

KÁROLY ZOLTÁN – BALÁZSI CSABA – BALÁZSI KATALIN – GERGELY GRÉTA –  
PETRIK ATTILA – LÁBÁR JÁNOS

## Alumínium mátrixú kompozitok előállításának szikrakisüléssel szinterelési technikával

*A fémmátrixú kompozitok területén belül a legnagyobb érdeklődés az alumínium mátrixú kompozitok iránt mutatkozik. E kompozitok legfőbb jellemzői ugyanis a kis sűrűség, a megnövekedett szilárdság/tömegarány, növelt keménység, kedvezőbb tribológiai tulajdonságok, korrózióállóság stb. Jelen munkánkban az alumínium-mátrixba integrált különböző erősítőfázisok, így  $Al_2O_3$ , SiC valamint grafén hatásait vizsgáltuk meg. A kompozitokat pormetallurgiai módszerrel készítettük el, ahol a porkeverék szinterelését gyors, szikrakisüléssel szinterelési technikával (SPS) végeztük.*

### Bevezetés

Az alumínium-ötvözetek szerkezeti elemként történő alkalmazása régóta vizsgált téma. Kedvező tulajdonságai (kis sűrűség, nagy hővezetőképesség, nagy fajlagos szilárdság, korrózióállóság, szívósság) különösen a repülőgépek és az autógyártásban alkalmazhatóak az elérhető jelentős tömegcsökkenés miatt. Tribológiai célú alkalmazásuk fő akadályai a kis keménységük, ill. mérsékelt kopásállóságuk. Ezen problémákat eltérő módszerekkel próbálják megoldani: (i) a fém-mátrix szemcseméretének csökkentésével, (ii) vagy elterjedtben kemény erősítőfázisok – így szemcsék, szálak, tűkristályok – Al-

mátrixba történő beépítésével. Megállapítható, hogy a kerámiaszemcsékkel és szálakkal erősített Al-mátrixú kompozitok sokkal jobb tulajdonságokat mutattak a monolit alumínium-ötvözetekkel szemben szilárdság, kopás, kúszásállóság és folyáshatár tekintetében. Erősítőfázisként leggyakrabban  $Al_2O_3$ -ot, SiC-ot,  $Si_3N_4$ -et,  $B_4C$ -ot, TiC-ot vagy grafit-szemcséket használnak [1]. A széleskörűen használt mikroméretű erősítőfázisok ugyanakkor jelentősen rontják a mátrix alakíthatóságát és megmunkálhatóságát. Megfigyelték azonban, hogy a jóval kisebb, nanoméretű kerámiaszemcsék alkalmazásával, az alakíthatóság megtartása mellett is növelhető a szilárdság [2], sőt

ugyanakkora térfogathányad mellett jelentősebb szilárdságnövekedés is elérhető, a mikroméretű erősítőfázisokhoz viszonyítva [3]. A nanofázisok alkalmazásának legfőbb nehézsége viszont azok homogén diszpergálása az Al-mátrixban.

A különféle erősítőfázisok hatásáról már számos tanulmány készült, ugyanakkor újabban már a több erősítőfázis egyszerre történő ún. hibrid alkalmazását is vizsgálni kezdték. Az eredmények a vizsgált tulajdonságok további javulásáról – szilárdságnövekedésről, rugalmassági modulus és a szakítószilárdság növekedéséről, valamint a hőtágulás csökkenéséről – számoltak be [4]. A hibrid erősítőfázisok egyik érdekes megoldása, amikor a kemény erősítőfázisok mellett grafit-szemcséket is diszpergálnak a mátrixba. A grafit-szemcsék ugyanis a fém-mátrixú kompozit előnyös tulajdonságainak megtartása mellett javítják az anyag megmunkálhatóságát. Ez a megoldás különösen előnyös a tribológiai alkalmazásoknál, mivel a grafit, mint szilárd kenőanyag növeli a berágódással szembeni ellenállást, miközben a kompozit jelentős szilárd-

*Károly Zoltán szakmai életrajza a BKL Kohászat 145. évfolyam 2012/2. számában található.*

*Dr. Balázi Csaba (MSc-1993, PhD-2000) több mint 15 éves tapasztalattal rendelkezik anyagtudományi fejlesztések, ezen belül az új szerkezetű kerámia, polimer és fémalapú kompozit anyagok előállításának terén. Több hazai és nemzetközi kutatási projekt vezetője. Korábbi munkahelyén, az MTA Természettudományi Központ, Műszaki Fizikai és Anyagtudományi Intézet, Kerámia és nanokompozitok osztályának vezetőjeként orvosbiológiai, gázérzékelési és magashőmérsékleti célokra fejlesztett ki különleges tulajdonságú anyagokat. A BAY-ATI igazgatójaként elsődleges feladata az intézet tematikai megújítása, hazai és nemzetközi elismertségének növelése.*

*Dr. Balázi Katalin (MSc-2002, PhD-2005) több mint 10 éves tapasztalattal rendelkezik anyagtudományi fejlesztések, ezen belül a fém-szén vékonyrétegek, biokerámia és a polimeralapú kompozit anyagok előállításának terén. Az MTA Természettudományi*

*Kutatóközpont, Műszaki Fizikai és Anyagtudományi Intézet Vékonyréteg-fizika osztály vezető-helyettese. Több hazai és nemzetközi kutatási projekt vezetője.*

*Dr. Gergely Gréta szakmai életrajza a BKL Kohászat 145. évfolyam 2012/3. számában található.*

*Petrik Attila 2009-ben szerzett villamosmérnöki diplomát a Budapesti Műszaki Főiskolán. 2012-től a Miskolci Egyetem Műszaki Anyagtudományi Karának MSc-hallgatója. 2009-től az MTA TTK MFA munkatársa, ahol műszaki kerámiák és kompozitok előállításával és mechanikai vizsgálatával foglalkozik.*

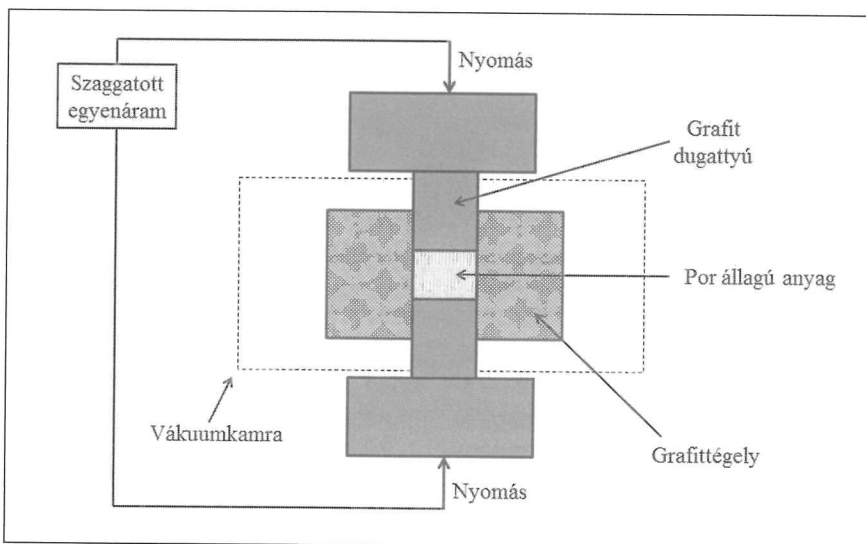
*Lábár János az MTA TTK MFA Vékonyréteg-fizika Osztályán tudományos tanácsadó, és az ELTE Anyagfizikai Tanszékén docens. 2000-ben habilitált a Debreceni Egyetemen. Az MTA doktora fokozatot 2005-ben nyerte el. Szakmai tevékenysége a vékonyrétegek fizikájára, nanokompozitok előállítására és vizsgálatára, valamint nanoszerkezetek elektrondiffrakción alapuló jellemzésére irányul.*

sággal rendelkeznek az egyéb erősítő-fázis(ok) miatt [5–6].

Emellett nagyon ígéretesnek tűnik a grafit grafénnal történő helyettesítése, amely a szénnek csak az utóbbi években – a fullerént és a nanocsöveket követően – felfedezett nanómódosulata. A grafén a szénatomok kétdimenziós, hexagonális kristálya, melyeknek egymásra rétegeléséből nyerhetjük a grafitot. A grafén számos kiváló tulajdonság – elektromos és hővezetés, optikai átlátszóság – mellett egyedülálló mechanikai tulajdonságokkal is rendelkezik. A hibátlan grafén,  $E=0,5-1$  TPa Young-modulussal és  $\sigma_{int}=130$  GPa szakítószilárdsággal [7] rendelkezik, ezáltal ez az eddig tapasztalt legerősebb anyag. Ezt igyekeznek újabban kihasználni a legkülönbélebb mátrixú kompozitokban, amibe 0,5–3 t% grafént tesznek (bár ez több rétegű és nem hibátlan). A grafén előállítása azonban ma még rendkívül kis hatékonyságú és költséges, többnyire epitaxiális növesztések eredménye. Ugyanakkor a nem szigorúan vett egyrétegű, hanem több, vagy akár néhány tíz rétegben összekapcsolódott grafénsíkok (szakirodalomban „multilayer graphene nanosheets” vagy „graphen platelets”) előállítása már lényegesen egyszerűbb, por alakban hozzáférhető, és a kompozitokban történő felhasználáskor a szilárdsági tulajdonságokat eddigi tapasztalatok szerint még így is jelentősen javítja.

Jelen munkánkban a fenti megfontolásokat tekintetbe véve mi is hibrid alumíniumkompozitokat vizsgáltunk, amelyben a kerámia erősítőfázisok mellett saját előállítású többrétegű grafén nanosíkokat alkalmaztunk. Összehasonlításuképpen grafén hozzáadása nélkül is megvizsgáltuk a kizárólag kerámiaszemcsés adalék-ellátott kompozitokat.

A fém-mátrixú kompozitok gyártá-



■ 1. ábra. Az SPS plazmaszinterelő vázlatos rajza

1. táblázat. A kiindulási anyagok főbb jellemzői

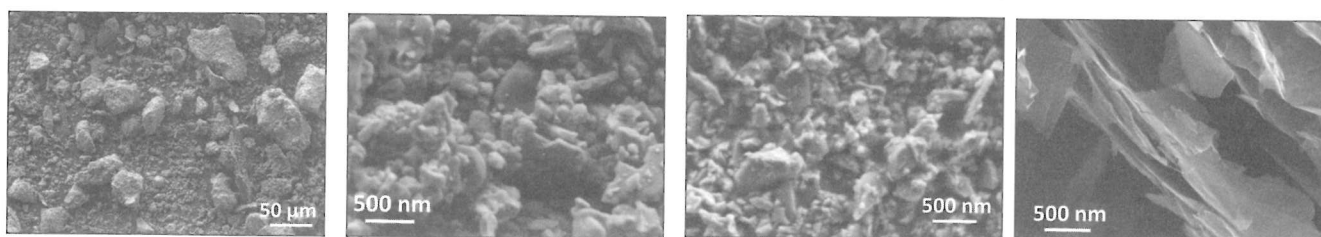
Anyag	Forrás	Szemcseméret, $\mu\text{m}$	Szennyezők
Alumínium		1–3	Fe+Si < 0,2%
$\text{Al}_2\text{O}_3$	ALMATIS, CT 3000LS SG	0,5	< 0,2%
SiC	H.C. Stark, Grade UF-25	0,4	$\text{O}_2$ – 1,8%
$\text{Si}_3\text{N}_4$	UBE America Inc., SN-ESP	0,5	$\text{O}_2$ – 2%, C – 0,2%

2. táblázat. Az egyes kísérletek szinterelt testeinek sűrűség és mikrokeménység értékei

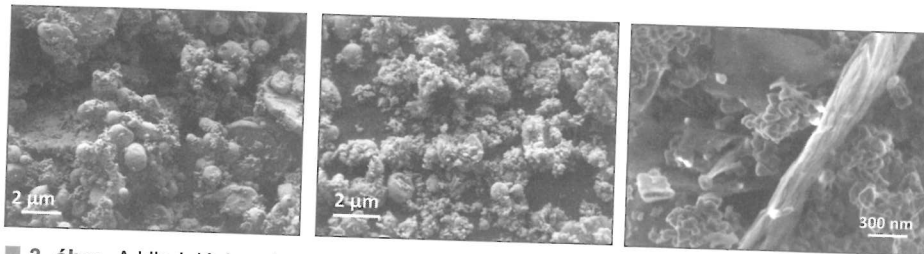
No.	Kísérleti keverék	Mért sűrűség ( $\text{g} \cdot \text{cm}^{-3}$ )	Relatív sűrűség (%)	HV keménység (GPa)
1	70 t% Al + 30 t% $\text{Al}_2\text{O}_3$	2,98	94	1,81
2	50 t% Al + 15 t% $\text{Al}_2\text{O}_3$ + 35 t% SiC	1,98	65	0,25
3	30 t% Al + 50 t% $\text{Al}_2\text{O}_3$ + 10 t% SiC + 5 t% $\text{Si}_3\text{N}_4$ + 5 t% grafén	2,10	63	0,43

sának két legelterjedtebb módszere a porkohászat és az öntés (prés- ill. keveréses öntés). Az alumínium-mátrixú kerámia-kompozitok előállításakor jelentős megoldandó probléma az erősítőfázisok homogén diszpergálása. A kerámia nanoszemcsék alumíniumolvadékban történő homogén diszpergálata ugyanakkor

méretükből adódóan roppant nehéz a fém nagy viszkozitása és a kerámiaszemcsék olvadt alumíniummal szembeni rossz nedvesíthetősége miatt. A mikroméretű poroknál leggyakrabban alkalmazott mechanikus keverés nanoporoknál nem alkalmazható a magas felület/térfogat arány miatt, ami gyors agglomerációt idéz



■ 2. ábra. A kiindulási porokról készített SEM-felvételek: a) Al; b)  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ; c) SiC; d) MLG



■ 3. ábra. A kiindulási porkeverékekről készített SEM-felvételek: a) Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>; b) Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/SiC; c) Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/SiC/Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>/MLG

elő. Ezekre a problémákra egy lehetséges megoldás a porkohászati eljárás során alkalmazott nagyenergiájú őrlés. Ekkor a nanoméretű kemény erősítő-szemcsék már az őrlés során beágyazódnak a mátrix szemcséjébe, így egyenletes összetételű és kvázi ekvixiális kompozitszemcsék alakulnak ki. További előnye, hogy a különböző fázisok között egészen szoros, légmentes érintkezés alakul ki, valamint az adalékok agglomerációja is elkerülhető [8].

A porkohászatban és a kerámia-gyártásban egyre jobban terjed a viszonylag újabban kifejlesztett plazmaszinterelés [9]. Ennek fő előnye a hagyományos szinterelési technikákkal szemben az alacsonyabb hőmérsékleten történő gyors szinterelődés, mellyel elkerülhető a szemcsedurvulás, valamint a fázisok közötti nemkívánatos reakciók [10]. A technológia jellemzői a gyors felfűtés, a hatékony zsugorodás és a szemcsék felületén kialakuló szikráknak köszönhetően kapott tiszta felület.

### Kísérletek

A felhasznált anyagok főbb jellemzőit (szemcseméret, tisztaság) az 1. táblázatban tüntettük fel. A többrétegű grafén (MLG) szintetikus grafit (Aldrich) nagyenergiájú attritor malomban (Union Process, ami a 750 ml szilícium-nitrid tartályba merülő cirkónium-dioxid tárcsákkal és őrlőgolyókkal volt felszerelve) történő őrlésével készült el etil-alkohol közegben. Az őrlés 4000 rpm fordulatszámon 10 órán át zajlott, majd a kiszáritott anyagot 100 µm-es szitán átszitáltuk. A kristallitok átlagos vastagságára LC = 13,7 nm becslés adódott, ami megközelítőleg 40 grafénréteget jelent [11].

A kísérleti tervünkben az alumíniumnak az egyes erősítőfázisokkal készített különböző arányú keverékeit készítettük el, majd szintereltük. A

jelen cikkben az alábbi három különböző kísérleti kompozit-összeállítást mutatjuk be:

1. 70 t% Al + 30 t% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>
2. 50 t% Al + 15 t% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> + 35 t% SiC
3. 30 t% Al + 50 t% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> + 10 t% SiC + 5 t% Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> + 5 t% grafén

A feltüntetett részarányban összeállított porokat etanolos közegben, attritor malomban 1 órán át 600 rpm fordulatszámon őrlöttük.

Az így kapott porkeverékekből szikrakisüléssel szintereléssel 2 cm átmérőjű korongokat készítettünk. A szikrakisüléssel szinterelés működési elvének lényege az 1. ábrán látható. A szinterelendő port egy hengeres grafitcszárba helyezjük, amelybe alulról egy ugyancsak hengeres grafitdugattyút helyezünk. A por behelyezése után a cszárát felülről egy másik grafitdugattyúval zárjuk le. A grafitcszárát a szinterelőkamrában két elektróda közé helyezük, majd a kamra nyomását vákuum segítségével 1 mbar-ra csökkentjük le. A hőkezelés során a grafitdugattyúk meghatározott nyomással – kísérletünkben 50 MPa-lal – préselik össze az apró szemcséket. A hőmérséklet növelését a grafitdugattyúkkal érintkező elektródákon átfolyó, szaggatott egyenáram biztosítja. A szaggatott egyenáram 12 on/2 off periódusban követi egymást 3 ms pulzuseddőkkel. Az alkalmazott feszültség és csúcsáram 5 V ill. 750 A. A szinterelési program szerint a 600 °C szinterelési hőmérsékletet 100 °C/perc felfűtési sebességgel érjük el, ahol 10 perc hőntartást végzünk. A hőmérsékletet a grafitelektródában elhelyezett termoelemmel mértük. Az anyag zsugorodását a szinterelés során folyamatos figyelemmel követhettük az elektródák elmozdulásából.

A korongok sűrűségének mérését Archimedes-módszerrel végeztük. A szinterelt korongok felületén Vickers

mikrokeménység-mérést (HV) végeztünk 3 N terhelőerővel. A korongok töretfelületének mikro szerkezetét SEM-felvételek (LEC 1540 XB FESEM) segítségével vizsgáltuk meg. A poroknak és a korongoknak a fázisanalíziséhez Philips PW 1050 diffraktométerrel (XRD) vizsgáltuk meg.

### Eredmények

A 2–5. ábrákon láthatóak a kiindulási porokról (2. a–d) és porkeverékekről (3. a–c) készített SEM-felvételek, a szinterelés lefutási görbéi (4. a–c), valamint a szinterelést követően kapott korongok töretfelületéről készült SEM-felvételek (5. a–c). A szinterelési diagram zsugorodási sebesség-görbéjének 600 °C körül tapasztalható megugrása jelzi a szinterelődési folyamatok fokozott végbemenetelét. Legnagyobb mértékű zsugorodás az 1. kísérletnél adódott, ami figyelembe véve az 1. jelű keverék növelt alumíniumtartalmát nem meglepő. A szinterelés 10. percének végére az 1. kísérletnél további zsugorodás már nem tapasztalható, míg a másik két esetben az láthatóan még nem fejeződött be, így vélhetően maximális zsugorodás sem történt. A 2. táblázatban feltüntetett sűrűségértékek tükrözik a zsugorodási diagramból levonható következtetést. Az 1. kísérleti anyagnál a szinterelést követően az elméleti sűrűség 94%-át értük el, míg a másik kettőnél ennél csak jóval alacsonyabb értékeket, 65 és 63%-ot. A kisebb látszólagos sűrűség önmagában nem annyira meglepő, mivel tapasztalati tény, hogy a kerámia-szemcsék részarányának növekedésével a porozitás mértéke nő [3], emiatt a kapott sűrűségértékek egyre inkább elmaradnak az elméletitől. Ennek oka, hogy a kemény kerámia-szemcsék összenyomása egy képlékeny fázisban nehézkes. Nanoméretű erősítőfázisok esetén az eltérés még jelentősebb. Ez esetben még tovább rontja a helyzetet a nanoszemcsék agglomerálódása, ami hálózatképződéshez vezet. Érdekes, hogy a mikroméretű erősítőfázisok sűrűsége a jobb összenyomhatóság valamint a kisebb felület-térfogat arány miatt általában nagyobb. A grafit viszont, mint szilárd kenőanyag

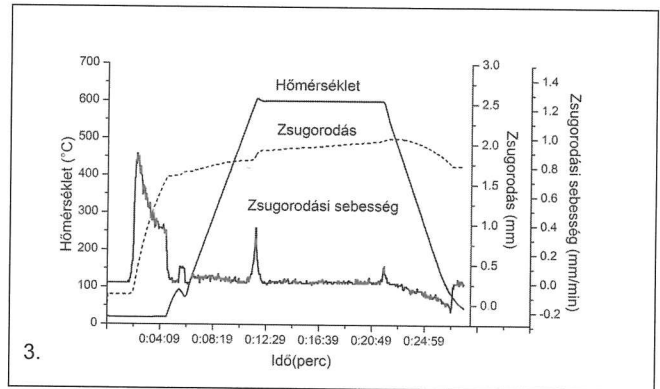
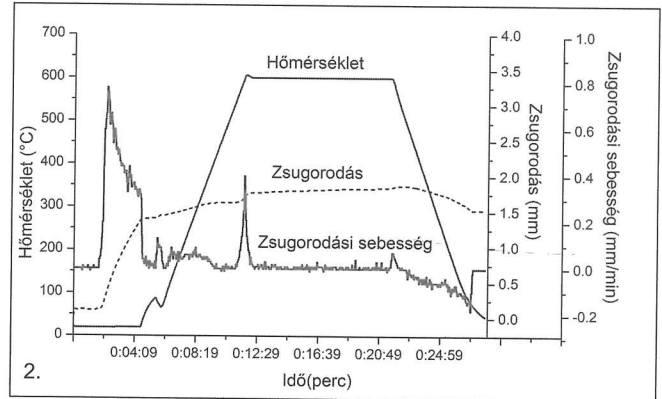
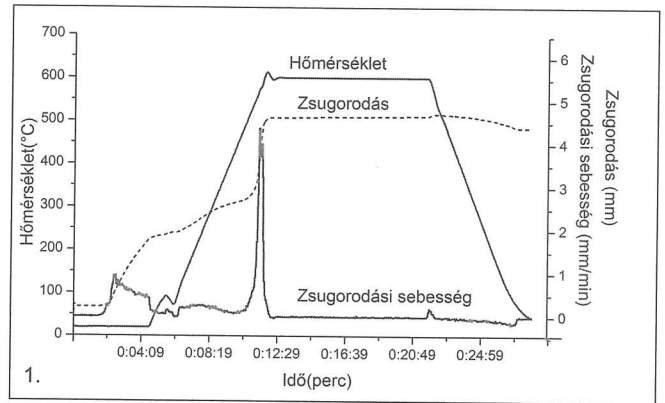
elősegítheti a mátrixanyag és az erősítőszemcsék mozgását, rendeződését és ennek megfelelően nagyobb sűrűséget eredményezhet [6]. A grafént tartalmazó, 3. beállításban a mért sűrűség ugyan nagyobb lett, de az elméleti sűrűsége vonatkoztatva a 2. kísérlettel közel azonos értéket kaptunk. Ez annak is köszönhető, hogy az erősítőfázisok tömegaránya a 3. mintánál már meghaladja az alumíniumét. A kísérleti keverékekben az alkalmazott kerámiaszemcsék aránya általában magas volt. Ennek oka az, hogy a szemcsék szilárdságnövelő hatása elvileg a mátrixban elfoglalt térfogatarányukkal fokozatosan növekszik. A szilárdságnövelő mechanizmusok között megemlíthető a diszlokációmozgást akadályozó hatásuk, a szemcsefinomodás által elért keménységnövekedés (Hall-Petch összefüggés), valamint a mátrix és a szemcsék hőtágulási együtthatójának különbözősége által okozott diszlokációs-sűrűség-növekedés, mivel a hűlés során az alumínium képlékeny alakváltozását gátolják az erősítőfázis szemcséi [3].

A mikrokeménység méréséből kapott értékek (2. táblázat) jelentősen eltérnek egymástól. Várakozásaink szerint a kerámiaszemcsék részarányának növelésével a kompozit keménységeinek is növekednie kellene. Ezzel szemben a legnagyobb keménységet éppen az erősítőfázisokat legkisebb részarányban tartalmazó kompozitnál kaptuk. A többi mintánk jóval kisebb keménysége feltehetően a megnövekedett porozitásnak köszönhető. A 3. kísérlet 2.-hoz képest mutatott keménységnövekedése bizonyára a nagyobb részarányú kerámiaszemcséknek köszönhető, de a nagy porozitás miatt nem lett kiugró értékű. A megnövekedett porozitás a SiC-szemcsék adalékolásának is tulajdonítható, ugyanis a SiC rossz nedvesíthetősége miatt számolni kell pórusképződéssel a SiC/Al határfelületeken. Ez egyúttal gyenge Al-SiC kerámiafém határfelületi kötést is eredményez. További probléma lehet a SiC-dal erősített alumíniumkompozitoknál, hogy a SiC és az Al közötti reakció eredményeképp a szemcsehatár mentén  $Al_4C_3$ - és Si-fázisok képződnek.

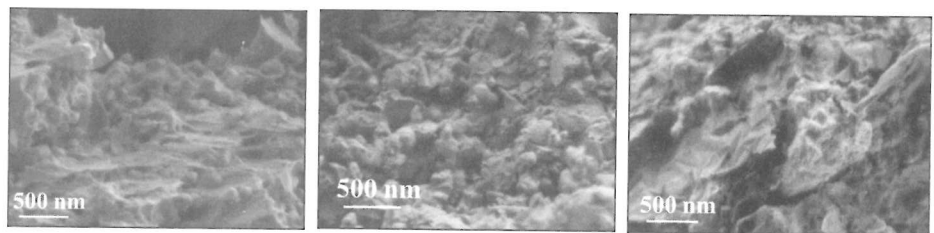
Ezen kívül az Al-szemcsék felületét vékony oxidhártya vonja be, ami megakadályozza a SiC és az Al közti kötés kialakulását. Mindkét esetben végső soron a mechanikai tulajdonságok romlásával kell számolni. A felsorolt határfelületi problémák elkerülésének lehetséges módjai, hogy a SiC kerámiaszemcséket az alumíniumolvadékot nedvesítő vékony filmréteggel vonják be [12] vagy az alumíniumot ötvözik Si-mal és Mg-mal [2, 9], ami a SiC nedvesíthetőségét nagyban javítja. Az XRD-analízisek (6.a-b ábra) az  $Al_4C_3$  jelenlétét nem mutatta ki, ami arra utal, hogy az SPS rövid szinterelési ideje alatt a reakció nem tudott lejátszódni.

A pásztázó elektronmikroszkópos felvételeken látható, hogy a kiindulási keverékeknél a por, alumínium és a kerámia szemcsék között jelentős méretkülönbség van, továbbá, hogy az erősítőfázis szemcséi agglomerálódtak és az intenzív őrlést követően sem oszlanak el homogé-

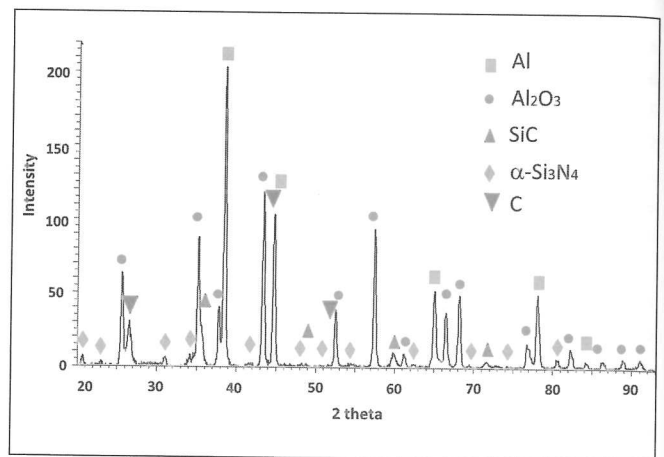
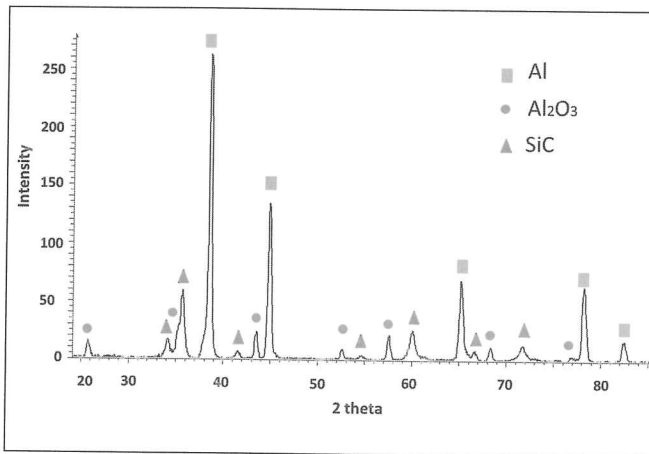
nen a porkeverékben. Ez előrevetíti, hogy az erősítőfázisok a viszonylag nagyobb méretű Al-szemcsék közti határfelületen azt behálózva helyezkednek inkább el, többé-kevésbé összefüggő réteget létrehozva. A kompozit töretfelületéről készített fel-



4. ábra. A szinterelés hőmérsékletének, a zsugorodás mértékének, ill. sebességének alakulása a szinterelési idő függvényében a) az 1. összetétel; b) a 2. összetétel; c) a 3. összetétel esetében



5. ábra. A szinterelt korongok töretéről készített SEM-felvételek a) az 1. összetétel; b) a 2. összetétel; c) a 3. összetétel esetében



■ 6. ábra. XRD-felvételek az a) 2. kísérletből és b) 3. kísérletből szinterelt korongokról

vételek a porozitásról ugyan nem sokat árulnak el, de látható, hogy a törés a szemcsehatárokon elhelyezkedő és a felületből kiemelkedő adalékszempcsék mentén következett be, ami a nemfémes fázisok rossz nedvesítését erősíti meg.

### Összegzés

Különbéle kerámiaszemcse és grafén erősítőfázisokkal adalékolt alumínium mátrixú kompozitokat készítettünk el porkohászati módon újszerű, plazmaszinterelés alkalmazásával. A kiindulási por jellemzője a nanoméretű erősítőfázisok, valamint ezek viszonylag nagyobb részarányai (30–70 t%). Az SPS szinterelésre jellemző viszonylag alacsonyabb hőmérsékletnek és rövid szinterelési időnek köszönhetően a mechanikai tulajdonságokat károsan befolyásoló, a fázishatárok mentén  $Al_4C_3$ -at eredményező reakciókat sikerült elkerülni. Kellően tömör anyagot és növelt keménységet az erősítőfázisokat csak a legkisebb, 30 t%-ban tartalmazó kompozitnál tudtunk elérni. Az erősítőfázisok arányának növelésével a porozitás jelentős növekedése volt tapasztalható, ami a keménységet rontotta. Célszerű tehát az erősítőfázisok nagymértékű hozzáadását elkerülni vagy azokat előzetesen, az alumíniumot nedvesítő vékony bevonattal ellátni. További kutatásainkat ennek megfelelően módosítjuk.

### Köszönetnyilvánítás

A szerzők köszönettel tartoznak Tóth Attilának és Horváth Zsoltnak, az MTA TTK MFA munkatársainak a

SEM-felvételek ill. az XRD-analízisek készítéséért. A cikkben közölt kutatás a Magyar-Indiai kutatási TET-09-IN-DST (ALNANO09) keretprogram részeként valósult meg, ill. a Nemzeti Kutatási és Fejlesztési Hivatal REG-KM-09-1-2009-0005 számmal elnyert pályázatának jóvoltából.

### Irodalomjegyzék

- [1] S. Mahdavi, F. Akhlaghi: Effect of the Graphite Content on the Tribological Behavior of Al/Gr and Al/30SiC/Gr Composites Processed by In Situ Powder Metallurgy (IPM) Method; Tribol Lett (2011) 44:1–12
- [2] A. Mazahery, M. O. Shabani: Mechanical properties of A356 matrix composites reinforced with nano-SiC particles, Strength of Materials, Vol. 44, No. 6, November, 2012
- [3] K. Dash, D. Chaira, B. C. Ray: Synthesis and characterization of aluminium–alumina micro- and nano-composites by spark plasma sintering; Materials Research Bulletin 48 (2013) 2535–2542
- [4] Bijay Kumar Show, Dipak Kumar Mondal, Koushik Biswas, Joydeep Maity: Development of a novel 6351 Al–(Al<sub>4</sub>SiC<sub>4</sub>+SiC) hybrid composite with enhanced mechanical properties; Materials Science & Engineering A579 (2013)136–149
- [5] P. Ravindran, K. Manisekar, S. Vinoth Kumar, P. Rathika: Investigation of microstructure and mechanical properties of aluminum hybrid nano-composites with the additions of solid lubricant; Materials and Design 51 (2013) 448–456
- [6] S. Mahdavi, F. Akhlaghi: Effect of the SiC particle size on the dry sliding wear behavior of SiC and SiC–Gr-reinforced Al6061 composites; J Mater Sci (2011) 46:7883–7894
- [7] Ch. Lee, X. Wei, J. W. Kysar, J. Hone: Measurement of the Elastic Properties and Intrinsic Strength of Monolayer Graphene, Science 321 (2008) 385.
- [8] A. A. El-Dalya, M. Abdelhameed, M. Hashish, W. M. Daoush: Fabrication of silicon carbide reinforced aluminum matrix nanocomposites and characterization of its mechanical properties using non-destructive technique, Mater Sci & Eng A 559 (2013) 384–393
- [9] Kiyoshi Mizuuchi, Kanryu Inoue, Yasuyuki Agari et al.: Processing of Al/SiC composites in continuous solid–liquid co-existent state by SPS and their thermal properties, Composites: Part B 43 (2012) 2012–2019
- [10] Rajesh Kumar Bhushan & Sudhir Kumar & S. Das: Fabrication and characterization of 7075 Al alloy reinforced with SiC particulates; Int J Adv Manuf Technol (2013) 65:611–624
- [11] Kun Péter: Új szerkezetű funkcionális kerámia nanokompozitok előállítására és vizsgálata, BME Diplomamunka TTK Mérnök Fizikus Szak, (2012) p. 68.
- [12] F. Kretz, Z. Gács, J. Kovács, T. Pieczonka: The electroless deposition of nickel on SiC particles for aluminum matrix composites; Surface and Coatings Technology 180–181 (2004) 575–579