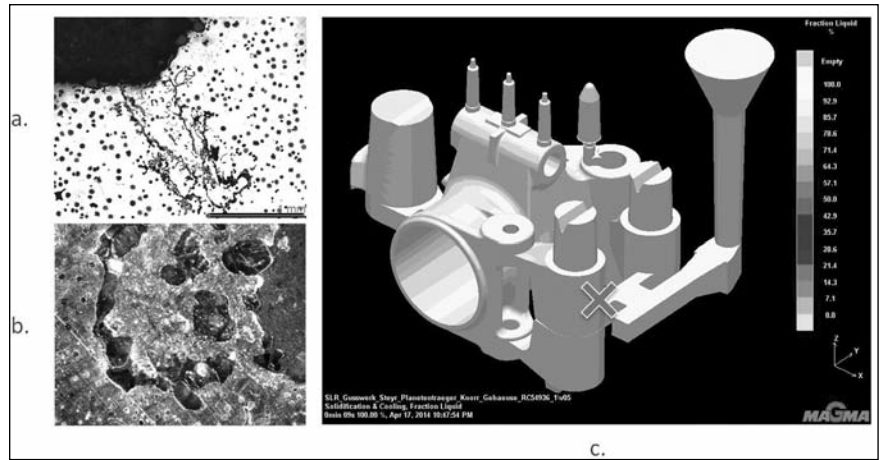


ványok egy irányban, a lezárt tápfejbe úsztak föl.

Jövőbeli terveink

A jövőben a vasöntvények gyártása területén a terveink között szerepel – szorosan együttműködve a fejlesztési csoporttal – a nagy szilíciumtartalmú, ferrites alapszerkezetű öntöttvasak gyártásának bevezetése. A nemrégiben beszerzett 3D-s fényomtató, amely ugyan a nagyszériás – és gömbgrafitos – öntvénygyártást nem helyettesítheti, de új dimenziókat nyithat meg például az alkatrésztesztelésben. Ezen felül lehetőség szerint szeretnénk az alumíniumöntvényeinket is szabványosítani.

Részvételünk és prezentációnk a 24. Magyar Öntőnapok konferenciáján a Knorr-Bremse azon törekvését



■ 15. ábra. Fékolló ház. a. Salakzárvány, N = 50 x; b. Homokzárvány, N = 50 x; c. A lezárt beömlő

szolgált, hogy a magyar öntészeti élet képviselőivel megismertessük a budapesti telephelyen folyó munkát és az öntvénybeszállítóinkkal közö-

sen végzett fejlesztések bemutatásával háttérrel teremtsünk jövőbeni, mélyebb tartalmú szakmai előadásoknak.

GYARMATI GÁBOR – FEGYVERNEKI GYÖRGY – TOKÁR MONIKA

Az öntészeti Al–Si ötvözetek kémiai szemcsefinomítása.

I. rész. Irodalmi áttekintés

Az alumíniumötvözetek szilárdságnövelésének egyik lehetséges módszere a szemcsefinomítás. Kémiai szemcsefinomítás során olyan segédötvözetet adnak a fémolvadékhoz, amely a priméren kristályosodó α -Al dendritkristályok szemcseméretét csökkenti. Dolgozatunkban áttekintjük a szemcsefinomító segédötvözetek alkalmazásával kapcsolatos, ipari gyakorlatban is hasznosítható elméleti ismereteket, a szemcsefinomítók működési mechanizmusára vonatkozó főbb elméleteket és a finomítás hatékonyságát befolyásoló fontosabb tényezőket.

1. Bevezetés

Az öntészeti alumíniumötvözetek (sziluminok) priméren kristályosodó α -Al fázisának segédötvözetekkel végzett

szemcsefinomításának gyakorlata az 1930-as évek elejére vezethető vissza, amikor is megkezdődött a titánötvözeteknek e célból való alkalmazása.

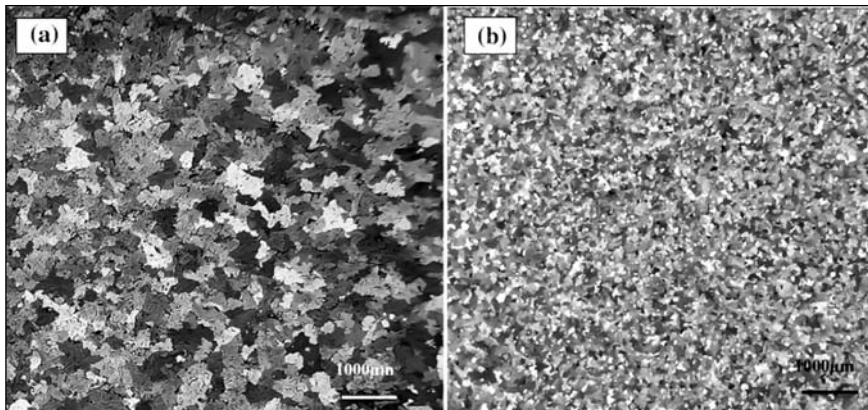
A szemcsefinomítás jelentősen javítja az öntvények szilárdsági tulajdonságait, ami annak köszönhető egyrészt, hogy a szövetszerkezet finomodásának eredményeként a másod-

Gyarmati Gábor 2017 decemberében szerzett BSc-anyagmérnöki oklevelet a Miskolci Egyetem Műszaki Anyagtudományi Karán Járműipari öntész – öntész szakirányon. Jelenleg az ME MAK MSc-s elsőéves kohómérnök hallgatója. A Műszaki Anyagtudományi Kar TDK I. helyezetteje (2016, 2017), OMBKE-különdíjas (2016), TDK-különdíjas (2017), Ezüst Lanzetta-díjas (2017). Tanulmányi eredményei alapján két alkalommal a Tanulmányi Emlékérem Arany-, egy alkalommal pedig Bronz fokozatát nyerte el. Kutatási területe: az Al–Si öntészeti ötvözetek esetén alkalmazott olvadékkezelési módszerek hatásainak vizsgálata.

Tokár Monika 2011-ben végzett okleveles kohómérökként a Miskolci Egyetem Műszaki Anyagtudományi Karán öntész-anyagvizsgálat szakirányon. Jelenleg a Miskolci Egyetem Önté-

szeti Intézet tanársegédje. Apáczai Csere János Doktoranduszi Ösztöndíjas (2013–2014), Kiváló fiatal öntész MŐSZ-díjas (2015) és Kiváló konzulens (2017). Kutatási területe az Al–Si öntészeti ötvözetek esetében alkalmazott módosító elemek hatásának vizsgálata.

Dr. Fegyverneki György 2001-ben szerzett kohómérnöki diplomát a Miskolci Egyetemen, 2007-ben védte meg PhD-értekezését. 2010 óta a Miskolci Egyetem Műszaki Anyagtudományi Karának címzetes egyetemi docense, a Fémöntészet tantárgy oktatója, 2015-től a Könnyűfémöntészeti Nemak Kihelyezett Tanszék vezetője. Kutatási területe: könnyűfémöntés technológiája, alumíniummetallurgia, hőkezelés, szerkezetvizsgálat, repedésanalitika.



■ 1. ábra. a) Finomítatlan és b) 0,05% B-ral szemcsefinomított AlSi7Mg0,4 ötvözet szövete képe [4]

lagos fázisok (intermetallikus vegyületek, zárványok és porozitás) egyenletesebben oszlanak el az anyag szerkezetében [1], másrészt a növekvő szemcse számmal a szemcsehatárok fajlagos mennyisége is megnő a fém mátrixban, ami nehezíti a diszlokációk mozgását, valamint egyenletesebb terhelésselosztást tesz lehetővé a fém szerkezetében [2]. A szemcsefinomítással járó további előnyök: hatékonyabb táplálás a tömegtáplálás szakaszában, kisebb melegrepedés-érzékenység, nagyobb nyomásállóság, az oldó hőkezelések ideje csökkenthető, valamint felületkezelés eredményeként ritkábban fordulnak elő esztétikai hibák [3]. Az 1. ábra egy AlSi7Mg0,4 ötvözet szövetszerkezetét mutatja be egy szemcsefinomított nem tartalmazó és egy AlB4 segédötvozet formájában bevitt, 0,05% bórral mikroötvozt mintá esetén. A szövet szerkezeti felvételen jól látható, hogy a kezelt minta jelentősen nagyobb számú és kisebb méretű α -Al szemcsét tartalmaz.

2. A kémiai szemcsefinomítás elméleti háttere

Az alumíniumötvozetek esetén alkalmazott szemcsefinomító adalékok működésével kapcsolatban számos elmélet született, azonban igazi konszenzus napjainkig sem született a témával kapcsolatban. Az azonban elfogadott tény, hogy a hatékony szemcsefinomításhoz egyszerre van szükség nagy számú potenciális heterogén csíráképző vegyületefázis (pl.: TiB_2 , Al_3Ti , AlB_2 esetleg TiC) és oldott, az α -Al kristályok növekedését gátló

ötvozőelemek (pl.: oldott Ti) olvadékba juttatására [2]. A szemcsenövekedést gátló oldott ötvözők hatását modellezi matematikailag a növekedéskorlátozási tényező (Q), amellyel meghatározható az oldott elemek dúsulásra való hajlamának mértéke. Egy adott kétkomponensű Al- X_i rendszerben a Q_{X_i} -et a következőképpen definiálják:

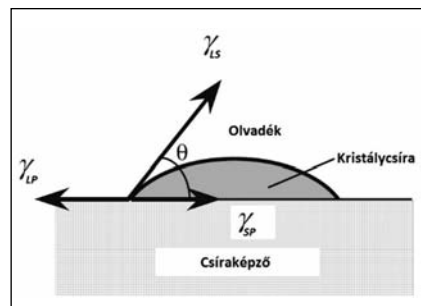
$$Q_{X_i} = m_{X_i} (k_{X_i} - 1) c_0 \quad (1)$$

ahol m_{X_i} a likviduszvonal meredeksége a fázisdiagramon, c_0 az oldott elem koncentrációja az olvadékban és k_{X_i} az egyensúlyi megoszlási hányados. Minél nagyobb a Q értéke egy adott ötvözőelemre vonatkozóan, az adott elem annál inkább hajlamos fel-dúsulni a növekedésben lévő kristályok felületén, ezzel gátolva a növekedéshez szükséges atomok diffúzióját a szilárd/olvadék határfelületre. A Q értéke alapján az egyik leginkább szegregációra hajlamos ötvözőelem a Ti (a Ti pl. a Si-hoz képest 38-szor hatékonyabb szemcsefinomító, tehát 100 ppm Ti 3,8% Si-mal egyenértékű a szemcsefinomító hatás tekintetében) [5].

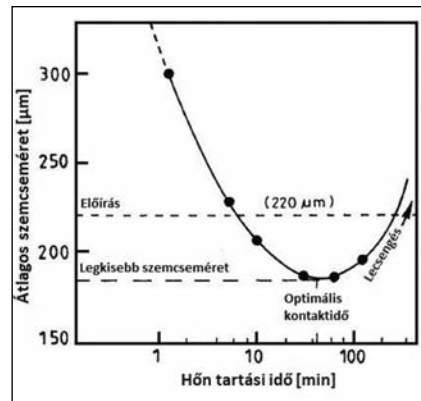
A heterogén csíráképző vegyületek olvadékba juttatását követően a nukleációs folyamat végbemenetele nagyban függ a jelenlévő fázisok egyensúlyi határfelületi energiáitól (2. ábra). A határfelületi energiák közötti egyensúly a következőképpen fejezhető ki:

$$\gamma_{LP} = \gamma_{SP} + \gamma_{LS} \cos \theta \quad (2)$$

ahol γ_{LP} az olvadék/csíráképző, γ_{SP} a kristálycsíra/csíráképző és γ_{LS} az olvadék/kristálycsíra határfelületi ener-



■ 2. ábra. Egyensúlyi peremszög értelmezése heterogén csíráképződés során [7]



■ 3. ábra. A szemcseméret változása a szemcsefinomító adagolását követő hőn tartási idő függvényében [8]

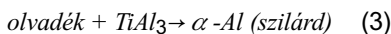
giák, θ pedig az egyensúlyi peremszög. Az olvadékba juttatott szilárd vegyületek akkor tudnak heterogén csíráképzőként viselkedni, ha „nedvesíti” őket a csíráképződés során kristályosodó fázis, tehát az egyensúlyi peremszög értéke a lehető legkisebb. Ehhez az szükséges, hogy γ_{SP} és/vagy γ_{LS} a lehető legkisebb és/vagy γ_{LP} a lehető legnagyobb értékű legyen. Kis értékű γ_{SP} -ről akkor beszélhetünk, ha a szilárd szemcse és a rajta csíráképződés útján kialakuló szilárd fázis között kristályszerkezeti hasonlóság van. A γ_{LP} és γ_{LS} határfelületi energiák nagy mértékben függenek az olvadékban lévő ötvözőelemektől [6].

A szemcsefinomító adalékok olvadékhoz adását követően egy bizonyos idő szükséges ahhoz, hogy a csíráképző helyek a legjobb hatásúak legyenek (3. ábra). A legkisebb megvalósítható szemcseméret eléréséhez szükséges hőn tartási idő az optimális kontaktidő. A szemcsefinomító adalék ettől az időtől függően lehet lassú, vagy gyors hatású. Az optimális szemcsefinomító nemcsak gyors, hanem hosszan tartó hatású is. Ha az olvadékot az optimális kontaktidőnél tovább

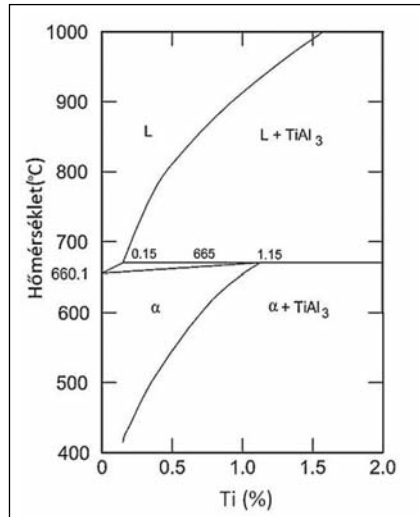
pihentetik, csökken a szemcsefinomító hatásossága, fellép az ún. lecsengés jelensége. A lecsengést több mechanizmus is okozhatja, nevezetesen a heterogén csíráképző szemcsék oldódása (pl.: $TiAl_3$ -szemcsék esetén), vagy az olvadáshoz viszonyított sűrűségkülönbségük miatti szeparációja (pl.: TiB_2 -szemcsék ülepedése). Legtöbb esetben a szemcsefinomító fázisok dúsulásával is számolni kell, ami szintén rontja a szemcsefinomítás hatékonyságát. Emellett a szemcsefinomító hatás romlásához vezet az olyan ötvözők jelenléte, mint a Cr, a Zr, a Li vagy nagyobb mennyiségű Si, amelyeknek ún. mérgező hatása van a szemcsefinomítókra [8][9].

Az Al–Si ötvözetek esetén alkalmazott kémiai szemcsefinomítók működési mechanizmusát számos különböző elmélet próbálja megmagyarázni, ezek közül a fontosabbak: karbid/borid elmélet, peritektikus elmélet, peritektikus burok elmélet, hipernukleációs elmélet és duplex nukleációs elmélet. A felsorolt elméletek közül terjedelmi okokból a továbbiakban csak a szakirodalom által leginkább elfogadottakat (peritektikus és duplex csíráképződés elméletek) ismertetjük.

A peritektikus elmélet szerint elegendő mennyiségű $TiAl_3$ -vegyület-szemcse olvadáshoz adása peritektikus reakciót idéz elő a $TiAl_3$ -fázisok és az alumíniumolvadék között:

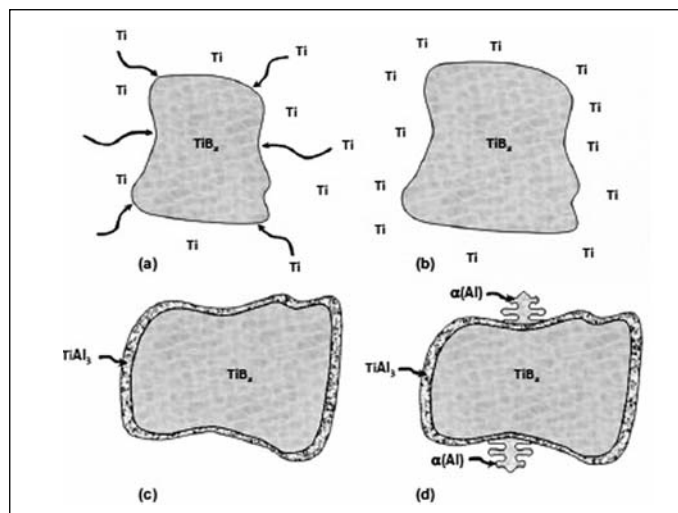


A reakció eredményeként az α -Al dendritek növekedése a $TiAl_3$ -szemcséken indul meg [10]. Az Al–Ti kétalkotós egyensúlyi fázisdiagram (4. ábra) alapján a peritektikus reakció végbemeneteléhez 0,15%-nál nagyobb mennyiségű titán szükséges. A titánt általában 5–10% Ti-tartalmú előötvözet formájában adják az alumíniumötvözet olvadákokhoz. Ezzel nagyszámú $TiAl_3$ -kristály kerül az olvadékba. A $TiAl_3$ -fázisok a folyékony fémmel kapcsolatba kerülve oldódni kezdenek. Emiatt környezetükben Ti-ban gazdag régiók alakul-



■ 4. ábra. Al–Ti egyensúlyi fázisdiagram részlete [12]

nak ki, ahol a lokális Ti-koncentráció meghaladhatja a peritektikus reakcióhoz szükséges 0,15%-ot. Ha a helyi Ti-koncentráció 0,15%-on aluli marad, az Al–Ti fázisdiagram alapján a Ti-ban gazdagabb olvadék a tiszta Al likvidusz-hőmérsékleténél akkor is nagyobb hőmérsékleten kezd kristályosodni, ezért az α -Al dermedése ez esetben is a $TiAl_3$ -szemcséken indul meg. Az alumíniumcsírá kialakulását követően a növekedés közben szilárd alumíniumréteg alakul ki a $TiAl_3$ -fázisok felületén. A növekedési folyamat közben a $TiAl_3$ -szemcsék körüli Ti-többlet megszűnik, majd a Ti-ban szegényebb alumíniumfázis kristályosodása csak kisebb hőmérsékleten kezdődik meg [1, 11].



■ 5. ábra. Duplex csíráképződés elmélet. a) oldott Ti diffúziója a TiB_2 /olvadék határfelületre, b) Ti-ban gazdag határfelületi réteg kialakulása, c) $TiAl_3$ -réteg kialakulása a TiB_2 -szemcsén és d) α -Al képződése a $TiAl_3$ -rétegen peritektikus reakció útján [5]

A peritektikus elmélet ugyan megmagyarázza az Al–Ti segédötvözetek szemcsefinomító hatását, azonban nem ad magyarázatot az Al–Ti–B előötvözetek hatásmechanizmusára. Az Al–Ti–B ötvözetek olvadáshoz adagolását követően nagy számú TiB_2 - és $TiAl_3$ -fázis kerül a fémfürdőbe. A TiB_2 adagolás célja, hogy nagy mennyiségű oldhatatlan, potenciális heterogén csíráképző fázist juttassunk a folyékony fémbbe. A $TiAl_3$ -szemcsékkel oldott titánt és további csíráképző szemcséket viszünk be az olvadékba. Tapasztalatok alapján az Al–Ti–B típusú segédötvözetek jóval hatékonyabbak az Al–Ti típusúaknál. Ebből arra lehet következtetni, hogy a TiB_2 -fázisok hatékonyabb csíráképzők, mint a $TiAl_3$ -szemcsék. Ez az állítás azonban önmagában nem helytálló [1]. Mohanty és Gruzleski [13] kísérleteik során szintetikus TiB_2 -kristályokat adtak alumíniumolvadáshoz és azt tapasztalták, hogy a TiB_2 -kristályok nem voltak hatásos csíráképzők, mivel dermedést követően csak a szemcsehatárokon voltak kimutathatók. Ebből arra lehet következtetni, hogy a szemcsék növekedésekor azok maguk előtt tolták a TiB_2 -kristályokat, ami a túl nagy TiB_2/α -Al határfelületi energia (γ_{SP}) miatt lehetséges. Mindezek alapján a TiB_2 -szemcsék csak akkor hatékony csíráképzők, ha az ötvözetben oldott Ti is jelen van. Ezen jelenség egyik lehetséges magyarázatát a duplex csíráképződési elmélet adja meg.

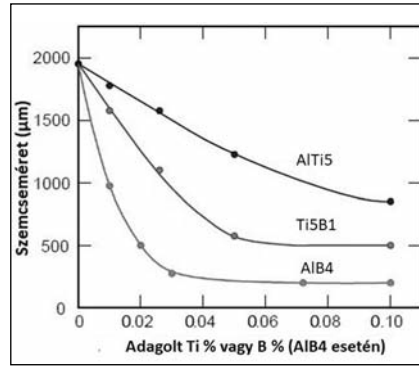
A duplex csíráképződési elméletet szerint Al–Ti–B előötvözetek alkalmazása esetén az Al olvadékba kerülő TiB_2 -szemcsék környezetében egy Ti-ban dúsult olvadékréteg alakul ki. Ha a lokális Ti-tartalom meghaladja a 0,15%-ot, szilárd $TiAl_3$ -réteg képződik a TiB_2 -szemcsék felületén (5. ábra). Ezt követően az alumíniumszemcsék kialakulása peritektikus reakció útján megy végbe a $TiAl_3$ -rétegen [13]. Az elméletet Al–Si ötvözetek esetén is megvizsgálták, és arra a következtetésre jutottak, hogy a TiB_2 -szemcséken (Al, Si) $_3$ Ti réteg alakul ki, emiatt azok

hatékony heterogén csíráképzői lesznek az α -Al-nak [14]. Az elméletet többen vitatják, azonban ma már kísérletileg igazolt, hogy a TiB_2 -fázis csíráképző hajlama elsősorban a szemcse felületének kémiai összetételétől függ. Szintén igazolt, hogy a TiB_2 -kristályok felületén kialakul egy fázis, amely az α -Al potenciális heterogén csíráképzője. Egyesek szerint ez a fázis Al_3Ti , míg mások szerint ez Ti-ban túltelített torzult rácsú α -Al [15].

Z. Fan és társai [16] nagy felbontású transzmissziós elektronmikroszkóppal (HRTEM) igazolták, hogy a TiB_2 -fázisok (0001) rácssíkjai egy titánban gazdag réteg alakul ki, amely feltételezésük szerint egy rácssík vastagságú, kétdimenziós Al_3Ti -vegyület-réteg. Elméletük szerint a TiB_2 -kristályok a kialakuló vegyület-rétegnek köszönhetően hatékonyabb heterogén csíráképzők, emellett azonban fontos, hogy az olvadéban megfelelő mennyiségben legyen oldott Ti, amely akadályozza a kristálynövekedést a rendkívül nagy szegregációs hajlama miatt.

3. A szemcsefinomítást befolyásoló tényezők

Az alumíniumötvözetekben lévő ötvöző- és szennyezőelemek jelentős mértékben befolyásolják a szemcsefinomító hatékonyágát. A heterogén csíráképző szemcsék nukleációs hajlama erősen függ γ_{LP} és γ_{LS} határfelületi energiáktól, amelyeket az olvadéban oldott elemek jelentős mértékben befolyásolnak. Néhány ötvözőelem, mint pl.: a Mg, a Zn, a Cu, a Fe és kis mennyiségű Si javítják az Al-Ti-B előötvözetek szemcsefinomítási hatékonyágát. Ezen elemek csíráképződési hajlamra gyakorolt hatása a határfelületi energiák megváltoztatása mellett az általuk előidézett szerkezeti túlhűléssel is magyarázható. Bizonyos elemek, mint pl.: a Cr, a Zr, a Li és nagyobb mennyiségű Si erősen rontják a szemcsefinomítási hatékonyágát. Az említett elemek szemcsefinomításra gyakorolt negatív hatását „mérgezésnek” is nevezik. A szemcsefinomítást mérgező elemek jelenléte esetén általában csak nagyobb mennyiségű előötvözet adagolásával érhető el a megfelelő szemcseméret [6]. Az Al-Si ötvözetek esetén igazolt,



■ 6. ábra. Három eltérő előötvözet szemcsefinomítási hatékonyága [19]

hogy a Si-tartalom növekedésével csökken az Al-Ti és az Al-Ti-B típusú szemcsefinomító előötvözetek hatékonyága, mivel Si-tartalmú intermetallikus vegyületek képződnek az ötvözet oldott Ti-tartalmának és a $TiAl_3$ fázisok Si-mal történő reakciója miatt. A Si káros hatása csökkenthető Mg-ötvözéssel, ugyanis a Mg csökkenti az olvadék felületi feszültségét és ezáltal a folyékony fém jobban nedvesíti a heterogén csíráképző szemcséket. Azon ötvözetek esetén, amelyeknek a Si-tartalma 7% és 20% közötti, Mg-tartalma pedig legfeljebb 0,8%, a hatékony szemcsefinomításhoz szükséges minimális AlTi5B1 előötvözet mennyisége, amely még 120 perces hűtést követően is megfelelően fejti ki a hatását:

$$[Al - Ti5 - B1] = -0,45 + 0,15 Si\% - 1,25 Mg\% \quad (4)$$

ahol az egyes elemek és az adagolandó előötvözet koncentrációja %-ban értendő [6, 17].

Manapság a legelterjedtebben alkalmazott szemcsefinomító adalékok az Al-Ti-B előötvözetek, amelyek Ti- és B-tartalma változó lehet. Leggyakrabban az előötvözetek Ti/B aránya meghaladja a TiB_2 képződéséhez szükséges sztöchiometriai arányt (2,2:1), tehát többlet Ti van az ötvözetben. Ilyen segédötvözet az AlTi5B1 ötvözet is, amely a legelterjedtebben alkalmazott előötvözet típus az iparban [18].

Az egyes előötvözet-típusok eltérő heterogén csíráképző fázisokat tartalmaznak. Az Al-Ti típusú előötvözetek szemcsefinomító fázisa a $TiAl_3$, az Al-B típusúaké az AlB_2 , valamint az Al-Ti-B típusúaké általában a $TiAl_3$ és a TiB_2 együtt. Az egyes szemcsefinomító

fázisok tulajdonságai a következőképpen foglalhatók össze:

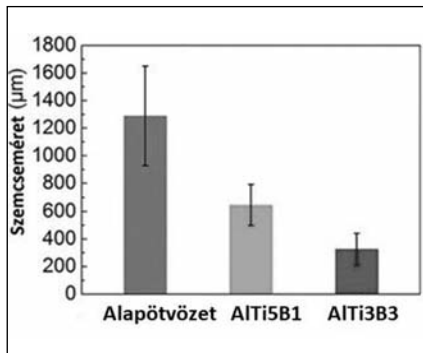
TiAl₃: egyes források szerint a boridokhoz képest gyenge csíráképző. A $TiAl_3$ -kristályok oldhatósága az alumíniumolvadékban viszonylag nagy, ezért nagy mennyiségű Ti-tartalmú előötvözet adagolása szükséges a hatékony szemcsefinomításhoz. A $TiAl_3$ -kristályok oldódását követően a csíráképző hatás lecseng.

TiB₂: kiváló csíráképző. Gyakorlatilag oldhatatlan az alumíniumolvadékban. Kis mennyiségben való alkalmazása mellett is hatékony a szemcsefinomítás. A szemcsefinomító hatás sokáig tart, azonban a TiB_2 -szemcsék hajlamosak az ülepedésre és az agglomerációra, ami a hatékonyág romlását eredményezi hosszú hűtést és többszöri újraolvasztás esetén.

AlB₂: az egyik legjobb csíráképző kiváló szemcsefinomítási hatékonyággal. Alumíniumolvadékban könnyen oldódik, ami a kezelés hatásának lecsengését eredményezi. Az oldott B reagál az olvadékban lévő titánnal, ami az olvadék „iszaposodását” eredményezi. A B az olvadékban lévő Sr-mal is reakcióba lép, ami rontja az Al-Si ötvözetek eutektikus Si-fázisának módosítási hatékonyágát [1].

Wu és társai [19] különböző előötvözetek szemcsefinomítási hatékonyágát hasonlították össze A356-os ötvözet (AlSi7Mg0,4) esetén, mérési eredményeiket a 6. ábra mutatja be. Az ábrán jól látható, hogy a leghatékonyabb szemcsefinomító a három előötvözet közül az AlB4. Az Al-B előötvözetek használata azonban az olvadék iszapodásával és az olvadék aktív Sr-tartalmának a csökkenésével jár, ezért ipari szinten nem terjedt el [1].

Az Al-Si ötvözetek esetén tapasztalt Si-mérgezés elkerülése érdekében új típusú előötvözeteket fejlesztettek ki csökkentett Ti-tartalommal és növelt B-tartalommal. Ilyen előötvözet pl.: AlTi3B3, amely több vizsgálat esetén is hatékonyabb volt az AlTi5B1 előötvözeteknél [20, 21]. A 7. ábra egy AlSi9Mg0,45 ötvözet esetén véghezvitt szemcsefinomítási kísérletsorozat eredményeit mutatja be. A vizsgálatok során 0,2% AlTi5B1 és azonos mennyiségű AlTi3B3 segédötvözetet alkalmaztak. Az ábrán jól látható, hogy az AlTi3B3 előötvözet használatakor jelentősen kisebb átlagos szemcse-



■ 7. ábra. AlTi5B1 és AlTi3B3 előtözzettel elért átlagos szemcseméret [22]

méret érhető el, mint AlTi5B1 alkalmazásakor. Ez azzal magyarázható, hogy az AlTi3B3 előtözzetekben általában nincs oldott Ti, illetve alumíniumolvadékban oldódó $TiAl_3$ -fázis, amelyekkel az ötvözet Si-tartalma reagálhatna, ugyanis ezen előtözzetek legtöbb esetben TiB_2 -ot, AlB_2 -ot és (Al, Ti) B_2 vegyületfázisokat tartalmaznak, amelyek kevésbé reakcióképesek a Si-mal, ezáltal csíráképző hatásuk sem romlik a Si hatására. Az AlTi3B3 előtözzet alkalmazása során azonban többlet Sr adagolására lehet szükség a megfelelő eutektikus Si-módosítottági fok eléréséhez a B és Sr kölcsönhatása miatt [18, 22, 23].

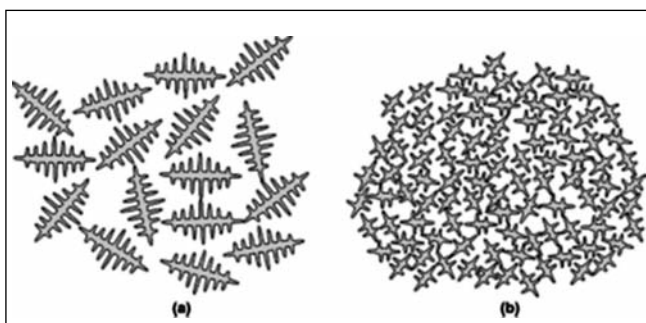
Egy adott szemcsefinomító segédötvozzet alkalmazása esetén a lehülési sebesség csökkenésével általában a szemcsefinomítási hatások is csökkennek. Ez azzal hozható kapcsolatba, hogy a lehülési sebesség változásával az ötvözet túlhülési hajlama is megváltozik. Gyorsabb hűlés esetén több potenciális csíráképző hely éri el a csíráképződéshez szükséges túlhülést, ezáltal több helyen indul meg a heterogén csíráképződés, mint lassú hűlés esetén [18] [24].

4. A szemcsefinomítás hatása a dermedési folyamatra

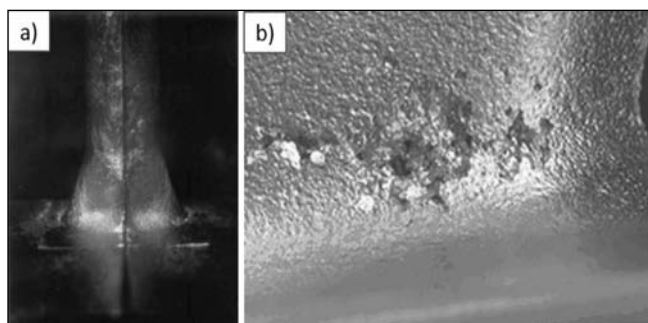
Az ekvixiális dendritok kristályosodásának kezdeti szakaszában a dendritkristályok különállóak és szabadon mozoghatnak az olvadék áramlása esetén. A kristálynövekedési folyamat során előbb-utóbb a dendritágak találkoznak, kialakul egy egybefüggő dendritálózat. A dendrit koherencia pont (DKP) a dermedés azon szakaszát jelöli, amelyen létrejön a helyhez kötött, koherens dendritálózat. A koherencia pont beálltakor mérhető fémhőmérsékletet, kristályosodási időt és szilárd fázis hányadot koherencia hőmérsékletnek, koherencia időnek és koherencia szilárd hányadnak nevezik. A kristályosodás során a koherencia pont beállta a tömegtáplálás végét és a dendritközi táplálás kezdetét jelenti, mivel további táplálás csak a kialakult, helyhez kötött dendrites hálózat csatornáin keresztül valósulhat meg. A koherencia idő fontos tényező, mivel az olyan öntvényhibák, mint a makrodúsulás, dendritközi porozitás és melegrepedés csak a koherencia pont beálltat követően alakulhatnak ki [25, 26, 27].

A szemcsefinomító segédötvozzetek alkalmazásának jelentős hatása van a DKP jellemzőire. A koherencia pont a szemcsefinomítás hatására időben később (koherencia idő megnő), nagyobb szilárd fázisarány (koherencia szilárd hányad növekszik) mellett következik be. Ezt szemlélteti a 8. ábra, amelyen jól látható, hogy nagyobb szemcseméret esetén a dendritágak találkozása kisebb szilárd hányad mellett is végbemehet, míg kisebb szemcseméret esetén a DKP beálltakor sokkal nagyobb a szilárd fázis térfogataránya [28].

A koherencia idő számos öntészeti tulajdonságot befolyásol. Formatöltés közben a korai DKP problémát okozhat a vékonyabb falú öntvényrészek kitöltése közben. A koherencia idő eltelte követően a dendritok helyhez kötöttek lesznek, ezáltal a fém viszkozitása drasztikusan megnő. Későbbi DKP és kisebb szemcseméret esetén az olvadék viszkozitása ugyanolyan hőelvonási paraméterek mellett lassabban nő, ezáltal a szemcsefinomítás a formakitöltő képesség javulását eredményezheti. Másik fontos tényező a DKP késleltetésének szívódási hajlamra gyakorolt hatása. Nagyobb szemcseméret esetén a koherencia pont hamarabb áll be, ezáltal a dendriteket tartalmazó félszilárd olvadék utántáplálása (tömegtáplálás) hamarabb szűnik meg, a dendritközi táplálás pedig hamarabb kezdődik meg, mint finomabb szemcseméret esetén. Mivel nagyobb szemcsék esetén a DKP kisebb szilárd hányad esetén áll be, a folyékony fémnek hosszabb és nyitottabb csatornákon keresztül kell biztosítani az utántáplálást. Ez olyan helyeken, amelyek messzebb vannak a tápfejtől, szívódási üregek kialakulását okozhatja. Szemcsefinomítást követően a DKP időben később következik be, ezáltal a tömegtáplálási szakasz tovább tart. Mivel a dendritok kisebbek, ezért könnyebben mozogathatók, emiatt a félszilárd olvadék viszkozitása kisebb, mint nagyobb szemcseméret esetén. A tömegtáplálás ezáltal nemcsak tovább tart, hanem hatékonyabb is a szemcsefinomítás hatására. Mindezek eredményeként egy jól tervezett öntvény esetén a kialakuló szívódási üregek jóval kisebbek és egyenletesebb eloszlásúak lesznek [28].



■ 8. ábra. Szemcseméret hatása a koherencia pontra: a) durva szemcsék kis szilárd hányaddal és b) finom szemcsék nagyobb szilárd fázisarányal a koherencia ponton [28]



■ 9. ábra. Szemcsefinomítás hatására anyaghalmozódási helyeken kialakuló a) felületi horpadás és b) egybefüggő pórusokból létrejött szívódási üreg [29]

Egyes esetekben, ha egy optimális mennyiségnél több szemcsefinomító adalékot alkalmaznak, az öntvények anyaghalmozódási helyein több és nagyobb méretű szívódási üreg jöhet létre. Ez azzal magyarázható, hogy a dendritközi táplálás szakaszában a kisebb szemcseméret miatt nehezebb a folyékony fém utántáplálása, mivel kisebb méretű és komplexebb geometriájú dendritközi csatornák alakulnak ki, amelyekben az olvadék nehezebben áramlik keresztül [29]. A 9. ábra szemcsefinomítás hatására üze-mi körülmények között tapasztalt hibajelenségeket mutat be.

5. Összefoglalás

Az alumíniumötvözetek kémiai szemcsefinomítása egy rendkívül kutatott témakör, amelyben számos további lehetőség rejlik. A pontos szemcsefinomítási mechanizmus máig is vitatott, azonban az köztudott, hogy a szemcsefinomítási hatékonyság több tényezőtől is függ. Ilyen pl.: az öntött ötvözet kémiai összetétele, az alkalmazott előötvözet típusa és az adott öntvényrész lehülési sebessége. A szemcsefinomító segédötvözetek alkalmazása számos előnnyel jár, azonban esetenként káros mellékhatások is jelentkezhetnek.

A közlemény II. része a szemcsefinomítás termikus elemzéssel történő vizsgálatát és a kiértékelés módszereit mutatja be.

Irodalom

- [1] G. K. Sigworth, T. A. Kuhn: Grain Refinement of Aluminum Casting Alloys. *International Journal of Metalcasting*, Vol. 1. Issue 1, 2007. pp. 31–40.
- [2] R. Guan, D. Tie: A Review on Grain Refinement of Aluminum Alloys: Progresses, Challenges and Prospects. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, Vol. 30. Issue 5, 2017. pp. 409–432.
- [3] J. Fred Major: Aluminum and Aluminum Alloy Castings. In: *ASM Handbook, Volume 15: Casting*, ASM International, 2008. pp. 1059–1084.
- [4] A. M. Samuel, F. H. Samuel, H. W. Doty, S. Valtierra: A Metallographic Study of Grain Refining of Sr-Modified 356 Alloy. *International Journal of Metalcasting*, Vol. 11. Issue 2, 2017. pp. 305–320.
- [5] F. C. Robles-Hernandez, J. M. H. Ramirez, R. Mackay: *Al-Si Alloys – Automotive, Aeronautical, and Aerospace Applications*. Springer International Publishing AG, 2017. pp. 17–33, 209–213.
- [6] B. S. Murty, S. A. Kori, M. Chakraborty: Grain Refinement of Aluminium and Its Alloys by Heterogeneous Nucleation and Alloying. *International Materials Reviews*, Vol. 47. Issue 1, 2002. pp. 3–29.
- [7] D. M. Stefanescu: *Science and Engineering of Casting Solidification*. Springer International Publishing Switzerland, 2015. p. 37.
- [8] G. P. Jones, J. Pearson: Factors Affecting the Grain-Refinement of Aluminum Using Titanium and Boron Additives. *Metallurgical Transactions B*, Vol. 7. Issue 2, 1976. pp. 223–234.
- [9] D. Qiu, J. A. Taylor, M. X. Zhang, P. M. Kelly: A Mechanism for the Poisoning Effect of Silicon on the Grain Refinement of Al-Si Alloys. *Acta Materialia*, Vol. 55. Issue 4, 2007. pp. 1447–1456.
- [10] F. A. Crossley, L. F. Mondolfo: Mechanism of Grain Refinement in Aluminum Alloys. *Journal of Metals*, 1951. december, pp. 1143–1148.
- [11] L. Bäckerud: How Does a Good Grain Refiner Work?, *Light Metal Age*, 1983. October, pp. 6–12.
- [12] G. K. Sigworth: The Grain Refining of Aluminum and Phase Relationships in the Al-Ti-B System. *Metallurgical and Materials Transactions A* Vol. 15, 1984. pp. 277–282.
- [13] P. S. Mohanty, J. E. Gruzleski: Mechanism of Grain Refinement in Aluminium. *Acta Materialia* Vol. 43. Issue 5, 1995. pp. 2001–2012.
- [14] P. S. Mohanty, J. E. Gruzleski: Grain Refinement Mechanisms of Hypoeutectic Al-Si Alloys. *Acta Materialia*, Vol. 44. Issue. 9, 1996. pp. 3749–3760.
- [15] A. L. Greer: Overview: Application of Heterogeneous Nucleation in Grain-Refining of Metals. *The Journal of Chemical Physics*, Vol. 145. 211704, 2016.
- [16] Z. Fan, Y. Wang, Y. Zhang, T. Qin, X. R. Zhou, G. E. Thompson, T. Pennycook, T. Hashimoto: Grain Refining Mechanism in the Al/Al-Ti-B System. *Acta Materialia*, Vol. 84. 2015. pp. 292–304.
- [17] S. A. Kori, B. S. Murty, M. Chakraborty: Influence of Silicon and Magnesium on Grain Refinement in Aluminium Alloys. *Materials Science and Technology*, Vol. 15. 1999. pp. 986–992.
- [18] J. A. Spittle: Grain Refinement in Shape Casting of Aluminium Alloys. *International Journal of Cast Metals Research*, Vol. 19, Issue 4. 2006. pp. 210–222.
- [19] H. T. Wu, L. C. Wang, S. K. Kung: Grain Refining in A356 Alloys. *Journal of the Chinese Foundryman's Association*, Vol. 29. 1981. pp. 10–18.
- [20] Y. Birol: A Novel Al-Ti-B Alloy for Grain Refining Al-Si Foundry Alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 486. 2009. pp. 219–222.
- [21] T. Wang, H. Fu, Z. Chen, J. Xu. J. Zhu, F. Cao, T. Li: A Novel Fading-Resistant Al–3Ti–3B Grain Refiner for Al–Si Alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 511. 2012. pp. 45–49.
- [22] X. Dong, Y. Zhang, S. Ji: Enhancement of Mechanical Properties in High Silicon Gravity Cast AlSi9Mg Alloy Refined by Al3Ti3B Master Alloy. *Materials Science & Engineering A*, Vol. 700. 2017. pp. 291–300.
- [23] Y. Birol: Grain Refinement and Modification of Al–Si Foundry Alloys with B and Sr Additions. *Materials Science and Technology*, Vol. 30. No. 10, 2014. pp. 1154–1161.
- [24] Y. Zhang, S. Ji, Z. Fan: The Enhancement of Mechanical Properties of A356 Alloy Solidified at Lower Cooling Rate via Effectively Grain Refinement. In: A. P. Ratvik (ed.): *Light Metals 2017, The Minerals, Metals & Materials Series*, TMS, 2017. pp. 221–226.
- [25] G. K. Sigworth: Fundamentals of Solidification in Aluminum Castings, *International Journal of Metalcasting*, Vol. 8. Issue 1, 2014. pp. 7–20.
- [26] G. Chai, L. Bäckerud, T. Rolland, L. Arnberg: Dendrite Coherency during Equiaxed Solidification in Binary Aluminum Alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 26. 1995. pp. 965–970.
- [27] N. L. M. Veldman, A. K. Dahle, D. H. StJohn, L. Arnberg: Dendrite Coherency of Al-Si-Cu Alloys, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 32. 2001. pp. 147–155.
- [28] M. Malekan, S. G. Shabestari: Effect of Grain Refinement on the Dendrite Coherency Point during Solidification of the A319 Aluminum Alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 40. 2009. pp. 3196–3203.
- [29] M. A. Easton, D. H. StJohn: The Effect of Grain Refinement on the Formation of Casting Defects in Alloy 356 Castings. *International Journal of Cast Metals Research*, Vol. 12. 2000. pp. 393–408.