$$W_{to} = \sum_{i=1}^N W_{pi} + \sum_{i=1}^N W_{ai}, \text{ [W]} \quad (77)$$

## 12. Összegzés

A kollerjárat tényérja és görgője közötti résben aprózódó anyagban a görgők által gerjesztett mechanikai feszültségek matematikai elemzése alapján a következők állapíthatók meg:

- A görgőjáratok elvén működő aprító- és finomórló berendezések – így a kollerjáratok és a gyűrűsmalmok különböző típusai, valamint a mechanofúziós őrlőberendezések egy része – olyan aprítógépek, ahol a feladott szemcsék aprózódása összetett mechanikai igénybevétel (egyidejű nyírás és nyomás) hatására megy végbe.
- A görgőjáratok elvén működő aprítógépek és őrlőberendezések aprítási teljesítménye annál nagyobb, hatékonysága annál jobb, minél nagyobb az aprítandó anyag nyíró- és nyomószilárdsága közötti különbség.

A kollerjáratok görgője és tényérja közötti résben aprózódó anyagban ébredő intenzív nyíró és nyomóhatásnak köszönhetően ezek a berendezések kiválóan alkalmasak nemcsak a tégl- és cserépiparban használt bányanedves agyagásványok előállítására, de a különböző kerámiaipari nyersanyagok, valamint előgyártmányok, szárított és égetett termékek hatékony aprítására, őrlésére is.

### Irodalom

- [1] *Rittinger, P. Ritter von*: Lehrbuch der Aufbereitungskunde. Berlin, Verlag Ernst und Korn, 1867.
- [2] *Kick F*: Das Gesetz der proportiongen Widerstande und seme Anwendungen. Leipzig, Verlag von Arthur Felix, 1885.
- [3] *Bond F. C.*: The third theory of comminution. Mining Engineering, v. 4., 1952. p. 484–494.
- [4] *Charles, R. J.*: Energy-size reduction relationships in comminution. Mining Engineering, v. 9., 1957. p. 80–87.
- [5] *Szapozsnyikov M. Ya.*: Mechaniceszkoe oborudovanie predpriyatij sztroitel'nyh materialov, izdelij i konsztrukcij. Moszkva, Vüszsaya Skola, 1971.
- [6] *Gömze A. László*: Kerámiaipari simahengerművek hatékonyságnövelésének matematikai alapjai I., II. és III. Építőanyag. 32. évf. 4., 9. és 10. szám, 1980.
- [7] *Juhász A. Zoltán – Opczky Ludmilla*: Mechanical Activation of Minerals by Grinding, Pulverizing and Morphology ad Particles. Akadémiai Kiadó, Budapest, 1990.
- [8] *Szilenok Sz. G.*: Mechaniceszkoe oborudovanie predpriyatij sztroitel'noj induztrii. Sztróizdat, Moszkva, 1973.
- [9] *Baumann V. A – Kusancev B. V. – Martünov V. D.*: Mechaniceszkoe oborudovanie predpriyatij sztroitel'nyh materialov, izdelij i konsztrukcij. Masinosztróenie, Moszkva, 1981.
- [10] „Succesful on international markets since 1878”. KEMA GmbH katalógusa, 1–74. oldal, Information Press, Görlitz, 2000.
- [11] Serie mulini a tamburo MTD. SACMI katalógus, 1–10. oldal, 2000.
- [12] *Péter Gyula*: Kerámiaipari gépek. Műszaki Könyvkiadó, Budapest, 1982.
- [13] *Kothe J.*: KEMA Pan Mill type KG 1800/S – Crushing, Homogenising and Disintegrating. KEMA Information, Görlitz, 1999.
- [14] *Turenko A. V.*: Lekcii po mehaniceszkomu oborudovaniyu. Egyetemi előadás jegyzete (kézirat). MISA, Moszkva, 2003.
- [15] *Dr. Gömze A. László*: Portechnológia. Miskolci Egyetem, Anyag és Kohómérnöki Kar, anyagmérnöki szak, III. évf. „Porok szemcseszervezetének előállítása” előadás kiadott jegyzete (kézirat), Miskolc, 2003. február 20.
- [16] *Gömze A. L. – Turenko A. V. – Nazarov V.*: A képlékeny agyag aprításának matematikai elemzése. Építőanyag. 26. évf. 9. szám, 348–354. old. 1974.
- [17] *Gömze A. László*: Agyagásványok aprítására használt simahengerek méretezésének néhány specifikus problémája. Építőanyag. 32. évf. 11. szám, 428–432 old. 1980.
- [18] *Gömze A. L. – Eller E. A. – Szilenok Sz. G.*: Azbesztcement masszák extrudálhatóságának reológiai alapjai. Építőanyag. 34. évf. 1. szám, 17–22. old. 1982.
- [19] *Gömze A. László*: Extrudálható azbesztcement masszák reológiai vizsgálata. Építőanyag. 35. évf. 1. szám, 28–34. old. 1983.
- [20] *Gömze A. László*: Csigasajtóval előállított azbesztcement-termékek préselés utáni feszültségállapotának matematikai elemzése. Építőanyag. 35. évf. 5. szám, 173–177. old. 1983.
- [21] *Nagy Anikó*: Rheologisches Verhalten von Microsilica. Diplomaterv, tervezésvezető: dr. Gömze A. László. Miskolci Egyetem, 2000.
- [22] *I. Papp – L. A. Gömze – K. Olasz Kovács – A. Nagy*: Änderung der Rheologischen Eigenschaften des Kaolins A1. Keramische Zeitschrift, v. 52. N. 9., p. 788–795. 2000.
- [23] *Gömze A. László*: Az építési kerámia termékek alapanyagai és előállításuk technológiai műveletei. Kerámiaipari Évkönyv I., 30–51. old. Főszerkesztő: dr. Szabó Miklós. ETK Kft., Budapest, 2001.
- [24] *Kocserha István – Gömze A. László*: Képlékeny finomkerámia-ipari masszák súrlódási vizsgálata. XX. Finomkerámiai Nap, 2002.
- [25] *Kocserha István*: Téglagyagok összehasonlító vizsgálata – külső súrlódási tényező meghatározása; microCAD 2003. Anyagtechnológiai Szekció kiadványa, 59–64. old. Miskolc, 2003.
- [26] *Gömze A. László*: Az aprítási elmélet néhány aktuális kérdése – képlékeny viszkoelasztikus anyagok aprítása görgőjáraton. Építőanyag. 55. évf. 3. szám, 2003.
- [27] *Gömze A. László – Kocserha István – Czel György*: U0200079 számú mintaoltalmú találmány, Magyar Szabadalmi Hivatal. Budapest, 2002.
- [28] *Dr. Gömze A. László*: A Kerámia és Szilikátmérnöki Tanszék bemutatása. Kerámia- és szilikátipari kutatások és mérnök-képzés a Miskolci Egyetemen. Szakmai tudományos konferencia kiadványa, 143–153. old. Miskolc, 2003.

**RENDELJE MEG AZ „ÉPÍTŐANYAG” CÍMŰ FOLYÓIRATOT !**  
**SZTE Titkárság, tel./fax: 201-9360, e-mail: mail.szte@mtesz.hu**

# SZILIKÁTTECHNIKA

## Néhány nagy tisztaságú $\text{Al}_2\text{O}_3$ műszaki kerámia hajlítószilárdsági vizsgálata

Csányi Judit\* – Gömze A. László\* – Kövér Zsuzsanna Ilona\*\*

\* Miskolci Egyetem, Kerámia és Szilikátmérnöki Tanszék

\*\* MTA MFA

### Bevezetés

Napjainkban az ipar számos területén egyre szélesebb körben alkalmaznak alumínium-oxid műszaki kerámiákat, mivel ezek igen nagy kopásállósággal és mechanikai szilárdsággal rendelkeznek. Eddigi munkánk során törekedtünk az alumínium-oxid műszaki kerámiák alakadási [1, 2, 3, 4, 5] és égetési technológiájának [6, 7, 8] optimalizálására; és ezáltal minél előnyösebb tulajdonságokkal rendelkező termékek előállítására.

Az alumínium-oxid műszaki kerámia előállításához alkalmazott klasszikus portechnológia egyes fázisait igen sokféleképpen lehet megvalósítani. Jól ismert alakadási technológia az alumínium-oxid műszaki kerámiák sajtolása területén az egy- és kétoldali sajtolás, illetve az izostatikus préselés [9, 10], mégis számos megoldásra váró probléma merül fel a formázás során. A szinterelés módja szintén jelentős mértékben befolyásolja a termék minőségét attól függően, hogy az milyen kemencében, milyen atmoszférában történik.

A nagy tisztaságú alumínium-oxid kerámiák tömörödése és a mikroszerkezet kialakítására összességében hat a porok karakterisztikája, a por összetétele, az adalékanyagok, a szinterelési atmoszféra és a hőtartási idő. Ezek figyelembevételével megválasztott és előkészített alumínium-oxid kerámiaport alkalmazva az alakadási technológiával tudjuk irányítani a tömörödést. A fázisok és az egyensúly hiánya a szinterelés hőmérsékletén hatással van a tömörödés és a mikroszerkezet kialakulására. Továbbá a kémiai reakciók kinetikája és a fázistranszformációk is jelentős mértékben hatnak a szinterelésre. Megfelelő választása egy alkalmas szinterelési atmoszférának meghatározza az atmoszféra és a formázott nyersanyag közötti kémiai reakciókat és a gáz oldhatóságát. A hőtartási idő szabályozása hatásos és fontos a mikroszerkezet kialakításánál. Bizonyos heterogén fázisok eloszlása a kerámiáknál szabályozható megfelelő hűtéssel, hőkezeléssel szinterelés után [11].

Jelen dolgozat célja az alkalmazott technológia hatásának bemutatása az alumínium-oxid műszaki kerámiák

legfontosabb mechanikai tulajdonságaira – a hajlítószilárdságra – és a kialakuló makro- és mikrostruktúrára.

### 1. A hőkezelés jelentősége

Az alumínium-oxid tulajdonságait tekintve nagy keménységű, korrózióálló és kopásálló anyag, azonban alacsony szívóssága és érzékenysége a hő indukálta feszültségre meghibásodáshoz, illetve töréshez vezet. Szinterelés során a nitrogén bevitelle – történhet gáz, illetve szilárd anyag formájában (AlN) – és reakciója a rideg, szilárd anyaggal egy olyan új anyagot eredményez, mely megtartva mechanikai tulajdonságait szívóssá válik. A nitrogéngázban történő hőkezelés eredménye, hogy az  $\text{Al}_2\text{O}_3$  mellett AlN és AlON is keletkezik.

Az AlN számos kiváló tulajdonsággal rendelkezik, hővezető képessége, fajlagos ellenállása nagy, dielektrikus állandója mérsékelt alacsony. Az AlN a természetben nem létezik. A fémalumínium-por direkt nitridációjával vagy az alumínium-oxid-por karbotermikus reakciójával állítható elő [12].

Az AlON olyan polikristályos anyag, melynek szerkezete éppen inverze a spinelnek. Üvegszerű, pórusmentes anyag, mely nagy keménységgel, de ugyanakkor alacsony hővezető képességgel rendelkezik. Előállítására sokféle módszert ismerünk, melyek közül a leginkább elterjedtek a következők:

- egyidejű redukciója és nitridációja az  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -nak,
- a fémalumínium oxinitridációja égés során,
- gázfázisú reakciója  $\text{AlCl}_3$ -dal,
- direkt reakció az  $\text{Al}_2\text{O}_3$  és az AlN között [13].

Célunk megvalósításához többféle eljárás is létezik, mely történhet:

- plazmaszórással,
- AlN hozzáadásával, nitrogéngázban szinterelve,
- nitrogéngázban szinterelve.

A plazmaszórásos eljárás során először az  $\text{Al}_2\text{O}_3$ /AlN kompozitpor szinterelése történik  $\text{Ar}/\text{N}_2$  plazmában (~10 000 K), mely direkt nitridációja az alumíni-

um-oxidnak. Ezzel a módszerrel kockarácsú AlN állítható elő, mely N- és O-ionokat tartalmaz. Az így készült anyag AlN- és  $\gamma$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-tartalma a kiindulási anyag AlN- és Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-tartalmához képest növekszik. Ezért további hőkezelés szükséges, mely nitrogén gázban 800–1200 °C-on 2 h hőn tartással történik. Az utólagos hőkezelés hatására az AlN hexagonális rácsú lesz, az AlN mennyisége növekszik, de a  $\gamma$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-tartalom csökken [14].

Az Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-hoz adott AlN mennyisége és a szinterelés hőmérséklete jelentős mértékben befolyásolja az anyag mikrostruktúráját. Nitrogén gázban történő szinterelés során alacsonyabb (< 10 mol%) AlN-tartalom mellett homogén mikroszerkezetet kapunk, az alumínium-oxid szemcsék érintkezési felületén AlON jelenik meg. Magasabb AlN-tartalomnál a keletkezett AlON az alumínium-oxid szemcséhatára körül helyezkedik el.

1600 °C-on szinterelve  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> és AlON keletkezik. Növelve a szinterelés hőmérsékletét, 1700 és 1750 °C-on 1 mol% AlN esetén az  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> és AlON mellett egy új  $\phi$ -fázis (5 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> · AlON, monoklin) is megjelenik. Azonban 20-25 mol% AlN esetén csak az  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> és AlON van jelen.

1800 °C-on történő szintereléskor 5 mol% AlN esetén  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> és AlON mellett  $\phi$ -fázis is jelen van. 10 mol% AlN esetén  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> és AlON keletkezik. 20 mol% esetén csak AlON jön létre az AlN-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> rendszerben.

Meg kell jegyezni, hogy 1600 °C-on 5–25 mol% AlON keletkezhet, de az alumínium-oxid porozitása növekszik, és szemcsedurvulás is kialakulhat. 1700 és 1800 °C-on az AlN mennyiségétől függően a keletkezett AlON az alumínium-oxid szemcséhatárainak érintkezésénél, illetve azok körül is lehet [13].

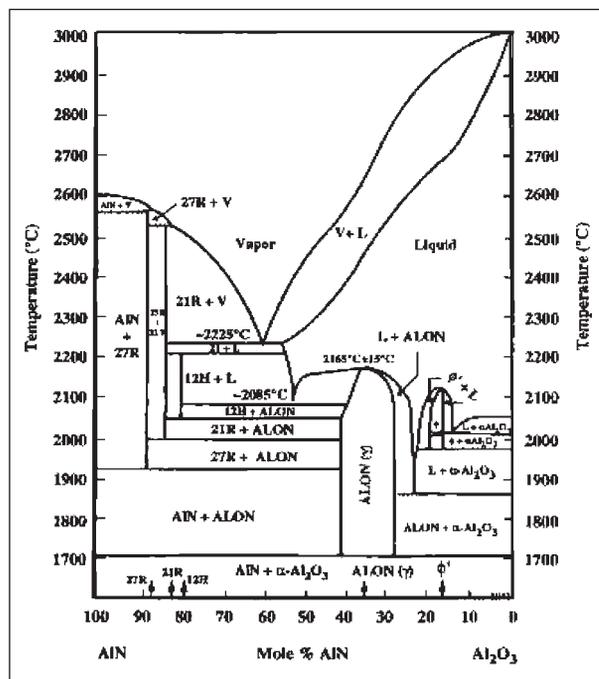
A mechanikai tulajdonságok javítására az AlN mellett TiN is használható. Ennek az eljárásnak a hátránya, hogy a TiN olvadáspontja 2950 °C, így magas hőmérsékleten történő sajtolást igényel. A sajtolást 30 MPa sajtolónyomással végzik 1420–1550 °C-on 30 perc hőn tartással nitrogén atmoszférában [14].

## 2. Új anyagok a hőkezelés hatására

Az alumínium-oxid-kerámiák nitrogén gázban történő szinterelése során új anyagok keletkeznek, mint az AlN és AlON. Az alumínium oxinitrid spinel (ALON) olyan anyag, melynek struktúrája inverze a spinel szerkezetének vakanciákkal a kation helyén. Mint más nagy tisztaságú, polikristályos oxidanyagok, egyfázisú kockarácsal, pórusmentességgel jellemezhetők. Fizikai tulajdonságukat tekintve nagyon hasonlóak a magnézium aluminát spineléhez, kivéve a nagyobb keménységet (19,1 GPa) és a jóval alacsonyabb hőtágulási együtthatót.

ALON egy szilárd olvadék az AlN-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> bináris rendszer vonalán, mely valójában egy pszeudobináris rendszer az Al-O-N rendszerben.

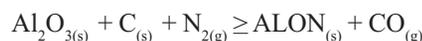
Az 1. ábra szerint az ALON-olvadék 35,7 mol%-nál 2165 °C-on jelenik meg.



1. ábra. AlN-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> fázisdiagram Átvéve: Allen M. Alper: Phase Diagrams in Advanced Ceramics (29. old.)

McCauley és Corbin az együtt összeőrölt AlN- és Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-porokat formázva szinterelték *in situ*. Az előállítás paramétereinek többféle kombinációját is feltárták. Amint azt a 1. ábra is mutatja, a folyadékfázis a szilárd fázis egyik oldalának igen keskeny sávjában található magas hőmérsékleten. 1775 °C-on történő szinterelés eredménye a szemcsén belül létrejövő porozitások, de a magasabb hőmérséklet (2025 °C) jóval kevesebb porozitást eredményez és ALON-t.

Később tökéletesítették az eljárást, a kiinduló por előzetes reakciókkal alakítva 0,5  $\mu$ m és ez alatti szemcseméret-eloszlású ALON-por [15]. A kiinduló por reakciója:



## 3. Kísérleti körülmények és eredmények

### 3.1. Nagy tisztaságú alumínium-oxid műszaki kerámiák előállítása

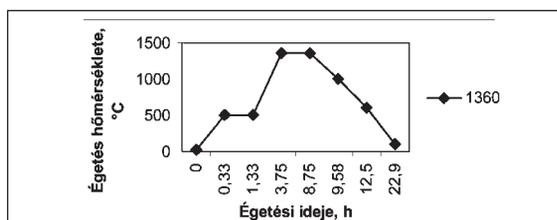
Célunk az alakadás és a hőkezelés együttes hatásmechanizmusának feltárása alumínium-oxid-kerámiák esetén. Így vizsgálataink során három különböző, a kereskedelemben is kapható, nagy tisztaságú alumínium-oxid-porot alkalmaztunk (1. táblázat).

Mindegyik típusból kétoldali sajtolással készítettünk hasáb alakú próbatesteket 66,64; 99,96; 133,28 MPa sajtolónyomással. A sajtolt próbatestek egy részét először nitrogén atmoszférában, 1360 °C-on zsongéltva égettük (2. ábra), majd 1460 °C-on, illetve 1550 °C-on és 1640 °C-on szintereltük őket (3. ábra).

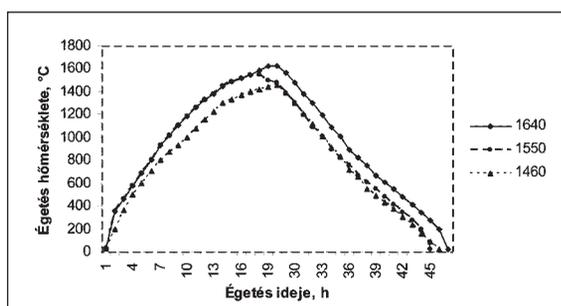
1. táblázat

## Alkalmazott portípusok kémiai összetétele

Összetétel	Martoxid KMS-92	Kreutz SPG 95	Alcoa CT 3000 SDP
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	≈ 92%	≈ 95%	99,7%
SiO <sub>2</sub>	≈ 3,6%	2,2%	0,02%
MgO	≈ 1,5%	1,40%	0,1%
CaO	≈ 2,5%	1,10%	0,03%
Na <sub>2</sub> O	–	< 0,2%	0,08%
Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	–	< 0,3%	0,02%



2. ábra. Zsengélt égetés nitrogéngázban



3. ábra. Szinterelő égetés módjai

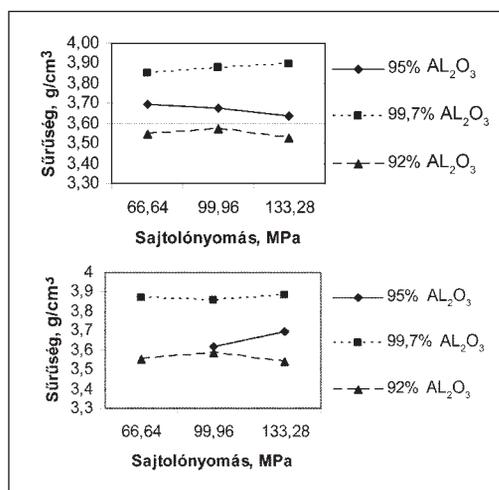
A nagy tisztaságú alumínium-oxid műszaki kerámikák tulajdonságainak jellemzésére hárompontos hajlítóvizsgálatot végeztünk az MTA MFA INSTRON 1112 berendezésén, továbbá mértük a sűrűséget, látszólagos porozitást.

## 3.2. Az alakadás és hőkezelés hatásmechanizmusának vizsgálata hajlítószilárdságon keresztül

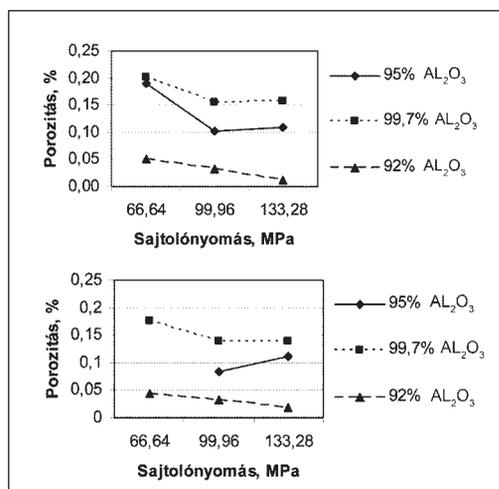
Alakadás hatása 1460 °C-on szinterelt darabok esetén

A 4. ábrán láthatjuk, hogy a hagyományos úton szinterelt darabok esetén növelve a sajtolónyomást a 92% tisztaságú alumínium-oxid sűrűsége nem változik nagymértékben. A 95% tisztaságú Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-ot tekintve a sajtolónyomás növelésével ezen a hőmérsékleten a sűrűség csökken. A 99,7% tisztaságú por növekvő sajtolónyomás mellett növekvő sűrűséget ad.

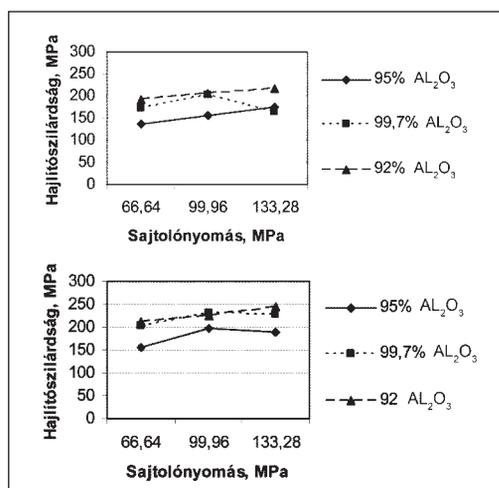
A nitrogéngázban zsengélt és égetett darabok tulajdonságai hasonlóak a hagyományos módon égetett darabokéval. A 92% tisztaságú alumínium-oxid sűrűsége a hőkezelés után nem változott. A 95%-os alumínium-oxid sűrűsége ellentétes módon változik, azaz növekvő sajtolónyomás mellett a sűrű-



4. ábra. Sajtolónyomás hatása normál és nitrogén atmoszférában égetett darabok sűrűségére



5. ábra. Sajtolónyomás hatása normál és nitrogén atmoszférában égetett darabok porozítására



6. ábra. Sajtolónyomás hatása normál és nitrogén atmoszférában égetett darabok hajlítószilárdságára

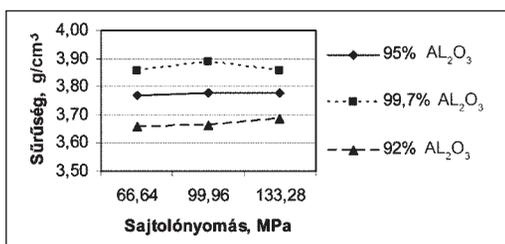
ségi értékek is növekednek. A 92% tisztaságú alumínium-oxid itt már alacsony sajtolónyomás esetén is eléri.

Porozitást tekintve a nitrogén atmoszférában zsengélt darabok tulajdonságai kismértékben javultak (5. ábra).

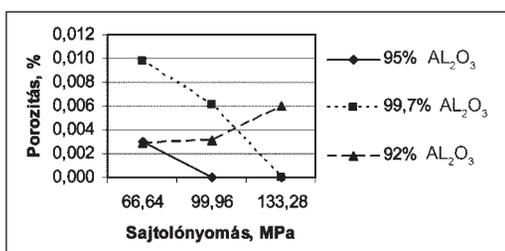
A 6. ábra szerint nitrogén atmoszférában is zsengélt darabok hajlítószilárdsága jelentős mértékben javult, ezen a hőmérsékleten a 92% tisztaságú alumínium-oxid hajlítószilárdsága a legmagasabb.

#### Alakadás hatása 1550 °C-on szinterelt darabok esetén

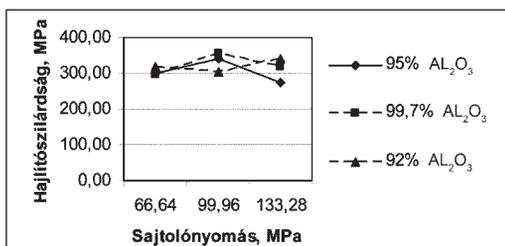
A sajtolónyomás növelésével a 92% és a 95% tisztaságú alumínium-oxid esetén a sűrűségük is nő, míg 99,7% esetében a közel 100 MPa sajtolónyomás mellett éri el a megfelelő sűrűségi értéket (7. ábra). A 8. ábrán látható, hogy a porozitás rohamosan csökken a sajtolónyomás növelésével, kivételt képez a 92% tisztaságú alumínium-oxid, ahol a porozitás a sajtolónyomás növelésével „növekszik”. A 9. ábra szerint a 95% és 99,7% tisztaság esetén alkalmazott 100 MPa sajtolónyomás az optimális, mivel ennél alacsonyabb vagy magasabb nyomást alkalmazva a szilárdsági értékek alacsonyabbak. Ugyanakkor a 92% tisztaságú alumínium-oxid esetén a sajtolónyomás növelésével a szilárdság is nő.



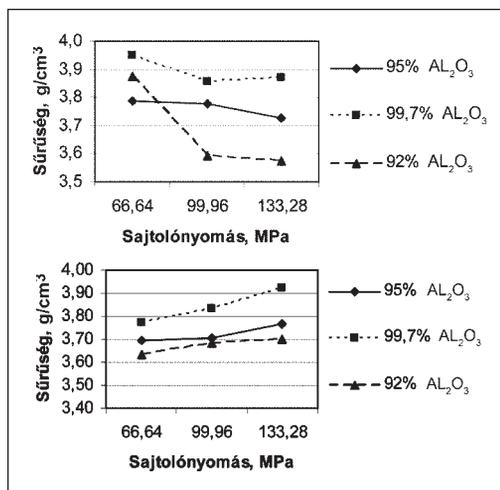
7. ábra. Sajtolónyomás hatása nitrogéngázban égetett darabok sűrűségére



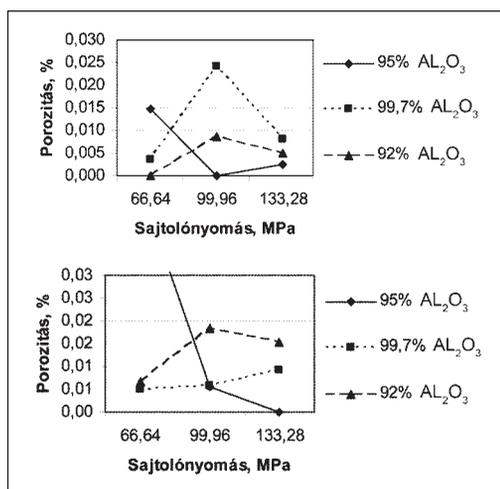
8. ábra. Sajtolónyomás hatása nitrogéngázban égetett darabok porozitására



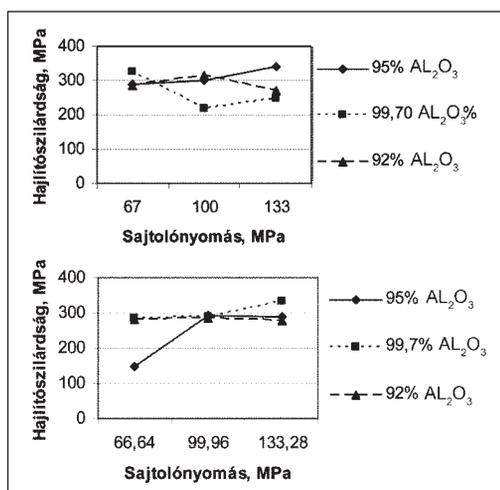
9. ábra. Sajtolónyomás hatása nitrogéngázban égetett darabok hajlítószilárdságára



10. ábra. Sajtolónyomás hatása normál és nitrogéngázban égetett darabok sűrűségére



11. ábra. Sajtolónyomás hatása normál és nitrogéngázban égetett darabok porozitására



12. ábra. Sajtolónyomás hatása normál és nitrogéngázban égetett darabok hajlítószilárdságára

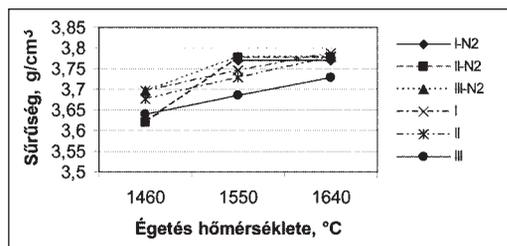
### Alakadás hatása 1640 °C-on szinterelt darabok esetén

A 10. ábrán jól látható, hogy a normál módon égetett darabok sűrűsége a sajtolónyomás növelésével csökkent, ugyanakkor a nitrogén-gázban zsengett daraboké kismértékben növekedett. A porozitási értékek a nitrogén-gázban történő zsengetést követően nagymértékben csökkentek (11. ábra). Hasonlóképpen alakultak (12. ábra) a hajlítószilárdsági értékek is a nitrogén-gázban zsengett darabok esetén, azaz a sajtolónyomást növelve a szilárdsági értékek javulnak.

### Szinterelés hatása a mikroszerkezetre és a hajlítószilárdságra

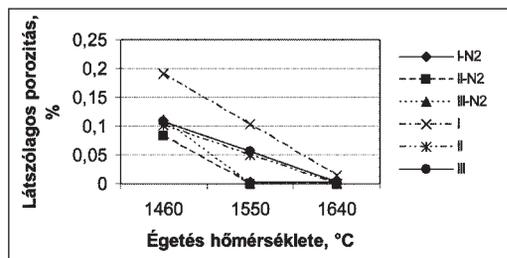
A továbbiakban a 95% tisztaságú alumínium-oxid-kerámiakra vonatkozó mikroszerkezeti és hajlítószilárdsági jellemzőket ismertetjük a sajtolónyomás, a zsengettő és szinterelő égetés körülményeinek figyelembevételével.

A 13. ábra szerint az égetési hőmérséklet emelésével az alumínium-oxid is tömörödik, sűrűsége a sajtolónyo-



13. ábra. A szinterelő égetés hatása normál és nitrogén-gázban égetett darabok sűrűségére

(Az ábrán látható görbék jelölését a próbák előállítási módja szerint határoztuk meg, így az I – 66,64 MPa, II – 99,96 MPa, III – 133,28 MPa sajtolónyomás alkalmazásával készült próbatestek; továbbá az I-N2, II-N2 és III-N2 jelzéssel a nitrogén-gázban is zsengett próbatestek sűrűségi értékét mutatja)

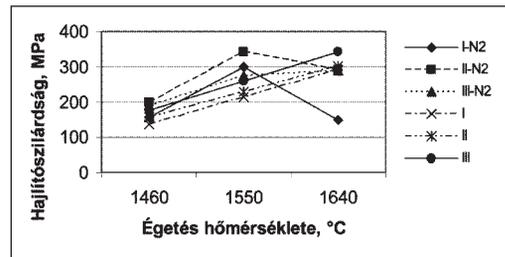


14. ábra. A szinterelő égetés hatása normál és nitrogén-gázban égetett darabok porozitására

(Az ábrán látható görbék jelölését a próbák előállítási módja szerint határoztuk meg, így az I – 66,64 MPa, II – 99,96 MPa, III – 133,28 MPa sajtolónyomás alkalmazásával készült próbatestek; továbbá az I-N2, II-N2 és III-N2 jelzéssel a nitrogén-gázban is zsengett próbatestek látszólagos porozitását mutatja)

más növelésével tovább növelhető. Az ábra jól mutatja, hogy közel 100 MPa sajtolónyomás mellett a nitrogén-gázban is zsengett próbák sűrűsége már 1550 °C-on eléri a 95% tisztaságú alumínium-oxid optimális sűrűségét.

Jól látható a 14. ábrán, hogy a vizsgált próbatestek látszólagos porozitása a szinterelő hőmérséklet emelésével csökken. A 15. ábra a hajlítószilárdság alakulását szemlélteti, mely szerint a 100 MPa sajtolónyomással készült és nitrogén-gázban is zsengett próbatestek 1550 °C-on szinterelve közel azonos szilárdsági értékeket mutatnak, mint a 134 MPa sajtolónyomással és 1640 °C-on szinterelt próbatesteké.



15. ábra. A szinterelő égetés hatása normál és nitrogén-gázban égetett darabok hajlítószilárdságára (Az ábrán látható görbék jelölését a próbák előállítási módja szerint határoztuk meg, így az I – 66,64 MPa, II – 99,96 MPa, III – 133,28 MPa sajtolónyomás alkalmazásával készült próbatestek; továbbá az I-N2, II-N2 és III-N2 jelzéssel a nitrogén-gázban is zsengett próbatestek hajlítószilárdságát mutatja)

Kutatómunkánk során megállapítottuk, hogy mind a 92%, mind a 99,7% tisztaságú alumínium-oxid-kerámiaik esetén szintén a 100 MPa sajtolónyomással készült, nitrogén-gázban is zsengett, majd 1550 °C-on szinterelt darabok hajlítószilárdsága a más módon előállított alumínium-oxid-kerámiaik szilárdsági értékeit meghaladja. Ugyanakkor sűrűségi és látszólagos porozitási értékeinek alakulását tekintve a 99,7% tisztaságú alumínium-oxid műszaki kerámiaik előállítása a magasabb égetési hőmérsékletet kívánja.

### Összegzés, konklúzió

1. Az alakadás során kialakult tulajdonságokat a kiindulási szemcseméretén kívül meghatározza az alapanyag tisztasága is.
2. A kereskedelemben kapható granulátumok adalékai elősegítik a formázást, de a tulajdonságok módosítása megvalósítható az égetés körülményeinek megváltoztatásával.
3. Adott sajtolónyomás mellett megfelelően hőkezelve jobb szerkezeti és mechanikai tulajdonságok is elérhetőek.
4. A nitrogén-gázban történő zsengettő égetés javítja a

mechanikai tulajdonságokat, továbbá jobb sűrűségi és porozitási értéket biztosít 95% tisztaságú alumínium-oxid esetén.

*Köszönetnyilvánítás.* A szerzők ezúton köszönik a kutatásukhoz nyújtott segítséget: *dr. György Józsefnek*, Kerex-Multipolár II Kft.; *Werner Tamásnak és munkatársainak*, Mikeron Kft.; *dr. Arató Péternek*, MTA MFA.

#### Irodalom

- [1] Csányi Judit – Dr. Gömze A. László: Építőanyag, 53. évf. 2001. 3. szám.
- [2] Csányi, J. – Gömze A. L.: A technológiai paraméterek hatása az Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> kerámiák mikrostruktúrájára és hajlítószilárdságára. Doktorandusz Fórum, 2001. pp. 1–7.
- [3] Csányi J. – Gömze A. L. – Kós I.: A technológiai paraméterek hatása az Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> kerámiák mechanikai tulajdonságára. MicroCAD 2002. kiadványa.
- [4] Csányi, J. – Gömze A. L.: Detect of Fracture Mechanics Properties of Alumina by Micro-Hardness Testing. 4<sup>th</sup> International Conference of PhD Students, Miskolc 2003. pp.287–292.
- [5] Csányi, J. – Gömze A. L.: Egyes Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> műszaki kerámiák mechanikai tulajdonságai. MicroCAD 2004. kiadványa p. 33.
- [6] Csányi, J. – Gömze A. L.: Égetési feltételek hatása az Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> kerámiák tulajdonságaira. XX. Finomkerámiai Nap konferenciakiadványa, 2001. pp. 39–44.
- [7] Csányi, J. – Gömze A. L.: Nitrogén atmoszféra hatása szinterelés során az Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> oxidkerámiák mikro- és makroszerkezetére. MicroCAD 2003. kiadványa pp. 15–20.
- [8] Csányi, J. – Gömze A. L.: Magas Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> tartalmú sajtolt termékek N<sub>2</sub> védőgázban történő zsugorításának néhány tapasztalata. Anyag- és Kohómérnöki Tudományok, Miskolc, 31. kötet. (2003) pp. 25–34.
- [9] Péter Gyula: Kerámiaipari gépek. Műszaki Könyvkiadó, Budapest, 1986.
- [10] Dr. Tamás Ferenc: Szilikátipari kézikönyv. Műszaki Könyvkiadó, Budapest, 1982.
- [11] Messing, G. L. – McCauley, J. W. – Mazdizyani, K.S. – Haber, R. A.: Advances in Ceramic, Vol. 21: Ceramic Powder Science, 1987, The American Ceramic Society, Inc.
- [12] Okada, T. – Toriyama, M. – Kanzaki, S.: Journal of European Ceramic Society, Vol. 20, 2000. p.783–787.
- [13] Kim, Y.W. – Park, H.C. – Lee, Y.B. – Oh, K.D. – Stevens, R.: Journal of European Ceramic Society, Vol.21, 2001. p. 2383–2391.
- [14] Cao, L.H. – Khor, K.A. – Fu, L. – Boey, F.: Journal of European Ceramic Society, Vol.89–90, 1999. p. 392–398.
- [15] Hongyu, G. – Yansheng, Y. – Aiju, L. – Yingcai, L. – Yuhua, Z. – Chunsheng, L.: Materials Research Bulletin, Vol. 37, 2002. p.1603–1611.

## A ZSOLNAY MA

### Zsolnay fotók és filmek a médiában

A Zsolnay Porcelánmanufaktúra Rt. 2004 júniusában „A Zsolnay ma – Zsolnay fotók és filmek a médiában” címmel pályázatot hirdet, hogy a Zsolnay nagy múltra visszatekintő, ma is tündöklő, új arcát megmutathassa. A Zsolnay Porcelánmanufaktúra Rt. híve az alapító Zsolnay Vilmos gondolkodásmódjának: az innovativitás, a kreatív, minőségre törekvő építőmunka alapozza meg termékeit. E pályázattal olyan médiareprezentációk születésénél szeretnénk bábáskodni, melyek a Zsolnay újító, mai képét festik meg.

Nevezni az alábbi kategóriákban lehet:

- A Zsolnay gyár épülete, udvara (felújítások)
- Zsolnay kerámiával díszített épületek itthon és a nagyvilágban (felújítások, a közelmúlt épületei)
- Zsolnay termékek (jelenleg gyártott termékek, fejlesztések, a Zsolnay Műhely munkái)

**A legjobb pályázók 1 millió Ft összértékű Zsolnay készleteket kapnak, szakmai zsűri ítélete alapján.**

Pályázni olyan fotókkal és filmekkel lehet, amelyek:

- megjelentek a nyomtatott és/vagy az elektronikus médiában 2004. június 14. és 2005. június 30. között.
- A fotókat 300 dpi-s, jpg formátumban, CD-n és fotópapírra nyomtatva, 18×24 cm-es méretben, fotópapíron; a filmeket VHS videokazettán és digitális formátumban, CD-n,
- a szerző írásos, rövid bemutatkozásával,
- a beküldött alkotás keletkezési körülményeinek rövid, írásos bemutatásával,
- az eredeti megjelenés pontos helyének és idejének feltüntetésével,
- az alkotó nevének és értesítési címének megjelölésével várjuk.

**Beadási határidő: 2005. június 30.**

Nevezési díj nincs. A zsűri fenntartja magának a jogot, hogy megfelelő pályamunka hiányában ítéljen oda helyezést, illetve két azonosra értékelt pályamunka esetén a díjakat megossza.

*További információ:* Jusztinger Brigitta marketing menedzsertől kérhető, telefon: 72/507-660, e-mail: marketing@zsolnay.hu

*A pályázati anyagokat személyesen vagy az alábbi postacímen várjuk:*

**Zsolnay Porcelánmanufaktúra Rt. Marketing Osztály, 7630 Pécs, Zsolnay Vilmos út 37.**

*A pályázati csomagon kérjük feltüntetni:*

**„Zsolnay ma – Zsolnay fotók és filmek a médiában”, valamint: „A zsűri előtt felbontandó”.**

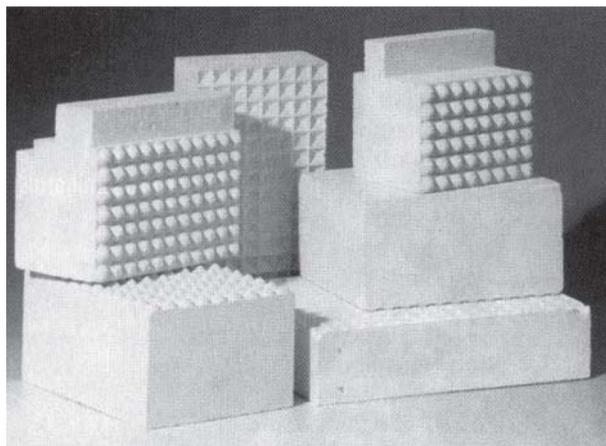
## Érdekességek a kerámiaiparban

### Apagyi Zsolt, Zalakerámia Rt.

#### Speciális alakú tűzálló téglák

*Ceramic Forum International, 2003. november, p. 6.*

A 'Dirlok' tűzálló téglák alsó és felső oldalán púpok, illetve gödrök vannak kialakítva, melynek eredményeképpen a téglák cement nélkül is jól illeszthetők. A kemence legnagyobb részén, mint például a falon, nagy mennyiségű szigetelőanyag van. Mivel a téglák a falak stabilitását habarcs felhasználása nélkül valósítják meg, ezért a téglák egyenként lebonthatók és újra összerakhatók egy másik alkalommal, ezáltal rengeteg költség megtakarítható. Ezenkívül nagyon jó megoldás ökológiai szempontból is.



#### Iris új gyárat épít

*Ceramic Forum International, 2003. december, p. 4.*

Az 'Iris Group' hivatalosan új burkolólapgyárat nyit a németországi Vetschauban. Az olasz csoport 8 számjegyű összeget fektet be a németországi gyárba, melyet Porcelangres néven 2005-ben adnak át, és körülbelül 6 millió négyzetméter burkolólapot gyárt majd eddig nem használt formátumban.

#### Marcheluzzo új automata gyárat szerelt fel Romániában

*Brick World, 2003. 2. Semester, p. 16.*

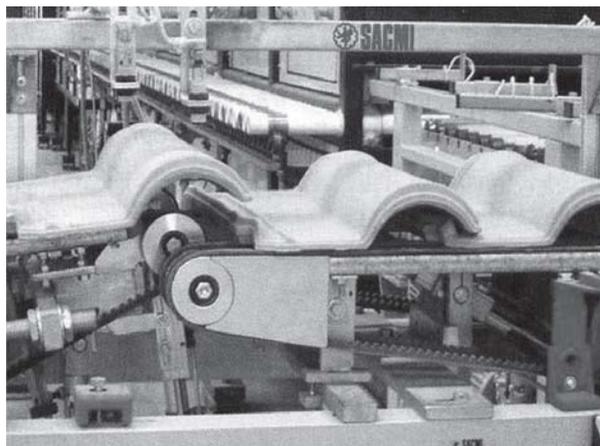
Marcheluzzo, a durvakerámia-ipar vezető olasz gyára és gépgyártó cége nemrégiben szerelt fel egy teljesen automata gyárat az S. C. Siceram Group-nak, az egyik legnagyobb romániai téglagyárnak. A gyár egy agyag-előkészítőt, vágóegységet, töltő- és ürítőgépet, egy szabályozót, egy félfő-

lyamatos, kétventilátoros szárítót, illetve egy teljesen automata vezérlőt tartalmaz. A telepített berendezések ki-magasló teljesítményének köszönhetően a kapacitása el-éri a 400 tonna/nap falazótéglát.

#### A Sacmi újító jellegű gyárat szerelt fel az El Argilának

*Brick World, 2003. 2. Semester, p. 17.*

A Sacmi a világon elsőként telepített extrudált, majd újra-préselt tetőcserepet gyártó, gyors szárítóval és kemencével rendelkező gyárat az El Argila kerámiai gyárnak Leonban (Mexikó). A gyár naponta 35 000 darab 450 x 280 mm-es



méretű mázazott portugál cserepet gyárt, melynek súlya darabonként 3 kg. A kemence és a szárító teljes gázfogyasztása 600 kcal/kg égetett termék. Alapanyagként kétfajta agyagot használnak, melyet szárazon, ingás malomban készítenek elő. A rendszer egy elősajtolóból, két monoblokk forgópréssből, valamint egy tartalék préssből áll.

#### Manfredini & Schianchi

*Ceramic World, 2003. július-szeptember, N°53, p. 18.*

A vezető iráni Ehsan Tile két gyár építésére adott megbízást a Manfredini & Schianchi-nak. Az első egy szárazör-lésű eljárást tartalmazott, mely körülbelül 20 000 m<sup>2</sup> vörös porcelán padló- és falburkoló gyártására képes. Ez a gyár az első a világon, amely az újító szándékú MS 6/190 ingásmalmot és egy nagy hozamú MS 14/265 szitát használ ilyen magas gyártási kapacitás mellett. A második gyár a kemény anyagok (földpát) előőrlésére szolgál, ahol két forgógyűrűs malmot használnak.

## Kereskedelmi társulás a Technografika Sistemi és a Welko Industriale között

*Ceramic World, 2003. július–szeptember, N° 53. p. 30.*

A Technografika Sistemi és a Welko Industriale társulási megállapodást írt alá, mely szerint egy új, fejlett kutató- és gyártóközpontot hoznak létre, amelyben a legújabb dekorálóberendezések kapják a főszerepet. A központ Castellaranoba lesz, az olaszországi kerámiagyártás szívében.

A cég újszerű hi-tech rendszereket fejleszt a kerámiaiparnak,

mely a Picasso masszadekorálót és a Spidemetet tartalmazza. A társulat első úttörő munkája a Picasso System, mely egy új intelligens gyári berendezés útját egyengeti. Az újítás egy olyan rugalmas technológiát eredményez, mely garantálja a termék kimagasló technikai és esztétikai minőségét, illetve jelentős árcsökkenését, de nagy figyelmet fordít a környezeti hatásra is.

*A cikkekkkel kapcsolatos kérdéseiket és véleményeiket az apagyvi@zalakeramia.hu e-mail címre szíveskedjenek küldeni.*

\* \* \*

## BESZÁMOLÓ RENDEZVÉNYRŐL

### VI. Bányászati-Kohászati-Földtani Konferencia

*Petrozsény, 2004. május 20–23.*

Az Erdélyi Magyar Műszaki Tudományos Társaság hagyományaihoz híven a romániai Petrozsény városában tartotta meg hatodik alkalommal Bányászati-Kohászati-Földtani Konferenciáját. A rendezvény célja, hogy Erdélyben és Magyarországon a műszaki tudományok területén kutatásokat végző mérnököknek, egyetemi oktatóknak és fiatal doktoranduszoknak lehetőséget teremtsen a kölcsönös bemutatkozására.

A Miskolci Egyetem Kerámia és Szilikátmérnöki Tanszék doktoranduszai a Szilikátipari Tudományos Egyesület támogatásával vettek részt a konferencián. E néhány nap lehetőséget nyújtott megismerni a Zsil völgye és a Sztrigy mente havasalji szép tájakat, a magyar és a román nép történelmi és kulturális emlékeit is.

A rendezvényt *Wanek Ferenc*, az EMT Földtani Szakosztályának elnöke nyitotta meg, és köszöntötte a résztvevőket. A konferencia plenáris előadásait e tudományterületek jeles képviselői tartották. Az elhangzott előadások a következők voltak:

- *Breznyánszky Károly*: Földtan vagy geológia? A szaknyelv helyzete 2004-ben;
- *Gömöri János*: A pannóniai bucakohászat korai periódusai, különös tekintettel a Somogy megyei „öskohók”-ra;
- *Papp Gábor*: A szilvanittól az ardealitig. Az Erdélyből leírt ásványok tudománytörténeti kutatásának tanulságai;
- *Havelda Tamás*: A magyar mélyművelésű szénbányászat utolsó bástyája: a Márkushegyi Bányüzem;
- *Galác András*: Az al-dunai Vaskapu híres jura ammoniteszei;

- *Dúl Jenő – Tóth Levente*: Öntészeti kutatási eredmények a Miskolci Egyetemen;
- *Kovács József – Ilias, Nicolae – Nan, Marin Silviu – András József – Dumitru, Jula*: Különböző szénfélések, forgácsolások jellemzőinek meghatározására végzett kutatások eredményeiről.

A plenáris előadásokat szekcióülések követték. 12 szekcióban összesen 62 szóbeli és három poszterelőadás hangzott el. Az előadásoknak a Petrozsényi Egyetem terméi adtak helyet, egyszerre négy teremben folytak a szekcióelőadások. Az anyagtudományi szekciót *dr. Varga Béla*, az EMT Kohászati Szakosztályának elnöke nyitotta meg, ahol a következő előadások hangzottak el:

- *Nagy Ákos – Hegmann Norbert*: Öregítés hatása a festékrétegek tapadására üvegfelületen;
- *Puskás Nikolett – Gömze A. László*: Mázazás szerepe és jelentősége műszaki kerámiatermékeknek;
- *Kocserha István – Gömze A. László*: Kerámiaipari extruderfejek összehasonlító vizsgálata;
- *Csányi Judit – Gömze A. László*: Néhány nagy tisztaságú  $Al_2O_3$  műszaki kerámia hajlítószilárdsági vizsgálata;
- *Tóth Levente – Détári Anikó*: Műgyanta-kötésű formázóanyagok regenerálása.

Az előadásokat követően Varga Béla a szervezők nevében a résztvevőket a tiszteletükre rendezett állófogadásra invitálta.

A Kerámia és Szilikátmérnöki Tanszék doktoranduszai nevében szeretném megköszönni a Szilikátipari Tudományos Egyesületnek, hogy támogatásával egy nagyszerű hangulatú konferencián vehettünk részt, ahonnan hasznos, jó tanácsokkal és további szakmai kapcsolatokkal gazdagabban tértünk vissza.

*Csányi Judit doktorandusz  
Miskolci Egyetem Kerámia és Szilikátmérnöki Tanszéke*

**Rendelje meg az „Építőanyag” folyóiratot!**