

Az összetétel és az előállítási technológia hatása az Al-SiCp kompozitok szövetszerkezetére, valamint mechanikai tulajdonságaira



PhD Értekezés

Simon Andrea

Tudományos témavezető: Dr. Gácsi Zoltán

Miskolc, 2010.

Tartalom

BEVEZETÉS	4
1. AL-SiCp KOMPOZITOK JELLEMZÉSE, ELŐÁLLÍTÁSA ÉS ALKALMAZÁSI TERÜLETEI	6
1.1. A kompozitok bemutatása	6
1.1.1. Al-SiC kompozitok és alkotóik jellemzése	7
1.1.2. Szilárdságnövelő mechanizmusok a fém-kerámia kompozitokban	10
1.2. Al-SiCp kompozitok előállítási technológiái	11
1.2.1. Kompozitok olvadék állapotból történő előállítása	11
1.2.2. Kompozitok előállítása szilárd állapotban	13
1.3. Al-SiCp kompozitok szövetszerkezetének jellemzése	18
1.3.1. A szemcseméret és -csoportosulások hatása	19
1.3.2. A második fázis eloszlásának jellemzése	21
1.3.3. Etalon szövetképek jellemzése	28
1.4. Al-SiCp kompozitok mechanikai tulajdonságai	30
1.4.1. Kopásállóság	30
1.4.2. Keménység	33
1.5. Alkalmazási területek	34
2. KÍSÉRLETEK FÉMKOMPOZITOK ELŐÁLLÍTÁSÁRA	37
2.1. A próbadarabok előállítása	37
2.1.1. Alapanyagok jellemzése	37
2.1.2. Hidegsajtolás és szinterelés	40
2.1.3. Melegsajtolás	40
2.2. Szinterelés közbeni folyamatok	41
2.2.1. Dilatόμεteres vizsgálatok	42
2.2.2. DSC vizsgálatok	43
3. A SZÖVETSZERKEZET JELLEMZÉSE	47
3.1. Optikai mikroszkópos vizsgálatok	47
3.2. Pásztázó elektronmikroszkópos (SEM) vizsgálatok	52
3.3. Röntgen diffrakciós vizsgálatok	56
3.4. Transzmissziós elektronmikroszkópos (TEM) vizsgálatok	58
3.5. A SiC eloszlása	59
3.5.1. A SiC területarányának változása	59
3.5.2. Négyzetes cellák módszere	61
3.5.3. Morfológiai mozaik	65
3.5.4. Bináris morfológia	66

4. MECHANIKAI TULAJDONSÁGOK -----	69
4.1. Keménység mérése -----	69
4.2. Kopásállósági vizsgálatok -----	71
5. A PORKOHÁSZATI FOLYAMAT BEMUTATÁSA ISHIKAWA DIAGRAM SEGÍTSÉGÉVEL -----	75
6. ÖSSZEFOGLALÁS-----	84
6.1. Új tudományos eredmények ismertetése -----	91
6.2. Az új eredmények felhasználhatósága-----	97
7. KÖSZÖNETNYILVÁNÍTÁS -----	98
8. MELLÉKLETEK-----	99
IRODALOMJEGYZÉK-----	119

Bevezetés

Az Al számos kedvező tulajdonsággal rendelkezik (viszonylag nagy hőtágulási együttható, jó korrózióállóság, kiváló elektromos vezetőképesség, jó alakíthatóság, kis sűrűség), viszont rugalmassági modulusa, folyáshatára, keménysége meglehetősen alacsony. A különböző ötvöző elemeket széles körben használják az Al egyes tulajdonságainak javítására, fokozására, a szerint csoportosítva őket, hogy mely tulajdonságot befolyásolják. A SiC-ot az alumínium folyáshatárának, rugalmassági modulusának, keménységének megnövelése érdekében alkalmazzák [1]. A kompozit tulajdonságait számos tényező befolyásolja, többek között a kerámia szemcsék mennyisége, mérete, eloszlása, ezekre vonatkozóan számos publikáció született már [2, 3, 4, 5]. A SiC szemcsék csoportosulása esetén a termék porozitása megnő, illetve mechanikai tulajdonságai romlanak, mivel az ilyen csoportosulás növeli a repedési hajlamot. Ezért fontos, hogy megbízható, esetleg számszerűsíthető paraméterekkel tudjuk leírni a kompozit második fázisának eloszlását. A SiC eloszlás egyenletességének jellemzésére a szakirodalomban számos elterjedt módszer létezik, azonban a kutatók folyamatosan törekednek ezek fejlesztésére, újabbak megalkotására, nincs egységes álláspont arra vonatkozóan, hogy mely módszereket érdemes alkalmazni.

A kompozitok esetében számos publikációban vizsgálják a fémötvözetek kompozitok gyártására való alkalmasságát [6, 7, 8, 9, 10], továbbá az 8-3. Táblázatban bemutatott gyártók többsége is Al-ötvözetet használ mátrixanyagként. Ugyanakkor a szakirodalomban azonos körülmények között előállított, de eltérő mátrixszal rendelkező kompozitok vizsgálatáról, összehasonlításáról jelenleg nincs információ. Az ipari méretekben gyártott kompozit termékek jelentős része készül porkohászati módszerrel. A kompozitok végső tulajdonságait a mátrix és a kerámia között kialakuló határfelületi kötés, az esetlegesen végbemenő határfelületi reakciók és a keletkező reakciótermékek, illetve a mátrix szövetében létrejövő fázisok együttesen határozzák meg. Azonban az előállítás során lejátszódó folyamatok, az eltérő módszerekkel készített termékek mechanikai tulajdonságai, szövet-szerkezete közti különbségeket még nem ismerjük teljes mértékben. Szintén minimális az azonos alapanyagokból, de különböző porkohászati módszerrel előállított kompozitok összehasonlító vizsgálata [11, 12]. Ezek alapján annak eldöntése sem egyszerű, hogy adott alapanyag esetén milyen technológiát válasszunk a kívánt tulajdonságú termék gyártásához, egyáltalán melyik alkalmas az elvárt feladatra.

A kompozitok szövetszerkezeti jellemzői közül az egyik legfontosabb a porozitás. Ennek mennyisége befolyásolja a termék mechanikai tulajdonságait [4-8]. A pórusok nem vesznek részt a terhelés átadásában, annak elviselésében, így ilyen szempontból jelenlétük nem kívánatos a kompozitban. Ezzel ellentétes esetet jelent, mikor a pórusok egyenletes eloszlásával fémhab létrehozására törekszünk, ekkor alapvető kritérium a pórusok jelenléte. A technológiai fejlesztés része, hogy az előállított termék tulajdonságait szabályozni, befolyásolni tudjuk. A porkohászati kompozitok esetében a porozitás a technológia velejárója, ezért fontos, hogy a pórusok mennyiségét, típusait meghatározzuk, ezeket számszerű paraméterekkel jellemezni tudjuk, az egyes típusokat befolyásoló technológiai lépéseket ismerjük.

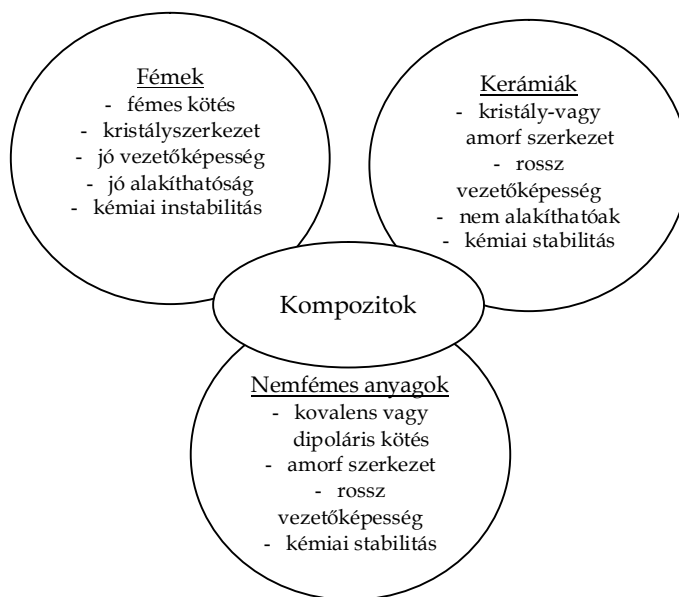
A fenti hiányosságok pótlása érdekében a porkohászatban gyakran alkalmazott Al-Cu, Al-Si és Al-Zn ötvözeteket használtam a fémmátrixú, SiC szemcseerősítésű kompozitok készítéséhez. Az előállításhoz kétféle, meglehetősen elterjedt porkohászati módszert választottam 1) hidegsajtolás, majd azt követően szinterelés 2) melegsajtolás. A sajtolási-szinterelési paraméterek meghatározásánál fontos szempont volt, hogy az lehetőleg kis mennyiségű olvadék fázis jelenlétében menjen végbe, ugyanakkor a kompozitot rideggé tevő Al_4C_3 képződésére ne kerüljön sor.

A kutatás céljai a következők voltak:

- ❖ különböző, a porkohászati gyakorlatban alkalmazott Al-Cu, Al-Si, Al-Zn ötvözetek összehasonlítása Al mátrixú, SiC szemcseerősítésű kompozit alapanyagaként,
- ❖ Al-SiC kompozit előállítására alkalmazott hidegsajtolás-szinterelés, illetve melegsajtolás összehasonlító elemzése,
- ❖ a második fázis eloszlásának jellemzésére kifejlesztett módszerek elemzése, számszerűsíthető paraméterek létrehozása,
- ❖ a pórusok mennyiségének és típusainak meghatározása, az elhelyezkedésüket befolyásoló technológiai lépések azonosítása,
- ❖ az Al és kompozit termékek szövetszerkezetének, mechanikai tulajdonságainak jellemzése révén összefüggések keresése az alkalmazott alapanyag, az előállítás módja, illetve a termékek vizsgált tulajdonságai között.

1. Al-SiCp kompozitok jellemzése, előállítása és alkalmazási területei

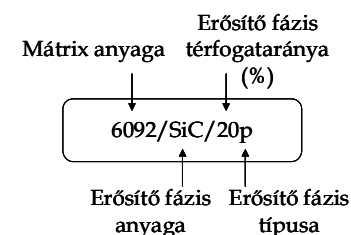
1.1. A kompozitok bemutatása



1-1. ábra. A kompozitok csoportosíthatósága az egyes anyagtípusok főbb jellemzőinek megjelölésével [2]

Kompozitoknak azokat az összetett anyagokat nevezzük, melyeket különböző anyagok (fém, kerámia, polimer) mesterséges egyesítésével hozunk létre a kedvező tulajdonságok kombinálása érdekében (például merevség, szívósság, fajlagos mutatók, kopásállóság, korrózióállóság, hőállóság) [1], [13]. A kompozitok mátrixból (homogén, folyamatos, egyszerűen összefüggő anyag) és

második fázisból állnak. Ennek morfológiája szerint megkülönböztethetünk szemcsés, szálas és lemezes kompozitokat, míg az alkalmazott mátrix anyaga (1-1. ábra, [2]) lehet kerámia (CMC - Ceramic Matrix Composite, kerámia mátrixú), fém (MMC - Metal Matrix Composite, fém mátrixú) vagy műanyag (PMC - Polimer Matrix Composite, polimer mátrixú). Kedvező tulajdonságaiknak (nagy szilárdság, jó alakíthatóság) köszönhetően az Al mátrixú, SiC szemcseerősítésű (röviden Al-SiC_p) kompozitok a legelterjedtebben alkalmazott kompozitok közé tartoznak [3]. Ebben a kompozitban egyesül az alumínium kiváló



1-2. ábra. A kompozitok jelölése [16]

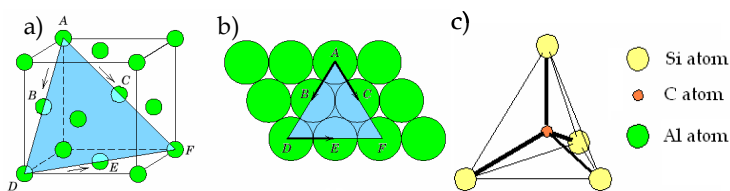
alakíthatósága, nagy fajlagos szilárdsága és kiváló hővezető képessége a SiC kedvező keménységével, ellenálló képességével, továbbá az alkotók arányának változtatásával egyedi tulajdonságkombinációk biztosíthatók [14], [15]. A kompozitok jelölését az 1-1. ábra mutatja, erre az Amerikai Nemzeti Szabványügyi Testület szabványa

szerinti forma a legelterjedtebb [16].

A kompozitok végső tulajdonságait részben a mátrix és a második fázis között kialakuló határfelületi kötés, az esetlegesen végbemenő határfelületi reakciók és a keletkező reakciótermékek, illetve a mátrix szövetében létrejövő fázisok együttesen határozzák meg. A felhasználáshoz szükséges tulajdonságok biztosításához fontos továbbá a kompozitokban végbemenő erősítési, szilárdságnövelési folyamatok megértése is, így az alábbiakban ezek bemutatása következik.

1.1.1. Al-SiC kompozitok és alkotóik jellemzése

Az **alumínium**atomok szabályos rendszerbeli, felületen középpontos kristályrácsot alkotnak (1-3. ábra a)-b) részlete [17]). A rácselem kocka alakú, minden sarkán és minden oldal-



1-3. ábra. a) Felületen középpontos kockarács rácseleme és b) (111) síkja [17] c) hexagonális rácselem [19]

lap középpontjában egy-egy atom helyezkedik el, így a rácselembe összesen 4 atom tartozik [18]. A SiC kristályrácsa hexagonális (1-3. ábra c) részlete [19]),

amelyben a C atom egy tetraéder középpontjában található, a tetraéder csúcsain pedig a Si atomok helyezkednek el.

Az Al/SiC határfelület nagy befolyással bír a fémkompozitok tulajdonságaira. Az erős határfelületi kötés teszi lehetővé a mátrixtól a kerámia szemcsék felé a terhelések átadását. A kompozit tulajdonságait (merevség, törési szívósság, fáradás, CTE, hővezetés, kúszás) szintén a határfelület jellege határozza meg. A mátrix és a kerámia szemcsék mechanikus összekapcsolódása mechanikai kötés kialakulását eredményezi – ekkor kémiai kötések nincsenek. Kémiai kötés akkor alakul ki, ha a fémmátrix és a második fázis atomjai az elektronok kicserélése által közvetlen kapcsolatba kerülnek. A kötés típusa a résztvevő anyagoktól függően lehet fémes, ionos vagy kovalens. A fémes kötés jobb alakíthatóságot eredményez, így ez a legkedvezőbb a kompozitban. A kialakuló kötést a mátrix és a kerámia között esetlegesen végbemenő határfelületi reakciók reakciótermékei károsan befolyásolják, továbbá a reakció mértéke jelentősen befolyásolja a kompozit fizikai és mechanikai tulajdonságait. Ezen felül, az előállítás alatt létrejövő reakciótermékek képződése a kompozit gyártmány használata során is folytatódhat, ami a tulajdonságok folyamatos romlását eredményezi [20]. Ráadásul ezek a rideg reakciótermékek hajlamosak a repedés-

re, ezzel is meggyorsítva a kompozit tönkremenetelét [21]. Az 1-1. Táblázatban néhány példa látható az egyes Al-ötvözetek és a SiC közötti **reakciótermékekre**.

1-1. Táblázat. Képződő intermetallikus fázisok, vegyületek Al-SiC kompozit esetében ¹

Mátrix	Reakciótermékek	Forrás
Al	Al_4C_3 , Si, Al_4SiC_4	3, 20, 21, 22, 23
Al-Mg	Mg_2Si , Al_4C_3 , MgO, MgAl_2O_4	20, 21, 24
Al-Cu-Mg	CuMgAl_2 , MgO, Al_2Cu , $\text{Al}_4\text{Cu}_2\text{Mg}_3\text{Si}$, Mg_2Si , Al_4C_3	6, 21, 25, 26, 27, 28
A359 (Al-Si-Mg)	Al_4C_3 , Mg_2Si	29, 30
AA2014 (Al-Cu-Si-Mg)	CuAl_2 (θ)	31
6066Al (Al-Mg-Si-Cu-Mn)	Mg_2Si	32
Al-Mg-Zn	Al_8Mg_5 , $\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$, MgZn_2 , $\text{Mg}_2\text{Zn}_{11}$, Zn	33
Al-Cu-Zn	Al_2Cu , $\text{Al}_3\text{Cu}_5\text{Zn}_2$, CuZn_5 , Al, Zn	33
Al-Cu-Mg-Zn	Al_6CuMg_4 , $\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$, MgZn_2 , AlCuMg , $\text{Al}_5\text{Cu}_6\text{Mg}_2$, $\text{Mg}_2\text{Zn}_{11}$	33

Ha a reakciótermék rideg anyag, akkor a kompozitban már alacsony terhelés mellett is repedések keletkeznek a határfelületen. A durva intermetallikus kiválások is károsak a mechanikai tulajdonságok szempontjából.

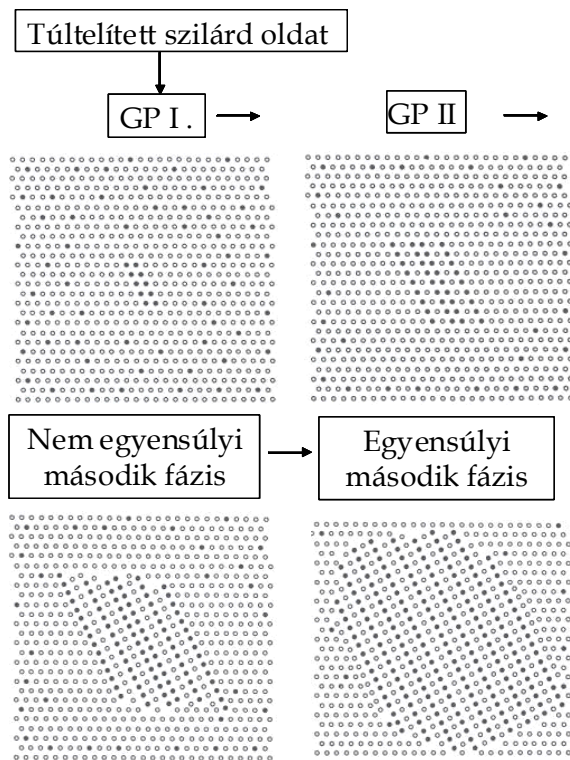
A gyakorlatban a legelterjedtebb Al-ötvözetek közé tartoznak az Al-Cu, Al-Si, Al-Zn ötvözetek. Az **Al-Cu** ötvözetet réztartalma miatt gyakran alkalmazzák az olvadék fázisú szinterelés megvalósításához. A megjelenő olvadék képes az Al szemcséket körbevevő stabil oxidhártya megrepesztésére, eltávolítására, továbbá a szemcsék egymáshoz növesztésére [34]. Az olvadék hatására a diffúziós folyamatok felgyorsulnak, ami kedvezően befolyásolja a szinterelt minta sűrűségét és a kialakuló kötések erősségét. Ugyanakkor egyes, az Al esetében alkalmazott ötvöző elemek (Mg, Zn) hatására a képződő olvadékfázis hamar felbomlik, ezzel számos nagyméretű pórus képződését előidézve [35]. A kis **Si és Mg** tartalmú Al-Cu ötvözetek jól alakíthatóak, viszonylag nagy szilárdság elérése mellett. A nagy Si tartalmú Al-ötvözeteket elsősorban jó szilárdságuk, alakíthatóságuk és kopásállóságuk, kis hőtágulási együtthatójuk miatt az autóiparban szívesen alkalmazzák motorblokkok készítésére. Az **AlZnMgCu** ötvözeteket (ha a $\text{Zn} + \text{Mg} + \text{Cu} > 9$) különleges, komplex tulajdonságokat igénylő területeken hasznosítják, mint a repülő- és rakétagyártás, ahol a kiemelkedő szilárdság mellett szükséges a töréssel, kifáradással szembeni ellenállás is.

¹ Az erősítő fázis minden esetben SiC.

Az ötvözet hátránya, hogy a melegalakítás hőmérsékletén az alakítással szembeni ellenállása nő [36]. Az Al leggyakoribb **szennyezői** az Fe és a Si, ennek aránya a jó alakíthatóság érdekében legalább 2,5 kell legyen. Ebben az esetben a $\text{Si Fe}_x\text{Al}_y\text{Si}_z$ vegyület formájában válik ki, mely az alakíthatóságra kevésbé káros hatással bír, mint az Al-ban oldott Si [37].

A különböző Al-ötvözeteket gyakran **nemesítik**, hogy a folyamattal létrehozható kiválások a gyártmány szilárdságát, keménységét növeljék a diszlokációk mozgásának akadályozásával. A szilárdságot legnagyobb mértékben az alapfém rácsával koherens kiválások növelik. Az Al legfontosabb ötvözői a Cu, Mg, Si és Zn [38]. A hőkezelés első lépése a homogenizálás, melynek célja a homogén α -szilárd oldat létrehozása, vagyis az ötvözők teljes mértékű feloldása. Ezt követi az ötvözet gyors, szobahőmérsékletre történő hűtése, vagyis az ötvözőben **túltelített α -szilárd oldat** létrehozása. Utolsó lépés az öregítés, amikor is a túltelített szilárd oldatból kiválik az ötvözőben dús második fázis. Az ötvözőatomok kezdetben általában egy diszlokáció környékén csoportosulnak, és kisméretű, koherens kiválásokat alkotnak, melyeket **elsőrendű Guinier-Preston (GP)- zónáknak** nevezünk. Ezek mindössze néhány atom vastagságúak, és néhány nm kiterjedésűek. A hőmérséklet

további növelésével megkezdődik a **másodrendű GP-zónák** kialakulása, melyek már kétféle atomból állnak, de még mindig koherensek az alapfém rácsával. A hőmérséklet további emelésével **nem egyensúlyi összetételű második fázis** keletkezik, mely az alapanyag rácsával már inkoherens. A folyamat utolsó lépése az **egyensúlyi összetételű második fázis** kialakulása, mely a fém mechanikai tulajdonságainak szempontjából már nem kedvező állapot, mivel a szakítószilárdság, illetve a keménység ebben az állapotban a legkisebb [37, 39]. A kiválási folyamat lépéseit az 1-4. ábra foglalja össze.



1-4. ábra. A kiválási folyamat lépései [39]

1.1.2. Szilárdságnövelő mechanizmusok a fém-kerámia kompozitokban

A kompozitok esetében a szilárdság növelése több úton is elérhető: a mátrix tulajdonságainak javításával, illetve a fém-kerámia rendszer előnyeinek kiaknázásával.

A kristályos szerkezetek szilárdsága alatt azt a feszültséget értjük, amely a diszlokációk generálásához vagy egy rácsávolságnyi elmozdulásához szükséges [3]. A diszlokációk mozgásának következtében megy végbe a fémek képlékeny alakváltozása. Az alapfém szerkezetében a **diszlokációk** környezetében feszültségmező alakul ki, mely akadályozza a szomszédos diszlokációk mozgását. A **kristályhatárok** szintén akadályozzák a diszlokációk mozgását, ennek következtében a polikristályos anyagok képlékeny alakváltozásához szükséges mechanikai feszültség függ az anyag szemcseméretétől. Ezt a függést fejezi ki a Hall-Petch egyenlet [37]:

$$R_r = R_0 + \frac{k}{\sqrt{d}} \quad (1)$$

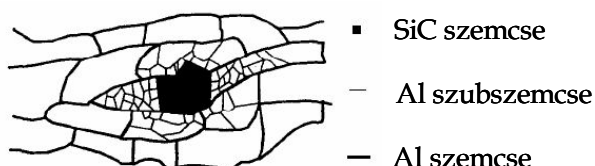
Ahol R_r : rugalmassági határ, Nmm^{-2} , R_0 : az ötvözetre jellemző állandó, k : az ötvözet típusától függő arányossági tényező, d : szemcseátmérő, μm .

Az oldott atomok, **kiválások** szintén gátat jelentenek a diszlokációk számára, ezt a jelenséget használják ki például egyes fémötvözetek kiválások keményítése során. A hőkezelési idő növelésével a kiválások mennyisége is nő, ún. Guinier-Preston (GP) zónák jönnek létre. Az ilyen kiválások akadályozzák a diszlokációk mozgását és a fém szilárdságát növelik.

A fémmátrixú, szemcseerősítésű kompozitokban a szilárdságnövelés végbemehet közvetlen és közvetett mechanizmussal. **Direkt erősítés** esetében a kompozitra ható feszültséget, terhelést a mátrix a határfelületen keresztül átadja a jóval nagyobb szilárdságú kerámia szemcséknek, így a terhelés döntő részét azok viselik [40, 41]. Nagyobb szilárdságú mátrix alkalmazása mellett azonban a SiC kevésbé tudja kedvező hatását kifejteni, egyes esetekben még gyengíti is a mátrixot [42, 43]. Közvetett erősítésen a SiC-nak a mátrix szövetszerkezetére és alakváltozási módjára, a diszlokációsűrűség növelésére gyakorolt hatását értjük [3, 42].

Az előállítási hőmérsékletéről szobahőmérsékletre történő hűtés során az eltérő hőtágulási együtthatók ($\text{Al} = 24 \times 10^{-6}/^\circ\text{C}$ [44], $\text{SiC} = 4 \times 10^{-6}/^\circ\text{C}$ [19]) következtében az Al és a SiC szemcsék méretváltozása különbözik, emiatt **hőfeszültség** (a mátrixban húzó-, a kerámia-

szemcsében nyomófeszültség) alakul ki, ennek értéke a mátrix- kerámia határfelületen a legnagyobb [45, 4,5]. Ha ez a hőfeszültség meghaladja a mátrix folyáshatárát, a határfelületen diszlokációk képződnek, megkezdődik a mátrix képlékeny alakváltozása. Azonban a nagy SiC tartalmú kompozitokban ez a folyamat gátolt, a kialakuló hőfeszültség a mátrix repedéséhez, pórusok képződéséhez, illetve a fém- kerámia határfelület károsodásához vezet [40, 4, 5]. A SiC szemcsék környezetében (1-5. ábra) a megnövekedett diszlokációsűrűség következtében a diszlokációk átrendeződnek, ami a mátrixban



1-5. ábra. Szubszemcsék kialakulása a mátrixban a SiC szemcse környezetében [45]

szubszemcsék kialakulásához, a szemcseméret csökkenéséhez vezet [42, 45]. Az **alakítási keményedés** a kompozitokban két lépésben megy végbe. Az alakváltozás kezdeti szakaszában a terhelés megoszlása egyenle-

tes az Al és a SiC szemcsék között, ekkor a szilárdság növelésének mértéke arányos a SiC szemcsék térfogathányadával. A feszültség további növekedésének hatására a SiC szemcsék körül diszlokációk generálódnak, mely a kompozit szilárdságának növekedését eredményezi [3, 4, 45].

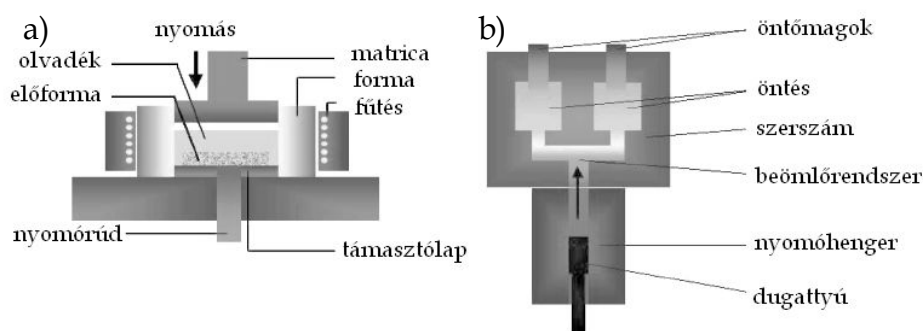
1.2. Al-SiCp kompozitok előállítási technológiái

A fémmátrixú kompozitok előállítására számos technológia alkalmas. Azonos mátrix anyagösszetétel és második fázis mennyiség mellett, a kerámia komponens és a technológia variálása egymástól jelentősen különböző termékeket eredményez [2]. A legfontosabb szempontok, melyeknek a gyártás során minél nagyobb mértékben teljesülniük kell: 1) az Al és a SiC között megfelelően erős határfelületi kötéssel rendelkező, 2) minél kevesebb utólagos megmunkálást igénylő termék előállítása, 3) minél rövidebb idő alatt minél kevesebb költséggel. A kompozitok előállítására sor kerülhet olvadék és szilárd állapotban is.

1.2.1. Kompozitok olvadék állapotból történő előállítása

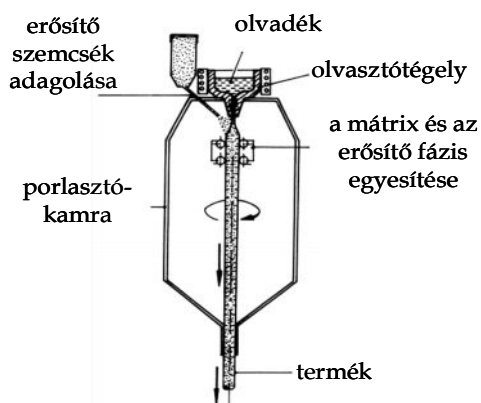
Az olvadék állapotból történő előállítás mellett az előbb ismertetett feltételek teljesülhetnek, azonban a kialakult szövetszerkezet nagymértékben függ a kristályosodási sebesség-

tól, a primer dendritágak méretétől. Olvadék állapotból megy végbe az előállítás a „hagyományos” öntés, az infiltrálás, a nyomásos öntés és a kompoöntés esetében. Az **öntéssel** történő előállítás során a kerámia szemcséket az olvadt alumínium(ötvözet)be keverik (fontos tehát a megfelelő nedvesítés biztosítása a két fázis között), majd a kompozitot formába öntik [11]. A SiC mennyisége 10-40 térfogat% ($V_f\%$) lehet. A technológiát a nagy termelékenységet és kis költséget igénylő terméktípusok esetében alkalmazzák [46].



1-6. ábra. a) Direkt és b) indirekt nyomásos öntés berendezései [2]

A **nyomásos öntés** és **infiltrálás** első lépéseként kerámia előformát készítenek, melyet az alkalmazott nyomás hatására az olvadt Al kitölt. A SiC mennyisége 40-70 $V_f\%$ között változhat. Az alkalmazott nyomás következtében a termék porozitása minimálisra csökkenthető, emellett a módszerrel bonyolult alakú termékek gyártása, sőt részleges erősítés kialakítása is véghezvihető (bár ez a szerszám költségeit növeli). Ugyanakkor a nagy SiC tartalom miatt például törésre érzékeny termékek előállítására a módszer nem alkalmas [40, 11, 46]. A direkt nyomásos öntés esetén az alkalmazott nyomás közvetlenül az olvadékra hat, míg az indirekt változatnál a fémolvadék egy beömlőrendszeren keresztül jut a szerszámba (1-6. ábra), biztosítva ezzel a pontos adagolást, amit a direkt öntés nem tesz lehetővé [2].



1-7. ábra. A porlasztásos eljárás folyamata [11]

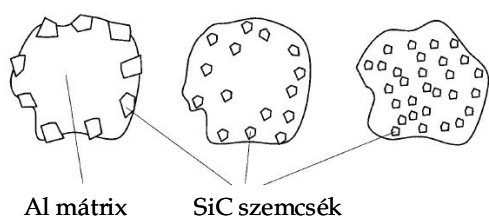
A **porlasztásos/Osprey-eljárás** (1-7. ábra) esetében a fémolvadékot víz vagy inert gáz segítségével porlasztják, majd hozzáadják a SiC szemcséket. Az olvadt fém a gyors megszilárdulás következtében nagyon rövid ideig érintkezik a kerámia szemcsékkel, így nincs idő a rideg, káros határfelületi reakciótermékek kialakulására. A folyamat eredményeként finomszemcsés, akár több

típusú második fázissal rendelkező kompozit állítható elő, mindez ráadásul igen nagy termelékenység mellett [7, 11, 40].

Az **in-situ** előállítás során a második fázist magában a mátrixban, olvadék állapotból történő kristályosítás során végbemenő reakciók reakciótermékeként hozzák létre [40]. A legújabb fejlesztések két elven alapulnak: az olvadt fémötvözet és a gáz közötti szabályozott reakción és/vagy a komponensek közötti endoterm reakciókon, melyek célja egyaránt a második fázis létrehozása. Az utóbbi eljárás SHS (self-autopropagating high temperature synthesis) néven vált ismertté. A módszer legismertebb példái az irányított kristályosítás, illetve a lanxide-eljárás, ahol az olvadt Al oxidálásával Al/Al₂O₃ kompozitot lehet létrehozni [7].

1.2.2. Kompozitok előállítása szilárd állapotban

A szilárd állapotban történő előállítás egyik legelterjedtebb módszere a **mechanikai ötvözés**, mely nagy reakciókészségű anyagok egyesítésére is alkalmas [47]. A kerámia és a fém

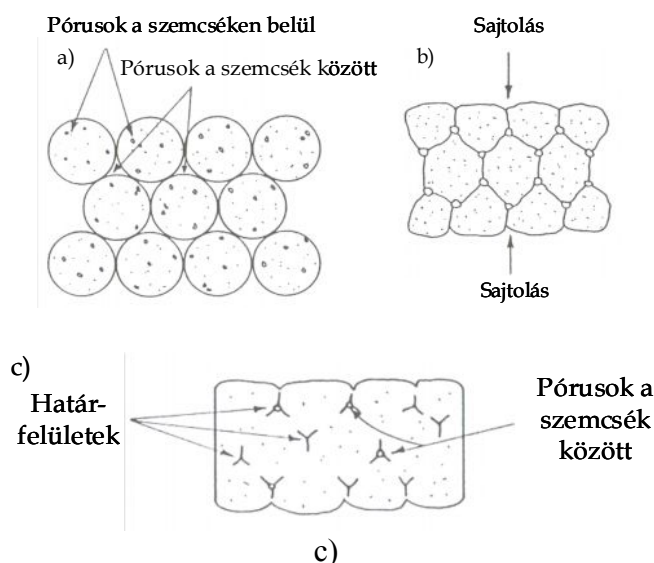


1-8. ábra. A SiC szemcsék átrendeződése a mechanikai ötvözés során [48]

szemcsék egyesítése nagy energiájú golyósmalomban valósul meg. Az így létrehozott, finomszemcsés kompozit port ezután melegalakítással (extrudálás, kovácsolás, melegizosztatikus sajtolás) vagy hidegsajtolás-szintereléssel egyaránt lehet alakítani [11]. A mechanikai ötvözés első szakaszában a rideg

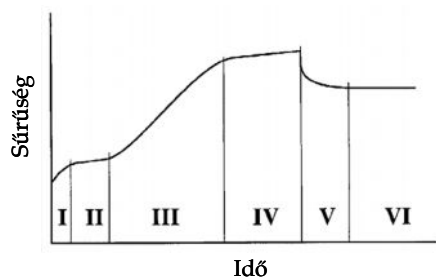
SiC szemcsék törése, aprózódása megy végbe, majd ezek a finom szemcsék beágyazódnak az összehegedő Al szemcsék közé. A folyamat végére a mátrixban apró, egyenletesen eloszlott kerámia szemcsék találhatók (1-8. ábra) [48].

Napjainkra a fémmátrixú kompozitok többségét **porkohászati** úton (Powder Metallurgy, PM) állítják elő. A módszer népszerűségét sokrétűségének köszönheti: komplex alakú szerkezeti elemek, egyéni igényekre szabható (különleges) tulajdonságú termékek gyárthatóak, gyakran további megmunkálást nem igénylő felületi minőséggel, szabályozott porozitással, költségtakarékos módon [8]. A porkohászati előállítás során első lépésként a kompozitot alkotó mátrix és a kerámia porát addig keverik, míg egy homogén összetételű keverék nem jön létre, mivel csak így biztosítható a megnövelt szilárdság és megfelelő kifáradási határ. A keverés általában kenőanyag (a leggyakoribbak: sztearinsav, sztearin,



1-9. ábra. A szemcsealak és a porozitás változása a sajtolás folyamán a) kiinduló állapot b) sajtolás c) kialakult szövet-szerkezet [52]

A sajtolás hatására a szemcsék összehegednek: átrendeződnek, deformálódnak, érintkezési felületük megnő, miközben a szemcsék közötti pórusok részben kitöltődnek (1-9. ábra); a darab eléri a nyers szilárdságot és sűrűséget [51, 52]. Az 1-10. ábra alapján a folyamat lépései: I. szemcsék átrendeződése, II. folyási szakasz, III. szemcsék deformációja, aprózódása, IV. tömörítés végső szakasza, IV-V. kidobás, V: relaxációs szakasz, VI. végleges sűrűség elérése [51]. A szemcsék átren-



1-10. ábra. A sajtolás folyamán bekövetkező sűrűség változás [51]

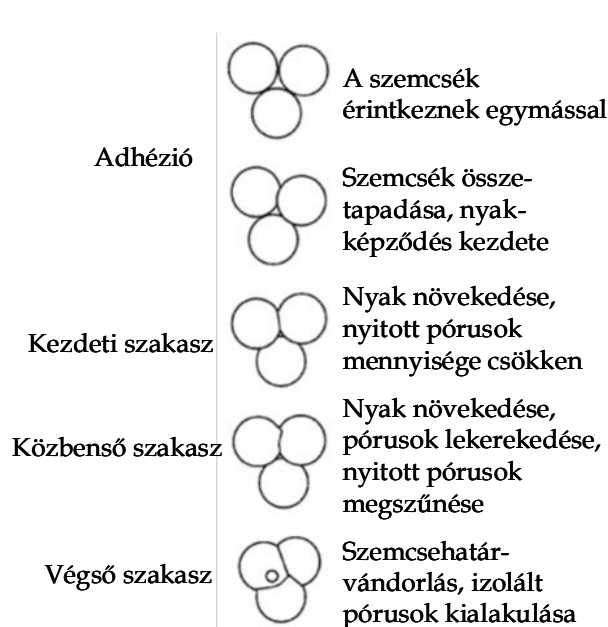
deződésének hatására enyhe tömörödés megy végbe a folyamat elején – ekkor még a szemcsék között elhelyezkedő, ún. interszticiós pórusok nagyobb mértékben vannak jelen, mint a szemcséken belüli pórusok. A következő szakaszban megkezdődik a szemcsék deformációja és aprózódása, ezáltal nagymértékben csökken az interszticiós pórusok mennyisége. A sajtolás utolsó szakaszában a deformált szemcsék között megmaradt pórusok jelentős része eltűnik, ugyanígy csökken a szemcséken belüli porozitás is. A kidobási szakasz kritikus a termék szempontjából, mivel ezalatt számos meghibásodás (repedéseket, rétegelfordulást, a darab egyes részeinek leválásait) előfordulhat [52]. A tömörítés végbemehet egyoldalú, kétoldalú és izosztatikus sajtolással. Egyoldalú sajtolás esetén csak a felső bélyeg mozog, az alsó bélyeg áll. Az eljárás hátránya, hogy a sajtolt darab sűrűsége nem egyenletes, a mozgó bélyegtől távolodva csökken. A tömörség egyenetlenségének oka a sajtolás során a porszemcsék és a szerszám fala között fellépő súrlódási erő. Kétoldalú saj-

cink-sztearát, paraffin) hozzáadása mellett történik a szerszám kopásának minimalizálása, illetve a sajtolt termék és a szerszámfal közti súrlódás csökkentése érdekében [15, 8, 9, 49, 50]. A porkeveréket ezután formába töltik, ahol az alakadáshoz 150-900 MPa nyomás alá helyezik – ezt a folyamatot nevezzük **hidegsajtolásnak** (Cold Pressing, CP).

A sajtolás hatására a szemcsék összehegednek: átrendeződnek, deformálódnak, érintkezési felületük megnő, miközben a szemcsék közötti pórusok részben kitöltődnek (1-9. ábra); a darab eléri a nyers szilárdságot és sűrűséget [51, 52]. Az 1-10. ábra alapján a folyamat lépései: I. szemcsék átrendeződése, II. folyási szakasz, III. szemcsék deformációja, aprózódása, IV. tömörítés végső szakasza, IV-V. kidobás, V: relaxációs szakasz, VI. végleges sűrűség elérése [51]. A szemcsék átren-

tolás esetén a sűrűség eloszlása homogénebb. Nagy és egyenletes sűrűség érhető el **hideg izosztatisztikus sajtolás** (Cold Isostatic Pressing, CIP) alkalmazásával, ahol a nyomás minden irányból egyformán hat. A fémport vékony falú, rugalmas (általában poliuretán) formába adagolják, amit légmentesen lezárnak, majd vastag falú nyomókamrába teszik és folyadék (általában víz) segítségével nyomás alá helyezik. Az eljáráshoz kenőanyag alkalmazása nem szükséges. A technológiához költséges berendezés tartozik, de az eljárás mégis elterjedt az egyenletesen eloszló, kedvező mechanikai tulajdonságok és az előállítható darabok formai sokszínűsége miatt – vékony falú tartályok és alámetszéses darabok is könnyen előállíthatóak. A technológiát kerámia termékek gyártására is használják [8,9, 10, 49].

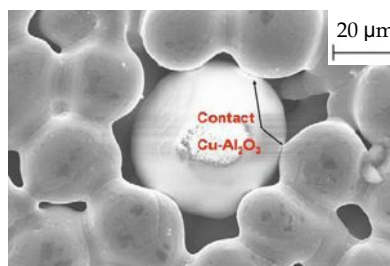
A megfelelő alakúra sajtolt terméket szinterelik, melynek eredményeként a porszemcsék összehegednek, a termék elnyeri végleges szilárdságát és tömörségét. A **szinterelés** általán-



1-11. ábra. A szinterelési folyamat lépései [9]

ban védő atmoszférában (nitrogéngáz, disszociált ammónia jelenlétében, vagy vákuumban) történik. Ellenkező esetben a szemcséket alumínium-oxid réteg burkolja be, ami korlátozza a mátrix és a kerámia érintkezési felületét, gyengítve ezzel a köztük lévő kötést. A szinterelési hőmérséklet a fő komponens olvadáspontja alatti, általában annak 60-90%-a közötti hőmérséklet [8, 9, 49]. A szinterelés során a rendszer az energiaminimum elérésére törekszik, ehhez a nagy felületi

energiával rendelkező pórus-szilárd anyag határfelületek, szemcsehatárok, diszlokációk mennyiségének csökkentése, megszüntetése szükséges. Ennek első lépése a pórusok eliminálása, mely gyakran együtt jár új, kisebb energiájú szemcsehatárok képződésével (szemcsék egyesülésével, vagyis a szemcseméret növekedésével) [9, 53]. A szinterelés kezdeti szakaszát (1-11. ábra) a nyakképződés és a nyak gyors növekedése jellemzi. Az érintkező szemcsék között végbemenő diffúziós és rekristallizációs folyamatok eredményeként, a nyakképződés révén a szemcsék érintkezési felülete megnő, a pórus-szemcse határfelületek helyén szemcsehatárok képződnek [8, 9, 56]. A felületi diffúzió a szemcsék közötti kötéseket hozza létre (sűrűségváltozás nélkül), míg a térfogati diffúzió a szemcsék összeszenövesztését végzi, növelve ezzel a sűrűséget [54].

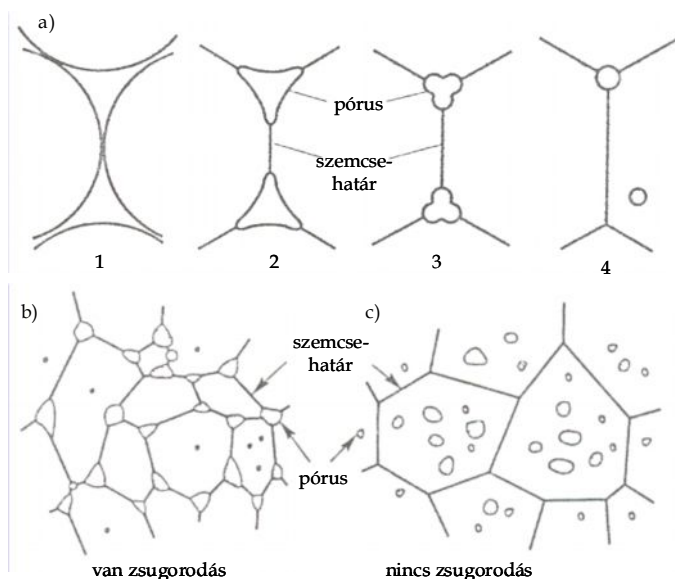


1-12. ábra. Szinterelt Cu-Al₂O₃ kompozit SEM felvétele [55]

A szinterelt termék tulajdonságait a szinterelés közbelső szakasza határozza meg. Az átkristályosodás és szemcsenövekedés során a pórusok lekerekednek, a porozitás csökken, a termék sűrűsége nő. Ebben a szakaszban elsősorban a szemcsehatárokon található pórusok mennyisége csökken, a szemcséken belüli pórusok „eltávolítása” csak a szinterelés végső szakaszában megy végbe. Az

1-12. ábra szinterelt Cu-Al₂O₃ kompozit SEM felvételét mutatja. A nyakképződés a Cu szemcsék között láthatóan jóval nagyobb mértékű, mint a Cu-Al₂O₃ szemcsék között [55]. A szinterelés végére kialakuló pórusok méretét a szemcsedurvulási, összenövekedési és a tömörödési folyamatok együttesen határozzák meg [8, 56].

A pórusszerkezet szinterelés közbeni változását és lehetséges állapotait az 1-13. ábra szemlélteti. A szemcsék érintkezési pontjainál végbemenő anyagtranszport és nyakképződés következtében a pórusok lekerekednek, méretük csökken. A szinterelés

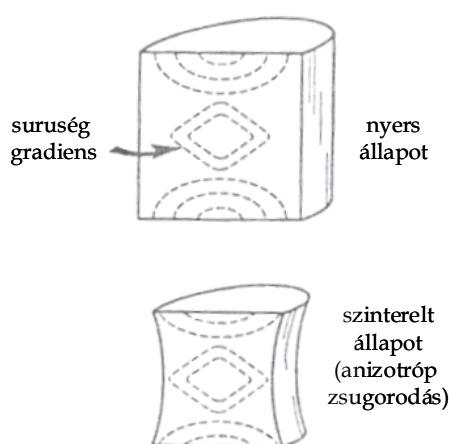


1-13. ábra. a) A pórusok alakjának, a pórus-határfelület változása b) zsugorodással c) zsugorodás nélkül (1: szemcsék érintkezése 2: kezdeti 3: közbeni 4: végső szakasz, ld. 1-11. ábra) [56]

előrehaladtával meginduló szemcsehatár vándorlás termikusan aktivált folyamat, mely a pórusok elhelyezkedésének megváltoztatásáért felelős. A szinterelés kezdetén nagy mennyiségben jelenlévő pórusok a szemcsehatár mozgását gátolják, egyúttal lassítva a szemcsenövekedés folyamatát is. A szinterelés előrehaladtával a porozitás csökken, a szemcsehatár mozgása felgyorsul, a pórusokat maga mögött hagyja és a szemcsék belsejébe zárja, csökkentve ezzel a

szinterelt termék sűrűségét [53, 56].

A szinterelést megelőző sajtolással csökken a porozitás, ugyanakkor nő a diszlokációsűrűség, így a szinterelés felgyorsul. A sajtolónyomás növelésével nagyobb szilárdság, sűrűség és méretpontosság, továbbá kisebb szinterelési zsugorodás biztosítható. Amennyiben a sajtolás során a szerszámmal és a sajtoló darab között fellépő súrlódás következtében a nyomás eloszlása nem egyenletes, a termékben sűrűségkülönbség alakul ki,



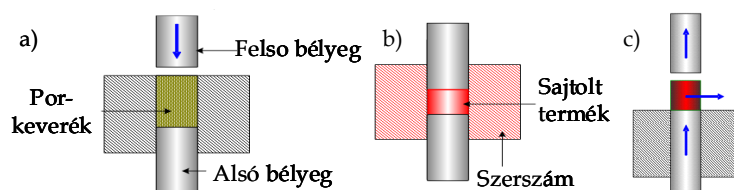
1-14. ábra. Sajtolt darab szinterelési zsugorodása [56]

mely a szinterelés alatt anizotróp zsugorodást eredményez (1-14. ábra). Mindez elkerülhető nagy sajtolónyomás, alacsony szinterelési hőmérséklet, rövid szinterelési idő, kis termékmagasság és azonos geometriai méretek megválasztásával [56].

Egyes esetekben a kisebb mennyiségben jelen levő komponens a szinterelés hőmérsékletén megolvad, ekkor **olvadék fázisú szinterelés** megy végbe. Megfelelő nedvesítés esetében az olvadék fázis a kapillaris erő révén bejut a nyakak közé és kitölti a szemcsék közti pórusokat, miközben megtörténik a szemcsék

átrendeződése is [12]. Az olvadék fázis mennyiségétől függően oldás-kiválás is végbemehet. Az olvadék mennyisége egy meghatározott határt nem léphet át a megfelelő alak biztosítása érdekében [8, 56]. Az Al-hoz gyakran adnak ötvözőket, hogy elősegítsék az olvadék fázis képződését. Az olvadék fázisú szinterelés előnyei: a folyamat gyorsabban megy vége és nagyobb sűrűséget, jobb kötést eredményez, mint a szilárd fázisú szinterelés [10].

A fémmátrixú kompozitok előállítása egyre gyakrabban történik **melegsajtoltással** (Hot Pressing, HP, 1-15. ábra), mivel a hőmérséklet ($T=0,7 T_m$) és a nyomás egyidejű alkalmazásának hatására a kialakuló határfelületi kötések erősebbek, a szerkezet tömörebb, a mechanikai tulajdonságok jobbak, mint amilyen a hidegsajtoltással – szintereléssel biztosítható [10, 11, 57]. Minél nagyobb a hőmérséklet, annál gyorsabban mozognak a szemcsehatárok. Ezt a mozgást az anyagban található szennyezők és finom kiválások gátolják, azonban a hőmérséklet növelésével a szennyezők diffúziója felgyorsul, a kiválások durvulnak vagy feloldódnak, így a szemcsenövekedést már nem gátolják. Ezek a szinterelésnél lejátszódó folyamatok a melegsajtoltással elkerülhetőek a kisebb alakítási hőmérsékletnek köszönhetően. Az alkalmazott nyomás a fázisátalakulások befolyásolása mellett a rideg szemcsék törését is előidézheti [9, 10].



1-15. ábra. A melegsajtoltási folyamat lépései a) porkeverék betöltése b) melegsajtoltás c) sajtolt termék eltávolítása [57]

Szintén elterjedt PM eljárás a **meleg izosztatisztikus sajtoltás** (Hot Isostatic Pressing, HIP). A módszer elve megegyezik a CIP-nél leírtakkal, annyi

különbséggel, hogy ebben az esetben a nyomás létrehozására argont használnak, illetve a

port itt fémformába helyezik. A legújabb fejlesztéseknek köszönhetően mára az eddig külön berendezésben végzett szinterelést és meleg izosztatikus sajtolást egyetlen készülékben, egymás után el lehet végezni („**sinter-HIP**”) [8].

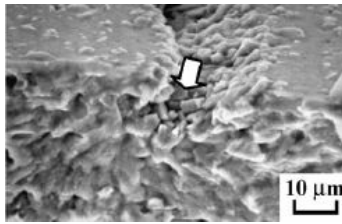
A 8-1. Táblázat a fejezetben ismertetett módszerekkel előállított kompozitok vizsgálati eredményeit foglalja össze.

1.3. Al-SiCp kompozitok szövetszerkezetének jellemzése

Az anyagok különböző tulajdonságait a szövetszerkezetük határozza meg, ezért ennek megismerése és jellemzése az első lépés a kívánt tulajdonságok eléréséhez. A szövetszerkezet jellemzésére gyakran használt paraméterek többek között a szemcsék mérete, alakja, orientációja. Szemcseerősítésű kompozitok esetén ezek mellett fontos szerephez jut a második fázis térfogathányada, illetve eloszlása, hiszen ezen szemcsék csoportosulása a porozitás növelése mellett a kompozit mechanikai tulajdonságait is károsan befolyásolja. Ennek következtében az egyik legaktuálisabb kutatási irányvonal a kerámia szemcsék eloszlásának kvantitatív jellemzése, illetve az előállítás – szövetszerkezet – tulajdonság kapcsolat összefüggéseinek feltárása [71, 58].

Véletlen eloszlás esetén a kerámia szemcsék a mátrix bármely pontjában azonos valószínűséggel jelennek meg, és az eloszláshoz tartozó paraméterek, mint például a szemcsék területaránya, a teljes szövetszerkezeten belül közel azonos értékűek. A kerámia szemcsék **csoportosulása** esetén ezek a paraméterek a kompozit egyes részein belül jelentősen eltérnek egymástól [59]. Az előzőekben felsorolt szövetszerkezeti jellemzők (a mérési területre és az egyes szemcsékre vonatkozóak egyaránt) legegyszerűbben és leggyorsabban képelemzéssel határozhatók meg [60]. A korszerű berendezésekben a kép rögzítését végző kamera már a mikroszkóp részét képezi, nem szükséges csatlakoztatni őket egymáshoz. A minta metallográfiai előkészítés (csiszolás, polírozás, esetlegesen maratás) után alkalmas a mérés végrehajtására.

1.3.1. A szemcseméreték és -csoportosulások hatása



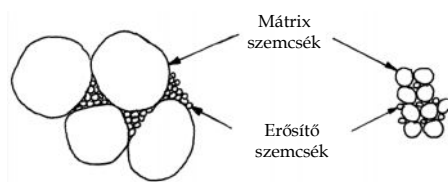
1-16. ábra. SiC szemcse-csoportosulásból kiinduló repedés [61]

Mint azt már ismertettem, a fémmátrixú kompozitok kiemelkedő tulajdonságaiknak köszönhetik egyre szélesebb körű elterjedésüket. A kerámia szemcsék hozzáadásával a szilárdság, merevség, kopásállóság javítható, a termék tulajdonságai a felhasználó igényeihez szabhatóak. A gyártmány tulajdonságait elsősorban a kerámia-részecskék mennyisége, mérete, alakja és elrendeződése befolyásolja.

Amennyiben a második fázis eloszlása nem egyenletes, a szemcsék csoportosulnak, s a repedések kiinduló helyévé válnak (1-16. ábra), emellett a porozitás is megnő [61, 62]. A porkohászati úton előállított kompozitokban a kerámia szemcsék eloszlásának egyenletességét az Al és a SiC relatív szemcsemérete (Relative Particle Size, RPS) jelentősen befolyásolja [63]:

$$RPS = \frac{d_{Al}}{d_{SiC}} \quad (2)$$

Ahol RPS : szemcseméreték aránya, d_{Al} : az Al átlagos szemcsemérete (μm), d_{SiC} : a SiC átlagos szemcsemérete (μm). Az RPS növekedésével a



1-17. ábra. Szemcseméretektől függő csoportosulás elvi vázlata [64]

mátrix fajlagos felülete csökken, elégtelenné válik az egyenletes eloszlás biztosításához, nő a klaszterek megjelenésének valószínűsége, nyakláncszerű szerkezet alakul ki (1-17. ábra), a kerámia szemcsék csoportosulnak a mátrix szemcsék

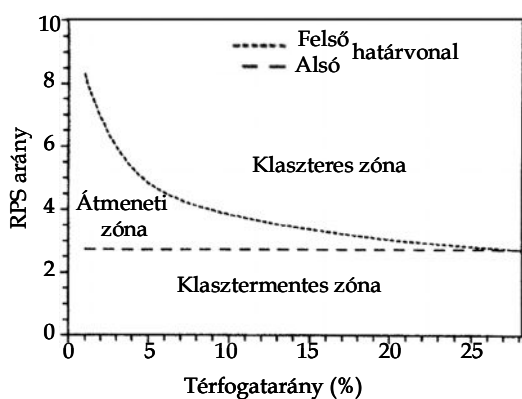
között [64, 65]. Az eloszlás egyenletességének javításához az RPS minimalizálása ($RPS \sim 1$) szükséges [40, 65, 66]. Fémmátrixú kompozitok előállításakor az Al por minimális szemcsemérete 20-30 μm lehet. A SiC szemcseméretének megválasztása a tervezési szempontoktól függ: a szemcseméret csökkentésével a folyáshatár, a szakítószilárdság és a feldolgozhatóság javul, míg a Young-modulus javításához nagyobb méretű második fázis szükséges. Ugyanakkor a finomabb szemcseméretű SiC-ot nehezebb az Al szemcsék között egyenletesen elosztatni, miközben a szemcseméret növelésével nagyobb SiC mennyiség mellett is egyenletes eloszlás biztosítható [66]. Tervezéskor tehát szükséges a SiC szemcseméretének optimalizálása az elvárt mechanikai tulajdonságok, illetve a homogén térbeli eloszlás között [67]. Helytelen szemcseméret-választás esetén, az előállítás során a sajtoló-

erő a rideg SiC-csoportokat nem tudja tömöríteni, köztük pórusok képződnek, melyek a termék sűrűségét csökkentik [66], továbbá a csoportosult SiC szemcsék közötti adhézió hiánya következtében egyes szemcsék kiperegnek, mely a porozitást tovább növeli [65]. Az Al-SiC határfelületeken létrejövő pórusok hatására a határfelületi kötés megszűnik, az Al és a SiC között végbemenő terhelésátadás hatásfoka csökken. Az Al szemcséken belül végbemenő pórusképződés eredményeként a terhelésátadás számára hasznos felület tovább csökken, a lokális feszültség növekedése egyes esetekben a SiC szemcsék töréséhez is vezethet [68, 69].

A szakirodalomban jelenleg ellentmondás van a klasztereken belüli porozitás és a SiC mennyiségének kapcsolatát illetően. Egyes kutatók [70, 71] szerint a kevesebb (3-7 V/V%) második fázist tartalmazó kompozitok esetén nagyobb a klaszterek kialakulásának valószínűsége, illetve a klasztereken belüli porozitás is nagyobb. A kerámia szemcsék mennyiségének növelésével a klasztereken belüli porozitás csökken, mert a kerámia szemcsék meggátolják a pórusok mozgását és összenövését. Tekmen és szerzőtársai [72] ennek pontosan az ellenkezőjét figyelték meg, vagyis esetükben a SiC mennyiségével az ilyen típusú porozitás is nőtt. A pórusok egyenlőtlen méreteloszlása egyenlőtlen deformációt és lokális koncentrált feszültséggócokat eredményez a darabban, ami a mátrix- kerámia határfelületi kötés megszűnéséhez, a kompozit károsodásához, esetleg töréséhez vezet. A pórusméreteloszlás egyenletességének jellemzésére Kim [68] a heterogenitási faktor (HF) bevezetését javasolja, mely szerinte alkalmas a póruseloszlás inhomogenitásának jellemzésére:

$$HF = \frac{10}{f} \sqrt{\frac{\sum_{k=1}^n (f_k - \bar{f})^2}{n}} \quad (3)$$

Ahol $\bar{f}$ átlagos porozitás térfogathányad, f_k a porozitás a k -adik látótérben, n a mérések száma. A szerző továbbá megállapította, hogy az anyag deformációja és károsodása nem



1-18. ábra. Csoportosulások kialakulásának előrejelzési térképe [63]

csak a porozitás értékétől, hanem annak heterogenitásától is függ. Magas HF érték esetén nagyobb a valószínűsége az anyag károsodásának.

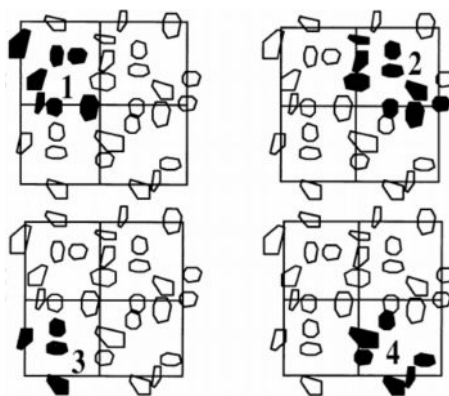
Prasad és társai [63] az RPS arány, és a második fázis mennyiségének a csoportosulás valószínűségére gyakorolt hatását vizsgálták. A számítások egyszerűsítéséhez

a mátrix és a kerámia szemcséket egyaránt gömb alakúnak feltételezték. Megállapították, hogy az apró szemcsék csoportosulásának kezdete egyaránt függ az RPS aránytól és a kerámia térfogathányadától. A második fázis csoportosulási határai és az ahhoz tartozó kritikus térfogathányad előrejelzésére az általuk kidolgozott térkép (Clustering Probability Map, 1-18. ábra) alkalmazását javasolják. Spowart és társai [58] számításaikhoz (melyekben az erősítő szemcséket ők is gömbnek feltételezték) a **csoportosulási faktort** (f_c) alkalmazták, melyet a klaszteren belüli és a véletlenszerűen elhelyezkedő erősítő szemcsék számának hányadosaként kaptak meg. Ebből következik, hogy véletlen eloszlás esetén $f_c=0$, míg a csoportosulások számának növekedésével $f_c \rightarrow 1$.

1.3.2. A második fázis eloszlásának jellemzése

A SiC egyenlőtlen eloszlása a kompozit tulajdonságainak romlásához vezet, így nagyon fontos az eloszlás objektív jellemzése. Ebben a fejezetben a szakirodalomban fellelhető, az eloszlás jellemzésére alkalmazott módszerek ismertetése következik.

Négyzetes cellák sűrűségfüggvényének alkalmazásakor a szövetsképre négyzethálót illesztünk (1-19. ábra), majd megszámloljuk az egyes négyzetekbe eső szemcséket (N_q). Rendezett eloszlás esetén a cellák többségében közel azonos számú szemcsé található. Inhomogén eloszlás esetén üres cellák, kis, illetve nagy szemcseszámú cellák egyaránt előfordulhatnak, míg a véletlen eloszlás a két szélső eset között lesz [73]. A módszer nehézsége a megfelelő cellaméret megtalálása, illetve a darabszám meghatározása. Gácsi [1] az objektív



1-19. ábra. A négyzetes módszer értelmezése [73]

mérés érdekében a darabszám helyett a második fázis területének (A), illetve területarányának (A_A) meghatározását ajánlja. Sundberg és társai [74] megfigyelt Cu-SiC kompozitok szövetszerkezetét vizsgálták a módszer segítségével. Megállapították, hogy amikor cellák többsége 3 vagy annál kevesebb szemcsét tartalmaz, a SiC eloszlása nem egyenletes, erősen csoportosult. Ha a cellák többsége 3-nál több szemcsét tartalmaz, akkor a SiC szemcsék eloszlása

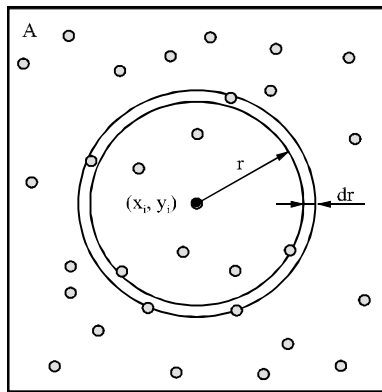
egyenletes. Karnezis és társai [73] különböző módszerekkel (tuskóöntés, gravitációs öntés, nyomásos öntés, öntve hengerlés) előállított kompozitok szövetszerkezetét vizsgálták a négyzetes cellák alkalmazásával. A mérés eredményeit elméleti eloszlásokkal összehason-

lítva (a szemcséket ebben az esetben pontnak feltételezve), meghatározták az eloszlás típusát. A véletlen eloszlást a Poisson-modellhez, a rendezett eloszlást a binomiális modellhez, míg a csoportosulásokat tartalmazó eloszlást a negatív binomiális modellhez találták leginkább hasonlónak. Sundberg és társai [74] szintén az elméleti modellekhez hasonlították mérési eredményeiket az eloszlás típusának meghatározása érdekében. Karnezisék [73] megállapították továbbá azt is, hogy az eloszlás ferdesége (β) és a SiC csoportosulások egymással összefüggésben vannak: β nő, ha a csoportosulás mértéke fokozódik. Az eloszlás ferdeségét az alábbi képlettel határozták meg:

$$\beta = \frac{q}{(q-1)(q-2)} \sum \left(\frac{N_{qi} - N_q^{\text{átlag}}}{\sigma} \right)^3 \quad (4)$$

Ahol q a négyzetes cellák darabszáma, N_{qi} az i -edik cellában található szemcsék száma ($i=1,2,\dots,q$), N_q átlagos szemcseszám egy cellára vonatkoztatva, σ N_q szórása.

A **párkorrelációs függvényt** számos tudományterület alkalmazza a 2D képek információ-tartalmának kinyerésére, az olajmérnököktől kezdve az orvostudománnyal bezárólag. A függvény a szemcsékből álló rendszerek geometriai jellemzésére alkalmas [75]. A függvény meghatározásához [1] elsőként a darab A területű, N részecskét tartalmazó szövetké-



1-20. ábra. A párkorrelációs függvény értelmezése [1]

pére, egy tetszőleges i részecske középpontja (x_i, y_i) köré egy r és $r + dr$ sugarú körgyűrűt rajzolunk (1-20. ábra), majd megszámoljuk azokat a részecskéket, amelyek középpontjai a körgyűrűben találhatóak. Ismételjük meg a mérést több részecskére ($i=1, 2, 3 \dots N$) vonatkozóan, majd határozzuk meg az r és $r + dr$ sugarú körgyűrűbe eső átlagos részecskeszámot, $K(r)$, amit osszunk a körgyűrű területével. Ennek a mennyiségnek az A területű szövetképre vonatkozó átlagos részecskeszámmal képzett hányadosa a $g(r)$

párkorrelációs függvény:

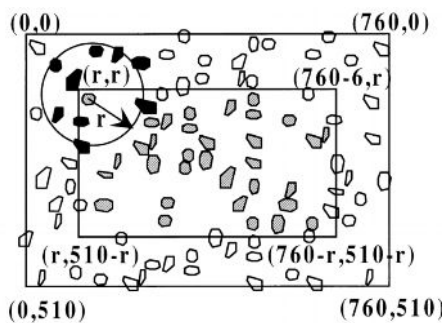
$$g(r) = \frac{dK(r)}{2\pi r dr} \frac{1}{N_A} \quad (5)$$

Ahol $K(r)$ a részecskék köré rajzolt, r és $r + dr$ sugarú körgyűrűben a részecskék átlagos darabszáma, N_A a területegységre vonatkoztatott átlagos részecskeszám, $(1/\mu\text{m}^2)$, $K(r)/N_A$ a körgyűrűben átlagosan előforduló részecskék által elfoglalt terület $(1/\mu\text{m}^2)$, r a kör sugara (μm) . Poisson-eloszlás esetén $g(r)=1$. Ghosh és társai [76] számítógéppel generált, véletlen

és csoportosult eloszlású szövetképeket vizsgáltak. Ezek segítségével tanulmányozták az második fázis eloszlásának, sűrűségének és térfogathányadának a mechanikai tulajdonságokra gyakorolt hatását. Megállapításuk szerint a $K(r)$ és $g(r)$ függvények kis térfogatarány és részecskeszám mellett tűnnek alkalmazhatónak, nagy térfogatarány és részecskeszám esetén a különböző eloszlások görbéi közötti eltérések minimálisak (8-1. ábra).

A **radiális eloszlásfüggvény** számítása is hasonló elven történik. Ekkor a szemcsék középpontjába rajzolt körlapon belül határozzuk meg a szemcsék számát (1-21. ábra), melyből a $H(r)$ függvény az alábbi módon számítható [73]:

$$H(r) = \frac{N_{ra}}{N_a} \quad (6)$$



1-21. ábra. Radiális eloszlásfüggvény meghatározása [73]

Ahol N_{ra} az egységnyi területre eső átlagos szemcse-szám r sugarú körlapon belül (μm^2), N_a átlagos szemcse-szám a teljes vizsgált területre vonatkoztatva (μm^2). Véletlen eloszlás esetén $H(r)$ értéke szintén 1. A részecske-csoportosulások megjelenését kis r értéknél jellegzetes csúcs jelzi (8-2. ábra). Karnezis [73] a radiális eloszlásfüggvényt az alábbi összefüggéssel írta le:

$$H(r) = ae^{-br} + c \quad (7)$$

Ahol a , b , és c paramétereket kísérleti adatokból lehet meghatározni. A csoportosulásra, illetve a véletlen eloszlásra jellemző $H(r)$ görbék által közrezárt területet meghatározva, a kapott A_H paraméter a csoportosulás mértékét jelzi:

$$A_H = \int_{r=r_1}^{r=r_2} [H(r) - 1] dr = \left[-\frac{a}{b} e^{-br} + (c-1)r \right]_{r=r_1}^{r=r_2} \quad (8)$$

Karnezis [73] megállapította, hogy A_H a csoportosulás jellemzésére alkalmas – minél kevésbé egyenletes a szemcsék eloszlása, értéke annál nagyobb. Gácsi megjegyzi [1], hogy a paraméter abszolút értéke függ az alkalmazott sugár intervallumtól, illetve a függvény meghatározásának lépésközeitől, emiatt a különböző módon meghatározott adatok nem hasonlíthatók össze.

A **kovariancia függvény** szintén elterjedt a szemcsék elrendeződésének jellemzésére [60].

Tekintsük a szövetszerkezet mikroszkópos felvételét $\bar{B}$ bináris képnek, mely 1 és 0 elemekből áll, attól függően, hogy a mérni kívánt vagy a mérés szempontjából érdektelen te-

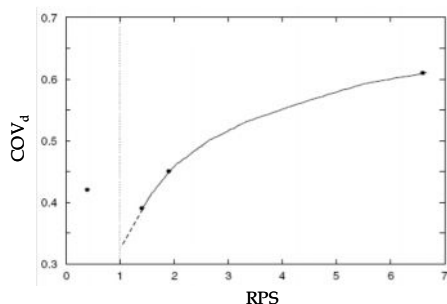
rülethez tartozik. A $\overline{\overline{B}}$ halmazt $\vec{h}$ translációs vektorral eltolva, ez eredeti ($\overline{\overline{B}}$) és az eltol ($\overline{\overline{B}} + \vec{h}$) halmaz metszete [1]:

$$KOV(\overline{\overline{B}}, \vec{h}) = E \left\{ Mes \left[(\overline{\overline{B}}) \cap (\overline{\overline{B}} + \vec{h}) \right] \right\} \quad (9)$$

Ahol $\overline{\overline{B}}$ a vizsgált szövetszerkezeti elemek halmaza, $\vec{h}$ translációs vektor, Mes a halmaz „mértéke” (pl. az 1 értékű képpontok száma), E várható érték. A kovariancia megmutatja, hogy a bináris halmaznak van-e valamilyen periodicitása a $\vec{h}$ vektor irányában. A lineáris kovariancia két irányban határozható meg: vízszintesen $[C(x)]$ és függőlegesen $[C(y)]$. Rendezett eloszlás esetén a kovariancia függvény ismétlődő csúcsokkal rendelkezik, melyek a részecske középpontok közötti távolságot mutatják [1, 77]. Susagna [78] számítógéppel generált szövetképek mérésével megállapította, hogy a kovariancia diagram (8-3. ábra) fontos információkat tartalmaz a részecskék egyedi elhelyezkedéséről, illetve a csoportosulások méretével, határfelületeik és középpontjaik távolságával kapcsolatosan. Swiderska-Sroda [79] és társai (Al/Al₃Ti/Al₂O₃) kompozitok szövetszerkezetét vizsgálták, többek között a lineáris kovariancia alkalmazásával. Az öntött formában kapott Al-Ti ötvözet alapanyagot golyósmalomban porrá őrölték, majd különböző porkohászati módszerekkel (szinterelés, melegsajtolás, robbantás-hőkezelés) tömörítették, ennek következtében a darabok összetétele azonos volt, ám szövetszerkezetük eltért egymástól. Megállapították, hogy véletlen eloszlás esetén nincsenek jellegzetes csúcsok, míg a csoportosulásokkal a klaszterek méretére és távolságára utaló csúcsok is megjelennek. A csúcs szélessége az átlagos szemcsemérettel, magassága a második fázis térfogathányadával arányos.

A **legközelebbi szomszéd távolságán** (d_{nn} vagy λ_{nn}) egy részecske és a hozzá legközelebb eső szomszédos részecske tömegközéppontjai közötti távolságot értjük [1]. A módszer hiányossága, hogy a távolságok eloszlását a szövetszerkezetben nem veszi figyelembe, csak egy átlagos távolságot ad meg [80]. Ha a SiC szemcsék csoportosulásában két szemcse egy átmérőnyi távolságra van, akkor a d_{nn} távolság véletlen és csoportosult eloszlás esetén is hasonló értékű lesz, emiatt nem lehet vele hatásosan jellemezni a SiC eloszlását. A második, harmadik stb. legközelebbi szomszéd távolságának figyelembe vételével Karnezis szerint [73] talán megszüntethető ez a hiányosság. Yang [81] a COV_d csoportosulási paraméter bevezetését javasolja, mely szerinte alkalmas a csoportosulások eloszlásának jellemzésére:

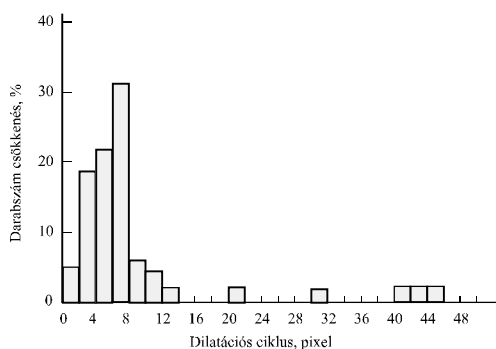
$$COV_d = \frac{\sigma_d}{d} \quad (10)$$



1-22. ábra. A csoportosulás mértéke (COV_d) az Al-SiC szemcseméret arányának függvényében [80]

Ahol COV_d a legközelebbi szomszédok távolságának variációs koefficiense, σ_d^2 a legközelebbi szomszédok távolságának szórása, d a legközelebbi szomszédok távolságának átlaga. Ayyar és Chawla [80] porkohászati úton előállított (hidegsajtolt, majd szinterelt) Al-SiC_p kompozitok szövetszerkezetét vizsgálta az RPS arány változtatásával. Megállapították, hogy a mikroszkópos felvételekkel összhangban, az RPS csökkentésével a csoportosulás mértékét jellemző COV_d is csökken. Ez a tendencia azonban $RPS < 1$ esetén nem érvényes (1-22. ábra). A jelenséget azzal magyarázták, hogy az 1-nél kisebb RPS arány nincs olyan hatással a szövetszerkezetre, mint az 1-et meghaladó RPS. 1 körüli arány esetén a sajtolás folyamán az Al szemcsék alakváltozása, összenyomódása eredményezheti a SiC szemcsék viszonylag egyenletes eloszlását. Ugyanakkor az arány csökkentéséhez szükséges finomabb Al por a nagy fajlagos felület és a felületen jelenlévő oxidréteg miatt kisebb mértékben fog tömörödni, emiatt kedvező hatása is kevésbé érvényesül. A szerzők megállapították azt is, hogy COV_d segítségével, mivel ez egy „globális”, a szövetszerkezetet átfogóan jellemző paraméter, nem határozható meg a klaszterek mérete és eloszlása, amely szintén fontos lenne az eloszlás egyenletességének kifejezéséhez. Ezért az eloszlás további jellemzéséhez a képelemzés egyik alapfolyamatán, a dilatáción alapuló bináris morfológiát alkalmazták.

A **bináris morfológia** során a bináris képet transzformáljuk, dilatáció esetén a detektált részecskék határvonala mentén egy képpontot adunk a részecskékhez, így ezek határvonala folyamatosan közeledik egymáshoz. Ha a dilatációs lépések száma eléri vagy meghaladja a szemcsék határfelületei közti távolságot, a szemcsék „összeolvadnak”, egyesülnek, így a bináris képen található szemcsék száma csökken. A folyamat mindaddig tart, míg az összes



1-23. ábra. Darabszám csökkenés csoportosult eloszlású részecskékénél [1]

szes részecske egyetlen objektummá való egyesülése be nem következik, ekkor az eredmények megjelenítéséhez a darabszám csökkenést a dilatációs lépésszám függvényében ábrázoljuk. Csoportosult részecske eloszlás esetén (1-23. ábra) a diagram kis ciklusszámnál nagy csúccsal rendelkezik, ami a csoportosuláson belüli szemcsék távolságát mutatja. A további

csúcsok a csoportosulások egymástól való távolságát jelzik [1]. Ayyar és Chawla [80] a porkohászati úton előállított (hidegsajtoló, majd szinterelt) Al-SiC_p kompozitok bináris szövethépein a klaszterek méretének és eloszlásának jellemzésre morfológiai dilatációt hajtott végre. Az összeérő szemcséket definiálták klaszterként, majd meghatározták a klaszteren belüli szemcsék területét és számát. Megállapították, hogy a csoportosulás mértékét az RPS arány jelentősen befolyásolja. RPS=6,6 esetében megnő a nagyobb méretű (20-28 szemcséből álló) klaszterek száma, mely a kompozit repedéssel szembeni ellenállását gyengíti, mivel a nagyobb klaszter hajlamosabb a repedés megindítására és kisebb ellenállást tanúsít a repedés terjedésével szemben [82]. Yotte és társai [83] porkohászati úton előállított X2080/SiC/15_p Al mátrixú (3,8% Cu, 1,8% Mg, 0,2%Zr) kompozit szövetszerkezetét vizsgálták a bináris morfológia segítségével. A mérési eredmények kiértékeléséhez a darabszám %-os csökkenését a szintén %-ban megadott összegzett terület függvényében ábrázolták, majd meghatározták a függvény meredekségét. Ha ez nagy, akkor a terület növelésével néhány pixelen belül számos szemcse olvad össze, vagyis csoportosult eloszlást jelez. Kis meredekségnél csak néhány szemcse egyesül. A csúcsok segítségével négy jellemző távolságot azonosítottak (zárójelben található, hogy melyik dilatációs lépéshez köthető):

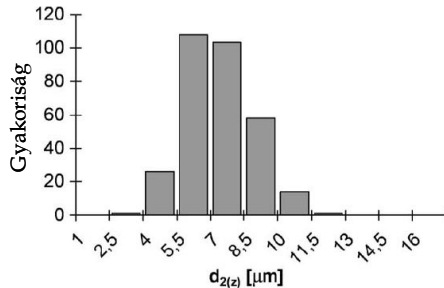
- a klasztert alkotó szemcsék minimális távolsága (1 pixel, 0,6 μm),
- a klasztert alkotó szemcsék maximális távolsága (3-6 pixel, <3,8 μm),
- különálló szemcsék távolsága a klasztertől (9-13 pixel, <8,2 μm),
- klaszterek távolsága (19-23 pixel, <14,5 μm).

A szövetszerkezet jellemzésének és számos modellezési folyamat elterjedt módszere a **mozaikművelet**, melynek alkalmazását elsőként a matematikus Dirichlet javasolta [40, 84]. A művelet során a szövetszerkezet vizsgálni kívánt részecskéi súlypontjai köré olyan tartományokat, mozaikokat rajzolunk, amelyekhez tartozó pontok mindegyike közelebb van az adott részecskéhez, mint bármelyik másikhöz. Ezeket a tartományokat Voronoi-cellának nevezik [1, 76]. Gácsi [1] az eloszlás jellemzésére a **morfológiai mozaikot** javasolja, tekintettel arra, hogy az anyagok tulajdonságait a részecskék morfológiája is jelentősen befolyásolja. A módszer elve hasonló a Dirichlet-művelethez, azonban ennél a szemcsék határfelületei köré rajzoljuk a mozaikot, melynek pontjai így a határfelület valamely pontjához esnek legközelebb. Swiderska-Sroda és társai [79] a kovariancia mellett ezt a módszert is alkalmazták (Al/Al₃Ti/Al₂O₃) kompozitok szövetszerkezetének vizsgálatára, bár ők a hatászóna-morfológia kifejezést használták. A szemcseeloszlás egyenletességének jellemzésére kiszámították a mozaikok területének ekvivalens átmérőjét ($d_{2(z)}$) és variációs együttható-

ját $\{CV(d_{2(z)})\}$, melyet a legközelebbi szomszédok távolsága módszernél bemutatotthoz hasonlóan lehet kiszámítani:

$$COV_{d_{2(z)}} = \frac{\sigma_d}{d} \quad (11)$$

Ahol $COV_{d_{2(z)}}$ a mozaikok területének variációs koefficiense, σ_d^2 a mozaikok területének



1-24. ábra. Morfológiai mozaikok ekvivalens átmérői [79]

szórása, d a mozaikok területének átlaga. Az ekvivalens átmérők minden esetben lognormális eloszlásúak voltak (1-24. ábra), amely a szemcsék véletlen eloszlását jelzi. Azonban a statisztikai jellemzők, mint amilyen a variációs együttható is, közel 50%-nyi eltérést mutattak az egyes kompozitok szemcseeloszlásában. A szerzők ennek alapján megállapították, hogy az együt-

tható értékének növekedésével az eloszlás egyre kevésbé egyenletes.

Az **átlagos szabad úthossz** az alábbi képlet segítségével definiálhatjuk [1]:

$$\lambda = \pi \frac{1 - V_V}{L_A} \quad (12)$$

Ahol λ a részecskék határfelületei közötti szabad úthossz, V_V a részecskék térfogataránya, L_A a vizsgált terület egységére vonatkoztatott részecskekerület. Az átlagos szabad úthosszt a második fázis részecskéinek határfelületei között értelmezzük. Habár nagysága függ a részecske csoportosulások jellegétől, a módszer az eloszlások jellemzésére nem alkalmas, mivel értéke csak a részecskék által elfoglalt területtől, valamint a látótér egészére vonatkoztatott kerületüktől függ, tehát bárhogyan töltjük is ki a rendelkezésünkre álló teret, a részecskék határfelülete közötti átlagos távolság az adott síkra vonatkoztatva azonos lesz [1].

A kompozitok esetében a kialakuló tulajdonságokat olyan sok paraméter befolyásolja, hogy ezek hatásának bemutatására, a szövetszerkezet egyenletességének leírására nem elég egy módszer alkalmazása, erre bizonyíték az előzőekben ismertetett módszerek sokszínűsége. Tehát a második fázis eloszlásának jellemzéséhez több, egymást kiegészítő eloszlási paraméter együttes használata szükséges.

1.3.3. Etalon szövetképek jellemzése

A kompozitok esetében különösen fontos, hogy a második fázis eloszlását számszerűen is jellemezni tudjuk. Az objektív jellemzéshez célszerű ún. etalonokat használni, mely kifejezés alatt különböző számítógépes algoritmusokkal generált szövetképeket értek. Ezek nem tartalmazzák a technológiai paraméterek ingadozásából, a próba-előkészítés nehézségeiből adódó és a mikroszkópos képalkotás során keletkező bizonytalanságokat.

A mérések során a *Ghosh és munkatársai* [85] által készített szövetképeket használtam fel. A mérések elvégzése előtt a cikkben található szövetképeket 500x500 pixel méretűre nagyítottam, majd a CProb *open* és *close* műveletei² segítségével eltávolítottam a szerzők által mért Voronoi cellák határvonalait. Ezt követően IrfanView programmal [86] a képet szürkeskálára konvertáltam. A generált szövetképek jellemzői (az átalakításokat követően):

- 25, 50 vagy 100 db azonos méretű körlapot tartalmaznak,
- a részecskék térfogathányada ($V/V\%$): $12,4\pm6\%$; $23,6\pm4\%$ vagy $35\pm4\%$
- a részecskék három modellnek megfelelően helyezkednek el, ezek:

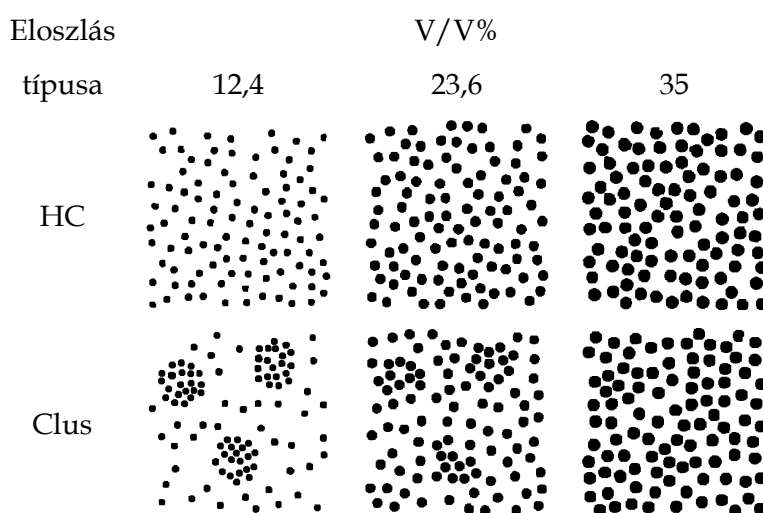
I. **Hard core v. Strauss modell, véletlen eloszlás:** a modellt a véletlen/Poisson eloszlás alapján generálták, az alábbi két szempont figyelembe vételével:

- egyik részecske sem kerülhet más részecskével fedésbe,
- minden részecskét ki kell tölteni a határvonalain belül.

Gosh és társai [85] a részecskék határfelületei között megszabtak egy legkisebb megengedhető távolságot (MPD = minimum permissible distance), ami a részecskék számától, méretétől és térfogathányadától függ. A részecskék számának illetve térfogathányadának növelésével ez a távolság csökken. Elsőként a részecskék átmérőjét (ID = inclusion diameter) határozták meg az előírt térfogathányad (VF = volume fraction) és részecskeszám (#INC = number of inclusions) függvényében. Véletlenszám-generátor segítségével határozták meg a részecskék súlypontjainak helyzetét, egy előre megszabott legkisebb megengedhető távolság figyelembe vételével. Bármilyen olyan eseményt/generálást, ami megszegi ezt a követelményt, kizártak. Túl sok egymást követő elutasítás esetén a legkisebb megengedhető távolság értékét megváltoztatták.

² Részletes magyarázat a 8-5. Táblázatban található

- II. **Single cluster hard core modell, egy klaszteres területet tartalmazó modell:** ehhez a modellhez a véletlen eloszlású modellt vették alapul, ennek egy alterületén a legkisebb megengedhető távolság értékét lecsökkentették. A klaszter átmérőjét (CLD = diameter of cluster), helyét, a klaszteren belüli részecskék számát (#INC CL = number of inclusions in cluster) és legkisebb megengedhető távolságukat (MPD CL = minimum permissible distance between inclusions in cluster) szintén előre meghatározták. További kritérium, hogy a klaszterben elhelyezett részecskék esetében a minimális megengedhető távolság jóval kisebb, mint a klaszteren kívüli részecskék esetében [85].
- III. **Triple cluster hard core modell, három klaszteres területet tartalmazó modell :** a modellt azonos módon generálták, mint az előbbit, azzal a kitételrel, hogy ebben az esetben három klaszteres területet jelöltek ki, nem egyet [85].



1-25. ábra. Számítógéppel generált, véletlen (HC) és csoportosult (Clus) eloszlású szövetképek [85]

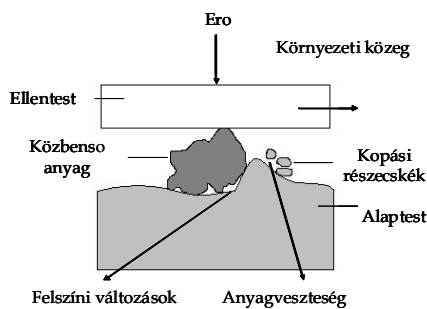
Az eredmények áttekinthetősége és könnyebb összehasonlíthatósága érdekében szükséges volt a fenti nagyszámú szövetképek számát csökkenteni, ennek során az elsődleges szempont a saját mintáimhoz leginkább hasonlítható etalonok kiválasztása volt.

Így a következőkben csak a véletlen, illetve a több klaszteres területet tartalmazó, 100 db részecskével rendelkező generált szövetképeket vizsgálom majd (1-25. ábra), hiszen ezek közelítik meg legjobban a kompozit darabok hasonló paramétereit. Jelölésük a továbbiakban HC, illetve Clus lesz.

1.4. Al-SiCp kompozitok mechanikai tulajdonságai

A kompozitok alkalmazásakor (melyről részletesen a következő fejezetben lesz szó) a legfontosabb kritériumok közé tartozik a megfelelő mechanikai tulajdonságok, ezen belül is a keménység és a kopásállóság fejlesztése. Ennek köszönhetően számos kutatót foglalkoztat a kompozitok kopási mechanizmusainak feltárása, megértése. Számos elmélet született már ezekről a folyamatokról, így a továbbiakban ezek bemutatása következik.

1.4.1. Kopásállóság



1-26. ábra. Abrázív koptatási folyamat vázlata [40, 87]

A tribológiai rendszer szerkezetét a kopási folyamatban (1-26. ábra) részt vevő elemek, ezek kopási tulajdonságai és egymásra gyakorolt kölcsönhatásuk jellemzi. A kopási folyamatban részt vevő elemek: alaptest (melynek kopását vizsgáljuk), ellentest, közbenso anyag, amit harmadik testnek is neveznek (az alaptest és az ellentest között található, funkciója a kopás nö-

velése és csökkentése egyaránt lehet), környezeti közeg. Az elemek közötti, a kopást előidéző kölcsönhatások többek között a kopási állapottal és mechanizmussal jellemezhetők. A koptatási folyamat során az igénybevétel hatására az egymással kölcsönhatásban levő felületekről fokozatosan oxigénben dús anyagrészecskék válnak le. A rendszert végleg elhagyó, levált részecskéket nevezzük kopási részecskének. Kopásvizsgálat esetében az alábbi igénybevételi paramétereket szükséges megadni: F_N (normális irányú) erő, v sebesség, T hőmérséklet, t időtartam [87]. A mérési eredményekből az alábbi paraméterek számíthatók:

$$W = \frac{\Delta m}{s} \text{ vagy } \frac{\Delta V}{s}, \quad \Delta V = \frac{\Delta m}{\rho} \quad (13)$$

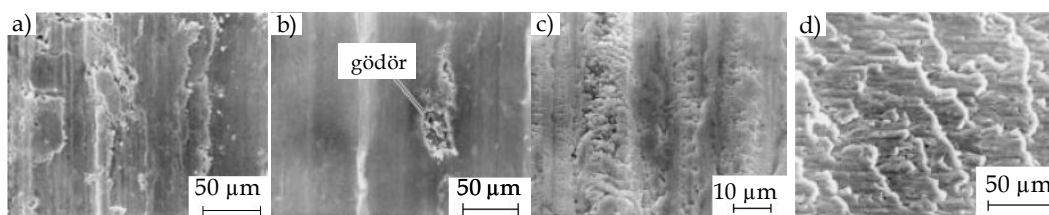
$$W_a = \frac{\Delta m}{\rho M s} \quad (14)$$

$$W_n = \frac{W_{komp}}{W_{Al}} \quad (15)$$

A W kopási veszteség (g/m ; mm^3/m) egyaránt meghatározható a Δm tömegcsökkenés és ΔV térfogatcsökkenés (ami a tömegcsökkenés és a ρ sűrűség hányadosa) alkalmazásával is, melyet az s koptatási úthosszra vonatkoztatva adunk meg [40]. Az abrazív kopás (W_a , segítségével határozható meg [88]). A kompozit (W_{komp}) és az Al mátrix (W_{Al}) egymáshoz viszonyított kopási vesztesége adja a normalizált kopási veszteséget (W_n) [104].

A szerkezet működésével elkerülhetetlenül együtt járó, fokozatos anyagleválást normál kopásnak nevezzük. Ez a folyamat csak hosszabb (általában előre tervezhető) idő alatt hoz létre a felületen az alkatrész működését megváltoztató alak- és méretváltozást. A kopási mechanizmusok abrazív, adhezív és felszíni kifáradásos kopásra csoportosíthatók. A domináns kopási mechanizmust az anyag mechanikai tulajdonságai, kémiai stabilitása, a környezeti és üzemelési körülmények, illetve az érintkező testek geometriája határozza meg [87].

Abrazív kopás akkor jön létre, ha a kölcsönhatásban levő felületek közül az egyik keménysége jelentősen meghaladja a másikat. Az elmozdulás során a keményebb felszín egyenetlenségei a lágyabb anyag felszínén mikrobarázdákat hoznak létre (1-27. ábra -a [89]), miközben képlékeny alakváltozás megy végbe [87]. A kompozitok esetében elsőként a mátrix „kopik el” a kerámia szemcsék közül, így azok kiemelkednek a felszínből, és védik a mátrixot, míg a növekvő terhelés hatására el nem törnek [88]. A koptatás folyamán a tényleges érintkezési felületek kölcsönhatásai a felszíni anyagréteget folyamatosan ismétlődő igénybevételnek teszik ki, ezzel rugalmas és képlékeny alakváltozásokat előidézve. Az Al képlékeny alakváltozása során a diszlokációsűrűség és a feszültség nő, alakítási keményedés megy végbe [40, 88]. Az igénybevétel okozta maradó alakváltozás hatására a felszíni anyagréteg a mozgás irányába eltolódik, rétegesen rendeződik, miközben jelentős belső feszültségek alakulnak ki benne [87]. Ennek következtében a felszín alatt (mikro)repedések, pórusok jelennek meg, melyek terjedése és egyesülése a SiC szemcsék törését, illetve a dekohézió révén kiesését eredményezi [40, 87, 88, 90]. Egyes esetekben a repedések egyesülése anyagrétegek leválásához (delamination) is vezethet. A levált réteg helyén jól azonosítható gödrök maradnak (1-27. ábra -b) [91, 92]. A terhelés növelésével az érintkező felületek kapcsolati pontjaiban adhéziós kötés, tapadás alakul ki. Az adhéziós kopás folyamán a kapcsolat megszűnésével a tényleges érintkezés felületeken anyagátvitel, anyagkiszakadás megy végbe (1-27. ábra -c). Ennek hatására már olyan mértékű változások történnek a felületen, melyek rövid idő alatt az alkatrész tönkremeneteléhez vezetnek [87].



1-27. ábra. Al-SiCp kompozitok kopási mechanizmusai [89] a) abrazív kopás b) réteges leválás c) adhezív kopás d) felület olvadása

A koptatás során alkalmazott terheléstől és sebességtől függően ezek a mechanizmusok egymással kombinálódhatnak is, ennek vizsgálatára Kwok és Lim [89] többféle kompozit mintát is készített. Elsőként golyósmalomban, különböző fordulatszámmal történő mechanikus ötvözéssel állítottak elő Al-4,5Cu-13SiC összetételű kompozit porokat, majd ezeket sajtolták, szinterelték és hőkezelték (T6). Két kereskedelmi kompozitot is bevontak a kísérletekbe. Az A356/SiC/20_p kompozitot öntéssel, míg a 6061/SiC/15_p jelű kompozitot porkohászati módszerrel gyártja a Dural Aluminium Composite Corporation (Alcan International Ltd.), illetve a DWA Composite Specialists Incorporated [93]. Megállapították, hogy az alkalmazott igénybevételi paraméterekkel meghatározott tartományon belül (1-29 m/s, 10-100N) a kopási mechanizmusok kombináltan jelennek meg. 8 m/s-ot meghaladó sebesség esetében már a kompozit felületének megolvadását tapasztalták (1-27. ábra – d). Vizsgálataik eredményét olyan diagramban foglalták össze (8-4. ábra), mely a domináns kopási mechanizmusokat jeleníti meg a terhelés és a sebesség függvényében.

A koptatás során a fémes anyagok felszínén adszorpciós rétegből, oxidrétegből és felkeményedett, deformált szemcseszerkezetű rétegből álló felület alakul ki, mely fokozatosan megy át az alapanyagba [87]. A fémkompozitok esetében is kialakul egy ilyen réteg, melyre a szakirodalom általában a „felületi kevert réteg” (Surface Mixed Layer, SML [94]), illetve „mechanikusan kevert réteg” (Mechanical Mixed Layer, MML [95]) elnevezéseket használja. A réteg kialakulási mechanizmusáról és felépítéséről nem egységesek az álláspontok. Feng és Tandon [96] szerint a teljes felület erősen deformált mátrixból és nagyon finom SiC szemcsékből áll. Tjong és társai [94] kompoöntéssel előállított, majd hőkezelt (T6) Al-12Si/SiC_p kompozitokat vizsgálva megfigyelték, hogy az alkalmazott terheléstől függően, a darabok felszínének 10-50 µm-es rétegében egy felkeményedett, alatta pedig egy deformált réteg alakul ki, melyben képlékeny alakváltozás megy végbe. A felkeményedett tartományban réteges leválást okozó repedéseket is találtak. Magyarázatuk szerint a koptatás során fellépő nyírófeszültség hatására a mátrixban képlékeny alakváltozás megy végbe, a felület közelében megnő a diszlokációsűrűség. Venkataraman [95] elmélete szerint a koptatási folyamat előre haladtával a növekvő feszültség következtében a felület

egyes részein képlékeny folyás indul meg, kialakul a mátrix, a második fázis, illetve az el-lentest vagy a koptató szemcsék anyagából álló kevert réteg, mely szerinte is hozzájárul a réteges leváláshoz. A kialakuló diszlokációk mozgását a SiC szemcsék gátolják, így azok felhalmozódnak a kerámia szemcsék körül, előidézve ezzel a rideg SiC törését. Ennek ha-tására a feszültség csökken, a mátrix így továbbra is csak deformálódik, nem törik. A le-tört, finom SiC darabok újra beágyazódnak a felkeményedett rétegbe, tovább növelve an-nak keménységét [94].

A különböző összetételű kompozitokra nem lehet egységes megállapításokat tenni, ezek valamennyi esetben csak az adott anyagrendszerre érvényesek. Az azonos anyagokból (pl. Al-ból és SiC-ből) összeállított kompozitok esetében is még számos paramétértől függ a kopási mechanizmus – mint például az előállítási technológia, a mátrix és a kerámia össze-tétele, aránya, szemcsemérete és szemcseméret-aránya, a kerámia szemcsék eloszlásának egyenletessége, a termék porozitása. Látható tehát, hogy a kompozitok összetettsége kö-vetkeztében máig sem alakult ki egységes álláspont a kopás mechanizmusát, a kopási fo-lyamatok jellegét, a technológia – szövetszerkezet – kopás kapcsolatrendszer összefüggése-it illetően.

1.4.2. Keménység

Ami a kompozitok mechanikai tulajdonságait illeti, a kopásállóság mellett a keménység a másik leggyakrabban vizsgált jellemző. A kompozit keménységének meghatározására a Rockwell és a Vickers-módszer egyaránt alkalmas. Lee és társai [97] vákuum-melegsajtol-t, extrudált, majd kovácsolt Al-Si/SiC_p kompozitok keménységét vizsgálta³. A mért kemén-ység értékek 29-103 HV között változtak. Az erősítetlen Al esetén, a szemcseméret csökke-nésével a keménység nőtt, mivel a szerszám okozta képlékeny alakváltozás diszlokációkat generál, ezek mozgását a szemcsehatár gátolja, így annak mentén a diszlokációk felsora-koznak. A további alakváltozáshoz egyre nagyobb feszültség szükséges- ezt a függést a Hall-Petch egyenlet fejezi ki. A SiC hozzáadásának célja, hogy az így létrehozott kompozit keménysége meghaladja az erősítetlen Al keménységét. A SiC mennyiségének növelésével az Al-SiC határfelület területe is nő, ahol a diszlokációk az Al szemcsehatárhoz hasonlóan felsorakoznak. Míg tehát a mátrix keménysége a szemcseméret függvényében változik, addig a kompozit keménységét emellett a SiC mennyisége is befolyásolja. A SiC méretének

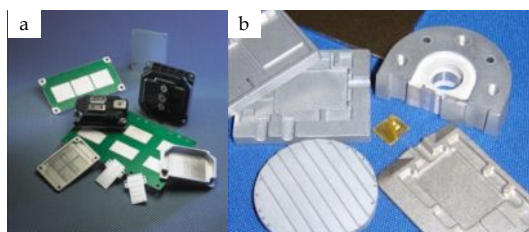
³ HV, terhelőerő 1 kg.

növelésével a keménység csökken, mivel a szemcseszám és a fajlagos felület, ennek következtében a határfelületek területe is csökken [98]. Shen és Chawla [99] porkohászati úton előállított, majd extrudált és hőkezelt (T8) 2080/SiC_p kompozitok keménységét⁴ vizsgálta. Elméletük szerint, mivel a keménységmérés során a terhelés nem a teljes keresztmetszetre hat, csak a szúrószerszám környezetében, így a szerszám alatt a mátrixban képlékeny folyás, míg a szerszám környezetében rugalmas alakváltozás megy végbe. A golyó benyomódásával a lenyomatban a SiC mennyisége nő, az anyag egyre nagyobb ellenállást fejt ki a szerszám haladásával szemben. Ezt a növekvő ellenállást a szerzők szerint nem a mátrix alakítási keményedése, hanem a SiC egyre nagyobb mértékű jelenléte idézi elő, a mátrix szilárdságának csökkenésével a második fázis hatása egyre dominánsabb lesz.

Megállapítható tehát, hogy jelenleg a szakirodalomban nem egységes az álláspont sem a kopás, sem a keménységmérés során végbemenő folyamatokról, ezek mechanizmusáról; gyakran egymásnak ellentmondó elméletek is születnek.

1.5. Alkalmazási területek

A fémmátrixú kompozitok elterjedése az utóbbi évtizedben jelentős növekedésnek indult, kedvező fajlagos szilárdságuk és merevségük, kis sűrűségük következtében szívesen alkalmazzák például szerkezeti elemek anyagaként. A kutatásoknak köszönhetően mára egyre több(féle) gyártmány készül belőlük. Számos sporteszközt is ebből a kompozitból készítenek, például golfütőket, baseballütőket, korcsolyát, kerékpárvezet. Jelenleg legnagyobb mennyiségben a jármű- és az elektronikai ipar alkalmazza a fémkompozitokat, így az alábbiakban ezeknek az ismertetése következik, kizárólag az Al-SiC_p kompozit felhasználására vonatkoztatva.



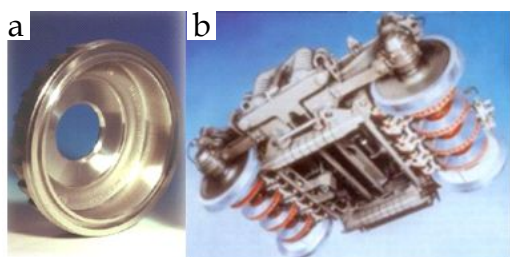
1-28. ábra. Al-SiC kompozitból készült a) hűtőborda és szerelvénylap [102] b) optoelektronikai eszközök burkolata [101]

Az 1-28. ábra Al-SiC kompozitból készült elektronikai alkatrészeket mutat. Ezeknél a (mikro)elektronikai eszközöknél (főleg a hordozható szerkezetek esetében) egyre fontosabb a minél nagyobb teljesítmény és a minél kisebb méret/tömeg egyidejű megvalósítása. A maximális hőleadás ér-

⁴ HRB, előterhelés 10 kg, főterhelés 100kg, golyóátmérő 1,588 mm.

dekében a hőtermelő eszközt közvetlenül csatolják a hőleadó eszközhez. Hogy elkerüljék a hő indukálta feszültséget, amely az alkatrész töréséhez, meghibásodásához vezetne, a közvetlen csatolás megvalósításához a kapcsolódó részek hőtágulási együtthatóját (CTE, Coefficient of Thermal Expansion) össze kell egyeztetni. Az Al-SiC kompozit tulajdonságai (többek között a hővezetési együttható is) az alkotók arányának változtatásával tetszés szerint szabályozhatók. Mindezek mellett a kompozit a hagyományos anyagokhoz képest jobb mechanikai tulajdonságokkal (szilárdság, merevség) rendelkezik, sűrűsége kicsi, tehát ideális anyag a jó hővezető képességet igénylő elemekhez [100, 101, 102]. További elektronikai alkatrészek, az elvárt tulajdonságok ismertetésével a 8-3. Táblázatban találhatók.

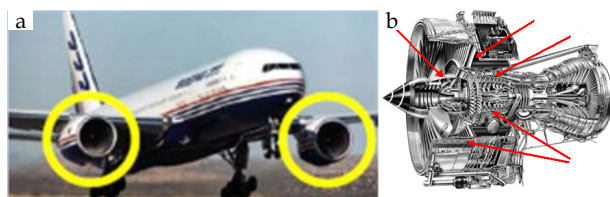
Az autóipari fejlesztések (anyagok és gyártási módszerek) területén a fő motivációs tényezők: a jármű biztonságosságának, az alkatrészek élettartamának növelése, az alkatrészek tömegének csökkentése révén kisebb üzemanyag-fogyasztás és károsanyag-kibocsátás elérése. Természetesen ezeket a kitűzéseket a költséghatékonyság maximalizálásával kell megvalósítani [103,104]. Az Al-SiC_p kompozitok alkalmazásával a jármű, illetve a motor tömege csökken, hatékonysága nő, ezzel az üzemanyag-fogyasztás és károsanyag-kibocsátás mértéke csökkenthető. Mindezek mellett a kompozit hő- és kopásállósága is jobb, mint a hagyományos öntöttvas alkatrészeké, így az alkatrészek élettartama is növel-



1-29. ábra. a) VW hátsó fékdobja [105] b) vonat futómű a fékberendezéssel [107]

hető a megfelelő anyag kiválasztással [104]. A motoralkatrészek (dugattyú, hengerpersely) mellett a leggyakrabban a fékberendezés elemeihez alkalmazzák az Al-SiC kompozitot [11]. Például a Volkswagen A359/SiC/20p kompozitból készíti a Lupo hátsó fékdobját (1-29. ábra) [105]. Napjainkban már a vonatok

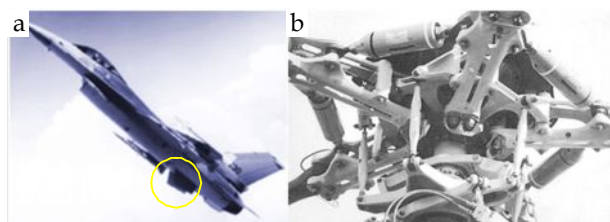
fékberendezése is kompozitból készül. A nagysebességű vonat vagonjainak fékjei több részből állnak, ezek közé tartozik a négy féktárcsa, a kézifék és az elektromágneses sínfék berendezés (1-29. ábra). A német nagysebességű vasút, az ICE-2 (InterCity Express) féktárcsáit jelenleg SiC részecske erősítésű, AlSi7Mg ötvözetből gyártják. Az áttérés a hagyományos öntöttvas tárcsákról a kompozitra tárcsánként 44 kg-os tömegcsökkentést eredményezett [106], [107].



1-30. ábra. Kompozit alkatrészek a) a Boeing hajtóműveiben [108] b) alkalmazási területek a hajtóműben [109]

A fémmátrixú kompozitok a gázturbinás repülőgép hajtóművek fejlesztésében is jelentős szerepet játszanak. A hajtóművek meglehetősen nagy igénybevételt jelentő környezetet teremtenek az alkalmazott anyagok

számára, így azoknak nagy szilárdsággal, kifáradási határral és jó korrózióállósággal kell rendelkezniük. Az első alkalmazási terület a 6092/SiC/17,5p kompozit számára a Boeing 747 hajtóművek FEGV (Fan Exit Guide Vane) részegysége volt (1-30. ábra), ami olyan tereplőlápátokból áll, melyek a levegőt a maximális tolóerő elérése érdekében elterelik. A lapátoknak jó erózió- és korrózióállósággal, nagy szilárdsággal kell rendelkezniük [49, 108, 109].



1-31. ábra. a) F-16 vadászrepülő stabilizátora [16] b) az Eurocopter rotorja a kompozit lapáthüvelyyel [110]

A 6092/SiC/17,5p kompozitot jelenleg a Boeing hajtómű mellett az F-16-os repülőgéptörzs alatti stabilizátoránál (1-31. ábra) is alkalmazzák. A stabilizátor feladata az aerodinamikai terhelés viselése, ami nagy szilárdságot és merevséget igényel [46], mivel a

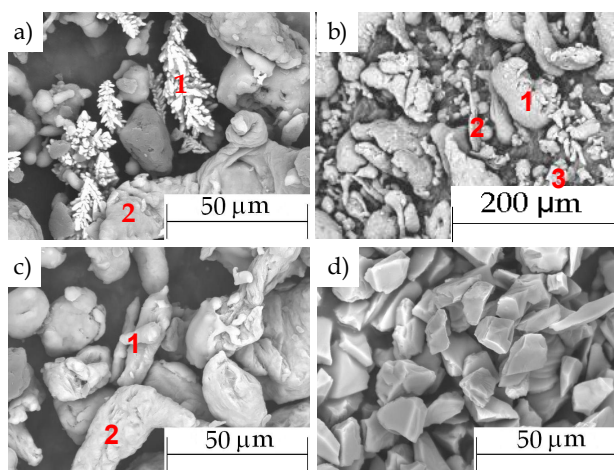
szárnyak által keltett turbulencia jókora nyíró igénybevételt jelent [49, 106]. Az Eurocopter lapáthüvelye 2009/SiC/15p jelű kompozitból készül. A hatalmas centrifugális erőt létrehozó lapátokat a lapáthüvely rögzíti a tengelyhez (1-31. ábra), ezért az alkatrésznek korlátlan kifáradási határral, nagy fáradási ellenállással, fajlagos szilárdsággal és szakítószilárdsággal kell rendelkezni. Az erre vonatkozó előírások nagyon szigorúak, hiszen egy esetleges törés bekövetkezése a gép és az utasok elvesztését jelentené [49, 106, 110]. A 8-3. Táblázatban egy összefoglalás található valamennyi eddig ismertett alkalmazási területre, a kritériumok és gyártók bemutatásával.

2. Kísérletek fémkompozitok előállítására

A kompozitok előállításának egyik legelterjedtebb módja a porkohászat. Azonban ezen belül számos lehetőség áll rendelkezésünkre, nem tisztázottak még teljesen az előállítás közben végbemenő folyamatok, az alapanyag – technológia - tulajdonságok közti kapcsolat. Továbbá az Al-SiC között végbemenő reakció terméke, az Al_4C_3 elkerülése gyártás közben is jelentős probléma. Kísérleteimmel ezekre a problémákra keresem a megoldást. A fejezetben elsőként a felhasznált alapanyagokat jellemzem, majd bemutatom a próbadarabok készítésének menetét, és a szinterelés közben megfigyelt változásokat.

2.1. A próbadarabok előállítása

2.1.1. Alapanyagok jellemzése



2-1. ábra. Az alapanyagok SEM felvétele a) Al-Cu b) Al-Si c) Al-Zn d) SiC por

A kompozit minták készítéséhez háromféle Al-ötvözet port használtam, melyeket az ECKA Granulate GmbH&Co. bocsátott rendelkezésemre. A SiC port a Norton AS szolgáltatta. Az alapanyagok gyártó által megadott összetételét a 8-4. Táblázat, SEM felvételeit a 2-1. ábra mutatja.

Az Al-Cu alapanyag Al és Cu porok keveréke, amit EDS elemzéssel is ellenőriztem (8-5. ábra). Az Al-Si ese-

tében egyenletesebb a szemcsék összetétele, de előfordul csak alumíniumot tartalmazó szemcse az előötvözött szemcsék mellett. Az Al-Zn por összetétele sem homogén, kétféle szemcséből áll (8-7. ábra), egyik ötvözetlen alumínium, míg a másik féle az ötvözőket tartalmazza, de az adatlapon megadottaknál nagyobb arányban. Az ötvözetporok szemcsemérete széles tartományban változik, a por lekerekedett, elnyújtott illetve gömbszerű szemcséből áll. A fémporok kis mennyiségű vasat (mint szennyezőt) is tartalmaznak. A

SiC szemcsék mérete kisebb tartományban változik, alakjuk poligonális, a szemcsék felülete síklapokkal határolt.

2-1. Táblázat. Az alapanyagok összetétele az EDS elemzés alapján, a 2-1. ábra jelölései szerint

Alapanyag	Elem, m/m%							Átl. szemcseméret, μm
	Cu	Si	Mg	Zn	Fe	Al	Egyéb	
Al-Cu 1. pont	82,48	-	0,37	-	0,75	4,22	12,19	23,9
Al-Cu 2. pont	0,77	-	-	-	-	99,23		
Al-Si 1. pont						100		16,9
Al-Si 2. pont	5,24	21,31	2,07			71,39		
Al-Si 3. pont						100		
Al-Zn-1. pont						100		24,2
Al-Zn 2. pont	3,15	-	5,64	12,44	-	78,77	-	
	C	SiO ₂	Si	Fe ₂ O ₃	Al ₂ O ₃	CaO	SiC	
SiC [111]	0,08	0,15	0,04	0,015	0,004	0,003	Bal.	14,4

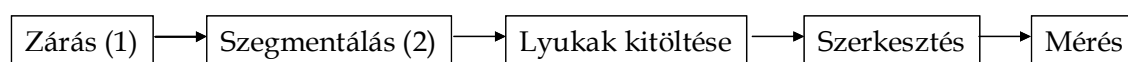
A minták RPS arányának meghatározásához, illetve az alapanyagok jellemzéséhez szükséges a szemcseméretetek ismerete, mely információkat a gyártók nem adták meg. Így első lépésként szükség volt ezeknek az adatoknak a meghatározására. Az alapanyagok szemcseméretének meghatározására irányuló méréseket a Fémtani- és Képlékenyalakítástani Tanszéken végeztem el. A mérés az Al-ötvözetek esetében optikai mikroszkópos, a SiC esetében SEM felvételek alapján történt. A méréseket minden esetben Quantimet Leica Q550IW Imaging Workstation képelemzővel hajtottam végre, mellyel a detektált objektumok hosszúságát határoztam meg. A képelemzés során a képet számszerű adatokkal jellemezzük. A folyamat lépései [112]:

- kép érzékelése, rögzítése,
- szürkekép előállítása,
- szürkekép-transzformációk,
- detektálás,
- bináris transzformációk,
- mérés, adatok rögzítése, eredmények kiértékelése.

A kép rögzítésére Hitachi HV-C20 CCD kamerát használtam. A kép x-y síkban jelenik meg. A szürkekép előállításához a képet pontokra bontják, mindegyik képponthoz tartozik egy 0-255 közé eső szürkeségi szint. A mérések során kettős keretet alkalmaztam, amely képkeretből és mérőkeretből, illetve a kettő közötti biztonsági tartományból állt (8-8. ábra).

A látótér átlagadatai alapján történő mérés esetében minden képpontot figyelembe kell venni, ami a mérőkereten belül van, míg az objektumok egyedi paramétereinek meghatározásakor azokat a szemcséket, melyek információtartalmának nagyobbik része a látótéren kívül van, nem vesszük figyelembe. A rögzített méretek pixelben⁵ szerepelnek, így azokat át kell számítani, amit a kalibrációs faktor segítségével tehetünk meg. A kalibrálás során a mérőkeret pixelben megadott hosszát tárgymikrométerrel hasonlítjuk össze és így határozzuk meg, hogy 1 pixel hány mikrométernek felel meg [113]. Esetemben a kalibrációs faktor $0,34 \mu\text{m}$, a mérőkeret nagysága minden esetben 500×500 pixel volt.

A könnyebb feldolgozás érdekében a szürkeképen különböző átalakítások végezhetőek. A szemcseméret mérése előtt az alábbi átalakításokat végeztem el a detektált, bináris képen (a zárójelben levő értékek a ciklusok számát jelentik):



2-2. ábra. A képátalakítás menete a porok szemcseméretének meghatározása során

Az egyes műveletek részletesebb leírása a 8-5. Táblázatban található. Az átalakításokat követően végrehajtottam a mérést, mely ez esetben a bináris képeken az objektumok (features) hosszúságának (length⁶) meghatározását jelentette.

Az Al-ötvözet porok szemcseméretének meghatározása a SEM felvételek alapján nem sikerült, ezért a porokból kis mennyiséget Dentakryl oldattal kevertünk össze, majd a megszilárdulást és csiszolást követően Zeiss Zeiss Axio Imager M1m típusú mikroszkóppal felvételeket készítettem a darabokról, amiken a méréseket a Leica képelemző szoftverrel hajtottam végre. A mérések előtt a már ismertetett átalakításokat végeztem el. Valamennyi használt alapanyagra meghatároztam a szemcseméret-eloszlás mérettartományait, melyeket hisztogram és kumulatív eloszlásfüggvény formájában is ábrázoltam (8-10. ábra és 8-12. ábra). A szemcseméreteket jellemző paramétereket a 2-2. Táblázatban foglaltam össze.

A kompozitok összeállításakor valamennyi Al ötvözethez 0-10-20-30 m/m% SiC-ot adtam, majd a porkeverékeket 35°C-on 1 órán keresztül ultrahangos keverőben homogenizáltam. A kompozit minták előállítása két porkohászati módszerrel ment végbe 1) hidegsajtolás és azt követő szinterelés 2) melegsajtolás.

A kísérleti minták előállítási paramétereit a 2-3. Táblázatban foglaltam össze.

⁵ Pixel=képpont. A képelemzésben a digitális képek legkisebb geometriai egységeként használják [112].

⁶ Az objektumok maximális mérete egy meghatározott irányban mérve a Feret-átmérőket jelenti, ezek közül a legnagyobbat tekintjük a részecske hosszúságának [113].

2-2. Táblázat. Az alapanyagok szemcseméretét jellemző statisztikai paraméterek

	SiC	Al-Cu	Al-Si	Al-Zn
Átlag, μm	14,4	23,9	16,9	24,2
Min, μm	3,5	1,9	1,9	1,9
Max, μm	32,9	206,7	180,8	188,5
Ferdeség	0,5	2,1	3,0	2,1
Szemcseméret, μm	15	25	15	25

2.1.2. Hidegsajtolás és szinterelés

A homogenizált porkeverékekből a hidegsajtoló – szinterelt minták a krakkói AGH Science and Technology University-n készültek. Az egytengelyű hidegsajtolás során $15 \times 4 \times 4 \text{ mm}^3$ méretű, négyzetes keresztmetszetű próbadarabok készültek. Ezt a darabok hűttartása (400°C , 20 perc) követte, melynek célja a kenőanyag eltávolítása volt. Ezt követően a mintákat tovább hevítették a szinterelési hőmérsékletre, és ott 20, ill. 60 percig hűttartották. A szinterelés során a felfűtési sebesség $10^\circ\text{C}/\text{perc}$, a hűtési sebesség $20^\circ\text{C}/\text{perc}$ volt, és nitrogén jelenlétében ment végbe.

2.1.3. Melegsajtolás

A melegsajtoló darabok az ankarai Middle East Technical University kutatóinak közreműködésével készültek, egy $50 \text{ mm} \times 50 \text{ mm}$ négyzetes keresztmetszetű, fűthető szerszámban. A sajtolást megelőzően a szerszám belső felületét kenőanyaggal vonták be, hogy a sajtolást követően a termék eltávolítását megkönnyítsék. Az előállítás a porok golyósmalomban történő keverésével kezdődött (a keverés időtartama 1 óra volt). A melegsajtolási hőmérséklet elérése megközelítően 2 órát vett igénybe, a szerszámot eközben 25 MPa nyomás alatt tartották. A mintákat minden esetben 10 percig tartották ezen a hőmérsékleten.

A dolgozatban alkalmazott jelölésrendszer az Amerikai Nemzeti Szabványügyi Testület már bemutatott szabványán alapul, azonban a jobb érthetőség és részletesség érdekében kisebb módosításokat alkalmaztam. Így a jelölés első része a mátrix ötvözetre, a második részben található szám a kompozit SiC tartalmára (m/m%) utal. Nincs tehát utalás a jelölésben a második fázis típusára, hiszen az minden esetben azonos volt, így szükségtelennek tartom minden egyes esetben megnevezni. Helyette inkább az előállítás módját tartom

fontosnak jelezni: a hidegsajtolás-szinterelést H, a melegsajtolást M betű mutatja a továbbiakban.

2-3. Táblázat. Kísérleti paraméterek

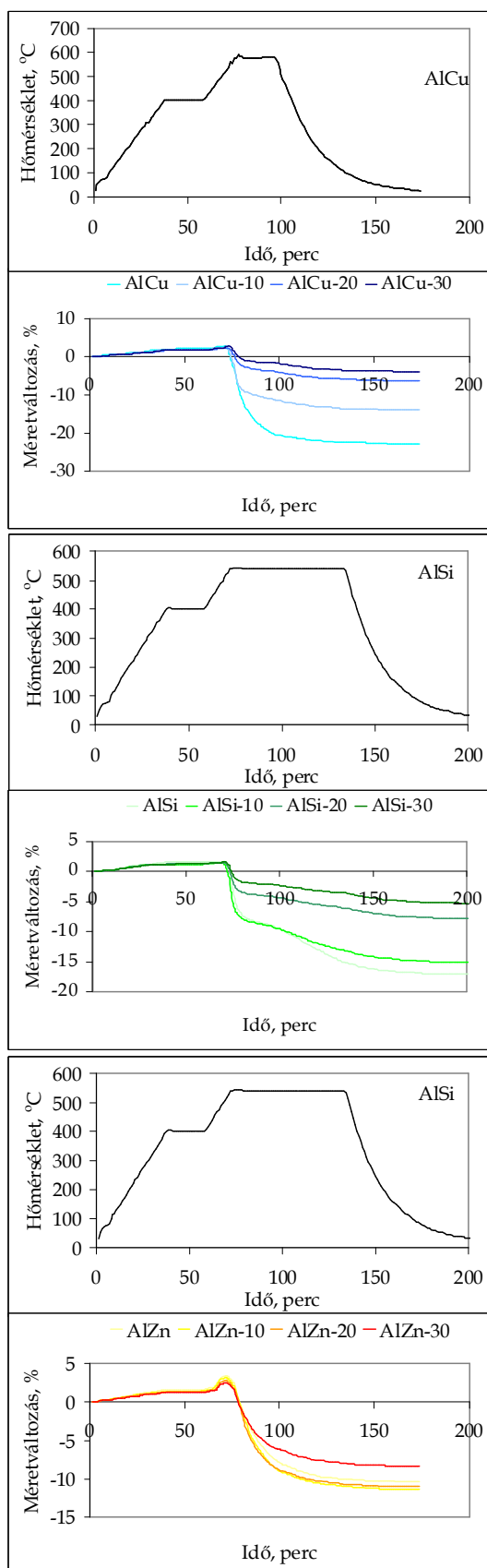
Darab jele	SiC, m/m%	$D_{Al}, \mu m$	$D_{SiC}, \mu m$	$RPS = D_{Al}/D_{SiC}$	Hidegsajtolás, szinterelés ($\rightarrow H$)		Melegsajtolás ($\rightarrow M$)
					Szinterelési hőmérséklet, °C	Hőntartási idő, perc	Hőmérséklet, °C (10 perc hőntartás)
AlCu	0	25	-	-	580	20	527
AlCu-10	10	25	15	1,67	580	20	527
AlCu-20	20	25	15	1,67	580	20	527
AlCu-30	30	25	15	1,67	580	20	527
AlSi	0	15	-	-	540	60	565
AlSi-10	10	15	15	1,0	540	60	535
AlSi-20	20	15	15	1,0	540	60	525
AlSi-30	30	15	15	1,0	540	60	525
AlZn	0	25	-	-	580	20	550
AlZn-10	10	25	15	1,67	580	20	544
AlZn-20	20	25	15	1,67	580	20	544
AlZn-30	30	25	15	1,67	580	20	544

Az előző fejezetben már ismertettem, hogy a SiC szemcsék eloszlását az Al szemcsemérete is befolyásolja, ugyanis finomabb Al por (25 μm) alkalmazása esetén sokkal egyenletesebb a SiC eloszlása, mint a durva Al pornál (100 μm), mivel ekkor a SiC hajlamos az Al szemcsék határánál csoportosulni [114, 115].

2.2. Szinterelés közbeni folyamatok

A szinterelés során lejátszódó változások megismeréséhez a hidegsajtoló darabokon dilatációs és DSC vizsgálatokat végeztem. A két módszer alapján következtetni lehet a szinterelés közben lejátszódó folyamatokra, a végbemenő fázisátalakulásokra.

2.2.1. Dilatométeres vizsgálatok



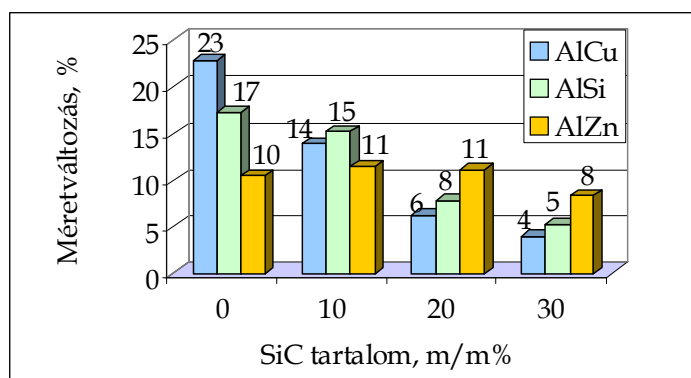
2-3. ábra. A szinterelés hőciklusa és a dilatométeres görbék

A dilatométeres mérésekhez szükséges sajtolt darabokat a krakkói AGH Science and Technology University-n készítették, továbbá a dilatométeres adatokat is ők rögzítették számomra. Az előállítási paraméterek megegyeznek azzal, amit az előző fejezetben ismerttettem. A szinterelés során végbemenő méretváltozásokat Netzsch Dil 402E dilatométerrel vizsgálták. Az adatokat elektronikus formátumban (xls fájlként) kaptam meg, ezeket dolgoztam fel (2-3. ábra).

A felfűtés során valamennyi minta viselkedése hasonló, a hőmérséklet növelésével a térfogat is arányosan nő. Majd a hőntartás, illetve a hűtés során végbemegy a zsugorodás.

Az AlCu ötvözet esetében jelentős mértékű, 20%-ot meghaladó zsugorodás figyelhető meg (2-4. ábra). 10m/m% SiC esetében is 17%-os a zsugorodás, míg a nagyobb SiC tartalmú daraboknál már csak 4-6%. A zsugorodás a hőntartás alatt gyorsan megy végbe, majd a hűtési ciklus kezdetével lelassul, és már csak pár %-os változás történik. Az AlSi ötvözetnél is a hőntartás kezdetével indul meg jelentős zsugorodás, melynek sebessége fokozatosan lassul, még a hőntartás alatt is. Az Al ötvözet és a 10m/m% SiC tartalmú kompozit dila-

tométeres görbéi nagyon hasonlóak, és mindkét esetben szintén jelentős, 17 illetve 15% körüli zsugorodás figyelhető meg. A 10 és 20 m/m% SiC tartalmú kompozitok görbéi most is nagyon hasonlóak, lassabban, fokozatosan megy végbe a zsugorodás, és mértéke is kisebb,



2-4. ábra. Zsugorodás a szinterelés alatt

tékében sincsenek olyan különbségek, mint amit eddig megfigyeltem. Sőt mi több, a 10 és 20 m/m% SiC tartalmú mintákban kicsivel nagyobb a zsugorodás, mint az Al ötvözetben. A hőtartás ideje alatt gyorsan zsugorodik a darab, majd a folyamat a hűtés kezdetével lelassul.

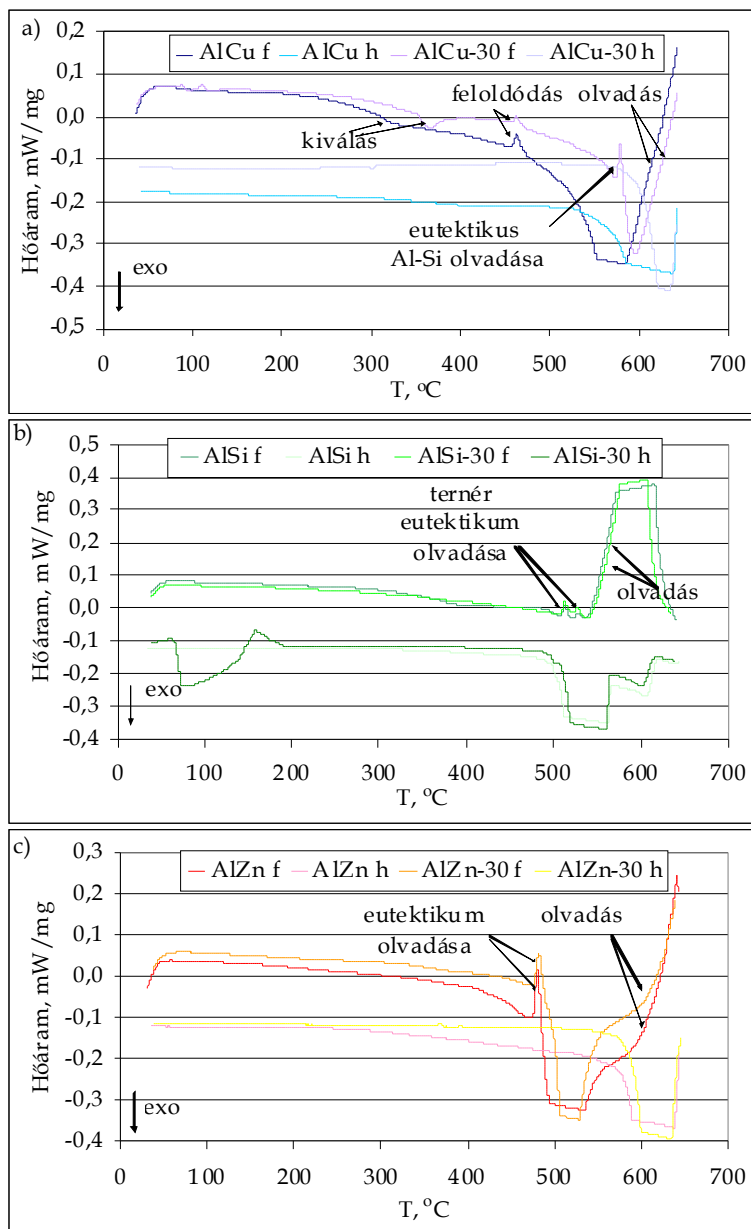
Összefoglalás: A szinterelés során az AlCu ötvözet esetén érhető el a legnagyobb, 20%-ot meghaladó zsugorodás. Az AlCu mátrixú kompozitok zsugorodása a SiC tartalomtól függően 5-15% között mozog, a 20-30m/m% SiC-os kompozitok görbéi elkülönülnek a többitől. Az AlSi ötvözet esetében is ez a viselkedés figyelhető meg, a második fázis nélküli darabnál közel 15%-os zsugorodás mérhető, a kompozitoké 5-15% között változik. Az AlZn ötvözetből készült daraboknál nincs ilyen mértékű zsugorodás (8-12%), ez esetben csak a 30m/m% SiC tartalmú kompozit görbéje különül el kissé a többitől.

2.2.2. DSC vizsgálatok

A szakirodalomban jelenleg ellentmondás van a kompozitokban a kerámia szerepéről. Massardier és társai elmélete szerint [116] a kerámia szemcsék gyorsítják a kiválási folyamatokat, mivel jelenlétüknek köszönhetően a (hőfeszültség indukálta) diszlokációk száma nő. Azonban a második fázis szerepe a kiválási folyamatokban nem tisztázott. Számos kutató egymásnak ellentmondó megfigyeléseket tett a kompozitokkal kapcsolatban. Abis és Donzelli [117] szerint a kerámia fázis jelenléte úgymond „elnyomja” a GP zónák keletkezését, a DSC görbén így nem látható az ehhez tartozó csúcs. Parrini és Schaller [118] szerint

8 és 5% csupán. Az AlZn ötvözetből készült darabok kivételt jelentenek az előbb megfigyelt tendencia alól. Ebben az esetben csak a legnagyobb, 30m/m% SiC tartalmú kompozit görbéje különül el a többitől, és a zsugorodás mértékében

a vakanciák megragadnak a határfelületeken és a diszlokációkon. Dutta és társa [119] szerint a hőkezelés, edzés során fellépő feszültségek miatt a vakanciák száma nő, a diffúzió és a GP zónák keletkezése felgyorsul. Harris és társai [120] azt tapasztalták, hogy a kerámia jelenléte egyáltalán nincs hatással a kiválási folyamatokra.



2-5. ábra. a) AlCu b) AlSi c) AlZn mátrixú minták DSC görbéi

458 °C-on endoterm folyamat megy végbe. Ez valószínűleg valamilyen intermetallikus vegyület kiválását, majd visszaoldódását jelzi. A SiC -ot is tartalmazó mintákban az exoterm folyamat magasabb hőmérsékleten, 352 °C-on megy végbe, míg a visszaoldódás hőmérsékletében nincs jelentős különbség. Az 575 °C-on látható endoterm csúcs az Al-Si binér eutektikum olvadását jelzi. A csúcs az AlCu minta esetében hiányzik, mivel a mérési tartományon kívül eső szakaszban jelentkezne. A teljes ötvözet olvadása 573 °C az AlCu ötvö-

A DSC mérésekhez a minták a hidegsajtolásnál ismertett módon készültek, azonban szinterelve nem voltak. A méréseket a Netzsch DSC 204 berendezéssel végeztem, nitrogén védőgázban, Al_2O_3 mintatartóban. A kapott görbéket a 2-5. ábra mutatja. Az egyes folyamatokhoz tartozó hőmérsékletek meghatározásához Origin Pro 8.0 programot használtam.

Az Al ötvözetekben a GP zónák képződése és feloldódása alacsony hőmérsékleten, pár száz (maximum 300-400) °C-on megy végbe [121]. A kapott DSC görbéken erre utaló csúcsok egyik esetben sem láthatóak. Az Al-Cu ötvözetben a felfűtés során 310 °C-on exoterm,

zet, 595 °C az AlCu-30 SiC kompozit esetében. Az Al-Si ötvözet felfűtése során 509, illetve 522 °C-nál endoterm csúcsok láthatók, melyek binér vagy ternér eutektikum olvadását jel-

2-4. Táblázat. A 2-5. ábra DSC görbéi alapján meghatározott hőmérsékletek (°C-ban megadva)

Csúcs \ Minta	AlCu	AlCu-30
exoterm	310	352
endoterm	458	459
endoterm	-	575
T _{Szolidusz}	573	595
	AlSi	AlSi-30
endoterm	509	509
endoterm	522	521
T _{Szolidusz}	537	541
	AlZn	AlZn-30
endoterm	474	476
T _{Szolidusz}	505	516

zik. Mondolfo [122] az Al-Al₂Cu-Si ternér eutektikum olvadáspontjának 525 °C-ot, az Al-Al₂Cu-Mg₂Si-nek 517 °C-ot jelöl meg, így feltehetően ezeknek az olvadása jelenik meg a görbéken, mind az AlSi ötvözet, mind az AlSi-30 SiC kompozit esetében. Az olvadás 537, illetve 541 °C-on kezdődik meg, a mért hőmérsékletekben csak minimális különbség mutatkozik. Az AlZn ötvözetnél

474 °C-on figyelhető meg egy endoterm csúcs, melynél valószínűleg valamilyen eutektikum olvadása, esetleg intermetallikus fázis visszaoldódása megy végbe, azonban a szakirodalomban erre vonatkozó adatot, információt nem találtam. A minta olvadása 505, illetve a kompozit esetében 516 °C-on kezdődik. A görbe alakja azt mutatja, hogy két különböző összetételű fázis olvadása megy végbe. Az alapanyagok jellemzésénél ismertettem, hogy azokban a szemcsék összetétele nem egyenletes, ötvöző tartalmuk eltérő. Ennek következtében a mintákon belül kialakulhattak a gyártó által megadott ötvöző tartalommal megegyező, és attól jelentősen (pár %-kal) eltérő ötvöző tartalmú anyagrészek. Ezek olvadása természetesen eltérő hőmérsékleteken kezdődik meg.

Minden alapanyagban az olvadás az Al olvadáspontjánál alacsonyabb hőmérsékleten kezdődött meg. A felfűtés során a különálló Al és az ötvözőszemcsék között szilárd fázisú diffúzió révén ötvözetképződés mehet végbe. Ehhez közvetlen érintkezési felület szükséges a kétféle szemcse között. A felfűtést megelőző sajtolás során az Al szemcséket körbevevő oxidhártya felszakadhat, így kialakulhat ez a felület. Az ötvözetképződésre utal az Al-Cu, AlZn rendszerben az olvadást megelőző exoterm csúcs. Az Al-Cu rendszerben az Al és a Cu érintkezési felületein a szilárd fázisú oldódás következtében Al₂Cu képződik, ennek exoterm csúcsa látható a DSC görbén. Az Al-Si rendszerben az oldódási entalpia változás közel zérus, így ez esetben az olvadás előtt nem jelenik meg exoterm csúcs. Az Al-Zn rendszerben az atomok tasztása miatt az oldódás korlátozott, viszont 350 °C felett már

megnő az oldhatóság. Alacsonyabb olvadáspontjuk ($420\text{ }^{\circ}\text{C}$) miatt elsőként a Zn szemcsék olvadása kezdődik meg, ezt a folyamatot a szemcsék tisztasága befolyásolja [123].

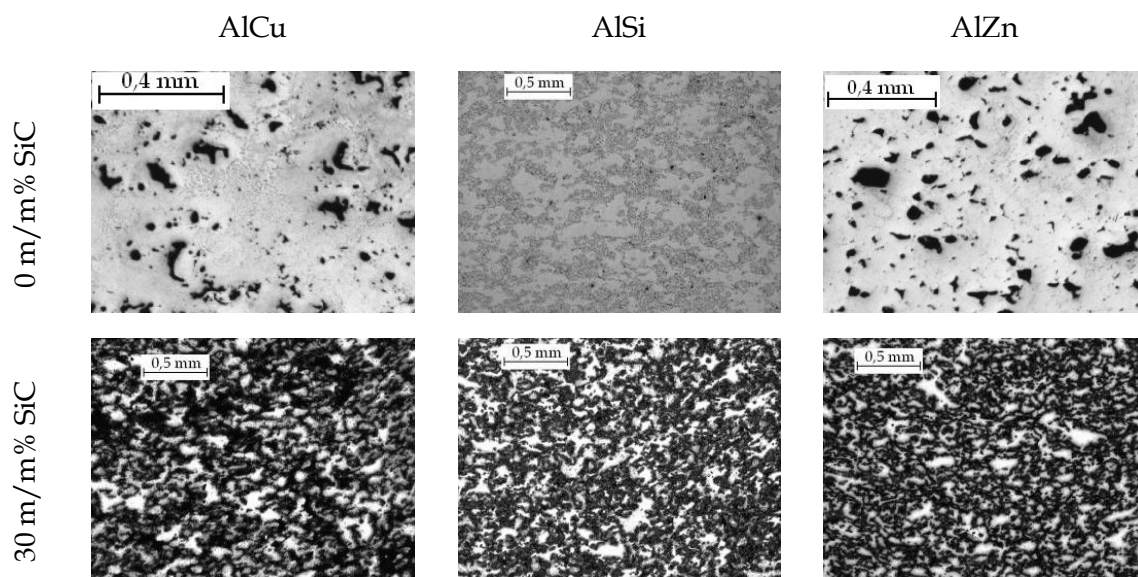
Összefoglalás: A DSC vizsgálat segítségével azonosíthatóak a szinterelés folyamán végbemenő kiválási, oldódási folyamatok. Az Al-Cu ötvözetben a felfűtés során intermetallikus vegyület kiválása ($310\text{ }^{\circ}\text{C}$), illetve visszaoldódása ($458\text{ }^{\circ}\text{C}$) megy végbe, az olvadás $573\text{ }^{\circ}\text{C}$ -on kezdődik. Az AlCu-30 SiC mintában az exoterm folyamat és az olvadás magasabb hőmérsékleten (352 , illetve $595\text{ }^{\circ}\text{C}$) megy végbe, míg a visszaoldódás hőmérsékletében nincs jelentős különbség. Az $575\text{ }^{\circ}\text{C}$ -on látható endoterm csúcs az Al-Si binér eutektikum olvadásához tartozik. Az Al-Si ötvözet felfűtése során 509 , illetve $522\text{ }^{\circ}\text{C}$ -nál látható endoterm csúcsok feltehetően az Al-Al₂Cu-Mg₂Si, illetve az Al-Al₂Cu-Si ternér eutektikum olvadáspontját jelzik. Az olvadás az AlSi esetén 537 , az AlSi-30 esetén $541\text{ }^{\circ}\text{C}$ -on kezdődik meg. Az AlZn ötvözetnél szintén lezajlik egy visszaoldódási folyamat, vagy valamilyen eutektikum olvadása. Az AlZn minta olvadása 505 , az AlZn-30-é $516\text{ }^{\circ}\text{C}$ -on kezdődik. Mindkét esetben két különböző összetételű fázis olvadása megy végbe.

Az AlCu és AlZn mátrixú mintáknál a SiC hatására az olvadás magasabb hőmérsékleten kezdődik meg, míg az AlSi esetében a mért hőmérsékletekben csak minimális különbség mutatkozik. Az Al-Cu és Al-Zn rendszerben a felfűtés során a különálló Al és az ötvözőszemcsék között szilárd fázisú diffúzió révén ötvözetképződés mehet végbe, erre utal az olvadást megelőző exoterm csúcs. Az Al-Si rendszerben az oldódási entalpia változás közel zérus, így ez esetben az olvadás előtt nem jelenik meg exoterm csúcs.

3. A szövetszerkezet jellemzése

3.1. Optikai mikroszkópos vizsgálatok

Az elkészült próbadarabok szövetszerkezetét elsőként Zeiss Axio Imager M1m típusú optikai mikroszkóppal vizsgáltam meg. Először a hidegsajtoló-szinterelt (3-1. ábra), majd a melegsajtoló minták (3-2. ábra) jellemzése következik.

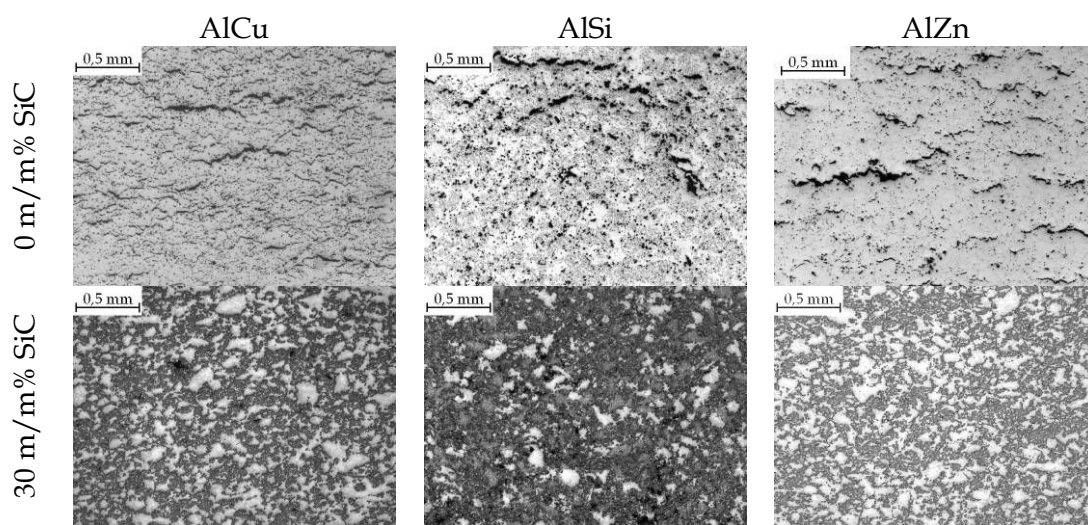


3-1. ábra. A 0 és 30 m/m% SiC tartalmú hidegsajtoló-szinterelt darabok szövetképei

Az **AlCu** ötvözetből **hidegsajtolással készített** próbadarabok esetében a legnagyobb porozitás az alapötvözetben található, a pórusok alakja, irányítottsága független a sajtolóerő irányától. A 10 és 20 m/m% SiC-ot tartalmazó darabokban a pórusok elsősorban a SiC klaszterek között jelennek meg, mennyiségük a 20 m/m% SiC tartalmú darabokban jóval nagyobb, sok területen összefüggő pórushálózat alakult ki. A 30 m/m% SiC tartalmú mintában az Al szemcsék, illetve a SiC csoportosulások között nagyméretű pórusok figyelhetők meg. Az **AlSi** ötvözet esetén az SiC-ot nem tartalmazó darabban a többi Al-ötvözet mintához képest kevesebb porozitás látható. A 10 m/m% SiC tartalmú minta esetében a pórusok főleg a mátrixban jelennek meg. 20 m/m% SiC esetében a pórusok az Al szemcsehatárok mentén, illetve a SiC csoportok között összefüggő hálózatokat alkotnak. Az **AlZn** ötvözetből készített sorozatnál az AlZn jelű darabban ismét nagyobb mennyiségű porozitás látható, a pórusok általában gömbszerűek. A 10 és 20 m/m% SiC tartalmú min-

ták szövetszerkezete hasonló, a pórusok ismét összefüggő hálózatokat alkotnak, nincs ki-
tüntetett megjelenési helyük - az Al és SiC szemcsék között, illetve az Al-SiC határfelületen
egyaránt megfigyelhetők. 30 m/m% SiC esetében a pórusok már elsősorban a kialakuló
SiC csoportok között jelennek meg, nagyobb mennyiségben, mint a 10 és 20 m/m% SiC
tartalmú darabokban. Valamennyi hidegsajtoló - szinterelt kompozit mintában a SiC
szemcsék csoportokba rendeződve „körberajzolják” a mátrix szemcséit. Gyakran törede-
zett, repedt SiC szemcséket is találtam.

A **melegsajtoló** próbadarabok esetében is elsőként az **AlCu** ötvözetből készült sorozatot
jellemezem. Legnagyobb a porozitás az AlCu jelű mintában, míg a 10 és 20 m/m% SiC-ot
tartalmazó darabokban a porozitást tekintve jelentős különbség nem látható. 30 m/m%
SiC esetén jól láthatóan ismét megnő a porozitás, bár az alapötvözetben található mennyi-
séget nem éri el. A pórusok véletlenszerűen helyezkednek el, tipikus megjelenési formájuk
nincs. A SiC eloszlása a 10 m/m% tartalmú mintánál látszik a legegyenletesebbnek, a má-
sik két darabban már jobban csoportosulnak az Al határoknál a SiC szemcsék.

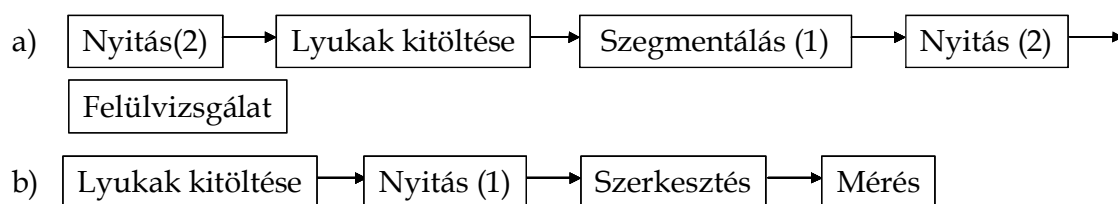


3-2. ábra. A 0 és 30 m/m% SiC tartalmú melegsajtoló darabok szövetképei

Az **AlSi** ötvözetből készült sorozatnál is az alapötvözetben a legnagyobb, a 10 és 20
m/m% SiC-ot tartalmazó darabokban elhanyagolható, ugyanakkor a 30 m/m% SiC-ot tar-
talmazó darabban ismét jelentősen megnő a porozitás mértéke. Míg az első két
kompozitban a porozitás jelenléte főleg a mátrixhoz köthető, addig a nagy SiC tartalmú
darabban már a SiC csoportok környezetében jelenik meg (ami valószínűleg a porok elő-
készítésére, nem megfelelő keverésére vezethető vissza). Az **AlZn** sorozatnál az ötvözetből
készült darabban szintén nagymértékű porozitás látható; a sajtolás irányára merőleges,

nyújtott pórusok és apró, gömbszerű pórusok is megfigyelhetők. Ez a jelenség még az AlCu ötvözetnél lép fel ilyen mértékben, az AlSi ötvözetnél csak a sajtoló erőre merőleges felületek környezetében láthatóak a nyújtott pórusok, a darab teljes keresztmetszetére nem terjednek ki. Az AlZn sorozatban 10 és 30 m/m% SiC tartalmú kompozitban az Al szemcsehatárok mentén összefüggő pórushálózat alakult ki, mely érinti az Al-SiC határfelületeket is. A pórusok 10 és 30 m/m% SiC esetében inkább az Al szemcsehatárokon és az Al-SiC határfelületen jelennek meg, míg a 20 m/m% SiC esetén a SiC csoportok között.

A mikroszkópos szövetképeket tanulmányozva megfigyeltem, hogy a SiC szemcsék a hidegsajtoló - szinterelt darabokban gyakran megrepedtek, töredezetek, míg a melegsajtoló daraboknál ezt sokkal kisebb mértékben tapasztaltam. Ennek összehasonlítására a pórusok, illetve a SiC területarányának meghatározására irányuló vizsgálatokat kiegészítettem a látóterekben található SiC szemcsék átlagos méretének mérésével is. A hidegsajtoló - szinterelt kompozitok esetében 9, a melegsajtoló mintáknál 15 látótérben történt a mérés. A látóterek felvételéhez a darabok keresztmetszetén a mérés megismételhetősége érdekében egy rácsot rajzoltam. A sajtolási erő irányával párhuzamosan 3 vonal mentén történt a mérés, ezek a darab közepén, illetve szélein helyezkedtek el. Ezen vonalak mellett a hidegsajtoló daraboknál 3-3, a melegsajtolóknál 5-5 látóteret választottam ki, melyek a keresztmetszetet arányos részekre osztották fel. Az objektivitás biztosítása végett a Leica Qwin képelemző szoftver alkalmazásával a porozitás, illetve a SiC mennyiségének mérésére 1-1 makroprogramot⁷ írtam, melyet részletesen a 3-3. ábra mutat be.



3-3. ábra. a) A SiC és b) a porozitás mérésére összeállított makroprogram lépései

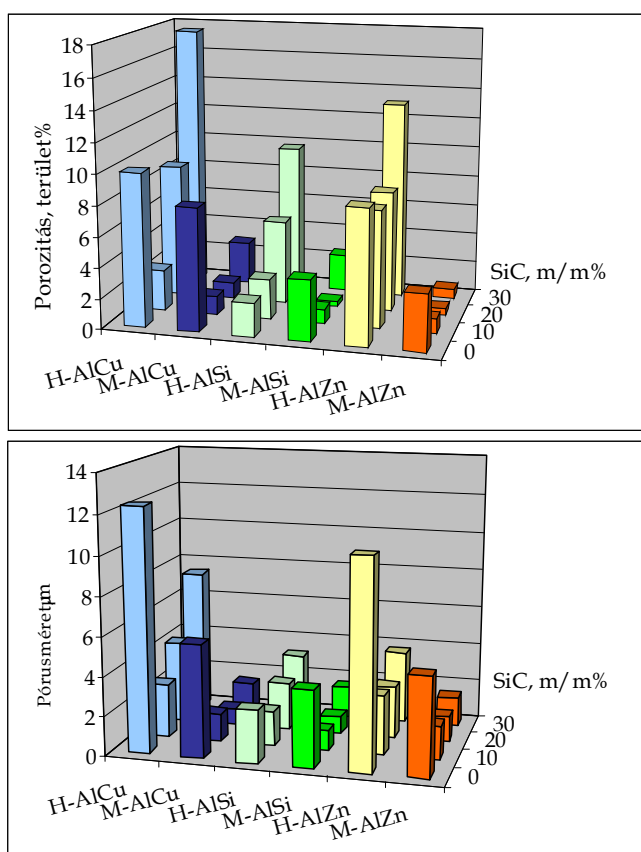
A képelemzés mérési eredményei szerint (3-4. ábra) a melegsajtoló kompozit minták porozitása 0,5-8 terület% között van; legnagyobb porozitást az Al ötvözetből sajtoló minták, illetve a 30% SiC tartalmú kompozitok mutatnak. A mérési pontokra regresszióval másodfokú polinomot illesztettem, majd meghatároztam a mérési pontokra illesztett görbék minimumát, ami minden esetben ~20 m/m% SiC tartalomnál adódott. A hidegsajtoló-szinterelt mintáknál az AlCu és az AlZn ötvözetből készített sorozatok mutatnak hasonló viselkedést, ezeknél a mért porozitás 3-18 terület% között mozgott, a minimum mindkét

⁷ A lépések részletesebb jellemzése a 8-5. Táblázatban található.

esetben ~ 10 m/m% SiC tartalomnál adódott. Az AlSi ötvözet esetében a porozitás mennyisége a SiC tartalom növelésével nő, értéke 2-10 terület% között változik.

A mérési eredményekből megállapítható továbbá, hogy a hidegsajtoltszinterelt próbák esetében a legnagyobb porozitás a 30% SiC tartalmú darabokban, míg a melegsajtolás esetében a SiC nélküli próbadarabokban van. A pórusok átlagos mérete szinte minden esetben a kerámia fázist nem tartalmazó Al ötvözetben a legnagyobb, kivéve a H-AlSi sorozatot. Kétféle tendencia figyelhető meg a daraboknál: a SiC tartalom növelésével a pórusok átlagos mérete is nő (H-AlCu, H-AlSi sorozat), vagy a 20%-os darabnál lecsökken a pórusméret, míg a másik két kompozit nagyobb.

Látható, hogy a vizsgált jellemzőkben 20 m/m% SiC esetén következik be változás. A



3-4. ábra. a) Pórusok területaránya és b) átlagos mérete a hidegsajtoltszinterelt (H) és a melegsajtoltszinterelt (M) próbadarabokban

perkolációs elmélet szerint [124], a második fázis térfogatarányának növelésével egy adott határ elérése után a szemcsék összefüggő hálót alkotnak. Gömb alakú szemcsékre ez a határ körülbelül 16 térfogat%, a szemcsék nyújtottságának növelésével csökken [125]. Ha a szemcsék sorba rendeződtek (például melegsajtolás során), akkor a perkolációs határ értéke nagyobb lesz [126].

A SiC mérésekor a bináris képen a látótér (field) átlagadatait (területarány⁸) és az objektumok hosszúságát egyaránt meghatároztam, a detektált képekre 1-1 példa a mellékletben található (8-13. ábra). A

SiC méretére vonatkozó megfigyeléseimet a mérések is alátámasztották, hiszen a SiC átlagos mérete 8,9 μ m, illetve 12,8 μ m volt a hideg-, illetve melegsajtolást követően. Az összeállított porkeverésekben a SiC átlagos szemcsemérete 15 μ m volt, vagyis az előállítás hatására a kerámia szemcsék megrepedtek, összetöredezték, ennek mértéke a hidegsajtolás

⁸ Területarány (%): a detektált objektum területének és a látótér területének hányadosa 100-zal megszorozva [113]

esetében nagyobb, mint a melegsajtolásnál. A sajtolás során megrepedő szemcsék közé az Al nehezebben tud bejutni, így azok a köztük megjelenő porozitás hatására kisebb terhelést tudnak elviselni, mint az épen maradt szemcsék.

A képelemző szoftverrel meghatároztam a SiC szemcsék anizotrópiáját is. Az anizotrópiának a sajtolási iránnyal párhuzamos változása azt jelzi, hogy az előállítás közben a SiC szemcsék a külső mechanikai igénybevétel hatására hogyan rendeződnek. $\Gamma < 1$ esetében a SiC szemcsék hossz tengelyükkel a sajtolási erőre merőlegesen helyezkednek el, míg $\Gamma > 1$ esetén a sajtolási erővel párhuzamosan sorakoznak fel. Mint az a 3-1. Táblázatban is látható, a hidegsajtolat darabokban az átlagos anizotrópia 0,94 volt, a melegsajtolatokban 0,97. Vagyis a SiC szemcsék többsége a sajtolóerő irányára merőlegesen helyezkedik el, ezen a téren nincs különbség a két technológia között.

3-1. Táblázat. A SiC anizotrópiája

Mátrix	Al-Cu			Al-Si			Al-Zn		
SiC, m/m%	10	20	30	10	20	30	10	20	30
Hidegsajtolat-szinterelt	0,96	0,95	0,94	0,94	0,94	0,93	0,94	0,93	0,92
Melegsajtolat	0,97	0,93	0,92	1,00	0,99	1,00	0,98	0,99	0,92

Összefoglalás: A szövetszerkezetről készült optikai mikroszkópos felvételek és a képelemzési eredmények alapján megállapítható, hogy a pórusok mennyiségének szempontjából a kétféle módszer között jelentős különbség tapasztalható. Míg a hidegsajtolat-szinterelt darabok esetében a 30% SiC erősítésű minták porozitása a legnagyobb, addig a melegsajtolás esetében az Al-ötvözetekből, SiC hozzáadása nélkül készült darabokban figyelhető meg és mérhető a legnagyobb porozitás. A pórusok megjelenési helye is változatos: kevesebb (10-20 m/m%) SiC esetén nincs egységes tendencia, a mátrixban, a mátrix-kerámia határfelületen és a SiC szemcsék között egyaránt megjelenhetnek. Ugyanakkor a 30 m/m% SiC tartalmú darabokban jellemzően a SiC szemcsék/csoportok között jelennek meg leggyakrabban a pórusok. Az előállítás (sajtolás) során a SiC szemcsék megrepedtek, összetöredezték. Mivel a szemcsék igénybevétele a hidegsajtolás esetében nagyobb, így a SiC károsodás is ennél a módszernél volt nagyobb mértékű. A kerámia szemcsék anizotrópiáját tekintve nincs különbség a két technológia között, a SiC szemcsék többsége a sajtolóerő irányára merőlegesen helyezkedik el. A pórusok átlagos mérete H-AlSi sorozat kivételével a SiC-ot nem tartalmazó Al-ötvözetben a legnagyobb. A SiC tartalom növelésével a pórusok átlagos mérete is nő (H-AlCu, H-AlSi sorozat), vagy a 20%-os darabnál lecsökken a pórusméret, míg a sorozat másik két mintájáé nagyobb.

3.2. Pásztázó elektronmikroszkópos (SEM) vizsgálatok

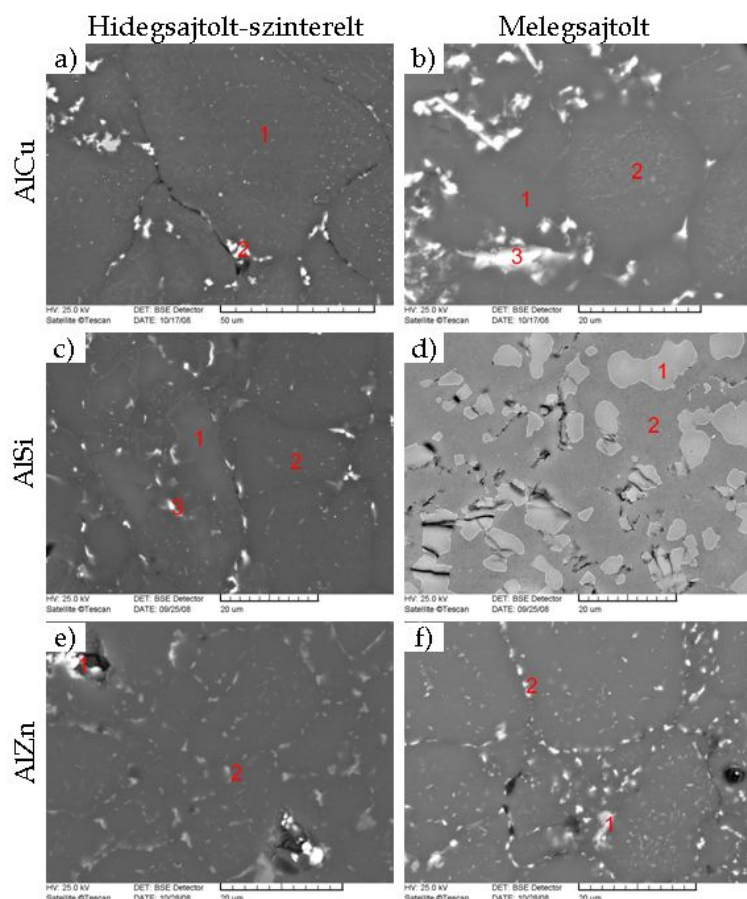
A készített minták szövetszerkezetéről SEM felvételek is készültek, melyek közül néhányat a 3-5. ábra és 3-6. ábra mutat. A szövetképeken megjelölt pontokban EDS elemzést is végeztünk, ezek eredményeit a 8-14. ábra és a 8-15. ábra szemlélteti. Az **Al-Cu** ötvözetből készített mintákban – a fémötvözetben és a kompozitban egyaránt – az alapszövetet az Al-ból és kevés Cu-ból, Mg-ból és Si-ből álló α szilárd oldat alkotja. Emellett a SEM-mel készített szövetképeken megjelenik egy olyan intermetallikus fázis, melynek összetevői között az alapanyag ötvözőelemeit (elsősorban a Cu-t) nagyobb arányban találhatjuk, mint az alapszövetben. Ez a fázis mind a hideg-, mind a melegsajtolat darabokban megtalálható. Az Al szemcséken belül apró, elnyújtott illetve pontszerű kiválások is megfigyelhetők.

Az **Al-Si** mátrixú minták alapszövege szintén az Al és az ötvözők által alkotott szilárd oldat, emellett az előző ötvözethez hasonlóan Al-Cu-Mg-Si tartalmú intermetallikus fázis észlelhető. Az Al szemcséken belül számos kiválás látható, melyek alakja ebben az esetben is tűs vagy pontszerű. Hasonló megállapítások tehetőek az **Al-Zn** mátrixú mintákra vonatkozóan is. A fázisok összetételét EDS elemzéssel határoztam meg, ennek eredményeit a 3-2. Táblázat foglalja össze. Az előbbi megállapítások alól az egyetlen kivétel az M AlSi próbadarab, melynek szövetében a SEM nem mutatta ki a többi AlSi mátrixú mintában fellelhető fázisokat.

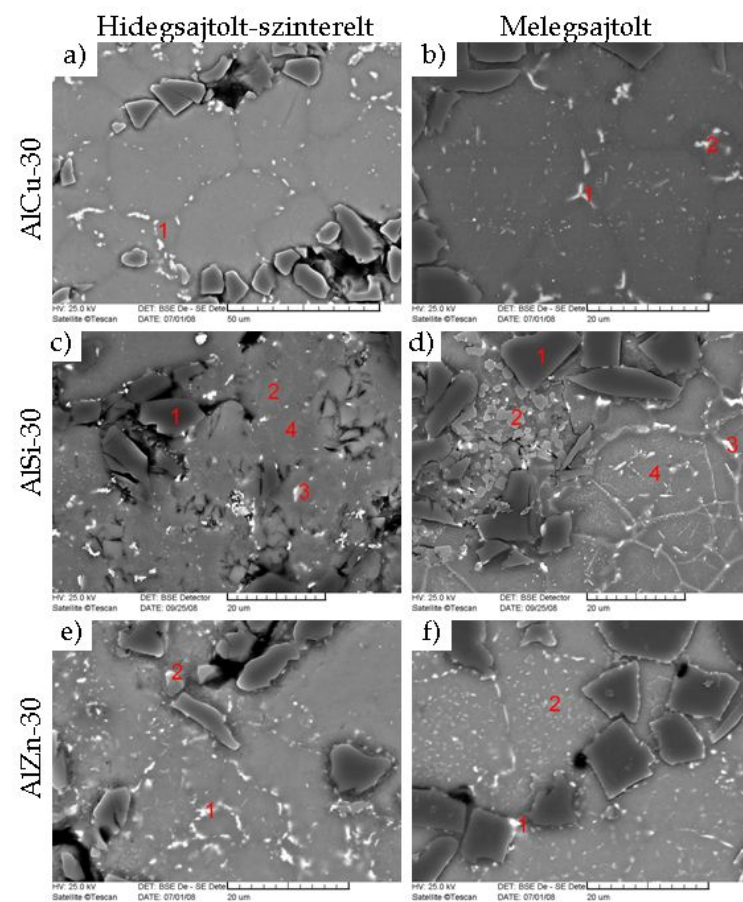
3-2. Táblázat. Az intermetallikus fázisok összetétele⁹

Próbadarab jele és az elemzés helye	Elemek, m/m%					
	Al	Si	Cu	Mg	Zn	Fe
H AlCu 2. pont	71,06	0,82	25,54	2,59	-	-
M AlCu 3. pont	68,17	0,91	22,64	1,76	-	6,52
H AlSi 3. pont	94,2	1,11	3,0	1,69	-	-
M AlSi	-	-	-	-	-	-
H AlZn 2. pont	76,5	0,39	5,46	6,19	11,47	-
M AlZn 2. pont	80,52	0,29	3,10	4,59	10,59	0,91
H AlCu-30 1. pont	72,13	0,98	24,85	2,04	-	-
M AlCu-30 1. pont	77,98	1,22	19,43	1,37	-	-
H AlSi-30 3. pont	66,34	17,67	12,48	3,52	-	-
M AlSi-30 3. pont	82,72	1,40	15,88	-	-	-
H AlZn-30 1. pont	77,84	-	4,54	5,14	12,48	-
M AlZn-30 2. pont	82,89	0,48	2,74	3,64	10,25	-

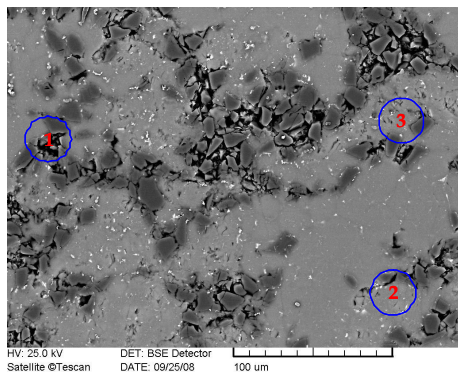
⁹ A 3-5. ábra és 3-6. ábra SEM felvételeinek EDS analízise alapján



3-5. ábra. a-c-e) Hidegsajtolt – szinterelt b-d-f) melegsajtolt AlCu, AlSi és AlZn jelű darabok SEM felvételei



3-6. ábra. 30 m/m% SiC tartalmú, a-c-e) hidegsajtolt – szinterelt b-d-f) melegsajtolt AlCu-30, AlSi-30 és AlZn-30 jelű kompozitok SEM felvételei



3-7. ábra. Pórusok lehetséges megjelenési helyei a sajtolt kompozitban (H AlSi-30 minta)

A SEM segítségével a pórusok megjelenési helye is könnyen beazonosítható, ezek a 3-7. ábra számozása alapján:

- 1) a SiC szemcsék, szemcsecsoportosulások között megjelenő, szabálytalan alakú pórusok,
- 2) a SiC és az Al szemcsék határfelületén megjelenő, nyújtott pórusok,
- 3) az Al mátrixban megjelenő, általában gömbszerű, ritkábban nyújtott pórusok.

A felvételek készítése során ismét meggyőződhettem arról, amit az optikai mikroszkópos vizsgálatoknál, illetve a képelemzéssel megállapítottam – a hidegsajtolt-szinterelt mintákban a legnagyobb porozitás a 30 m/m% SiC erősítésű darabokban látható, ugyanakkor a melegsajtolt darabok esetén az erősítés nélküli darabok porozitása a legnagyobb. A pórusok leggyakoribb megjelenési helyeit a 3-3. Táblázat foglalja össze, a 3-7. ábra jelöléseinek megfelelően azonosítva azokat.

3-3. Táblázat. Pórusok leggyakoribb megjelenési helye

Elő- állítás	Alap- anyag	SiC tartalom, m/m%		
		10	20	30
Hidegsajtolás - szinterelés	AlCu	SiC szemcsék között	SiC szemcsék között	SiC szemcsék között
	AlSi	Al mátrixban	SiC szemcsék között, Al mátrixban	SiC szemcsék között
	AlZn	SiC szemcsék között, Al-SiC határfelüle- ten, Al mátrixban	SiC szemcsék között, Al-SiC határfelüle- ten, Al mátrixban	SiC szemcsék között
Melegsajtolás	AlCu	véletlenszerű	véletlenszerű	SiC szemcsék között
	AlSi	Al mátrixban	Al-SiC határfelüle- ten, Al mátrixban	SiC szemcsék között, Al-SiC határfelületen
	AlZn	Al-SiC határfelüle- ten, Al mátrixban	SiC szemcsék között	SiC szemcsék között, Al-SiC határfelületen

A megjelenésük alapján tipizált pórusokhoz jellemző szövetképeket válogattam, amelyeken az adott típusú pórusok méretének és alakjának jellemzésre az alábbi paramétereket határoztam meg (a mérés az objektumok egyedi adatai – *features* - alapján történt [113]):

- Terület (A): a detektált objektum által elfoglalt terület nagysága (pixel)

- Konvex terület (A^k): a detektált objektumot körbevevő komplex burok területe (pixel), értékét általában az átmérők alapján számítjuk

$$A^k = \frac{\pi}{4} \left[\frac{1}{n} \sum_{i=1}^n d_i \right]^2 \quad (16)$$

Ahol d_i : a mért Feret – átmérők¹⁰ nagysága, n : azok darabszáma.

- Körszerűség (R): a körtől való eltérést mutatja, értéke kör esetén 1

$$R = \frac{P^2}{4\pi A} \quad (17)$$

Ahol P : az objektum kerülete¹¹, A pedig a területe.

- Nyújtottság (AR): az objektum hosszúságának és szélességének aránya

$$AR = \frac{L}{W} \quad (18)$$

Ahol L : az objektum hosszúsága, W pedig a szélessége.

A kalibrábrálást követően, a területre vonatkozóan a pixelben mért adatokat a program μm^2 -ben adja meg. Az eredményeket a 3-4. Táblázat foglalja össze.

3-4. Táblázat. Pórusok méretét és alakját jellemző paraméterekre mért adatok

	Megjelenési hely	Terület (μm^2)	Konvex terület (μm^2)	Körszerűség	Nyújtottság
Hideg-sajtott-szinterelt	Al	64-118	128-220	1-2	1-2
	Al/SiC	11-27	26-54	1-4	1-3
	SiC	73-364	155-715	2-5	1-2
Meleg-sajtott	Al	12-37	20-51	1-2	1-2
	Al/SiC	5-18	14-34	1-3	1-3
	SiC	40-164	80-323	1-5	1-2

A fenti adatokból megállapítható, hogy a pórusok alakját illetően, mindkét technológia esetében hasonló megállapítások érvényesek. Az Al mátrixban megjelenő pórusoknál legkisebb a körszerűség értéke, tehát ezek alakja áll legközelebb a körhöz, gömbhöz. Az Al-SiC határfelületen megjelenő pórusok területe a legkisebb a három típus közül. A SiC szemcsék között található pórusok esetén a körszerűség és a konvex terület értéke egyaránt nagy, tehát ezek alakja szabálytalan. A mérési eredmények alátámasztják a szövetepekkel kapcsolatos megfigyeléseimet. A 3-4. Táblázat adatainak segítségével tehát a különböző típusú pórusok alakja is számszerűen jellemezhető. Továbbá az is megállapítható,

¹⁰ Feret-átmérő: az objektum adott irányban mért maximális mérete [113]

¹¹ Kerület: az objektumokat körülvevő határvonal hosszúsága (pixel) [113]

hogy a melegsajtolt darabokban megjelenő pórusok által elfoglalt terület kisebb, mint a hidegsajtoltszinterelt minták esetén. Vagyis ez a mérés is alátámasztja a 3-4. ábra eredményeit, mely szerint a melegsajtolt darabokban kisebb a pórusok átlagos mérete.

Összefoglalás: A hideg-és melegsajtolt darabok szövetszerkezetében látható eltérések az előállítási technológiák különbözőségére vezethető vissza. Pórusok megjelenhetnek az Al mátrixban, az Al-SiC határfelületen, illetve a SiC szemcsék között. Az így kategorizált pórusok alakja és mérete a képelemzésben használatos paraméterekkel jól leírható. A hidegsajtolat darabokban a SiC szemcsék a nagy sajtolónyomás hatására megrepednek, összetöredeznek, az Al, illetve SiC szemcsék közötti hézagok a sajtolást követően pórus formájában megmaradnak, ezeket a szinterelés során keletkező olvadék fázis nem tudja megszüntetni, mivel a sajtolás hatására kialakuló lokális összehegedések gátat képeznek az olvadék fázis előtt. Ennek következményeként a pórusok leggyakrabban a SiC csoportok között jelennek meg, összefüggő hálózatokat alkotva. A melegsajtolás során a nyomás és a hőmérséklet egyszerre történő alkalmazásának eredménye a tömörebb, kevesebb pórust tartalmazó szövetszerkezet. A minták szövetszerkezetében pontszerű, illetve tűs alakú kiválások észlelhetők, ezek összetevői között az Al ötvözőit találhatjuk, kivéve az M AlSi jelű darabot. A SEM felvételek alapján megállapítható, hogy az Al ötvözői által létrehozott intermetallikus fázisok elsősorban a mátrixban, az Al szemcsehatárokon helyezkednek el, kisebb mennyiségben találhatóak csak meg a SiC szemcsék mentén.

3.3. Röntgen diffrakciós vizsgálatok

A szövetszerkezetben a SEM felvételeken megfigyelt fázisok, vegyületek azonosítása érdekében a mintákon röntgen diffrakciós vizsgálatokat végeztem a Fémteni és Képlékenyalakítástani Tanszék Bruker Advance 8D típusú berendezésével. Elsőként a bekevert SiC porról készültek felvételek. A diffraktogram csúcsairól vonaldiagramot készítettem, melyet később a kompozit mintákban is felhasználtam a SiC csúcsainak azonosítására. Ezeket a felvételeket a 8-16. ábra tartalmazza.

Ezt követte a 0 és 30 m/m% SiC erősítésű próbadarabok vizsgálata. A SiC nélküli minták a mátrix fémötvözet fázisainak jellemzéséhez, míg a legnagyobb SiC tartalmúak az intermetallikus fázisok, illetve az esetlegesen keletkező határfelületi reakciótermékek azonosításához voltak szükségesek. Kisebb mennyiségű SiC esetén a reakciótermékek, fázisok kimutatása meglehetősen nehézkes, mivel ezek mennyisége jóval kevesebb, mint a nagyobb mértékű erősítés esetén. A beazonosított fázisok, vegyületek felsorolása a 3-5. Táblázatban látható.

lázatban található. A keletkező fázisok a hidegsajtolás – szinterelés esetében azonosak az Al ötvözetekben és a kompozitokban is. Az Al_2Cu (más néven θ) fázis az AlCu és AlSi ötvözetekből készült darabokban egyaránt megtalálható. Az AlSi mátrixú mintákban ezen felül még Si -t, Mg_2Si -t, és $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ fázisokat sikerült azonosítani, míg az AlZn ötvözeteknél MgZn_2 fázis alakul ki. A melegsajtolásnál is azonos fázisok találhatók az erősítetlen és a SiC -tartalmú mintákban. Az Al_2Cu fázis a melegsajtolásnál is képződik mind az AlCu , mind az AlSi mátrixú mintákban, mindemellett még kis mennyiségben $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$, $\text{Al}_7\text{Cu}_3\text{Mg}_6$ fázisok is azonosíthatók. Az AlSi ötvözetből készített darabokban ugyanazokat a fázisok vannak jelen, mint a hidegsajtolást követően. Az AlZn mátrixú darabok között van némi eltérés, az AlZn jelű mintában MgZn_2 és AlMg_2Zn , míg az AlZn-30 kompozitban Al_3Mg_2 , MgZn_2 , AlMg_2Zn és Al_3Fe fázisok azonosíthatók.

3-5. Táblázat. Röntgen diffrakcióval azonosított fázisok

Előállítás	Hidegsajtolt - szinterelt						Melegsajtolt					
Jel	AlCu	AlCu-30	AlSi	AlSi-30	AlZn	AlZn-30	AlCu	AlCu-30	AlSi	AlSi-30	AlZn	AlZn-30
Hőm.(°C)	580	580	540	540	580	580	527	527	565	525	550	544
Idő(perc)	20	20	60	60	20	20	10	10	10	10	10	10
Al	+	+	+	+	+	+	+	+	+	+	+	+
Al_2Cu	+	+	+	+			+	+	+	+		
$\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$							+	+				
$\text{Al}_7\text{Cu}_3\text{Mg}_6$							+	+				
Si			+	+					+	+		
Mg_2Si			+	+					+	+		
$\text{B-Al}_5\text{FeSi}$			+	+					+	+		
MgZn_2					+	+					+	+
AlMg_2Zn											+	+
Al_3Fe											+	+
SiC		+		+		+		+		+		+

Összefoglalás: A röntgendiffrakciós vizsgálatok célja a minták szövetszerkezetében jelen levő intermetallikus fázisok azonosítása volt. Az Al-SiC kompozitokban határfelületi reakciótermékként képződő, a mechanikai tulajdonságok szempontjából káros Al_4C_3 nem mutatható ki a mintákban. A kapott eredmények összehasonlíthatók az alapanyagok, illetve az előállítási mód szemszögéből is. Az azonos ötvözetből, azonos eljárással készült darabokban az azonosított fázisok megegyeznek. A magasabb hőmérsékleten szinterelt AlCu és AlZn mátrixú mintákban kevesebb intermetallikus fázis ta-

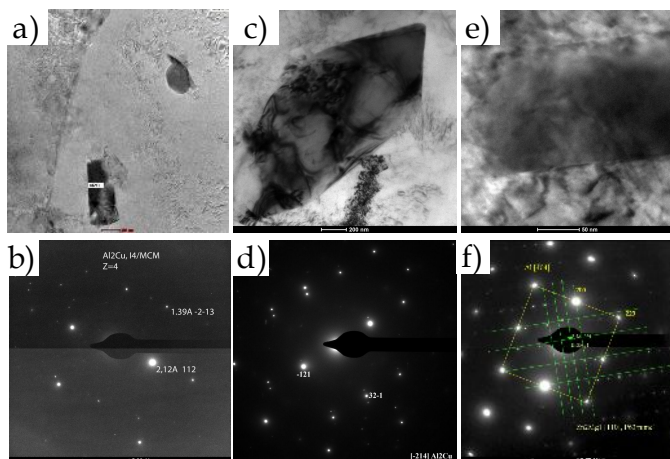
lálható, mint melegsajtott párjukban, az AlSi ötvözet esetében azonos fázisok vannak jelen az előállítástól függetlenül. A legnagyobb mennyiségben előforduló fázisok:

- AlCu, illetve AlCu-30: Al_2Cu ;
- AlSi, ill. AlSi-30: Al_2Cu , Mg_2Si ;
- AlZn, ill. AlZn-30: MgZn_2 .

Az ötvözetek az előállítási eljárásoktól függően kétféleképp viselkednek. Az AlSi ötvözet esetében azonos fázisok jelennek meg, előállítástól függetlenül, míg a másik két ötvözetnél az alacsonyabb hőmérsékleten melegsajtott darabokban többféle intermetallikus fázis képződik.

3.4. Transzmissziós elektronmikroszkópos (TEM) vizsgálatok

A röntgenben kimutatott fázisok jelenlétének megerősítése végett a mintákat transzmissziós elektronmikroszkóppal is megvizsgáltam. A TEM vizsgálatokat megelőzően az előkészített mintákat Hitachi S-4800 típusú pásztázó elektronmikroszkópban is megvizsgáltuk. Az itt készített felvételeken számos helyen megfigyelhetők az Al ötvözőiből álló fázisok, melyeket a röntgendiffrakcióval kimutatott fázisokkal azonosítottam (8-17. ábra).



3-8. ábra. Az a)-b) M AlCu-30 és c)-d) M AlSi-30 és e)-f) M AlZn-30 kompozit minták TEM felvételei és diffrakciói

A TEM vizsgálatokat a BAY-NANO Kutatóintézet FEI TECHAI G2 X-TWIN típusú berendezésével végeztük, a felvételeket minden esetben Dr. Hegman Norbert készítette. A mintákból vágás, csiszolás után 40-50 μm vastagságú, 3 mm átmérőjű körlepet vágunk ki, majd PIPS-ben (Precision Ion Polishing System) készítettük elő

a vizsgálatokhoz. A vizsgálatokat a melegsajtott, 30 m/m% SiC tartalmú darabokon végeztük el. A TEM felvételeken (3-8. ábra) az AlCu és AlSi ötvözet esetén az Al_2Cu , míg az AlZn mátrix esetében az MgZn_2 fázist azonosítottuk, mely megerősítette a röntgennel végzett mérési eredményeket. Az Al-SiC határfelületen ez esetben sem lehetett az Al_4C_3 -ot kimutatni, a SiC szemcsék felületén csupán az ötvözőelemekből álló fázisok találhatók meg.

Összefoglalás: A TEM felvételek készítése során a szövetszerkezetben az AlCu és AlSi ötvözet esetén az Al₂Cu, míg az AlZn mátrix esetében az MgZn₂ fázist azonosítottuk. A mérések előkészítés során SEM felvételek is készültek a darabokról, számos helyen megfigyelhetők az Al ötvözőiből álló fázisok.

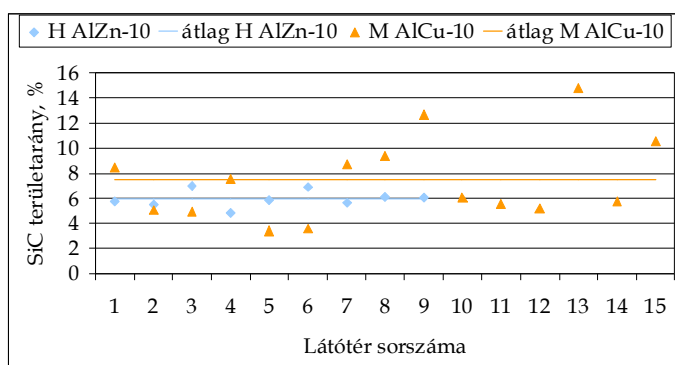
3.5. A SiC eloszlása

A SiC eloszlás egyenletességének jellemzésére a szakirodalomban számos elterjedt módszer létezik, nincs egységes álláspont arra vonatkozóan, hogy mely módszereket érdemes alkalmazni. Ezen hiányosság megszüntetésére irányul az alábbi fejezet. Elsőként a szakirodalomból átvett, számítógéppel generált és a továbbiakban „etalonnak” nevezett szövethépeket jellemzem, majd a végrehajtott méréseket mutatom be mind az etalon, mind a saját mintákra vonatkozóan.

A Miskolci Egyetem Fémtani és Képlékenyalakítástani Tanszékén kifejlesztett CProb¹² (Cluster Probability) programot alkalmaztam az alábbi függvények meghatározásához:

- területarány lokális változása
- négyzetes cellák sűrűségfüggvénye
- morfológiai mozaik
- bináris morfológia.

3.5.1. A SiC területarányának változása



3-9. ábra. A területarány változása a legnagyobb (H AlZn-10) és legkisebb (M AlCu-10) COV_T értékkel rendelkező kompozit darabokban

A SiC szemcsék által elfoglalt terület meghatározása a már korábban bemutatott (3-3. ábra) makroprogram segítségével történt. A 3-6. Táblázat a látóterekben mért területarányok átlagát és szórását foglalja össze. Az eloszlás egyenletességének jellemzésére a mért

¹² A program elméleti alapjait Gácsai Zoltán dolgozta ki, míg a C nyelvű program Barkóczy Péter munkája.

területarány átlagából és szórásából származtatott COV_A paraméterrel is jellemeztem, melyet a (13). egyenlet felhasználásával az alábbi képlettel definiálhatunk:

$$COV_A = \frac{\sigma(A)}{A} \quad (19)$$

Ahol COV_A variációs együttható, $\sigma(A)^2$ a szórás és A az átlagos területarány. A képletből megállapítható, hogy ez a paraméter tulajdonképp megegyezik a relatív szórással. A legkisebb, illetve legnagyobb szórással rendelkező kompozit mintákban a mért területarány változását a 3-9. ábra mutatja, a többi minta eredményeit a 8-18. ábra foglalja össze. Ha az azonos összetételű darabokat hasonlítjuk össze, a hidegsajtoló minták szórása minden esetben kisebb, mint a melegsajtolóké (3-6. Táblázat).

3-6. Táblázat. A SiC területarányának változása

Mátrix		Al-Cu			Al-Si			Al-Zn		
SiC, m/m%		10	20	30	10	20	30	10	20	30
Hideg-sajtoló-szinterelt	Területarány, %	5,7	9,1	9,2	5,6	11,6	12,7	5,9	10,1	12,4
	Szórás, %	2,3	2,3	2,1	1,2	2,4	2,0	0,7	2,6	1,9
	Relatív szórás, %	40,8	25,6	22,6	21,6	20,5	15,4	11,1	26,0	15,7
	COV_A	0,41	0,26	0,23	0,22	0,21	0,15	0,11	0,26	0,16
Meleg-sajtoló	Területarány, %	7,4	20,1	20,3	7,2	14,4	22,8	7,2	14,4	27,2
	Szórás, %	3,3	4,7	2,9	2,1	3,1	7,2	2,9	4,6	5,2
	Relatív szórás, %	44,7	23,3	14,1	22,3	17,1	31,5	41,0	31,5	19,0
	COV_A	0,45	0,23	0,14	0,22	0,17	0,32	0,41	0,32	0,19

Az is megfigyelhető, hogy a hidegsajtoló daraboknál a szórás a SiC mennyiségének növelésével nem változik jelentős mértékben, míg a melegsajtoló darabok esetében általában nő. Mindezekből az következik, hogy a hidegsajtoló kompozitok esetében a kerámia szemcsék eloszlása egyenletesebb, a SiC mennyiségétől függetlenül. Ugyanakkor a melegsajtoló mintákra ennek pont az ellenkezője igaz, a SiC eloszlása kevésbé egyenletes, és a második fázis mennyiségének növelésével az eloszlás inhomogenitása tovább fokozódik.

Összefoglalás: A SiC szemcsék által elfoglalt területarányok átlaga és szórása alkalmas paraméterek az eloszlás egyenletességének jellemzésére. Az azonos összetételű darabokat összehasonlítva megállapítottam, hogy a hidegsajtoló minták szórása kisebb, mint a melegsajtolóké, továbbá a SiC mennyiségének növelésével nem változik jelentős mértékben, míg a melegsajtoló darabok esetében általában nő. Tehát a hidegsajtoló kompozitokban a kerámia szemcsék eloszlása- mennyiségüktől függet-

lenül - egyenletesebb, míg a melegsajtott mintákban a SiC eloszlása kevésbé egyenletes, és az eloszlás inhomogenitása a második fázis mennyiségének növelésével fokozódik.

3.5.2. Négyzetes cellák módszere

Az itt és a következő fejezetekben bemutatott mérésekhez bináris képeket használtam. A SiC területarányának mérésekor kapott bináris képeket IrfanView program segítségével alakítottam át fekete-fehér színűre, majd a kapott objektumokat detektáltam, és megmértem a szükséges paramétereket a CProb alkalmazásával. Minderre azért volt szükség, mert a CProb akkori verziója nem tette lehetővé mindazokat az átalakításokat, melyeket a mérés objektivitása érdekében a Leica szoftverrel végrehajtottam.

A négyzetes cellákkal történő mérés a cellaméret beállításával kezdődik. Itt két szempontot kellett figyelembe venni:

- a cella mérete közel a szemcsék méretének kétszerese legyen,
- illetve az 500-500 pixel méretű képet azonos részekre lehessen felosztani.

Mivel a CProb pixelben mér, ezért elsőként a kalibrációs faktor segítségével átszámítottam a szemcseméreteket pixelre, majd a fenti szempontok figyelembe vételével meghatároztam a cellák méreteit, amely minden esetben 25-25 pixel volt. Az etalon képek esetében a szemcsék méretéhez elsőként lemértem azok területét, majd ebből meghatároztam az átmérőjüket, abból pedig a mérőcella méretét. Így a HC-12,4 és a Clus-12,4 esetében 20-20 pixel, a többi etalon kép esetében pedig 25-25 pixel volt a cellaméret.

A cellákba eső területarányok mérése után R statisztikai szoftver [127] alkalmazásával elkészítettem a megfelelő hisztogramokat. A tapasztalati eloszlásokat összehasonlítottam exponenciális, normál, lognormál, binomiális és Poisson eloszlásfüggvényekkel, melyek értékeit az Excelben található függvények segítségével számítottam ki.

Az eloszlásokra vonatkozó nullhipotézis ellenőrzésére χ^2 -eloszlás segítségével becslési illeszkedésvizsgálatot végeztem. Ehhez meg kell határozni a szignifikanciaszintet (ez esetben 0,05 volt), és a hozzá tartozó kritikus értéket (táblázatból), majd összehasonlítani az alábbi értékkel [128]:

$$\chi^2_{számított} = \sum_{i=1}^r \frac{(f_i - f_i^*)^2}{f_i^*} \quad (20)$$

Ahol: f_i - az i-edik osztályközhoz tartozó megfigyelt gyakoriság,

f_i^* - az i -edik osztályközhoz tartozó várható gyakoriság,
 r - osztályközök száma.

A szabadságfokok száma (Sz) becsléses illeszkedésvizsgálatnál [128]:

$$Sz = r - 1 - s \quad (21)$$

Ahol s a mintából becsült paraméterek száma.

A szabadságfokok számának függvényében meghatározható a χ^2_{krit} értéke. Amennyiben $\chi^2 < \chi^2_{krit}$, akkor a nullhipotézist elfogadjuk (vagyis a vizsgált eloszlásról van szó), ellenkező esetben elvetjük. Fontos paraméterek még az eloszlások összehasonlításához a relatív empirikus szórásnégyzet ($\sigma(A)/\bar{A}$), illetve a ferdeség (ξ) [1]. Pozitív ferdeség esetén az átlagtól nagyobb értékek a jellemzők, míg a negatív ferdeség esetében az átlagnál alacsonyabb értékek felé nyúlik el az eloszlás. Ha a ferdeség 0, az eloszlás szimmetrikus [129, 130].

$$\frac{\sigma(A)}{\bar{A}} = \frac{1}{m} \frac{\sum_i (A_i - \bar{A})^2}{\bar{A}} \quad (22)$$

$$\xi(A) = \frac{m}{(m-1)(m-2)} \frac{\sum_{i=1}^m (A_i - \bar{A})^3}{\sigma(A)} \quad (23)$$

Ahol: m - a négyzetes cellák darabszáma,

A_i - az i -edik négyzetes cellába eső részecsketerület, pixel

$\bar{A}$ - négyzetes cellákba eső részecskék területének átlaga, pixel.

Az elméleti és a számított χ^2 értékeket, illetve a négyzetes cellákba eső részecskék területének eloszlásához számított paramétereket a 8-6. Táblázatban foglaltam össze. A normál, lognormál, binomiális és Poisson eloszlásfüggvények esetében a számított χ^2 értékek nagyságrendekkel eltértek a χ^2_{krit} értékétől, így az előbbi táblázatban csak az exponenciális eloszlásra kapott adatokat tüntettem fel. A négyzetes cellákba eső részecsketerületek hisztogramjait, és az exponenciális eloszlás várható gyakoriság értékeit a 8-20. ábra mutatja.

A 10-20% SiC tartalmú minták, illetve ilyen szemcsetartalmú etalonok többségére az eloszlás exponenciális típusú, míg a legnagyobb szemcse-, illetve SiC tartalmú darabokra nem teljesültek az illeszkedés kritériumai, de ezeket is az exponenciális eloszlás közelíti meg legjobban.

A négyzetes cellákba eső részecsketerületek relatív szórása ($\sigma(A)/\bar{A}$) a szemcsék térfogatarányának növelésével általában csökken, kivéve a Clus jelű etalonsort. A szórás minden esetben viszonylag kicsi (0,62–0,87). A ferdeség (ξ) minden esetben pozitív lett, ennek értéke is változik a szemcsék térfogatarányának növelésével. Ez alól a hideg- és meleg-sajtott AlCu sorozatok jelentik a kivételt.

A fentiek mellett még az alábbi két paramétert definiáltam a szövetszerkezetek jellemzésére:

- Kitöltetlen cellák aránya (E_C , %):

$$E_C = \frac{n}{N} \cdot 100 \quad (24)$$

Ahol n : kitöltetlen cellák száma

N : összes cellák száma

- Cellák átlagos kitöltöttsége (F_C , %)

$$F_C = \frac{\bar{A}}{A_C} \cdot 100 \quad (25)$$

Ahol $\bar{A}$: négyzetes cellákba eső részecskék területének átlaga, pixel

A_C : mérőcella területe, pixel

3-7. Táblázat. Kitöltetlen cellák aránya és a cellák átlagos kitöltöttsége az etalonok esetében

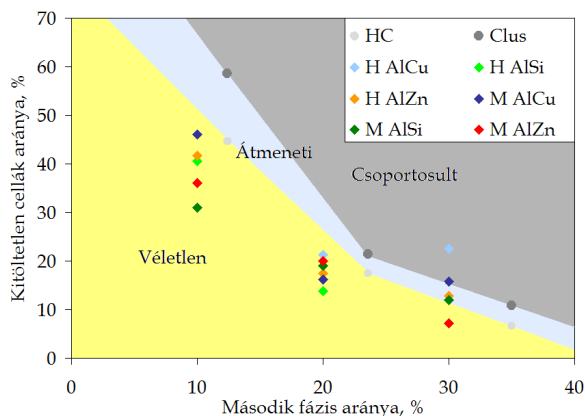
	HC-12,4	Clus-12,4	HC-23,6	Clus-23,6	HC-35	Clus-35
E_C , %	45	59	18	21	7	11
F_C , %	13	11	24	23	57	61

Az etalononként használt szövetképek esetében kapott adatokat a 3-7. Táblázatban foglaltam össze. Az eredményekből az alábbi megfigyeléseket tettem:

- a kitöltetlen cellák aránya véletlen eloszlás esetén minden térfogatarány mellett kisebb, mint a csoportosult eloszlásé,

- a cellák átlagos kitöltöttségében csak kis különbség mutatkozik, így ez a paraméter nem használható a csoportosulások kimutatására,
- a szemcsék térfogatarányának növelésével a kitöltetlen cellák aránya csökken, míg a cellák átlagos kitöltöttsége nő.

Csoportosult eloszlás esetében tehát a kitöltetlen cellák aránya nagyobb, a szemcsék területarányától függetlenül. Ugyanakkor a cellákban mért átlagos területarány nem alkalmas a szemcsék eloszlásának jellemzésére, illetve a csoportosulások kimutatására.



3-10. ábra. Kitöltetlen cellák aránya a szemcsék területarányának függvényében

A generált képek után a kompozit minták mérése következett, a kapott eredményeket a 3-10. ábra szemlélte. Az etalon szövetképekre adatai alapján a diagram 3 területre osztható: véletlen eloszlás – átmeneti tartomány – csoportosult eloszlás. A kompozit minták esetében általában a 10-20% SiC tartalmú darabok találhatók a véletlen eloszláshoz tartozó

területen, míg a 30%-osak az átmeneti, illetve a csoportosult zónában vannak. Kivétel ez alól az M AlZn-30 darab, mely a véletlen eloszlás zónához tartozik.

Összefoglalás: Az etalon, illetve a kompozitok bináris szövetképein négyzetes cellák segítségével meghatároztam a cellákba eső részecsketerületeket, majd becsléses illeszkedésvizsgálattal a tapasztalati eloszlást összehasonlítottam több elméleti eloszlásfüggvénnyel. Megállapítottam, hogy mind az etalonok, mind a kompozitok esetében a kisebb (~10, 20%) második fázist tartalmazó mintáknál az eloszlás exponenciális típus. Továbbá a 30%-os minták tapasztalati eloszlását is az exponenciális eloszlás közelíti meg legjobban, habár itt az illeszkedés kritériumai nem teljesülnek. Az eloszlásokra ezt követően kiszámítottam a relatív empirikus szórásnégyzetet ($\sigma(A)/\bar{A}$), illetve a ferdeséget (ξ). Megfigyeltem, hogy a részecsketerületek relatív szórása ($\sigma(A)/\bar{A}$) a szemcsék térfogatarányának növelésével általában csökken, kivéve a Clus jelű etalonsort. A ferdeség (ξ) minden esetben pozitív lett, ami azt jelzi, hogy az átlagtól nagyobb értékek a jellemzők. A fentiek mellett még az alábbi két saját paraméterrel jellemeztem a vizsgált szövetszerkezeteket: kitöltetlen cellák aránya (E_C , %), cellák átlagos kitöltöttsége (F_C , %). Megállapítottam, hogy a kitöltetlen cellák aránya véletlen eloszlás esetén minden térfogatarány mellett kisebb, illetve a szemcsék térfogatarányának növelésével az üres

cellák aránya csökken. A SiC tartalom függvényében 3 területet határoztam meg: véletlen eloszlás – átmeneti tartomány – csoportosult eloszlás. A kompozit minták esetében a 10-20% SiC tartalmú darabok találhatók a véletlen eloszláshoz tartozó területen, míg a 30%-osak az átmeneti, illetve a csoportosult zónában vannak. Kivétel ez alól a melegsajtott AlZn-30 darab, mely a véletlen eloszlást jelző zónához tartozik.

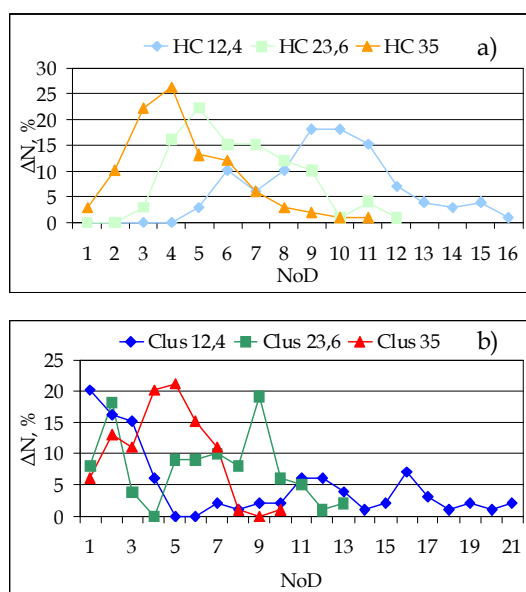
3.5.3. Morfológiai mozaik

A szövetszerkezet jellemzésre elterjedt módszer a mozaikművelet, melynek alapjait Dirichlet alkotta meg. A művelet során a szövetszerkezet vizsgálni kívánt részecskéi súlypontjai köré olyan tartományokat (Voronoi-mozaikokat) rajzolunk, amelyekhez tartozó pontok mindegyike közelebb van az adott részecskéhez, mint bármelyik másikhoz. A CProb a mérések során a morfológiai mozaikot alkalmazza, ennél a szemcsék határfelületei köré rajzoljuk úgy a mozaikot, hogy pontjai a határfelület valamely pontjához essenek legközelebb. A mozaikok területének mérése után, ismét az R statisztikai szoftver alkalmazásával elkészítettem a területek eloszlás-és sűrűségfüggvényeit. A becsléses illeszkedésvizsgálat során most is exponenciális, normál, lognormál, binomiális és Poisson eloszlásfüggvényekkel hasonlítottam össze a tapasztalati eloszlásfüggvényt. A legnagyobb egyezés itt is az exponenciális eloszlással mutatkozik, habár az illeszkedés feltételei most sem teljesülnek minden esetben (8-6. Táblázat). A mozaikok területeinek hisztogramjait, és az exponenciális eloszlás várható gyakoriság értékeit a 8-21. ábra mutatja. Az etalonokhoz jóval kisebb relatív szórás és ferdeség tartozik, mint a kompozit darabokhoz. A hidegsajtott darabok esetén a relatív szórás 0,93-1,14; a ferdeség 1,48-2,46 között van. A melegsajtott daraboknál a szórás 0,74-1,15; a ferdeség 1,14-5,53 között változik, vagyis mindkét paraméter jóval szélesebb spektrumban mozog. A 8-6. Táblázat alapján megállapítható az is, hogy nagyobb szóráshoz nagyobb ferdeség értékek tartoznak. Tehát ha a mozaikok területe nagyobb tartományban változik, a területek többsége az átlagnál nagyobb lesz. A mozaikok területe a SiC mennyiségének növelésével az AlZn ötvözeteknél csökken, az AlCu ötvözetek esetében nem változik, míg az AlSi ötvözetek esetében növekszik. Valamennyi esetben a megfigyelt tendencia az előállítás módjától független. A SiC mennyiségének növelésével a legnagyobb területű mozaikok gyakorisága nő.

Összefoglalás: A becsléses illeszkedésvizsgálat során a legnagyobb egyezés az exponenciális eloszlással mutatkozott, habár az illeszkedés feltételei most sem teljesültek minden esetben. Az etalonokhoz jóval kisebb relatív szórás és ferdeség tartozik, mint a kompozit darabokhoz. Ha a mozaikok területe nagyobb tartományban változik, a területek többsége az átlagnál nagyobb lesz. A mozaikok területe a SiC mennyiségének növelésével az AlZn ötvözeteknél csökken, az AlCu ötvözetek esetében nem változik, míg az AlSi ötvözetek esetében növekszik. Valamennyi esetben a megfigyelt tendencia az előállítás módjától független. A SiC mennyiségének növelésével a legnagyobb területű mozaikok gyakorisága nő.

3.5.4. Bináris morfológia

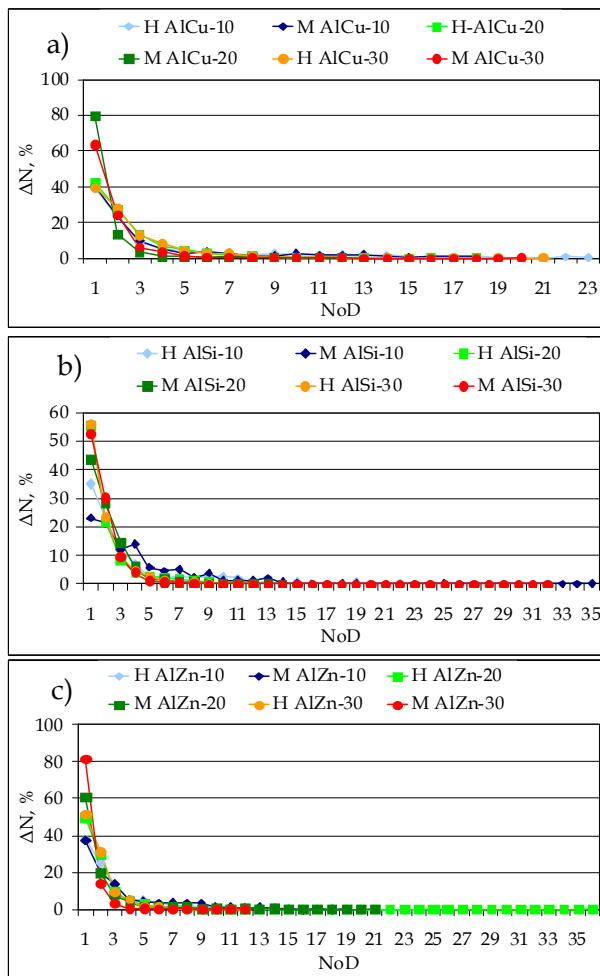
A bináris morfológia során a bináris képet transzformáljuk, dilatációval a detektált részecskék határvonala mentén egy képpontot adunk a részecskékhez, így ezek határvonala



3-11. ábra. %-os szemcseszám csökkenés a dilatációs lépések számának függvényében a) véletlen b) csoportosult eloszlás

folyamatosan közeledik egymáshoz. Ha a dilatációs lépések száma eléri vagy meghaladja a szemcsék határfelületei közti távolságot, a szemcsék egyesülnek, így a bináris képen található szemcsék száma csökken, mindaddig, mígnem egyetlen objektum található csak a képen. A CProb a mérés során a dilatációs lépések számát és a szemcsecsökkenések számát adja meg eredményként. Azért, hogy az összehasonlítás objektív legyen, valamennyi minta esetében %-os értékben adtam meg a szemcsecsökkenés mértékét. Vagyis meghatároztam, hogy

az összes szemcseszámhoz (N) képest egy lépésben ennek hány %-a olvadt egybe. A kapott adatokat ábrázoltam a dilatációs lépések számának (NoD) függvényében (3-11. ábra).



3-12. ábra. %-os szemcseszám csökkenés a dilatációs lépések számának függvényében a)AlCu b)AlSi c)AlZn mátrixú kompozitok esetében

esetén, a csoportosult eloszlásoknál a csúcs hamarabb megjelenik, mint a véletlen eloszlás esetén.

A véletlen eloszláshoz tartozó csúcsból számítható a szemcsék határfelületei közti átlagos távolság:

$$\lambda = 2D \quad (26)$$

Ahol λ : határfelületek közti távolság (pixel), D : dilatációs lépések száma.

A kompozitokról készült szövetképeken végrehajtott mérések eredményeiből (3-12. ábra) látható, hogy az első dilatációs lépés hatására jelentős, akár 60-80% csökkenés is elérhető a szemcsék darabszámában, ez főleg a 20 és 30 % SiC tartalmú mintákra jellemző, alapötvetől függetlenül. A diagramokon látható csúcsok a csoportosulások jelenlétére utalnak, ami legjellegzetesebben a 10%-os darabokhoz tartozó görbéken ismerhető fel. A csúcsokból következtetni lehet a csoportosulások jelenlétére, a klasztert alkotó szemcsék távolságára, a klaszterek távolságára. A szemcsék összeolvadása általában 18-20 dilatációs lépés-

A véletlen eloszlású minták görbéin egy jellegzetes csúcs látható, a szemcsék területarányának növelésével a görbék lefutása egyre rövidebb, a csúcs egyre határozottabban és evesebb dilatációs lépés után jelentkezik. Csoportosult eloszlás esetén is érvényes, hogy a szemcsék területarányának növelésével a görbék egyre kevesebb dilatációs lépésnél érnek véget. Ennél a típusnál két jellegzetes csúcs jelenik meg, melyek a 35% területarányú szemcsét tartalmazó minta esetében már szinte egybeolvadnak. A szemcsék jelentős része már az első dilatációs lépéseknél beolvad, ezzel jelezve a klaszter jelenlétét, illetve a klasztereken belüli szemcsék távolságát. Azonos szemcse területarány

nél befejeződik, amennyiben ennél tovább tart, akkor az a különálló szemcsék jelenlétét jelzi.

Összefoglalás: Bináris morfológia esetén a szemcseszám-csökkenést vizsgáljuk a dilatációs lépések függvényében. A véletlen és a csoportosult eloszlást a görbék alakja alapján különböztethetjük meg. A véletlen eloszlású minták görbéin jellegzetes csúcs látható, ami a szemcsék területarányának növelésével egyre határozottabban és kevesebb dilatációs lépés után jelentkezik. Csoportosult eloszlás esetén is a szemcsék területarányának növelésével a görbék egyre kevesebb dilatációs lépésnél érnek véget. A szemcsék jelentős része már az első dilatációs lépéseknél beolvad, ezzel jelezve a klaszter jelenlétét, illetve a klasztereken belüli szemcsék távolságát. A csúcsokból következtetni lehet a csoportosulások jelenlétére, a klasztert alkotó szemcsék távolságára, a klaszterek távolságára.

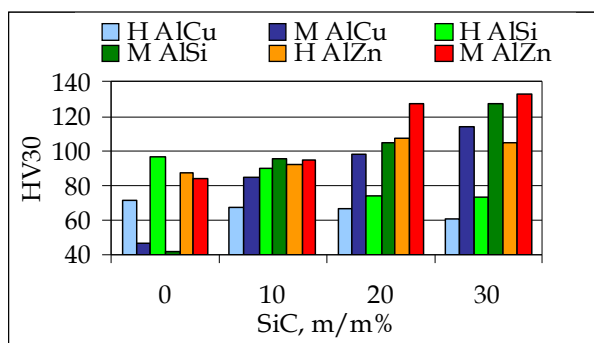
A nagyobb SiC tartalmú kompozitok esetében az első dilatációs lépés hatására jelentős, akár 60-80% csökkenés is elérhető a szemcsék darabszámában, alapötözettől függetlenül. A szemcsék összeolvadása általában 18-20 dilatációs lépésnél befejeződik, amikor ennél tovább tart, akkor az a különálló szemcsék jelenlétét jelzi.

4. Mechanikai tulajdonságok

Mivel a kompozitok létrehozásának, fejlesztésének egyik fő irányvonala az Al, illetve az Al-ötvözetek mechanikai tulajdonságainak, ezen belül elsősorban a keménység és a kopásállóság javítása, így ezek a vizsgálatokat döntő szerepet játszottak kísérleti anyagaim jellemzésekor.

4.1. Keménység mérése

A makrokeménység meghatározásához szükséges méréseket a Mechanikai-Technológiai Tanszéken található Otto-Wolpert Werke-type (Dia Testor 2Rc) keménységmérővel hajtottam végre.



4-1. ábra. A próbadarabok Vickers keménysége

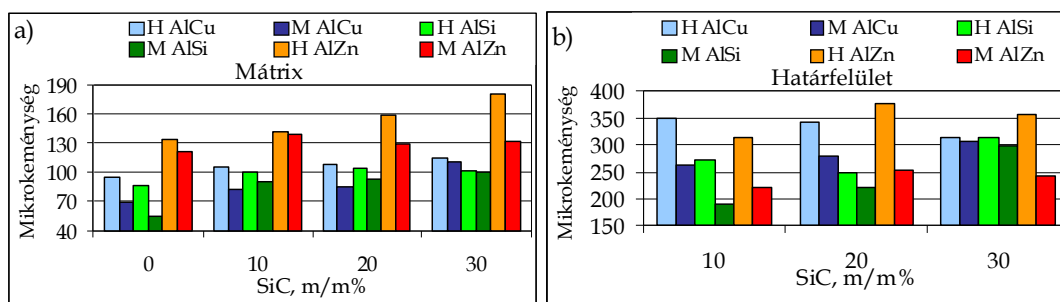
A terhelés 294 N, a hatásidő 10s volt. A mérési eredmények (4-1. ábra) alapján a próbadarabok két csoportba bonthatók: SiC erősítés nélküli és kerámia szemcséket különböző mennyiségben tartalmazó darabokra. A SiC erősítést nem tartalmazó darabok esetében a hidegsajtoló minták keménysége nagyobb, az AlCu és AlSi ötvözet esetében jelentős mértékben meghaladják a melegsajtoló darabok keménységét, míg az AlZn ötvözetnél csak kisebb mértékű eltérés tapasztalható. A SiC hozzáadásával ez a tendencia megfordul, ekkor a melegsajtolással készített darabok keménysége nagyobb. Az is megfigyelhető, hogy a SiC mennyiségének növelésével az azonos összetételű hideg-, illetve melegsajtoló darabok közti különbség egyre nagyobb mértékű. Alaposan megfigyelve az eredményeket megállapítható, hogy a hidegsajtoló kompozitok esetében két Al-ötvözet (AlCu, illetve AlSi) esetében is csökken a keménység a SiC tartalom növelésével, továbbá az AlZn ötvözet alkalmazása mellett sem tapasztalható olyan számottevő növekedés, mint a melegsajtoló próbáknál (8-19. ábra). Az is megállapítható, hogy a makrokeménység esetében a nemesíthető AlZn ötvözet bizonyult a legjobbnak.

A mikrokeménység meghatározása egyben a határfelület jellemzésének közvetlen módja is. A kompozitban kialakuló erős határfelületi kötés a keménységmérés során megakadályozza a határfelület elmozdítását, így a mikrokeménység mérésénél a makrokeménység méréséhez hasonlóan a határfelületi kötés a keménységmérés során megakadályozza a határfelület elmozdítását, így a mikrokeménység mérésénél a makrokeménység méréséhez hasonlóan a határfelületi kötés a keménységmérés során megakadályozza a határfelület elmozdítását.

A mikrokeménység meghatározása egyben a határfelület jellemzésének közvetlen módja is. A kompozitban kialakuló erős határfelületi kötés a keménységmérés során megakadályozza a határfelület elmozdítását, így a mikrokeménység mérésénél a makrokeménység méréséhez hasonlóan a határfelületi kötés a keménységmérés során megakadályozza a határfelület elmozdítását.

lyozza a SiC szemcsék elmozdulását, míg a gyenge határfelületi kötés erre nem képes, így a különbség a mikrokeménység mérésével kimutatható [131].

A mikrokeménység meghatározásához szükséges méréseket a Mechanikai-Technológiai Tanszéken található Mitutoyo MVK-H1 típusú Vickers mikrokeménységmérő berendezéssel végeztem el. A terhelőerő 0,245 N, a hatásidő 10s volt. Minden mintán 5-5 pontban határoztam meg az alpmátrix, illetve a mátrix- kerámia határfelület keménységét.



4-2. ábra. Mikrokeménység a) az Al mátrixban b) az Al-SiC határfelületen

A 4-2. ábra a mátrixon, illetve a mátrix- kerámia határfelületen mért mikrokeménység értékeit mutatja. Mindkét esetben a hidegsajtolt mintáknál tapasztalható nagyobb keménység. Különösen igaz ez a megállapítás a SiC erősítést nem tartalmazó daraboknál, már ami a mátrixon mért mikrokeménységet illeti. Ez a viszonylag nagy különbség az AlCu és AlSi mátrixú próbák esetén a SiC hozzáadásával mérséklődik, míg az AlZn ötvözet esetén a tendencia ennek pont a fordítottja: kisebb eltérés tapasztalható a 0 és 10 tömeg% SiC tartalmú hideg-, illetve melegsajtolt minták között, ami a SiC mennyiségének növelésével (20, 30 m/m%) egyre fokozódik. A SiC hozzáadásának hatására a legmarkánsabb relatív (vagyis a 0% SiC tartalmú darabéhoz viszonyított) növekedés a melegsajtolt AlSi, illetve AlCu mátrixú daraboknál figyelhető meg. A hidegsajtolt-szinterelt próbatestek esetében számottevő növekedés csak az AlZn ötvözet mátrixúaknál tapasztalható. Adott SiC tartalom mellett a hideg-, illetve a melegsajtolás esetében is az AlZn mátrixú minták mikrokeménysége bizonyul a legnagyobbknak.

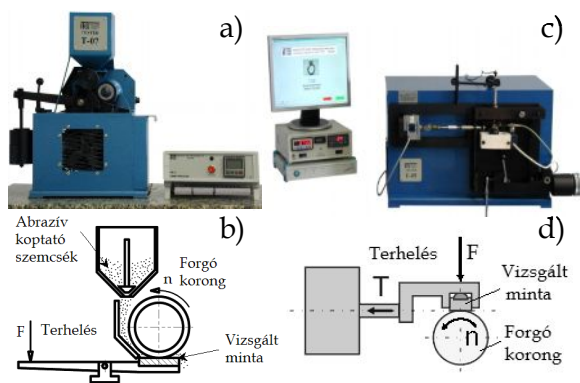
A határfelületeken mért mikrokeménység esetében is az előzőekhez hasonló jelenségek figyelhetők meg. Vagyis az előállítást tekintve, a hidegsajtolt darabok mikrokeménysége nagyobb a határfelületeken is. Az AlCu és AlSi mátrixú próbák viselkedése is hasonló: a kisebb SiC tartalomnál (10, 20 m/m%) tapasztalt különbség a 30 m/m% SiC tartalmú daraboknál már nem figyelhető meg. Ugyanakkor az AlZn mátrixú darabok itt is kivételt képeznek az előbbi megállapítás alól – ezeknél mindhárom SiC mennyiség esetén jelentős különbség van a mért értékekben. Továbbá a SiC hozzáadásának hatására a legnagyobb

növekedés ismét a melegsajtolt AlSi mintákban következik be, míg a hidegsajtol AlCu darabok mikrokeménysége csökken.

Összefoglalás: a keménységvizsgálatok segítségével a kompozitok számos sajátosságára sikerült fényt deríteni. A makrokeménység tekintetében 0 m/m% SiC esetében a hidegsajtol-szinterelt, míg 10-20-30m/m% SiC esetében a melegsajtol minták bizonyultak jobbnak. A SiC mennyiségének növelésével a melegsajtol minták keménysége szignifikánsan nő, míg a hidegsajtolak közül az AlCu és AlSi mátrixú daraboknál a keménység csökkenését figyeltem meg.

A mikrokeménységet tekintve, a mátrixon és a határfelületen történő méréseknél is a hidegsajtol daraboknál kaptam nagyobb értékeket. Az AlCu és AlSi mátrixú darabok viselkedése ez esetben is hasonló: a SiC-ot nem vagy csak kisebb mennyiségben tartalmazó mintákban tapasztalt különbség a nagyobb SiC tartalmú daraboknál már nem jelentkezik. Ugyanakkor az AlZn mátrixú darabok kivételt képeznek az előbbi megállapítás alól – ezeknél a SiC mennyiségétől függetlenül jelentős különbség látható. A SiC mennyiségének növelésére a melegsajtol darabok reagálnak érzékenyebben – a mátrix mikrokeménysége az AlCu és AlSi, míg a határfelületé szintén az AlSi ötvözet mátrixú mintákban nőtt a legerőteljesebben. A hidegsajtol-szinterelt próbatestek esetében számottevő növekedés csak az AlZn ötvözet mátrixúaknál tapasztalható. Látható tehát, hogy az AlZn mátrixú darabok a másik két ötvözzel ellentétes módon viselkednek mind a hideg-, mind a melegsajtolás esetében. Mindezek mellett mindhárom típusú keménység esetében a legjobb eredményeket az AlZn mátrixú darabok mutatták.

4.2. Kopásállósági vizsgálatok



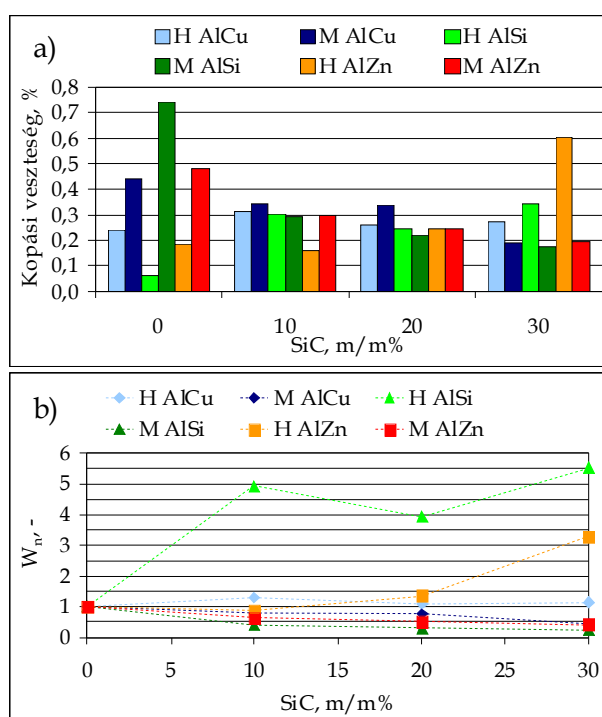
4-3. ábra. Abrázív koptató berendezés felvétele és sematikus rajza (Az ábrákat Kuzsella László, illetve Dr. Tadeusz Pieczonka készítették)

Mivel a különböző módon előállított próbadarabok mérete jelentősen eltér egymástól, ezért a kopásállósági vizsgálatok végrehajtása két különböző berendezést igényelt. A melegsajtol próbatestek vizsgálatát a Polimermérnöki Tanszék RADOM T - 07, ún. pin-on-disc típusú abraszív koptató berendezésén végeztem, melynek sematikus rajzát a 4-3. ábra

mutatja. A mérés közben a mintát egy állandó nagyságú erővel nyomjuk egy forgó korongnak, miközben az érintkező felületekre folyamatosan adagoljuk az abrazív koptató szemcséket. A koptatásokat követő tömegmérések előtt a minták felületét ultrahangos tisztítóval készítettem elő. A darabokon háromszor végeztem el a koptatást, majd ezekből meghatároztam a kapott tömegveszteségek átlagát. Mivel az előbb bemutatott berendezésen a hidegsajtolás-szinterelt próbatestek vizsgálata nem volt lehetséges, ezért ezek vizsgálatára T-05 block-on-ring típusú berendezéssel került sor. A méréseket Marcin Madej és Tadeusz Pieczonka (AGH University of Science and Technology, Krakko) hajtották végre. A mérés elve itt is hasonló, a mintatartóba befogatott próbadarabot állandó erővel nyomjuk egy állandó sebességgel forgó korongnak. A mérési paramétereket a 4-1. Táblázat foglalja össze, a vizsgálat eredményeit pedig a 4-4. ábra szemlélteti.

4-1. Táblázat. A kopásvizsgálatok során alkalmazott mérési paraméterek

Vizsgált minta előállítás módja	Terhelőerő, N	Koptatási idő, s	Koptatási úthossz, m	Fordulatszám, 1/perc
Hidegsajtolás-szinterelés	56	400	100	136
Melegsajtolás	22	300	47	60



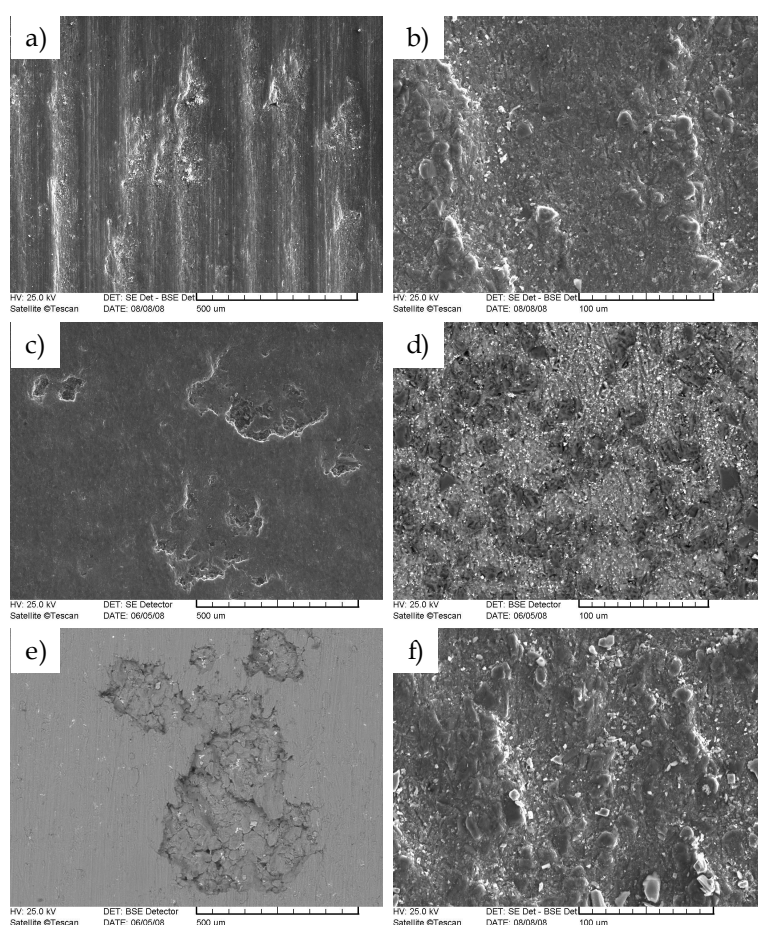
4-4. ábra. A) kopási veszteség b) normalizált kopási veszteség (W_n) a SiC tartalom függvényében

tében a melegsajtolás daraboknál nincs jelentős eltérés, míg a hidegsajtolás daraboknál legki-

A SiC-ot nem tartalmazó darabokban az intenzívebb koptatás ellenére is kisebb a hidegsajtolás-szinterelt darabok kopási vesztesége. Az azonos módszerrel készült AlCu és AlZn minták kopása hasonló. Ezzel szemben az AlSi ötvözetnél a melegsajtolás változat jelentősen meghaladja a többi darabét, míg a hidegsajtolás darabé a legkisebb mértékű kopás. A 10 és 20 m/m% SiC tartalmú darabok kopása között számottevő különbségek nem tapasztalhatóak. 30 m/m% SiC ese-

sebb kopás az AlCu, legnagyobb az AlZn mátrixú kompozitoknál figyelhető meg. A kompozit és az Al mátrix egymáshoz viszonyított kopását a normalizált kopási veszteség (W_n , 18. egyenlet) adja meg, ennek eredményeit szintén a 4-4. ábra mutatja. Ennek értéke a SiC tartalom növelésével valamennyi melegsajtott mintánál 1 alá csökken, vagyis a kompozitok kopásállósága a SiC hozzáadásának hatására növekszik, a mátrix anyagától függetlenül. Ugyanez a hidegsajtott-szinterelt daraboknál nem figyelhető meg. Az AlCu ötvözet esetében a kompozitok kopása hasonló a mátrix kopásához, W_n értéke 1 körül mozog. Az AlSi és AlZn ötvözetnél W_n a SiC mennyiségével nő, tehát ezekben az esetekben a kompozitok kopásállósága kisebb, mint az erősítetlen Al-ötvözeteké.

A kopási mechanizmusok megértése érdekében következő lépésként megvizsgáltam a



4-5. ábra. Az a) M AlCu b) M AlCu-30 c) M AlSi d) M AlSi-30 e) M AlZn f) M AlZn-30 minták felülete a koptatást követően

koptatott felületeket (4-5. ábra). Az M AlCu jelű darab felületén jól láthatóak a koptató szemcsék által a felületbe vésett barázdák, az abrazív kopás nyomai, illetve a réteges leválásra utaló jelek is kivehetőek. Az M AlSi minta esetében a felületen barázdákat nem látni, csupán a réteges leválásra utaló kiszakadások észlelhetők. Ugyanilyen kráterek találhatók az M AlZn darab felületén is a koptatás után, de ez esetben a barázdák is jelen vannak, ha nem is olyan

markánsan, mint az M AlCu darab esetében.

A SiC hozzáadását követően a koptatott felületeken a réteges leválásra utaló kráterek már nem jellemzőek, inkább az abrazív kopásra utaló barázdák figyelhetők meg, alapanyagtól függetlenül. A koptatás során elsőként a mátrix kopik ki az kerámia szemcsék közül, ennek eredményeként a SiC szemcsék kiemelkednek a mátrix síkjából. Az igénybevétel hatá-

sára a SiC szemcsék töredeznak, apróbb darabok válnak le belőlük, nem megfelelő határfelületi kötés esetén ki is peregnek a mátrixból, bár ez utóbbi jelenségre csak elvétve találtam nyomokat a felületekről készült felvételek tanulmányozása során. A domináns kopási mechanizmusok összhangban vannak Kwok-ék megfigyeléseivel (8-4. ábra, [89]), az általam alkalmazott sebesség és terhelőerő az ő vizsgálataikban is döntően abrazív kopást és réteges leválást eredményezett. Fontosnak tartom megjegyezni azonban, hogy esetükben az intenzívebb kopást jelző réteges leválás SiC erősítésű kompozitokban jelentkezett (azonos koptatási feltételeket tekintve), míg az általam vizsgált minták esetében csak az erősítést nem tartalmazó, különböző Al-ötvözetekből készült mintákra volt jellemző.

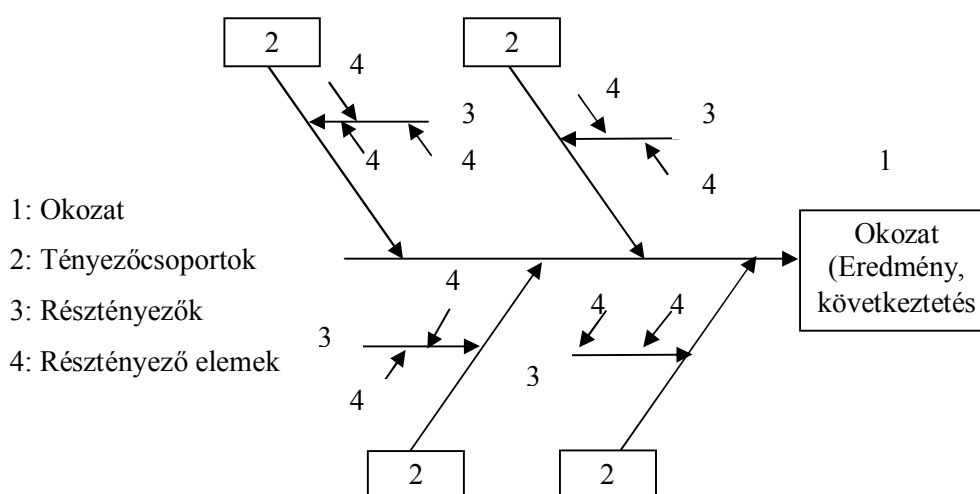
Összefoglalás: A második fázist nem tartalmazó darabok esetében a hidegsajtott-szinterelt mintáknál figyelhető meg kisebb kopási veszteség. Különösen szembetűnő az ellentét az AlSi ötvözetnél: a melegsajtott változat kopása a legnagyobb, míg a hidegsajtotté a legkisebb ebből a sorozatból. A 10 és 20 m/m % SiC erősítésű kompozitok kopásának mértékében nincs jelentős különbség; sem a technológia, sem az alapanyag szempontjából vizsgálva. Ugyanakkor a 30% SiC tartalmú kompozitoknál a hidegsajtott-szinterelt darabok kopása meghaladja a melegsajtott darabokét. Továbbá eltérések adódnak a mátrix anyagtól függően is: a hidegsajtott daraboknál legkisebb kopás az AlCu, legnagyobb az AlZn mátrixú kompozitoknál figyelhető meg. A normalizált kopási veszteségből (mely a kompozit és az Al mátrix egymáshoz viszonyított kopását adja meg) megállapítható, hogy a SiC hozzáadásának hatására a melegsajtott kompozitok kopási vesztesége csökken, míg ez a hidegsajtott-szinterelt kompozitokra nem jellemző.

A koptatott felületek SEM felvételeinek tanulmányozásával megállapíthatóak a domináns kopási mechanizmusok. Az M Al-Cu és M AlZn esetében kettős hatás jelentkezik, az abrazív kopás és a réteges leválás jelei egyaránt megfigyelhetők. Az M Al-Si minta esetében már csak az intenzívebb kopást jelző réteges leválásra utaló kráterek láthatóak. A 30 m/m% SiC erősítésű daraboknál, alapanyagtól függetlenül, inkább az abrazív kopás a jellemző. A koptatás során elsőként a mátrix kopik ki a kerámia szemcsék közül.

5. A porkohászati folyamat bemutatása Ishikawa diagram segítségével

A kompozitok létrejöttének fő oka, hogy olyan tulajdonságkombinációkat tudjunk velük biztosítani, amelyekre a „klasszikus” anyagok már nem képesek. Például nagy szilárdság - kis sűrűség, jó hővezető képesség - kis hőtágulás [15]. Vagyis igény volt egy olyan anyagra, amivel a folyamatosan fejlődő világ egyre nagyobb és összetettebb elvárásainak is meg tudunk felelni. Ahhoz, hogy ez a kritérium teljesüljön, fontos a komponensek és a technológia helyes megválasztása. Diplomamunkámban [132] ezeket a feltételeket alkalmaztam a kompozit próbadarabok előállításához igazítva.

A technológia lépéseit ok-okozati összefüggésben vizsgálva, feltárhatjuk a köztük levő logikai összefüggéseket, illetve azokat a tényezőket, melyekkel a termék tulajdonságait befolyásolni tudjuk. A technológiai fejlesztés része, hogy az előállított termék tulajdonságait szabályozni, befolyásolni tudjuk. A porkohászati kompozitok esetében a porozitás a technológia velejárója, ezért fontos, hogy ismerjük azokat a lépéseket, melyek porozitás megjelenéséhez vezetnek.



5-1. ábra. Az Ishikawa diagram szerkesztése [134]

A minőségügyben alkalmazott Ishikawa- v. halszálladiagram, melyet a japán Kaoru Ishikawa fejlesztett ki [133], erre alkalmas eszköz lehet, amennyiben az eredeti metódus (6M: Machine, Method, Materials, Maintenance, Man and Mother Nature, Gép – Módszer – Anyag – Karbantartás – Ember - Környezet) helyett a technológiai folyamat lépéseit vesszük figyelembe. Ily módon meghatározható a porozitás és a technológia közötti kapcsó-

lat, ezáltal befolyásolható a pórusok megjelenése és mennyisége. Mint azt a 3. fejezetben bemutatam, a megjelenő pórusok kategorizálhatók, az egyes típusokra különböző keletkezési mechanizmust feltételezve. A pórusok méretét és alakját részletesen jellemezve, megadhatók olyan paraméterek, melyek alkalmasak a különböző kategóriákba tartozó pórusok megkülönböztetésére (lásd 3-4. Táblázat). Az egyes kategóriákhoz szükséges tehát egy minőségi jellemző, amely alapján a pórusok besorolhatók, ennek segédeszköze az Ishikawa – diagram, melynek alkalmazásával a keletkezési mechanizmusok elkülöníthetők. Az Ishikawa - diagram bemutatja, hogy milyen tevékenységek és hatások összhangját kell megteremteni, hogy tökéletes (hibamentes) darabot kapjunk. Ha mégis hiba fordult elő a termékben, akkor annak a feltételek hiányos teljesülésében kell keresni az okát. Ennek megrajzolásához figyelembe kell venni minden olyan tényezőt, amellyel a kívánt tulajdonság/termék megvalósítható. A diagram alkalmas a problémák feltérképezésére is, mivel minden olyan tényezőt figyelembe vesz, ami az adott problémát befolyásolhatja. A diagram felrajzolásának lépései az 5-1. ábra alapján [134]:

- Meg kell határozni az okozatot/eredményt, amit el akarunk érni, vagy azt a hibajelenséget, melyet meg akarunk szüntetni. Ezek képezik a „hal fejét”.
- Meghatározzuk a fő tényező- (ok-) csoportokat, ezekből lesz a „hal csontvázának” a gerince.
- Végezetül feltüntetjük a problémát befolyásoló résztényezőket, lehetséges okokat, illetve ezek elemeit (4). Ezek alkotják a „hal fő- és mellékszálkait”.

A próbadarabok előállítását alapul véve, esetemben a fő szempontok az alapanyagok kiválasztása, előkészítése, a sajtolás – szinterelés, illetve a melegsajtolás folyamata voltak. A kétféle előállítás kezdeti lépései megegyeznek. A darabok elkészítésénél, az alapanyagok kiválasztásakor lényeges a minél tisztább alapanyag alkalmazása. Az alapanyagok előkészítésénél, keverésénél fontos a megfelelő közeg és időtartam alkalmazása, hogy a SiC szemcséket egyenletesen oszlathassuk el az alumínium porban. Lényeges faktor a megfelelő szemcseméret megválasztása is, ugyanis ha a mátrix és a kerámia szemcsemérete nagyon eltérő, akkor keveréssel sem biztosítható az egyenletes eloszlás.

A sajtolás folyamán a töltés egyenletességét, a sajtolószerszám állapotát, illetve a nyomás nagyságát és hatásidejét tartom fontos tényezőknek. Amennyiben a porkeverék betöltése nem egyenletes, a szerszám térfogatán belül a por eloszlása sem lesz egyenletes, aminek eredményeként a sajtolónyomás eltérően oszlik meg a szerszám, és ezáltal a darab keresztmetszetén – vagyis egy inhomogén terméket kapunk. Ugyanilyen szempontok miatt

lényeges a szerszám állapota is, értem ez alatt a tisztaságot is. A szerszámban maradt por a sajtolás folyamán a bélyeg szorulását, nem egyenletes haladását okozza, ennek ismét az lesz az eredménye, hogy a sajtolónyomás nem lesz egyenletes eloszlású.

A hidegsajtolás után következő lépés a szinterelés, ahol is a termék megkapja végleges tulajdonságait. Ennél fontosnak tartom feltüntetni a szinterelés hőmérsékletét, a hőntartási időt, a megfelelő atmoszférát és kemencét. Mindezek szükségesek ahhoz, hogy a szemcsék közötti diffúziós folyamatok végbemehessenek, és a szemcsék között megfelelő kötés alakulhasson ki. Az itt felsorolt szempontok, tényezők figyelembe vételével készítettem az 5-2. ábrán látható Ishikawa-diagramot.

A melegsajtolás során a sajtolás és a szinterelés gyakorlatilag egy lépésben megy végbe. Ennek megfelelően az előzőekben ismertetett tényezők többsége erre a műveletre is érvényes. A sajtolás során fontos a keverék egyenletes betöltése, a szerszám állapota, illetve a nyomás nagyságának és hatásidejének megfelelő megválasztása. Szintén lényeges a megfelelő sajtolási hőmérséklet és hőntartási idő betartása. Mindezek figyelembevételével a melegsajtolási folyamatra az 5-3. ábra érvényes.

A diagram ok-okozati felépítésének köszönhetően, egy hibajelenség észlelésekor a folyamaton visszafelé haladva, az ok-okozat lánc felgöngyölítésével, a következmények feltárással és elemzésével az eredendő hibaok és hibaforrás megkereshető. Mivel méréseim célja a kompozitok porozitásának meghatározása volt, így logikusan az észlelt hibajelenség a porozitás lett. Az alapanyagok kiválasztásakor fontos szerephez jut az Al és a SiC szemcseméretének aránya, vagyis az RPS arány. Amennyiben az arány nagy, a szemcsék mérete nagyon eltérő, ekkor az apróbb SiC szemcsék a náluk nagyobb Al szemcsék között csoportosulnak [135]) és köztük porozitás jelenhet meg, mivel az Al nem tud a sajtolás folyamán a kerámia szemcsék közé bejutni. Szintén ez okból fontosnak tartom az Al és a SiC szemcseméretét is feltüntetni.

A porozitás megelőzésének egyik lehetséges módja a mátrix anyagának ötvözése. Az ötvözővel alkotott eutektikum segíti a SiC egyenletesebb eloszlását, tehát nehezíti a csoportosulások képződését és a porozitás megjelenését. Az alapanyagok előkészítésekor fontos a megfelelő keverési idő megválasztása, hogy az elegy homogén legyen. A túlkeverés következtében kialakuló mikroszkopikus SiC csoportosulások makroszkopikus eloszlása egyenletes, így megkülönböztethető a helytelen RPS arány miatti csoportosulástól.

A sajtolási nyomás és hőmérséklet, valamint a szerszám állapota a kellő mértékű tömörödés eléréséhez szükséges. Ugyanez érvényes a szinterelésnél, illetve a melegsajtolásnál is.

Itt lényeges még a védő atmoszféra alkalmazása is, hogy a szemcsék felülete ne oxidálódjon, és ezáltal a kompozitot összetartó fém-fém kötés ki tudjon alakulni.

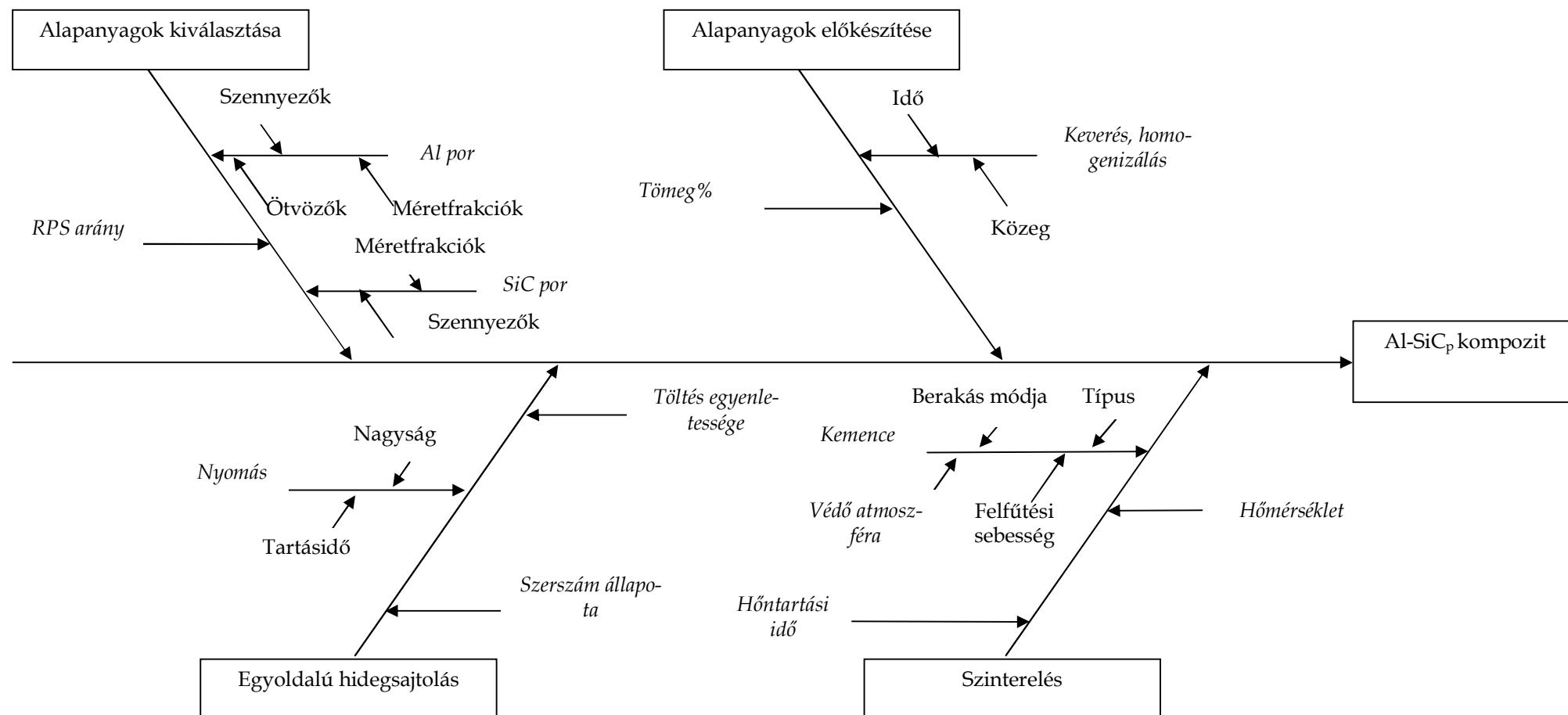
Porozitás többféle mechanizmussal keletkezhet. A 3-7. ábra alapján a vizsgált darabokban háromféle porozitást különböztettem meg: 1) az alumínium mátrixban, 2) a mátrix és a kerámia részecskék közötti határfelületen, 3) valamint a kerámia részecskék között megjelenő porozitást. Az 5-3. ábra és az elvégzett mérések segítségével ezeket a típusokat vissza lehet vezetni a kiváltó ok(ok)ra, így az ábrán feltüntetett számos, porozitást előidéző résztenyező körét jelentős mértékben szűkíteni lehet. Az alumínium mátrixban megjelenő porozitást a nem megfelelő sajtolási (nyomás nagysága, hatásideje, egyenletlen betöltés) vagy szinterelési paraméterek (hőmérséklet, hőntartási idő, felfűtési sebesség) okozhatják. A nem egyenletes betöltés következtében kialakuló pórusok eloszlása a darab keresztmetszetében nem egyenletes, így ezek mennyiségének mérésével (pl. képelemzés, törés esetén sűrűségmérés) a termék meghibásodása után megállapítható a probléma eredete. Ugyanis a nagyobb mennyiségű port tartalmazó térrészben a darab tömörödése is nagyobb mértékű, így ott kisebb lesz a porozitás, mint ahová kevesebb port adagoltunk.

A csoportosult szemcsék között megjelenő porozitást a nem megfelelő szemcseméretarány megválasztása, illetve az elégtelen keverés okozhatja. Utóbbi esetben nem állt rendelkezésre elég idő ahhoz, hogy a SiC szemcsék egyenletesen el tudjanak az alumínium porban oszlani, így kisebb-nagyobb csoportosulások maradnak az anyagban, melyek közé a sajtolás folyamán az alumínium nem tud bejutni és kitölteni a SiC szemcsék közötti teret, így ott pórusok keletkeznek. A mátrix és a kerámia részecskék közötti határfelületen megjelenő porozitást előidézheti, ha a szemcséket a fémmátrix nem veszi teljesen körbe. Megfelelő szinterelési paraméterek esetén a szinterelés, melegsajtolás során képződő eutektikum a porózus részeket kitölti, és ezzel csökkentheti a kompozit porozitását.

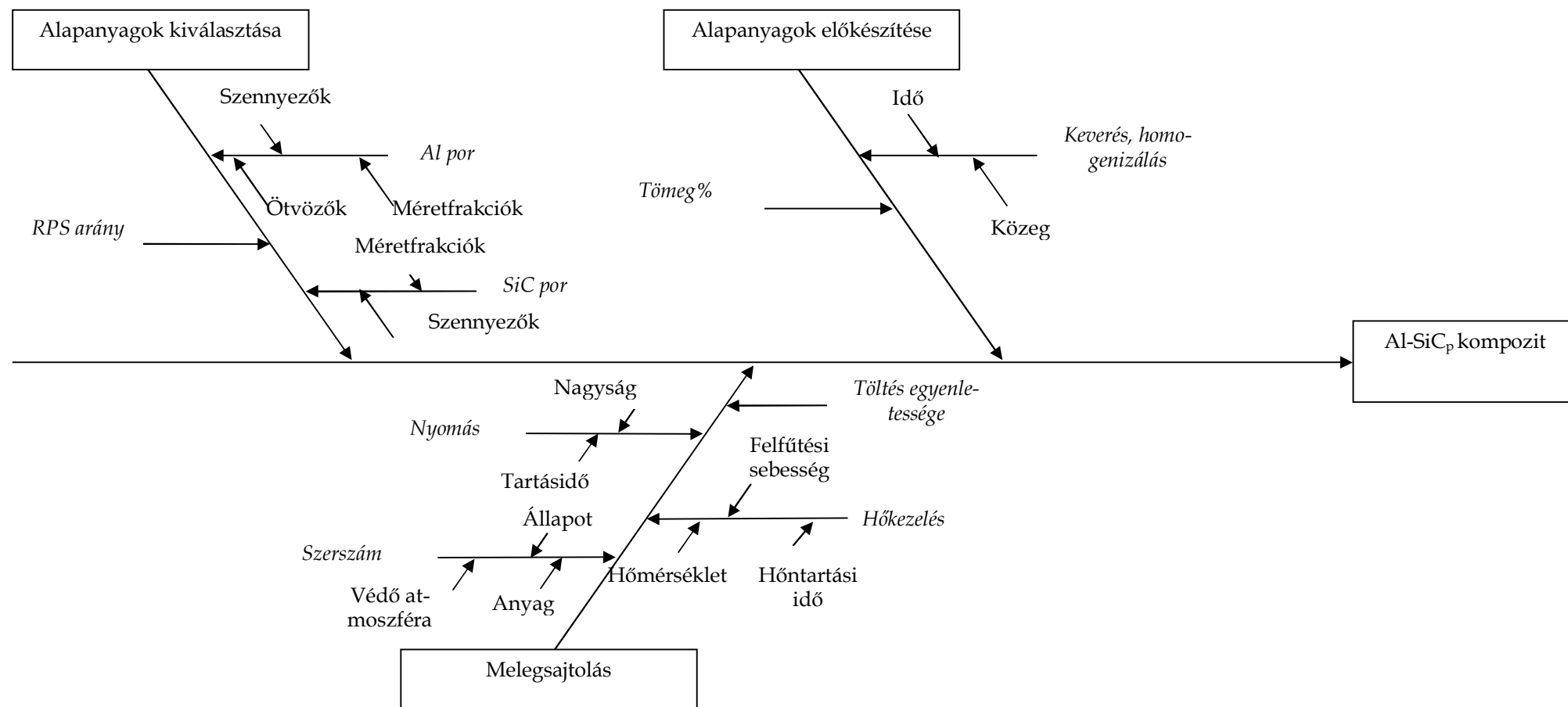
Összefoglalás: Az Ishikawa-diagramokon kiemelt tényezők figyelembe vételével a porozitást kiváltó okok köre meghatározható, és az egyes résztényezők hatásának megismerésével a kompozit porozitása csökkenthető, meggátolva ezzel a mechanikai tulajdonságok romlását, ami a különböző igénybevételek elviselésének alapvető feltétele. Jelen esetben az észlelt hibajelenség a porozitás lett. Porozitás többféle mechanizmussal keletkezhet. A vizsgált darabokban háromféle porozitást különböztettem meg: 1) az alumínium mátrixban, 2) a mátrix és a kerámia részecskék közötti határfelületen, 3) valamint a kerámia részecskék között megjelenő porozitást. Ezeket a típusokat visszavezettem a kiváltó ok(ok)ra. Az alumínium mátrixban megjelenő porozitást a nem megfelelő sajtolási (nyomás nagysága, hatásideje, egyenletlen betöltés) vagy szinterelési paraméterek (hőmérséklet, hőntartási idő, felfű-

tési sebesség) okozhatják. A nem egyenletes betöltés következtében kialakuló pórusok eloszlása a darab keresztmetszetében nem egyenletes, így ezek mennyiségének mérésével megállapítható a probléma eredete. A csoportosult szemcsék között megjelenő porozitást a nem megfelelő szemcseméretarány megválasztása, illetve az elégtelen keverés okozhatja. Utóbbi esetben nem állt rendelkezésre elég idő ahhoz, hogy a SiC szemcsék egyenletesen el tudjanak az alumínium porban oszlani, így kisebb-nagyobb csoportosulások maradnak az anyagban, melyek közé a sajtolás folyamán az alumínium nem tud bejutni és kitölteni a SiC szemcsék közötti teret, így ott pórusok keletkeznek. A mátrix és a kerámia részecskék közötti határfelületen megjelenő porozitást előidézheti, ha a szemcséket a fémmátrix nem veszi teljesen körbe. Megfelelő szinterelési, melegsajtolási paraméterek esetén a képződő eutektikum a porózus részeket kitölti, és ezzel csökkentheti a kompozit porozitását.

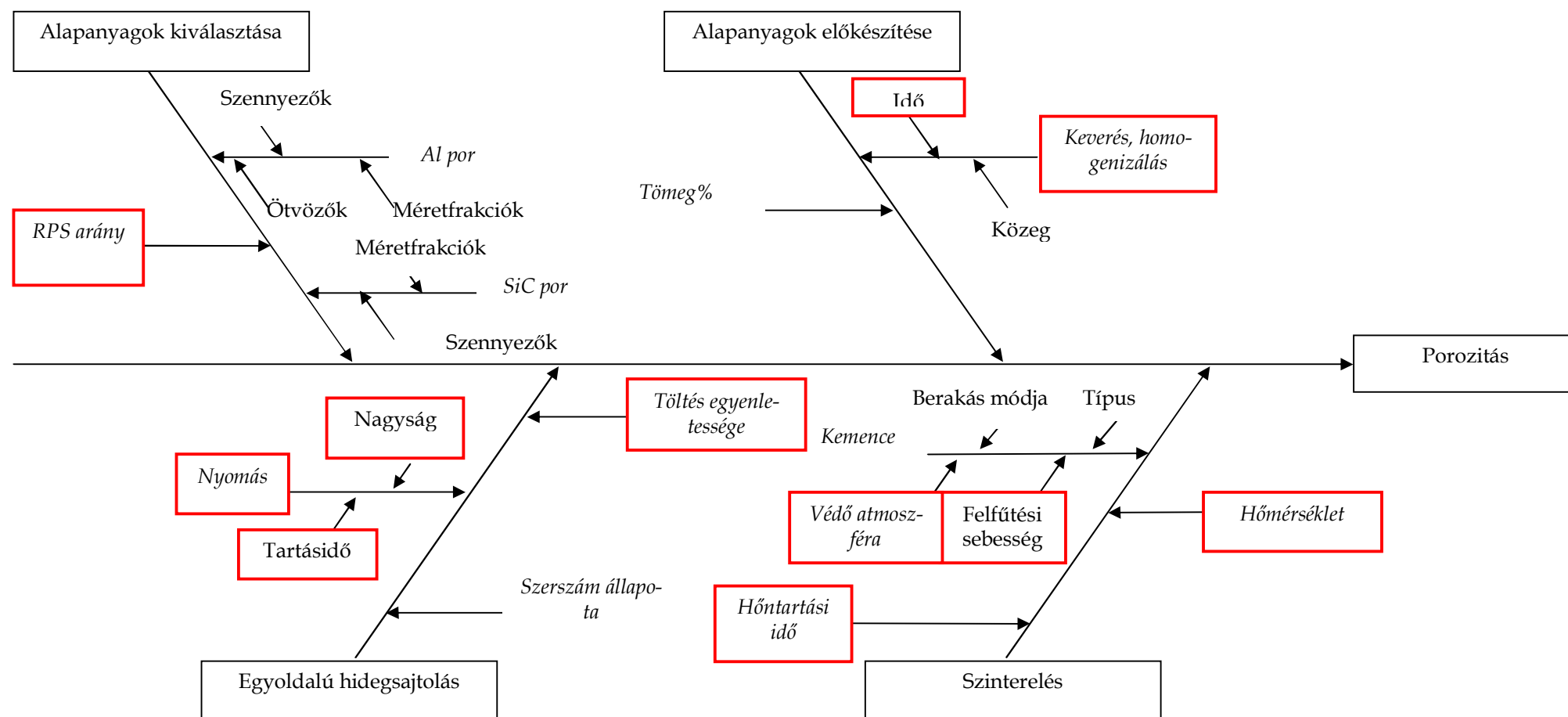
Az elvégzett vizsgálatok alapján meghatároztam olyan paramétereket (terület, konvex terület, kör-szerűség, nyújtottság), melyek alapján a pórusok beazonosíthatók. A porozitás keletkezéséhez vezető technológiai lépések meghatározásával megállapítható, hogyan keletkezett a porozitás, és milyen módon lehet befolyásolni mennyiségét.



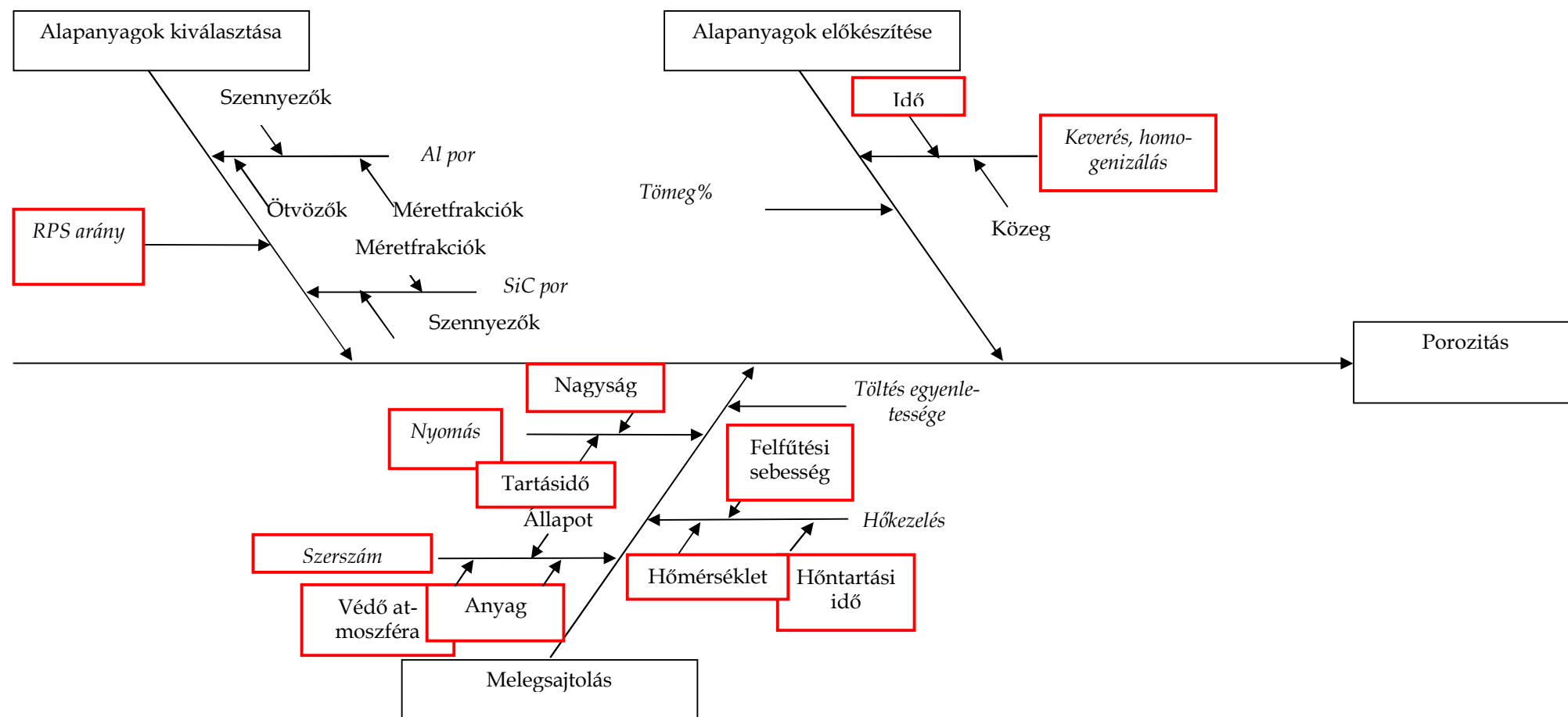
5-2. ábra. A darabok hidegsajtolás-szintereléssel történő előállítására vonatkozó Ishikawa-diagram



5-3. ábra. A darabok melegsajtolással történő előállítására vonatkozó Ishikawa-diagram



5-4. ábra. A porozitás keletkezéséhez vezető okok feltárása Ishikawa-diagram alkalmazásával a hidegsajtolás-szinterelés esetében



5-5. ábra. A porozitás keletkezéséhez vezető okok feltárása Ishikawa-diagram alkalmazásával a melegsajtolás esetében

6. Összefoglalás

Az alumíniumot és ötvözeit kedvező tulajdonságai (kis sűrűség, jó alakíthatóság) miatt ma is széles körben használják. Azonban napjaink anyagainak egyre összetettebb, gyakran egymásnak ellentmondó tulajdonságokkal kell rendelkezniük, melyeket a „hagyományos” anyagok nem tudnak kielégíteni. Ezek a fokozott elvárások vezettek többek között a kompozitok létrejöttéhez.

Dolgozatomban Al mátrixú, SiC szemcseerősítésű kompozitok tulajdonságait vizsgáltam. Az előállítás két porkohászati módszerrel történt, hidegsajtolás-szintereléssel, illetve melegszajtolással. A kompozitok mátrixa Al-Cu, Al-Si, illetve Al-Zn ötvözet volt. A szinterelés közben lejátszódó folyamatokat dilatométeres, illetve DSC mérésekkel követtem nyomon. Az elkészült próbadarabokon szövetszerkezetét optikai, pásztázó és transzmissziós elektronmikroszkóppal, továbbá röntgen diffrakciós berendezéssel vizsgáltam meg. A mintákon keménységet és kopásállóságot is mértem.

A szinterelés során az AlCu ötvözet esetén érhető el a legnagyobb, 20%-ot meghaladó zsugorodás. Az AlCu mátrixú kompozitok zsugorodása a SiC tartalomtól függően 5-15% között mozog, a 20-30m/m% SiC-os kompozitok görbéi elkülönülnek a többitől. Az AlSi ötvözet esetében is ez a viselkedés figyelhető meg, a második fázis nélküli darabnál közel 15%-os zsugorodás mérhető, a kompozitoké 5-15% között változik. Az AlZn ötvözetből készült daraboknál nincs ilyen mértékű zsugorodás (8-12%), ez esetben csak a 30m/m% SiC tartalmú kompozit görbéje különül el kissé a többitől.

A DSC vizsgálat segítségével azonosíthatóak a szinterelés folyamán végbemenő kiválási, oldódási folyamatok. Az Al-Cu ötvözetben a felfűtés során intermetallikus vegyület kiválása (310 °C), illetve visszaoldódása (458 °C) megy végbe, az olvadás 573 °C-on kezdődik. Az AlCu-30 SiC mintában az exoterm folyamat és az olvadás magasabb hőmérsékleten (352, illetve 595 °C) megy végbe, míg a visszaoldódás hőmérsékletében nincs jelentős különbség. Az 575 °C-on látható endoterm csúcs az Al-Si binér eutektikum olvadásához tartozik. Az Al-Si ötvözet felfűtése során 509, illetve 522 °C-nál látható endoterm csúcsok feltehetően az Al-Al₂Cu-Mg₂Si, illetve az Al-Al₂Cu-Si ternér eutektikum olvadáspontját jelzik. Az olvadás az AlSi esetén 537, az AlSi-30 esetén 541 °C-on kezdődik meg. Az AlZn minta olvadása 505, az AlZn-30-é 516 °C-on kezdődik. Mindkét esetben két különböző összetételű fázis olvadása megy végbe. Az AlCu és AlZn mátrixú mintáknál a SiC hatására az olva-

dás magasabb hőmérsékleten kezdődik meg, míg az AlSi esetében a mért hőmérsékletekben csak minimális különbség mutatkozik.

A szövetszerkezetről készült optikai mikroszkópos felvételek és a képelemzési eredmények alapján megállapítható, hogy a pórusok mennyiségének szempontjából a kétféle módszer között jelentős különbség tapasztalható. Míg a hidegsajtoltszinterelt darabok esetében a 30% SiC erősítésű minták porozitása a legnagyobb, addig a melegsajtolás esetében az Al-ötvözetekből, SiC hozzáadása nélkül készült darabokban figyelhető meg és mérhető a legnagyobb porozitás. A pórusok megjelenési helye is változatos: kevesebb (10-20 m/m%) SiC esetén nincs egységes tendencia, a mátrixban, a mátrix-kerámia határfelületen és a SiC szemcsék között egyaránt megjelenhetnek. Ugyanakkor a 30 m/m% SiC tartalmú darabokban jellemzően a SiC szemcsék/csoportok között jelennek meg leggyakrabban a pórusok. A SiC szemcsék anizotrópiáját tekintve nincs különbség a két technológia között, a SiC szemcsék többsége a sajtolóerő irányára merőlegesen helyezkedik el. A pórusok átlagos mérete H-AlSi sorozat kivételével a SiC-ot nem tartalmazó Al ötvözetben a legnagyobb. A SiC tartalom növelésével a pórusok átlagos mérete is nő (H AlCu, H AlSi sorozat), vagy a 20%-os darabnál lecsökken a pórusméret, míg a sorozat másik két mintájáé nagyobb. A minták szövetszerkezetében pontszerű, illetve tűs alakú kiválások észlelhetők, ezek összetevői között az Al ötvözőit találhatjuk, kivéve az M AlSi jelű darabot. A SEM felvételek alapján megállapítható, hogy az Al ötvözői által létrehozott intermetallikus fázisok elsősorban a mátrixban, az Al szemcsehatárokon helyezkednek el, kisebb mennyiségben találhatóak csak meg a SiC szemcsék mentén.

A röntgendiffrakciós vizsgálatok célja a minták szövetszerkezetében jelen levő intermetallikus fázisok azonosítása volt. Az Al-SiC kompozitokban határfelületi reakciótermékként képződő, a mechanikai tulajdonságok szempontjából káros Al_4C_3 nem mutatható ki a mintákban. A kapott eredmények összehasonlíthatók az alapanyagok, illetve az előállítási mód szemszögéből is. Az azonos ötvözetből, azonos eljárással készült darabokban az azonosított fázisok megegyeznek. A magasabb hőmérsékleten szinterelt AlCu és AlZn mátrixú mintákban kevesebb intermetallikus fázis található, mint melegsajtoltszerűjükben, az AlSi ötvözet esetében azonos fázisok vannak jelen az előállítástól függetlenül. A legnagyobb mennyiségben előforduló fázisok:

- AlCu, illetve AlCu-30: Al_2Cu ;
- AlSi, ill. AlSi-30: Al_2Cu , Mg_2Si ;
- AlZn, ill. AlZn-30: MgZn_2 .

Az ötvözetek az előállítási eljárásoktól függően kétféleképp viselkednek. Az AlSi ötvözet esetében azonos fázisok jelennek meg, előállítástól függetlenül, míg a másik két ötvözetnél az alacsonyabb hőmérsékleten melegsajtolat darabokban többféle intermetallikus fázis képződik.

A TEM felvételek készítése során a szövetszerkezetben az AlCu és AlSi ötvözet esetén az Al_2Cu , míg az AlZn mátrix esetében az MgZn_2 fázist azonosítottuk. A mérések előkészítés során SEM felvételek is készültek a darabokról, számos helyen megfigyelhetők az Al ötvözőiből álló fázisok.

A SiC szemcsék által elfoglalt területarányok átlaga és szórása alkalmas paraméterek az eloszlás egyenletességének jellemzésére. Az azonos összetételű darabokat összehasonlítva megállapítottam, hogy a hidegsajtolat minták szórása kisebb, mint a melegsajtoltaké, továbbá a SiC mennyiségének növelésével nem változik jelentős mértékben, míg a melegsajtolat darabok esetében általában nő. Tehát a hidegsajtolat kompozitokban a kerámia szemcsék eloszlása- mennyiségüktől függetlenül - egyenletesebb, míg a melegsajtolat mintákban a SiC eloszlása kevésbé egyenletes, és az eloszlás inhomogenitása az erősítő fázis mennyiségének növelésével fokozódik.

Az etalon, illetve a kompozitok bináris szövetekepein négyzetes cellák segítségével meghatároztam a cellákba eső részecsketerületeket, majd becsléses illeszkedésvizsgálattal a tapasztalati eloszlást összehasonlítottam több elméleti eloszlásfüggvénnyel. Megállapítottam, hogy mind az etalonok, mind a kompozitok esetében a kisebb (~10, 20%) második fázist tartalmazó mintáknál az eloszlás exponenciális típus. Továbbá a 30%-os minták tapasztalati eloszlását is az exponenciális eloszlás közelíti meg legjobban, habár itt az illeszkedés kritériumai nem teljesülnek. Az eloszlásokra ezt követően kiszámítottam a relatív empirikus szórásnégyzetet ($\sigma(A)/\bar{A}$), illetve a ferdeséget (ξ). Megfigyeltem, hogy a részecsketerületek relatív szórása ($\sigma(A)/\bar{A}$) a szemcsék térfogatarányának növelésével általában csökken, kivéve a Clus jelű etalonsort. A ferdeség (ξ) minden esetben pozitív lett, ami azt jelzi, hogy az átlagtól nagyobb értékek a jellemzők. A fentiek mellett még az alábbi két saját paraméterrel jellemeztem a vizsgált szövetszerkezeteket: üres cellák aránya (E_C , %), cellák átlagos kitöltöttsége (F_C , %). Megállapítottam, hogy az üres cellák aránya véletlen eloszlás esetén minden térfogatarány mellett kisebb, illetve a szemcsék térfogatarányának növelésével az üres cellák aránya csökken. A SiC tartalom függvényében 3 területet határoztam meg: véletlen eloszlás – átmeneti tartomány – csoportosult eloszlás. A

kompozit minták esetében a 10-20% SiC tartalmú darabok találhatók a véletlen eloszláshoz tartozó területen, míg a 30%-osak az átmeneti, illetve a csoportosult zónában vannak. Kivételesen ez alól az M AlZn-30 darab, mely a véletlen eloszlást jelző zónához tartozik.

A morfológia mozaikok területének becsléses illeszkedésvizsgálata során a legnagyobb egyezés az exponenciális eloszlással mutatkozott, habár az illeszkedés feltételei most sem teljesültek minden esetben. Az etalonokhoz jóval kisebb relatív szórás és ferdeség tartozik, mint a kompozit darabokhoz. Ha a mozaikok területe nagyobb tartományban változik, a területek többsége az átlagnál nagyobb lesz. A mozaikok területe a SiC mennyiségének növelésével az AlZn ötvözeteknél csökken, az AlCu ötvözetek esetében nem változik, míg az AlSi ötvözetek esetében növekszik. Valamennyi esetben a megfigyelt tendencia az előállítás módjától független. A SiC mennyiségének növelésével a nagyobb területű mozaikok gyakorisága nő, ami a SiC csoportosulására utal.

A minták szövetképein bináris morfológiai méréseket is végeztem. A véletlen eloszlású minták görbéin jellegzetes csúcs látható, ami a szemcsék területarányának növelésével egyre határozottabban és kevesebb dilatációs lépés után jelentkezik. Csoportosult eloszlás esetén is a szemcsék területarányának növelésével a görbék egyre kevesebb dilatációs lépésnél érnek véget. A szemcsék jelentős része már az első dilatációs lépéseknél beolvad, ezzel jelezve a klaszter jelenlétét, illetve a klasztereken belüli szemcsék távolságát. A csúcsokból következtetni lehet a csoportosulások jelenlétére, a klasztert alkotó szemcsék távolságára, a klaszterek távolságára. A nagyobb SiC tartalmú kompozitok esetében az első dilatációs lépés hatására jelentős, akár 60-80% csökkenés is elérhető a szemcsék darabszámában, alapötvözetből függetlenül. A szemcsék összeolvadása általában 18-20 dilatációs lépésnél befejeződik, amikor ennél tovább tart, akkor az a különálló szemcsék jelenlétét jelzi.

A makrokeménység tekintetében 0 m/m% SiC esetében a hidegsajtolt-szinterelt, míg 10-20-30m/m% SiC esetében a melegsajtolt minták bizonyultak jobbnak. A SiC mennyiségének növelésével a melegsajtolt minták keménysége szignifikánsan nő, míg a hidegsajtoltak közül az AlCu és AlSi mátrixú daraboknál a keménység csökkenését figyeltem meg. A mikrokeménységet tekintve, a mátrixon és a határfelületen történő méréseknél is a hidegsajtolt daraboknál kaptam nagyobb értékeket. Az AlCu és AlSi mátrixú darabok viselkedése ez esetben is hasonló: a SiC-ot nem vagy csak kisebb mennyiségben tartalmazó mintákban tapasztalt különbség a nagyobb SiC tartalmú daraboknál már nem jelentkezik. Ugyanakkor az AlZn mátrixú darabok kivételt képeznek az előbbi megállapítás alól – ezeknél a SiC mennyiségétől függetlenül jelentős különbség látható. A SiC mennyiségének

növelésére a melegsajtoló darabok reagálnak érzékenyebben – a mátrix mikrokeménysége az AlCu és AlSi, míg a határfelületé szintén az AlSi ötvözet mátrixú mintákban nőtt a legértelmezesebben. A hidegsajtoló-szinterelt próbatestek esetében számottevő növekedés csak az AlZn ötvözet mátrixúaknál tapasztalható. Látható tehát, hogy az AlZn mátrixú darabok a másik két ötvözzel ellentétes módon viselkednek mind a hideg-, mind a melegsajtolás esetében. Mindezek mellett mindhárom típusú keménység esetében a legjobb eredményeket az AlZn mátrixú darabok mutatták.

A második fázist nem tartalmazó darabok esetében a hidegsajtoló-szinterelt mintáknál figyelhető meg kisebb kopási veszteség. Különösen szembetűnő az ellentét az AlSi ötvözetnél: a melegsajtoló változat kopása a legnagyobb, míg a hidegsajtoló a legkisebb ebből a sorozatból. A 10 és 20 m/m % SiC erősítésű kompozitok kopásának mértékében nincs jelentős különbség; sem a technológia, sem az alapanyag szempontjából vizsgálva. Ugyanakkor a 30% SiC tartalmú kompozitoknál a hidegsajtoló-szinterelt darabok kopása meghaladja a melegsajtoló darabokét. Továbbá eltérések adódnak a mátrix anyagától függően is: a hidegsajtoló daraboknál legkisebb kopás az AlCu, legnagyobb az AlZn mátrixú kompozitoknál figyelhető meg. A normalizált kopási veszteségből (mely a kompozit és az Al mátrix egymáshoz viszonyított kopását adja meg) megállapítható, hogy a SiC hozzáadásának hatására a melegsajtoló kompozitok kopási vesztesége csökken, míg ez a hidegsajtoló-szinterelt kompozitokra nem jellemző. A koptatott felületek SEM felvételeinek tanulmányozásával megállapíthatóak a domináns kopási mechanizmusok. Az M Al-Cu és M AlZn esetében kettős hatás jelentkezik, az abrazív kopás és a réteges leválás jelei egyaránt megfigyelhetők. Az M Al-Si minta esetében már csak az intenzívebb kopást jelző réteges leválásra utaló kráterek láthatóak. A 30 m/m% SiC erősítésű daraboknál, alapanyagtól függetlenül, inkább az abrazív kopás a jellemző. A koptatás során elsőként a mátrix kopik ki a kerámia szemcsék közül.

A hideg- és melegsajtoló darabok szövetszerkezetében látható eltérések az előállítási technológiák különbözőségére vezethető vissza. A hidegsajtoló darabokban a SiC szemcsék a nagy sajtolónyomás hatására megrepednek, összetöredeznek. Mivel a szemcsék igénybevétele a hidegsajtolás esetében nagyobb, így a SiC károsodás is ennél a módszernél volt nagyobb mértékű. Az Al, illetve SiC szemcsék közötti hézagok a sajtolást követően pórus formájában megmaradnak, ezeket a szinterelés során keletkező olvadék fázis nem tudja megszüntetni, mivel a sajtolás hatására kialakuló lokális összehegedések gátat képeznek az olvadék fázis előtt. Ennek következményeként a pórusok leggyakrabban a SiC csoportok között jelennek meg, összefüggő hálózatokat alkotva. A melegsajtolás során a nyomás

és a hőmérséklet egyszerre történő alkalmazásának eredménye a tömörebb, kevesebb pórust tartalmazó szövetszerkezet.

Az AlCu ötvözet reze szívesen alkalmazott ötvöző elem az olvadék fázisú szinterelés kialakításához. A képződő olvadék fázis elősegíti a porszemcsék összetapadását és a megfelelő határfelületi kötések kialakulását. A Cu az Al-SiC rendszerben is kedvezően befolyásolja az Al és a SiC közötti reakció lefolyását, az Al-mal eutektikumot képezve a káros reakciótermékek képződésének elkerülése mellett a porozitás csökkentésére is alkalmas. A hidegsajtoló AlCu darabokban mért nagyobb mikrokeménység jelzi, hogy a magasabb szinterelési hőmérsékleten képződő Al_2Cu fázis elősegíti az Al-SiC határfelületi kötés kialakulását.

A melegsajtolás a tömörebb, kevesebb porozitást tartalmazó szövetszerkezet elérésére alkalmas. Ezen belül is legkisebb porozitással az AlZn minták rendelkeztek. A hidegsajtolással az erősítetlen daraboknál nagyobb keménysége, jobb kopásállóság érhető el. 20-30% SiC hozzáadásával már többnyire a melegsajtoló darabok rendelkeznek jobb értékekkel ezen a téren. A SiC szemcsék területarányának eloszlása a hidegsajtoló darabok esetében egyenletesebb. Az etalon képek segítségével három eloszlási csoport különböztethető meg: véletlen, átmeneti, csoportosult. A kisebb (10-20 m/m%) SiC tartalmú darabok a véletlen, a 30m/m%-osak pedig az átmeneti vagy a csoportosult zónához tartoztak, az előállítás módjától függetlenül. Az alapanyagokat összehasonlítva, az AlZn ötvözetből készült minták valamennyi keménységmérésnél a legnagyobb értékeket adták.

A technológia lépéseit ok-okozati összefüggésben vizsgálva, feltárhatjuk a köztük levő logikai összefüggéseket, illetve azokat a tényezőket, melyekkel a termék tulajdonságait befolyásolni tudjuk. Ebben nyújt segítséget számunkra az Ishikawa- v. halszálkadiagram. Az Ishikawa-diagramokon kiemelt tényezők figyelembe vételével a porozitást kiváltó okok köre meghatározható, és a minimálisra redukált résztényezők hatásának megismerésével a kompozit porozitása csökkenthető. Jelen esetben az észlelt hibajelenség a porozitás lett. Porozitás többféle mechanizmussal keletkezhet. Ezeket a típusokat visszavezettem a kiváltó ok(ok)ra. Az alumínium mátrixban megjelenő porozitást a nem megfelelő sajtolási (nyomás nagysága, hatásideje, egyenletlen betöltés) vagy szinterelési paraméterek (hőmérséklet, hőntartási idő, felfűtési sebesség) okozhatják. A nem egyenletes betöltés következtében kialakuló pórusok eloszlása a darab keresztmetszetében nem egyenletes, így ezek mennyiségének mérésével megállapítható a probléma eredete. A csoportosult szemcsék között megjelenő porozitást a nem megfelelő szemcseméretarány megválasztása, illetve az elégtelen keverés okozhatja. Utóbbi esetben nem állt rendelkezésre elég idő ahhoz, hogy a

SiC szemcsék egyenletesen el tudjanak az alumínium porban oszlani, így kisebb-nagyobb csoportosulások maradnak az anyagban, melyek közé a sajtolás folyamán az alumínium nem tud bejutni és kitölteni a SiC szemcsék közötti teret, így ott pórusok keletkeznek. A mátrix és a kerámia részecskék közötti határfelületen megjelenő porozitást előidézheti, ha a szemcséket a fémmátrix nem veszi teljesen körbe. Megfelelő szinterelési, melegsajtolási paraméterek esetén a képződő eutektikum a porózus részeket kitölti, és ezzel csökkentheti a kompozit porozitását.

6.1. Új tudományos eredmények ismertetése

1. Kísérleteimben Al és különböző ötvözőtartalmú (Me) szemcsékből álló, a porkohászati gyakorlatban használt porkeverékeket (Me=Cu, Si, Zn) alkalmaztam fémmátrixú kompozitok alapanyagaként. A szinterelés során végzett dilatációs vizsgálatok alapján megállapítottam, hogy a próbatestek zsugorodása jelentős mértékben függ a fémmátrix komponensei között végbemenő folyamatoktól, illetve a SiC mennyiségétől. A zsugorodás mértékét az eutektikum képződése növeli.
 - 1.1. Az Al-Cu és az Al-Zn rendszerben szilárd fázisú diffúzió révén szilárd oldat képződése megy végbe, az Al-Si esetén ez nem tapasztalható.
 - 1.2. Az Al-Cu(-Si-Mg) rendszerben Al-Si binér eutektikum képződik, melynek olvadása 575 °C-on kezdődik. Az Al-Si(-Cu-Mg) rendszerben Al-Al₂Cu-Mg₂Si, illetve Al-Al₂Cu-Si ternér eutektikum képződik, melyek 509, illetve 522 °C-nál kezdenek olvadni.
 - 1.3. A szinterelés során a zsugorodás az alapanyagoktól függően változik (6-1. Táblázat). Az Al-Cu esetén a zsugorodást a szilárd oldat és az eutektikum képződése, az Al-Si esetében csak az eutektikum képződése növeli. Az AlZn esetében eutektikum képződése nem megy végbe, így a zsugorodás is kisebb. A SiC mennyiségének növelésével, alapanyagtól függetlenül, a kompozit zsugorodása csökken.

6-1. Táblázat. A szinterelés közbeni %-os zsugorodás

Mátrix anyaga	Szilárd oldat	Eutektikum	SiC tartalom, m/m%			
			0	10	20	30
Al-Cu	+	+	23	16	6	4
Al-Si	-	+	17	15	8	5
Al-Zn	+	-	10	11	11	8

2. A kompozitokban a pórusok átlagos mérete, illetve a SiC eloszlásának egyenletessége az előállítás módjától (hidegsajtolás-szinterelés vagy melegsajtolás), illetve a SiC mennyiségétől függ. A pórusok (alapanyagtól és technológiától függetlenül) megjelennek az Al mátrixban, az Al-SiC határfelületen és a SiC szemcsék között. A fémmátrix összetétele nem befolyásolja a pórusok megjelenési helyeit, csupán a SiC mennyisége.

- 2.1. A kerámia szemcsék által elfoglalt területarányok átlaga és szórása alapján az erősítő szemcsék eloszlása a hidegsajtoló darabokban - mennyiségüktől függetlenül - egyenletesebb, míg a melegsajtoló mintákban a SiC eloszlása kevésbé egyenletes, és az eloszlás inhomogenitása a második fázis mennyiségének növelésével fokozódik.
- 2.2. Mindkét alkalmazott előállítási módszer esetén a pórusok megjelenési helye 10 és 20 m/m% SiC esetén véletlenszerű, a mátrixban, a mátrix - kerámia határfelületen és a SiC szemcsék között egyaránt megjelenhetnek. Ugyanakkor a 30 m/m% SiC tartalmú darabokban jellemzően a SiC szemcsék/csoportok között vannak leginkább pórusok.
- 2.3. A pórusok átlagos mérete a hidegsajtolás-szinterelés esetén az Al-Cu, Al-Si mátrix esetén a SiC tartalom növelésével általában nő, az Al-Zn sorozat esetében minimumos görbe szerint változik. A melegsajtolás esetén alapanyagtól függetlenül 20 m/m% SiC esetén minimális a pórusméret.
3. Bizonyítottam, hogy többfázisú szövetszerkezet esetén a második fázis eloszlásának jellemzésére több paraméter együttes alkalmazása, továbbá az eredmények átfogó elemzése és összehasonlítása szükséges. A véletlen és a csoportosult eloszlás megkülönböztetésére generált szövetképeket használtam, ezekkel hasonlítottam az Al-SiC kompozitok szövetszerkezetét.
- 3.1. A négyzetes cellákba eső részecsketerületek eloszlása mind az etalonok, mind a kompozitok esetében a 10, 20% második fázist tartalmazó mintáknál 95%-os megbízhatósági szinten exponenciális típusú. A ferdeség (ξ) minden esetben pozitív lett, ami azt jelzi, hogy az átlagtól nagyobb értékek a jellemzők.
- 3.2. A szövetszerkezetek jellemzésére a négyzetes cellák alapján a véletlen és a csoportosult eloszlás megkülönböztetésére az alábbi paramétert definiáltam: kitöltetlen cellák aránya (E_C , %)

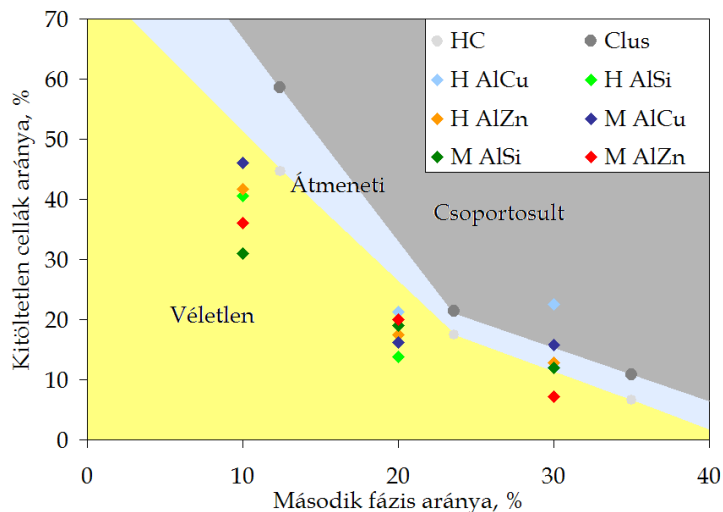
$$E_C = \frac{n}{N} \cdot 100$$

Ahol n : kitöltetlen cellák száma

N : összes cellák száma

Megállapítottam, hogy a kitöltetlen cellák aránya véletlen eloszlás esetén minden térfogatarány mellett kisebb, mint a csoportosult eloszlásé. A második fázis ará-

nyának függvényében három területet határoztam meg: véletlen eloszlás – átmeneti tartomány – csoportosult eloszlás (6-1. ábra). A kompozit minták esetében a csoportosulás mértéke a második fázis arányának függvényében fokozódik.



6-1. ábra. Kitöltetlen cellák aránya a szemcsék területarányának függvényében

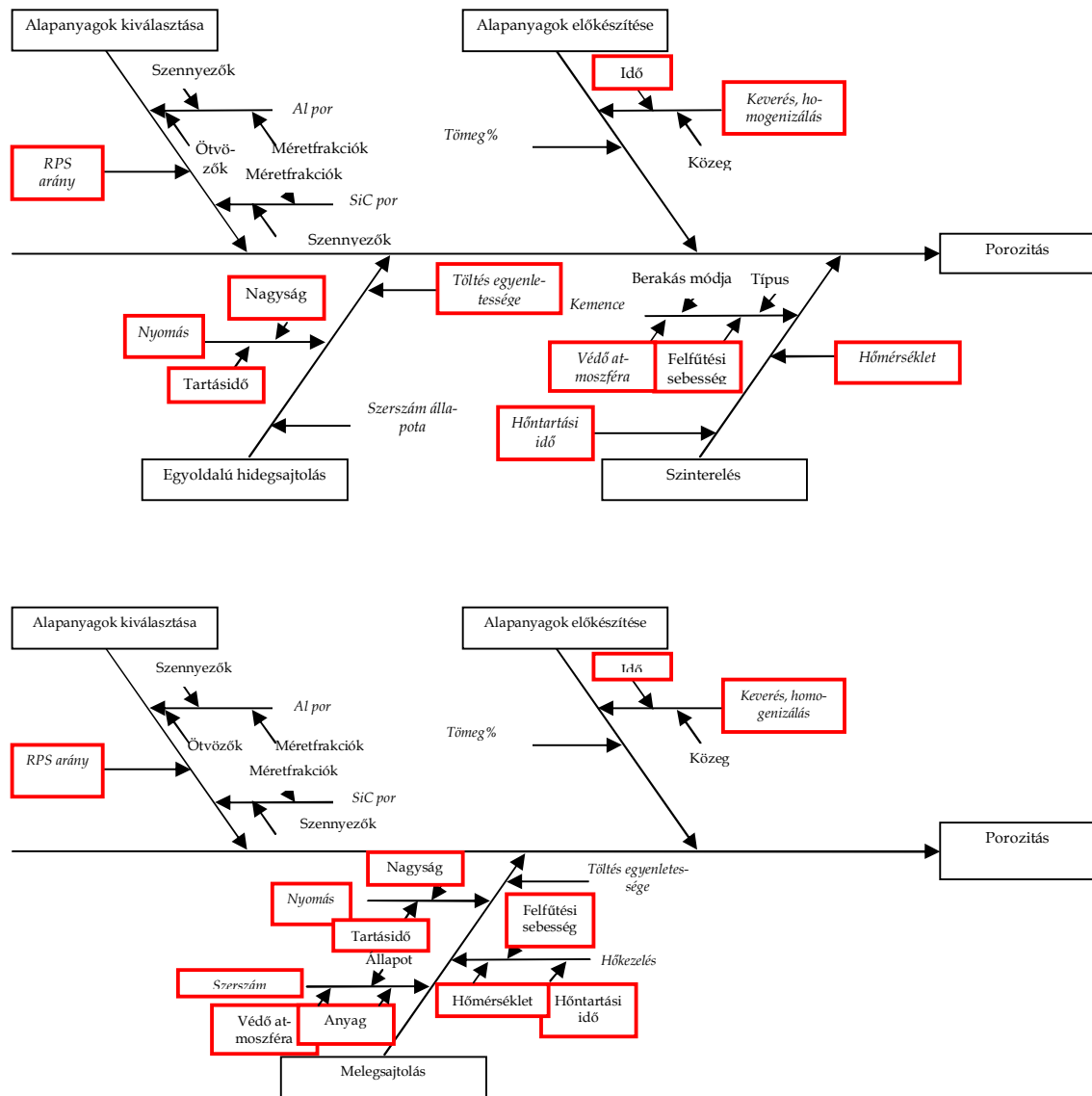
- 3.3. A szemcsék köré morfológiai mozaikokat rajzolva, a második fázis mennyiségének növelésével a nagyobb területű morfológiai mozaikok gyakorisága nő, ami a csoportosulást jelzi.
- 3.4. Bináris morfológia alkalmazásakor megállapítottam, hogy a szemcseszámcsökkenést a dilatációs lépések számának függvényében megadva, a véletlen és a csoportosult eloszlás a görbék alakja szerint különböztethető meg. A véletlen eloszlást a néhány (4-10) dilatációs lépés után megjelenő jellegzetes csúcs jelzi, ami a szemcsék területarányának növelésével egyre kevesebb dilatációs lépés után jelentkezik. Csoportosult eloszlás esetében az első dilatációs lépések (1-6) alatt a szemcsék jelentős része (40-80%) olvad egybe. Ez a módszer egyaránt alkalmas a klaszterek, illetve a különálló szemcsék kimutatására.
4. A próbadarabok vizsgált mechanikai tulajdonságait (keménység, kopásállóság) az előállítási technológia (hidegsajtolás-szinterelés vagy melegsajtolás), a hozzáadott SiC mennyisége, illetve a fémmátrix összetétele határozzák meg.
 - 4.1. Az Al ötvözetek esetében a hidegsajtolás-szinterelt darabok, míg a kompozitok esetében a melegsajtolás minták makro- és mikrokeménysége nagyobb. A SiC

- menntiségének növelésével a melegsajtolt minták keménysége nő, míg a hidegsajtoltak közül az AlCu és AlSi mátrixú daraboknál csökken.
- 4.2. A második fázist nem tartalmazó darabok esetében a hidegsajtoltszinterelt mintáknál figyelhető meg kisebb kopási veszteség. A 10 és 20 m/m % SiC erősítésű kompozitok kopásának mértékében nincs jelentős különbség; ugyanakkor a 30% SiC tartalmú kompozitoknál a hidegsajtoltszinterelt darabok kopása már meghaladja a melegsajtoltszinterelt darabokét.
- 4.3. A domináns kopási mechanizmusok a melegsajtoltszinterelt Al-Cu és AlZn esetében az abrazív kopás és a réteges leválás, míg az Al-Si minta esetében csak az intenzívebb réteges leválás. A 30 m/m% SiC erősítésű daraboknál, alapanyagtól függetlenül, inkább az abrazív kopás a jellemző.
5. Megállapítottam, hogy mind a hidegsajtoltszinterelés, mind a melegsajtoltszinterelés alkalmazásával előállítható kompozit termék. A megfelelő módszer kiválasztásához figyelembe kell venni a termék elvárt tulajdonságait, illetve a második fázis térfogatarányát: 0% SiC esetében a hidegsajtoltszinterelés a kedvezőbb, 10-20% SiC esetén nincs jelentős különbség a kompozit keménységét és kopásállóságát tekintve, míg 30% SiC esetén a melegsajtoltszinterelés jobb.
- 5.1. A melegsajtoltszinterelés a tömörebb, kevesebb porozitást tartalmazó szövetszerkezet elérésére alkalmas. A SiC hozzáadása esetén már a keménység, kopásállóság szempontjából is a melegsajtoltszinterelés az előnyösebb.
- 5.2. A hidegsajtoltszintereléssel az Al-Cu, Al-Si, Al-Zn daraboknál nagyobb keménység, jobb kopásállóság érhető el. A SiC szemcsék területarányának eloszlása a hidegsajtoltszinterelt darabok esetében egyenletesebb.
6. Az elvégzett vizsgálatok alapján meghatároztam olyan paramétereket (terület, konvex terület, körszerűség, nyújtottság), melyek alapján a pórusok beazonosíthatók. A porozitás keletkezéséhez vezető technológiai lépések meghatározásával megállapítható (6-2. ábra), hogyan keletkezett a porozitás, hogyan kategorizálható, és milyen módon lehet befolyásolni mennyiségét.
- 6.1. Az alapanyagtól és technológiától függetlenül megjelenő pórustípusok (az Al mátrixban, az Al-SiC határfelületen és a SiC szemcsék között) a 6-2. Táblázat alkalmazásával méret és alak szerint kategorizálhatók, és számszerűen jellemezhetők.

6-2. Táblázat. Pórusok tipizálása megjelenési hely, méret és alakjellemzők alapján

	Megjelenési hely	Terület (μm^2)	Körszerűség	Nyújtottság	Alak
Hidegsaj- tolt- szinterelt	Al	64-118	1-2	1-2	Gömbszerű
	Al/SiC	11-27	1-4	1-3	Nyújtott
	SiC	73-364	2-5	1-2	Szabályta- lan
Melegsaj- tolt	Al	12-37	1-2	1-2	Gömbszerű
	Al/SiC	5-18	1-3	1-3	Nyújtott
	SiC	40-164	1-5	1-2	Szabályta- lan

- 6.2. Az alumínium mátrixban megjelenő porozitást a nem megfelelő sajtolási (nyomás nagysága, hatásideje, egyenletlen betöltés) vagy szinterelési paraméterek (hőmérséklet, hőtartási idő, felfűtési sebesség) okozhatják.
- 6.3. A nem egyenletes betöltés következtében kialakuló pórusok eloszlása a darab keresztmetszetében nem egyenletes, így ezek mennyiségének mérésével megállapítható a probléma eredete.
- 6.4. A csoportosult szemcsék között megjelenő porozitást a nem megfelelő szemcseméretarány megválasztása, illetve az elégtelen keverés okozhatja.
- 6.5. A mátrix és a kerámia részecskék közötti határfelületen megjelenő porozitást előidézheti, ha a szemcséket a fémmátrix nem veszi teljesen körbe. Megfelelő szinterelési, melegsajtolási paraméterek esetén a képződő eutektikum a porózus részeket kitölti, és ezzel csökkentheti a kompozit porozitását.



6-2. ábra. A porozitás keletkezéséhez vezető okok feltárása Ishikawa-diagram alkalmazásával a hidegsajtolás-szinterelés, illetve a melegsajtolás esetében

6.2. Az új eredmények felhasználhatósága

A kompozitok korunk egyik legígéretesebb anyagai, számtalan lehetőséget kínálnak olyan egyedi tulajdonságkombinációk elérésére, melyekre eddig nem volt megoldás. Azonban épp a többféle anyag egyesítése miatt számos nyitott kérdés van még ezen a téren, többek között a kompozitok szövetszerkezetének objektív jellemzése is ide tartozik.

Disszertációmban többféle Al-ötvözetből készítettem fémmátrixú, SiC szemcseerősítésű kompozitokat, majd összehasonlítottam ezek szövetszerkezetét, illetve mechanikai tulajdonságait, az alapanyag (Al-Cu, Al-Si, Al-Zn) és az előállítási módszer (hidegsajtolás-szinterelés, melegsajtolás) szemszögéből. Méréseim útmutatót adnak annak kiválasztásához, hogy adott alapanyag esetén melyik technológiával érhetők el a tervezett tulajdonságok, és fordítva, így azok előre tervezhető válnak a rendelkezésre álló technológia függvényében.

A szövetszerkezet jellemzésére a szakirodalom által elfogadott módszerek alkalmazása mellett újabb paramétert is bevezettem. Ezek együttes alkalmazásával objektív, átfogó elemzés készíthető a második fázis eloszlásának leírására. A bemutatott jellemzőkkel kvalitatív és kvantitatív jellemzés egyaránt megvalósítható.

A szemcseerősítésű kompozitokban pórusok megjelenhetnek a fémmátrixban, a fémmátrix-kerámia határfelületen, illetve a kerámia szemcsék között. Az így kategorizált pórusok alakja és mérete a képelemzésben használatos paraméterekkel (terület, konvex terület, kör-szerűség, nyújtottság) jól leírható. A porozitás keletkezéséhez vezető technológiai lépések meghatározásával megállapítható, hogyan keletkezett a porozitás, hogyan kategorizálható, és milyen módon lehet befolyásolni mennyiségét.

A disszertációban bemutatott ismeretek, eredmények beépíthetők a Műszaki Anyagtudományi Karon folyó oktatásba, többek között a Számítógépes képelemzés, Szerkezetvizsgálat illetve a Fémötvözetek hőkezelése tárgyak tananyagába.

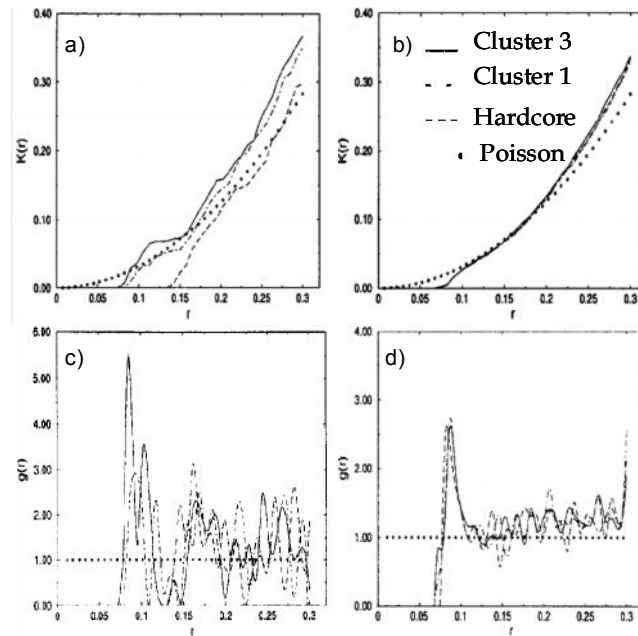
7. Köszönetnyilvánítás

Köszönettel tartozom témavezetőmnek, aki a disszertáció elkészítése során folyamatosan segítségemre volt és mindvégig biztatott és Dr. Kovács Károlynak, a témához kapcsolódó, minőségfejlesztéssel kapcsolatos javaslataiért.

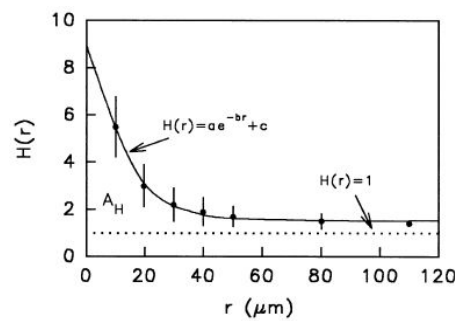
Köszönet illeti Prof. C. Hakan Gürt, Dr. Tadeusz Pieczonkát, Benke Mártont, Kovács Árpádot, Dr. Hegman Norbertet, Dr. Sólyom Jenőt, Dr. Bánhidi Olivért, Dr. Kovács Károlynét, Márkus Zoltánnét, Márkus Zoltánt, Bán Róbertet, Kuzsella Lászlót, Dr. Dúl Jenőnét, Csurilláné Balogh Ágnes, amiért munkámat segítették.

Köszönet illeti természetesen családomat is a támogatásért és megértésért.

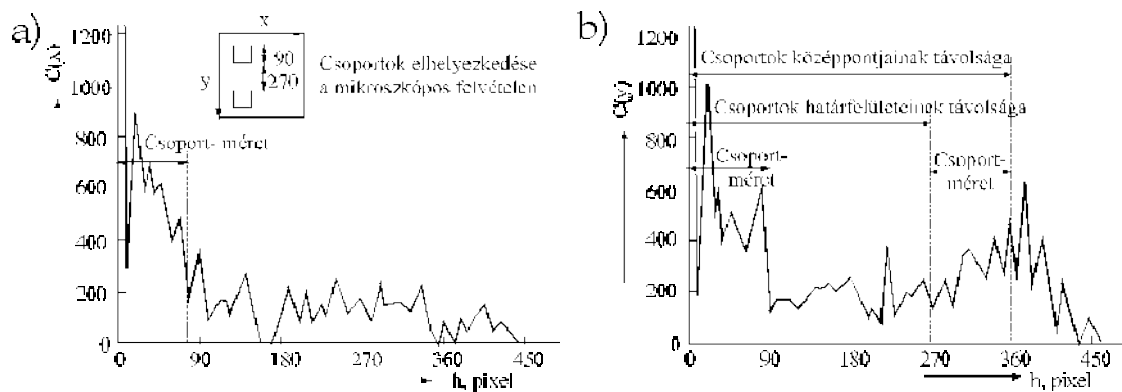
8. Mellékletek



8-1. ábra. Számítógéppel generált szövetképek a-b) $K(r)$ és c-d) $g(r)$ függvényei. a,c) 25 részecske, 10,8 V/V%; b,d) 100 részecske, 32,4 V/V% [76]



8-2. ábra. Radiális eloszlásfüggvény alakja [73]



8-3. ábra. Kovariancia függvény alakja a) vízszintes, és b) függőleges irányban mérve [78]

8-1. Táblázat. Irodalmi összefoglalás

Forrás	Alapanyag	Előállítás	Vizsgálat célja	Vizsgálat eredménye
[136]	Al (99,5%)+0,5 V/V% α -SiC (100 μ m)	Vákuum-infiltrálás (Hőm.: SiC: 500, 550, 600, 650 °C, Al: 720, 800, 850 °C).	Kompozit mikrokeménységének, sűrűlátsági együtthatójának, kopásának, kerámia szemcsék határfelületei közötti távolság meghatározása	1. A kerámia szemcsék határfelületei közötti távolság befolyásolja a kompozit kopási tulajdonságait. 2. A mikrokeménység és a határfelületek távolsága az kerámia és a mátrix közötti határfelületi kötés erősségét jellemzi.
[137]	2014 Al + 15 V/V% SiC (10 μ m)	Keverék hevítése 1050 °C-ra. Porlasztás (N ₂ gáz). Melegalakítás. Hőkezelés (oldó hőkezelés - 502 vagy 475 °C, 40 perc, vízben történő edzés, nemesítés - 150, 170, 190 °C).	Szövetszerkezet, szakítószilárdság, kopásállóság vizsgálata.	1. A porlasztással nagy sűrűségű kompozit állítható elő a káros határfelületi reakciók végbemenetele nélkül, melyben a SiC szemcsék eloszlása egyenletes. 2. A porlasztással előállított kompozit szakítószilárdsága az Al-ötvözetéhez hasonló, míg a hőkezelt kompozit meghaladja azt. 3. A porlasztással előállított kompozit kopásállósága kétszer nagyobb, mint az Al-ötvözeté.
[138]	A356 Al + 30 V/V% SiC (40 μ m)	Olvadék állapot: keverés - öntés, extrudálás (520 °C).	Kopásállóság vizsgálata.	A koptatási sebesség növelésével 1. a kopási veszteség és a kopásnak kitett SiC szemcsefelület nő, 2. a mátrix vékony rétegben megolvad, a SiC szemcsék kiemelkednek, így szinte a teljes terhelés ezek felületén koncentrálódik, 3. a koptató és a koptatott felületet egyaránt védő vasoxid-réteg alakul ki.
[6]	AlCu3Mg és AlCu4Mg + 50-67 V/V% SiC	Nyomásos infiltrálás (130 MPa), hőkezelés (T ₆ , T ₄).	Hajlítószilárdság, Xoung-modulusz, törési szívósság, keménység, kopásállóság meghatározása, szövetszerkezet jellemzése.	1. A SiC szemcsék hatására a kompozit keménysége, szilárdsága, kopásállósága javul, azonban törési szívóssága és alakíthatósága romlik. Ez a hatás kisebb szemcseméretű SiC esetében a legjelentősebb. 2. A SiC előállítás közben történő oxidációja káros a kompozit mechanikai tulajdonságai szempontjából.
[139]	A356 Al + 10,8 V/V% SiC (25 μ m)	Előhevítés (Al: 450 °C, 3-4 óra, SiC: 1100 °C, 1-3 óra). Hevítés T _L fölé, majd hűtés a	Szövetszerkezet jellemzése.	1. A SiC szemcsék eloszlása jó, a nedvesítés megfelelő.

	μm), 6061 Al + 20,6 V/V% SiC (25 μm)	félszilárd állapot eléréséig, SiC szemcsék kézi bekeverése. Újrahevítés T_L fölé, mechanikus keverés (730 ± 10 °C, 20 perc). Gravitációs öntés.		2. A SiC szemcsék a dendritágak között helyezkednek el, ahol az A356-10%SiC kompozitban heterogén csíráképzőként funkcionálnak a Si számára. 3. Az Al-SiC határfelületen Al_4C_3 képződik.
[140]	Al-4,5Cu-3Mg+5, 10, 15 V/V% SiC (36 μm)	1. SiC előhevítése (700 °C, 2 óra). Al ötvözet hevítése (650 °C), SiC bekeverése T_L - T_L közti hőmérsékleten. Gáztalanítás, nyomásos öntés (100 MPa, 40-60 mp). 2. Mátrix ötvözet gravitációs öntése.	Szövetszerkezet jellemzése, mechanikai tulajdonságok vizsgálata.	1. Az Al ötvözet keménysége az alkalmazott nyomás hatására nő. 2. A SiC hozzáadásával kompozit keménysége nő. 3. A kompozit szövetszerkezete primer fázisból, eutektikumból és az eutektikus régiót körülfogó SiC szemcsékből áll. 4. A jó határfelületi kötés következtében a kompozit törése a mátrix és a SiC egyidejű károsodásával megy végbe.
[141]	AMB7775 Al (32,8 μm) + 5 m/m% SiC (34 μm)	Egytengelyű hidegsajtolás (250 MPa). Kenőanyag eltávolítása (350 °C, 1 óra). Szinterelés (620 °C, 10-240 perc, N_2 atmoszféra, felfűtési sebesség 100 °C/perc). Oldó hőkezelés (475 °C), edzés (175 °C).	Mikro (Hv)- és makrokeménység (HRB), nyomószilárdság meghatározása.	1. Az Al ötvözet mikrokeménysége nagyobb, mint a kompozité, míg a makrokeménységnél ennek ellenkezője tapasztalható. 2. A kompozit nyomószilárdsága is meghaladja a mátrixét. 3. A határfelületi kötés gyenge, a mátrix és a kerámia a határfelület mentén elválók.
[142]	99,5% Al (50 μm) + 7 m/m% Si (2,5 mm) + 0,4 m/m% Mg (250 μm) + 34 m/m% SiC (40 μm)	Mechanikus ötvöztetés (Ar atmoszféra, 1-8-24 óra). Szinterelés (ötvözött kompozit por: 570, 660 °C, kevert kompozit por: 660 °C).	Mechanikus ötvöztetés szinterelési folyamatokra, a kompozit szövet-szerkezetére és mechanikai tulajdonságaira gyakorolt hatásának vizsgálata.	1. A mechanikus ötvöztetés hatására a szinterelés a megnövekedett diffúziósebesség következtében meggyorsul. 2. A mechanikus ötvöztetéssel finomabb szövet-szerkezetű, nagyobb keménységű kompozit állítható elő, mint a kevert kompozit porból.
[65]	Al-6m/m% Cu-0,4m/m% Mn (40, 80, 130, 180 μm) + 15 V/V% α -SiC (14 μm)	Porkeverék mechanikai keverése (1 óra, etanol). Szárítás, szárazkeverés (30 perc). Hidegsajtolás. Gáztalanítás. Vákuumkovácsolás. Extrudálás (400 °C, 17,4:1 extrúziós arány). Oldó hőkezelés (homogenizálás: 1 óra, 530 °C, vízben edzés). Megeresztés (8 óra, 180 °C)	PSR arány hatása a kompozit szövet-szerkezetére, feldolgozhatóságára, mechanikai tulajdonságaira	A PSR növekedésével 1. nő a klaszterek megjelenésének valószínűsége. Az adhézió hiánya következtében a SiC kipereg, helyén látható porozitás marad. 2. a darabok felületén repedések jelennek meg, ezek mérete és mélysége egyre nagyobbá válik. A SiC csoportok számának növekedésével a re-

				pedés terjedése felgyorsul. 3. A nyúlás, a folyáshatár és a szakítószilárdság a közel lineárisan csökken.
[143]	Al (40 μm) + 10, 20, 30, 40, 50 V/V% SiC (45 μm)	Porok keverése (60 perc). Egytengelyű hidegsajtolás (90, 180, 270, 360 MPa, szerszámmal kenése): 1. monoton sajtolás 2. ciklikus sajtolás (1 Hz, 5000 ciklus). Szinterelés (620 °C, 60 perc, N ₂ atmoszféra)	A sajtolás módjának (monoton vagy ciklikus), a SiC mennyiségének a kompozit tömörödésére, szövetszerkezetére gyakorolt hatásának vizsgálata.	A ciklikusan sajtolt, nagy SiC tartalmú kompozitok 1. tömörödése nagyobb mértékű, 2. szövetszerkezete egyenletesebb, kevesebb pórust tartalmaz. 3. töretfelületén látható, hogy az Al jelentősen deformálódott, betöltve ezzel a pórusokat és megszüntetve a SiC csoportosulásokat.
[66]	Al-6Cu-0,4Mn + α -SiC 1. sorozat: Al (40 μm) + 5, 10, 15, 20 V/V% SiC (3,14 μm); 2. sorozat: Al (40, 80, 130, 180 μm) + 15 V/V% SiC (14 μm)	1+2. sorozat: Keverés (1 óra, etanol). Szárítás, szárazkeverés (30 perc). Hidegsajtolás. 1. sorozat: gáztalanítás (400 °C). 2. sorozat: vákuumkovácsolás ($p_{\text{max}} \sim 1200$ MPa, 673 K) 1+2. sorozat: extrudálás (673 K, 17,4:1 extrúziós arány). Oldó hőkezelés (homogénezés: 1 óra, 803K; vízben edzés szobahőmérsékletre). Megeresztés (8 óra, 453 K)	A PM eljárás folyamán kialakuló csoportosulások, ill. ezek mechanikai tulajdonságokra gyakorolt hatásának vizsgálata.	Kerámia szemcseméret megválasztása a tervezési szem-pontoktól függ: Young-modulus javításához nagyobb méretű erősítő szükséges, ekkor nagyobb mennyiség mellett is egyenletes eloszlás biztosítható. Az erősítő szemcseméretének csökkentésével a folyáshatár, a szakítószilárdság és a feldolgozhatóság javul, ekkor csak kisebb mennyiségű erősítő mellett homogen az eloszlás.
[35]	Al (<75 μm) + 7,3 m/m% Cu (<45 μm) + ~10 m/m% SiC (8, 44 μm), ~10 m/m% SiC(Cu) (44 μm)	Keverés (30 perc). Hidegsajtolás (szerszámmal kenése). Kenőanyag eltávolítása (400 °C, 30 perc). Szinterelés (600 °C, 60 perc, 3N ₂ +H ₂ kevert gázos atmoszféra).	A szinterelési folyamatok, illetve a kompozit szövetszerkezetének és mechanikai tulajdonságainak meghatározása.	1. A Cu hatására kialakuló folyadék kitölti a szemcsehatárokon, illetve a mátrix szemcsékben képződő hézagokat, pórusokat, ennek következtében a sűrűség nő. 2. A folyadékkal összekötött szemcsehatárok mentén a repedés terjedése könnyebben megy végbe a folyadék fázis CuAl ₂ tartalma miatt. 3. A kisebb méretű SiC hajlamosabb csoportosulni, emiatt a kompozit sűrűsége, szilárdsága csökken. 4. A szinterelt kompozit tulajdonságai nem függenek a Cu fázis eredetétől (vagyis hogy a mátrixot ötvözzük vagy a SiC szemcsét vonjuk

				be rézzel).
[144]	1100 Al (10 μm) + 20 V/V% α -SiC (5, 20, 56 μm)	Keverés (12 óra). Melegsajtolás (vákuum, 650 °C). Extrudálás (420 °C, 16:1 extrudálási arány).	A SiC szemcseméretének a kompozit hőtágulási együtthatójára gyakorolt hatásának vizsgálata.	1. A kisebb SiC tartalmú kompozit esetében a CTE értéke kisebb, a hőmérséklettel kisebb mértékben nő.
[145]	Al (25 μm) + 5 m/m% Cu (63 μm) + 10, 20, 30 V/V% SiC (10 μm)	Keverés (izopropil-alkohol). Egytengelyű melegsajtolás (felfűtési sebesség 20 °C/perc, 600 °C, 25 MPa, 5 perc hűntartás). Hűtés, nyomástartás 300 °C-ig. Edzés (530 °C, 24 óra, hűtés hideg vízben), öregítés (olaj, 180 °C, 2, 4, 6, 8, 10, 12, 16, 20, 24 óra).	A porkohászat és a folyadék fázisú előállítás előnyeinek egyesítése a melegsajtolással. A melegsajtolat kompozit szövetszerkezetének jellemzése, a a kopásállóság meghatározása.	1. 15 V/V% SiC tartalomig a kopási veszteség a SiC mennyiségének növelésével csökken. 2. 15-30 V/V% SiC között a kopási veszteség már kevésbé érzékeny a SiC tartalom növelésére.

8-2. Táblázat. Az irodalmi áttekintésben szereplő Al-ötvözetek ötvöző-tartalmának ismertetése¹³

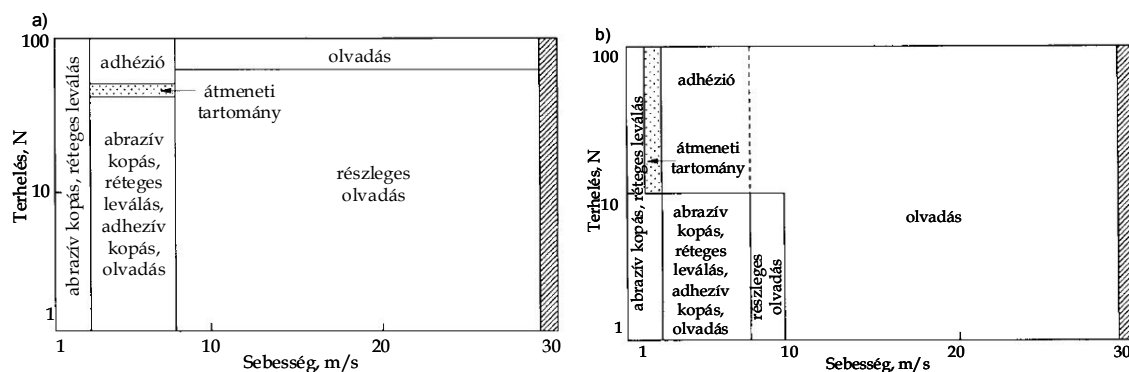
	Cu	Mg	Ag	Si	Mn	Fe	Zn	Ti	Sn	Pb	Cr	Ni	Forrás
2014	4	0,5	-	0,8	-	-	-	-	-	-	-	-	[137]
AlCu3Mg	3,07	0,98	0,59	<0,005	0,016	0,036	-	0,003	-	-	-	-	[6Hiba! A könyvjelző nem létezik.]
AlCu4Mg	4,29	1,01	0,62	<0,005	0,016	0,038	-	0,003	-	-	-	-	[6Hiba! A könyvjelző nem létezik.]
A356	0,20	0,25-0,45	-	6,5-7,5	0,10	0,20	0,10	0,20	-	-	-	-	[139]
6061	0,15-0,4	0,8-1,2	-	0,4-0,8	0,15	0,70	0,25	0,15	-	-	-	-	[139]
Al-4,5Cu-3Mg	4,45	3,14	-	0,08	0,01	0,20	0,50	0,001	0,009	0,006	0,002	0,001	[140]
AMB7775 ¹⁴	1,0	2,5	-	-	-	-	7,0	-	-	-	-	-	[141]
Al 1100	0,25	-	-	0,1	0,01	0,6	-	0,02	-	-	-	-	[146]

¹³ Az egyes elemek tömeg%-ban vannak megadva, az Al minden esetben a maradék.¹⁴ Az ötvözet 1,5 m/m% Acrawax C kenőanyagot tartalmaz.

8-3. Táblázat. Legfontosabb Al-SiC_p alkatrészek bemutatása¹⁵

Alkalmazás	Kritériumok	Alkatrész	Gyártó/Termék neve	Hiv.
Gépjármű és vonat alkatrészek	Nagy fajlagos szilárdság és merevség, kis hőtágulási együttható, hőállóság, kopásállóság, hővezetőképesség [2]	Dugattyú	Toyota, Duralcan, Martin Marietta, Lanxide	[103], [104]
		Hengerpersely	Duralcan, Martin Marietta, Lanxide, Honda	[103], [104]
		Kardántengely	GKN, Duralcan	[103], [104]
		Féktárcsa, fékdob	Lotus Elise, Volkswagen, Chrysler, GM S/T teherautó, GM EV-1	[103], [104]
		Vonat féktárcsa	ICE, Duralcan, Knorr-Bremse	
Katonai és polgári repülőgépek	Nagy fajlagos szilárdság és merevség, hőállóság, ütőszilárdság, kifáradási szilárdság [2]	Csőtengely, merevítőelemek, ventilátor- és kompresszorlapát,	Lockheed Martin, Boeing,	[2], [147], [148]
		Hidraulikus elosztócső	V-22 Osprey, Triton Systems,	[110]
Úrkezelés	Nagy fajlagos szilárdság és merevség, kis hőtágulási együttható, hőállóság, hővezetőképesség [2]	Tartóvázak, merevítő- és összekötőelemek		[2]
Elektronikai alkatrészek	Szabályozható hőtágulási együttható, hővezetőképesség, kis tömeg [101]	Multicsipes elektronikai modul	Alcoa Innometalx	[104]
		NYÁK hűtőborda	Al-SiC _p Lanxide	[104]
		Hűtőborda, burkolat, IGBT félvezető	CPS Technologies Corporation	[101]

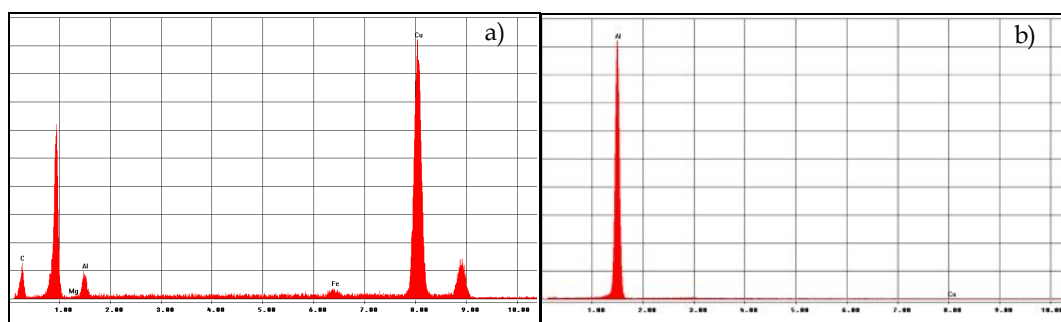
¹⁵ Az alkatrészek anyaga minden esetben Al-SiC_p kompozit.



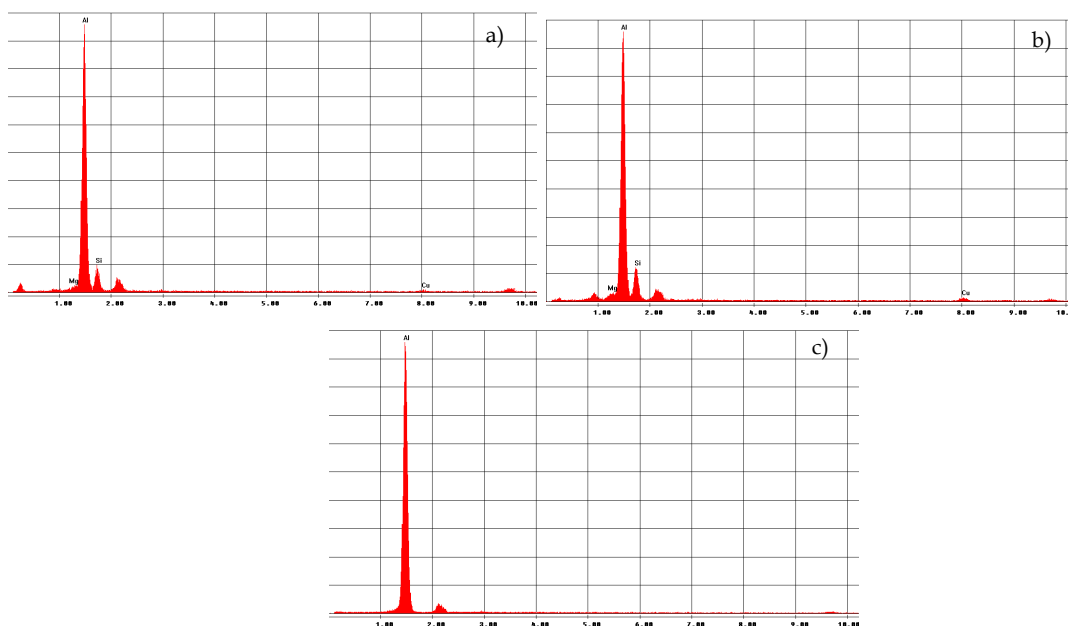
8-4. ábra. Kopási mechanizmusok a sebesség és a terhelés függvényében a) mechanikusan ötvözött PM AlCu/SiC/13_p és öntött A356/SiC/20_p kompozitok b) PM 6061/SiC/15_p kompozit esetében [89]

8-4. Táblázat. Az ECKA alapanyagok összetétele a gyártó adatai alapján [149]

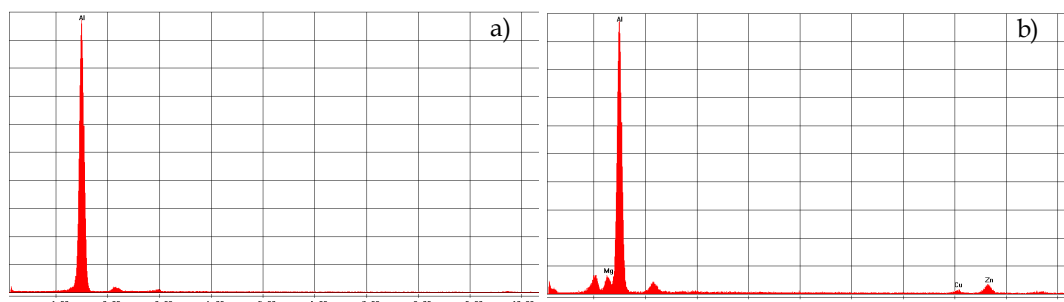
Alapanyag	Elem, m/m%						Átl. szemcseméret, μm
	Cu	Si	Mg	Zn	Kenőanyag	Al	
Al-Cu	4,5	0,7	0,5	-	1,5	Bal.	23,9
Al-Si	2,5	14	0,5	-	1,5	Bal.	16,9
Al-Zn	1,5	-	2,5	5,5	1,2	Bal.	24,2



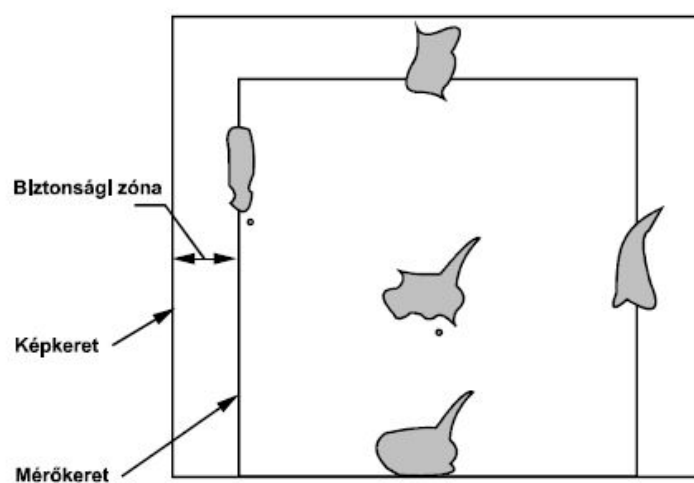
8-5. ábra. Az Al-Cu ötvözet por EDS spektruma a) az 1-es b) a 2-es pontban (a 2-1. ábra jelöléseinek megfelelően)



8-6. ábra. Az Al-Si ötvözet por EDS spektruma a) az 1-es b) a 2-es pontban (a 2-1. ábra jelöléseinek megfelelően)



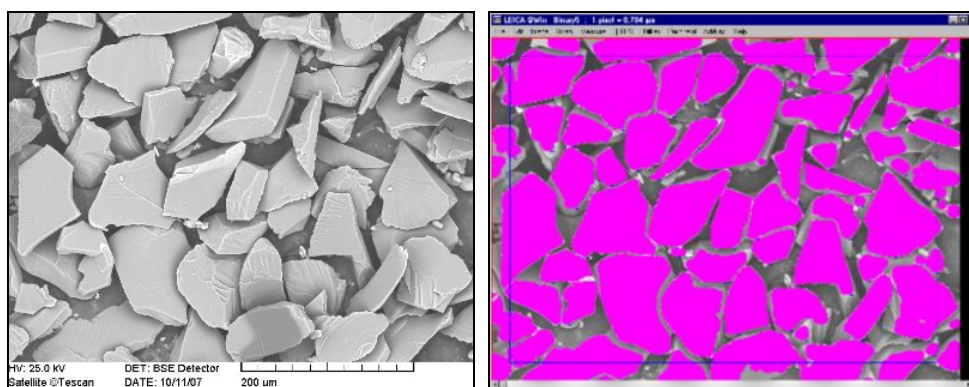
8-7. ábra. Az Al-Zn ötvözet por EDS spektruma a) az 1-es, b) a 2-es pontban (a 2-1. ábra jelölései alapján)



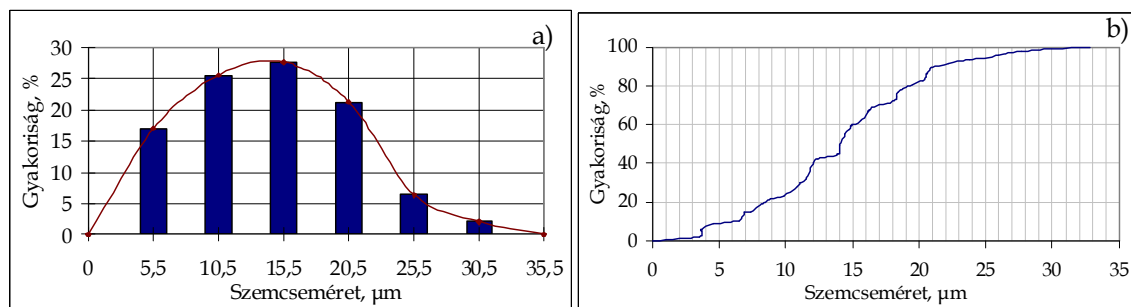
8-8. ábra. A képelemzős mérésekhez használt kettős keret [112]

8-5. Táblázat. A makroprogram lépéseinek jellemzése [113]

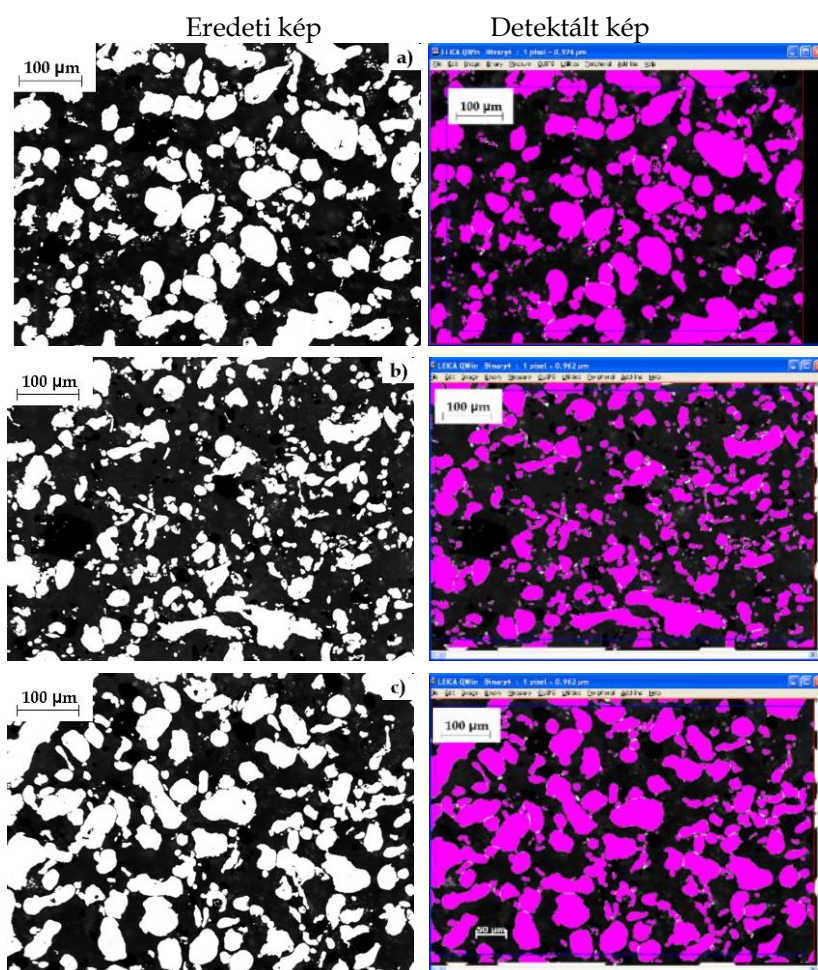
Művelet neve	Lépései	Eredménye
Detektálás	Az objektumok és a háttér elkülönítése szürkeségi szintjük alapján	A legalább egy adott szürkeségi szinthez tartozó képpontokat kiválasztása és elkülönítése
Zárás (close)	Dilatáció + ekvivalens erózió Erózió: Egy pixel értékének helyettesítése az önmaga és nyolc szomszédja által alkotott csoport szürkeségi értékének minimumával Dilatáció: Egy pixel értékének helyettesítése az önmaga és nyolc szomszédja által alkotott csoport szürkeségi értékének a maximumával	Az apró, sötét objektumok eltávolítása
Nyitás (open)	Erózió + ekvivalens dilatáció	Az apró, világos objektumok eltávolítása
Szegmentálás	Különálló és objektumonként egyedi tartomány vagy képpont azonosítása. Erózió és rekonstrukció. Erózió: mivel a részecskék mérete közt jelentős eltérések vannak, ezért a teljes erózió művelete alkalmazható. Rekonstrukció: A különálló pontokból vagy tartományokból a bináris kép visszaállítása dilatációval úgy, hogy az objektumok ne érintkezzenek.	Az objektumok egymástól történő elkülönítése
Lyukak kitöltése	A zárt objektumokban lyukként a háttér azon pontjait azonosítjuk, melyek nincsenek a háttér más pontjain keresztül közvetlen kapcsolatban a képkerettel	Kitöltéssel a lyukak is a detektált szemcse részét képezik
Szerkesztés	A bináris képen szükség esetén további átalakításokat végrehajtása	Mérésre alkalmas bináris kép létrehozása



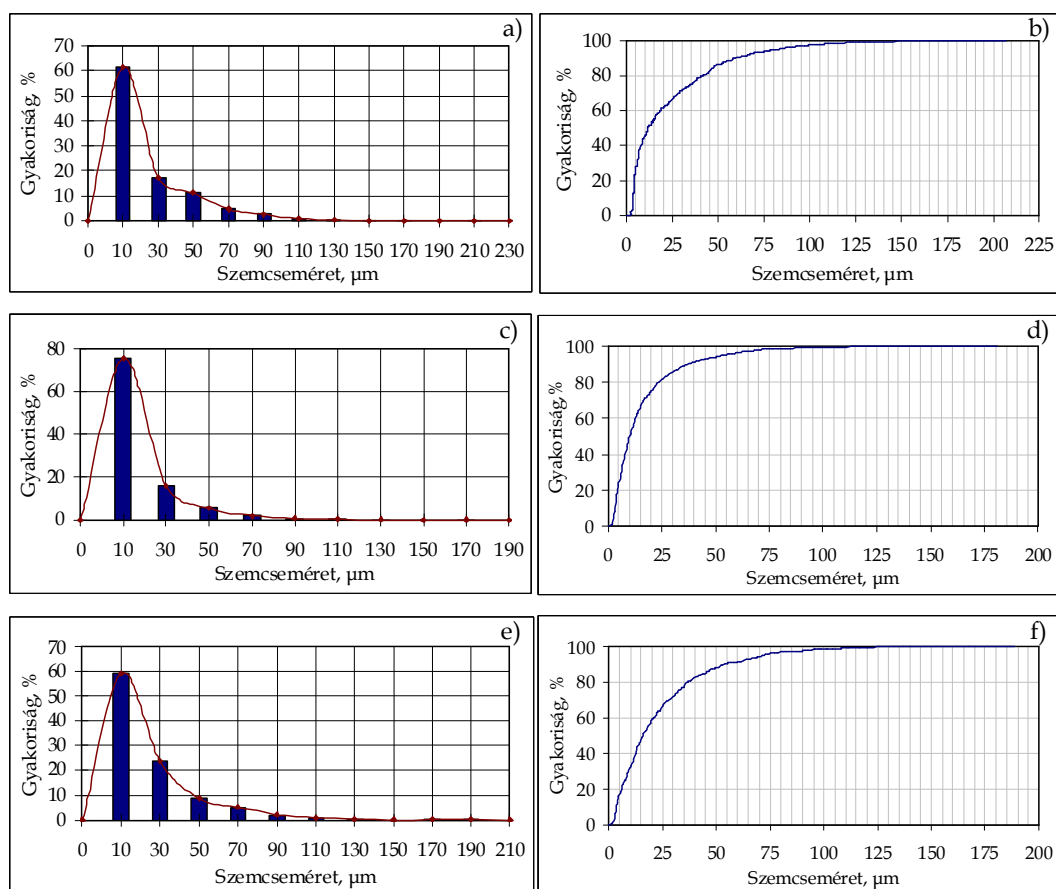
8-9. ábra. A SiC por szemcseméretének meghatározásához használt eredeti és detektált SEM felvételek



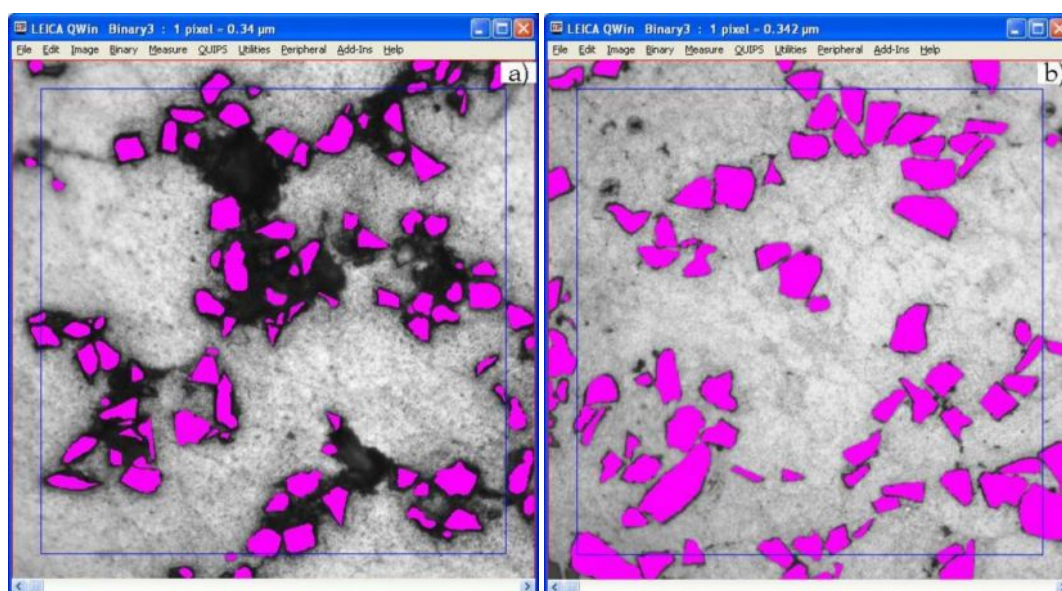
8-10. ábra. Az F500 SiC por szemcseméret-eloszlása a) hisztogram b) kumulatív függvény formájában ábrázolva



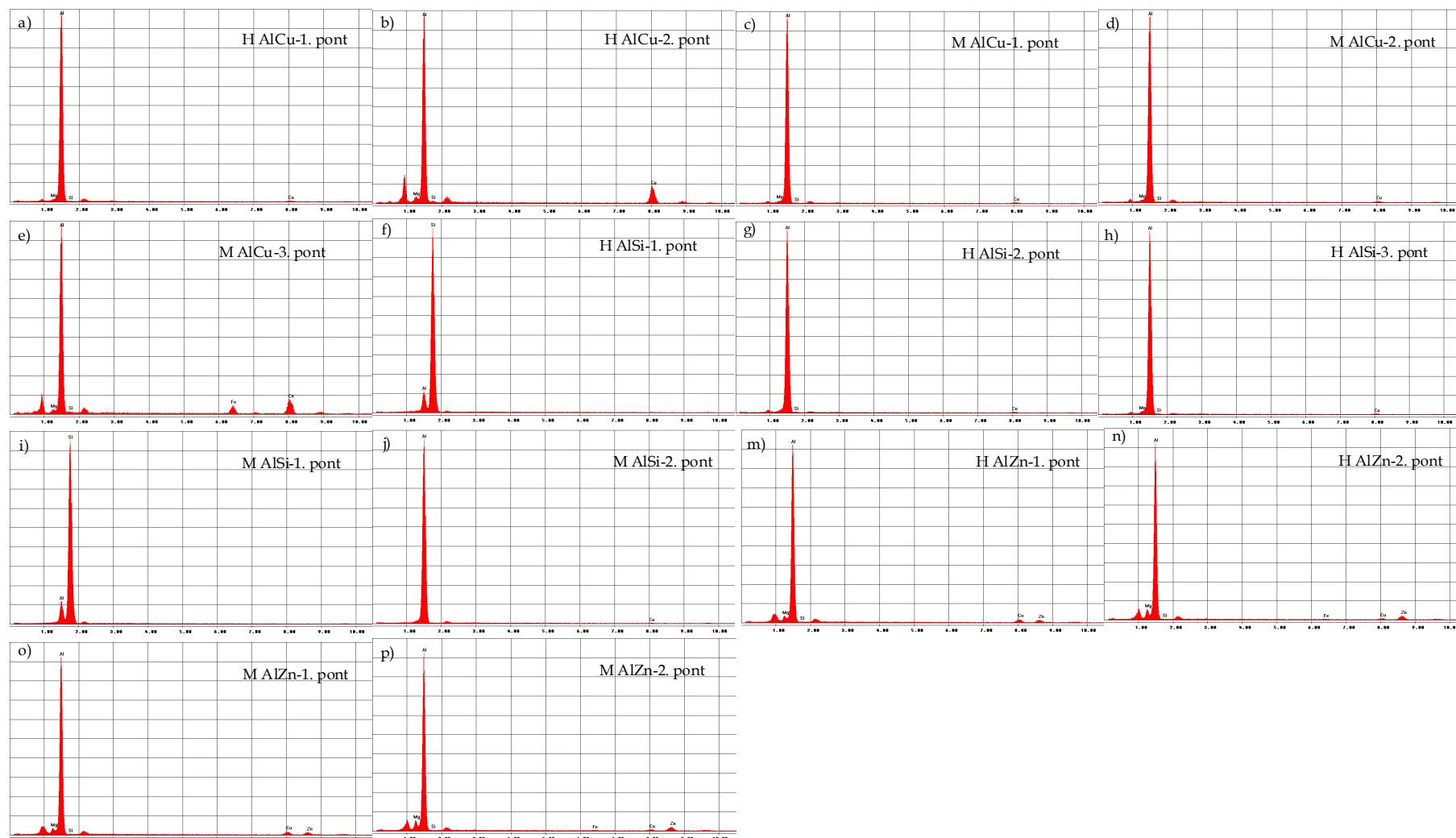
8-11. ábra. Példák az Al porok szemcseméretének meghatározásához használt eredeti és detektált optikai mikroszkopos felvételekre Al-Cu b) Al-Si c) Al-Zn ötvözet esetén



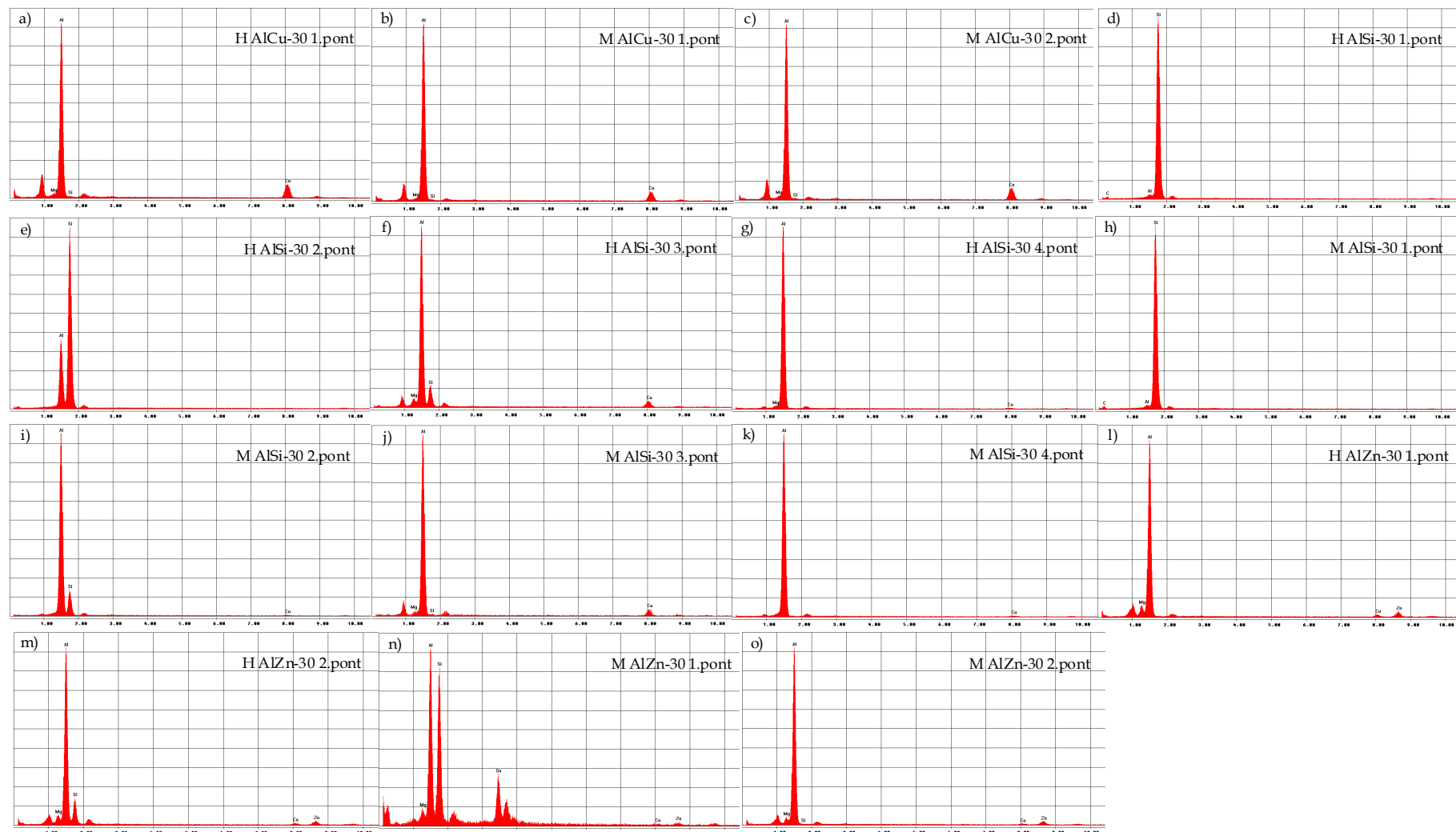
8-12. ábra. Az Al ötvözet porok szemcseméret-eloszlása hisztogram és kumulatív függvény formájában ábrázolva a-b) Al-Cu c-d) Al-Si e-f) Al-Zn ötvözet esetén



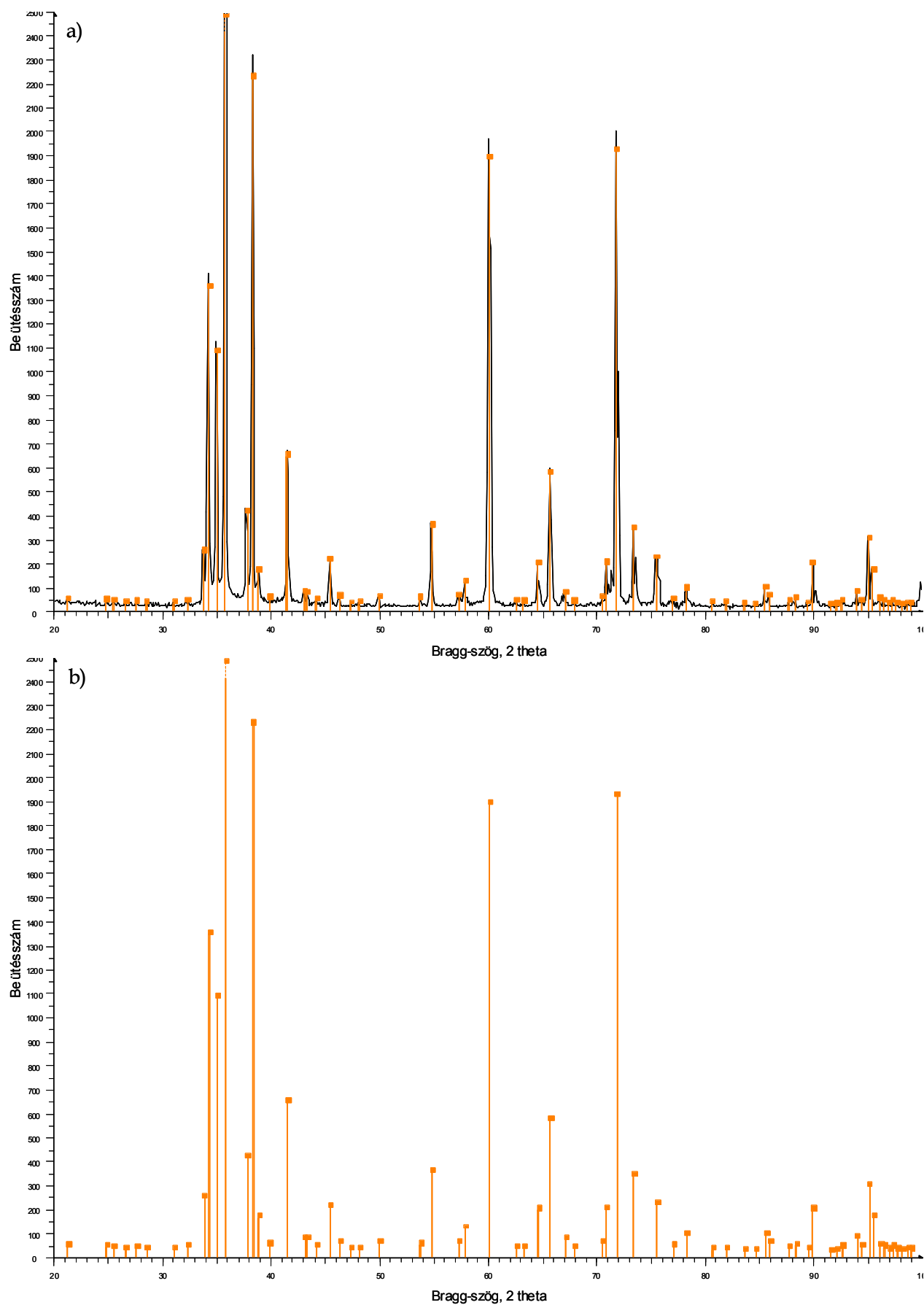
8-13. ábra. A SiC mérése során kapott detektált, bináris kép az a) H AlCu-20 b) M AlZn-20 darab esetén



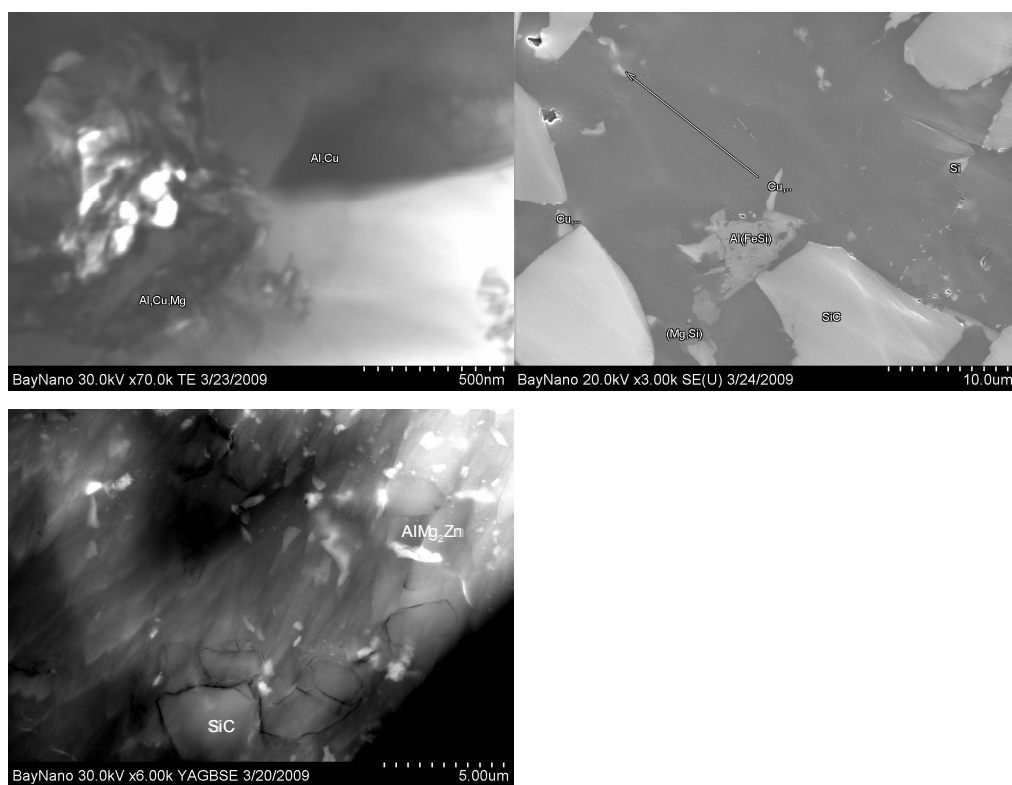
8-14. ábra. A 3-5. ábra SEM felvételeinek számozott pontjaiban végzett EDS elemzés eredményei



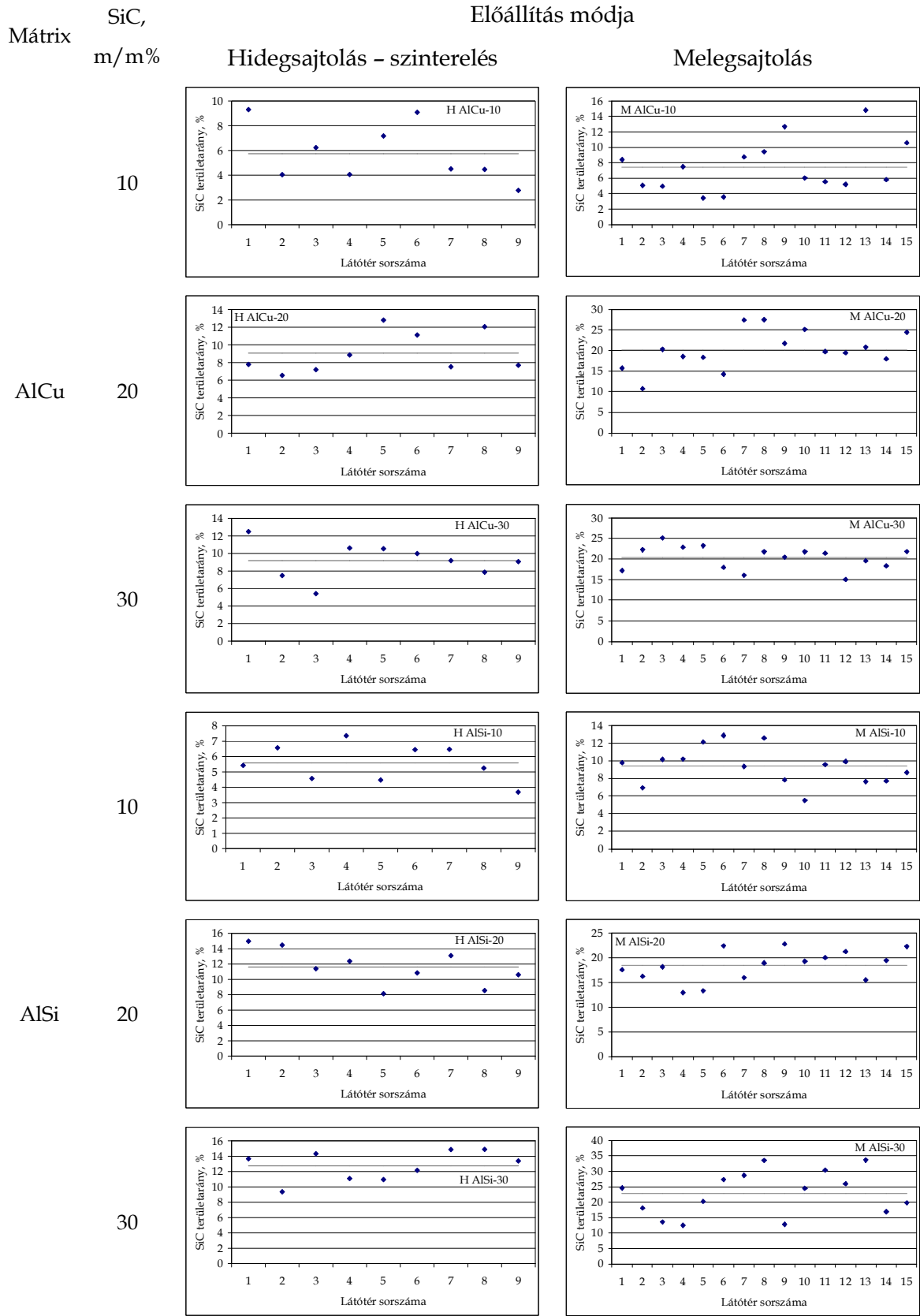
8-15. ábra. A 3-6. ábra SEM felvételeinek számozott pontjaiban végzett EDS elemzés eredményei (H=hidegsajtolt-szinterelt, M=melegsajtolt)



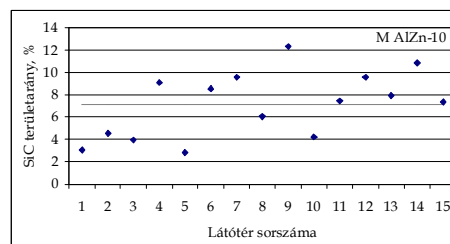
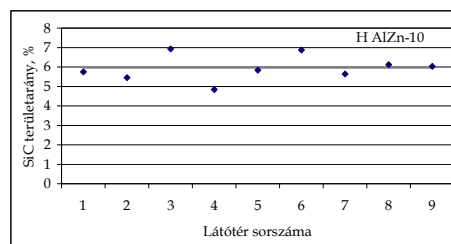
8-16. ábra. a) A SiC röntgen diffrakciós képe és b) a SiC-ra jellemző csúcsok



8-17. ábra. Ötvözőelemek, fázisok az a) M AlCu-30 b) M AlSi-30 c) M AlZn-30 minták szövet-szerkezetében

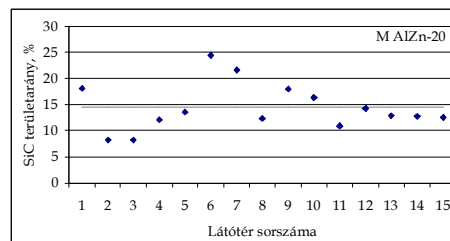
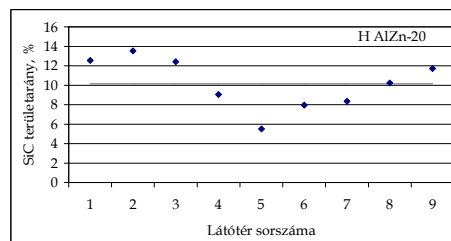


10

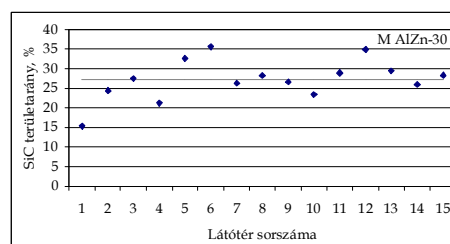
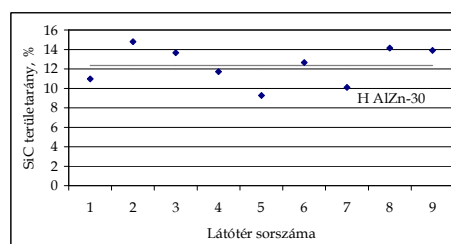


AlZn

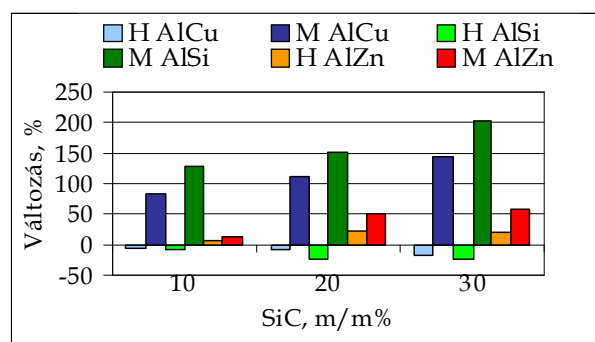
20



30



8-18. ábra. A SiC területarányának változása



8-19. ábra. A Vickers keménység %-os változása az Al-ötvözetek keménységéhez viszonyítva

8-6. Táblázat. Az eloszlások becsléses illeszkedésvizsgálatához számított paramétereit (kiemelve az exponenciális eloszlásnak megfelelő értékeket)

Mérési módszer	Négyzetes cellák				Morfológiai mozaik			
Számított paraméter	$\chi^2_{kritikus}$	$\chi^2_{szám,exp}$	$\sigma(A)/\bar{A}$	ξ	$\chi^2_{kritikus}$	$\chi^2_{szám,exp}$	$\sigma(A)/\bar{A}$	ξ
HC-12,4	12,592	12,16	0,79	1,48	14,067	34,75	0,31	1,73
HC-23,6	19,675	12,80	0,78	0,91	12,592	3,31	0,69	0,54
HC-35	12,592	26,88	0,67	0,32	9,488	41,53	0,20	0,61
Clus-12,4	12,592	7,70	0,70	1,68	12,592	48,80	0,30	0,20
Clus-23,6	19,675	8,83	0,78	0,88	11,070	64,49	0,17	0,89
Clus-35	12,592	26,44	0,67	0,42	9,488	51,86	0,19	0,44
H AlCu-10	35,172	3,79	0,82	1,91	28,869	14,43	1,00	1,62
H AlCu-20	31,41	20,79	0,77	0,89	37,652	23,39	0,97	2,41
H AlCu-30	33,924	41,69	0,75	0,94	36,415	28,38	0,93	2,11
H AlSi-10	24,996	5,08	0,82	1,66	28,869	20,26	0,99	1,94
H AlSi-20	37,652	20,59	0,80	1,04	23,685	35,11	0,95	1,48
H AlSi-30	35,172	46,5	0,74	0,72	30,144	42,97	0,97	1,94
H AlZn-10	30,144	6,54	0,79	1,55	24,996	19,29	0,99	1,84
H AlZn-20	30,144	17,59	0,78	0,88	41,337	86,33	1,14	2,46
H AlZn-30	38,885	45,32	0,74	0,86	23,685	82,87	1,03	2,34
M AlCu-10	23,685	5,65	0,81	1,68	31,41	8,12	0,97	1,72
M AlCu-20	28,869	41,15	0,73	0,58	28,869	75,73	1,04	3,41
M AlCu-30	26,296	37,7	0,73	0,65	24,996	31,81	0,91	1,80
M AlSi-10	23,685	7,06	0,87	1,69	24,996	24,13	0,74	1,14
M AlSi-20	23,685	26,75	0,74	0,74	33,924	23,09	0,95	2,03
M AlSi-30	40,113	144,77	0,66	0,32	31,41	107,87	1,15	5,53
M AlZn-10	37,652	5,08	0,84	1,46	24,996	15,17	0,97	2,30
M AlZn-20	27,587	8,98	0,81	1,07	41,337	17,21	0,92	1,70
M AlZn-30	31,41	85,56	0,62	0,18	23,685	55,41	0,91	2,02



8-20. ábra. Négyzetes cellákba eső részecsketerületek hisztogramjai, és az exponenciális eloszlás várható gyakoriság értékei



8-21. ábra. Morfológiai mozaikok területének hisztogramjai, és az exponenciális eloszlás várható gyakoriság értékei

Irodalomjegyzék

- [1] Dr. Gácsi Zoltán: Az anyagok szövetszerkezetének morfológiai anizotrópiája és rendezettsége, Habilitációs Füzet, 2003.
- [2] K. U. Kainer: Metal Matrix Composites. Custom-made Materials for Automotive and Aerospace Engineering, 2006, Edited by K. U. Kainer, ISBN: 3-527-31360-5
- [3] O. T. Midling, O. Grong: Processing and Properties of Particle Reinforced Al-SiC MMCs, Key Engineering Materials Vols. 104-107 (1995) pp 329-354
- [4] P. N. Bindumadhavan, T. K. Chia, M. Chandrasekaran, H. K. Wah, L. N. Lam, O. Prabhakar: Effect of particle-porosity clusters on tribological behavior of cast aluminum alloy A356-SiCp metal matrix composites, Materials Science and Engineering A315 (2001) 217-226
- [5] S. B. Hassan, V. S. Aigbodon: Experimental correlation between varying silicon carbide and hardness values in heat-treated Al-Si-Fe/SiC particulate composites, Materials Science and Engineering A 454-455 (2007) 342-348
- [6] S. Long, O. Beffort, C. Cayron and J. Kübler: Structure and properties of SiCp/AlCuMg squeeze cast composites for structural applications, 9th CIMTEC-World Ceramics Congress, Ceramics - Part C, Florence, Italy, 14-19. June 1998
- [7] J. M. Torralba, C.E. da Costa, F. Velasco: P/M aluminum matrix composites: an overview, Journal of Materials Processing Technology 133 (2003) 203-206
- [8] www.epma.com
- [9] H. V. Atkinson, S. Davies: Fundamental Aspects of Hot Isostatic Pressing: An Overview, Metallurgical and Materials Transactions A Vol. 31A (2000) 2981-2000
- [10] S.-C. Kim, M.-T. Kim, S. Lee, H. Chung, J.-H. Ahn: Effects of copper addition on the sintering behavior and mechanical properties of powder processed Al/SiCp composites, Journal of Materials Science 40 (2005) 441-447
- [11] J. W. Kaczmar, K. Pietrzak, W. Wlosinski: The production and application of metal matrix composite materials, Journal of Materials Processing Technology 106 (2000) 58-67
- [12] G. Petzow, W. A. Kaysser, J. Kunesch: Advanced material by powder metallurgy - science and technology, Solid State Phenomena Vols. 8-9 (1990) pp 3-36
- [13] Dr. Bárczy Pál: Anyagismeret, Nemzeti Tankönyvkiadó, Budapest, 1995.

- [14] H. Wang, R. Zhang, H. Xu, H. Lu, S. Guan: Preparation of Al-based Metal Matrix Composites Reinforced by Cu Coated SiC Particles, Key Engineering Materials Vols. 280-283, pp. 1493-1496, 2005
- [15] Sólyom Balázs: Fém és kerámia szemcsék határfelületének jellemzése porkohászati úton előállított kompozitban, Ph. D. értekezés kézirata, 2004
- [16] www.dwa-dra.com
- [17] Fémtan c. előadás jegyzete,
<http://www.matsci.uni-miskolc.hu/femtkepl/letoltes.htm>
- [18] Verő J., Káldor M.: Fémtan, Nemzeti Tankönyvkiadó, Budapest, 1996
- [19] http://www.ifm.liu.se/matephys/new_page/research/sic/Chapter2.html
- [20] T. P. D. Rajan, R. M. Pillai, B. C. Pai: Review: Reinforcement coatings and interfaces in aluminium metal matrix composites, Journal of Materials Science 33 (1998) 3491-3503
- [21] Rahul Mitra, Yashwant R. Mahajan: Interfaces in Discontinuously Reinforced Metal-matrix Composites, Defence Science Journal, Vol 43, No 4, October 1993, pp 397-418
- [22] T. Iseki, T. Kameda, T. Mamyama: Interfacial reactions between SiC and aluminium during joining, J. Mater. Sci. , 1984, 19, 1692-98.
- [23] D.I. Lee, M. D. Vaudin, C. A. Handwerker, U.A. Kattner: Phase stability and interface reactions in the Al-SiC system, Mat. Res. Soc. Symp. Proc. , 1988, 120, 357-65.
- [24] H. I. Rack: P/M aluminium matrix composites, Dispersion strengthened aluminium alloys, edited by Y.W. Kim & W. M. Griffith, TMS, Warrendale, PA, 1988, 649-80.
- [25] S. R. Nutt: Interfaces and failure mechanisms in Al/SiC composites, Interfaces in metal matrix composites, edited by A.K. Dhingra & S.G. Fishman, TMS, Warrendale, PA, 1986, 157-67.
- [26] S. R. Nutt, R. W. Carpenter: Non-equilibrium phase distribution in an Al-SiC composite, Mater. Sci. Eng., 1985, 75, 169-77.
- [27] B. R. Henriksen, I. Gionnes: Microstructure characterisation and mechanical properties of two SiC reinforced composites, Advanced structural inorganic composites, edited by P. Vincenzini, Elsevier Science Publishers, 1991, pp. 251-58.

- [28] I. P. Lucas, N. Y. C. Yang, J. J. Stephens: Interface and near-interface microstructure of discontinuous reinforced metal matrix composites, *Structure and properties of interfaces in materials*, Mater. Res. Soc. Proc. Symp. 238, edited by W.A.T. Clark, U. Dahmen, C.L. Briant, MRS, Pittsburgh, PA, 1992, pp. 877-83.
- [29] T. Sritharan, L.S. Chan, L.K. Tan, N.P. Hung: A feature of the reaction between Al and SiC particles in an MMC, *Materials Characterization* 47 (2001) 75– 77
- [30] A359 Al alloy reinforced with irregularly shaped SiC particles,
http://mmc-assess.tuwien.ac.at/data/prm/duralcan/a359_sic.htm
- [31] J. Zhou, J. Duszczyk: Liquid phase sintering of an AA2014-based composite prepared from an elemental powder mixture, *Journal of Materials Science* 34 (1999) 545– 550
- [32] N. P. Cheng, S. M. Zeng, Z. Y. Liu: Preparation, microstructures and deformation behavior of SiCP/6066Al composites produced by PM route, *J. Mater. Process. Tech.* (2007), doi:10.1016/j.jmatprotec.2007.08.044
- [33] N. A. Belov, D. G. Eskin, A. A. Aksenov: *Multicomponent phase diagrams: applications for commercial aluminum alloys*, Elsevier, 2005
- [34] T. Pieczonka, Th. Schubert, S. Baunack, B. Kieback: Dimensional behaviour of aluminium sintered in different atmospheres, *Materials Science and Engineering A* 478 (2008) 251–256
- [35] S.-C. Kim, M.-T. Kim, S. Lee, H. Chung, J.-H. Ahn: Effects of copper addition on the sintering behavior and mechanical properties of powder processed Al/SiCp composites, *Journal Of Materials Science* 40 (2005) 441– 447
- [36] www.key-to-nonferrous.com
- [37] Dr. Gácsi Z, Dr. Mertinger V.: *Fémten, Műszaki könyvkiadó*, 2000
- [38] Al ötvözetek hőkezelése és vizsgálata, *Fémötvözetek hőkezelése c. tárgy gyakorlati felkészítő jegyzete*
- [39] Cu ötvözetek hőkezelése és vizsgálata, *Fémötvözetek hőkezelése c. tárgy gyakorlati felkészítő jegyzete*
- [40] N. Chawla, K. K. Chawla: *Metal Matrix Composites*, Springer, 2006, ISBN 0-387-23306-7
- [41] L. H. Dai, Z. Ling, Y. L. Bai: Size-dependent inelastic behavior of particle-reinforced metal-matrix composites, *Composites Science and Technology* 61 (2001) 1057–1063

- [42] Z. Gnjidic, D. Bozic, M. Mitkov: The influence of SiC particles on the compressive properties of metal matrix composites, *Materials Characterization* 47 (2001) 129–138
- [43] J. England, I. W. Hall: On the effect of strength of the matrix in metal matrix composites. *Scripta Metall* 1986;20:697–700.
- [44] <http://mysite.du.edu/~jcalvert/phys/alumin.htm>
- [45] D. W. A. Rees: Deformation and fracture of metal matrix particulate composites under combined loadings, *Composites Part A* 29A (1998) 171 - 182
- [46] D. B. Miracle: Metal matrix composites – From science to technological significance, *Composites Science and Technology* 65 (2005) 2526–2540
- [47] European Powder Metallurgy Association CD kiadványa, 2001
- [48] L. Lu, M.O. Lai, C.W. Ng: Enhanced mechanical properties of an Al based metal matrix composite prepared using mechanical alloying, *Materials Science and Engineering A* 252 (1998) 203–211
- [49] Makszimus A.: Porkohászati kompozitok szövetszerkezetének összehasonlító vizsgálata, Diplomamunka, 2005
- [50] L.-P. Lefebvre, Y. Thomas, B. White: Effects of lubricants and compacting pressure on the processability and properties of aluminum P/M parts, *Journal of Light Metals* 2 (2002) 239–246
- [51] R. D. Carneim, G. L. Messing: Response of granular powders to uniaxial loading and unloading, *Powder Technology* 115 (2001) 131-138
- [52] J. S. Reed: *Introduction to the Principles of Ceramic Processing*, John Wiley & Sons, USA, 1988
- [53] W. D. Kingery, H. K. Bowen, D. R. Uhlmann: *Introduction to Ceramics*, John Wiley & Sons, USA, 1976
- [54] D. C. Blaine, S. J. Park, P. Suri, R. M. German: *Application of Work-of-Sintering Concepts in Powder Metals*
- [55] L. Olmos, C. L. Martin, D. Bouvard: Sintering of mixtures of powders: Experiments and modelling, *Powder Technol.* (2008), doi:10.1016/j.powtec.2008.04.057
- [56] Randall M. German: *Sintering*, 1996, John Wiley and Sons, Inc.
- [57] www.substech.com

- [58] J. E. Spowart, B. Maruyama, D.B. Miracle: Multi-scale characterization of spatially heterogeneous systems: implications for discontinuously reinforced metal-matrix composite microstructures, *Materials Science and Engineering A307* (2001) 51–66
- [59] P. Ganguly, W. J. Poole: Characterization of reinforcement distribution inhomogeneity in metal matrix composites, *Materials Science and Engineering A* Volume 332, Issues 1-2, July 2002, Pages 301-310
- [60] T. Wejrzanowski, W. Spychalski, K. Rózniatowski, K. J. Kurzydłowski: Image based analysis of complex microstructures of engineering materials, *Int. J. Appl. Math. Comput. Sci.*, 2008, Vol. 18, No. 1, 33–39
- [61] Z. Z. Chen, K. Tokaji: Effects of particle size on fatigue crack initiation and small crack growth in SiC particulate-reinforced aluminium alloy composites, *Materials Letters* 58 (2004) 2314– 2321
- [62] Z. Gacsi, C. H. Gur, A. Makszimus, T. Pieczonka: Investigation of Microstructure Inhomogeneity in SiCp-reinforced Aluminum Matrix Composites, *Materials Science Forum* Vols. 534-536 (2007) pp 901-904
- [63] V.V. B. Prasad, B.V.R. Bhat, P. Ramakrishnan, Y.R. Mahajan: Clustering probability maps for private metal matrix composites, *Scripta mater.* 43 (2000) 835–840
- [64] V.V. B. Prasad, B.V.R. Bhat, Y.R. Mahajan, P. Ramakrishnan: Structure-property correlation in discontinuously reinforced aluminium matrix composites as a function of relative particle size ratio, *Materials Science and Engineering A337* (2002) 179-186
- [65] A. Slipenyuk, V. Kuprin, Y. Milman, J.E. Spowart, D.B. Miracle: The effect of matrix to reinforcement particle size ratio (PSR) on the microstructure and mechanical properties of a P/M processed AlCuMn/SiCp MMC, *Materials Science and Engineering A* 381 (2004) 165–170
- [66] A. Slipenyuk, V. Kuprin, Y. Milman, V. Goncharuk, J. Eckert: Properties of P/M processed particle reinforced metal matrix composites specified by reinforcement concentration and matrix-to-reinforcement particle size ratio, *Acta Materialia* 54 (2006) 157–166
- [67] G. O'Donnell, L. Looney: Production of aluminium matrix composite components using conventional PM technology. *Materials Science and Engineering A303* (2001) 292–301

- [68] T.-W. Kim: Heterogeneous void distribution in aluminum metal matrix composites and its effect on deformation-failure processes, *Scripta Materialia* 55 (2006) 1115–1118
- [69] Ü. Cöcen, K. Önel: Ductility and strength of extruded SiCp/aluminium-alloy composites, *Composites Science and Technology* 62 (2002) 275–282
- [70] A.M. Samuel, F.H. Samuel, *Key Eng. Mater.* 104–107 (1995) 65
- [71] P.N. Bindumadhavan, T.K. Chia, M. Chandrasekaran, H.K. Wah, L.N. Lam, O. Prabhakar, *Mater. Sci. Eng. A315* (2001) 217– 226
- [72] C. Tekmen, I. Ozdemir, U. Cocen, K. Onel: The mechanical response of Al-Si-Mg/SiCp composite: influence of porosity, *Materials Science and Engineering A360* (2003) 365-371
- [73] P. A. Karnezis, G. Durrant, B. Cantor: Characterization of reinforcement distribution in Cast Al-Alloy/SiCp Composites, *Materials Characterization* 40:97–109 (1998)
- [74] G. Sundberg, P. Paul, C. Sung, T. Vasilos: Fabrication of CuSiC metal matrix composites, *J. Mater. Sci.* 41 (2006) 485–504
- [75] O. U. Uche, F.H. Stillinger, S. Torquato: On the realizability of pair correlation functions, *Physica A* 360 (2006) 21–36
- [76] S. Ghosh, Z. Nowak, K. Lee: Quantitative characterization and modeling of composite microstructures by voronoi cells, *Acta mater.* Vol. 45. No. 6. pp. 1215-2234. 1997
- [77] T. Wejrzanowski, K. Rozniatwski, K. J. Kurzydowski: Computer Aided Description of the Materials Microstructure: Analysis of Homogeneity of the Spatial Distribution of Particles. *Image Analysis & Stereology*. 20 (2001) p. 71.
- [78] F. Susagna, S. Yotte, J. Riss, D. Breysse, S. Ghosh.: Covariance and Spatial Distribution of Particles in a Metal Matrix Composite, *STERMAT'2000*, Krakow, Poland, Proceedings, (2000) p 397
- [79] A. Swiderska-Sroda, T. Wejrzanowski, K.J. Kurzydowski, J.W. Wyrzykowski: Quantitative analysis of Al₂O₃ particles in Al₃Ti/Al₂O₃/Al composites, *Materials Characterization* 51 (2003) 95– 100
- [80] A. Ayyar, N. Chawla: Microstructure-based modeling of crack growth in particle reinforced composites, *Composites Science and Technology* 66 (2006) 1980–1994

- [81] N. Yang, J. Boselli, I. Sinclair: Simulation and quantitative assessment of homogeneous and inhomogeneous particle distributions in particulate metal matrix composites, *J. Microsc.* 2001, 201:189–200
- [82] N. Chawla, C. Andres, J. W. Jones, J. E. Allison: Effect of SiC volume fraction and particle size on the fatigue resistance of a 2080-Al/SiCp composite, *Metall Mater Trans A* 1998; 29A, 2843–54
- [83] S. Yotte, D. Breyse, J. Riss, S. Ghosh: Cluster characterisation in a metal matrix composite, *Materials Characterization* 46 (2001) 211 – 219
- [84] G. L. Dirichlet, *J. Reine Angew. Math.*, 40, 209–227
- [85] S. Ghosh, Z. Nowak, K. Lee: Quantitative characterization and modeling of composite microstructures by voronoi cells, *Acta mater.* Vol. 45. No. 6. pp. 1215–2234. 1997
- [86] www.irfanview.com
- [87] Valasek I.: *A tribológia alapjai*, Tribotechnik Kft., Budapest, 2002
- [88] M. Izcilera, M. Muratoglu: Wear behaviour of SiC reinforced 2124 Al alloy composite in RWAT system, *Journal of Materials Processing Technology* 132 (2003) 67–72
- [89] J. K. M. Kwok, S. C. Lim: High-speed tribological properties of some Al/SiCp composites: II. Wear mechanisms, *Composites Science and Technology* 59 (1999) 65–75
- [90] M. Muratoglu, M. Aksoy: Abrasive wear of 2124Al–SiC composites in the temperature range 20–200 °C, *Journal of Materials Processing Technology* 174 (2006) 272–276
- [91] S. C. Lima, M. Gupta, L. Ren, J. K. M. Kwok: The tribological properties of Al–Cu/SiCp metal-matrix composites fabricated using the rheocasting technique, *Journal of Materials Processing Technology* 89–90 (1999) 591–596
- [92] M. Acilar, F. Gul: Abrasive wear behaviour of Al–10Si/30–55 vol% SiCp composites produced by vacuum infiltration technique, *Materials and Design* (2004) doi:10.1016/j.matdes.2004.09.020
- [93] J. K. M. Kwok, S. C. Lim: High-speed tribological properties of some Al/SiCp composites: I. Frictional and wear-rate characteristics, *Composites Science and Technology* 59 (1999) 55–63

- [94] S. C. Tyong, S. Q. Wu, H. C. Liao: Wear behaviour of an Al-12%Si alloy reinforced with a low volume fraction of SiC particle, *Composite Science and Technology* 57 (1997) 1551-1558
- [95] B. Venkataraman, G. Sundarajan, *Acta Mater.* 44 (1996) 461-473
- [96] Z. C. Feng, K. N. Tandon: Behaviour of surface layers during reciprocating wear of SiC-Al/Si metal matrix composites. *mScripta Metall. Mater.* 32 (1995) 523-528
- [97] H. S. Lee, J. S. Yeo, S. H. Hong, D. J. Yoon, K. H. Na: The fabrication process and mechanical properties of SiCp/Al-Si metal matrix composites for automobile air-conditioner compressor pistons, *Journal of Materials Processing Technology* 113 (2001) 202-208
- [98] S. W. Kim, U. J. Lee, S. W. Han, D. K. Kim, K. Ogi: Heat treatment and wear characteristics of Al/SiCp composites fabricated by duplex process, *Composites: Part B* 34 (2003) 737-745
- [99] Y.-L. Shen, N. Chawla: On the correlation between hardness and tensile strength in particle reinforced metal matrix composites, *Materials Science and Engineering A297* (2001) 44-47
- [100] M. Occhionero, R. Adams, K. Fennessy, R. A. Hay: Aluminum Silicon Carbide (AlSiC) for Advanced Microelectronic Packages, IMAPS May 1998 Boston Meeting, Ceramics Process Systems Corp.
- [101] www.alsic.com
- [102] R. R. Irving: Packaged for the road,
<http://www.memagazine.org/backissues/membersonly/july01/features/packaged/packaged.html>
- [103] Aluminum industry roadmap for the automotive market: Enabling Technologies and Challenges for Body Structures and Closures, The Aluminum Association, Inc., 1999
www1.eere.energy.gov/industry/aluminum/pdfs/al_roadmap.pdf
- [104] S. V. Prasad, R. Asthana: Aluminum metal-matrix composites for automotive applications: tribological considerations, *Tribology Letters*, Vol. 17, No. 3, October 2004
- [105] O. Beffort: Metal Matrix Composites (MMCs) Properties, Applications and Machining, 6. Internationales IWF-Kolloquium, 18/19.04.2002, Egerkingen, CH
- [106] <http://mmc-assess.tuwien.ac.at/3index.htm>

- [107] www.azom.com
- [108] A. Ayyar, N. Chawla: OOF And Beyond - 2D Plasticity and 3D Microstructure-based Modeling, OOF Workshop, 2001, Arisona State University
- [109] J. A. Hooker, P. J. Doorbar: Metal matrix composites for aeroengines, *Materials Science and Technology*, Vol. 16, pp. 725-731, August - July 2000.
- [110] D. B. Miracle: Aeronautical Applications of Metal-Matrix Composites, <http://www.ml.afrl.af.mil/mcrg/pubs/man05.pdf>
- [111] Tomolya K., PhD értekezés, Miskolci Egyetem, 2007
- [112] Sztereológia és képelemzés CD, Oktatási segédlet, Miskolci Egyetem Fémtani Tanszék, 2001.
- [113] Gácsi Z., Sárközi G., Réti T., Kovács J., Csepli Zs., Mertinger V.: Sztereológia és képelemzés, Well-Press Kiadó Kft., Miskolc, 2001.
- [114] C.H. Gür: Investigation of microstructure-ultrasonic velocity relationship in SiCp-reinforced aluminium metal matrix composites. *Materials Science and Engineering A361* (2003) 29-35
- [115] C.H. Gür, B. Ogel: Non-destructive microstructural characterization of aluminium matrix composites by ultrasonic techniques. *Materials Characterization* 47 (2001) 227- 233
- [116] V. Massardier, L. Pelletier, P. Merle: Influence of the introduction of ceramic particles in Al-Cu alloys on GP zone formation, *Materials Science and Engineering A249* (1998) 121-133
- [117] S. Abis, G. Donzelli: Effect of reinforcements on the ageing process of an Al-Cu/SiO₂Al₂O₃ metal matrix composite, *Journal of Materials Science Letters*, Volume 7, Number 1 / January, 1988
- [118] L. Parrini, R. Schaller: Cu precipitation in AlCu---Al₂O₃ metal matrix composites, *Acta Metallurgica et Materialia*, Volume 43, Issue 6, June 1995, Pages 2149-2156
- [119] B. Dutta, M. K. Surappa: Age – hardening behaviour of Al-Cu-SiCp composites synthesized by casting route, *Scripta Metallurgica et Materialia*, Volume 32, Issue 5, 1 March 1995, Pages 731-736
- [120] S. J. Harris, H. W. Cai, P. C. Weatherbern: Advanced composites 93, *Proc. of the International Conference on Advances in Composite Materials*, The Minerals, Metals and Materials Society, 1993, p. 1301, ed. by T. Chandra, A. K. Dhingra

- [121] J. Buha, R. N. Lumley, A. G. Crosky: Secondary ageing in an aluminium alloy 7050, *Materials Science and Engineering A* 492 (2208) 1-10
- [122] Lucio F. Mondolfo: *Metallography of Aluminum Alloys*, Johnson Press 2007, <http://books.google.com/books?hl=hu>
- [123] Dr. Kaptay Györggyel folytatott szóbeli és írásbeli konzultáció alapján
- [124] D. M. Grannan, J. C. Garland, D. B. Tanner, *Phys. Rev. Lett.*, 1981, 46, 375.
- [125] I. Balberg, *Phil. Mag. B*, 1987, 56, 991.
- [126] D. S. Wilkinson, W. Pompe: Creep and anelastic recovery of whisker- and platelet-reinforced ceramics, *Acta mater.* Vol 46, No. 4, pp. 1357-1369, 1998
- [127] <http://www.r-project.org>
- [128] Köves P., Párniczky G.: *Általános statisztika*, Közgazdasági és Jogi Könyvkiadó, Budapest, 1973
- [129] <http://www.inf.u-szeged.hu/~csendes/statfolia.pdf>
- [130] <http://www.tankonyvtar.hu>
- [131] S. K. Thakur, B. K. Dhindaw: The influence of interfacial characteristics between SiCp and Mg/Al metal matrix on wear, coefficient of friction and microhardness, *Wear* 247 (2001) 191-201
- [132] Makszimusz Andrea: Különböző hidegsajtolási technológiák hatása az Al-SiCp kompozitok porozitására, Diplomaterv, 2007, Konzulensek: Dr. Kovács Károly, Molnár Ferencné
- [133] Dr. Kovács Károly: Hibaanalízis c. előadásainak jegyzete, Miskolci Egyetem, 2005
- [134] Parányi György: *Minőséget – gazdaságosan*, Műszaki Könyvkiadó, Budapest, 2001.
- [135] V.V. Bhanu Prasad, B.V.R. Bhat, P. Ramakrishnan, Y.R. Mahajan: Clustering probability maps for private metal matrix composites, *Scripta mater.* 43 (2000) 835-840
- [136] S. K. Thakur, B. K. Dhindaw: The influence of interfacial characteristics between SiCp and Mg/Al metal matrix on wear, coefficient of friction and microhardness, *Wear* 247 (2001) 191-201
- [137] J. S. Zhang, X.J. Liu, H. Cui, X.J. Duan, Z.Q. Sun, G.L. Chen: Microstructure and Properties of Spray-Deposited 2014+15 Vol Pct SiC Particulate-Reinforced Metal Matrix Composite, *Metallurgical and Materials Transactions A* Vol. 28A (1997) 1261-1269

- [138] A. Ravikiran, M. K. Surappa: Effect of sliding speed on wear behaviour of A356 Al-30 wt.% SiCp MMC, *Wear* 206 (1997) 33-38
- [139] W. Zhou, Z. M. Xu: Casting of SiC Reinforced Metal Matrix Composites, *Journal of Materials Processing Technology* 63 (1997) 358-363
- [140] A. Onat, H. Akbulut, F. Yilmaz: Production and characterisation of silicon carbide particulate reinforced aluminium-copper alloy matrix composites by direct squeeze casting method, *Journal of Alloys and Compounds* (2006), doi:10.1016/j.jallcom.2006.07.057.
- [141] K. H. Min, B.-H. Lee, S.-Y. Chang, Y. D. Kim: Mechanical properties of sintered 7xxx series Al/SiCp composites, *Materials Letters* 61 (2007) 2544-2546
- [142] K.D. Woo, D.L. Zhang: Fabrication of Al-7wt%Si-0.4wt%Mg/SiC nanocomposite powders and bulk nanocomposites by high energy ball milling and powder metallurgy, *Current Applied Physics* 4 (2004) 175-178
- [143] A.H. Tavakoli, A. Simchi, S.M. Seyed Reihani: Study of the compaction behavior of composite powders under monotonic and cyclic loading, *Composites Science and Technology* 65 (2005) 2094-2104
- [144] Y. Yan, L. Geng: Effects of particle size on the thermal expansion behavior of SiCp/Al composites, *J Mater Sci* (2007) 42:6433-6438
- [145] F. Bedir: Characteristic properties of Al-Cu-SiCp and Al-Cu-B₄Cp composites produced by hot pressing method under nitrogen atmosphere, *Materials and Design* 28 (2007) 1238-1244
- [146] M. Moradshahi, T. Tavakoli, S. Amiri, Sh. Shayeganmehr: Plasma nitriding of Al alloys by DC glow discharge, *Surface & Coatings Technology* 201 (2006) 567-574
- [147] www.lockheedmartin.com
- [148] www.boeing.com
- [149] www.ecka-granules.com