

# A szinterelési hőmérséklet és idő hatása a precíziós öntészetben alkalmazott kerámiahéj-formák tulajdonságaira

## Effect of sintering temperature and time on the properties of ceramic shell molds used in investment casting

KISS DÁNIEL

junior mérnök

Magyarmet Finomöntöde Kft.

d.kiss@magyarmet.hu



*A precíziós öntészetben a kerámia öntőforma döntő szerepet játszik a termék minőségének meghatározásában. A mintákat és a közös beömlő köré kerámia öntőformát képeznek, ezt követően a viaszt eltávolítják. A technológia során a formát szinterelik, mindezt a formában maradó viasz, valamint nedvesség és illékony tartalom eltávolítása miatt, továbbá, hogy a szinterelési folyamat révén, a kerámia részecskék összeolvadásával a kerámiaforma szilárdsága növekedjen. Az öntés során az elégtelen héjszilárdság a héj megrepedését és az olvadék elfolyását eredményezheti, míg a túl nagy szilárdság megnehezítheti a héj eltávolítását, vagy forrón repedéseket okozhat az öntvényekben. Ez utóbbi azt jelenti, hogy az öntvényen törés keletkezik, mivel az öntvény zsugorodását a héj akadályozza a megszilárdulás során.*

*A kerámia öntőforma szilárdsága hárompontos hajlítóvizsgálattal minősíthető. A szinterelés állapotának felméréséhez további segítséget nyújt a hajlítószilárdsági próbatestek töretfelületének elemzése sztereomikroszkóppal, és a minták porozitásának a vizsgálata higanyporozimetriás méréssel.*

**Kulcsszavak:** precíziós öntészet, kerámia öntőforma, hajlítószilárdság

*In the case of investment casting, ceramic shell plays a crucial role in determining the quality of the product. During the shell making process a ceramic shell builds up around the patterns and the sprue. After the shell layers are formed, the wax is removed. In order to eliminate the residual wax and to remove the moisture and volatile contents, ceramic shells must be sintered. The sintering process makes the shell stronger due to the fusion of ceramic particles.*

*Insufficient shell strength may result in shell rupture during casting, while too high strength can make the shell removal difficult, or it can cause hot cracks in the castings. This latter means that the casting breaks since casting shrinkage is hindered by the shell during solidification.*

*I made rectangular cross-sectioned samples from the ceramic shell and had them sintered at different temperatures and for different periods of time to study the effect of sintering parameters. The flexural strength of the ceramic shell was determined by 3-point flexural testing. Investigation with mercury porosimetry was held to examine the porosity of samples. I studied the samples with stereo microscopy to analyze their microstructure and the fracture surface.*

*The results of my experiment were the following:*

- 1) The temperature has a decisive effect during the sintering process. At elevated temperatures (1150 °C and above) the increase of flexural strength was very significant. The duration of sintering has a small effect on the flexural strength in the studied time intervals.*
- 2) The porosity and the pore size of samples increased with the progress of sintering. The reason of this phenomenon is the formation of „necks” between the refractory particles and the fusion of binder particles from the slurry around the particles from the stucco.*
- 3) The micrographs of fracture surfaces show that the microscopic failure mechanism of the samples is affected by the sintering temperature. The debonding of particles was dominant under 1250 °C, while at elevated temperatures failure occurs through the fracture of the refractory particles from the stucco.*
- 4) A simple model was created and applied to describe quantitatively the effect of the sintering time and temperature on the strength and porosity the ceramic shell.*

**Keywords:** investment casting, ceramic shell, bending strength

## 1. A kerámia öntőforma szilárdsága és mérési módszerei

A precíziós öntészetben a kerámiahéjnak elnevezett öntőformának magas hőmérsékleten kell ellenállnia a fémolvadék öntéséből adódó erőteljes lökésnek és nyomásnak. Ebből kifolyólag a forma szilárdságának felmérése és vizsgálata létfontosságú a kerámiahéj repedésének, törésének, illetve a fémolvadék elfolyásának megelőzésére. A kerámiahéj szilárdságának meghatározásához jellemzően három-, illetve négy-pontos hajlítóvizsgálatot végeznek. A vizsgálat előre meghatározott méretű viaszpróbatestek héjképzésével végezhető el, amelyekből a héjképzést követően eltávolítják a viaszt, és szükség szerint megfelelő méretűre darabolják.

A kerámiahéj szilárdsági értékei eltérőek a technológiai folyamat során. Ezek alapján megkülönböztetünk nyers szilárdságot (a viaszkiolvasztást megelőzően), magas hőmérsékleten mért szilárdságot (az öntésnél jelentkező hőviszonyok szimulálásával), valamint kiégetett szilárdságot, amely az öntést követően szobahőmérsékleten az öntvénybokok tisztításánál, azaz a héjeltávolításnál játszik jelentős szerepet [1]. A hárompontos törővizsgálat képlete téglalap keresztmetszetű próbatétel esetében az alábbi egyenletként írható le:

$$\sigma_{MAX} = \frac{3P_{MAX}L}{2WH^2}, \quad (1)$$

ahol  $\sigma_{MAX}$  a hajlítószilárdság [MPa],  $P_{MAX}$  a törés be-következőkor alkalmazott törőerő [N],  $L$  az alátámasztás távolsága [mm],  $W$  a minta szélessége [mm],  $H$  pedig a minta magassága [mm].

A beállított törési terhelés (*AFL*: Adjusted Fracture Load) szintén fontos paramétere a héj szilárdságának mivel figyelembe veszi a próbatétel vastagságának hatását a törési szilárdságra. Az  $f_B$  paraméter konstans, értékét szabvány határozza meg [2]. A beállított törési terhelést a (2) egyenlet írja le:

$$AFL_B = f_B \sigma_{MAX} H^2. \quad (2)$$

## 2. Szinterelés hatása a kerámia öntőforma tulajdonságaira

Az öntőforma tulajdonságaira jelentős hatást gyakorol a szinterelés folyamata. Szinterelésnek nevezzük azt a hőkezelési folyamatot, amely során a kerámiaszemcsék közt kötések jönnek létre magas hőmérsékleten, és egy koherens, többségében szilárd állapotú szerkezetet hoznak létre. Az összekapcsolódás atomi méret-tartományban, diffúzió segítségével valósul meg [3].

Egy korábbi kutatás [4] során, amely a szinterelés hőmérsékletét és időtartamának hatását vizsgálta, arra a megállapításra jutottak a kutatók, hogy a szemcse-

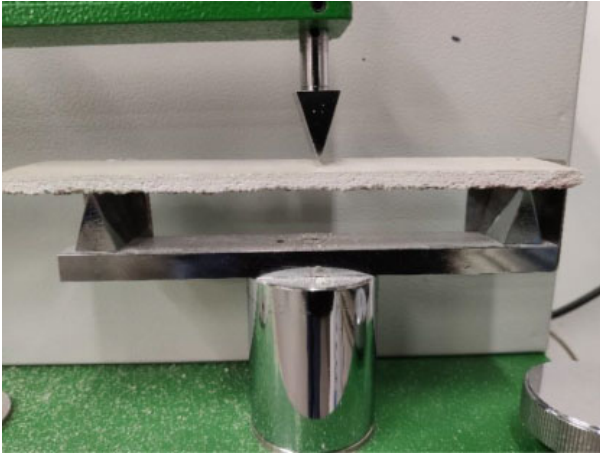
durvulás még nem volt jelentős alacsony hőmérsékletű (kevesebb, mint 600 °C) és rövid idejű (1 óra) szinterelés során, ennek következtében a kerámiahéj szilárdságát sem befolyásolták jelentősen. A hőmérséklet növekedésével a szemcsedurvulás egyre jelentősebb volt, ami által a kerámiaforma szilárdsága is növekedett; azonban, ha a hőmérséklet a kerámiát alkotó ásványoknak az amorf–kristályos átmenetét meghaladta (ez a kutatás szerint 1000–1200 °C), a héj szilárdsága csökkenni kezdett. Ezt SiO<sub>2</sub> alapú héjak esetében, az amorf fázis  $\alpha$ -kristobalittá alakulása okozza, amely során 7% térfogatváltozás játszódik le, repedést és porozitást okozva a héjban. A kutatás során végzett röntgendiffrakciós vizsgálat eredményei azt mutatták, hogy 1000 °C felett az amorf szilikaüveg kezdett átalakulni  $\alpha$ -kristobalittá, továbbá az égetési idő növelésével a kristályos fázis aránya egyre növekedett.

A szinterelésnek a szilárdságra és a porozitásra irányuló kapcsolatát vizsgáló kutatás [5] arra a következtetésre jutott, hogy a szinterelés előrehaladtával, a szemcsék közötti pórusok egyre inkább beszűkültek, illetve bezáródtak, ezáltal a minták sűrűsége növekedett, valamint a porozitásuk csökkent. A pórusok beszűkülése a szinterelés első két órájában volt a legjelentősebb mindegyik égetési hőmérsékleten. A legnagyobb sűrűsége és legkisebb porozitása a legmagasabb, 1500 °C-on kiégetett próbatesteknek volt, ezzel együtt pedig a hárompontos hajlítóvizsgálat eredményei alapján, itt mérték a legnagyobb szilárdságot. Az 1500 °C-os szinterelésnél az 1350 °C-os hőmérséklet-hez képest több mint kétszeresére emelkedett a próbatétel szilárdság értéke. A minták szteromikroszkópikus felvételeinek tanulmányozása megmutatta, hogy 1200 °C-on a tűzálló szemcsék változatlan maradtak, míg 1500 °C-on a szemcsék kissé deformálódtak. Ez arra utal, hogy 1500 °C-on a kerámiaszemcsék már kissé meglágyulnak, ezáltal erősebb kötések tudnak kialakulni közöttük.

## 3. A kísérlet leírása

Az elvégzett kísérletek/mérések során a korábbi kutatások és szakirodalmi ismeretek alapján kutattam a technológia optimalizálásának a lehetőségét a szinterelési paraméterek megváltoztatása révén, tehát a vastagság változtatása nélkül elérhetjük, hogy a kerámiahéjnak megfelelő teherbírása legyen.

A hárompontos hajlítóvizsgálathoz kerámia próbatesteket készítettem és szintereltem különböző hőmérsékleteken és időtartamokon, referenciaként a Magyarmet Finomöntőde Kft.-nél alkalmazott szinterelési (felfűtési és hőtartási) programot alkalmaztam, továbbá végeztem hajlítóvizsgálatot szinterelés nélküli (ún. nyers) próbatesteken is. Az 1. ábrán látható egy próbatétel vizsgálatra előkészítve. Az 1050



1. ábra. Kerámia próbatest hajlítógépen előkészítve

°C-os 1 órás hőntartású szinterelés elvi diagramja látható a 2. ábrán.

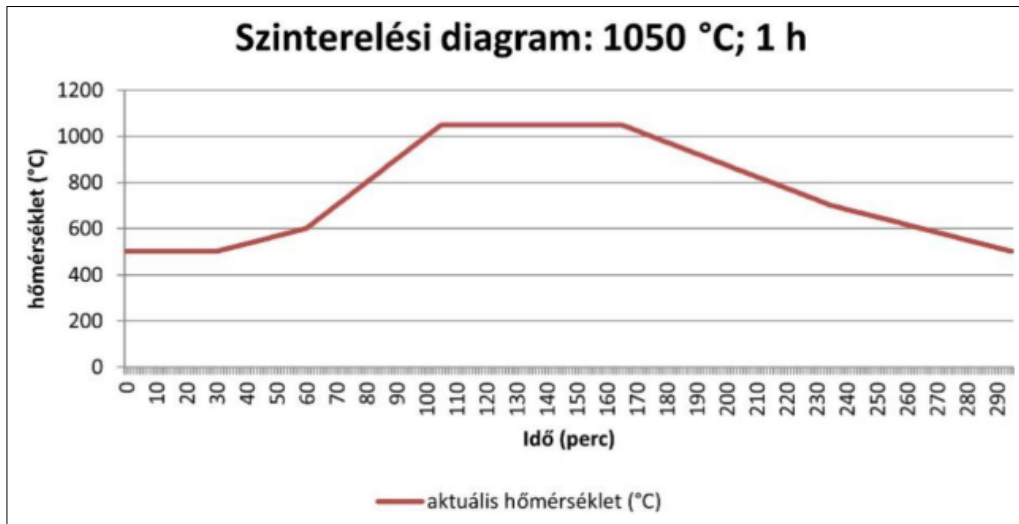
A próbatesteket 500 °C-ra előmelegített kemencébe helyeztem el, majd 30 perc hőntartást követően egy előre meghatározott program szerint fokozatosan növeltem a hőmérsékletet az 1. táblázatban megadott értékig

A minták porozitását úgynevezett higanyporozimetriával határoztam meg, míg a tönkremeneteli folyamatokat sztereomikroszkóppal tanulmányoztam. A szinterelés hatásának mennyiségi vizsgálatára egy egyszerű modellt állítottam fel, amelyben vizsgáltam a szinterelés hatását a porozitásra és a héjszilárdságra. Az alkalmazott szinterelési paramétereket és a beállított paramétereknél vizsgált próbatestek adatait az 1. táblázatban foglaltam össze.

A higanyporozimetriás vizsgálat során a mérőberendezés (3. ábra) lépésenként növekvő nyomásértékek mellett higanyt injektál a mintába, miközben a higany fogyásából meghatározza a pórusok térfogatát, valamint a minta porozitását. Adott nyomáson a pórusok méretének megbecsüléséhez a

$$D = -4\gamma \cos \theta / P \quad (3)$$

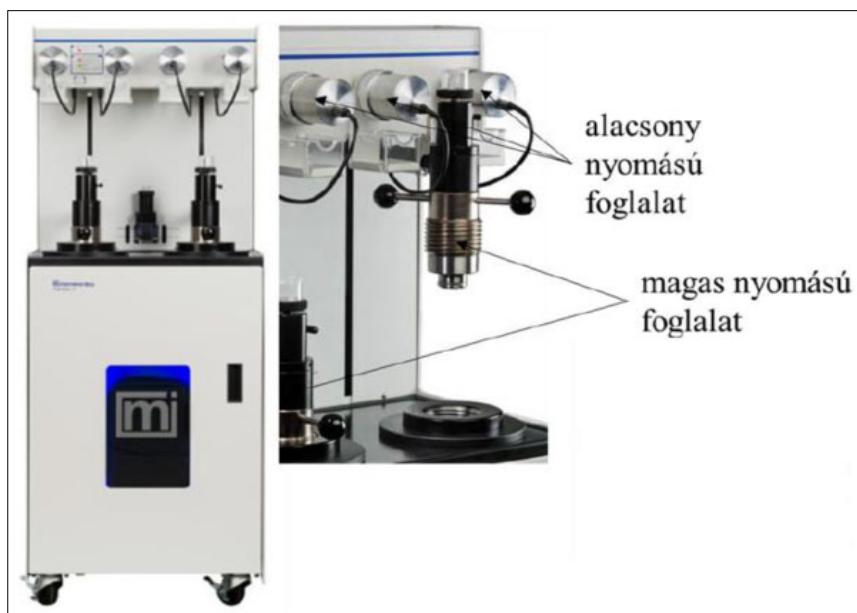
Washburn-egyenlet (3) használható fel [6], ahol  $\gamma$  a felületi feszültség,  $\theta$  a peremszög,  $P$  a nyomás,  $D$  pedig a pórusátmérő [6]. A Washburn-egyenlet hengeres pórusokat feltételez, azonban a pórusok valódi alakja ettől eltér.



2. ábra. 1050 °C-os hőntartású program szinterelési diagramja

1. táblázat. Kísérleti paraméterek (hőmérséklet és idő) mátrixa: Jelölések: (P) porozimetria párhuzamos méréseinek száma; (H): hajlítóvizsgálat párhuzamos méréseinek száma; (X): nem vizsgált kísérleti beállítás

Nyers: P1; H5		Szinterelési (hőntartási) időtartam (óra)					
		0,5	1	1,5	2	3	4
Szinterelési (hőntartási) hőmérséklet (°C)	850	P1; H4	P0; H4	X	P1; H5	P0; H5	P1; H5
	1050	P1; H6	P1; H6	P0; H6	P3; H6	P0; H6	P2; H6
	1150	P1; H5	P1; H5	X	X	X	P1; H5
	1250	P1; H5	P1; H5	X	P1; H5	X	P1; H5
	1450	P1; H5	P0; H6	X	X	X	P1; H6



3. ábra. A higanyporoziméter mérőkészülék

Egy tetszőleges keresztmetszetű pórust az egyenértékű átmérő számításával válthatunk át körkeresztmetszetű pórusra. Ennek a képlete a következő:

$$D_e = 4A/K, \quad (4)$$

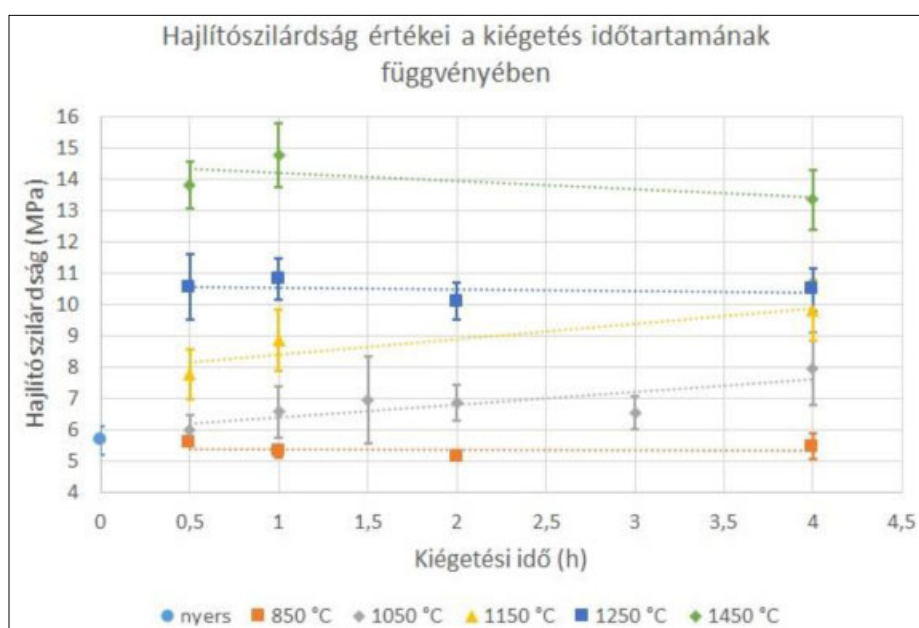
ahol  $D_e$  az egyenértékű pórusátmérő,  $A$  a pórus keresztmetszete,  $K$  pedig a pórus kerülete. Az egyenlet alapján megállapítható, hogy az egyenértékű átmérőt a keresztmetszet növekedése, valamint a kerület csökkenése, azaz a pórusok lekerekedése növeli.

#### 4. Kísérleti eredmények és értelmezésük

Az elvégzett hajlítószilárdsági vizsgálatok eredményei a 4. ábrán láthatók.

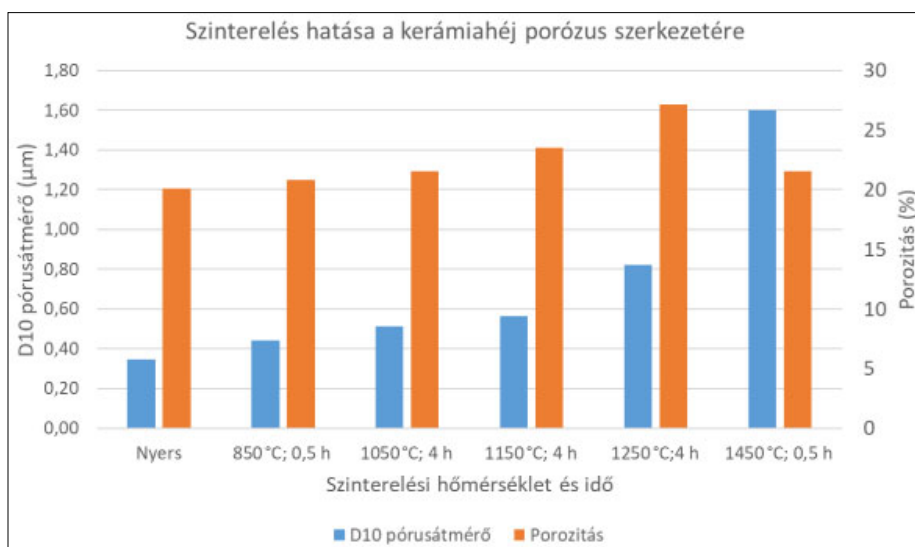
A hajlítószilárdsági diagram alapján megállapítható, hogy a szinterelési hőmérséklet növelésével a minták szilárdsága növekszik 1050–1450 °C hőmérséklet-tartományban. A vizsgálati adatok alapján a 850 °C-on végzett hőkezelésnek nincs döntő hatása a minták hajlítószilárdságára, tehát a szinterelési folyamat megindulásához 850 °C-nál magasabb hőmérsékletre van szükség. Az 1450 °C-on 4 óráig szinterelt héjak szilárdsága valamelyest kisebb, mint az ugyanezen hőmérsékleten 0,5–1 óráig kiégetett mintáké. Az eredményekre trendvonalat illetve láthatóvá válik, hogy a szilárdsági értékeket döntően

a szinterelési hőmérséklet határozta meg, 1050 °C-on és 1150 °C-on azonban magasabb szilárdsági értékek is elérhetővé váltak a szinterelési időtartam növelésével. Különösen a hőmérséklet növelésének hatására a vizsgált kerámiahéjak egyenértékű pórusátmérőjei növekednek, azaz a folyadékfázisú szinterelés során a pórusok egyre inkább lekerekednek a szemcsék közötti nyakképződés következtében, valamint a keresztmetszetük is valamelyest növekedhet. Ez a jelenség elsősorban a  $D_{10}$  pórusátmérő adatokra figyelhető meg, amit az 5. ábrán mutatok be. A higanyporozimetriával meghatározott  $D_{10}$  érték azt az egyenértékű pórusátmérőt adja meg, amelynél a kisebb egyenér-



4. ábra. A különböző hőmérsékleten szinterelt próbatestek hajlítószilárdsága a szinterelési idő függvényében





5. ábra. A különböző hőmérsékleten és ideig szinterelt próbatetek D10 pórusátmérője és porozitása

tékü átmérőjű pórusok az összes pórustérfogat 10%-át adják. Ebbe a halmazba főként a kötőanyag és a bevonómáz szemcséi által befoglalt kisméretű pórusok tartoznak. A kisméretű pórusok jelentős átalakulásának oka egyrészt, hogy a kötőanyagot alkotó szilícium-dioxid gél alacsonyabb hőmérsékleten lágyul, mint a beszórásra alkalmazott kalcinált kaolinszemcsék, tehát a szilícium-dioxidban lejátszódó diffúziós folyamatok gyorsabbak. A másik lehetséges ok, hogy a kisebb szemcsék felületi energiája nagyobb, ezáltal a nyakképződés hajtóereje is jelentősebb.

A 3. ábrán látható, hogy a kerámiahéj porozitása egészen 1250 °C-ig növekszik, ami jelzi a pórusok keresztmetszetének növekedését. Ezen hőmérséklet felett a porozitás csökkenni kezd, ami arra utal, hogy a lekerekedett pórusok zsugorodni kezdenek. A zsugorodást kiválthatja, hogy a szinterelés során a folyadékfázis aránya elér egy olyan értéket, amelynél a határfelületi kapilláris erők már közelebb tudják hozni egymáshoz a kerámiaszemcséket.

A próbatetek törési mechanizmusának tanulmányozása céljából sztereomikroszkóppal megvizsgáltam a minták töretfelületeit. Jones, Yuan és Blackburn [7] a tanulmányukban a kerámiahéj törésének három típusát különböztette meg:

- 1) Tűzálló szemcsén keresztül áthaladó törés.
- 2) Beszóró szemcse és a mázszemcsék határfelülete közt áthaladó törés.
- 3) Mázszemcséken végig haladó törés.

Az 1-es típusú törés esetében a szilárdságot döntően a beszórószemcsék befolyásolták, a 2-es típusú törés esetén a beszóró szemcsék és a máz közötti adhéziós kötések befolyásolják a héj szilárdságát, a 3-as típusú törésben pedig a mázrézecskek közti gyenge kötések játszanak szerepet a tönkremenetelben.

A 6. ábrán látható egy viaszkiolvasztott hajlítópróbatest töretfelületének sztereomikroszkópos felvétele. Ezen megfigyelhető, hogy a beszórószemcse felületén kevés mázszemcse található. A mikroszkópos felvétel alapján ez egy 2-es típusú törés, azaz feltételezhető,



6. ábra. Viaszkiolvasztott hajlítópróbatest sztereomikroszkópos felvétele (2-es típusú törés)

hogy a szinterelés hiányában a beszórószemcse és a mázszemcsék közt elégtelen volt az adhéziós kötés mértéke.

A 7. ábrán látható a 850 °C-on 30 percig kiegészített minta sztereomikroszkópos felvétele. Az ábrán jól ki-vehető a beszórószemcse felületén lévő mázszemcsék csoportja, amely azt mutatja, hogy a szemcse törése a 3-as típus szerint ment végbe, ami gyenge kötéseket jelez a mázszemcsék közt. Ez összefüggésben áll az-za, hogy ezen a vizsgált hőmérsékleten a szinterelés hatása még elenyésző, a szemcsék közti kötések még gyengék.

Ezzel szemben az 1050 °C-on, 4 órán keresztül szinterelt próbatestek töretfelületein a 2-es és 3-as típusú törések mellett megjelentek a beszórószemcséket érintő 1-es típusú törések is, amint az a 8. ábrán is látható.

A hajlítószilárdsági értékek ismeretében ezt értelmezhetjük úgy is, hogy 8 MPa körüli hajlítószilárdságnál már kialakulhat olyan mértékű adhézió a kötőanyagszemcsék, valamint a beszóróhomok-szemcsék között, ami ez utóbbi töréséhez vezet.



7. ábra. 850 °C-on 30 percig szinterelt hajlítópróbatest sztereomikroszkópos felvétele (3-as típusú törés)



8. ábra. 1050 °C-on 4 órán át szinterelt hajlítópróbatest sztereomikroszkópos felvétele (1-es típusú törés)

Az 1150 °C-on négy órán át szinterelt próbatest törési felületén szintén találtam eltört beszóróhomok-szemcséket. Ennek a kerámiahéjnak a szilárdsága 9,8 MPa volt. A 9. ábrán pirossal jelöltem két előforduló szemcsetörést (1-es típusú törés).

A folyadékfázisú szinterelés során lejátszódó diffúziós folyamatok a kerámia szerkezetének változásához vezetnek. A szemcsék közötti nyakképződés során a pórusok egyre inkább lekerekednek, továbbá a keresztmetszetük is valamelyest növekedhet. A kísérleti próbatesteknél ez a jelenség leginkább a kötőanyag és a bevonómáz szemcséi által befoglalt kisméretű pórusokra volt megfigyelhető. Ez jól látható különbségeket hozott létre a különböző hőmérsékleten szinterelt próbatestek porozimetriás eredményeiben.

Mindezek alapján a szinterelés előrehaladását a kisméretű pórusok méretének változásával jellemeztem. A szinterelés kvantitatív leírása során feltételezem, hogy a D10 pórusátmérő növekedési sebessége egy hőmérséklettől függő paraméterrel arányos, azaz:

$$dD10/dt = k(T), \quad (5)$$

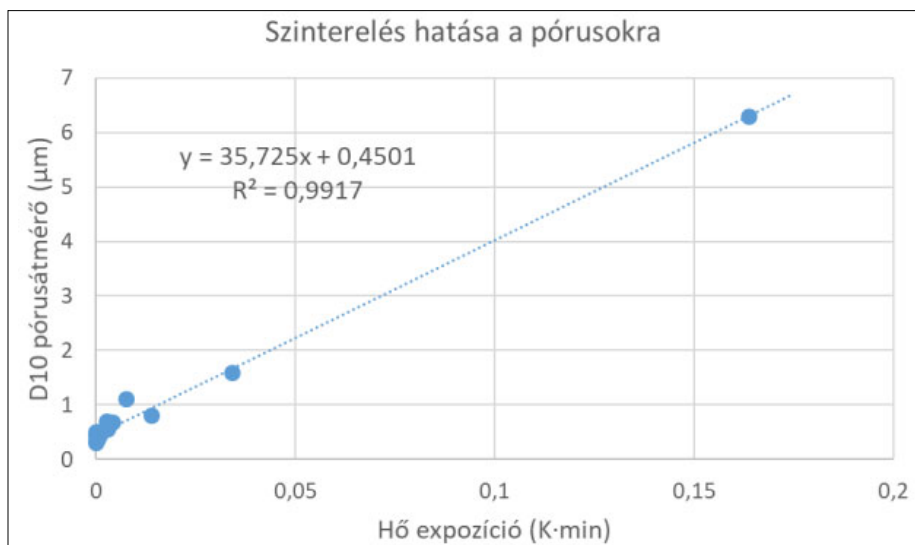
ahol  $t$  az idő,  $k(T)$  pedig az abszolút hőmérséklettől függő paraméter. A diffúziós folyamatok hőmérsékletfüggésének leírására az egyik legegyszerűbb megközelítés az Arrhenius-egyenlet alkalmazása. Mivel az Arrhenius-egyenlet viszonylag szűk hőmérséklet-tartományban érvényes, számos esetben valamelyik módosított változatát használják. Az általam használt formula (6) a következő:

$$k(T) = A T \exp(-H/RT), \quad (6)$$

ahol  $A$  mint preexponenciális tényező,  $R$  az univerzális gázállandó,  $H$  pedig a diffúziós folyamatok látszólagos aktiválási energiája. A modellezés levezetéséhez az előző két egyenletet egyesítettem az alábbiak szerint:



9. ábra. 1150 °C-on 4 órán át szinterelt hajlítópróbatest sztereomikroszkópos felvétele (1-es típusú törés)



10. ábra. A hőexpozíció és a D10 pórusátmérő kapcsolata

$$dD10/dt = A T \exp(-H/RT). \quad (7)$$

A (7) egyenlet mindkét oldalát beszorozzuk  $dt$ -vel:

$$D10 = A T \exp(-H/RT) dt. \quad (8)$$

Ezt követően integráljuk a (8) egyenlet két oldalát:

$$\int D10 = \int A T \exp(-H/RT) dt. \quad (9)$$

A hőmérséklet a hőkezelési programban megadott módon függ az időtől, azonban ez egy túlságosan bonyolult függvénykapcsolat ahhoz, hogy az egyenlet jobb oldalán szereplő kifejezéshez megpróbáljunk analitikus megoldást találni. Ehelyett csak a (10) egyenlet bal oldalát integráljuk, míg a jobb oldalát numerikusan oldjuk meg. Az általános megoldás:

$$D10 = A \sum T \exp(-H/RT) \Delta t + C, \quad (10)$$

ahol  $C$  az integrálási konstans,  $\Delta t$  pedig a hőkezelési görbe leolvasásának felbontása, amit 1 percnél vá-

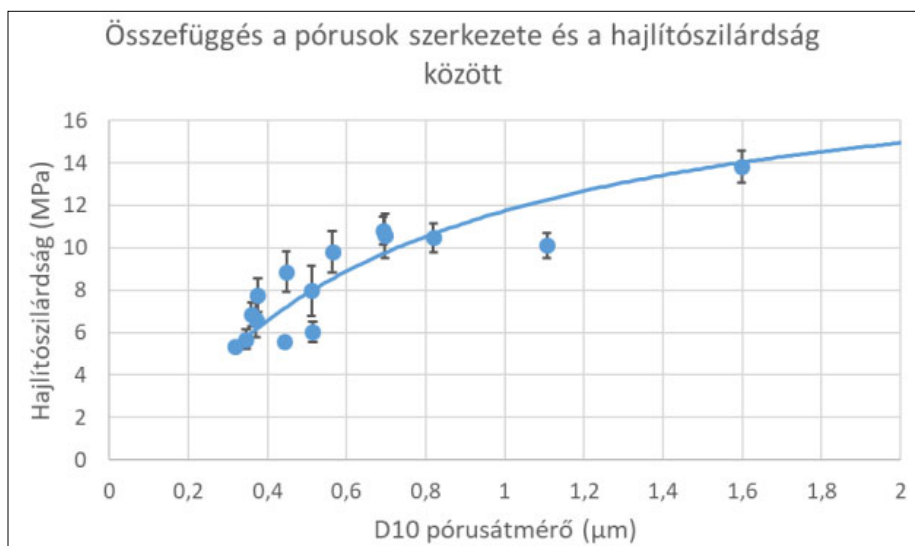
lasztottunk. Az integrálási konstans a kezdeti értékek ismeretében számíthatjuk ki. Jelen esetben azt feltételezzük, hogy a szinterelés kezdetén ( $t = 0$ ) a D10 kiindulási értéke  $B$ . Ez esetben a

$$B = A \cdot 0 + C = C \quad (11)$$

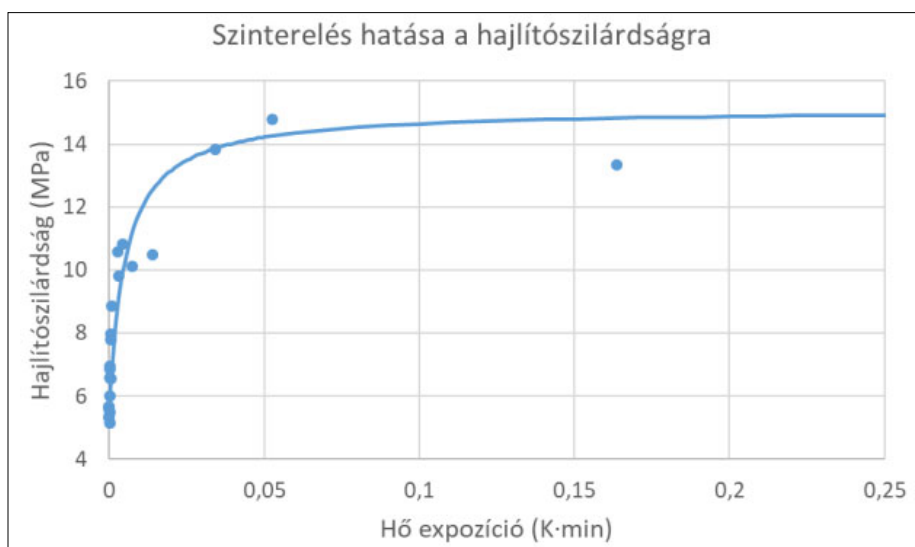
(11) egyenletben tehát az integrálási konstans megegyezik a kiindulási D10 pórusátmérővel. Eszerint a keresett partikuláris megoldást a

$$D10 = B + A \sum T \exp(-H/RT) \Delta t \quad (12)$$

egyenlet adja meg. A (12) egyenlet jobb oldalán szereplő szumma azt fejezi ki, hogy a szinterelés során mekkora hőhatásnak tesszük ki a kerámia próbatestet, ezért a továbbiakban hőexpozíciónak ( $x$ ) nevezjük, így az alábbi lineáris összefüggés adódik a D10 pórusátmérő és a hőkezelés hatása között:



11. ábra. A D10 pórusátmérő és a hajlítószilárdság közötti összefüggés



12. ábra. A hajlítószilárdság és a hőexpozíció kapcsolata

$$D10 = B + Ax. \quad (13)$$

A hőexpozíciós adatok meghatározásához ismerni kell a látszólagos aktiválási energia értékét. Ezt a kapott adatokból meghatározhatjuk oly módon, hogy a  $H$  értéket iteráljuk, miközben minden egyes  $H$  értéknél megvizsgáljuk a  $D10-x$  függvénykapcsolat helyességét. A látszólagos aktiválási energiának azt az értéket tekintjük, amelynél a négyzetes eltérések összege a legkisebb a  $D10$  pórusátmérő és a hőexpozíció közötti lineáris egyenletre. Ez alapján a  $H$  érték 182 kJ/mol-nak adódott. A hőexpozíciós modell érvényességét igazolja a 10. ábra, amelyen a  $D10$  és a hőexpozíció közötti szoros összefüggést láthatjuk.

A szinterelés során lejátszódó diffúzió jelentősen befolyásolja a próbatestek szilárdságát is. A nyakképződés növeli magának a kötőanyagból álló mátrixnak a szilárdságát, valamint egyre erősebb adhéziós kötést eredményez a mátrix és a tűzálló szemcsék között. Ebből következik, hogy a próbatestek  $D10$  értéke és a hajlítószilárdsága között egy látszólagos kapcsolat állhat fenn és leginkább egy telítési görbével lehet jellemezni. Ezt igazolja a 11. ábra, amelyen a  $D10$  pórusátmérő függvényében láthatjuk a hajlítószilárdság adatait. Az összefüggésre leginkább egy telítési görbét lehet illeszteni.

A 12. ábrán látható a hajlítószilárdság és a hőexpozíció kapcsolata, az ilyen jellegű, telítési görbék azt jelzik, hogy a vizsgált hőmérséklet- és időtartományban egy olyan tényező jelenik meg, amely gátat vet a szilárdság növekedésének. Egy lehetséges korlátozó tényező a tűzálló szemcsék törése, ami arra vezethető vissza, hogy a hőexpozíció növelésével a mátrix és az erősítő szemcsék közötti adhézió olyan mértékben növekszik, hogy már nem a közöttük húzódo határfelületek elválása, hanem az erősítő szemcsék törése váltja ki a kerámia kompozit tönkremenetelét. Esze-

rint a telítési görbe határértéke jó közelítéssel megadja a tűzálló szemcsék átlagos belső szilárdságát.

Az adatok alapján látható, hogy magasabb szinterelési hőmérsékleteken a mért hajlítószilárdság csökken, ezt azzal magyarázhatjuk, hogy a magas hőmérsékleten, hosszú ideig tartó hőkezelés során mikrorepedések jönnek létre a mintában, amelyek gyengítik az anyagot.

## IRODALOM

- [1] Bansode S. N., Phalle V. M., Mantha S. S. (2020): Influence of slurry composition on mould properties and shrinkage of investment casting. Transactions of the Indian Institute of Metals, 73(3), 763–773. DOI: 10.1007/s12666-020-01872-5
- [2] Jones S., Yuan C. (2003): Investigation of fibre modified ceramic moulds for investment casting. Journal of the European Ceramic Society, 23(3), 399–407.
- [3] Van Nguyen C., Sistla S. K., Van Kempen S., Giang N. A., Bezold A., Broeckmann C., Lange F. (2016): A comparative study of different sintering models for  $Al_2O_3$ . Journal of the Ceramic Society of Japan, 124(4), 301–312. DOI: 10.2109/jcersj2.15257
- [4] Minghi Xu, Jingjing Qing (2019): Effect of firing temperature and duration on fused silica investment shell strength at room temperature. International Journal of Metalcasting, 13(2–3). DOI: 10.1007/s40962-019-00312-5
- [5] Lino F. J., Pereira Duarte T. (2003): Ceramic components for foundry industry. Journal of Materials Processing Technology, 142, 628–633.
- [6] German R. M. (2014): Sintering from Empirical Observations to Scientific Principles. (First ed.) Butterworth-Heinemann. ISBN: 978-0-12-401682-8
- [7] Jones S., Yuan C., Blackburn S. (2007): Fundamental study on microstructure and physical properties of fluidised bed and rainfall sanding ceramic shells. Materials Science and Technology, 23(6), 706–714.