

JANÓ VIKTÓRIA – BUZA GÁBOR – KÁLAZI ZOLTÁN

## Diszperz eloszlású, fémmátrixú kerámia kompozitréteg létrehozása lézersugaras felületkezeléssel

**A kerámiapor injektálása az olvadéktócsába a határfelületi energiák és a sűrűségkülönbség viszonyai miatt nehezen valósítható meg. A nehézségek elkerülése érdekében az  $Al_2O_3$  vegyület előállítását az olvadékban, in situ kívánjuk létrehozni. Az elképzelés/ötlet alapja az az alumínotermitikus reakció, amit az acélgyártás dezoxidációs periódusában is alkalmaznak.**

A műszaki fejlődés egyre olcsóbb, nagyobb és összetettebb igénybevételű alkatrészek és szerszámok alkalmazását, előállítását igényli. A gép- és járműiparban a fém alapanyagokból készült alkatrészek mellett megjelentek a műanyagból és a kerámiából készült is. Ez utóbbiak néhány tulajdonsága, jellemzője kedvezőbb, mint a fémeké: a kerámiák korrózióállósága, keménysége, hőállósága stb. jobb, mint az acélok hasonló jellemzői. Sajnos a húzó- és hajlítószilárdsága, dinamikus igénybevétellel szembeni ellenálló képessége, hősokkállósága stb. viszont sokkal rosszabb. A két anyagféleség alkalmazás szempontjából kedvező tulajdonságainak egyesítésére egy lehetséges út a kettő kompozíciója, például a fémmátrixú kerámia kompozit. Az ilyen típusú kompozitok tulajdonságait a fém és a kerámia kompo-

nens morfológiája, pl. az acél és az  $Al_2O_3$  esetében a kerámiaszemcsék diszperziója erősen befolyásolja.

A fémmátrixú kerámia kompozit létrehozásának egyik útja a darabok felületi szerkezetének megváltoztatásán át vezethet. A felületi réteg szerkezetének megváltoztatására, javítására számos technológia ismert (termokémiai kezelések, felrakó hegesztés, plazma- és lángporszórás, CVD, PVD, ionimplantáció stb.), melyek közül nem mindegyik alkalmas fémmátrixú kerámia kompozit létrehozására. Egy igen hatékony, új módszer, a lézersugaras felületmegmunkáló technológia azonban igen. Ezzel gazdaságosan állíthatók elő a térfogati és felületi igénybevétel szempontjából optimális tulajdonság-kombinációjú, növelt élettartalmú alkatrészek és szerszámok.

Jelen közleményünkben azon kutatásaink eredményeiről számolunk be, amelynek végső célja egy olyan kívánt diszperziójú fémmátrixú in situ kerámia kompozitréteg létrehozása, amely alkalmas lehet a gép(jármű)ipari alkatrészek felületeinek meghatározott cél szerinti módosítására.

### A fém-kerámia kompozit előállításának néhány kérdése

Fémmátrixú kerámia kompozit létrehozásának különböző módszerei ismertek. A módszerek közös vonása az a törekvés,

hogy a két, egymással csak keveréket alkotó fém és kerámia komponens fázisai között minél erősebb kötést hozzanak létre. Mivel a kerámiák olvadáspontja lényegesen nagyobb a fémekénél, ezért az egyensúlyi homogén olvadékból való kristályosításuk nagy nehézségeket jelentene, ezért ezt az utat csak ritkán választják.

Hagyományos technikák közé sorolható viszont az az eljárás, amely szerint a különböző présporokat (fém- és kerámiapor) összekeverik, majd sajtolják, szinterelik. Az eljárás hátránya, hogy csak az egész szerszám, vagy alkatrész tömbi anyagára alkalmazható. Réteg létrehozására nem alkalmas, ezért az alkalmazások többsége esetén nem felel meg az elvárásoknak.

Egy másik eljárás lehet, amikor a kerámiaszemcséket juttatják az alkatrész módosítani kívánt rétegébe. Az eljárás lényege, hogy a módosítani kívánt alapanyag felületét, pl. az egyenes sebességgel haladó lézersugár megolvasztja, majd a néhány  $mm^3$  térfogatú fémolvadék tócsába vivőgáz segítségével juttatják a hozaganyagot (kerámiát) por formájában. A megvalósítás során jelentős nehézséget okoz a két anyag közötti sűrűségkülönbség és a határfelületi energia.

A sűrűségkülönbség kedvezőtlen hatása, vagyis a gravitációs vektor érvényesülése a kerámiaszemcsék méretének csökkentésével csökkenthető. A határfelületi energiák szerepét azonban ezen az úton nem lehet befolyásolni. Egy szilárd halmazállapotú szemcse ugyanis csak akkor tud spontán elsülyedni az olvadékban, ha az tökéletesen nedvesíti a szemcsét. A tökéletes nedvesítés feltétele az, hogy a szilárd és folyékony halmazállapotú fázis közötti adhéziós energia legalább kétszerese legyen a folyékony fázis határfelületi

**Janó Viktória** 2003-ban szerzett anyagmérnöki diplomát a Veszprémi Egyetem Mérnöki Karán. Jelenleg elsőéves levelező doktorandusz hallgató a Budapesti Műszaki Egyetem, Járműgyártás és -javítás Tanszékén. Kutatási érdeklődése és készülő PhD értekezésének témája: „In situ kompozitok létrehozása lézersugár segítségével”. Kutatómunkáját a BAYATI-ban végzi.

**Dr. Buza Gábor** és **Dr. Kálazi Zoltán** személyi adatait laourunk 2004./2. számában közöltük.

energiájának. A fémolvadékok és kerámiák párosításában ez a feltétel gyakran teljesíthetetlen, különösen az ionos, vagy kovalens kötésű kerámiák esetén. Ugyan kedvezőbb a helyzet a fémes kötésű kerámiák esetén (simili similis gaudet), de tökéletes nedvesítés ebben az esetben is ritka.

Mindezek figyelembevételével az acél mátrixú  $Al_2O_3$  kerámia kompozitréteg lézersugárral történő létrehozásának nehézségeit elsősorban abban találjuk, hogy az  $Al_2O_3$  szemcsék a vasolvadéokban nem oldódnak, ezért az olvadékba injektálás után a sűrűségkülönbség és a felületi feszültség közötti különbség hatására a kerámiaszemcsék rövid idő alatt az olvadék felületére úsznak. Ahhoz, hogy a szemcséknek ne legyen ideje felúszni, mind a sűrűségkülönbségből adódó erőhatást, mind pedig a határfelületi energiából származó erőhatást kompenzálnunk kell.

Ilyen körülmények között a kerámia-por olvadékba juttatására, a határfelületi energia legyőzésére, a kinetikus energia jöhet szóba. Ez azt jelenti, hogy a kerámia-por szemcsét olyan sebességre kell gyorsítani az olvadék irányába, hogy a két fázis közötti kedvezőtlen peremszög ellenére képes legyen az olvadékban elmerülni. A viszonyok jellemzésére szolgál pl.: a Weber-szám ( $We$ ), ami figyelembe veszi a fázisok sűrűségét, a nedvesítési peremszöget, ill. a határfelületi energiát.

Látjuk tehát, hogy az acéolvadék és az  $Al_2O_3$  kerámiaszemcse kölcsönhatásában a gravitációs hatás erősségét csökkenthetjük a kerámia szemcseméret csökkentésével, a határfelületi energia hatását azonban csak ideiglenesen kompenzálhatjuk a kinetikus energia segítségével. Ebben az esetben megoldást jelenthet, ha az ideiglenesen létrehozott keverék állapot befagy, vagyis az acél nagyon rövid idő alatt kristályosodik.

Ezen az úton, a lézersugaras technológiával, ami kedvez a gyors olvadás és kristályosodás körülményeinek, csak a felúszáshoz rendelkezésre álló időt tudjuk rövidíteni, a kerámia fázis szemcseméretére nem tudunk hatást gyakorolni. Igaz, hogy erre más technológiák esetén sincs lehetőségünk. A kerámia-por fémolvadékba juttatásának jelenségét leíró egyenletekből ugyanis kiderül, hogy technikai akadálya van a tetszőlegesen kis szemcseméretű kerámia diszperzió létrehozásának.

Kísérleteinkkel ezért azt a célt tűztük ki, hogy az  $Al_2O_3$  fázis az olvadásponjtja

**1. táblázat.** Az (1) reakcióban szereplő komponensek képződéshője [3]

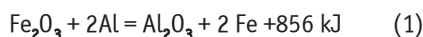
Hőmérséklet (K)	$\Delta H$ (kJ/mol)			
	Kiindulási anyag		Keletkezett anyag	
	$Fe_2O_3$	Al	$Al_2O_3$	Fe
298	0	-825,5	0	-1675,27
1800	56,36	-610,55	58,73	-1492,93

alatt, az acéolvadékban képződjön, a csíráképződés és növekedés folyamatában, mert az olvadékban, vegyi reakcióban képződő  $Al_2O_3$  fázis diszperzióját a lézersugaras megmunkálás technológiai paramétereire fogják meghatározni. Ezen az úton a „hagyományos” módokon előállított kompozit anyagoknál kisebb szemcseméretű kerámia diszperzió is létrehozható, ugyanis egy új fázis csíráképződési és növekedési sebességét (egy meghatározott vegyi összetétel esetén) a hőmérséklet határozza meg, amit a lézersugaras technológiákkal hatékonyan tudunk befolyásolni.

Az acéolvadékban az  $Al_2O_3$  fázis képződésére akkor van termodinamikai szempontból lehetőség, ha az olvadékban van oxigén, alumínium és nincs a rendszerben az oxigénhez az alumíniumnál nagyobb affinitással rendelkező vegyelem. Ilyen körülmények vannak pl. az acélgártás dezoxidációs periódusában, amikor a dezoxidálást alumíniummal végzik. Ott cél és elvárás, hogy a reakció terméke, az  $Al_2O_3$ , lehetőleg teljes mennyiségében felússzon a salakba. Ennek az elvárásnak kedvez a tartósan nagy hőmérséklet és a hosszan tartó olvadék állapot.

Az acéolvadékba az oxigént és az alumíniumot ellenőrzött módon, por formájában kell bejuttatnunk. A  $Fe_2O_3$  és az Al-por szerencsére külön-külön is jól oldódik az acéolvadékban, de ha együtt adagoljuk őket, az alumínium a nagyobb affinitása következtében a  $Fe_2O_3$ -tól „elvonja” az oxigént és  $Al_2O_3$  keletkezik. Mivel a lézersugár által megolvasztott tócsa nagyon rövid idő alatt dermed meg, ezért az acéolvadékban keletkezett  $Al_2O_3$  szemcséknek nincs ideje felúszni az olvadék tetejére, így diszperz kerámia kompozitréteg jöhet létre.

A folyamatban számolnunk kell a vasoxid alumíniummal történő reakciójának hőeffektusával is, amit az egyszerűség érdekében az általános reakcióegyenlet (1) és az entalpiaváltozások (1. táblázat) alapján határoztunk meg.



A jelentős hőfelszabadulás a folyamatot megfelelő körülmények között önfenntartóvá teheti. Kis mennyiségek esetén azonban a környezet hőelvonó képessége fajlagosan jelentőssé válhat, így a reakció önfenntartó jellege nem biztos, hogy érvényesülni tud.

Tételezzük fel, hogy az acéolvadékban sikerül vegyi reakcióban  $Al_2O_3$  fázist létrehozunk és annak szemcseméretét a csíráképződési és -növekedési sebesség befolyásolásán keresztül céljainknak megfelelő nagyságúvá alakítani. Az acéolvadék kristályosodása során, az alapanyag felől indul és a felszín felé haladó kristályosodási front előtt meg fognak jelenni ezek a szilárd  $Al_2O_3$  szemcsék, amit az acél nem nedvesít. Csak akkor fog szilárd halmazállapotú, fém mátrixú kerámia-kompozit kialakulni, ha az úgynevezett kikénszerített beépülés jelensége is lejátszódik. Ellenkező esetben a kristályosodási front maga előtt tolja a szilárd szemcséket és azok a felszínre jutva salakréteget alkotnak, onnan könnyűszerrel eltávolíthatók, lepattognak. A kikénszerített szemcsebeépülés jelensége természetesen a tágabb értelemben vizsgált termodinamikai állapotváltozások által befolyásolható. Elsődleges szerepe a határfelületi energia-viszonyoknak van, de nem hanyagolható el az  $Al_2O_3$  fázis szemcsemérete és a kristályosodási front haladási sebessége sem.



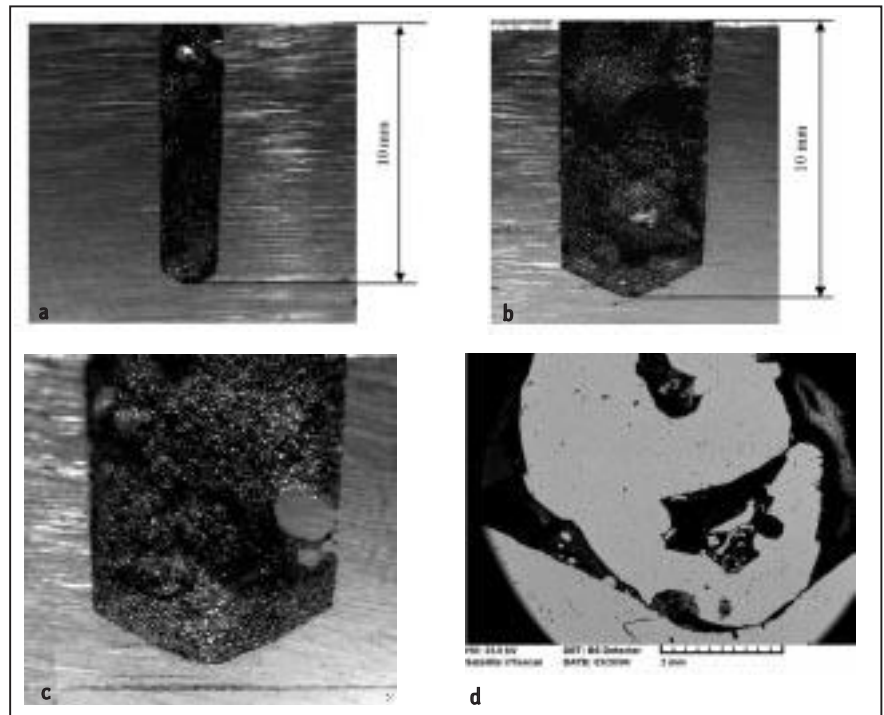
**1. ábra.** Próbatétel lézersugaras felületkezelése az 5 kW-os  $CO_2$  Trumpf lézerberendezéssel

## Kísérletek

A kísérleteink során a lézersugárforrás egy 5 kW teljesítményű CO<sub>2</sub> gázlézer (Trumpf gyártmányú) volt (1. ábra), amihez egy 5-tengelyes CNC sugárvezetésű optikai rendszer és egy Sulzer gyártmányú poradagoló berendezés is tartozik.

Az első kísérletsorozatban azt kívántuk kísérleti úton meghatározni, hogy milyen geometriai, illetve hőtechnikai körülmények között lesz az (1) vegyi reakció önfenntartó. A kísérleteket 16 mm vastag ötvöztelen szénacél lemezen végeztük. A hozaganyag ötvöztelen Al-por (szemcsemérete 20-40 μm) és Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> por (szemcsemérete 20-40 μm) keveréke volt. Az (1) reakcióegyenlet alapján végzett sztöchiometriai számításoknak megfelelően 1 g Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-hoz 0,338 g Al-port adagoltunk. Ezt a sztöchiometrikus keveréket az ötvöztelen lemezbe fúrt 10 mm mélységű és egyenként különböző átmérőjű (2, 4, 6, 8 és 10 mm) furatokba tömörítettük, majd 3 mm-es foltátmérőjű, 1 kW teljesítményű lézersugárral 100 ms ideig hevítettük. Ez 100 J aktiválási energiát jelentett, amely az alumínotermitikus reakció megindítására fordítódott.

A reakció lejátszódása után a furatok mentén kettévágtuk a lemezt (2. ábra). Szemrevételezés alapján állapítottuk



■ 2. ábra .100 J energiával inicializált Al+Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> porkeverék acélminta furatában a) 2 mm-es furat, b) 6 mm-es furat, c) 8 mm-es furat, d) 10 mm-es furat alja

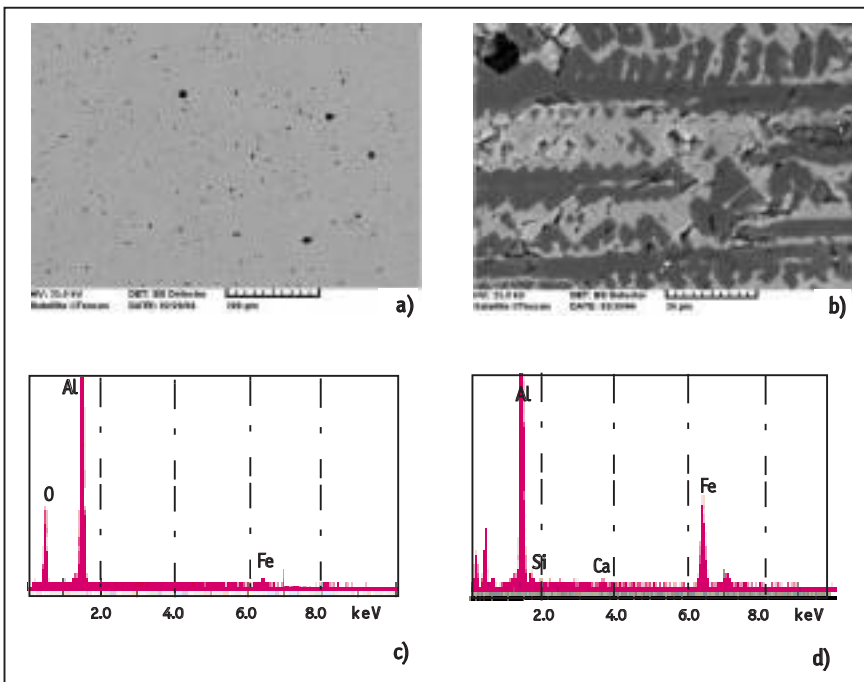
meg, hogy a lézersugárral inicializált vegyi reakció le tudott-e játszódni az üregben, vagy csak a keverék egy részében.

A 2 és 4 mm-es furat esetében a vegyi reakció csak a porkeverék tetején játszódott le, vagyis a reakció során felszabadu-

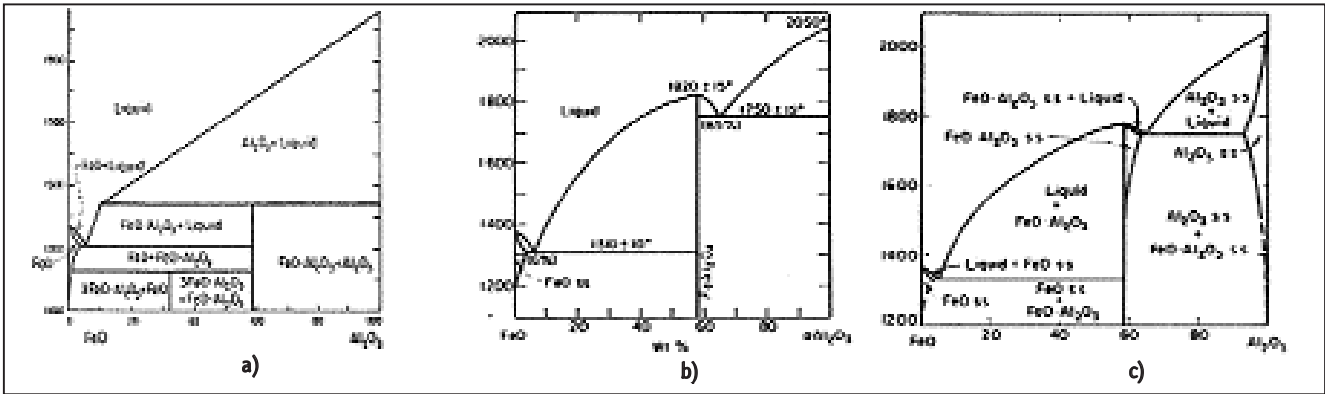
ló hőmennyiség kevesebb volt, mint amennyit a környezet elvont, ezért a reakció egy idő után leállt. Nagyobb furatok esetében (6, 8, 10 mm) a reakció során felszabaduló hőmennyiség elegendő volt ahhoz, hogy a reakció a furat aljáig lejátszódjon.

A kettévágott, Ø 10 mm-es furatban lejátszódott reakciótermékből, ami egy alakatlan darab volt, metallográfiai csiszolatot is készítettünk. A fémes fázisban sok apró, 5 μm-nél kisebb méretű zárványt találtunk (3.a ábra). A fémes fázis által közrezárt területen a SEM visszavert elektronképen heterogén szerkezetű salak látható (3.b ábra). A mikroszkópban végzett energiadiszperz vegyelemzés eredményei szerint a sötétszürke árnyalatú területet csaknem egészében Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> alkotja (3.c ábra). A világosszürke területen a vegyelemzés szerint az alumínium mellett a vas is megtalálható (3.d ábra).

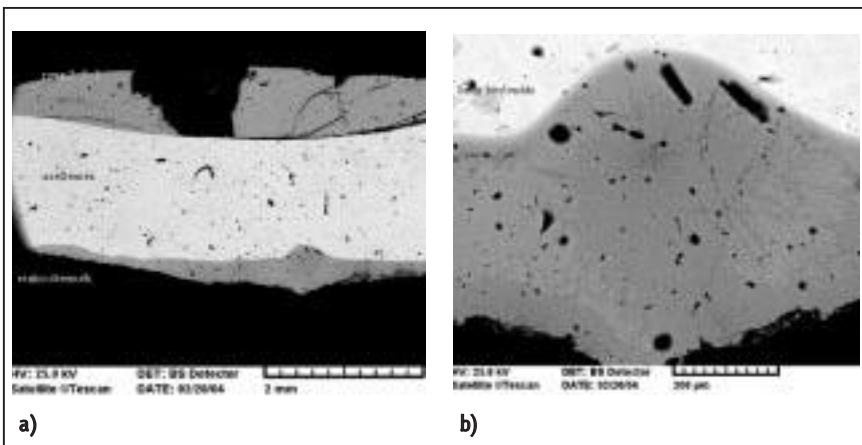
A szakirodalomban több, egymástól különböző fázisdiagram található a FeO - Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> kétkomponensű, ill. az FeO - Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> - Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> háromkomponensű rendszerre [4, 5, 6, 7, 8]. Mivel ezek lényegesen különböznek egymástól, nem tudjuk eldönteni, hogy a 3. ábrán látható heterogén szerkezet eutektikus, vagy peritektikus reakcióban jött létre (4. ábra).



■ 3. ábra. A 10 mm átmérőjű furatban képződött anyagról készített SEM-felvételek. a) a fémes fázisban diszperzen eloszlott Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> szemcsék, b) a salakról készített felvétel, c) sötétszürke fázis, d) világosszürke fázis

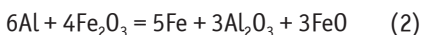


■ 4. ábra. Néhány, a szakirodalomban fellelhető fázisdiagram: a) [4], b) [5], c) [6]



■ 5. ábra. Ötvözetlen, 1 mm vastagságú acéllemez a) felső acéllemez metszeti képe, b) megolvadt porkeverék

Az azonban mindegyik szerint valószínű, hogy az  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (korund) és a  $\text{FeAl}_2\text{O}_4$  (vas-alumínium spinel) fáziskeverékével van dolgunk. Amennyiben a SEM visszavert elektronkép alapján a világos (spinel) és a sötét (korund) árnyalatú képterületeket azonosnak vesszük, úgy a fázisdiagramok alapján feltételezhető, hogy a salak  $\text{Al}_2\text{O}_3$  tartalma kb. 80%. A kísérletsorozatnak ebben a szakaszában még érdektelen volt, hogy a salakban található spinel a levegő jelenlétének, vagy a  $\text{Fe}_2\text{O}_3$  adagolási többletnek köszönhető. Az is lehetséges, hogy az (1) reakció egy közbenső, részreakciójának termékéről van szó, amelyben  $\text{Al}_2\text{O}_3$  és  $\text{FeO}$  egyaránt keletkezik:



A második kísérletben két db 1,5 mm vastag ötvözetlen szénacél lemez közé helyeztünk kb. 1,5 mm vastagságban sztöchiometrikus porkeverék-réteget, majd 2 kW teljesítményű lézersugárral 3 ms ideig hevítettük. A lézersugár hatására a felső acéllemez kb. 3 mm átmérőjű foltban fel-

izzott. Mivel védőgázt nem alkalmaztunk, a lemeznek közvetlenül a lézersugárral érintkező felületén reze képződött (5.a ábra). A felső lemez másik oldalán, a hő hatására, a porkeverékben elkezdődött a reakció és részben le is jászódott. A termikus reakcióból elvezetett hőmennyiség fajlagosan a porkeverék közepén a legkisebb, itt az acéllemez részlegesen meg is olvadt. A reakciótermék és a lemez összeolvadt, közöttük kohéziós kapcsolat jött létre. Az acél kristályosodási frontja minden valószínűség szerint a lemez felől, tehát lefelé haladt. A fémolvadékba jól láthatóan sok nemfém zárvány került (5.b ábra).

Az első két kísérlet alapján látható, hogy a sztöchiometrikus összetételű porkeverékben a vegyi reakció annak ellenére leállítható, hogy a reakció során jelentős mennyiségű hő keletkezik. Ebből következik, hogy a reakció lejátszódásának mértéke a környezeti feltételekkel befolyásolható, közben tartható. Látható volt az is, hogy a kikényszerített szemcsebeépülés is bekövetkezhet, hiszen az acéllemez alján képződött reakciótermékben jelentős

mennyiségű nemfém zárvány található. Ezek a zárványok, a felhasznált anyagok ismeretében, oxid típusúak kell, hogy legyenek.

A harmadik kísérletsorozatban sztöchiometrikus, ill. sztöchiometrikushoz közeli összetételű porkeveréket juttatunk a lézersugár által megolvadt tócsába. A poradagolást a lézerberendezéshez illesztett, Sulzer Metco gyártmányú, Twin 10 típusú berendezéssel oldottuk meg, a BAYATI-ban kifejlesztett lézersugaras megmunkálófej segítségével.

A Sulzer gyártmányú poradagoló berendezés két portartállyal van felszerelve, melyek egyszerre, de egymástól különböző adagolási sebességgel is működhetnek. Mivel az adagolás térfogati elven működik, a kísérlet előtt meg kellett határozunk az adagoló tányér relatív fordulatszámát és az adagolt por mennyisége közötti kapcsolatot.

Lézersugár segítségével az acél alapanyagból többlet fémolvadékot hoztunk létre, mintegy hígítva a reakcióterméket. A „hígító” anyag mennyiségét úgy határoztuk meg, hogy az acél alapanyagon a lézersugaras kezelést poradagolás nélkül hajtottuk végre, majd metszeti metallográfiai szövetképen planimetrálással mértük a sávban megolvadt anyagrész keresztmetszetének területét. Ezt az értéket a lézersugár haladási sebességével és az acél sűrűségével szorozva, a lézersugár hatására időegység alatt megolvadt anyag tömegét kaptuk. Az 1 kW lézersugár teljesítmény, 400 mm/perc haladási sebesség és  $\varnothing$  3 mm foltméret esetén ez az érték 3,36 g/perc volt.

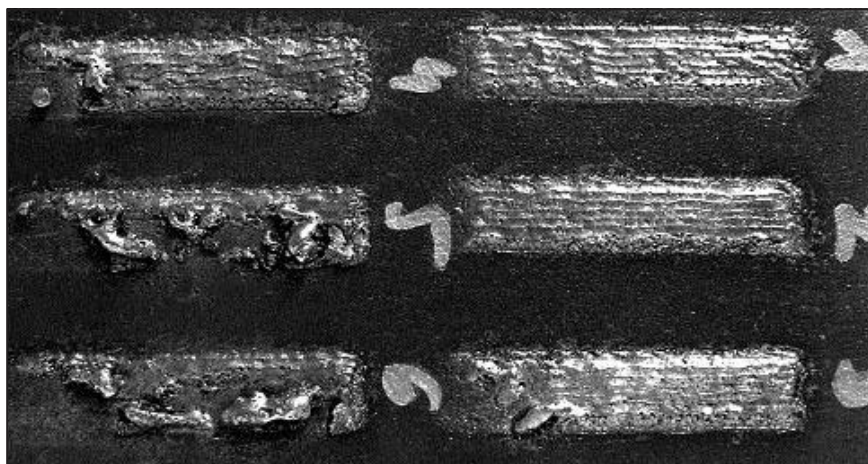
A kísérletsorozatban ehhez az állandónak tekintett acéolvadék mennyiséghez 8 l/perc Ar gázárammal, a kezelt felülethez képest  $45^\circ$ -os szögben, 8 mm átmérőjű

fúvókán keresztül különböző mennyiségben adagoltuk a stöchiometrikus összetételű Al + Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> porkeveréket. A hat próbatést az adagolt porkeverék mennyiségében különbözött egymástól. Legkevesebbet az 1., legtöbbet a 6. próbatést esetében adagoltunk. A lézersugaras kezelést 40 mm hosszúságú vonalak mentén hajtottuk végre. Egy kísérletben nyolc, tehát összesen 320 mm hosszúságú vonal került egymás mellé, 1 mm-es oldalirányú eltolással (a sávok 2 mm-es átfedésével). Eredményként 40x10 mm-es lézersugárral kezelt területet kaptunk. A hat kísérletben csak az adagolt porok mennyisége változott (6. ábra).

Jelen esetben tömegméréssel határoztuk meg a porkeverék hasznosulásának mértékét, illetve a lézersugaras kezelés után megdermedt acél felületére került nemfém fázis (salak) mennyiségét. Salaknak tekintettük azt az anyagrészt, amit a minta felületéről kézi drótkéfével könnyen el tudtunk távolítani. A kísérletsorozat mérési eredményeit a 2. táblázat tartalmazza. A táblázatban a fajlagos tömegnövekedés alatt, a lézersugárral megolvastott (m<sub>a</sub>=0,336 g) alapanyaghoz viszonyított, salak nélküli tömegnövekedést tüntettük fel.

A mérések szerint a porhasznosulás mértéke 30...41 % között változott, növekvő poráram esetén javuló hatások mellett. Ez a hatásfok, ennél a technikánál elfogadható érték (jelen esetben nem is törekedtünk a poradagolás hatásfokának javítására). A növekvő poráram és a javuló adagolási hatásfok eredményeként a próbatést felületén megtapadt anyag mennyisége salakkal és salak nélkül is kb. két és félszeresére nőtt az első és utolsó kísérlet viszonyában.

A táblázatban szereplő adatok félrevezető lennének, ha nem értékelnénk a lézersugaras kezelés eredményét vizuálisan is. Látható ugyanis, hogy a lézersugaras ke-



6. ábra. A lézersugaras kezelés után a salaktól megtisztított kísérleti darab

zelés hatására összefüggő felület csak az első két esetben adódott. A további négy esetben az adagolt por mennyiségének növekedésével egyre egyenetlenebb, sztochasztikusabb felület alakult ki a salak alatt. Jól látható az is, hogy a lézersugár helyenként nem tudta megolvastani az alapanyagot, ezért az aluminotermikus reakcióban keletkezett vassal nem is tudott összeolvadni, felületén kisebb-nagyobb térfogatú, esetenként önálló részecskéket alkotva dermedt meg. Ez azt jelenti, hogy a poráram növekedtével a lézersugárnak egyre nagyobb hányada fordított a por és a salak (átfedés a sávok között!) hevítésére, így az alapanyag részleges megolvastására már nem maradt elegendő energia, ill. a hiányt nem pótolta az aluminotermikus reakcióban (1) felszabaduló hőmennyiség.

Csak az első négy kísérleti minta esetén tudtuk a lézersugaras kezelés irányára merőleges síkkal mind a nyolc sávot átmetszeni. Ezekből metszeti metallográfiai csiszolatot készítettünk. A zárványok méretének és eloszlásának szemrevételezése érdekében a csiszolatokat maratlan állapotban vizsgáltuk (7. ábra).

A maratlan metallográfiai csiszolatok

képén látható, hogy a fémes mátrixban jelentős mennyiségű zárvány van. Feltűnő azonban, hogy a zárványok döntő többségének mérete szemrevételezés alapján közel azonos (<3 μm), függetlenül attól, hogy a lézersugaras kezelés során az egységnyi mennyiségűnek tekinthető acéolvadékhöz mennyi porkeveréket adagoltunk. Ez összhangban van azzal a feltételezésünkkel, hogy az acéolvadékban a reakciótermékként, csíráképződés és -növekedés folyamatában képződő szemcsék méretét a termodinamikai körülmények határozzák meg.

Az adagolt porkeverék mennyiségének növekedtével folyamatosan növekedett a salak mennyisége is: az első esetben csak 0,53 g, a hatodikban már 1,47 g volt a réteg tetején összegyűlt salak. Az első kísérletsorozat alapján tudjuk, hogy a salak nagyobb részben alumínium-oxidot és kisebb részben vas-oxidot tartalmaz. Mivel a rétegbe szánt Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> jelentős része a salakba került, meg kell határozni, mennyi maradt a rétegben. A rétegben lévő Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> tömeghányad a (3) képlet és a 4.c ábra fázisdiagramja alapján számítható.

$$m/m_{(Al_2O_3)} = \frac{m_b \left[ m_c \frac{(m_a \cdot m_b) \cdot i_{Fe}^a}{i_{Fe}^c} \right]}{m_b + m_d} \quad (3)$$

ahol:

m<sub>a</sub>: tömegnövekedés salakkal (tömegmérés alapján), g

m<sub>b</sub>: tömegnövekedés salak nélkül (tömegmérés alapján), g

m<sub>c</sub>: hasznosult porkeverékben lévő Fe-tartalom, számítással (1) alapján, g

2. táblázat. Porhasznosulás és a lézersugárral kezelt felület tömegnövekedése

Próbatést	Adagolt porkeverék tömege, g	Tömegnövekedés salakkal (m <sub>a</sub> ), g	Tömegnövekedés salak nélkül (m <sub>b</sub> ), g	Porkeverék hasznosulása, %	Fajlagos tömegnövekedés salak nélkül, %
1	3,216	0,98	0,45	30	134
2	3,808	1,34	0,51	35	152
3	4,432	1,60	0,62	36	184
4	5,056	1,89	0,76	37	226
5	6,648	2,18	1,05	39	312
6	6,240	2,56	1,09	41	324

$m_3$ : lézersugár által megolvasztott acél tömege (képelemzés alapján), g  
 $x$ : salak FeO hányada (képelemzés alapján)  
 $M_{Fe}$ : Fe moláris tömege, g/mol  
 $M_{FeO}$ : FeO moláris tömege, g/mol

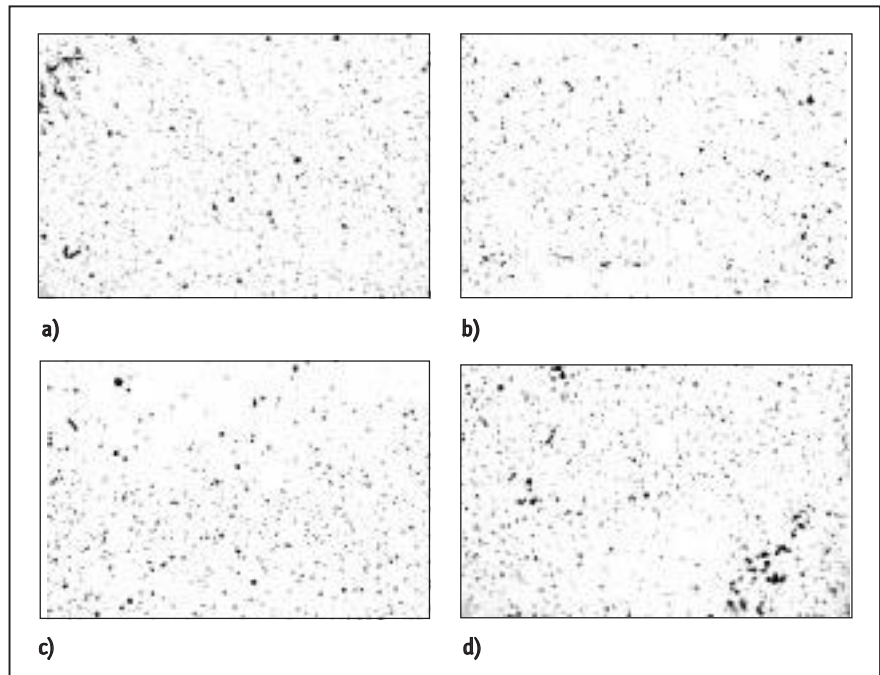
Azzal a feltételezéssel, hogy a salakban a 3. ábra képelemzése alapján meghatározott  $Al_2O_3/FeAl_2O_4 = 60/40$  arány az 1. próbatetest estében is igaz, akkor a rétegben 2,5 m% az  $Al_2O_3$  tartalom, ami a két fázis sűrűségviszonya alapján 4,6 v%-nak felel meg. A számítás pontosságát erősen befolyásolja  $x$  értéke. Megbízhatóbb eredményre juthatunk, ha  $x$  értékét pl. röntgendiffrakciós fázisanalízis alapján határozzuk meg.

A lézersugaras kezeléssel létrehozott réteg metszeti, maratlan metallográfiai csiszolatának képelemzése alapján a fémes mátrixban ~2 v%  $Al_2O_3$ -zárványt találtunk. Az így, és a (3) egyenlet szerint meghatározott mennyiség között olyan nagy különbség van, ami nem magyarázható az  $x$  érték esetleges pontatlanságával. Valószínűbb, hogy a zárványok egy részének mérete kisebb, mint a fénymikroszkópos képelemző rendszer felbontóképessége. Ezt látszik alátámasztani az a mikroszkópi megfigyelés, hogy a legnagyobb izometrikus zárvány mérete sem haladja meg a 3  $\mu m$ -t. Bizonyosságot a kérdésben az eddig alkalmazottnál legalább egy nagyságrenddel nagyobb felbontóképességű, pl.: TEM-vizsgálattal szerezhetünk.

### Következtetések

Kísérleti úton igazoltuk azt a feltevést, hogy egy ötvözetlen acéltárgy felületén a lézersugárral megolvasztott 2...3 mm<sup>3</sup> térfogatú tócsában, a csíráképződés és növekedés folyamatában létre lehet hozni  $Al_2O_3$ -fázist, ami 3  $\mu m$ -nél kisebb méretű, diszperz eloszlású zárványok (fémes mátrixú kerámia kompozit erősítő fázisa) formájában van jelen.

Ez azt jelenti, hogy az ötvözetlen acélolvadék és a benne lévő szilárd halmazállapotú  $Al_2O_3$ -fázis esetén érvényesülő, ismert határfelületi energiaviszonyok ellenére a lézersugaras kezelés körülményei között (gyors olvadás és dermedés) ki tud alakulni az egyenletesen diszperz kompozit. A kísérleti eredmények szerint az acél kristályosodási frontjának nagy hala-



7. ábra. Metszeti metallográfiai csiszolatok felvételei, a) az 1. próbatetest, b) a 2. próbatetest, c) a 3. próbatetest, d) a 4. próbatetest

dási sebessége kedvez a nem nedvesített kerámia fázis szemcséinek kiképzésére és beépülésére a folyamat során.

A lézersugárral acéltárgy felszínén létrehozott, koherens kötésű, fémmátrixú kerámia kompozitréteg kerámia tartalmának, szemcseméretének és -eloszlásának befolyásolására számos lehetőség kínálkozik (pl.: a határfelületi energiaviszonyok, a rendszert alkotó komponensek koncentrációjának, hőmérséklet és hőmérséklet-változás sebességének megváltoztatása stb.). Látszik, hogy a kompozit összetételének és szerkezetének megváltoztatása két termodinamikai állapotváltozó, a vegyi összetétel és a hőmérséklet változtatásán keresztül lehetséges. Ezért a további kísérleteket is termodinamikai megfontolások alapján végezzük.

Köszönjük az NKFP-2004/3A/050 számú pályázatunk támogatását.

### Irodalom

[1] Kaptay Gy.: Kerámiával erősített fémmátrixú kompozitok gyártásának határfelületi vonatkozásai, Kohászat, 130. évfolyam 5-6 szám, 1997. május-június, 201-208  
 [2] Kaptay Gy., - Bolván L.: Kerámiával erősített fémmátrixú kompozitok gyártásának határfelületi vonatkozá-

sai, Kohászat, 131. évfolyam 9-10. szám, 1998. szeptember-október, 305-314.

[3] Yangxiang Li-Jiankui Yao-Yuan Liu: Synthesis and cladding of  $Al_2O_3$  ceramic coatings on steel substrates by a laser controlled thermite reaction, Surface and Coatings Technology 172 (2003) 57-64.  
 [4] Ernest M. Levin-Howard F. McMurdie, -Margie K. Reser-Herbert Insley: Phase Diagrams for Ceramists, The American Ceramic Society, (1956) Figs. 68-73, 53.  
 [5] Ernest M. Levin Howard F. McMurdie Margie K. Reser: Phase Diagrams for Ceramists 1975 Supplement, The American Ceramic Society, Figs. 4150-4149, 113.  
 [6] Ernest M. Levin-Howard F. McMurdie, -Margie K. Reser-Herbert Insley: Phase Diagrams for Ceramists: Part II, The American Ceramic Society, (1959) Figs. 1001-1462, 36.  
 [7] Ernest M. Levin Carl R. Robbins Howard F. McMurdie-Margie K. Reser: Phase Diagrams for Ceramists 1969 Supplement, The American Ceramic Society, (1969) Figs. 2067-4149, 36.  
 [8] Robert S. Roth -Taki Negas Lawrence P. Cook: Phase Diagrams for Ceramists Volume 4, The American Ceramic Society, Figs. 5000-5590.