

BÁNYÁSZATI ÉS KOHÁSZATI LAPOK

Kohászat

Vaskohászat

Öntészet

Fémkohászat

Anyagtudomány

Hírmondó

153. évfolyam

2020/4. szám



Jó szerencsét!

Az Országos Magyar Bányászati és Kohászati Egyesület lapja.

Alapította Péch Antal 1868-ban.

TARTALOM

Vaskohászat

- 1 **Tisza Miklós:** Autóipari acélanyagok fejlesztési irányzatai – 2. rész
 9 **Török T. I.:** Acél korrózióvédelme alumínium-bevonattal
 12 **Harcsik B. – Nyitrai D. – Sipos I.:** A Fazolák öröksége – Fejezetek a diósgyőri kohászat történetéből
 17 Koszorúzás a 250 éves diósgyőri vasgyártás emlékére

Öntészet

- 18 **Sipos L. Á. – Fegyverneki Gy. – Budavári I. – Pete L. G. – Varga L.:** Warm-box magkészítési technológiával előállított műgyanta kötésű homokmagok reaktivitásának és üríthetőségi tulajdonságainak vizsgálata
 23 **Szalva P. – Orbulov I. N.:** A vákuumos kilevegőzés hatása a nyomásos öntéssel gyártott alumíniumöntvények kifáradási tulajdonságaira
 30 **Gyarmati G. – Fegyverneki Gy. – Tokár M. – Mende T.:** Alumíniumolvadékok kettős oxidhártlya-tartalmának minősítése komputertomográfia segítségével

Fémkohászat

- 35 **Mádainé Üveges V. – Bokányi L.:** Fémek kinyerése elektronikai hulladékokból bioszolubilizációval
 41 **Pázmán J. – Fehér Jánosné – Gonda V. – Sánta E. O. – Verő B.:** Az Al5182 ötvözet teljesítőképességének meghatározása

Anyagtudomány

- 48 **Szabó A. – Verő B. – Lovas A.:** A Hume-Rothery-szabályoktól a nagyentrópiájú ötvözetekig
 54 **Leveles B. – Kemény A. – Orbulov I. N.:** Alumínium mátrixú bimodális fémhabok gyártása és vizsgálata
 59 **Szobota P. – Sepső M. – Mertinger V.:** Dekarbonizáció mérése roncsolásmentes módszerrel – avagy a központ nélküli diffraktométerek új alkalmazása
 63 **Györke R. – Szórádi Sándorné – Márkus G. – Nagy A. – Török B. – Török T. I.:** Nagylózs, Szentpéteri-dűlő 6. századi temetőjéből származó nemesfém leletgyűjtemény felületkezelésének metallurgiai vonatkozásai

Hírmondó

- 68 A Csaba Metál fejlesztési stratégiája a fenntartható üzleti sikerért
 70 Emlékeztető az OMBKE 2020. július 21-i választmányi üléséről
 73 Beszámoló az OMBKE 110. küldöttgyűléséről
 75 2019. május-2020. aug. között elhunyt tagtársaink
 75 Beszámoló az Alapszabály Bizottság munkájáról
 76 A Miskolci Egyetem hírei
 76 Az acél szépsége. Emlékezés Horváth Istvánra, a Dunaferri egykori elnök-vezérigazgatójára
 78 Absztraktok folytatás (Continued from page B2)
 78 Nekrológok

Öntészet rovatunkat az 1950-ben indított és 1991-ben megszűnt önálló szaklap, a BKL Öntőde utódjának tekintjük.

FROM THE CONTENT

Tisza Miklós: Development trends in automotive steel materials – Part 21
 In this two-part series of papers, the development trends of high strength steel materials that have taken place in the recent decades and are still ongoing are overviewed, primarily in view of the growing requirements of the automotive industry. In the first part, we overviewed the ever-increasing requirements for the automotive industry and automotive steel materials in terms of both consumer expectations and legal requirements. We have found that meeting the growing requirements in the most versatile way possible has resulted in tremendous progress over the past 40-50 years in both the car manufacturing and the material production and development. The first part summarized the main requirements for the automotive industry and presented the main driving forces of material developments concerning the conventional high-strength steels and the so-called first generation advanced high strength steels (1st GEN AHSS). In this paper – that is in the second part of the series, we analyse the main types and manufacturing processes of second and third generation advanced high strength steels (2nd and 3rd GEN AHSS) introducing the steel developments that are still going on today through some results of the application of second and third generation advanced high strength steels.

Török Tamás: Corrosion protection of steel with aluminium coating 9
 The most typical surface technological and material structural properties of aluminium coated carbon steels are introduced in short with attention to their applications for corrosion protection. Application of aluminizing (coating with aluminium), for example, by the thermal spraying technique is also presented as an effective preventive measure for steel structures against corrosion under heat insulating layers.

Harcsik Béla – Nyitrai Dániel – Sipos István: The heritage of Fazolák – Chapters from the history of steelworks in Diósgyőr 12
 At the suggestion of Henrik Fazola, a blacksmith in Eger, Queen Maria Theresa of Hungary signed a charter authorizing the establishment of the Szentlélek Ironworks 250 years ago, on July 28, 1770, thus establishing the ironworks in Diósgyőr, which has been operating for 238 years. The factory played a decisive role not only in the life of Diósgyőr-Miskolc, but also in the life of the whole country. The factory is now just a shadow of itself, but its impact is still alive today, so it's important to remember the glorious anniversary.

Sipos László Áron – Fegyverneki György – Budavári Imre – Pete László Gábor – Varga László: Investigation of reactivity and shakeout properties of resin bonded sand cores produced by Warm-box technology 18
 During our research work, investigations were carried out in order to improve product quality. The effects of different activator content were examined in the case of Warm-box core making technology. Five different compositions of sand cores were produced. During the core making process, furan

resin bonded sand mixtures were made based on reclaimed middle-sized grain sand. Two different types of specimens were used to carry out three-point bending strength tests, residual strength evaluation after thermal exposure and hot-distortion tests. The basis of the investigations was the sand mixture composition used by a foundry company in serial production, that supported the experiments. In this article sand mixtures with increased and decreased activator contents were examined, compared to sand mixture composition used in the manufacturing process.

Szalva Péter – Orbulov Imre Norbert: Fatigue testing and non-destructive characterisation of aluminium die cast specimens by computed tomography23
 Aluminium alloy (DIN 226) fatigue test specimens were produced by high pressure die casting (HPDC) and vacuum-assisted die casting (VPDC) techniques. Non-destructive material tests (NDTs) have been performed on cast specimens by computed tomography (CT). Uniaxial fatigue tests with two stress ratios of $R = -1$ and $R = 0.1$ have been performed in the high cycle fatigue (HCF) regime, and the CT results were re-assigned after the fatigue test in order to identify the origin of the failure. The aim of this paper is to establish a relationship between the CT result and fatigue failure of die cast specimens.

Gyarmati Gábor – Fegyverneki György – Tokár Monika – Mende Tamás: Characterization of the Double Oxide Film Content of Liquid Aluminum Alloys by Computed Tomography 30
 The entrainment of the surface oxide layer of aluminum alloy melts is currently a mostly inevitable process during the melt handling and processing techniques of the foundry industry. As a consequence, a large number of double oxide films (bifilms) are often incorporated into the melts, which bifilms can act as initiation sites for pore formation during the solidification of the alloy. In this study, this relationship between bifilms and pores, as well as its possible application in melt quality evaluation was examined in the case of an AlSi7MgCu alloy. Based on the results, the bifilm content and so the quality of aluminum melts can be characterized using computed tomographic analysis of reduced pressure test samples.

Mádainé Üveges Valéria – Bokányi Ljudmilla: Recovery of metals from electronic waste by biosolubilisation35
 Recycling of electronic waste is an important task of today especially because the generation of this type of household waste grows the most from year to year. As the technology develops, this waste contains besides the common metals more and more of valuable critical raw materials (CRMs), the supply of which must be solved in the EU within a decade [1]. The recycling of WEE usually combines mechanical techniques (comminution and a separation by physical property) along with thermal or chemical processes. In the meantime the importance of biological processes now-a-days

(Continued on page 78.)

- **Szerkesztőség:** 1051 Budapest, Október 6. utca 7., III. em. • **Telefon:** 06-1-201-7337 •
- **E-mail:** bkl.kohaszat@gmail.com • **Internetcím:** www.ombkenet.hu/bkl/kohaszat.html •

• **Felelős szerkesztő:** Balázs Tamás •

- **A szerkesztőség tagjai:** Biró Nóra, dr. Buzáné dr. Dénes Margit, dr. Dévényi László, dr. Dúl Jenő, dr. Harcsik Béla, dr. Kóródi István, Schudich Anna, dr. Szombatfalvy Anna, dr. Tardy Pál, dr. Török Tamás •

• **Kiadó:** Országos Magyar Bányászati és Kohászati Egyesület • **Felelős kiadó:** dr. Hatala Pál •

• **Nyomja:** Press+Print Kft. 2340 Kiskunlacháza, Gábor Áron u. 2/a • **HU ISSN 0005-5670** •

- **Belső tájékoztatásra, kereskedelmi forgalomba nem kerül.** • A közölt cikkek fordítása, utánnomása, sokszorosítása és adatrendszerekben való tárolása kizárólag a kiadó engedélyével történhet. •

• **Indexeli az EBSCO Publishing Inc.** •

TISZA MIKLÓS

Autóipari acélanyagok fejlesztési irányzatai – 2. rész

Az elmúlt évtizedekben lezajlott és jelenleg is folyamatban lévő acélfejlesztési irányzatokat tekintjük át ebben a kétrészes cikksorozatban, elsősorban az autóipar egyre fokozódó követelményeinek szem előtt tartásával. E cikk első részében áttekintettük az autóiparral és az autóipari acélanyagokkal kapcsolatos növekvő követelményeket mind a fogyasztói elvárások, mind pedig a jogi előírások szempontjából. Megállapítottuk, hogy a növekvő követelmények minél sokoldalúbb kielégítése hatalmas fejlődést eredményezett az elmúlt 40-50 évben mind az autógyártás, mind pedig az alapanyagok előállítása és fejlesztése terén. Az első rész az autóiparral szemben támasztott főbb követelményeket összegezve bemutatta az anyagfejlesztések fő hajtóerőit, valamint a hagyományos nagyszilárdságú acélokat és az ún. első generációs korszerű nagyszilárdságú acélokat (1. GEN AHSS). A cikk második részében a második és a harmadik generációs korszerű nagyszilárdságú acélok (2. és 3. GEN AHSS) főbb típusait és gyártási eljárásaikat elemezzük, bemutatva a napjainkban is folyó acélfejlesztéseket a második és harmadik generációs korszerű nagyszilárdságú acélok néhány eredményén keresztül.

1. Bevezetés

Általánosan ismert, hogy az egyre fokozódó globális verseny miatt az autóiparban a gyártási költségek csökkentése elsőrendű célkitűzés. A gyártási költségek csökkentése több okból is szorosan kapcsolódik a járművek tömegének csökkentéséhez. Ez számos tényezővel magyarázható, amelyek közül itt csak néhányat kiemelve: a szigorú károsanyag-kibocsátási előírások, valamint az egyre fokozódó környezetvédelmi korlátozások, a minél gazdaságosabban üzemeltethető autókra vonatkozó fogyasztói igények teljesítésében a járművek tömegcsökkentése meghatározó szerepet játszik. Egy autó teljes tömegét illetően az autó karosszériája döntő szerepet játszik. A karosszériaelemek – az ún. Body-in-White – gyártásában a lemezalakítás az egyik legfontosabb gyártási eljárás. Ez is indokolja, hogy a lemezalakításban is az új, innovatív, kis költségű gyártási folyamatok kidolgozása az egyik fő célkitűzés. A könnyű, kis tömegű gépjárműalkatrészek gyártásának két fő iránya a nagyszilárdságú acélok, illetve a könnyűfémek – hangsúlyozottan a különféle nagyszilárdságú alumíniumötvözetek – alkalmazása [1].

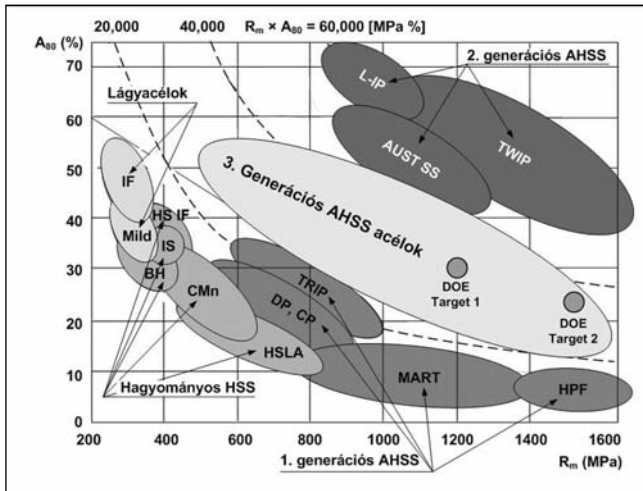
A cikk első részében részletesen foglalkoztunk a nagyszilárdságú acél alapanyagok fejlesztésével és e fejlesztések eredményeivel. Ezt a hosszú, több évtizedes fejlesztési tevékenységet leginkább a korszerű nagyszilárdságú acélok fejlesztési eredményeivel jellemezhetjük, amely a nemzetközi szakirodalomban az AHSS – Advanced High Strength Steels fogalommal jelenik meg. Az ezen a területen végzett fejlesztések három nagy területre tagolhatók,

nevezetesen első, második és harmadik generációs korszerű nagyszilárdságú acélok. Az első részben az ún. hagyományos nagyszilárdságú acélokkal és a korszerű nagyszilárdságú acélok első generációs fejlesztési eredményeivel foglalkoztunk. Ebben a cikkben a második és a harmadik generációs korszerű nagyszilárdságú acélok (2. és 3. GEN AHSS) főbb típusait és gyártási eljárásaikat elemezzük, bemutatva a napjainkban is folyó acélfejlesztéseket a második és harmadik generációs korszerű nagyszilárdságú acélok néhány eredményén keresztül.

A korszerű nagyszilárdságú acélok fejlesztésének három generációját a nemzetközi szakirodalomban általánosan elfogadott osztályozás a szilárdsági és alakíthatósági paraméterek – mint a szakítószilárdság (R_m) és a teljes nyúlás (A_{80}) – szorzataként csoportosítja. Ezt az osztályozást szemlélteti az 1. ábra, amelyen jól látható, hogy a szakítószilárdság és a teljes nyúlás szorzata ($R_m \times A_{80}$) hiperbolikus függvényt követ. A bejelölt C-állandó ($C = R_m \times A_{80}$) további jó lehetőséget kínál a korszerű acélok fejlesztési generációk szerinti osztályozására.

Az 1. ábra tartalmazza a hagyományos lágyacélokat (IF és Mild jelöléssel), a hagyományos nagyszilárdságú acélokat (HS IF, IS, BH, CMn és HSLA acélok), valamint az 1. generációs korszerű nagyszilárdságú acélokat (DP, TRIP, MART, HPF); ez utóbbiakat elemeztük részletesen a cikk első részében.

Az ábra ugyancsak tartalmazza a 2. és 3. generációs korszerű nagyszilárdságú acélokat (2. és 3. generációs AHSS jelöléssel). Ebben a cikkben e két csoport anyagait, fejlesztésük indítékait és jellemzőiket elemezzük részletesen.



■ 1. ábra. A szakítószilárdság (R_m) és a fajlagos nyúlás (A_{80}) kapcsolata az acélfejlesztések generációk szerinti osztályozásában

2. Második generációs korszerű nagyszilárdságú acélok – 2G AHSS

A kétrészes cikk első részében elemzett 1. generációs korszerű nagyszilárdságú acélokról – a különféle DP-acélok, a komplex fázisú (CP) acélok, a TRIP-acélok bizonyos típusai és a martenzites acélok (MART) – az autóipar által megfogalmazott követelményeket elemezve megállapítható, hogy a szilárdsági elvárásokat kellően nagy szilárdsággal teljesítették, azonban az alakíthatóságot illetően elmaradtak az elvárásoktól, korlátozott alakíthatósággal rendelkeznek. Ezen acélok esetében a korábbiakban a szakítószilárdság (R_m) és a fajlagos teljes nyúlás (A_{80}) szorzataként definiált C állandó értéke 10 000 és 25 000 között található (1. ábra), ugyanakkor érdemes megemlíteni, hogy ezeknél a korszerű nagyszilárdságú acéloknál a szilárdsági paraméterek növekedése sokkal jelentősebb, mint az alakíthatósági paraméterek csökkenése. Ez is az oka annak, hogy ezt az anyagcsoportot már napjainkban széles körben alkalmazzák a karosszériagyártásban.

A korszerű nagyszilárdságú acélok továbbfejlesztésének kézenfekvő irányaként következett az alakíthatóság számottevő javítása. Az alakíthatóság növelésével több, a $C = 40\,000 - 60\,000$ (MPa $\times\%$) tartományba eső acélminőség kifejlesztése volt a következő lépés: ez az acélcsoport tekinthető a korszerű nagyszilárdságú acélok második

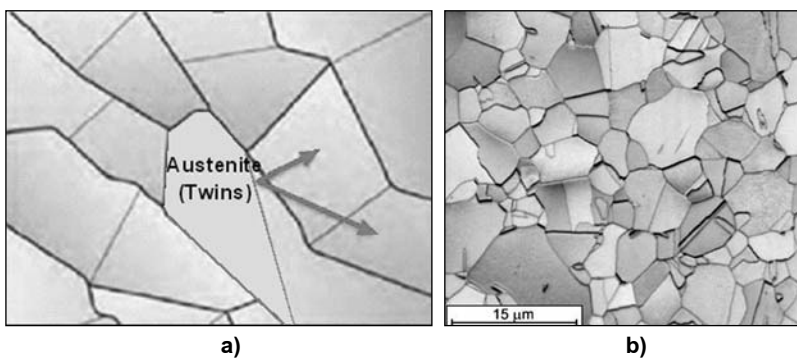
generációjának. Ez a csoport magában foglalja a nagy Mn-tartalmú, alakítási ikerképződéssel jellemezhető (TWIP) acélokat, a tömegcsökkentés indukálta képlékenység megnevezéssel ismertté vált acélokat (Lightweight Induced Plasticity, L-IP) és néhány ugyancsak jelentős mangántartalmú austenites, rozsdamentes acélt (AUST SS). Ezek az acélminőségek a szilárdság és az alakíthatóság kiváló kombinációját biztosítják. A következő pontokban ezekkel az acélfejlesztésekkel foglalkozunk.

2.1. Az ikerképződéssel indukált képlékenységen alapuló (TWIP) acélok

A korszerű nagyszilárdságú AHSS acélok második generációjának legjellegzetesebb képviselői a TWIP-acélok [2]. Ezen acélok kivételesen jó alakíthatósága azon a különleges mechanizmuson alapszik, amelynek révén a TWIP-mechanizmus hasznosításával kiemelkedő egyensúlyt lehet elérni a szilárdsági és alakváltozási, alakíthatósági jellemzők között. Az acélcsoport megnevezése is ebből a jellegzetes alakváltozási módból, azaz az ikerképződésből származik (Twinning Induced Plasticity). Az ikerképződés a keményedési kitevő, az n -érték jelentős növekedését eredményezi, az ikerképződési mechanizmus kapcsán egyre finomabb mikroszerkezet révén [3]. Az ikerhatárok szemcsehatáráként viselkedve is növelik az acél szilárdságát. Jellegzetes TWIP-acél mikroszerkezetek láthatók a 2. ábrán.

A TWIP-acélok jellemzően nagy mangán- vagy nikkeltartalommal rendelkeznek, aminek következtében az acél szobahőmérsékleten is teljesen austenites. A TWIP-acélok jellemző összetétele a nagymennyiségű mangán- vagy nikkeltartalom ($Mn/Ni \approx 15-35\%$) mellett szilíciumot ($Si \approx 1-3\%$) és alumíniumot ($Al \approx 1-3\%$) tartalmaz [4]. Ezek az acélok kiemelkedő szilárdság-alakíthatóság kombinációval rendelkeznek (például az $R_m > 1000$ MPa feletti szakítószilárdság esetén is akár 50-60%-ot is meghaladó teljes nyúlás érhető el), azaz a TWIP-acélok a rendkívül nagy szilárdság mellett ugyancsak rendkívül nagy alakíthatóságot mutatnak [5]. A keményedési kitevő kb. 30%-os mérnöki nyúlás mellett az $n = 0,4$ értéket is eléri, majd állandó marad, amíg az egyenletes vagy a teljes nyúlás eléri az 50%-ot, sőt e fölötti értéket is elérhet, miközben a szakítószilárdság az $R_m = 1000-1500$ MPa értéknél is nagyobb lehet [6].

A TWIP-acéloknál az alakváltozási keményedés stabilitása szorosan összefügg a rétegződési hiba energiájával (Stacking Fault Energy – SFE). Ez a paraméter határozza meg alapvetően a TWIP-acélok alakváltozási viselkedését. Az ötvözőelemek általában csökkentik a rétegződési hiba energiáját, ami fokozott ikerképződéshez vezet az alakváltozás során, és ezáltal tovább javítja az alakíthatóságot. Irodalmi adatokból ismert, hogy az $SFE < 20$ mJ/m² érték az austenit martenzites átalakulását idézi elő, és így TRIP-hatást eredményez. A tiszta ikerképződéshez az SFE-értéknek 20 mJ/m² értéknél nagyobbaknak kell lennie. Az SFE növeléséhez alumí-



■ 2. ábra. TWIP-acélok szemantik mikroszerkezete (a), és optikai mikroszkópi képe (b)

niumot adnak az acélhoz, a TRIP-hatás késleltetéséhez és a tiszta ikerképződéshez. Az Al hozzáadása egyúttal közvetlenül is hozzájárul az acél tömegének csökkentéséhez.

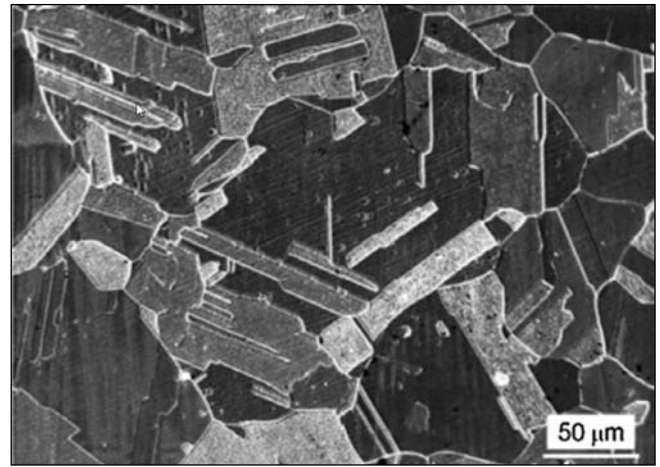
A TWIP-acélok kiemelkedő mechanikai jellemzőkkel rendelkeznek, ám ez az anyagcsoport – az eredeti fejlesztési stádiumban – kiváló tulajdonságaik ellenére sem vezetett számottevő ipari alkalmazásokhoz elsősorban a gyártási eljárásból következő kis termelékenység és a kis költséghatékonyság miatt. A TWIP-acélt elsősorban a felső kritikus hőmérsékleten végzett, hosszú ideig tartó homogenizálással és szobahőmérsékletre való gyors hűtéssel állítják elő [7]. A TWIP-acélok gyártási eljárásának lehetséges módja a homogenizálás után a felső kritikus hőmérséklet fölötti alakítás, majd ezt követő gyors, szobahőmérsékletre hűtés. A nagy hőmérsékleten végzett alakítás elősegíti a finom szemcseméret kialakulását és az ikerkristályok nagy térfogatarányának elérését. Minél finomabb a szemcseszerkezet, annál erőteljesebb az ikerképződés, ami javítja a képlékenységi és szilárdsági jellemzőket.

Az ikerkristályok képződésének két típusát figyelték meg TWIP-acélokban: (a) hőkezelés által indukált ikerképződést és (b) az alakváltozás által előidézett alakítási ikerképződést. A durva szemcsés TWIP-acélok folyási határ értékét az $R_{p0.2} < 400$ MPa-nál is kisebbnek találták. Ez korlátozza a TWIP-acélok autópári felhasználását, különösen az ún. aktív ütközési zónában lévő alkatrészek esetén. Számos közlemény számolt be az irodalomban a TWIP-acélok folyási határának növelését célzó kutatásokról. Ezek a kutatások magukban foglalják a szemcseméret csökkentését azáltal, hogy ötvözőként V, Ti, Nb elemeket alkalmaztak a karbidkiválás megakadályozására; hideghengerlés és az ezt követő izzítással elért részleges átkristályosítás egyike e próbálkozásoknak [8].

A TWIP-acélokkal sikeres próbagyártásokat végeztek a kilencvenes évek elején a dél-koreai POSCO acélműben, ám e próbálkozások akkor még nem vezettek széleskörű ipari alkalmazáshoz, a kiváló tulajdonságok hasznosításához szükséges feltételek hiánya, a jelentős gyártási költségek és a termelékenység alacsony szintje miatt [9]. Kísérleti alkalmazások folytak európai acélgyártóknál is. Ezek a kísérletek is bebizonyították a TWIP-acélok kiváló mechanikai tulajdonságait, ám kereskedelmi nem bizonyultak sikeresnek, mindenképp a kis gyártási termelékenység, a magas gyártási költségek és az ún. késleltetett törés jelensége miatt [10]. Ezeknek az acéloknak az autóalkatrész-gyártásban történő alkalmazásához új megközelítéseket kell kidolgozni e nehézségek csökkentésére.

2.2. Austenites rozsdamentes acélok – AUST SS

A második generációs korszerű nagyszilárdságú acélok egy külön csoportját alkotják az austenites rozsdálló acélok, amelyeknél az AUST SS jelölést alkalmazzák. Ezek az acélok a kivételes korrózióállóság mellett kiváló mechanikai tulajdonságokkal is rendelkeznek. Ennek az acélcsoportnak a jellegzetessége, hogy a szövetszerkezetük felületen középpontos köbös kristályrendszerű, amely kiváló



■ 3. ábra. AUST SS 304 acél szkennung elektronmikroszkópos felvétele

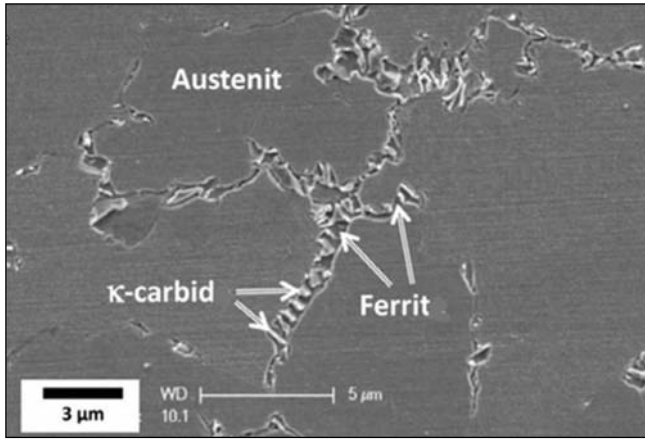
képlékenységet és szívósságot biztosít. Az alkalmazott ötvözőelemek fontos szerepet játszanak a kiváló korrózióállóság mellett az austenit stabilizálásában. A legfontosabb ötvöző a króm ($Cr = 16-26\%$), továbbá a nikkel, molibdén, titán, nióbbium is fontos ötvözőelemek. A mangán és a karbon bizonyos értelemben nikkel ekvivalensként is számításba jön, amelyek az austenit stabilitását is fokozzák [11]. Az AUST SS acélok mikroszerkezeti jellemzői a kémiai összetétellel, a gyártási és a hőkezelési eljárással jelentősen módosíthatók. A 3. ábra az egyik legjellegzetesebb AUST SS acél szkennung elektronmikroszkópos felvételét mutatja.

Az AUST SS acélok gyártásakor meleg- és hideghengerlési eljárást egyaránt alkalmaznak vékonylemezek előállítására [12]. Az AUST SS acélok mechanikai tulajdonságai gondos hőkezelési eljárással tovább javíthatók. Ezt a második generációs acéltípust széles körben alkalmazzák szerkezeti elemek anyagaként a mechanikai tulajdonságaik és korrózióállóságuk kivételes kombinációjának köszönhetően.

2.3. Tömegcsökkentés indukálta képlékenység – Lightweight Induced Plasticity L-IP steels

A tömegcsökkentés mint fő célkitűzés a korszerű nagyszilárdságú acélok valamennyi típusánál fontos szerepet játszik. A második generációs korszerű nagyszilárdságú acélok (2G AHSS) fejlesztésekor ez a megnevezés mint önálló fogalom jelent meg bizonyos acélok esetén, elsősorban az Fe-Mn-Al-C ötvözet típusnál alkalmazzák önálló anyagcsoport megnevezéseként. Ebbe a csoportba – mikroszerkezetük alapján – három fő típus tartozik: az austenit-alapú, a ferritbázisú és az austenit-ferrit mikroszerkezetű duplex acélok [13]. Az L-IP-acélok mikroszerkezetüket tekintve alapvetően különböznek a TWIP-acéloktól, mivel a TWIP-acélok jellemzően homogén, egyfázisú mikroszerkezetűek.

Az ötvözőelemeket tekintve, a Mn és a C austenitképző, az Al pedig ferritstabilizáló, továbbá fokozza a C metastabilis oldódását a diffúzió képesség csökkentése révén. Az L-IP-acélok megfelelő vegyi összetétel esetén triplex mikroszerkezetet eredményeznek, amely austenitet, ferri-



■ 4. ábra. L-IP 2G AHSS-acél jellegzetes triplex (austenit, ferrit és κ -karbidok) mikroszerkezete szkenningszenning elektronmikroszkópos felvételen

tet és κ -karbidokat – $(\text{Fe,Mn})_3\text{AlC}$ – tartalmaz [14]. A 4. ábra L-IP-acél tipikus triplex szerkezetéről készült szkenningszenning elektronmikroszkópos felvételt mutat.

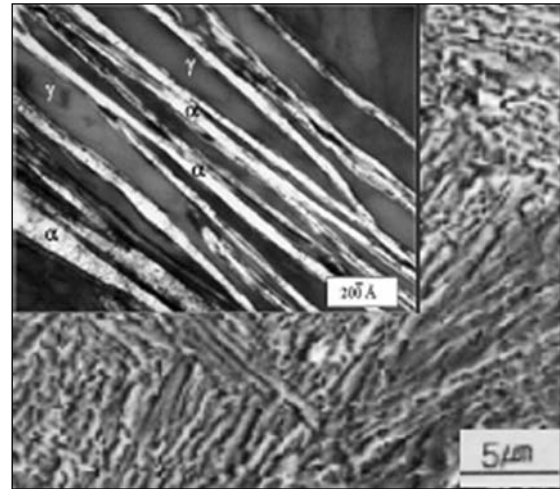
2.4. Extra nagyszilárdságú acélok – X-AHSS-acélok

Az extra nagyszilárdságú (X-AHSS) acélok a TRIP-acélok továbbfejlesztett változatai, amelyek elsőként a távol-keleti autóiipari nagyhatalmak (Japán és Dél-Korea) autóiiparában jelentek meg. Ebben a kategóriában a $C = R_m \times A_{80}$ állandót a ma már úgymond hagyományos TRIP-acélokhoz képest sikerült közel megduplázni ($C = 40\ 000$). Három fő típusuk ismert: az ún. FB-TRIP-, az SB-TRIP-, valamint az M-TRIP-acélok.

Az FB-TRIP-acélokat különleges felhasználói igények kielégítésére fejlesztették ki, nevezetesen olyan autóiipari lemezalkatrészekhez, ahol a nagy szilárdság mellett jelentős peremnyújtási vagy lyuktágítási képességgel is kell az alapanyag rendelkezni. Ez olyan alakításoknál lép fel, amikor a peremezést vagy a lyuktágítást lényegében az alapanyag nyújtásával valósítják meg. A két eljárásnál a nyújtó-peremezés (Stretch Flanging-SF), illetve a nagymértékű nyújtással megvalósított lyuktágítás (High Hole Expansion-HHE) fogalmakra utaló, kiegészítő jelöléseket alkalmaznak.

Az FB-TRIP-acélok mikroszerkezete ferrit és bainit szövetelemeket tartalmaz. A ferrit biztosítja a nagy nyújthatóságot, míg a szilárdság nagy értékét egyrészt fokozott szemcsefinomítással és a bainit, mint második fázis szilárdságnövelő hatásával éri el. Az FB-TRIP-acélok elsődleges előnye a HSLA, a DP és a hagyományos TRIP-acélokhoz képest az ugyanakkora, vagy még nagyobb szilárdság mellett, lényegesen kedvezőbb nyújthatóság, kiugróan jó keményedési kitevő (n) és a nagyobb teljes nyúlás.

Az SB-TRIP-acélok (szokásos megnevezésük Szuper-Bainites TRIP acélok) szövetszerkezete – nevükkel összhangban – jellemzően nanoméretű, lemezes típusú, karbidmentes bainitmátrixban kis mennyiségben maradó austenit, amint az 5. ábrán is látható. A teljes ábrán a lényegében bainites mátrix figyelhető meg, míg az ábra bal felső sarkában kinagyított részleten a nanoméretű bainitlemezek között a maradó austenit is felismerhető.



■ 5. ábra. Az SB-TRIP-acél tipikus mikroszerkezete

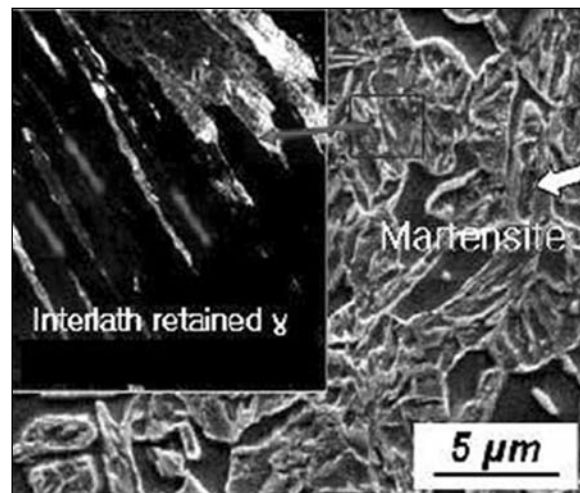
Az SB-TRIP-acélok jellemző mechanikai tulajdonságai: nagy folyási határ ($R_{p0,2} = 900$ MPa), extra nagy szakítószilárdság ($R_m = 1600$ MPa), és ezekhez a szilárdsági értékekhez kimagaslóan jó fajlagos nyúlás ($A_{80} = 27-30\%$) tartozik.

Egy további, második generációs korszerű nagyszilárdságú acél az extra nagyszilárdságú kategória felsőbb szilárdsági harmadában az ún. M-TRIP (Martenzites-TRIP) acél. A szokásos összetétele: $C = 0,15-0,2\%$, $Si = 1,6\%$, $Mn = 1,6\%$.

Az M-TRIP-acélok szövetszerkezete – ugyancsak nevükkel összhangban – martenzit mátrixban, a jellemzően nanoméretű lemezek között maradó austenitet tartalmaz, amint az a 6. ábrán látható.

3. Harmadik generációs korszerű nagyszilárdságú acélok – 3G AHSS

A korszerű nagyszilárdságú acélok (AHSS) következő fejlesztési szakasza vezetett az ún. 3. generációs nagyszilárdságú acélok (3G AHSS) kifejlesztéséhez, amely még napjainkban is a fejlesztés és az első ipari megvalósítások szakaszában van, azonban az acélgártók már számos figyelemre méltó eredményt értek el ezen a területen is. Az



■ 6. ábra. M-TRIP-acél tipikus mikroszerkezete

alapvető gondolat e fejlesztések mögött az 1. és 2. generációs nagyszilárdságú acélok közötti tartományba eső tulajdonságok biztosítása, amelyeket a szakítószilárdság – alakíthatóság kapcsolatát mutató 1. ábra alapján értelmezhetünk. E csoport kidolgozásánál – a már említett alapgondolat mellett – kiemelt fontosságú, hogy a tervezett kiváló mechanikai tulajdonságokat kevesebb ötvözővel, és így olcsóbban valósítsák meg, különösen a 2. generációs acélokhoz viszonyítva [15]. Ezen acélok mikroszerkezete nagyszilárdságú fázisokból (például nano/ultra finomszemcsés ferritből, martenzitből vagy bainitből) áll, és egy további fázissal (például austenit) kombinálva, fokozott alakíthatóságot és nagyobb alakváltozási keményedést biztosítanak. Ezzel a fejlesztési koncepcióval a GPa tartományba eső nagyszilárdságú acélok állíthatók elő, egyidejűleg figyelemre méltó alakíthatósággal [16].

Ugyanakkor az is nyilvánvaló, hogy gazdaságos előállítási technológiák kidolgozásához szisztematikus tervezési módszerre van szükség a mikroszerkezeti alkotóelemek olyan lehetséges kombinációinak meghatározásához, amelyek a kívánt mechanikai tulajdonságokhoz vezethetnek. A szisztematikus tervezési módszertan alkalmazásának egyik lehetősége egy egyszerűsített kompozit modell alkalmazása [17], figyelembe véve a többfázisú (ferrit, austenit, bainit és martenzit) anyagok különféle kombinációit. A hipotetikus mikroszerkezetben a fázisarányok változtatásával kiszámíthatók a várható mechanikai tulajdonságok.

A szisztematikus tervezési módszertan alkalmazásának egy másik lehetősége az integrált számítógéppel segített anyagmérnöki módszerek (Integrated Computational Materials Engineering – ICME) alkalmazása. Ez a módszer integrált keretet biztosít a multidiszciplináris mérnöki tervezés, elemzés és teljesítmény követelmények által vezérelt számítástechnikai, többlépcsős anyagfejlesztés lehetőségeinek hasznosítására [18]. Ezt a koncepciót az Egyesült Államok Nemzeti Kutatási Tanácsa kezdeményezte és támogatja [19]. Ez az ICME modell felhasználható az anyagválasztás és a tervezés optimalizálásához és alternatív megoldásként közvetlenül felhasználható új anyagok fejlesztésének optimalizálására is, a kémiai összetétel és a mikroszerkezeti jellemzők olyan módosítására, amelyek az adott alkalmazáshoz legjobban megfelelő makroszkopikus tulajdonságokat eredményezik a „reverse engineering” módszereinek alkalmazásával. Az autóiparban az ICME megközelítésben rejlő lehetőségeket a járművek tömegcsökkentésében az Egyesült Államok Energiaügyi Minisztériuma (Department of Energy – DOE) is felismerte, amely az „Integrált számítástechnikai anyagmérnöki megközelítés a harmadik generációs, nagyteljesítményű acélok fejlesztésére” című projektet is finanszírozta (Development of Lightweight Third Generation Advanced High Strength Steel – 3GAHSS) [20]. Az ICME megközelítést kétféle módon hasznosították a projektben. Először az ICME alapelveit alkalmazták az anyagmodellező módszerek kidolgozásakor, az anyagmodellek különböző léptékű kombinálásával. Különösen a kombinált kristályplaszticitás (Combined Constraints Crystal Plasticity – CCCP) modellt alkalmazták a mikrotartományra konstitutív modellként [21]. Ebben a projektben az Egyesült Államok Energiaügyi Minisztériuma két célt tűzött ki: az egyik az

$R_m = 1200$ MPa szilárdság megvalósítása $A_{80} = 30\%$ teljes nyúlással (ami azt jelenti, hogy a korábbiakban bevezetett állandó, $C = 1200 \times 30 = 36\,000$ MPa%), a másik pedig $R_m = 1500$ MPa, $A_{80} = 25\%$ teljes nyúlással; ez a $C = 1500 \times 25 = 37\,500$ MPa% értéket eredményezi [22]. Ez a két fejlesztési cél látható az 1. ábrán a DOE Target 1 és a DOE Target 2 jelölésekkel.

Hasonló projekteket kezdeményeztek más acélipari vállalatok és kutatóintézetek világszerte. Többek között az ArcelorMittal is bejelentette a harmadik generációs acélok szisztematikus fejlesztését célzó projektjét [23]. Ezen acélok mikroszerkezete nagyszilárdságú fázisokból (például nano/ultra finomszemcsés ferritből, martenzitből vagy bainitből) áll, és egy további fázissal, olyan alkotóelemmel van kombinálva, amely jelentős alakváltozási és keményedési képességet biztosít (például az austenit). A következő pontokban a 3G AHSS fejlesztések néhány eredményét elemezzük.

3.1. Közepes Mn-tartalmú acélok

A 2. generációs AHSS kifejlesztése során az acélgártók jelentős tapasztalatot szereztek a nagy mangántartalmú ($Mn = 15\text{--}30\%$) austenites acélminőségek fejlesztése terén. Kiemelkedő mechanikai tulajdonságokat eredményezett (nagy szilárdság, kitűnő nyúlással, ami vonzóvá tette az autóipar számára). A kifejlesztett nagyszilárdságú és jelentős képlékenységgel rendelkező acélok kidolgozása az egyfázisú austenit koncepción alapult. Az alakváltozási mechanizmusuk vagy a fázisátalakulás (TRIP), vagy az ikerképződés által indukált képlékenységi (TWIP) hatást hasznosították. A TWIP és a TRIP mechanizmusok meghatározott arányainak kombinálása lehetővé teszi a szilárdság és az alakíthatóság kívánt szintjének pontos beállítását [24].

Az új 3G AHSS fejlesztések az ötvöztetési koncepciótól (különösen az Al-tartalomtól) függően egy további deformációs mechanizmust is hasznosítanak. A mikrosáv által indukált képlékenységi mechanizmus (Micro-Band Induced Plasticity – MBIP) az alakváltozást a kiválások környékére lokalizálja, ezáltal késleltetve a mechanikai instabilitás kialakulását és segíti a homogén alakváltozást. A kiváló mechanikai tulajdonságok mellett ezek az acélok a kis karbontartalmú acélokhoz képest jelentős gyártási kihívást is jelentenek, egyebek mellett az austenites mikroszerkezet előállításához szükséges nagy ötvözőtartalom miatti költséges gyártás következtében.

Azonban feltétlenül meg kell említeni, hogy e nagy mangántartalmú acélok kifejlesztése során nyert tapasztalatok jelentős mértékben hozzájárultak a 3. generációs AHSS osztályba tartozó közepes mangántartalmú acélok kifejlesztéséhez. Alapvetően ezen acélminőségek mikroszerkezete nagyszilárdságú fázisból (például nano/ultraszemcsés ferritből, martenzitből, vagy bainitből) áll, egy további fázissal (például austenittel) kombinálva, amely jelentős képlékenységet és alakváltozási keményedést biztosít. Egy másik koncepció a karbidmentes bainit (Carbide Free Bainite – CFB), vagy egy speciális, ultra finomlemez baint (Ultrafine Lamellar Bainite – ULB) alkalmazása. Ezzel az ötvöztetési koncepcióval és a hűtési körülmények megfelelő megválasztásával elkerülhető a karbidképző-

dés, és így finomlemez bainitszerkezet állítható elő, austenit filmrétegekkel a bainitlemezek között. Ez a koncepció igen nagyszilárdságú (az 1 GPa-t meghaladó szilárdságú) acélokat eredményez, figyelemreméltó alakíthatósággal.

3.2. Gyors hűtéssel és particionálással gyártott (Q&P) acélok

A gyors hűtés és particionálás néven ismert (Quenching and Partitioning – Q&P) acélok a harmadik generációs AHSS acélok legújabb fejlesztéseinek eredményei. A Q&P-acélok kidolgozása részben a duplex rozsdamentes acélok, továbbá az edzés és a particionálás folyamatának ismeretein [25], valamint a közepes mangántartalmú acélok tulajdonságain alapul [26]. A Q&P acélminőség karbon-, mangán-, szilícium-, nikkel- és molibdénötvözőket tartalmaz. A szilárdsági elvárásoktól függően az ötvözőelemek a 4%-ot is elérhetik, ami sokkal kisebb, mint a második generációs AHSS-acéloknál. A Q&P-acél hőkezelése közben a gyors hűtést megszakítják, és az acélt újra felhevítik a particionáláshoz. Ez 5–12% stabil maradó austenitet, 20–40% ferritet és 50–80% martenzitet eredményez.

A Baosteel az elsők között volt, amely Q&P-acélokat hozott forgalomba, kezdetben 980 MPa, később 1180 MPa szilárdsággal [27]. A Baosteel kísérletekkel is bebizonyította, hogy a B-oszlop megerősítés hidegen alakítható a Q&P 1180 acélminőség felhasználásával. Az Auto Steel Partnership (A/SP) a General Motors B-oszlop szerszámával is vizsgálta a Q&P 980 acél alakíthatóságát, igazolva, hogy az acél jobban alakítható és a DP 980 kettős fázisú acélnál kevésbé hajlamos a szélek berepedésére. Kínában számos járműgyártó cég alkalmaz Q&P-acélokat A- és B-oszlop megerősítéseknél.

A kutatások eredményeként 2100 MPa szakítószilárdságú acélokat fejlesztettek ki, 9%-os egyenletes nyúlással és körülbelül 13% teljes nyúlással. Ennek az acélnek az alakváltozási viselkedése összevethető a DP 980 acéléval, amely hidegen alakíthatónak tekinthető [28].

3.2.1. A Q&P-acélok gyártási eljárása és metallurgiai háttere

A Q&P-acélok a C-Si-Mn, C-Si-Mn-Al, vagy más hasonló összetételek sorozatát képezik, amelyeket a gyors hűtés és particionálás (Q&P) hőkezelési eljárással állítanak elő. A Q&P-acélok mikroszerkezete ferrit (részleges austenitesítés esetén), martenzit és maradó austenit, amely kitűnő szilárdsági és alakváltozási jellemzőket mutat: ezek a tulajdonságok teszik lehetővé a felhasználásukat az új generációs AHSS-acélok gépjárművekben való alkalmazására. A Q&P-acélok alkalmasak viszonylag bonyolult alakú gépjárműelemek hidegalakítással való előállítására, mindezt az üzemanyag-takarékosság és az utasbiztonság növelése mellett.

A duplex rozsdamentes acéloknál szerzett ismeretek alapján, a Q&P-acéloknál is pontosan szabályozható a szobahőmérsékleten jelenlévő maradó austenit mennyisége, amelynek stabilitása karbon, mangán, nikkel ötvözőelemekkel fokozható. Ez azonban közvetlenül befolyásolja az acél előállítási költségét, és kedvezőtlen lehet a hegeszthetőség szempontjából. E problémák csökkentésére

fejlesztettek ki egy új, harmadik generációs AHSS anyagcsoportot, a gyors hűtés és particionálás (Q&P-acélok), illetve a közepes mangántartalmú acélok tulajdonságai alapján. Ebben az esetben az acél névleges összetétele nem megfelelő a maradó austenit szobahőmérsékletig való megtartására, azonban az izzítási, hűtési és hőkezelési folyamatok optimalizálásával, az austenit összetételének módosításával az acél M_s hőmérsékletét csökkentik. A közepes mangántartalmú acéloknál nagyobb mangánmennyiség (általában 5-8 tömegszázalék) kissé egyszerűsíti a hőkezelést. Az interkritikus izzítás lehetővé teszi az austenit képződését, valamint a karbon- és a mangántartalmának növelését; ezután az acélt szobahőmérsékletre hűtik. Mindkét esetben a mechanikai viselkedés kihasználja a komplex többfázisú, finomszemcsés mikroszerkezetet és a TRIP-hatást, amelyet a maradó austenit alakváltozás hatására bekövetkező folyamatos átalakulása eredményez. A szakítószilárdság szokásos értéke ezeknél a Q&P-acéloknál $R_m > 1200$ MPa, miközben az egyenletes nyúlása is meghaladja a 12%-ot.

3.2.2. A Q&P-acélok mikroszerkezeti tulajdonságai és alakíthatósága

A vékony lemezekre kidolgozott Q&P-eljárás ötlete – amelyet elsőként *J. Speer* publikált 2003-ban – az alapja az M_s alatti hőmérsékletre való lehűtés, amelyen az austenit nem alakul át teljesen. A Q&P-acélok ötvözési koncepciójának köszönhetően – a C = 0,15-0,4, a Mn = 1,5-2,5, és az Al + Si körülbelül 1,5 tömeg% között van – ez a hőmérséklet általában a 200–350 °C tartományban van. Ezért a mikroszerkezet martenzit és austenit keveréke. Az acélt ezután felhevítik, és az öregítést 300–500 °C hőmérsékleten hajtják végre: ezt nevezik a „particionálási/szétválasztási lépésnek”. E kezelés – a particionálás – során a karbon kidiffundál a túlteltett martenzitből, ezáltal növelve az austenit karbontartalmát, fokozva annak stabilitását szobahőmérsékleten, majd alakváltozás során egy további TRIP-hatást eredményezve. Ezen túlmenően megtörténik a martenzit megeresztése is, amely számottevően javítja a károsodásokkal szembeni ellenállási tulajdonságait, megtartva jelentős szilárdságát.

Ez az egyszerűsített séma nem tárja fel teljes egészében a mikroszerkezetben lejátszódó átalakulások komplex fejlődését a particionálás során: ennek kutatása napjainkban is az alapvető fémtani vizsgálatok középpontjában áll. A Q&P evolúciójának részletes mechanizmusai továbbra is vita tárgyát képezik. Például a bainit képződése sem zárható ki teljesen a particionálás során, és ez megmagyarázhatja a maradó austenitben mért karbontartalom-növekedést, mivel a particionálási hőmérsékletek megegyeznek a bainitképződés hőmérsékleteivel.

Még ha a részletes mechanizmusokat nem is tárták még fel teljesen, egyértelműen kimutatták az ilyen Q&P-kezelés előnyeit a mechanikai tulajdonságok javítása szempontjából. A szilárdsági tartomány, amelyet ezen új koncepcióval el lehet érni, 1000 és 1500 MPa között van, a teljes nyúlás 20%-os értéke mellett. Ezenkívül, mivel a mátrix egyfajta edzett, megeresztett martenzit, a károsodásállóság is javul az azonos szilárdságú DP-, illetve

TRIP-acélokhoz képest. Ezen új acélok egyik legfontosabb jellemzője a martenzitet, bainitet, maradó austenitet tartalmazó mikroszerkezet rendkívüli finomsága; a jellemző szemcseméret lényegesen kisebb, mint 1 µm. Ez is hozzájárul az austenit szilárdságának és mechanikai stabilitásának növeléséhez is.

Az előzőekben elemzett acéltípus kifejlesztése a hőkezelő üzemek jelentős módosítását igényli, hiszen a hagyományos hőkezelő berendezéseknél a gyors hűtés és újrahevítés a fenti követelmények szerinti megvalósítása nem volt lehetséges a legutóbbi időkig. Az autóiipar kifejezett igénye az új harmadik generációs acélok kifejlesztésére készítette az acélgyártókat a hőkezelő lehetőségeik jelentős korszerűsítésére, a Q&P típusú acéltermékek gyárthatóságának biztosítása érdekében.

3.3. A TRIP-hatást hasznosító bainit-ferrit (TBF) acélok

A TRIP-hatást hasznosító, gyengén ötvözött bainit-ferrites (TBF) acélokat a meglévő hőkezelő létesítményekben is előállíthatják. Ennek a 3. generációs korszerű nagyszilárdságú AHSS-acélnak a kulcseleme a stabil maradó austenit. A TBF-acélok mikroszerkezete bainit-ferrit mátrixból áll, maradó austenit részecskékként. Előállításuk a teljesen austenites mikroszerkezetből gyors hűtést követően, a bainit-tartományban végzett izotermikus hőntartással történik. A TBF-acélok tipikus kémiai összetétele C, Si és Mn fő ötvözőelemeket tartalmaz. További szokásos ötvözők az Al, Nb és Cr különböző összetétel kombinációkban [29]. A Si gátolja a karbidképződését a bainites fázisátalakulás során, ami növeli a maradó austenit C-tartalmát, és ezáltal lehetővé teszi a maradó austenit karbonnal való stabilizálását. Az ilyen típusú acélokban általában nagy (1,5 tömeg%) Si ötvözőt alkalmaznak. Következésképpen, megakadályozzák a maradó austenit martenzites átalakulását alakításkor és/vagy a végső hűtés során a termikus folyamatok során. Noha a Si kiemelkedő jelentőséggel bír a karbid kiválásának megakadályozásában a hidegen hengerelt anyag lágyítása közben, ugyanakkor problémákat okozhat a folyamatos lágyítással végzett feldolgozás során. A szilíciummal ötvözött acélok szelektív oxidációt mutatnak az acél felületén, ami megnyilvánulhat például a rosszabb galvanizálhatóságban. Ezért megfontolható a karbid kiválasztás mellett hasonló hatással bíró, más ötvözőelemek alkalmazása.

3.4. Nano-acélok

A harmadik generációs, korszerű nagyszilárdságú AHSS-acélok egy további csoportja, az ún. Nano-acél® (NanoSteel®) még fejlesztés alatt áll, és kereskedelmi forgalomban még nem elérhető. A NanoSteel Co.-t 2002-ben alapították az Idaho Nemzeti Laboratóriumban végzett hat éves kutatás után. 2012-ben a cég megkezdte ezeknek a harmadik generációs, korszerű nagyszilárdságú AHSS-acéloknak a kísérleti gyártását. Ennek a típusnak a jellegzetessége a speciális kémiai összetétellel és hőkezeléssel létrehozott nanokristályos szerkezet. Öntés után az acél elsősorban austenites szövetszerkezetű, némi boriddal. Hőkezelés után az austenitet nanométeres méretűre fino-

mítják. Képlékeny alakváltozás során a feszültségindukált nanoméretű fázisképződés növeli az alakváltozási keménységét.

A német Engineering + Design AG (EDAG) cég nemrégiben publikált egy tervezési tanulmányt, amelyben a 2011-es Honda Accord® autóban használt hagyományos acélt NanoSteel termékekkel váltották ki. Az eredményeket összehasonlították egy korábbi, az amerikai National Highway Traffic Safety Administration (NHTSA) által finanszírozott, hagyományos nagyszilárdságú AHSS-acélt vizsgáló tanulmányának eredményeivel. Az eredmények további 8%-os tömegcsökkenést mutattak a hagyományos AHSS-hez viszonyítva, és 30%-os általános tömegcsökkenést a Honda Accord 2011 korábbi modelljéhez viszonyítva [30].

4. Következtetések

Ebben a cikkben a korszerű nagyszilárdságú acél fejlesztési és gyártási eredményei közül az ún. 2. és 3. generációs acélfejlesztéseket (2G és 3G AHSS) tekintettük át, e cikk előzményeként tekintendő 1. generációs korszerű nagyszilárdságú acélfejlesztéseket (1G AHSS) követően. E három korszerű nagy szilárdságú acélgeneráció az elmúlt évtizedek legjelentősebb fejlesztési eredményeként értékelhető.

Az 1. generációs korszerű nagyszilárdságú acélok (1G AHSS) – a különféle DP-, CP-, TRIP-, MART- és HPF-acélok – napjainkra már széleskörű alkalmazást nyertek a világ autóiiparában. A 2. generációs korszerű nagyszilárdságú acélok (2G AHSS) – amelyek között a különféle TWIP-, módosított TRIP- (FB TRIP, SB TRIP és M TRIP) és L-IP-acélok találhatók – kiváló szilárdsági és alakíthatósági jellemzőik ellenére, a széleskörű ipari alkalmazást tekintve egyelőre kevésbé bizonyultak sikeresnek, mindezekelőtt a kis gyártási termelékenység és a magas gyártási költségek miatt. Az 1. és 2. generációs korszerű nagyszilárdságú acélok közötti rést hivatottak kitölteni a legutóbbi acélfejlesztések eredményei – közöttük a közepes Mn-tartalmú acélok, a gyors hűtés és particionálás elvét hasznosító Q&P-acélok, továbbá a TRIP-hatást hasznosító bainit-ferrites (TBF) acélok, valamint a Nano-acélok – ígéretes eredményekkel kecsegtetnek az autóiiparral szembeni egyre fokozódó követelmények kielégítésében.

5. Köszönetnyilvánítás

Ez a cikk az Európai Unió és a Magyar Kormány által közösen finanszírozott, „A képlékenyalakítás, hegesztés és hőkezelés fejlesztése a magyar autóiiparban” (AutoTech-4.2.2 / A-11/1-KONV-2012-0029), valamint a Horizont 2020 „Low Cost Materials Processing Technologies for Mass Production of Lightweight Vehicles – LoCoMaTech (EU Grant No: H2020-NMBP-723517-GV-2016)” című projektekben elért eredményeket összegezte. Mindkét pénzügyi támogatást hálással köszönjük.

Irodalom

[1] Tisza M. editor (2015) Metal Forming in the Automotive

- Industry, 1st ed. Miskolc: University Press; 2015. 294. p. ISBN 978-963-358-082-0
- [2] Chung J. Y., Kwon, O.: Development of High Performance Auto Steels. in Proceedings of ICTP 2008. Gyeongju-Korea, 7-11. September 2008; p. 3–6.
- [3] Matlock D. K., Speer J. G.: Processing opportunities for new advanced high-strength sheet steels. *Mater Manuf. Process.* 2010; 25: 7–13.
- [4] Grassel O., Kruger L., Frommeyer G. et al: High strength Fe–Mn–(Al, Si) TRIP/TWIP steels development: properties & application. *Int. J Plasticity.* 2000; 16: 1391–1409.
- [5] Chung K., Ahn K., Yoo D. H. et al.: Formability of TWIP (twinning induced plasticity) automotive sheets. *Int. J Plasticity.* 2011; 27: 52–81.
- [6] Allain S., Chateau J. P., Bouaziz O. et al.: A physical model of the twinning-induced plasticity effect in a high manganese austenitic steel. *Mater Sci Eng. A.* 2004; 384: 143–147.
- [7] Grajcar A., Borek W.: Thermo-mechanical processing of high-manganese austenitic TWIP-type steels. *Arch Civil Mech. Eng.* 2008; 8: 31–37.
- [8] Scott C., Remy B., Collet J. L. et al.: Precipitation strengthening in high manganese austenitic TWIP steels. *Int. J Mater Res.* 2011; 102: 538–549.
- [9] Kwon O., Lee K., Kim G., Chin K.: New Trends in Advanced High Strength Steel Developments For Automotive Application, *Materials Science Forum Vol. 638-642 (2010) pp 136–141.*
- [10] Shon, S. et al.: Novel 1.5 GPa-strength with 50% ductility by transformation-induced plasticity of non-recrystallized austenite in duplex steels, *Scientific Reports, Vol. 7. (2017) 1255–1279.*
- [11] Dobrzański, L. A., W. Borek: „Thermo-mechanical treatment of Fe–Mn–(Al, Si) TRIP/TWIP steels.” *Archives of Civil and Mechanical Engineering* 12.3 (2012): 299–304.
- [12] Hamada, A. S. et al.: „Enhancement of mechanical properties of a TRIP-aided austenitic stainless steel by controlled reversion annealing” *Materials Science and Engineering: A* 628 (2015): 154–159.
- [13] Vercammen, Steven et al.: „Cold rolling behaviour of an austenitic Fe–30Mn–3Al–3Si TWIP-steel: the importance of deformation twinning.” *Acta Materialia* 52.7 (2004): 2005–2012.
- [14] Sohn S. S., Song H., Suh B. C., Kwak J. H., Lee B. J., Kim N. J. et al.: Novel ultra-high-strength (ferrite + austenite) duplex lightweight steels achieved by fine dislocation substructures (Taylor lattices), grain refinement, and partial recrystallization. *Acta Mater.* 2015; 96:301–310.
- [15] Lesch, C., Kwiaton N., Frank B.: Advanced High Strength Steels (AHSS) for Automotive Applications: Tailored Properties by Smart Microstructural Adjustments. *Steel Research Int.* 2017; 88; DOI: 10.1002/srin.201700210
- [16] Nanda T., Singh V., Singh V., Chakraborty A., Sharma S.: Third generation of advanced high-strength steels: Processing routes and properties, *J. Materials: Design and Applications*, 2016; August 12; doi.org/10.1177/1464420716664198
- [17] Matlock D. K., Speer J. G.: Third Generation of AHSS: Microstructure Design Concepts. In: *Microstructure and Texture in Steels and Other Materials.* Haldar, A., Suwas S., Bhattacharjee D. editors. London: Springer; 2009. 185–205. p.
- [18] Chopra N.: Integrated Computational Materials Engineering: A Multi-Scale Approach. *The Journal of the Minerals; Metals & Materials Society.* 2015. 67 (1):118–119. doi:10.1007/s11837-014-1260-0
- [19] National Research Council: *Integrated Computational Materials Engineering. A Transformational Discipline for Improved National Competitiveness and National Security.* The National Academies Press. Washington DC; 2008. ISBN: 978-0-309-11999-3. <http://www.nap.edu/catalog/12199.html>
- [20] Joost W. J.: Reducing Vehicle Weight and Improving U.S. Energy Efficiency Using Integrated Computational Materials Engineering. *The Journal of the Minerals. Metals & Materials Society;* 2012. 64(9):1032-1038. doi:10.1007/s11837-012-0424-z
- [21] Zamiri A. R., Pourboghrat F.: A Novel Yield Function for Single Crystals Based on Combined Constraints Optimization. *International Journal of Plasticity.* 2010.26:731-746. doi:10.1016/j.ijplas.2009.10.004
- [22] Savic V., Hector L., Singh H., Paramasuwom M. et al.: Development of a Lightweight Third-Generation Advanced High-Strength Steel (3GAHSS) Vehicle Body Structure. *SAE Int. J. Mater. Manuf.* 2018;11(4):303-313. doi:10.4271/2018-01-1026
- [23] Schmitt J. H., lung Th.: New developments of advanced high-strength steels for automotive applications. *C.R. Physique.* 2018; 19:641–656. doi.org/10.1016/j.crhy.2018.11.004
- [24] Han H. N., Oh C. S., Kim G., Kwon O.: Design method for TRIP-aided multiphase steel based on a microstructure-based modeling for transformation-induced plasticity and mechanically induced martensitic transformation. *Mat. Sci. and Eng. A.* 2009; 499:462-468.
- [25] Speer J. G., Edmonds D. V., Rizzo F. C., Matlock D. K.: Partitioning of carbon from supersaturated plates of ferrite, with application to steel processing and fundamentals of the bainite transformation. *Curr. Opin. Solid State Mater. Sci.* 2004;8:219–237.
- [26] Arlazarov A., Gouné M., Bouaziz O., Hazotte A., Petitgand G., Barges P.: Evolution of microstructure and mechanical properties of medium Mn steels during double annealing. *Mater. Sci. Eng. A.* 2012; 542:31–39.
- [27] *BaoSteel: Automotive Advanced High Strength Steels. Product Manual.* 2013.
- [28] Altan T.: Three generations of advanced high-strength steels for automotive applications – The third generation. *Stamping Journal.* March/April 2014; 12–13.
- [29] Bachmaier A., Hausmann K., Krizan D., Pichler A.: Development of TBF steels with 980 MPa tensile strength for automotive applications. In: *Proceedings of Int. Conf. on New Developments in Advanced High Strength Steels.* Colorado, June 2013. DOI: 10.13140/RG.2.2.24907.80169
- [30] Singh H.: *Nanosteel Intensive Body-in-White. Research Study.* EDAG Inc. August 2013.

Acél korrózióvédelme alumíniumbevonattal

A tanulmány röviden ismerteti a szénacélokra felvitt alumíniumbevonatok korrózióvédelmi célú alkalmazhatóságának fontosabb anyagszerkezeti és felülettechnológiai ismérveit, és bemutatja a hőszigetelő bevonatok alatti korrózió elleni védekezésre való alkalmasságát például a termikus szórással képzett alumíniumbevonatoknak.

Bevezetés

Acéltárgyaknál a korróziós hatások mérséklésére, azaz az ún. korrózióvédelemre, sokféle megoldás ismert és használatos. Az ún. védőbevonatokat tekintve is rendkívül gazdag a „választék”, melyek közül manapság messze a műgyantabázisú festékek és a műanyag bevonatok a legelterjedtebbek. Ugyanakkor vas- és acéltermékek felületkikészítésére sokféle nemvasfémet és színesfém ötvözetet is használnak, és napjainkban különösen a cink- és cinkötvözet bevonatok alkalmazása a legelterjedtebb, korrózióvédelmi célból. Hasonló célra ugyanakkor alumínium is szóba jöhet, nemcsak belső terekben, hanem kültéri, ún. atmoszférikus körülmények között is, köszönhetően a kiváló, spontán passzíválódási képességének [1, 2]. Emellett viszont a felvitt, felületi alumíniumréteg (bevonat) és a hordozó alapfém közötti kapcsolat milyensége, vagyis a kötés jellege és erőssége, szintén meghatározó. E két alapvető bevonattechnológiai jellemzőre figyelemmel vetődik fel a kérdés, nevezetesen az, hogy metallurgiai és egyéb műszaki és alkalmazástechnikai szempontok alapján megítélve, hol „működhet jól” egy ilyen: *alumínium az acélon* típusú bevonatrendszer. Esetleg alkalmas lehet az acélcsőveken alkalmazott, hőszigetelő burkolat alatti – nagyon „alattomos” – korrózió (az angol szakirodalomban: corrosion under insulation – CUI) veszélyességének mérséklésére is?

Alumíniumbevonatok kialakítása

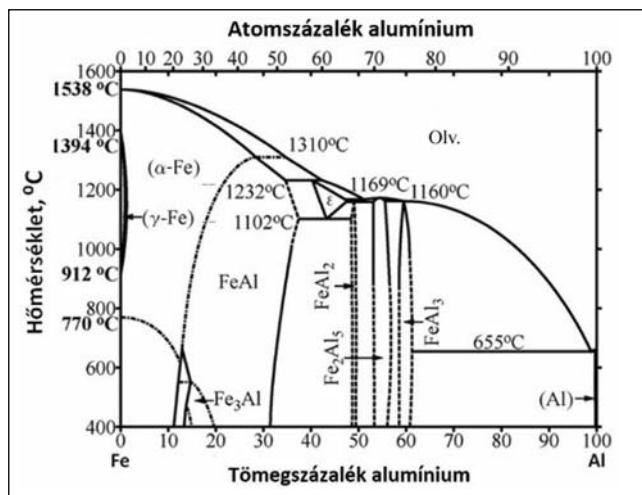
A vashoz képes viszonylag kis olvadáspontú alumínium (~ 660 °C) akár olvadék formájában (tűzi-mártó bevonással vagy termikus szórástechnikákat alkalmazva) viszonylag könnyen felvihető szilárd acéltárgyak felületére, de vékony alumínium fémbevonat az alumínium gőzből vagy alumíniumvegyületek gőzét tartalmazó gőz-/gázelegyekből is leválasztható különféle CVD-technikákkal (Chemical Vapor Deposition – kémiai gőzfázisú leválasztás). A sok más fémnél elterjedten használt, vizes oldatos elektrolízissel (galvanizálással) ugyan alumínium nem választható le, de elvben az olvadékelektrolízis vagy a vízmentes, szerves oldószeres, vagy az ún. ionos folyadékos (ionic liquid) közegekből [3] a szobahőmérséklethez közeli hőmérsékleten is képezhetünk katódos redukcióval alumíniumbevonatot, az erre alkalmasan kiválasztott

és/vagy megfelelően előkezelt tárgyak felületére; noha ez utóbbi eljárások az ipari gyakorlatban egyelőre még nem terjedtek el.

Igényesebb műszaki területeken, mint amilyen például egyes gázturbina-alkatrészek felületkezelése [4], általában a CVD-eljárásokat használják; az olcsóbb szénacél lemeztermékek alumíniummal való bevonására viszont folyamatosan üzemeltetett sorokon készítik elő a tekerceken érkező, majd végtelenített acéllemezt, esetenként huzalt is alumínizálásra, amikor is alumínium olvadákfürdőn történő áthúzás közben jön létre a bevonat [5–7]. Egy ilyen rendszerű, de szakaszosan működtetett, laboratóriumi, kísérleti alumíniumozóberendezést állítottak össze a közelmúltban a Miskolci Egyetem Metallurgiai Intézetében is [8].

Az alumíniumbevonat és az acélhordozó közötti kötés

Amennyiben a hordozó és a bevonófém csak minimális mennyiségben tartalmaz ötvözőket, illetve szennyezőket – ilyen gyakorlati eset a kis széntartalmú, ötvözetlen acélok az amerikai szabvány szerinti, ún. II. típusú mártásos alumínizálása [9] –, akkor az alumíniumolvadékkal a mártás során rövid ideig érintkeztetett acéltárgy felületén kialakuló vegyületi rétegek (intermetallikus fázisok) jól összevethetők a végtelen lassú folyamatok eredményeként kialakuló, illetve termokémiai adatokból számítással is meghatározható fázisokkal. A binár Fe-Al egyensúlyi fázisdiagramon (1. ábra) az összetétel függvényében a Fe-Al vegyületfázisok mind jól láthatók. Az is megfigyelhető, hogy ezek stabilitása ugyan függ a hőmérséklettől, de a



1. ábra. Vas-alumínium binár, egyensúlyi fázisdiagram [10]

Török Tamás István szakmai életrajzát a 2018/5-6. számban közzéltük.

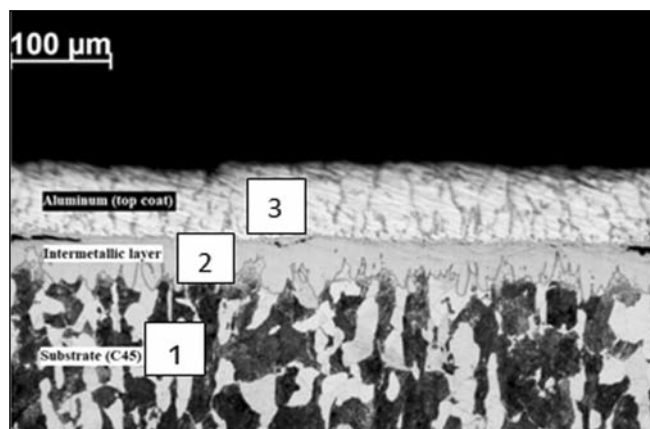
feltüntetett értékek meglehetősen nagy hőmérsékleteket (> 1000 °C) jelentenek. Az olvadékba mártással történő aluminizálás (tűzi mártó alumíniumozás) ipari gyakorlatában 750 °C körüli hőmérsékleten dolgoznak, ahol várhatóan csaknem valamennyi (α -FeAl, ζ -FeAl₂, η -Fe₂Al₅, θ -FeAl₃) vegyületfázis – szilárd halmazállapotban – létrejöhet az alumíniumolvadék és a szilárd vas (illetve a gyakorlatban acélok) közötti interdiffúziós folyamatok során.

A valóságban azonban még ennél is sokkal változatosabb a kép, pontosabban fogalmazva, a bevonatképzés során kialakuló bevonatok tényleges összetétele és szerkezete. Mindenesetre az alumínium és az acél között a mártásos bevonatképzés viszonylag nagy hőmérsékletén kedvezőek a feltételek erős metallurgiai, azaz fémes kötés kialakulásához. Ugyan a nagyobb keménységű fázisok (ζ -FeAl₂, η -Fe₂Al₅, θ -FeAl₃) egyben viszonylag ridegek is, de ezek kiépülése, szerkezete és mennyiségi arányaik a bevonatolás technológiai változóival (bemártási idő, hőmérséklet, olvadékvíz) általában kedvezően befolyásolhatók.

Az olvadékba mártással készült alumíniumbevonat szerkezete

Az alumíniumolvadékkal érintkezés hőmérsékletén, majd a lehűlés közben kialakuló ötvözeti (intermetallikus vegyületeket tartalmazó) réteg jól beazonosítható a 2. ábrán, melyre többnyire az acélhordozó felé mutató, fogazott struktúra a jellemző. Végül erre az összetett ötvözeti rétegre kristályosodik rá hűlés közben az alumíniumbevonat. Amennyiben az ilyen módon készült, alumíniumbevonatos acéltermék mintegy 400 °C-nál nem nagyobb hőmérsékletű levegővel érintkezik, akkor a korrózióállóságát elsődlegesen a külső alumíniumréteg fizikai, mechanikai és kémiai tulajdonságai határozzák meg [5].

Ugyanakkor acéltermékek alumíniummal való bevonását még ennél is nagyobb hőmérsékletű, oxidáló hatású, korróziós igénybevételek (pl. forró levegő, forró füstgázok) esetére is ajánlják, természetesen figyelemmel magának az acél hordozóknak a hőhatással szembeni viselkedésére is. Mintegy 700–800 °C-os hőmérséklet-tartományban

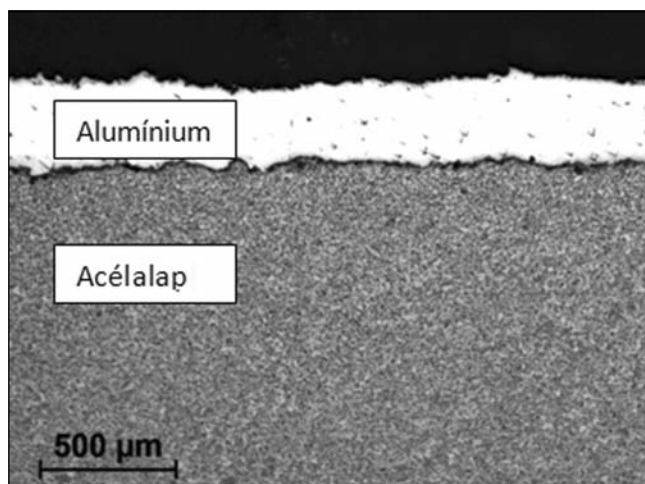


■ 2. ábra. Alumíniumolvadékba mártással, laboratóriumi körülmények között, közepes széntartalmú acélmintán (C45) kiépült bevonat keresztmetszeti csiszolatáról maratás után készült optikai mikroszkópos felvétel [8]. 1 – acélalap; 2 – Fe-Al intermetallikus fázisok rétege; 3 – alumíniumbevonat

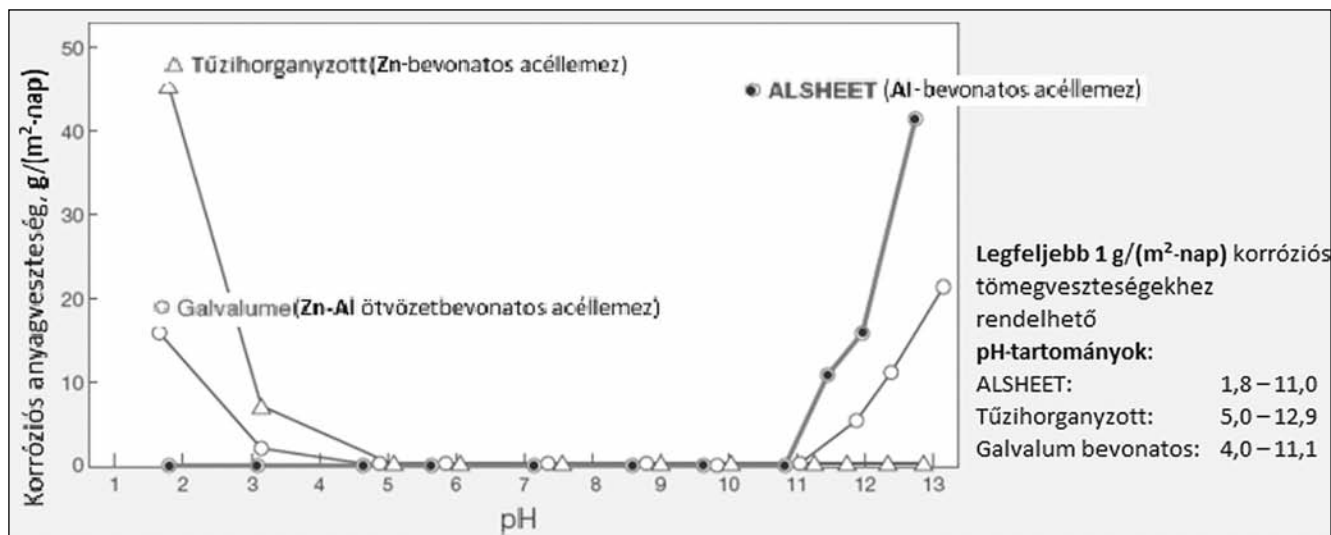
ez a külső alumíniumréteg már néhány nap alatt teljesen összeépül az alatta lévő ötvözeti réteggel (diffúziós és intermetallikus vegyületképződési folyamatok révén), és innentől kezdve már maguk a Fe-Al intermetallikus vegyületek (vas-aluminidek) tulajdonságai fogják meghatározni az aluminizált acéltermékek nagy hőmérsékletű korrózióállóságát. Ezeknek a vas-aluminideknek a nagy hőmérsékletű oxidációja *Martinez et al.* [11] mérései szerint a nagy kémiai stabilitású, kompakt és tiszta, azaz vas-oxidokat nem tartalmazó, Al₂O₃ passzív rétegnek köszönhető, amennyiben a vas-aluminid réteg Al-tartalma ~18 atom%-nál nagyobb. Ez a feltétel pedig még az α -FeAl fázis (1. ábrán: ~20–50 atom% Al-tartalommal) esetében is teljesül. Megállapítható tehát, hogy az aluminizált szénacél szerkezeteknél sokkal kisebb mértékű reveképződéssel lehet számolni, mint az alumíniummal nem felületkezelt esetekben. Ugyanakkor egy-egy adott acéltípusra és ismert, konkrét, korróziós igénybevételi körülmény(ek)re mindig célszerű legalább laboratóriumi kísérleteket is elvégezni a tényleges reveképződési kinetika és egyéb morfológiai jellemzők minél részletesebb feltérképezése céljából.

A termikus szórással készült bevonat szerkezete

Az alumínium a termikus szórás eljárások közé tartozó olvadékszórással is felhordható megfelelően előkészített acéltárgyak felületére. Ezek az ún. TSA-bevonatok viszont néhány fontos műszaki jellemzőjükben eltérnek a fentebb bemutatott, tűzi-mártó eljárásokkal képzett alumínium-, illetve alumíniumtartalmú bevonatoktól. Példaként egy propán-oxigén lángszórással (Metallization Flame Spray típusú berendezéssel [12]), alumíniummal bevont acéllemez keresztmetszeti csiszolati képén (3. ábra) szemléltetjük a lángszórással készült bevonat kapcsolódását az acélalaphoz. A termikus szórás technikáknak egyébként egyik fontos sajátossága, hogy a nagyon apró fémolvadékcseppeknek a felületen való igen gyors lehűlése és szinte azonnali megszilárdulása miatt, az acélalap és az alumíniumbevonat között kohéziós kötés nem tud kialakulni. Ennek ellenére, ennél az anyagpárnál is legalább 12–14 MPa kötéserősség a jellemző [9], ami nagyobb,



■ 3. ábra. Lángszórással, acéllemezen képzett alumíniumbevonat keresztmetszeti csiszolatáról maratás után készült optikai mikroszkópos felvétel



■ 4. ábra. Ipari bevonatos (Al = ALSHEET; Zn = tűzihorgany; Zn-Al = Galvalume) acéllemez mintákon mért korróziós anyagvesztések a vizes közeg pH-jának függvényében [5]

mint a szerves fémfestékekre általában jellemző tapadás-erősségek.

A termikusan szórt fémbevonatok másik fontos jellemzője a néhány százalékos vagy még ennél is nagyobb porozitás, amelyet a bevonatrendszer tervezésénél ugyancsak figyelembe kell venni. Ezek a bevonatok viszont gyakorlatilag teljes vastagságukban közel azonos összetételűek, és a felületi jellemzőik többféle utókezeléssel kedvezően módosíthatók és könnyen festhetők.

Alumíniumbevonatok alkalmazása szigetelt acélsövek korrózióvédelmére

Ötvözetlen acélból készült szerkezetek, például hőszigetelő köpennyel ellátott csővezetékek esetében a külső hőingadozás és páralecsapódás gyakorta „talál” az acélsövek felületén olyan pontokat, ahol a vas elektrokémiai korróziós roncsolódásához kedvezőbb körülmények alakulnak ki, mint például a jobban szellőző felületrészek. Mivel magának az acéltárgynak vagy csőszakasznak a felületét a szigetelés burkolata eltakarja, ezért ezeken a rejtett helyeken szinte észrevétlenül olyan mértékű lokális anyagvesztések adódhatnak, ami akár katasztrofális kimenetelű is lehet (repedés, csőlyukadás, szivárgás, a szállított veszélyes anyag kiáramlása vagy berobbanása).

Az acélok szigetelésburkolatok alatti korróziója elleni védekezés egyik hatékony megoldása pedig éppen az alumíniumbevonatok alkalmazása lehet, mivel az alumínizált acélok nedves korrózióval szemben bizonyítottan jó védőképességet mutatnak [5]. Ebből a szempontból még érdemes lehet összevetni az alumíniumbevonatok (pl. az ALSHEET) korróziós viselkedését az egyelőre még elterjedtebben használt tűzihorganyzott, illetve a cink-alumínium ötvözetrel (pl. Galvalum) bevont acéltermékekével. Egy szemléltető példaként e háromféle korrózióvédő fémbevonatnál a kísérleti mérésekkel meghatározott [5] korróziós anyagvesztéseket hasonlíthatjuk össze a 4. ábrán.

A 4. ábrán jól látható, hogy a semlegeshez közeli (7-es pH), legfeljebb csak enyhén savas, illetve csak enyhén lúgos vizes oldatokban (pH = 5–11 tartományban) mind a

három vizsgált fémbevonat jól ellenáll a korrózióknak. Jelentősebb korróziós anyagvesztést az ALSHEET esetében csak a pH > 11 lúgos oldatokban mértek. Az is megállapítható a közölt mérések alapján, hogy ez az alumíniumbevonatos termék a mérsékelt savas (pH = 2–5) vizes közegekkel szemben viszont ellenállóbbnak bizonyult, mint a cinkkel, illetve cink-alumínium ötvözetrel bevont és vizsgált másik két termék [5]. Ennek a megfigyelésnek a szénacél termékek fémbevonatos védelme szempontjából azért nagy a jelentősége, mivel a tiszta vas, illetve a szénacél erősebben lúgos, vizes oldatokban már kevésbé reakcióképesek (felületükön passziválódnak), viszont a savasabb pH-tartományban (pH = 2–5) a vas aktív kémiai oldódását az alumíniumbevonat még hatásosan képes mérsékelni.

Összegzés

Az alumíniumbevonatok a nagy hőmérsékletű levegő és füstgáz okozta korróziós igénybevételrel szemben az acélszerkezeteknél is ígéretes védelmet, illetve jó műszaki megoldást jelenthetnek, ami elsődlegesen a vas-alumínid intermetallikus fázisok oxidációval (revésedéssel) szembeni kiváló ellenálló képességének köszönhető. Az alumínizálással történő bevonatképzés módszerei Magyarországon ugyan még kevésbé ismertek, de a fémtechnológiai felhasználók számára e rövid áttekintés talán éppen ezért is hasznos lehet, akár csak a nagyon változatos korrózióvédelmi megoldás- és termékkínálatban eligazodást segíteni. Az alumínizált vagy akár termikus szórással képzett alumíniumbevonatok emellett olyan, kisebb hőmérsékletű területeken is hatásosan alkalmazhatók és „jól működő” megoldást jelenthetnek, mint amilyenre a szigetelésburkolatok alatti korrózió mérséklésére vonatkozó példa utalt.

Köszönetnyilvánítás

Köszönettel tartozom egykori és jelenlegi hallgatóimnak, Sályi Zsoltnak, Hompoth Szabolcsnak és Hawkar Jalal Muhammednek a felhasznált dokumentumok és vizsgálati

eredmények összegyűjtésében nyújtott segítségükért. A termikus szórással (TS) készített, alumíniumbevonatos mintákat *Redele György* (R-Trade Kft. MetalSpray Hungary) bocsátotta rendelkezésre.

Irodalom

- [1] *Lichtenbergerné dr. Bajza E., Komjáti I., dr. Vértes K.*: Alumíniumkorrózió, Műszaki Könyvkiadó, Budapest, 1983
- [2] *Kunkel J., Longáné Kozlík I., Tóth Zs., Haskó F.*: Fém-szóró alumíniumbevonatok összehasonlító korróziós vizsgálata, *Korróziós figyelő: korrózióvédelmi műszaki tudományos folyóirat* 29/2 (1989) 42–45.
- [3] *H. Matsushima, H. Takahashi, T. Suzuki, M. Ueda, I. Mogi*: Effect of a high magnetic field on aluminum electrodeposition using an ionic liquid, *Electrochemistry Communication* 115 (2020) 106733
- [4] *Dr. Thomas M. Gartner*: Fundamental aspects of airfoil repair (előadás), *Korrózióvédelmi és felülettechnológiai Munkabizottság ülése, MTA-MAB, Miskolc, 2019. nov. 21.*
- [5] Hot-dip aluminum-coated steel sheets, *Nippon Steel Product Catalog*, https://www.nipponsteel.com/product/catalog_download/pdf/U034en.pdf.
- [6] *Prohászka J., Baranyi Z.*: A tűzi alumíniumozás fázisátalakulással kísért diffúziós folyamatai, *BKL Kohászat*, 117/6 (1984) 256–261.
- [7] *Prohászka J., Dobránszky J., Szabó P.*: Az acél karbon-tartalmának hatása az intermetallikus Al-Fe vegyületek kialakulására, *BKL Kohászat* 130/4 (1997) 131–137.
- [8] *M. J. Hawkar, M. Benke, D. Koncz-Horváth, Z. Sályi, and T. I. Török*: Characterization of Hot-Dip Aluminized C45 Carbon Steel Before and After Cyclic Heat in Air, *Surf. Eng. & Appl. Electrochem.*, 2020 (kézirat közlésre leadva).
- [9] Type 2 aluminized steel, *ASTM A463/A463M T2-300 szabvány*.
- [10] *R. Mitra and R. J. H. Wanhill*: Structural intermetallics, Chapter 10, *Aerospace Materials and Material Technologies*, Vol. 1, Eds.: Prasad N. E. et al., Springer, 2017
- [11] *M. Martinez, B. Viguier, P. Maugis, J. Lacaze*: Relation between composition, microstructure and oxidation in iron aluminides, *Intermetallics* 14 (2006) 1214–1220
- [12] *Redele György*: R-Trade Kft. MetalSpray Hungary, személyes közlés, 2020. május.

HARCSIK BÉLA – NYITRAY DÁNIEL – SIPOS ISTVÁN

A Fazolák öröksége – Fejezetek a diósgyőri kohászat történetéből

Fazola Henrik egri kovácmester kezdeményezésére Mária Terézia magyar királynő 250 évvel ezelőtt, 1770. július 28-án írta alá a Szentléleki Vasgyár alapítását engedélyező oklevelet, megalapítva ezzel a 238 éven át működő diósgyőri vasművet. A gyár meghatározó szerepet töltött be nemcsak Diósgyőr-Miskolc, hanem az egész ország életében. A gyár több száz éves működése alatt elért eredmények pozitív hatása máig él emlékeztűnkben, ezért is fontos megemlékezni a jeles évfordulóról.

A Diósgyőr-Hámori Vasmű megalmodója és építője, *Fazola Henrik* 1730 körül született Würzburgban. Feltehetően lakatos családból származott, és szülővárosában a leghíresebb lakatosműhelyben, *Johann Georg Oegg* mester kezei alatt tanulta ki a mesterség fogásait, melyet művészi fokra fejlesztett. A würzburgi érsekségi szék utódlásában az 1750-es évek közepén beállott változás jelentősen csökkentette az Oegg-műhely megrendeléseit, ami a segédek számának csökkentését tette szükségessé. Nem így volt Egerben, ahol Mária Terézia 1741-ben *gr. Erdődy Gábor* halálát követően, *gr. Barkóczy Ferencet* ültette a püspöki székbe, aki elődeihez

képest még nagyobb városépítő volt, és saját pompájának megteremtését bemutató tervei szerint végezte munkáját. Sok művészt, művészi érzékű mesterembert foglalkoztatott. Ebbe a mestertársaságba, feltehetően bécsi kapcsolatai révén hívta meg 1758-ban *Fazola Henrik* lakatos- és órásmestert.

Fazola Henrik pár év alatt komoly vagyona tett szert Egerben kovácsoltvas munkáival, gondot jelentett azonban a vas alapanyag beszerzése a távoli mecenzéfi és csetneki hámorokból. A beszerzések nehézsége miatt felmerült annak gondolata, hogy Eger közelében vasművet kellene létesíteni.

Dr. Harcsik Béla 2000-ben okl. kohómérnöki diplomát, 2012-ben PhD-fokozatot szerzett a Miskolci Egyetem Műszaki Anyagtudományi Karán. 2017. június 1-től a Magyar Műszaki és Közlekedési Múzeum Kohászati Gyűjteményének muzeológusa.

Dr. Nyitray Dániel okl. kohómérnök, a bezárásra került Diósgyőri Kohászat nyugalmazott igazgatója, az OMBKE Vaskohászati Szakosztály diósgyőri helyi szervezetének elnöke, az OMBKE tiszteleti tagja.

Sipos István okl. kohómérnök, a bezárt Diósgyőri Kohászat nyugalmazott főmérnöke, a lebontott Diósgyőri Öntöde Kft. volt ügyvezető igazgatója, az OMBKE Öntödei Szakosztály diósgyőri helyi szervezetének elnöke, az Északkelet-Magyarország Ipartörténetének Ápolásáért Alapítvány kuratóriumának elnöke.

Gyáralapítás

Mária Terézia királynő 1767-ben Szilézia, mint a Császárság legfontosabb, virágzó iparral és bányászattal működő tartományának elvesztése miatt rendeletet adott ki új bányák felkutatására, és ezt jutalomhoz kötötte. Fazola értesülve a rendeletről, megkezdte érckutató munkáját a Bükk és a Mátra rengetegeiben, majd kérte, hogy kutatásait Eger, Gyöngyös és Diósgyőr környékén folytathassa.

Eredményes érckutatásaira alapozva határozta el, hogy vasművet épít, és a királynőhöz kérvényt adott be a létesítésre. Mária Terézia 1770. július 28-án átiratban értesítette (1. ábra) a Pozsonyban székelő Magyar Kamarát, hogy a Diósgyőri Koronauradalom területén – kisebb befektetők bevonása mellett – vasgyárat kíván létesíteni. Ezt tekintjük a szentléleki vasgyár (Diósgyőr-Hámori Vasmű), így a diósgyőri kohászat alapító okiratának. 1771 szeptemberére eldőlt, hogy a nagyolvasztót (massát) a szentléleki elágazásnál, a mai Ómassa területén, a kovácsműhelyeket (hámorokat) a Szinva és a Garadna patakok összefolyásánál – megalapítva ezzel Hámor falut – építik fel.

A vasmű 1772-ben megkezdte kisebb-nagyobb működési zavarokkal a termelést. Hamarosan gazdasági nehézségek is akadályozták Fazola Henrik munkáját; felemésztette vagyonát, eladósodott, ezért a gyárban lévő többségi tulajdonrészét át kellett engednie a kincstárnak. Az általa épített vasműben 1779-ig, 49 éves korában bekövetkezett haláláig már csak mint alkalmazott (gyárvezető faktor) dolgozhatott.



■ 1. ábra. Az alapító levél másolata

Fazola Henrik Frigyes nevű fia, aki 1774-ben született, majd apja halálát követően nyomorogva nőtt fel, már fiatalon a vasműben kezdett dolgozni, majd ösztöndíjjal szerzett oklevelet Selmecbányán. Ezt követően állami megbízással rövid időt töltött a stájer és karintiai vasművekben, majd a megszerzett tapasztalatok hasznosítására visszatért az apja által alapított üzembe. A gyárat 1810-től már igazgatóként irányította, és az általa kezdeményezett fejlesztésekkel – apjához hasonlóan – ő is beírta magát a magyar vaskohászat történelmébe. Kezdetben acélgyártási kísérleteket folytatott, először kévelt- acél-, majd tégelyacél-gyártási kísérletekbe kezdett. Sikeresen megoldotta a cementált és öntött acél gyártását, amivel az angol acélnak megfelelő minőségű finomított vasárkat készített.

A nagyolvasztó működésénél egyre nagyobb gondot jelentő vízhiány megoldására Fazola Frigyes 1804-ben egy nagyobb, 22 m³ kapacitású kohót épített Újmassa térségben, ahol a ma is meglévő „Őskohó” 1814-ben kezdett dolgozni. A hámorok kiszolgálására 1809–1811 között építették meg egy víztározó (a mai Hámori-tó) gátját, létrehozva ezzel Lillafüred egyik gyöngyszemét, a tavat. Az apja példáját követve tárta fel a diósgyőri barnaköszén-telepeket, amelyek

döntő befolyással voltak a gyár jövőjére. Fazola Frigyes a gyár munkájában 1849-ig – haláláig – részt vett.

Újdiósgyőri kezdetek

1867-ben, a kiegyezés után a kinevezett magyar kormány Pénzügyminisztériuma – Péch Antal bányamérnök végzettségű minisztériumi titkár javaslatára – átvette a gyárat, rendezte adósságait, megváltotta a kisebbségi magánbefektetők részvényeit. Ezzel a diósgyőri vashámor átment a magyar állam tulajdonába azzal a céllal, hogy az ország vasúthálózatának kiépítéséhez szükséges (az elvárás évi 200 000 bécsi mázsa = 11 200 tonna) vasúti sín, illetve sín-szerek gyártására és a közelben talált nagymennyiségű kőszénvagyon ipari hasznosítására Diósgyőr területén felépítendő nagy állami vasgyárrá alakuljon át. A Diósgyőr-Hámori Vasgyár felújítása, további fejlesztése a korabeli műszaki, gazdasági és társadalmi körülmények miatt ézszerűtlen volt, így a százéves múlta visszatekintő Garadna-völgyi kohászkodás 1866-ban, a hámorok munkája 1871-ben megszűnt.

Az új vasgyár tervezése és szervezése új vezetéssel megindult, 1868. február 5-én kinevezték Glanzer Miksát a Vasgyári Gondnokság vezetőjének. A terveket, a költségvetést 1868. május 9-én bírálták el és hagyták jóvá, és 1868. május 18-án megkezdődött a gyár áttelepítése Újdiósgyőrbe.

Miskolc városa és Diósgyőr nagyközség közötti koronauradalmi területre költözött gyárnak – Garadna-völgyhöz viszonyítva – nem voltak területi korlátai (152 ha), így lehetőség nyílt egy korszerű kohászati vertikum kialakítására. Az állam folyamatosan szélesítette a gyártott termékek körét (pl. Eskü téri Erzsébet híd szerkezete), támogatta, hogy a vasműben az elavult kavarcacélgyártás helyett új típusú acélgyártó kemencéket (Siemens–Martin-kemence, Bessemer-konverter) röviddel a megjelenésük után telepítsék, hogy a forrasztott síngyártás helyett folytacélból öntött tuskókból hengereljék az acélsíneket.

Az áttelepített gyár első 50 évében bekövetkezett fejlesztések időbeli sorrendje a következő volt:

- 1870 – Új faszéntüzelésű (75 m³-es) nagyolvasztó (2. ábra)
- 1871 – Óhengerde: 10 kavarcokemence és 8 forrasztókemence, bocssor (középsor), sínsor (durvasor), finomvas-hengermű (finomsor), vasöntöde, téglagyár, géplakatos- és kovácsműhely
- 1875 – A nagyolvasztó lebontása
- 1879 – Első martinpest csapolása (3. ábra)
- 1880 – Magyar Királyi Vas- és Acélgyár, Diósgyőr (Magyar Államvasutak Gépgyára) a gyár neve
- 1882 – Bessemer-kohó indítása (2 ömlesztőpest és 22 gázfejlesztő – termelés: 80-90 t/nap)
- 1883 – Szeggyár
- 1884 – Acélöntöde
- 1891 – Villanyvilágítás
- 1894 – Hadi megrendelések
- 1896 – Tégelyacélgyártás
- 1897 – Durvalemez gyártása
- 1898 – Magyar Királyi Állami Vas-, Acél- és Gépgyárak (MÁVAG)
- 1899 – 23.500 kg súlyú hadihajó előtök

- 1906 – Metallográfiai labor
- 1911 – Egyfázisú fenékelektrodás ívkemence
- 1914 – Új nagyolvasztó építésének kezdete
- 1915 – Újgyár építése
- 1917 – 14 martinpestből álló üzem: három-három 30 és 25 tonnás, négynégy 12 és 9 tonnás

Ezeknek a fejlesztéseknek köszönhetően a diósgyőri gyár a kezdeti nehézségek után már 1885-re Resica után az ország második vasgyarává küzdötte fel magát. Amikor a hazai vasút kiépültsége elérte a tervezett szintet, a rendelések visszaestek, ekkor új termékkörök kerültek elő, pl. a fegyvergyártás. A felépült hengerművekkel (sín-, lemez-, tartók, kör-, négyzet- és különféle profilacélok), öntödékkel (vas-, acél-), váltó- és kovácsműhellyel, illetve szerszámacélok gyártására alkalmas tégelyacélmű telepítésével, csavar- és húzóműhely létesítésével a vasmű 15 év alatt a bevételét megtízszerezte. A munkáslétszám 1900-ra 6119 főre, majd 1915-re (a háborús fellendülés hatására) a bányá- és hadimunkásokkal 13 000 főre növekedett, 1918-ban az acéltermelés 164 168 t volt, ezzel Magyarország legnagyobb gyára lett.

Miután a gyár kinőtte területét, a vasgyári telep másik felén megalapították (1915. év) az „Újgyárat”, ahová a gép- és fegyvergyártási kapacitást telepítették át, de üzembe állítása az I. világháború miatt jelentősen eltolódott.

Kolónia

A vasmű vezetői már a gyár építése kezdetén felismerték, hogy a felduzzasztott munkáslétszámot helyben kell letelepíteni, ezzel is magukhoz kötve őket. A Szinva patak jobb partján 1878-ban már állt 48 kettős munkáslakóház, az 1880-as években Perecesen bányászok számára épültek földszintes kettős és emeletes 12 osztású munkáslakások. A régi iskola helyett 1887-ben elkészült a fiú- és leányiskola. 1890-ben felépült a gyógyszerár és fogyasztási szövetkezet épülete, 1892-ben újabb 72 iker elrendezésű munkáslakóház, 1896-ban munkásétterem, 1898-ban kórház épült. 1907-ben már a Szinva bal partján is folytatódott az építkezés 100 négyes kialakítású munkáslakóház elkészültével. A távolabbi bányatelepeken is építettek lakóházakat az ottani bányászok részére: 1909–12 – ormospusztai telep iker munkáslakóház, 1921–23 – múcsonyi hat épületsoros munkáslakóház.

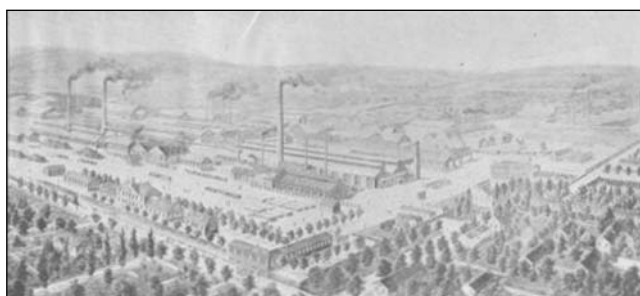
A Vasgyár a „gyári gyarmaton” – illetve a többi telepeken – nemcsak szállást biztosított a munkásainak, hanem kórházat, gyógyszerárát, elemi és zeneiskolát, három templomot (katolikus, evangélikus, református), munkáséttermet (Lovarda), közfürdőt, művelődési házakat, stadiont (DVTK), tenispályát stb. is épített (4. ábra). A munkások és családjuk szabadidejét is kitöltve munkásjóléti és kulturális intézményeket alapított, illetve támogatott: társépítész, kiskertegyesület, szövőtelep, zenetanfolyam, 120 tagú Nagy Lajos király cserkészcsapat, Levente Egyesület, olvasóköri, dal- és műkedvelőegylet, zenekarok, a munkások részére a Diósgyőr Vasgyári Testgyakorlók



■ 2. ábra. A diósgyőri faszenes nagyolvasztó (1871)



■ 3. ábra. Az 1879-ben üzembe helyezett Martin-acelgyár



■ 4. ábra. A Diósgyőr-vasgyári gyarmat (kolónia – 1895) látképe

Köre – DVTK, a tisztviselők részére a Diósgyőri Atlétikai Club – DAC, a bányászok részére a Perecesi Bányász. A mindennapi élet vitelét segítette: Vasgyári Tisztviselők Temetkezési Egylete, a Diósgyőri m. kir. Vas- és Acélglyári „Kétfilés Asztaltársaság”, Diósgyőri és Vidéke „Vöröskereszt” Fiókegylet, a „HADRÓA” Diósgyőrvasgyári fiókja, a Magyarországi Művezetők Szövetségének XI. kerülete, a Diósgyőri m. kir. Vas- és Acélglyári Tűzoltó Testület Temetkezési és Önszegélyező Egylete.

Az óvodai és elemi iskolai ellátás mellett az utánpótlásképzésről is gondoskodtak: ipari előkészítő iskola (elemi iskola VII-VIII. osztálya), szakirányú iparostanonc iskola, később szakközépiskola, illetve technikum is épült a gyári gyarmaton. Megjegyzendő, hogy az 1949-ben alapított Nehézipari Műszaki Egyetem is jórészt a vasgyári igények kiszolgálása miatt létesült.

Épültek élelmezési üzemek is, hiszen 1882-ben már 1200 ellátandó személy volt, ez 1928-ra 15 000-re növekedett. Bővült a szolgáltatások köre:

- vasgyári és bányatelepi pékműhelyek – a fogyasztási szövetkezet üzleteiben, illetve kenyeres kocsirol történt az árusítás,
- mészárszék: vágómarha-feljavító, sertéshizlaló, vágóhíd, hentesműhely és három hűtőkamra,
- lóhúsüzem: hizlaló, vágóhíd, hentesáru-feldolgozó üzem, hűtő, húsmérő-üzlet,
- baromfitelep tojásellátásra,
- vasgyári kertészet és bolgárkertészet,
- vasgyári vendéglő árnyas kerthelyiséggel és zenepavilonnal.

A kolóniát az Osztrák-Magyar Monarchia legmintaszerebb munkástelepeként tartották nyilván a XX. század első éveiben. A szocialista rendszer szintén jelentős szerepet szánt a gyárnak, a kohászat létszáma 1964-re 19 904 főre növekedett.

Gyárfejlődés

Az első világháborút követően az ország elvesztette területének közel 2/3-át. Az elcsatolt területekkel a vasérclelőhelyek, nyersvasgyártó-üzemek nagy része elveszett, kohó hiányában a működéshez a nyersvasat importálni kellett. Elmaradtak a katonai megrendelések, és a közlekedésfejlesztés is leállt. Megrendelések hiányában a 14 martin kemencéből 2-4 üzemelt, termelésük éppen csak megközelítette az évi 13 000 tonnát. A kormány 1922-től kezdődő támogatásával, az állami vasgyárak feladatává tette a hazai ipar alapanyag-ellátását.

1926-ban befejezték az 1914-ben megkezdett nagyolvasztó-építést. Az 1926/27. évben megnövekedett 102 000 tonna acéltermelésből már exportra is jutott. Széles skálán mozgott a diósgyőri kohászat termékválasztéka, hengerelt termékek közül kör-, négyzet-, hatszög-, különféle profilacélok, I tartók, U gerendák, 11 féle síntermék, szélesacélok, bugák, kovácsolt, öntött termékek képezték a gyártmányösszetételt.

Majd újabb nehéz évek következtek. A gazdasági világválság hatására az 1932. évben már csak mintegy harmadát termelte az 1926/27. évhez képest a gyár. Az I. számú nagyolvasztót leállították, termelése 1931. július 31. és 1933. március 27. között szünetelt.

A gazdasági válságból való kilábalás érdekében (többek között a „győri program”) komoly fejlesztések indultak meg:

- 1930-ban megkezdődött a lemezhengetés (ami 1966-ban szűnt meg Diósgyőrben),
- 1934-ben lebontottak három 12 tonnás martin kemencét, az új 80 tonnás kemence építéséhez,
- 1936-ban üzembe helyezték a második hengerműi finomsort,
- 1932-ben új húzómű, keréktárcsa-hengerlő, durvalemez-sor épült,
- 1936. január 2-án üzembe helyezték a II. sz. kohót,
- 1936. december 12-én üzembe helyezték a 6 tonnás MÁVAG-WEIGL kombinált kemencét.

A második világháború alatt a gyártelepet és a kolóniát is komoly bombatámadások érték. A harcok elmúltával és a helyreállítási munkák nyomán a martin kemencék 1945 áprilisában kezdtek el termelni. A háború befejezését követően a Martinacélmű egy 80 tonnás, két 70 tonnás, egy 40 tonnás, három 30 tonnás és egy 20 tonnás martin kemencével rendelkezett. 1945-ben a termelés 38 800 tonna volt, 1946-ban a helyreállítások előrehaladásával pedig már 108 500 tonnára növekedett.

Az újjáépítés, a harmadik aranykor

A második világháborút követően a kormányzat kulcsszerepet szánt a nehéziparnak, ezen belül a vaskohászatnak. Az államosított Rimamurány-Salgótarjáni Vasműből önállósult Ózdi Kohászati Üzemek, a MÁVAG-ból kivált DIMÁVAG, 1953-tól Lenin Kohászati Művek és az újonnan létesített Dunai (Sztálin) Vasmű között a verseny elkerülésére felosztották a termékstruktúrát. A korábbi teljes spektrumot lecsökkentve Diósgyőrnek a minőségi és ötvözött nemesacélrúd, nagyméretű öntött kovácsolt termékek gyártását határozták meg. Ez a termékkör segítette élenjáró technológiák meg-

honosodását, amivel a diósgyőri termékek a 1980-as évek első harmadában a nemzetközi gépipari piac nyugati felére is eljutottak.

Megvalósított jelentősebb fejlesztések és hatásaik:

- 1948–1951 – kísérleti (Klári) kohó,
- 1949 – a Nehézipari Műszaki Egyetem megalakulása,
- 1951 – 15 tonnás Tagliaferri kosaras adagolású ívkemence telepítése,
- 1952. május 9. – „Óriáskohó” átadása (építési térfogat 768 m³, fejlesztésekkel 950 m³, 5. ábra)
- 1953 – 180 tonnás buktatható SM-kemence, 250 tonnás körkeverő, második kosradagolású 15 tonnás Tagliaferri ívkemence,
- 1950–1955 – Középhengermű,
- 1956 – első hazai kísérleti folyamatos öntőmű,
- 1960 – 8 kemencés üzem a Martin Acélműben,
- 1964 – legnagyobb létszám: 19 404 fő,
- 1968 – a Durvahengermű fejlesztése 1 millió tonna kapacitásra.



■ 5. ábra. A három diósgyőri nagyolvasztó az 1970-80-as években

A DIMÁVAG részét képezte sokáig az „Ógyárból” kivált Újgyár, amely a hazai nehézfegyvergyártás központjaként költözött a vasgyári kolónia nyugati oldalára az 1915-ös építkezés megkezdése után, azonban csak 1931-ben vált ki teljesen a gépgyár. A második világháborút követően rövid ideig újra közös vezetés alatt működött a két vasgyári üzem, majd önállósultak. Később, 1959-ben társulás jön létre, ennek keretében több más miskolci üzemmel összevonták az Újgyárat. Az 1960-as évek elején a gyári telepen korábban szétszervezett, önállósított egységek újraegyesültek, amelyek 1963-ig DIMÁVAG néven működtek, az átszervezések után a gépgyár DIGÉP, Diósgyőri Gépgyár névre változott. 1975-ben a gépgyár a Mezőgépi Vállalat Szerencsi Gépjavító Állomásával bővült.

A gépgyárban készültek forgácsológépek, egyedi nagygépek (pl. hengerek), kovácsolt gépek, szivattyúk, kábelgyártó és drótygyári gépek, lövegek, ipari hűtőgépek, targoncák. A hadiipari termékek ingadozó volumene mellett a legfontosabb gyártmánycsoportok a kovácsoló és sajtoló gépek, csőgyári és hengerműi berendezések, lemezalakító gépek, szerszámgyártó gépek, kábelipari gépek, hűtőipari gépek, dízelmotorok és aggregátok, szivattyúk, hidraulikus emelők, vasúti kerékpárok, targoncák, kovácsolt és sajtolt termékek és csavarrugók voltak.

Az az új gazdasági mechanizmus bevezetésével új nagy feladatok hárultak a Diósgyőri Kohászatra, többek között a közúti járműgyártás hazai megvalósítása, amit az 1969–1982 közötti nagyarányú fejlesztések segítettek, az acélgégyártás és az alakítástechnika teljes technológiai váltásával. A fejlesztések nemzetközi szinten is piacépessé tették a Diósgyőri Kohászatot.

Jelentősebb események:

- 1969 – 50 tonnás ívkemence, Borsodi Ércelőkészítő Mű,
- 1974 – Nemesacélhengermű,
- 1977 – évi egymillió tonnás acélgégyártási szint elérése,
- 1977. december 30. – a Kombinált Acélmű alapkövének elhelyezése,
- 1979 – 100 éves a diósgyőri SM-acélgégyártás,
- 1980. november 16. – 80 tonnás LD-konverter, december 15. ASEA üstmetallurgiai állomás üzembe helyezése,
- 1982. augusztus 12. – az UHP-kemence első csapolása, a folyamatos öntőmű átadása,
- 1986. október 15. – utolsó martincsapolás (az SM-kemencék a kezdetektől összesen 27 922 424 tonna acélt termeltek),
- 1986–1991 – leányvállalatok alapítása,
- 1986–1987 – csavaripari beruházás,
- 1987 – az I. sz. kohó leállítása,
- 1987–1988 – Vaskohászati Minőségellenőrző Központ létrehozása,
- 1989. január 1. – a borsodi kohászati vállalatok (LKM-ÓKÜ-BÉM) részvételével – szerkezetátalakítási céllal a Borsodi Vaskohászati Tröszt megalakítása (december 31-ével megszűnt), december 29-ével a diósgyőri kohászati neve DIMAG Rt.-re változott (a későbbi felszámolások és privatizációk alatt a gyár neve többször változott).

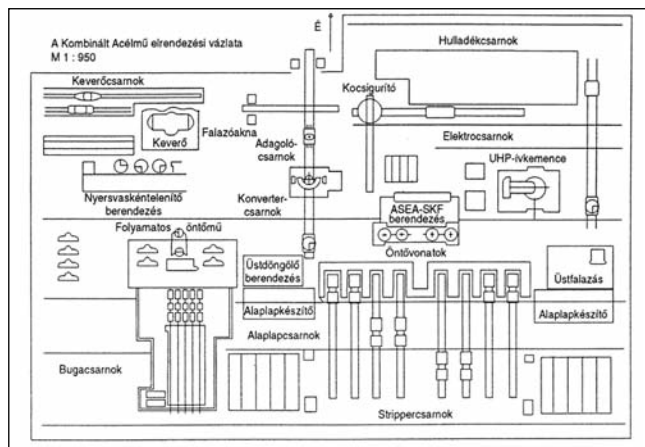
A diósgyőri kohászati 1870–1990 között megvalósított beruházások segítségével szerteágazó gyártmánystruktúra jött létre. Fontosabbak: sín- és váltógyártás, szerszámacél- és csavargégyártás, idom- és lemezhanglerlés, húzott és hántholt termékek, kovácsolt áruk (6. ábra), vas- és acélöntvények, valamint különleges hadiipari termékek.



■ 6. ábra. A diósgyőri hengerelt és kovácsolt termékek metszetei

Az 1980–82 években épült Kombinált Acélmű korszakváltó technológiai változást és minőségi színvonalat biztosított. Az acélművet nem a hagyományos „termelés-centrikus”, hanem a legfejlettebb jármű-, atom- és űrtechnikai acélminőségek gyártására alkalmas „minőség-centrikus”

technológiára tervezték. Berendezései és a lehetséges technológiai útvonalak a 7. ábrán láthatók. A több mint 1000 féle kémiai összetételű és új fémfizikai tulajdonságú acélok minőségi színvonala lehetővé tette a termelés több mint 50%-os export célú értékesítését.



■ 7. ábra. A Kombinált Acélmű elrendezési vázlatja

A vég

Az 1980-as évek közepén Diósgyőrt is elérte a vaskohászati világválság. Első lépéseként megkezdődött a leányvállalatok kiszervezése, majd a többszöri félresikerült privatizáció, meghatározó termelőberendezések leállítása, hulladékká tétele után 2008-ban leállították – a „karcsúsítások” után még megmaradt – UHP-elektrokemencét és a finom- illetve középhengetőt.

A diósgyőri gyárak leállításuk előtti utolsó évtizedek fontosabb történéseinek összefoglalása:

- 1990 – a II. sz. kohó és 50 tonnás ívkemence leállítása, felszámolás alá került a Diósgyőri Gépgyár, kisebb önálló szervezetekben részben megmaradt a gépgyár termék-szerkezete (pl.: vasúti kerékpárgyártás, melegalakítás, szivattyúgépek előállítás),
- 1991. december 29. – az első privatizáció (DIMAG Rt. – Nuevometal-Szojuzruda Konzorcium): 1992. 02. 07.– 1992. 05. 27.,
- 1994. március 29. a borsodi kohászati üzemek reorganizációs feladatainak összefogására megalakult a BORSODFERR Rt. (1996-ig működött), leállt a Középhengető,
- 1996. november 4. – leállt a III. kohó és az LD-konverter (a diósgyőri nagyolvasztók a kezdetektől összesen 24 002 215,5 tonna nyersvasat gyártottak) Az Acélmű jelentős fejlesztésekkel a szilárdbetétes acélgégyártásra állt át, minőségjavító fejlesztések a Nemesacélhengerműben,
- 1998. január 9. – 2000. március 14. – a második privatizáció időszaka (DAM Rt. – VSŽ Košice),
- 2001. április – 2003. január 22. – a harmadik privatizáció időszaka (DAM Steel Rt. – Cogne Accial Specialiti Srl),
- 2004. június 19. – a negyedik privatizáció (DAM 2004 Kft. – Dunafer Rt.),
- A gyár leállítása – 2008. december 21.,
- 2010. június 17. – felszámolásból az ÖKO-FERR Kft. vásárolja fel az eszközöket.

1. táblázat. Az első 12 legnagyobb iparvállalat rangsora a nettó árbevétel alapján 1989-ben, 10 Mrd Ft értékhatár felett (KSH + Figyelő)

Sorrend		A vállalat megnevezése	Létszám	Brottó állóeszköz szerinti 1989. évi sorrend	Export értékesítés	Belföldi értékesítés
1989	1988					
1.	2.	Tiszai Vegyi Kombinát	16.	2.	6.	3.
2.	1.	Dunai Vasmű	6.	1.	7.	2.
3.	4.	Papíripari Vállalat	5.	4.	29.	1.
4.	3.	Magyar Vagon és Gépgyár	2.	3.	2.	10.
5.	5.	Ikarus Karosszéria és Járműgyár	11.	17.	1.	31.
6.	7.	Leni Kohászati Művek	13.	5.	13.	4.
7.	8.	Taurus Gumiipari Vállalat	9.	11.	8.	6.
8.	-	Videoton Ipari Rt.	3.	29.	3.	19.
9.	10.	Növényolajipari és Mosószergyártó V.	43.	20.	11.	7.
10.	11.	Kőbányai Gyógyszerárugyár	20.	10.	4.	56.
11.	13.	Tungsram Rt.	1.	14.	5.	60.
12.	12.	Ózdi Kohászati Művek	17.	7.	12.	8.

A szocialista rendszerben a magyar nemzetgazdaság fontos szerepet szánt az iparnak, ezt illusztrálja az 1. táblázat. Látható, hogy a magyar vaskohászat három legnagyobb vállalata, a Dunai Vasmű, Lenin Kohászati Művek és az Ózdi Kohászati Üzemek a tizenkét legnagyobb iparvállalat között volt, még 1989-ben, a rendszerváltást megelőző évben is.

Ezért volt megdöbbentő az 1990-es évek elejétől megindult visszaesésük, különösen ha figyelembe vesszük, hogy közülük több vállalat – valamilyen formában – jórészt ma is létezik.

A Gyár területén csak az acélgégyártás és hengerlés szűnt meg, továbbra is vannak működő vállalkozások. Még működik a régi Nagykovácsműhely (Hámor Zrt.), és más egyéb fémipari üzem is (MEGÉPSZER Kft.) még a mai napig kenyeret adnak több száz embernek, de a gyári dudu már nem jelzi az 5, a 6, a 14 és a 22 órát.

A nagy múltú diósgyőri gyár több évszázados működését, a kiemelkedő termelési eredmények mellett, számos kudarc is jellemezte. A diósgyőri kohászok szaktudása, helytállása azonban mindig győzni tudott. Sajnos, 2008. évben minden erőfeszítés ellenére a gyár bezárását már nem tudták elkerülni, ami az Európa-hírű Diósgyőri Kohászat megszűnését eredményezte.

A Diósgyőri Kohászat és Gépgyár emlékét a gyár által alapított Kohászati Múzeum mellett a két gyár korábbi veze-

tői által létrehozott Északkelet-Magyarország Ipartörténetének Ápolásáért Alapítvány gondozza. Közös munkájuk eredményeként 2007 óta minden évben a kétnapos Fazola Napok keretében emlékeznek a dicső múltra. Az első napi konferencián és hagyományörző szakestélyen, a második napon Újmassán a Fazolakohó térségében gyűlik össze az 1500-2500 résztvevő.

A gyárak történetét jeles

szervezők könyvsorozat (Tanulmányok Diósgyőr történetéhez) 17 kötetében, illetve eredeti fényképeket bemutató könyvekben dolgozták fel. Ezek közül több kiadvány a mai napig kapható az Alapítvány Miskolc, Bartók Béla utca 1. alatti ipartörténeti emlékházában.

Irodalom

- [1] *Kiszely Gyula: A Diósgyőri Magyar Állami Vas- és Acélgégyár története (1867–1945)* (Tanulmányok Diósgyőr történetéhez 1; Miskolc, 1997)
- [2] *Boros Árpád: Diósgyőri Kohászat a tevékenysége tükrében 1770–2010.*
- [3] *Jung – Kiss – Sélei – Sziklavári: A diósgyőri acélgégyártás története a folytacélgégyártás bevezetésétől napjainkig* (Tanulmányok Diósgyőr történetéhez 15; Miskolc, 2004)
- [4] *Boros Árpád: Képeskönyv a Diósgyőri Kohászat életéből 1770–2015* (Miskolc, 2015)
- [5] *Marosváry László: A Diósgyőri Hengerművek Története* (Tanulmányok Diósgyőr történetéhez 5; Miskolc, 1999)
- [6] *Porkoláb László: Források Diósgyőr-Vasgyár történetéhez 1770–1919* (Tanulmányok Diósgyőr történetéhez 12; Miskolc, 2003)
- [7] *Porkoláb László: Források Diósgyőr-Vasgyár történetéhez 1920–2005* (Tanulmányok Diósgyőr történetéhez 13; Miskolc, 2006)

Koszorúzás a 250 éves diósgyőri vasgyártás emlékére

A Diósgyőri Kohászat múltjára emlékezve a *Fazola Henrik* által Miskolc-Ómassán épített első faszenes nagyolvasztó emléktáblájánál 2020. július 28-án az alapítás 250 éves évfordulója alkalmából megemlékezést tartottak. A rendezvény szervezői voltak: az Északkelet-Magyarország Ipartörténetének Ápolásáért Alapítvány (EKMITA), a Magyar Műszaki és Közlekedési Múzeum (MMKM) Kohászati Gyűjteménye és az Országos Magyar Bányászati és Kohászati Egyesület (OMBKE) Diósgyőri Helyi Szervezete. A megemlékezésen közel 80 érdeklődő vett részt.

Az elmúlt 250 év történetéről megemlékezett:

- *Dr. Harcsik Béla*, az MMKM muzeológusa,
- *Dr. Nyitrai Dániel*, az OMBKE Vaskohászati Szakosztály Diósgyőri Helyi Szervezetének elnöke,
- *Sipos István*, az EKMITA kuratóriumának elnöke.

Köszöntőt mondott:

- *Borkuti László*, a Miskolc m.j.v. kulturális főtanácsnoka,
- *Dr. Hatala Pál*, az OMBKE elnöke,
- *Bocz András*, a Magyar Vas- és Acélipari Egyesülés igazgatóhelyettese,
- *Szűcs György*, az Országos Fémipari Ipartestület elnöke.

A rendezvényt koszorúzás zárta, ahol Miskolc megyei jogú város alpolgármestere, az Északkelet-Magyarország Ipartörténetének Ápolásáért Alapítvány, az OMBKE, az MMKM Kohászati Gyűjteménye és az Országos Fémipari Ipartestület képviselői helyezték el az elődök előtti tisztelegésüket jelképező koszorúkat.

A rendezvényről készült képek a hátsó borítón láthatók.

Harcsik – Nyitrai – Sipos

SIPOS LÁSZLÓ ÁRON – FEGYVERNEKI GYÖRGY – BUDAVÁRI IMRE – PETE LÁSZLÓ GÁBOR – VARGA LÁSZLÓ

Warm-box magkészítési technológiával előállított műgyanta kötésű homokmagok reaktivitásának és üríthetőségi tulajdonságainak vizsgálata

Kutatómunkánk során az eltérő aktivátortartalom által kifejtett hatást vizsgáltuk warm-box magkészítő technológiával előállított műgyantás maghomokeverékek esetén. Közepes szemcse nagyságú regenerált homokból ötféle különböző receptúra alapján állítottunk elő furán kötőanyagot tartalmazó műgyantás homokkeveréket. Kísérleteink során különböző próbatesteket készítettünk hajlítószilárdság-vizsgálathoz, hőterheléses üríthetőségi vizsgálathoz, valamint melegdeformációs teszthez. A kutatási lehetőséget biztosító vállalat szériagyártásban alkalmazott kötőanyag receptúrájához képest növelt, illetve csökkentett aktivátortartalommal készítettük el a homokkeverékeket.

Bevezetés

Az elmúlt években a járműipari öntvénygyártás rohamos fejlődésnek indult. A belsőégésű motorok fejlődésével egyre bonyolultabb geometriájú és kisebb tömegű öntvényekre van szükség, melyek mechanikai tulajdonságainak továbbra is ki kell elégítenie az egyre növekvő vevői igényeket. Az öntvények minőségét nagymértékben befolyásolják a magok tulajdonságai. Egyre elterjedtebb a kis keresztmetszetű, szélességükhöz képest nagy hosszúságú magok alkalmazása, melyek megtervezése és elkészítése komoly feladat elé állítja a szakembereket.

Az öntvények belső üregeinek kialakítására szolgáló magok előállítására az évtizedek során számos gyártástechnológiát fejlesztettek ki. Ezek egyike a melegen kötő, szerves műgyantás warm-box eljárás, amely nagy hasonlóságot mutat a hot-box eljárással. A gyanta erősen reaktív furfúril-alkoholt tartalmaz, a hozzáadott katalizátor pedig szulfonsav alapú. A homokkeverék alkotóinak összekeverését követően fűtött magszekrénybe lövik a keveréket. A magszekrény hőmérséklete 180–200 °C-os, kisebb mint hot-box eljárás esetén [1]. A technológia során alkalmazott

gyanta mennyisége a homok tömegének 0,9–1,4%-át teszi ki, a katalizátor tömege pedig a gyanta tömegének 18–30%-a. Ezek szintén kisebb értékek, mint a hot-box eljárásnál. A warm-box technológia számos előnnyel rendelkezik a hot-box eljárással szemben. A maggyártás folyamata kevésbé energiaigényes, mivel kisebb a magszekrény hőmérséklete, rövidebb kikeményedési idő is elég a magoknak, így a ciklusideje is kevesebb. A warm-box magok kevesebb gázt fejlesztenek az öntés közben [2].

A maggyártás során az állandó minőség biztosítása a maghomokkeverékek tulajdonságainak folyamatos ellenőrzése útján valósulhat meg.

1. Műgyanta kötésű homokmagok vizsgálati módszerei

A homokmagoknak számos követelménynek kell megfelelni az alkalmazhatóság érdekében. A két legfontosabb kritérium a megfelelő kezdő és végszilárdság. Ahhoz, hogy a homokmag kezelhető és szállítható legyen a különböző gyártási folyamatokhoz, nagy szilárdságértékkel kell rendelkeznie, hogy ne sérüljön, deformálódjon a technológiai folyamatok során. Az öntés közben a homokmagok jelen-

Sipos László Áron 2020-ban végzett okl. anyagmérnök a Miskolci Egyetem Műszaki Anyagtudományi Karán öntész-járműipari öntész szakirányon. 2019 novemberében a MAK Tudományos Diákköri Konferenciáján 2. helyezést ért el.

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.

Budavári Imre 2011-ben végzett okl. kohómérnöként a Miskolci Egyetem Műszaki Anyagtudományi Karán öntész-járműipari öntész szakirányon. 2015 óta az Öntészeti Intézet igazgatója.

colci Egyetem Műszaki Anyagtudományi Karán öntész-minőség-irányítási szakirányon. 2015 óta az Öntészeti Intézetben mérnöktanárként dolgozik. Kutatási területe: a maghomokkeverékek szilárdsági és melegdeformációs tulajdonságainak vizsgálata.

Pete László Gábor 2000-ben szerzett gépészmérnöki diplomát autógépész szakirányon a Széchenyi István Főiskolán. 2006 óta a Nemak Győr Kft.-nél folyamatmérnöként a hot-box és warm-box homokmaggyártás fejlesztésén dolgozik.

Dr. Varga László öntészeti szakirányos kohómérnöki oklevelét 1999-ben szerezte a Miskolci Egyetem Kohómérnöki Karán, majd doktori disszertációját 2003-ban védte meg. 2014-ben tért vissza a Miskolci Egyetem Műszaki Anyagtudományi Karára, ahol 2015 óta az Öntészeti Intézet igazgatója.

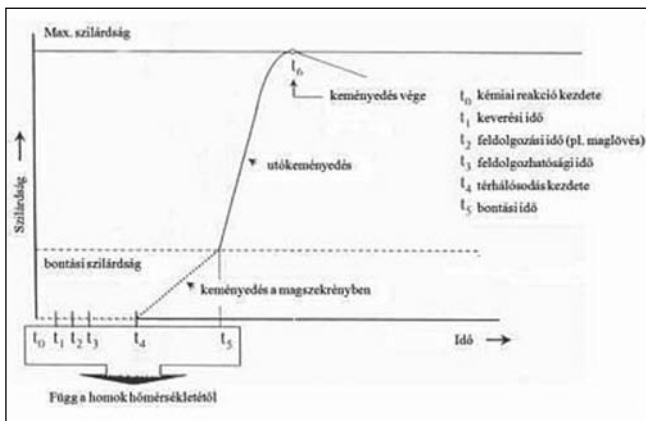
tős termikus igénybevételnek vannak kitéve, így termikus ellenálló képességük is kiemelt fontosságú. Ugyanakkor az öntvény megdermedését követően a magok szilárdságértékeinek kicsinek kell lennie, hogy a homokmag megfelelően eltávolítható legyen az öntvények sokszor bonyolult, kis keresztmetszetű üregeiből [3].

A műgyantás maghomokkeverékek tulajdonságainak nyomon követésére számos módszert fejlesztettek ki, melyek közül cikkünkben a szobahőmérsékleten történő hajlítószilárdság-, a hőterheléses üríthetőségi vizsgálatot és a melegdeformációs vizsgálatot foglaltuk össze.

1.1. Műgyanta kötésű homokkeverékek hajlítószilárdság-vizsgálata

A nagy hajlítószilárdság alapvető követelmény a magokkal szemben. Nemcsak az öntés során, de a tárolás, mozgatás, szállítás során is kiemelten fontos, hogy nagy hajlítószilárdság-értékük legyen [4]. A műgyantás homokmagok minősítésének legelterjedtebb szabványos vizsgálati módszere a *Dietert* által dokumentált [5] hárompontos hajlítóvizsgálat.

A szilárdságvizsgálat során az adott maghomokkeverékből készült szabványos, hasáb alakú próbatest két ponton alá van támasztva, a terhelés a próbatest közepére hat. A hajlítóvizsgálat során egy értéket kapunk, amely az eltéréshez tartozó hajlítószilárdság-értéket jelenti [5], [6]. Az üzemi gyakorlatban a magok előállításához használt homokkeverékek minősítésének legfőbb módja a keverékek szilárdsági tulajdonságainak nyomon követése és a kikeményedési karakterisztika felvétele (1. ábra) [2].



■ 1. ábra. Műgyantás homokkeverékek kikeményedési karakteristikája [7]

Az 1. ábrán is megfigyelhető, hogy a műgyantás homokkeverék esetén a gyanta kikeményedése időben elhúzódó folyamat, amely függ az alkalmazott gyanta és katalizátor minőségétől és mennyiségétől, a homok minőségétől, a hőmérséklettől, a környezeti páratartalomtól és nedvességtartalomtól [8].

1.2. Ürithetőségi vizsgálat

Fontos elvárás a magokkal szemben, hogy szilárdságuk az öntvény dermedését követően csökkenjen, ezzel biztosítva a magok öntvényüregből történő megfelelő eltávolítását. Az

üríthetőség vizsgálatára számos módszer terjedt el, melyek egyike a maghomokkeverékből előállított próbatestek hőterhelését követően a visszamaradó szilárdság meghatározása. A vizsgálat során a próbatesteket kemencében adott hőmérsékleten különböző ideig hőn tartják, majd a lehűlt próbatesteken hajlítószilárdság-vizsgálatot végeznek [9].

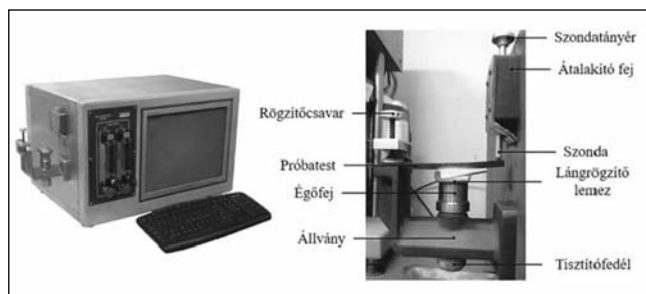
Elvégzett kutatások [6] kimutatták, hogy a műgyantás homokmag szilárdságértékei, amennyiben rövid ideig van kitéve a hőterhelés hatásának, még növekedhetnek is, mivel a szobahőmérsékleten még nem megy végbe a kötőanyag teljes térhálósodása. Fenolgyantás cold-box homokkeverékek esetén a hőterhelést követő 10. percben figyelhető meg a próbatestek szilárdságának jelentős csökkenése. A próbatesteket 400-450 °C-os kemencében különböző ideig (2,5, 5, 7,5, 10, 15, 20, 25, 30 perc) hőterhelésnek tették ki.

1.3. Melegdeformációs vizsgálat

Az öntődékben a maghomokkeverékek minőségének ellenőrzésére általánosan elterjedt vizsgálatokat szobahőmérsékleten végzik. A hajlítószilárdság vizsgálata nem nyújt elegendő információt arról, hogyan viselkedik a mag az öntés során.

A műgyantás homokmagok hő hatására bekövetkező hőtágulásának és deformációjának vizsgálata az 1960-as évekre nyúlik vissza. A melegdeformációs vizsgálat, más néven hot-distortion vizsgálat, információt nyújt arról, hogyan viselkedik a mag az olvadék hőterhelésének hatására, pl. hajlamos rideg törésre vagy képlékenyen deformálódik. Az első vizsgálóberendezést a British Cast Iron Research Association (BCIRA) fejlesztette ki 1966-ban [10].

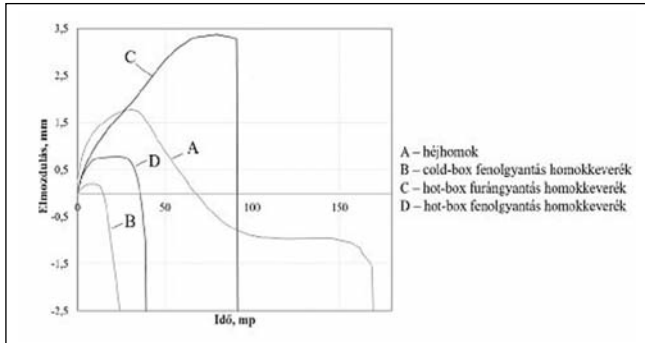
A Simpson Gerosa cég által továbbfejlesztett készülék, a Hot-Distortion Tester esetén a hasáb alakú vizsgálati próbatest az egyik végén van befogva, a másik végén a deformációt egy elmozdulásmérő szonda méri, miközben alulról egy gázégő melegíti a próbatestet. A mérőberendezést és kísérleti beállítást a 2. ábra szemlélteti. A mérés során alkalmazott szabványos próbatestek mérete 114,3 × 25,4 × 6,35 mm [14].



■ 2. ábra. Hot-Distortion mérőberendezés és kísérleti beállítása

A Hot-Distortion készülék működésének leírása a BKL Kohászat 150. évfolyamának 5. számában található [12].

A műgyantás homokkeverékek melegdeformációs tulajdonságaival kapcsolatban hazánkban is számos kutatást végeztek [4, 11–13]. A szakirodalmi források alapján megállapítható, hogy a különböző minőségű gyantatípusokban hőigénybevétel hatására eltérő degradációs folyamatok mennek végbe, amely a homokszemcsék közötti kötési



■ 3. ábra. Különböző maghomokkeverékek melegeformációs görbéi [12].

hidak eltérő mértékű szilárdságcsökkenését eredményezi [14]. Ebből adódóan a különböző technológiával előállított magok eltérő melegeformációs tulajdonságúak, melyet a 3. ábrán látható melegeformációs görbék szemléltetnek az idő függvényében.

2. Warm-box homokmagok reaktivitásának és üríthetőségének vizsgálata

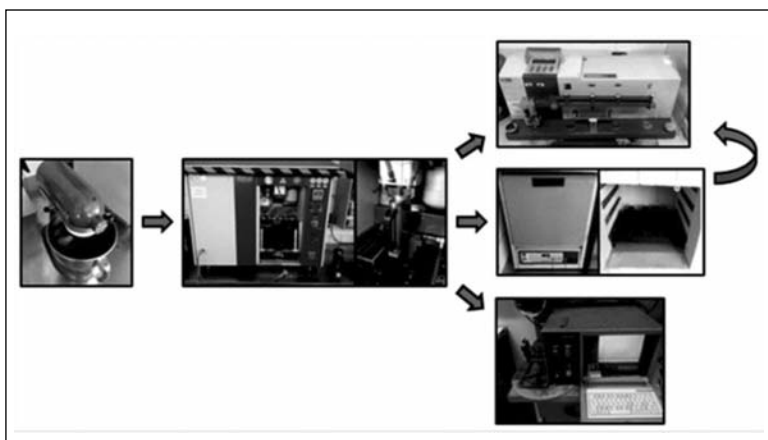
2.1. A kutatás célja és menete

A kutatómunka keretében az aktivátortartalom warm-box homokmagok kikeményedési, üríthetőségi és melegeformációs tulajdonságaira gyakorolt hatását vizsgáltuk. A vizsgálatok menetét a 4. ábrán látható folyamatábra ismerteti, az egyes vizsgálatok célkitűzéseit az 1. táblázatban foglaljuk össze.

A kísérleteinkhez valós üzemi viszonyok között visszajáratott, regenerált közepes kvarchomokot alkalmaztunk, amely a 2. táblázatban látható tulajdonságokkal rendelkezik.

Vizsgálataink során két különböző típusú próbatestet alkalmaztunk. A hajlítoszilárdsághoz, valamint a hőterheléses üríthetőségi vizsgálathoz 22,5 × 22,5 × 180 mm-es szabványos hasáb próbatesteket, a melegeformációs vizsgálathoz pedig 6,4 × 24,8 × 114 mm-es szabványos lapos próbatesteket használtunk.

A formázókeverék elkészítése során Multiserw Morek gyártmányú bolygómozgásos keverőgépben kevertük össze a homokot az aktivátorral, a gyantával, továbbá a formaleválasztóval. A keverés ideje minden komponens



■ 4. ábra. A kutatás során végzett vizsgálatok részfolyamatai

1. táblázat. A tervezett vizsgálatok célkitűzései

Kísérleti mátrix		
Homokmagokkal szemben támasztott alapkövetelmények	Vizsgálendő tulajdonság	Vizsgálat típus
Nagy kezdeti szilárdság	Ellenállóképesség a folyékony fém hatásaival szemben	Hajlítoszilárdság-vizsgálat
		Melegeformációs teszt
Maradó szilárdság	Öntvényekből a magok eltávolíthatók legyenek	Úrithetőségi vizsgálat

2. táblázat. A regenerált közepes homok jellemzői

Regenerált kvarchomok tulajdonságai	
Iszaptartalom [%]	0,07
Nedvességtartalom [%]	0,03
Izzítási veszteség [%]	0,1
Közepes szemnagyság [mm]	0,38
Egyenletességi fok [%]	85
Finomsági szám [-]	39,049
Valódi fajlagos felület [cm ² /g]	88
Elméleti fajlagos felület [cm ² /g]	62,25
Sarkossági tényező [-]	1,41

3. táblázat. A kísérlethez felhasznált ötféle homokkeverék jellemzői

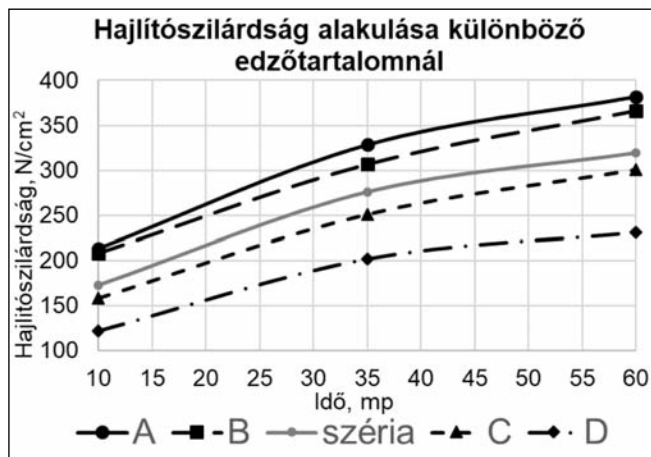
Jelölés	Homok (közepes szemnagyságú regenerátum)	Aktivátor	Gyanta	Leválasztó
A	állandó	növelt ++	állandó	állandó
B		növelt +		
széria		széria		
C		csökkentett -		
D		csökkentett --		

hozzáadása után egy perc volt. Összesen ötféle homokkeverék-típus tulajdonságait vizsgáltuk. A vállalatnál alkalmazott kötőanyag receptúrához képest két növelt, illetve két csökkentett aktivátortartalmú keveréket is előállítottunk. Ezek továbbiakban alkalmazott jelölései a 3. táblázatban láthatóak.

A keverékek elkészülését követően a maglövést Multiserw Morek gyártmányú laboratóriumi maglövő gépen végeztük. A maggyártás során a lövőnyomás 4 bar, a sütési idő 50 sec, a sütési hőmérséklet pedig 200 °C volt.

A hasáb alakú próbatesteket a maglövést követően meghatározott időtartamig várakoztattuk a hajlítoszilárdság-mérés elvégzése előtt. Ezáltal figyelemmel kísérhettük a szilárdságértékek változását az idő függvényében, képet kaphattunk a próbatestek kikeményedési karakterisztikájáról.

Vizsgáltuk a próbatestek hajlítoszilárdságát „azonnal” a maglövést követően, ebbe a csoportba tartoznak a 10, 35, illetve 60 másodpercet várakozott próbatestek, amelyek hajlítoszilárdság-értékei a magok kezdeti szilárdságát mutatják. Készültek továbbá 10, 30 perces, valamint 5 órát várakoztatott próbatestek is. A



■ 5. ábra. A 10, 35, 60 másodpercet várakoztatott próbatetek hajlítószilárdság-eredményei

diagramokon (5–7. ábra) ábrázolt görbék a vizsgálati eredmények átlagértékeit szemléltetik.

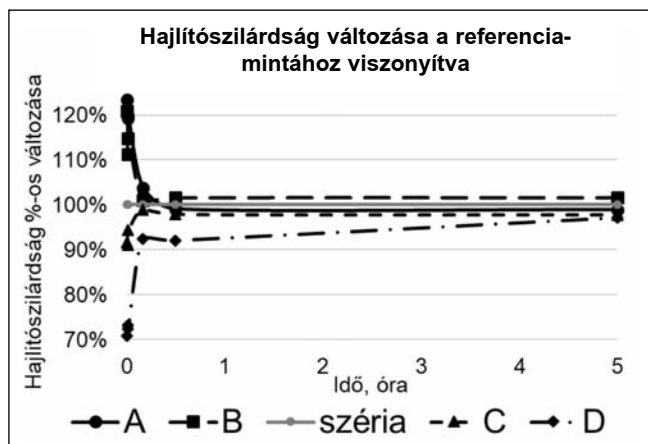
A vizsgálat során a próbateteket 1 hét pihentetés után tettük ki 400 °C-os hőterhelésnek, különböző időintervallumokig. A próbatetek 5, 7,5, 10, 15 és 20 percig voltak kitéve a hőterhelésnek, majd ezt követően 1 óra hűlés után végeztük rajtuk a hajlítószilárdság-mérést. A kísérlet a magok szilárdságértékeinek változását mutatja a hőterhelési idő függvényében. A diagramon ábrázolt görbék (8. ábra) a kapott eredmények átlagértékeit mutatják.

A melegdeformációs teszt során az elkészített próbateteket 24 órán át várakoztattuk, ezután következett a vizsgálat elvégzése. Minden keveréktípusból hat próbatest készült, így a kapott görbék közül az összehasonlító diagramon (9. ábra) az átlaghoz legközelebb eső melegdeformációs görbét ábrázoltuk.

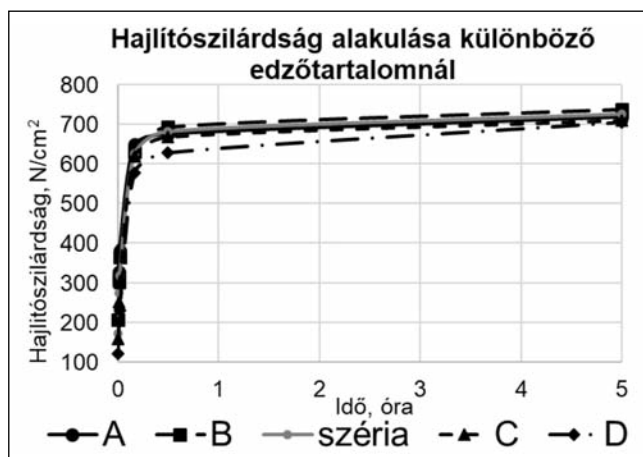
2.2. A változtatott aktivátortartalom hatása a warm-box magok hajlítószilárdságára

Kutatásainkban először az aktivátortartalom homokmagok hajlítószilárdságára gyakorolt hatását, majd a kezdeti szilárdságértékeket vizsgáltuk. Az „azonnal” eltört, (10, 35 és 60 másodpercet) várakoztatott próbatetek hajlítószilárdság-értékeit az 5. ábra mutatja.

Az eredmények alapján megállapítható, hogy a változta-



■ 7. ábra. Hajlítószilárdság változása a referenciamintához viszonyítva



■ 6. ábra. A warm-box maghomokkeverékek teljes kikeményedési karakterisztikája

tott aktivátortartalom a kezdeti szilárdságértékekre számottevő hatást fejt ki. A legnagyobb (A), illetve a legkisebb (D) aktivátortartalmú keverékek közt már a 10. másodpercben közel 90 N/cm² különbség figyelhető meg, ami a 60. másodpercben már 150 N/cm². Az aktivátortartalom növelésével arányosan növekednek a hajlítószilárdság-értékek is.

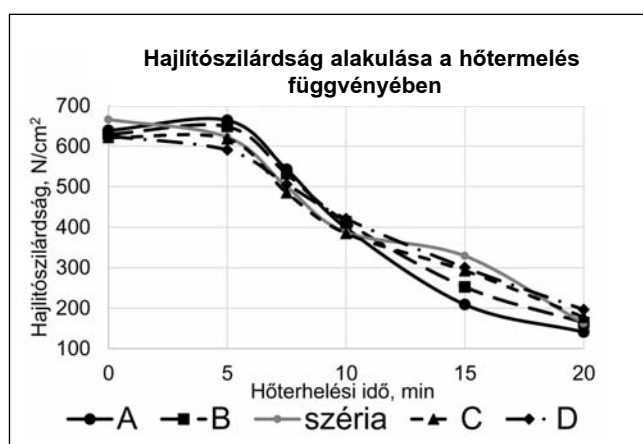
A próbatetek előállítását követően 5 óra elteltével mért hajlítószilárdságot és a kikeményedési karakterisztikát a 6. ábra mutatja.

A kísérletek eredményei alapján arra következtethetünk, hogy a nagyobb aktivátortartalom kezdetben intenzívebb szilárdságfelfutást eredményez, a kikeményedési folyamat végleges értékeire azonban nincs számottevő befolyása. Ezt a jelenséget sokkal jobban szemlélteti a 7. ábra, melyen a szériagyártásban használatos receptúra értékeit vettük referenciának.

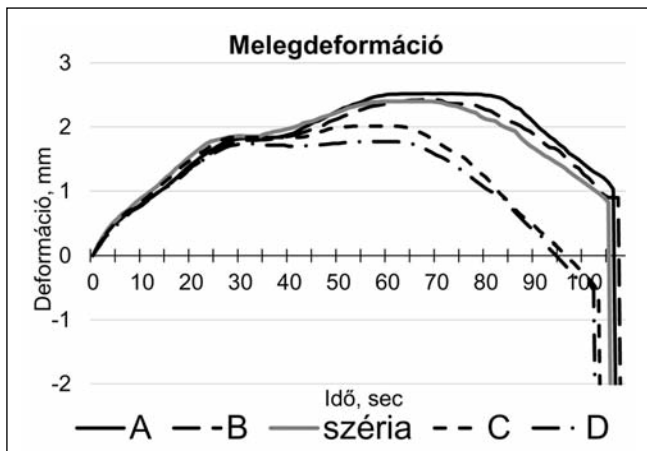
A diagramból is állapítható meg, hogy az aktivátortartalom változtatásával a kezdeti szilárdságértékeket befolyásolhatjuk, de a végszilárdság-értékekre nem gyakorol számottevő hatást.

2.3. Az aktivátortartalom hatása a warm-box magok üríthetőségi paramétereire

A különböző receptúrával készült magok hőterhelés utáni visszamaradó szilárdság értékeit a 8. ábra szemlélteti. A



■ 8. ábra. A warm-box próbatetek visszamaradó szilárdsága a hőterhelést követően



■ 9. ábra. Warm-box homokmagok melegdeformációs görbéi

két növelt aktivátortartalmú keverék esetében bizonyos mértékű utólagos szilárdságnövekedési folyamat figyelhető meg, míg a széria és a csökkentett aktivátortartalmú keverékek esetében a szilárdság a hőterhelés hatására azonnal csökkenni kezd. Ez a csökkenés azonban nem intenzív. A növelt aktivátortartalmú keverékek esetén a kezdeti utókevényedést azonban jelentős mértékű szilárdságcsökkenés követi. Ez a szilárdságcsökkenés olyan intenzív, hogy a kezdeti utólagos szilárdságnövekedés ellenére is kisebb végszilárdságértékekkel rendelkeznek már a 15. percben.

2.4. Az aktivátortartalom hatása a warm-box magok melegdeformációs tulajdonságaira

Az elvégzett melegdeformációs tesztek alapján megállapítható, hogy a warm-box homokmagokat a hőterhelés hatására, a hőtágulás következtében nagymértékű deformáció jellemzi, amely két lépcsőben megy végbe. A vizsgálati eredmények a 9. ábrán láthatók.

A próbatestek pozitív irányú deformációját követően a további hőterhelés hatására elkezdődik a homokszemcsék közötti kötési hidak degradációja. A kötési hidak lágyulása, zsugorodása a próbatestek elhajlását (negatív irányú deformációját) eredményezi, amely a vizsgálat végére a próbatestek pillanatszerű tönkremeneteléhez vezet. A fura gyantára jellemzően a kötési hidak ridegen törnek el. Megállapítható, hogy a megnövelt aktivátortartalom nagyobb maximum deformációt is eredményez. Ez azonban a szériareceptúra értékeihez képest nem számottevő. Továbbá leolvasható a görbéről az is, hogy a nagyobb aktivátortartalomnak kedvező hatása van a homokmagok termikus igénybevételével szembeni ellenállóképességére, a gyanta időben később ég ki, amely nagyobb degradációs időt is eredményez.

3. Összefoglalás

Kutatásunk célja az volt, hogy vizsgáljuk a változtatott aktivátortartalom által kifejtett hatást, ezzel termelékenység-növelés, valamint selejtcsökkentés lehetőségét keresve.

A vizsgálatok rámutattak, hogy egészen kis aktivátortartalom-változtatással is érhetünk el kifejezetten kedvező hatást. A változtatott aktivátortartalom a kezdeti hajlítási-erőre számottevő hatással van, a végszilárdság-érté-

ket viszont nem befolyásolja jelentősen. Az aktivátortartalom növelésével a kezdeti szilárdságértékek is növekednek.

Úrithetőségi szempontból is megfigyelhető pozitív hatás, kiváltképpen a növelt aktivátortartalom esetén. Nemcsak hogy kisebb végszilárdságértékek mérhetőek az A és B keverékek esetén, de a hő hatására utólagos szilárdságnövekedési folyamat indul meg, amely az öntés pillanatában a folyékony fémrel való találkozáskor megnöveli a magok ellenállóképességét.

A melegdeformációs vizsgálatok azt mutatták ki, hogy a nagyobb aktivátortartalmú keverékek termikus szilárdsága nagyobb, jobban ellenállnak a folyékony fém hőhatásainak. Ugyanakkor maximum deformációjuk nagyobb, ez azonban a szériaértékekhez viszonyítva elhanyagolható, így a növelt aktivátortartalom alkalmazása nem jelentene problémát a méretpontosság szempontjából.

A nagyobb kezdeti szilárdság következtében az elkészült magok kevésbé lesznek hajlamosak a törésekre, mind a gyártásközi manipulációk, mind az öntési folyamat során, így lehetőség nyílik a selejtcsökkentésre, valamint a magok sütési idejének csökkentésére, ezáltal a ciklusidőket csökkentve, termelékenyebbé válik a gyártási folyamat.

Köszönetnyilvánítás

A cikkben ismertetett kutatómunka az EFOP-3.6.1-16-2016-00011 jelű „Fiatalodó és Megújuló Egyetem – Innovatív Tudásváros – a Miskolci Egyetem intelligens szakosodást szolgáló intézményi fejlesztése” projekt részeként – a Széchenyi 2020 keretében – az Európai Unió támogatásával, az Európai Szociális Alap társfinanszírozásával valósult meg.

Irodalom

- [1] John R. Brown: Foseco Non-Ferrous Foundryman's Handbook, pp. 188–191, 1999
- [2] L. Pilato et al.: Foundry, In: Phenolic Resins: A Century of Progress, pp. 451–502. ISBN 978-3-642-04713-8, Springer-Verlag Berlin Heidelberg, Heidelberg, Berlin, 2010
- [3] Dhairya S. Deore, Gunjan B. Chaudhari, Aman G. Chaturvedi, Shrikant Uttam Gunjal: A Study of Core and its Types for Casting Process, International Journal of Advanced Technology in Engineering and Science, Volume No. 03, Special Issue No. 01 pp. 1571–1580, March 2015
- [4] Laura Madi, Laszlo Varga, Tamas Miko: Examination of the Mechanical Properties of Resin Bonded Foundry Core Mixtures, Material Science and Engineering, Volume 42, No. 1, pp. 78–85, 2017
- [5] Diert, H. W.: Foundry Core Practice. American Foundrymen's Society, Chicago, 1950
- [6] Madi Laura Johanna, Varga László, Fegyverneki György: Műgyantás homokmagok szilárdsági tulajdonságainak változása hőterhelés hatására, BKL Kohászat, 149. évf., 3. sz., pp. 9–12, 2016
- [7] Dr. Tóth Levente: Környezetvédelem az öntészetben, öntődei hulladékok pp. 50, 2011

- [8] S. Viswanathan, D. Apelian, R. J. Donahue et al.: Organic Binder, in: ASM Handbook, Volume 15: Casting, pp. 529–543, Materials Park, Ohio, USA, 2008
- [9] H. W. Dieter: „Core knock-out”, in Foundry Core Practice, 2nd ed., Chicago, IL: American Foundrymen’s Society, pp. 473–478., 1950
- [10] M. J. Keil, J. Rodriguez, S. N. Ramrattan: Thermal Distortion of Shell Sand No-bake Binder Systems. AFS Transaction, vol. 107, pp. 71–74, 1999
- [11] Dr. Tóth Levente, Détári Anikó: Maghomokkeverékek deformációs tulajdonságainak vizsgálata. Mechatronika, Anyagtudomány, Vol. 1, No. 3, pp. 101–110, ISSN 1589–827X, Miskolc, 2007
- [12] Budavári Imre, Dargai Viktória, Dr. Varga László: Víz-üveges maghomokkeverékek melegdeformációs tulajdonságainak vizsgálata Hot-Distortion készülékkel, BKL Kohászati Lapok, 150. évf., 5. sz., pp. 15–19, 2017
- [13] Budavári Imre, Dr. Varga László: A sütési idő és sütési hőmérséklet hatása a héjhomok melegdeformációs tulajdonságaira, XXI. Bányászati, Kohászati és Földtani Konferencia, Nagybánya, 2019.
- [14] U. Recknagel, W. Tilch: Untersuchungen zum Ausdehnungsverhalten von Formstoffen im Hinblick auf die Vermeidung typischer Gußfehler – Teil 1. Gießerei-Praxis, 9/2000, S. 378–384.

SZALVA PÉTER – ORBULOV IMRE NORBERT

A vákuumos kilevegőzés hatása a nyomásos öntéssel gyártott alumíniumöntvények kifáradási tulajdonságaira

A nyomásos öntvények porozitása közvetlen hatással van az előállított darabok mechanikai és kifáradási tulajdonságaira. A tanulmányban vákuumos kilevegőzés nélkül és annak alkalmazásával előállított alumínium próbatestek kifáradását vizsgáltuk $R = -1$ és $R = 0,1$ terhelésszimmetria-tényezővel az élettartam-szilárdság tartományban. Az öntény próbatesteket előzetesen roncsolásmentes anyagvizsgálati eljárással, számítógépes tomográfia alkalmazásával vizsgáltuk. A kifáradást követően a töretfelületen megvizsgáltuk a repedés kiindulás helyét, és azonosítottuk azt az előzetes vizsgálati eredményekben. Végezetül összefüggéseket kerestünk a vizsgálati eredmények között.

1. Bevezetés

A nyomásos alumínium öntvények autóiipari felhasználásában beépítési környezettől függően, a kifáradással szembeni ellenállás követelménye terjed. A termékek rendeltetésszerű felhasználása során az ismétlődő igénybevételekkel szembeni ellenállás komoly kritérium. Ez a követelmény pedig szériáról szériára szigorodik [1]. Ez az adott terhelési szinten megkövetelt kifáradási ciklusszám vagy a megbízhatósági szint növekedésében mutatkozik meg. Ebből is adódik, hogy megbízható nyomásos öntvény tervezése megköveteli a kifáradási határ és az élettartam–szilárdság tervezhetőségét [2]. A tanulmányunkban vizsgált alapanyag az AlSi9Cu3(Fe) ára és mechanikai tulajdonságai miatt ismert, és széles körben alkalmazott öntészeti alumínium. Az alapanyag Wöhler-diagramja szintén ismert [3], azonban a diagram könyökpontja, a görbék meredeksége és a megbízhatóság értékei függenek az öntéstechnológia feltételeitől [4]. Ezen technológiák egyike a vízszintes

hidegkamrás nyomásos öntés, valamint eljárásváltozatai. A nyomásos öntéssel előállított termékek nagy geometriai összetettséggel, pontos mérettel, jó felületi minőséggel rendelkeznek [5]. A technológia által szavatolt előnyök mellett a gyártás rövid ciklusideje szolgáltatja a nagyszériás gyártás kiváló gazdaságosságát. Az előbb felsorolt előnyök az autóiipari felhasználásnak kedveznek. Többek között az autóiipari igények tették szükségessé a technológia eljárás-változatainak fejlődését, ezek közül is kiemelve a vákuumos kilevegőzést. A termékek utólagos feldolgozhatósága (mint oldóhőkezelés, hegesztés, bevonatolás, ragasztás stb.) a vákuumos kilevegőzés nélkül egyáltalán nem, vagy csak gazdaságtalanul valósítható meg [6]. Azonban megjegyzendő, hogy nem csak a vákuumos kilevegőzés teszi ezeket lehetővé.

A probléma hátterében az eljárás közben alkalmazott nagy sebességű olvadt fém szerszámba áramlása közben bekeveredett és bezáródott gázok vannak [7]. Ezért is kijelenthető, hogy a szerszámgeometria közvetlen hatással

Szalva Péter 2006-ban diplomázott a BME Gépészmérnöki Karán, 2008-ban szerezte meg a hegesztő szakmérnöki diplomát. 2015-től dolgozik a Fémalk Zrt.-nél, ahol fő feladata a vákuumos kilevegőzéssel támogatott vízszintes hidegkamrás nyomásos öntés és alkalmazási területeinek technológiai fejlesztése. Ipari kutatóként az öntvények inhomogenitásainak a darab élettartamára gyakorolt hatását vizsgálja.

Dr. Orbulov Imre Norbert 2009-ben szerzett PhD-fokozatot a BME Gépészmérnöki Karán, majd 2018-ban szerezte meg az MTA doktora címet. Jelenleg az Anyagtudomány és Technológia Tanszék egyetemi tanára és az MTA-BME Lendület Kompozit Fémhabok Kutatócsoport vezetője. Kutatási területe a fémmátrixú kompozitok és fémhabok előállítása öntészeti eljárásokkal, valamint a kompozitok tulajdonságainak vizsgálata.

van a darab minőségére [8]. A darabokat terhelik a természetes öntési hibák, amelyek a technológia szükségszerű velejárói. Ezen természetes hibák jellemzően a zsugorodások (térfogati és szivacsos zsugor), gázporozítások, zárványok és az oxidzárványok [9]. A felsorolt öntvényhibák nagymértékben befolyásolják a termék mechanikai és kifaradási tulajdonságait [10]. A napjainkban alkalmazott ipari olvadékezelési eljárások jelentősen csökkentik a zárványok okozta hibák előfordulását, és kedvezően hatnak a nagyméretű oxidhárttyák eltávolítására. A tanulmányunkban elsősorban a zsugor és gáz okozta hibákra fókuszáltunk. A kifaradásra gyakorolt hatás jellemezhető az anyagfolytonossági hiba méretével, alakjával, morfológiájával (térfogati, szivacsos stb. jellegű) és elhelyezkedésével [11].

A vákuumos kilevegőzés megvalósítását az öntőgép öntési műveletének fázisaihoz igazítva mutatjuk be. Először a kamrába juttatott olvadékot kis sebességgel, 0,2-0,5 m/s-mal feltölti a dugattyú, és eljuttatja a formaüreg határáig. Ezt követi a nagy sebességű formatöltés 2-5 m/s-os dugattyúsebességgel. Az utolsó lépésben a formaüregbe juttatott fémre a dugattyú nagy utánnomást fejt ki [12]. A vákuumos kilevegőzést az öntőszerszámba épített vákuumszelepen keresztül egy külső vákuumegységgel valósítják meg. Az elszívás az első fázisban vezérléssel kapcsol be, majd végig fennáll a töltés közben. Az elszívószelepet a dermedő fém zárja le, mellyel a levegő jelentős része eltávozik a formaüregből [13].

A próbatesteket a fázisvizsgálatot megelőzően számítógépes tomográfiával (computed tomography – CT) vizsgáltuk. A CT egy roncsolásmentes vizsgálat [14], előnye az inhomogenitások precíz, háromdimenziós detektálása [15]. Az eljárás számos paramétere közvetlen hatással van az eredmények minőségére, ezért képzett és gyakorlott gépkezelőt (operátort) követel meg a vizsgálat. A vizsgálat végeredménye egy háromdimenziós kép, aminek a minőségét a jól megválasztott paraméterek mellett a vizsgált darab geometriája is befolyásolja [16]. Fontos tényező továbbá a CT-vizsgálat gazdasági vonzata, amit a rendkívül költséges berendezés is befolyásol. Habár az eljárás lehetőséget teremt részletes hibadetektálásra, az a hagyományos kiértékelési eljárások mellett indokolatlanul nagy selejtet eredményezhet [17]. A CT-vizsgálat lehetőséget teremt a detektált porozítások és a fáradásos repedések kiindulása közötti kapcsolat megteremtésére [18]. Ezért egy jól definiált kiértékelési követelményrendszerrel kell összeállítani egy adott öntvényhez, hogy limitálja az eljárás darabra vonatkoztatott költségvonzatát.

Ebben a tanulmányban vákuumos kilevegőzés nélkül és vákuumos kilevegőzéssel gyártott AISi9Cu3(Fe) alumínium próbatesteket fázisvizsgáltunk $R = -1$ és $R = 0,1$ terhelésszimmetria-tényezővel az élettartam-tartományban. A darabokat előzetesen roncsolásmentes anyagvizsgálattal, CT-vel vizs-

gáltuk. A kifaradást követően a töreffület repedés kiindulási helyét optikai mikroszkóppal vizsgáltuk, és visszamenőlegesen azonosítottuk azokat a CT-eredményekben. Összegezve, a tanulmányban vizsgált darabok és a vizsgálati eljárások keretein belül kapcsolatot teremtettünk a CT vizsgálati eredmények és fáradásos tönkremenetek között.

2. Felhasznált anyagok és módszerek

2.1. A vizsgált ötvözet

A próbatesteket az AISi9Cu3(Fe) (DIN 226) nyomásos öntészeti alumíniumötvözetből gyártottuk. Az olvasztott alapanyag kémiai összetételét az 1. táblázat mutatja. Az anyagválasztás oka a széleskörű ipari alkalmazás szerkezeti elemek esetén, valamint az ötvözet kedvező ára. Az ötvözet kedvező mechanikai tulajdonságokkal és kifaradással szembeni ellenállással rendelkezik. A jó kifaradással szembeni viselkedés az alapanyag nagy (~ 9 t%) szilíciumtartalma ellenére az öntés során keletkező finomszemcsés kéregnek, valamint a szintén szilárdságnövelő (~ 3 t%) réz-ötvözésnek is köszönhető.

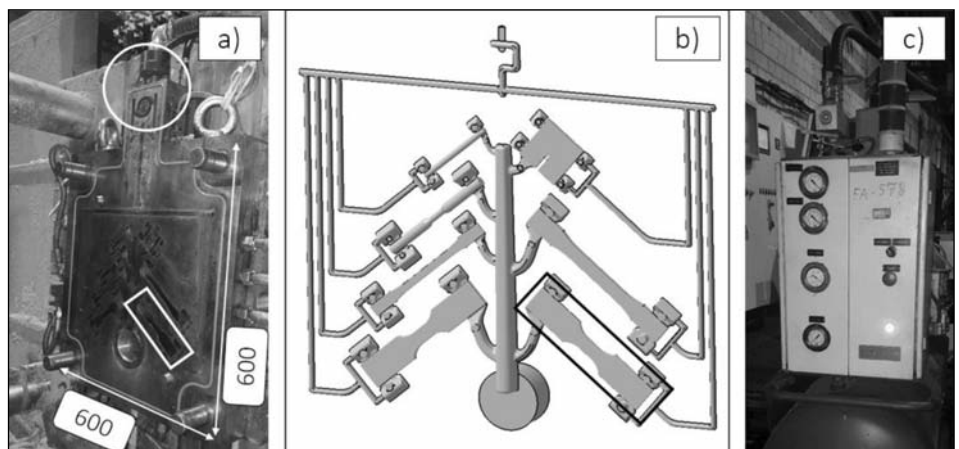
1. táblázat. Az alapanyag kémiai összetétele [19] röntgen fluoreszcencia spektrometriás méréssel

Ötvözet	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Al
	t%							
DIN226	9,17	0,72	2,85	0,27	0,27	0,60	0,08	Maradék

Az alapanyagot Marconi-típusú földgáztüzelésű kemencében olvasztottuk. Az olvadékezelést Rotaxal-típusú rotoros gáztalanítóban végeztük, nitrogéngázos öblítéssel 6 percig, Elimoxal NF52 tisztítóso-adagolással. Az öntés során az olvadékot automata adagolású Striko Westofen ellenállás fűtésű hőtartó kemencéből juttattuk az öntőgép (OMS 450) töltőkamrájába. A teszt során az olvadék hőmérsékletét 700 °C-on tartottuk.

2.2. A nyomásos öntőgép, az öntési paraméterek és a próbatest szerszám

A próbaöntést OMS 450-es típusú vízszintes hidegkamrás nyomásos öntőgépen hajtottuk végre. A bevezetőben is-



1. ábra. a) az öntőszerszám álló része; b) az öntvénycsokor modellje; c) a vákuumtámogató-egység

mertett folyamat alapján a vákuumrendszer indító jelét az öntődugattyú útjele adta. A vákuumszelep közvetlenül a szerszám kilevegőzési rendszeréhez (1a ábra) csatlakoztatott VDS kinetikus szelep volt, amelyet az ábrán körrel jelöltünk. A próbatest csokormodelljét az 1b ábra mutatja, a választott fásasztó próbatestet

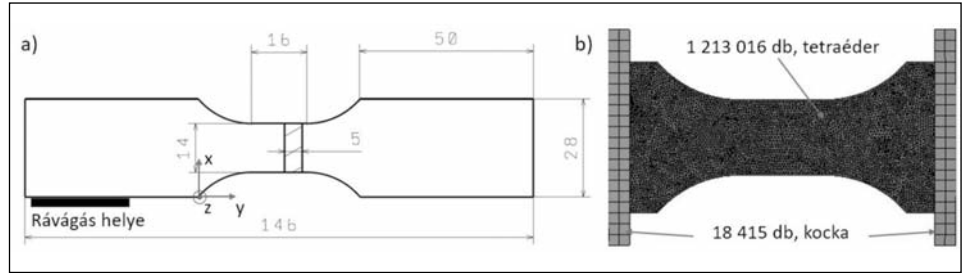
négyszöggel jelöltük. A vákuumot egy külső berendezés szolgáltatja (1c ábra). A vákuum abszolút nyomásértékét Thyracont VD81 digitális nyomásmérő műszerrel mértük.

A fészkek teljes rávágási keresztmetszete 136 mm², a közösített kilevegőzési rendszer keresztmetszete a vákuum szelep előtt 33 mm². A vákuumos kilevegőzéssel gyártott darabok esetében 110 ± 10 mbar abszolút nyomásértéket mértünk. Eljárásváltozatónként 40 csokrot gyártottunk széria jelleggel, amiből az első 3 lövést technológiai okok miatt eldobtuk. A szerszámfeleket Tool-Temp 288-as típusú olajos hőszabályozó egységekkel 170 °C-os hőmérsékletre állítottuk be. Az öntvénycsokor bruttó térfogata (rávágási és kilevegőzési rendszerrel együtt) 289,3 cm³ volt, a kamrába zárt levegő térfogata 517 cm³, amit 40%-os töltöttségi fokkal számoltunk (60 mm-es dugattyú átmérő). Az öntési paraméterek a vákuumos kilevegőzésű próbák során az első fázisban 0,19 m/s, a második fázisban 2,9 m/s, a harmadik fázisban a nyomás értéke 320 bar volt. Az öntvénycsokrokat robotos mozgatással távolítottuk el a szerszámból, és áramoltatott vízű medencében hűtöttük. A fásasztóvizsgálat előtt legalább 8 napot pihentek a darabok.

2.3. A próbatest végelelemes vizsgálata

A vizsgálatban alkalmazott öntvények szabványos kialakítású ASTM E466-15 [20], 5 mm vastag, 14 mm széles lapos fásasztó próbatestek. A próbatestet természetesen öregedett állapotban fásasztottuk az egytengelyű fásasztó vizsgálat során. A próbatestet stancolón választottuk le az öntvénycsokorról, a vizsgálati szakasz stancolási maradványát csiszolópapírral távolítottuk el. A behúzott nyak szakaszban a felületi érdesség átlagos értéke $R_a = 0,75 \pm 0,3 \mu\text{m}$, $R_z = 5,6 \pm 0,2 \mu\text{m}$. A próbatest méreteit és nevezetes pontjait a 2a ábra mutatja.

Az adott terhelési szinten a próbatestben ébredő feszültségeloszlást végelelemes környezetben modelleztük Ansys szoftverrel. A hálózás során másodrendű elemeket használtunk, a próbatestet tetraéderekkel, a befogót kocka elemekkel modelleztük, amit a 2b ábra mutat. A próbatestet 0,5 mm-es átlagos elemmérettel (1 213 016 elem), a befogót 2 mm-es átlagos elemmérettel (18 415 elem) hálóztuk. Az átlagos elemméret-választás előzetes érzékenységvizsgálaton alapult. A próbatest és a befogó között alkalmazott kapcsolat neve a szoftverben „bonded”, ami merev kapcsolatot jelent. A próbatest anyaggörbéje bilineáris volt; a mért és a szabványos [21] paraméterek alapján a rugalmassági modulus $E = 73 \text{ GPa}$, Poisson-tényező $\nu = 0,33$, az egyezményes folyáshatár $R_{p0,2} = 185$



2. ábra. a) a próbatest geometriája és jelölései; b) a végelelemes modell hálója

MPa és a tangens modulus $Tan = 4850 \text{ MPa}$, ami a feszültség–alakváltozás görbe második egyenesének a meredeksége. A végelelemes számításokat minden terhelési szint maximális húzóterhelésével számoltuk mindkét feszültség-aszimmetria-értékre.

2.4. Roncsolásmentes anyagvizsgálat CT-vel

Az öntvények előzetes roncsolásmentes anyagvizsgálatát számítógépes tomográfiával (CT) végeztük [22]. A vizsgálatot egy GE Phoenix v|tome|x c CT-berendezéssel végeztük. A röntgensugárcső fő vizsgálati paraméterei: gyorsító feszültség 240 kV, gerjesztő áram 160 μA . A röntgenszkennelés felbontása a legkisebb térfogatú rekonstruált háromdimenziós elem alapján 25 μm élhosszúságú kocka volt, ezt az értéket az angol terminológia voxel méretnek hívja. A CT-vizsgálat rekonstrukciója a GE algoritmusai alapján történt, a porozitás kiértékelést a Volume Graphic Studio Max 3.2 verziójú szoftverrel végeztük [23]. A technológiaváltozatokkal gyártott kétszer 40 darab próbatestből véletlenszerűen választva kétszer 20 darabot vizsgáltunk CT-vel, tekintettel a vizsgálat idő- és költségvonzatára. A próbatesteket a két terhelésszimmetria 4-4 terhelési szintjére úgy osztottuk, hogy 2-2 próbatestet vizsgáltunk a nagyobb, és 3-3 próbatestet a kisebb terhelési szinteken. A légköri nyomáson gyártott próbatestek „A” jelölést kaptak, a vákuumos kilevegőzéssel gyártott próbatestek „V” jelölést.

Az elvégzett CT-vizsgálatok pontos és kvantitatív (statistikai elemzés alapján) betekintést adtak az anyag inhomogenitásaiba. Egy CT-vizsgálat több kiértékelési eljárás-hoz képes adatot szolgáltatni, jelen tanulmányban a kiértékelést a VDG P202-es [24] szabvány alapján végeztük el. A kiértékelésben vizsgált paraméterek: a) detektált hibaátmérő; b) hibaközéppont elhelyezkedése az x, y, z koordináta-rendszerben (2a ábra); c) detektált hiba mérete voxelben; d) detektált hiba térfogata és felülete. Az előző adatokból összefüggéssel (1) számolható a hiba gömbölyűsége [25], ami az adott hibát jellemző érték a térfogat és felület alapján:

$$\Psi = \frac{\pi^{\frac{1}{3}}(6V_p)^{\frac{2}{3}}}{S_p} \quad (1)$$

ahol, Ψ jelenti az adott porozitás gömbölyűségét, ami V_p (mm³) térfogatú és S_p (mm²) felületű.

A hibaalak további jellemzésére elfogadott összefüggés az alaktényező [25], amely a következő alakban írható (2):

$$S = \frac{r S_p}{3 V_p} \quad (2)$$

ahol S jelenti az adott hiba alaktényezőjét, ami r rádiuszú (mm), V_p (mm³) térfogatú és S_p (mm²) felületű. Az alkalmazott két paraméter számszerű leírást ad az adott porozitás alakjáról. Egy adott öntvény CT-eredményét szinte lehetetlen ellenőrizni sorról sorra, azonban a hiba térfogata, a gömbölyűség és az alaktényező egyértelműen leírja az inhomogenitásokat. A kiértékelésben részletesen visszatérünk ezek értelmezésére a vizsgálatokból vett példákkal.

2.5. Fárasztóvizsgálat és töretelezés

Az egytengelyű fárasztóvizsgálatokat egy Instron 8800 szervo-hidraulikus fárasztóberendezésen végeztük. A berendezés maximális terhelhetősége ± 25 kN. A fárasztóvizsgálat erő vezérléssel történt, szinuszos terheléssel, 20 Hz-en, szobahőmérsékleten. A vizsgálat befejezésének a kritériumai a következők voltak: ha az elmozdulás nagyobb mint 0,2 mm, vagy ha nincs törés $2 \cdot 10^6$ ciklust követően [26]. A kifáradási ciklusszámválasztás oka a vizsgálat eredményének célzott ipari alkalmazása. A terhelésszintek az adott feszültségaszimmetria-tényezők mellett a következők: $R = -1$ ($\sigma_{amp} = 125; 135; 150; 180$ MPa), és $R = 0,1$ ($\sigma_{amp} = 72; 82; 90; 105$ MPa). Az adott terhelési szinten kapott kifáradási ciklusszámokat a kétparaméteres Weibull-eljárással értékeltük ki [27]. Az élettartamszakaszban a kapott eredményeket a Basquin-törvény (3) alapján, azonos megbízhatósági szinten, a legkisebb négyzetek módszerével illesztettük.

$$\sigma_f' = CN^b \quad (3)$$

Ahol σ_f' az adott ciklusszámhoz tartozó feszültségérték (MPa) 50% megbízhatóságon, C empirikus állandó (MPa) az az érték, ahol a nagyciklusú tartományban érvényes görbemeredekséggel a függőleges tengelyt elmetszenénk, N az adott ciklusszám, b pedig a görbe meredeksége. A vizsgálat során kifáradt próbatetek töretfelületét Olympus SZX16 típusú sztereo fénymikroszkóppal vizs-

gáltuk, hogy feltárjuk és azonosítsuk a repedés kiindulási helyét.

3. Eredmények és elemzésük

3.1. Fárasztóvizsgálat

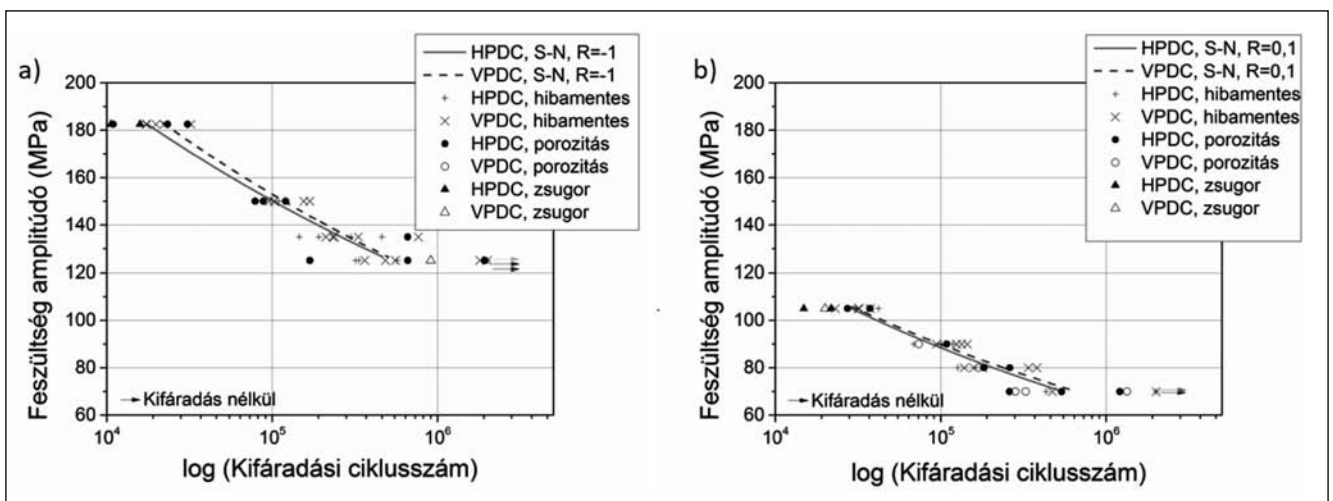
A kifáradási határt a Basquin-törvény alapján határoztuk meg, 50%-os megbízhatóságon, az összefüggést a legkisebb négyzetek módszerével illesztve (3. ábra). A megjelölt görbék egyenként 20 próbatest alapján számoltuk, valamint osztályoztuk a tönkremenetelt hibamód alapján. A vákuumos kilevegőzés nélküli darabokat HPDC (high pressure die cast) rövidítés, a vákuumos kilevegőzéssel gyártott darabokat VPDC (vacuum-assisted pressure die cast) rövidítés jelöli. A görbékhez tartozó egyenletek paramétereit a Basquin-összefüggés (3) alapján a 2. táblázat tartalmazza.

2. táblázat. Az élettartamszakasz-görbék paramétereit a Basquin-törvény (3) alapján

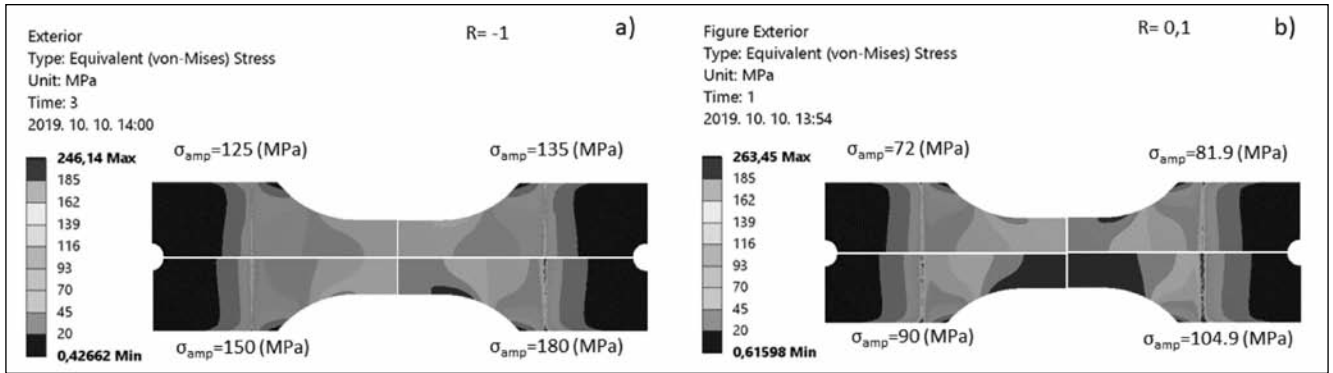
Megbízhatóság 50%	R = -1		R = 0,1	
	b	C MPa	b	C MPa
Vákuum nélkül	-0,112	544,8	-0,138	432,1
Vákuumos kilevegőzés	-0,118	593,2	-0,132	412,5

A vákuumos kilevegőzés nélkül gyártott próbatetek a tönkremenetel hibamódja alapján nagy változatosságot mutattak: 2 próbatest túlélte, 1 próbatest a befogásánál tört el (kiértékelésből kivett), 3 zsugorodás miatt, 18 porozitás miatt ment tönkre, és csak 16 próbatest fáradt ki a klasszikus, felületről (nem pedig egy belső hibából) kiinduló módon. A vákuumos kilevegőzéssel gyártott próbatetek tönkremenetel alapján jellemzően a klasszikus, felületről kiinduló kifáradást mutattak 32 próbatest esetén, 3 tönkremenetele zsugorodásra, 2 porozításra vezethető vissza és 3 próbatest túlélte.

A statisztikai kiértékelés alapján az adott terhelési szinten a kifáradási ciklusszám minden esetben kisebb volt az öntési hibákkal terhelt darabok esetében összehasonlítva a nem belső hibából (hanem a felületről) kiinduló, klasszikus úton kifáradt darabokkal szemben. Egy adott terhelési szinten



3. ábra. A vákuumos kilevegőzés nélküli és vákuumos kilevegőzéssel gyártott próbatetek S-N görbéje, és a tönkremenetel okai: a) $R = -1$; b) $R = 0,1$



■ 4. ábra. A próbatetek feszültségképe az egyes terhelési szinteken: a) $R = -1$; b) $R = 0,1$

ten az öntési hibákból származó tönkremenetel nagyobb szórást mutat a klasszikus úton kifáradt darabokkal összehasonlítva. Továbbá, a vákuumos kilevegőzés nem változtatja meg görbe a meredekségét, de a nagyobb átlagérték jobbra tolja azt, és csökkenti a szórást.

3.2. Roncsolásmentes anyagvizsgálat

A CT vizsgálati eredmények és a töretfelületek párosítása több fontos összefüggést feltárt. A vártak megfelelően, a klasszikus módon kifáradt darabok repedésének kiindulása a felületről véletlenszerűen indult meg. Azonban az öntési hibából kiinduló és tönkremenetel-okozó repedések a vizsgált darabok jelentős esetében egy konkrét területen koncentráálódtak. Ez a terület a darab egyenes szakasza a kiszélesedő nyak előtt. A jelenség magyarázatát a próbatest végeeselemes vizsgálata adta. A feszültségmező alakja és az egyenértékű von Mises-féle feszültség értéke alapján az adott terhelési szintek maximális terhelésénél, a darabok ezen területe feszültségkoncentrációs hely. Vagyis az adott terület hibája feszültségkoncentrátorként viselkedett. A darabok szimmetriatulajdonsága miatt az egyes aszimmetria tényezők 4-4 terhelési szintjét a 4. ábra mutatja.

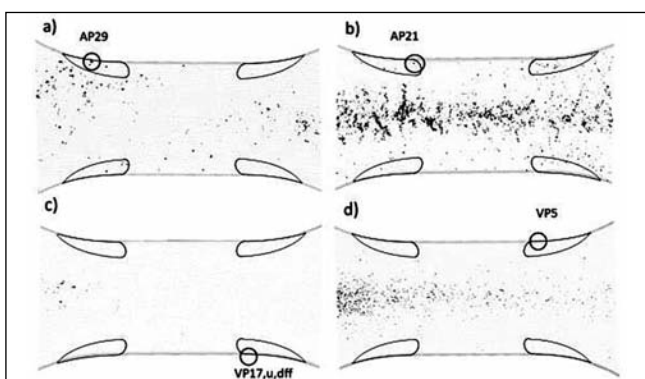
A CT-vizsgálatok háromdimenziós képeit a lapos próbatest síkjába forgatva jelenítettük meg, amit az 5. ábra mutat. A nagymennyiségű képi adat miatt négy jellegzetes darabot emeltünk ki. A képfeliratok az adott próbatestek sorszámait, a tönkremenetel helyét karika, a legterheltebb zónát folyamatos vonal jelöli. A vákuumos kilevegőzés nél-

kül gyártott darabok legkisebb porozitású darabja (AP29) 0,46%, a legnagyobb porozitású darabja (AP21) 5,41%, ebben az adatsorban az átlagérték 2,36% volt.

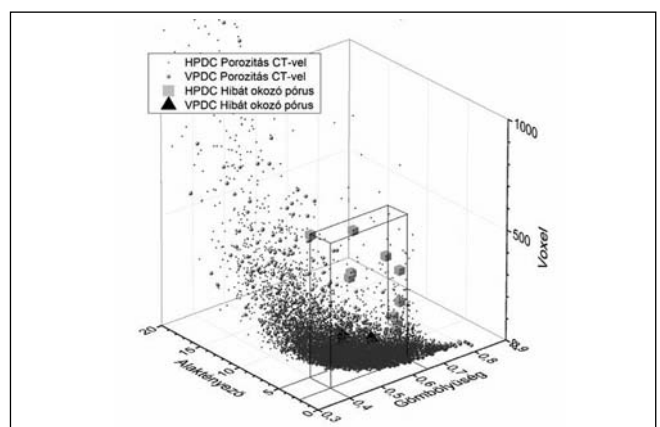
A vákuumos kilevegőzéssel gyártott darabok legkisebb porozitású darabja (VP29) 0,08%, a legnagyobb porozitású darabja (VP5) 1,19%, ebben az adatsorban az átlagérték 0,45% volt. A porozitás értékeket a vizsgálati szakasz teljes térfogati, CT-vel detektált értéke alapján határoztuk meg. Az átlagértékek is jól mutatják (a vákuumos kilevegőzéssel 0,45%, a vákuumos kilevegőzés nélkül 2,36%), hogy a vákuumtámogatás jelentősen csökkenti az öntvény porozitását, a vizsgálatban ismertetett szerszámgeometriánál. A jelentős porozitáscsökkenés összességében azt eredményezte, hogy a vákuumos kilevegőzéssel gyártott próbatetek jellemző tönkremeneteli módja a klasszikus, felületről kiinduló kifáradás.

3.3. A tönkremenetelt okozó hibák vizsgálata

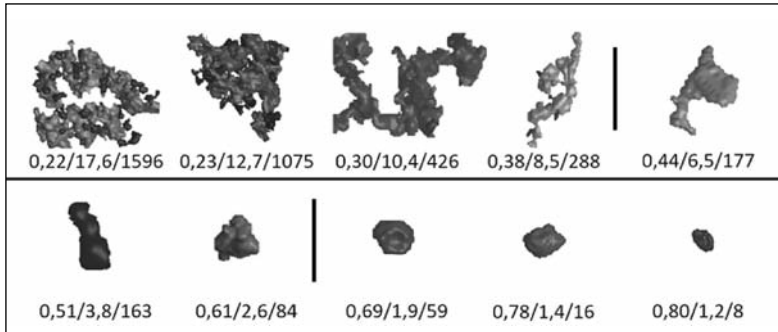
Az inhomogenitások vizsgálata az egész darabra kiterjedt, nem csak a töretfelületre. Az adatpárosítás során, amennyiben az adott darab nem a klasszikus módon fáradt ki, dokumentáltuk a tönkremenetelt okozó hibák gömbölyűségét, alaktényezőjét és a térfogatát. A darabok CT-eredményeinek numerikus vizsgálata manuálisan feldolgozhatatlan mennyiségű adatot foglal magában. Azonban az ismertetett szempontok alapján kiértékelte inhomogenitások adatai a vizuális eredményekkel kiegészítve azt mutatta, hogy a törést okozó hibák egy szűkebb tartományba estek. Az öntési variánsokként szkennelt 2×20 fázasztó próbatest



■ 5. ábra. Próbatestek vizuális CT-eredménye. Vákuumos kilevegőzés nélkül a) legkisebb porozitás 0,46%; b) legnagyobb porozitás 5,41%. Vákuumos kilevegőzéssel c) legkisebb porozitás 0,08%; d) legnagyobb porozitás 1,19%



■ 6. ábra. Az inhomogenitások megjelenítése a jelölt paraméterek alapján



■ 7. ábra. A detektált inhomogenitások alakja és az azokat leíró paraméterek

minden inhomogenitását megjelenítettük, gömbölyűség, alak tényező és a hibaméret szerint (6. ábra). Megjelenítettük azokat a hibákat is, amelyek a kifáradásos repedés kiindulásai voltak. A hagyományos kilevegőzéssel gyártott (HPDC) darabok esetén 14, a vákuumos kilevegőzéssel gyártott darabok közül 3 jelölés került az ábrára.

A kifáradást okozó porozitások a következő tartományokba estek (a felsorolás első értékpárja a vákuumos kilevegőzés nélküli daraboké, a perjel utáni adatpárak a vákuumos kilevegőzéssel gyártottak): gömbölyűség 0,40–0,62/0,47–0,54, alak tényező 2,1–5,0/2,9–4,2, hibaméret voxelben 54–649/140–177. Az adatpárokból látható, hogy a vákuumos kilevegőzés szűkítette a detektált hibák paramétertartományát.

Az előző ábrából látható, hogy a szűkebb tartomány ellenére az inhomogenitások alakja, mérete nagy változatoságot mutat. Az alkalmazott összefüggések alapján megjelenített hibák egy spirálszerű tölcsért alkotnak. Ez a forma egy harmadrendű görbével jól közelíthető, de a méretnövekedéssel növekvő szórás miatt már nem lenne szemléletes. Ezért a tölcsér alak mentén, a három adatot figyelembe véve egy mintasort állítottunk össze (7. ábra), a ténylegesen detektált inhomogenitások képe alapján, valamint jelöltük a tönkremenetelt okozó hibatartományt. Látható, hogy a tönkremenetelt okozó tartomány fölött jellemzően zsugorporozítás, a jelölt tartomány alatt apró, gázporozitásszerű hibák vannak. A jelenség lehetséges magyarázata összetett, kérdés, hogy a jelölt tartományon

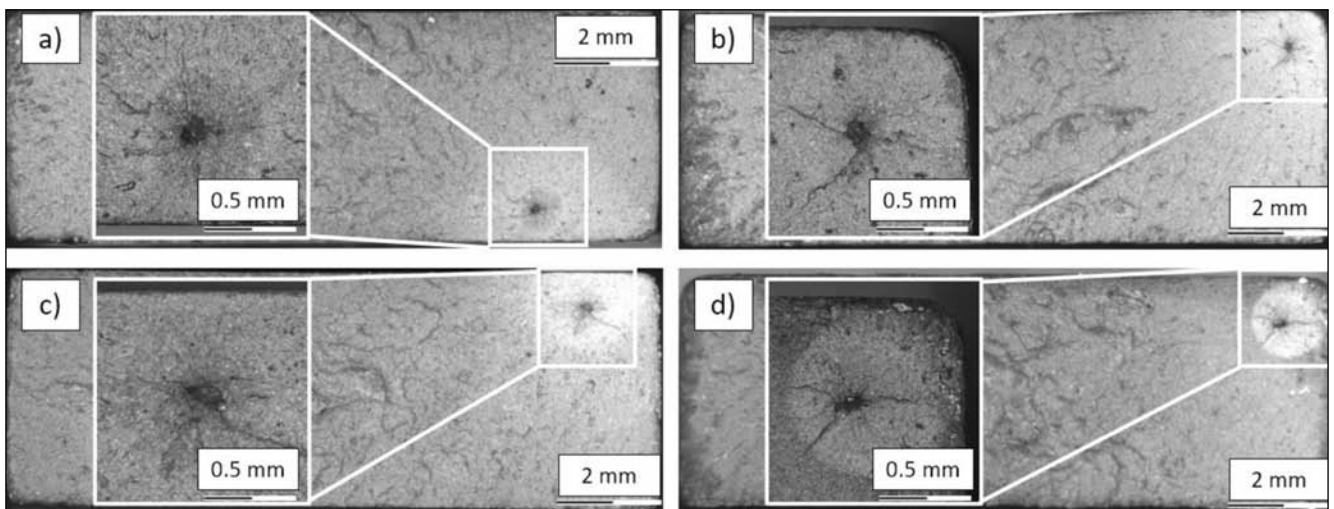
kívüli hibák miatt nem okoztak tönkremenetelt. A nagyméretű, térfogati zsugorodás képét mutató hibák jellemzően a darab belsejében, a terhelt zónáktól távol helyezkedtek el. Az apró, szinte teljesen gömbszerűnek megjelenített hibák méretük és kisebb feszültségkoncentrációs jellegük miatt nem voltak veszélyesek, illetve ezek a finomszerkezetű kéregtől távol helyezkedtek el. A CT-vizsgálat fizikai korlátai miatt fontos kiemelni, hogy a 8-12 voxel méretű, azaz 25-50 μm élhosszúságú kockák megjelenítése már nem tud kellően pontos lenni a kiértékelő algoritmus statisztikai háttéré miatt.

Összegezve a CT-vizsgálat és a fárasztóvizsgálat adatpárosítást megfigyelhető, hogy a tönkremenetel erősen függ a hiba pozíciójától, a hiba sajátosságaitól és típusától. Ahol a hiba pozíciója a darab terhelt zónáján belüli elhelyezkedését jelenti. A hiba sajátosságai a gömbölyűség, alak tényező és a méret. A hiba típusa a VDG P202 [24] alapján, a hiba átmérő paramétere, gáz vagy zsugorodás okozta keletkezése, morfológiája önálló vagy felhőszerű, megjelenése lokális vagy eloszló.

A CT-vizsgálat alapján párosított és fénymikroszkóppal detektált egyes hibák képeit a 8. ábra mutatja. A fénymikroszkópos vizsgálat érdekes megfigyelése, hogy az adott porozitás közel volt az öntvény felszínéhez, de nem érintkezett azzal. A kifáradást okozó repedés azonban mégsem a felszínről, hanem az öntvényhibából indult el. A vizsgálat alapján ez az érték $0,63 \pm 0,22$ mm volt a felszíntől.

4. Következtetések

Az AlSi9Cu3(Fe) alumíniumból vákuumos kilevegőzéssel és vákuumos kilevegőzés nélkül gyártott próbatesteket fárasztottuk $R = -1$ és $R = 0,1$ terhelésszimmetria-tényezővel a Wöhler-görbe élettartamszakaszában. A próbatesteket előzetesen CT-vel vizsgáltuk, végül az eredményeket összevetettük a töretfelületekkel. A tanulmányban ismertetett vizsgálati körülmények mellett a következő megállapítások tehetők.



■ 8. ábra. Fénymikroszkópos hibaképek, a felülethez képesti elhelyezkedésük szerint: a) AP12; b) AP17; c) AP28 és d) AP29 próbatest.

A vákuumos kilevegőzés nélkül gyártott próbatestek 45%-a, a vákuumos kilevegőzéssel gyártott próbatestek 87,5%-a öntési hibától mentesen fáradt ki. A vákuumos kilevegőzéssel gyártott próbatestek 50%-os megbízhatóságon vett kifáradási ciklusszáma 20%-kal növekedett $R = -1$ terhelésszimmetria, és 16%-kal növekedett $R = 0,1$ terhelésszimmetria esetén a vákuumos kilevegőzés nélkül gyártott darabokhoz képest.

Az öntési hibával terhelt tönkremenetelek esetében a kifáradás egy konkrét területre koncentrálódott, ezekben az esetekben a hiba oka gázporozitás volt. Az ilyen módon kifáradt próbatestek a kifáradást okozó inhomogenitásoknál nagyobbakat is tartalmaztak. A detektált hibák nagy száma miatt az inhomogenitások alakját jellemző paramétereket vezettünk be (gömbölyűség, alaktényező). A tanulmányban vizsgált próbatestek tönkremenetelért felelős hibák az említett paraméterek tartományaival jellemezhető (vákuumos rásegítés nélkül/vákuumos kilevegőzéssel):

gömbölyűség: 0,40–0,62 / 0,47–0,54;

forma tényező: 2,1–5,0 / 2,9–4,2;

hibaméret: 54–649 / 140–177.

A zsugorporozítás, figyelembe véve annak az alakját és a méretét is, a legérzékenyebb öntési hiba. Azonban a detektálása a számszerű CT-eredmények között nem magától értetődő, az eredmények vizuális ellenőrzése elengedhetetlen. Meghatározó továbbá a zsugorporozítás alakja, orientációja és morfológiája.

A terhelt zóna porozítására visszavezethető kifáradási repedések nem a felületről indultak ki, szemben a hibamentes (a felületről kiinduló, klasszikus) kifáradással, hanem az öntött kéreg finomszemcsés réteg alatti anyagfolytonossági hibáiból, amelyek átlagos távolsága a felületről $0,63 \pm 0,22$ mm volt.

Köszönetnyilvánítás

A kísérletek megvalósításában nyújtott segítségért köszönetet mondunk a Fémalk Zrt.-nek.

Irodalom

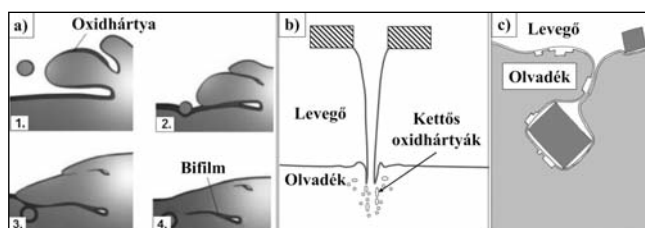
- [1] Shannon Wetzel: Emission Reduction Possibilities With Structural Castings, Global Casting Magazine, (2015.) 46–53. old.
- [2] J. Linder: The influence of surrounding environment on the fatigue properties for a high pressure die cast AlSi9Cu3 alloy, Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, 2007; 30:8, 759–765.
- [3] H. K. Govindaraju, T. Jayaraju, P. R. Sadandra Rao, Fatigue crack propagation behavior of Al–Zn–Ce alloys, Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, 2011; 34:8, 547–561.
- [4] Léránth Gábor, Barkóczy Péter: Nyomásos öntvények vizsgálata, Anyagmérnöki Tudományok, 37. kötet, 1. szám (2012.), 277–284. old.
- [5] Imade Koutiri, Daniel Bellett, Franck Morel, Louis Augustins, Jérôme Adrien: High cycle fatigue damage mechanisms in cast aluminum subject to complex loads, International Journal of Fatigue, 2013; 47, 44–57.
- [6] Antonio Rotella, Yves Nadot, Mickael Piellard, Rémi Augustin, Michel Fleuriot: Fatigue limit of a cast Al–Si–Mg alloy (A357–T6) with natural casting shrinkages using ASTM standard X-ray inspection, International Journal of Fatigue, 2018; 114, 177–188.
- [7] Dúl Jenő: Nyomásos öntészeti ismeretek, (TÁMOP-4.1.2-08/1/A-2009-0001) 20–62. old.
- [8] Leskó Zsolt, Dúl Jenő: Az összetétel és a falvastagság hatása a nyomásos öntvények mechanikai tulajdonságaira, BKL Kohászat, 2013. (146. évf.) 5-6. sz. 14–19. old.
- [9] L. Lattanzi, A. Fabrizi, A. Fortini, M. Merlin, G. Timelli: Effect of microstructure and casting defects on the fatigue behavior of the high-pressure diecast AlSi9Cu3(Fe) alloy, Procedia Structural Integrity, 2017; 505–512.
- [10] Szalva Péter, Orbulov Imre Norbert: A vákuumos kilevegőzés hatása a nyomásos alumíniumöntvények mechanikai tulajdonságaira, BKL Kohászat, 2019. 5-6. sz., 9–14. old.
- [11] A. Ben Ahmed, M. I. Houria, R. Fathallah, H. Sidhom: The effect of interacting defects on the HCF behavior of Al–Si–Mg aluminum alloys, Journal of Alloys and Compounds, 2019; 779, 618–629.
- [12] Jenő Dúl, Zsolt Leskó: Effect of composition and wall thickness on mechanical properties of high pressure die castings, Material Science Forum Vols. 790–791, 2014., 241–246. old.
- [13] Xixi Dong, Xiangzhen Zhu, Shouxun Ji: Effect of super vacuum assisted high pressure die casting on the repeatability of mechanical properties of Al–Si–Mg–Mn die-cast alloys, Journal of Materials Processing Tech., 2019; 266, 105–113.
- [14] Angela Cantatore, Pavel Müller: Introduction to computed tomography, Technical University of Denmark, 2011; 12–22.
- [15] M. Wicke, A. Brueckner-Foit, T. Kristen, M. Zimmermann, F. Buelbuel, H.-J. Christ: Near-threshold crack extension mechanism in an aluminum alloy studied by sem and X-ray tomography, International Journal of Fatigue, 2019; 119., 102–111.
- [16] Alexandra Kraemer, Gisela Lanza: Methodology for the evaluation of CT image quality in dimensional metrology, 19th World Conference on Non-Destructive Testing (WCNDT 2016), 2016.
- [17] Gianni Nicoletto, Radomila Konečná, Stanislava Fintova: Characterization of microshrinkage casting defects of Al–Si alloys by X-ray computed tomography and metallography, International Journal of Fatigue 2012; 41 39–46.
- [18] Qian Wan, Haidong Zhao, Chun Zou: Effect of Micro-porosities on Fatigue Behavior in Aluminum Die Castings by 3D X-ray Tomography Inspection, ISIJ International, 2014; 54, 511–515.
- [19] EN 1706:2013-12: Aluminium and aluminium alloys – Castings: Chemical composition and mechanical properties (2013)
- [20] ASTM E466-2015: Metallic materials – Standard Practice for Conducting Force Controlled Constant Amplitude Axial Fatigue Tests (2015)
- [21] Dr. -Ing. Werner Hesse: Key to Aluminium Alloys (Aluminium-Verlag, Düsseldorf, 2008) p. 88
- [22] David C. Jiles: Introduction to the Principles of Materials Evaluation, Wolfson Center for Magnetic, Institute for Advanced Materials and Energy Systems, Cardiff University, U.K., 2007.; 79–97.
- [23] VGStudioMAX 3.2 Software (VG.034-EN.v03_B I 11.2014.), Volume Graphics GMBH, Heidelberg, Germany, 2014;
- [24] VDG P202: Volume Deficit of Castings Made from Aluminium, Magnesium, and Zinc Casting Alloys – VDG Specification, 2014.
- [25] B. Oberdorfer, E. Kaschnitz, D. Habe, H. Holzer, G. Schindlbacher, P. Schumacher: New method of enhanced quality assessment for Al-castings by computed tomography, Proceedings 5th Conference on Industrial Computed Tomography (iCT) 2014, Wels, Austria, Shaker Verlag 2014; 133.
- [26] Imade Koutiri, Daniel Bellett, Franck Morel, Louis Augustins, Jérôme Adrien: High cycle fatigue damage mechanisms in cast aluminum subject to complex loads, International Journal of Fatigue, 2013; 47, 44–57.
- [27] John Campbell: Castings (Butterworth-Heinemann, Oxford, 2003) 314–318.

Alumíniumolvadékok kettős oxidhártya-tartalmának minősítése komputertomográfia segítségével

Az öntészetben alkalmazott olvadékkezelési és szállítási folyamatok során legtöbbször elkerülhetetlen a fémfűrdőn lévő felületi oxidréteg nyugalmi állapotának megzavarása, amely gyakorlatilag minden esetben oxidhártya folyékony fémbe keveredését eredményezi. Ennek következményeként a felhasznált olvadékokban általában nagy mennyiségű kettős oxidhártya (bifilm) van jelen, ezek a fém dermedése során a pórusképződés kiindulási helyei lehetnek. Kutatómunkánk során a pórusok és kettős oxidhártya közötti kapcsolatot, illetve annak olvadékinősítésben történő felhasználási lehetőségét vizsgáltuk meg AISi7MgCu ötvözet esetén. Eredményeink alapján a folyékony fémekben lévő bifilmek mennyisége jellemezhető az alacsony nyomáson dermedő minták komputertomográfias vizsgálata segítségével.

1. Bevezetés

Normál üzemi körülmények között az alumíniumötvözetek olvadékanak felszínén, az alumínium direkt oxidációja és a levegő páratartalmával történő reakciója következtében, rendkívül rövid idő alatt egy összefüggő oxidréteg alakul ki [1]. A felületi oxidhártya fémfűrdő belsejébe keveredése során minden esetben kettős oxidhártya, ún. bifilmek jönnek létre. Bifilmképződés során a felületi oxidhártya eredetileg levegővel érintkező „száraz” oldala átlapolódik, ezért a kettős oxidhártya belsejében egymással kötést kialakítani nem tudó határfelületek között bezárt levegő van (1. ábra a része). A fémfűrdőn lévő felületi oxidréteg nyugalmi állapotának megzavarása, amely az olvadékkezelési és szállítási folyamatok során gyakran előfordul, legtöbb esetben bifilmek képződését eredményezi. Az olvadék áttöltése (1. ábra b része), a betétanyag vagy az előtvözetek adagolása (1. ábra c része) gyakorlatilag minden esetben nagy mennyiségű kettős hártya olvadékba jutását eredményezi [2], [3]. Egy-egy olvadékáttöltés vagy olvasztókemencéből történő csapolás esetén akár több millió apróméretű bifilm képződhet és keveredhet el a folyékony fémekben, ezáltal a gyakorlatban bifilmmentes olvadékokról csak rendkívül ritkán beszélhetünk [2], [4]. Emellett fontos kiemelni, hogy sok esetben a fémekben lévő kettős hártya kis méretük és rétegeik vékonysága (sokszor csak néhány nanométer) miatt



1. ábra. Bifilmképződés a) felületi turbulencia [7], b) olvadékáttöltés [2] és c) betétanyag adagolás hatására [8]

nehezen detektálhatók, emiatt egyes kutatók a bifilmeket „láthatatlan hibajelenségek”-nek is nevezik [5], [6].

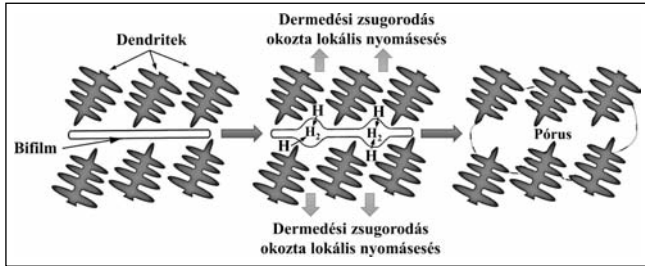
Campbell és más kutatók [2], [3], [9–12] szerint a pórusképződés csak akkor mehet végbe, ha az olvadékban kettős oxidhártya, bifilmek vannak jelen, ez az ún. „Bifilm-elmélet”. Az olvadékban jelenlévő bifilmek szétnyílnak, és térfogatuk növekedése közben könnyen pórusokká alakulhatnak a fém kristályosodása során, mivel a fémekben oldott hidrogénatomok a kettős oxidhártya belsejébe diffundálnak a fém hidrogénoldó képességének csökkenése következtében, ahol H_2 -gáz formájában kiválnak. Emellett a kettős hártya közötti üreg tágulását és pórusok képződését eredményezheti a dermedési zsugorodás okozta lokális nyomásesés is (2. ábra). Általában a H_2 -precipitáció és a térfogatváltozás miatti nyomáscsökkenés együttesen okozzák a bifilmek pórusokká alakulását. A leírt mechaniz-

Gyarmati Gábor 2019-ben szerzett MSc kohómérnöki diplomát a Miskolci Egyetem Műszaki Anyagtudományi Karán öntészet szakirányon. Jelenleg a Kerpely Antal Anyagtudományok és Technológiák Doktori Iskola PhD-hallgatója. Kutatási területe: Kettős oxidhártya hatása az öntészeti alumíniumötvözetek szerkezetére.

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.

Tokár Monika 2011-ben végzett MSc kohómérnökként a Miskolci Egyetem Műszaki Anyagtudományi Karán öntészet-anyagvizsgálat szakirányon. Jelenleg a Miskolci Egyetem Öntészeti Intézet tanársegédje. Apáczai Csere János Doktoranduszi Ösztöndíjas (2013–2014). Kutatási területe az Al–Si öntészeti ötvözetek esetében alkalmazott módosító elemek hatásának vizsgálata.

Dr. Mende Tamás 2005-ben végzett okleveles kohómérnökként a Miskolci Egyetem Műszaki Anyagtudományi Karán, a PhD-oklevelét 2010-ben szerezte ugyanott. Jelenleg a Kar Fém-tani, Képlékenyalakítási és Nanotechnológiai Intézetében egyetemi docens, valamint a Műszaki Anyagtudományi Kar tanulmányi és beiskolázási dékánhelyettese. Kutatási területei: fém-tan, egyensúlyi fázisdiagramok, kristályosodás, öntészet.



■ 2. ábra. Kettős oxidhártya által előidézett pórusképződés

mus alapján a pórusképződéshez nem szükséges csíra-képződés, ugyanis az önmagában csak egy növekedési folyamat.

Mindezek alapján az olvadékban szuszpendált bifilmek mennyisége arányos a megszilárdult fémekben lévő pórusok mennyiségével, ezáltal megfelelő vizsgálati módszert alkalmazva a pórusok mennyiségéből kiindulva minősíthető a folyékony fém megfelelősége, annak bifilmtartalma alapján [6], [9]. Vizsgálataink során arra kerestük a választ, hogy a fémekben zárványként jelenlévő oxidhárták valóban elősegítik-e a pórusképződést, valamint a bifilmek és a pórusok közötti kapcsolat ismerete felhasználható-e egy új olvadékminősítő technika kidolgozásához.

2. Kísérleti körülmények

Üzemi körülmények között egy AISi7MgCu ötvözet rotoros gáztalanító olvadékkezelésénél különböző kezelőső (A és B) adagolásának a hatását vizsgáltuk. A vizsgált ötvözet-olvadékok optikai emissziós spektrométerrel meghatározott átlagos kémiai összetételértékeit az 1. táblázat ismerteti [13].

Kísérletenként három adag, adagonként megközelítőleg 1000 kg tömegű folyékony fém kezelésére került sor. Az olvadék előkészítésének lépéseit a 3. ábra mutatja be. A fém olvasztása teknős-aknás kemencében történt. Az olvasztást követően a folyékony fémet a megfelelő öntőhelyre szállították, és ellenállásfűtésű téglés hűtőtartó kemencébe töltötték, ahol elvégezték a fém sóadagolásos tisztítását és gáztalanítását. Az olvadékkezelési paraméterek a kísérletek során azonosak voltak: a nitrogén öblítőgáz

1. táblázat. A vizsgált ötvözet kémiai összetétele

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ti	Sr
[%]						
7,178 ± 0,093	0,120 ± 0,07	0,530 ± 0,010	0,071 ± 0,003	0,385 ± 0,007	0,117 ± 0,003	0,025 ± 0,002



■ 3. ábra. A folyékony fém előkészítésének folyamata: a) olvasztás és csapolás, b) hűtőtartó kemencébe töltés, c) olvadékkezelés kezelőső adagolásával

térfogatárama 20 l/perc, a kezelési idő 10 perc, az egyes kezelősők adagolt mennyisége 400 g.

3. Olvadékminősítés

A folyékony fém zárványtartalmának ellenőrzése céljából K-mold próbákat öntöttünk. A mintavételezés az alábbi helyekről történt:

transzportüstbe csapolt olvadékból,
felzék eltávolítása után a hűtőtartó kemencéből,
olvadékkezelés után a hűtőtartó kemencéből.

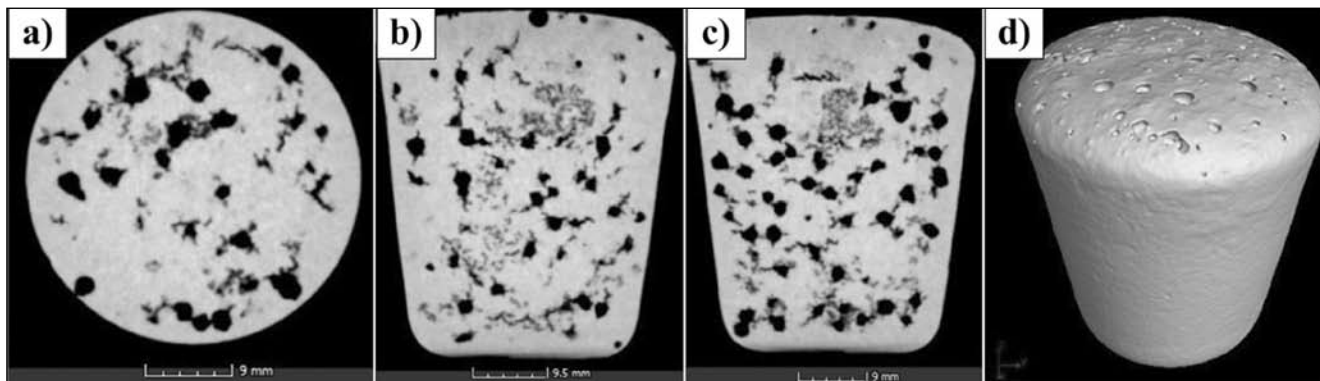
Egy mintavételi lépés során öt K-mold próbát öntöttünk. Az olvadék zárványtartalmát a K-mold próbák töretfelületén talált zárványok darabszáma alapján megállapított K-értékekkel minősítettük. A K-érték számításához szükséges összefüggés:

$$K = \frac{S}{n} \quad (1)$$

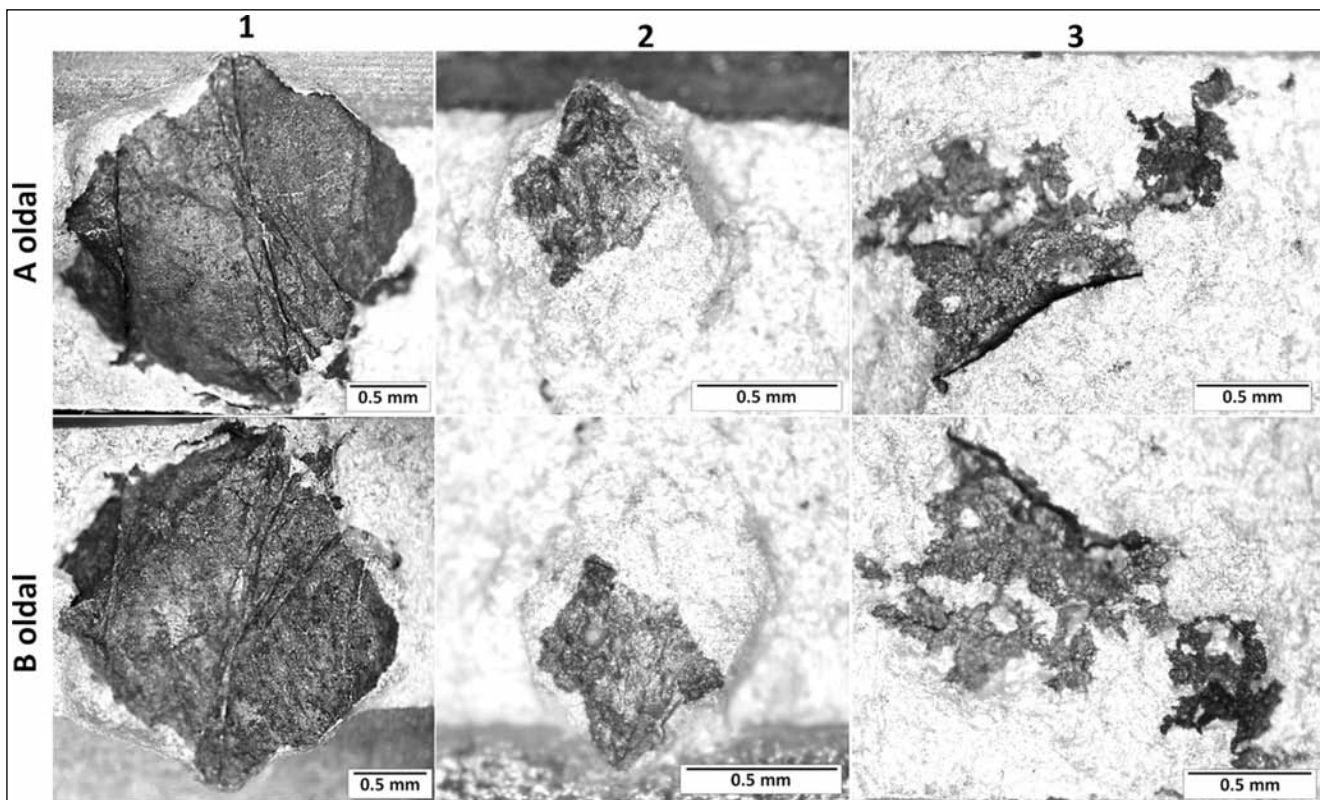
ahol S a talált zárványok száma, n a töretfelületek száma [14]. A mintákat Zeiss Stemi 2000-C sztereomikroszkóp segítségével, 25-szörös nagyításban minősítettük.

Az olvadékkezelések előtt és azokat követően alacsony nyomáson dermedő mintákat öntöttünk, amelyek segítségével jellemezhető a fém pórusképződésre való hajlama. A próbadarabok vákuumkamrában, 80 mbar nyomáson dermedtek meg. Ezen a nyomáson az olvadékban a Sievert-törvény értelmében a hidrogén oldhatósága kisebb, ezért a pórusok növekedése a fokozott hidrogénkiválás miatt könnyebben végbemegy. Emellett a fémekben lévő bifilmek által bezárt levegő az általános gáztörvénynek megfelelően alacsonyabb nyomáson kitágul, ami szintén megkönnyíti a pórusok növekedését [9].

A komputertomográfias (CT) vizsgálatot egyre elterjedtebben alkalmazzák az ipari gyakorlatban az alkatrészek belső hibáinak feltárására, valamint méretpontosságának ellenőrzésére. A módszert azonban ipari olvadék zárványosságának minősítésre korábban még nem alkalmazták [15]. A fentebb ismertetett Bifilm-elmélet alapján elviekben jellemezhető az adott olvadék bifilmtartalma, mivel a pórusok képződéséhez kettős hárták jelenlétére van szükség az alacsony nyomáson dermedt mintákban. A bifilmek kimutatására alacsony nyomáson megszilárdult minták pórusait CT-vizsgálattal detektáltuk. A radiográfias felvételeket GE Seifert X-Cube Compact 225kV berendezéssel készítettük, az alkalmazott gyorsítófeszültség



■ 4. ábra. Metszeti CT-felvételek a) xy, b) xz, c) yz síkokban és d) 3D-s rekonstruált geometria



■ 5. ábra. K-kokillás próbák töretfelületein talált bifilmek egymással szomszédos oldalai

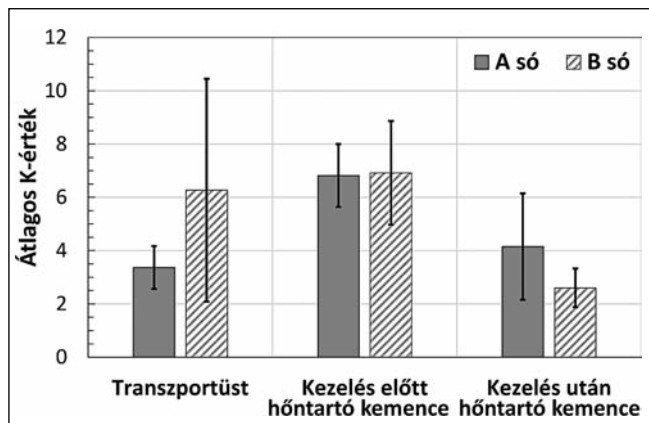
135 kV, az áramerősség 0,8 mA volt. A minták 360°-os forgatása közben 900 felvétel készült. A kétdimenziós röntgenfelvételek alapján a mintageometria háromdimenziós rekonstrukciója, valamint a porozitáselemzés a VGSTUDIO MAX 3.2 szoftverrel történt. A 4. ábra az egyik vizsgált minta metszeti felvételeit, valamint a próbadarab-rekonstrukcióval előállított 3D-s geometriáját mutatja be.

A pórusok detektálását és elemzését a szoftver pórus-elemző moduljának VGDefX algoritmusával végeztük. A detektálás közben a program minden egyes voxel (térfogati képpont) esetén eldönti, hogy az egy anyagihiányos hibahely része vagy sem, majd az egyes hibahelyeket reprezentáló voxeleket összekapcsolja. A megkülönböztetés a voxel szűrkeségi szintje alapján történt. A pórus-elemzés algoritmus a helyi kontraszt mértéke (szűrkeségi szint eltérés) alapján minden egyes pórushoz hozzárendel egy valószínűség értéket, amely kifejezi, hogy a detektált objektum mekkora valószínűséggel valós hibahely, és mekkora eséllyel a képpalkotásból eredő, hibásan detektált mintatér-

fogat. Az elemzésnél a $0,05 \text{ mm}^3$ -nél kisebb vagy 0,9-nél (azaz 90%-nál) kisebb előfordulási valószínűséggel rendelkező objektumokat nem vettük figyelembe. A CT-vizsgálatokat követően az alacsony nyomáson dermedt mintákat félbevágtuk, majd a vágott mintafelületeket 80-as, 120-as és 180-as finomságú SiC csiszolópapírral megcsiszoltuk. A mintákban lévő pórusok belső felületét ezután energiadiszperzív mikroszondával (EDS) felszerelt pásztázó elektronmikroszkóppal (SEM) vizsgáltuk meg.

3. Vizsgálati eredmények

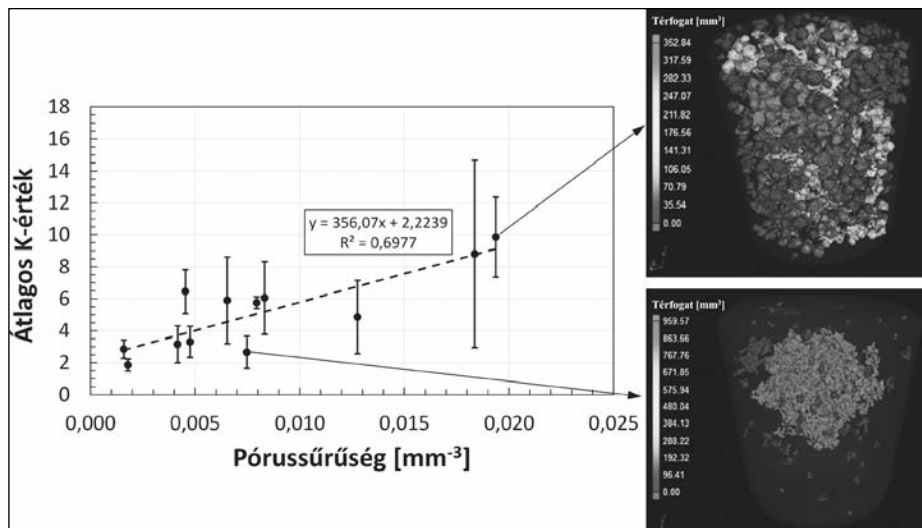
A K-próbák töretfelületein gyakorlatilag minden esetben gyűrődött, hártyszerű inhomogenitások voltak, amelyek legtöbbször igazolhatóan kettős hárták, azaz bifilmek voltak, ugyanis a minták törése során a kettős hárták rétegeik mentén váltak szét, és az egy törőélhez tartozó, egymással szomszédos töretfelületeken egyaránt észlelhetők voltak (5. ábra). A K-mold próbák törési felületeinek vizsgá-



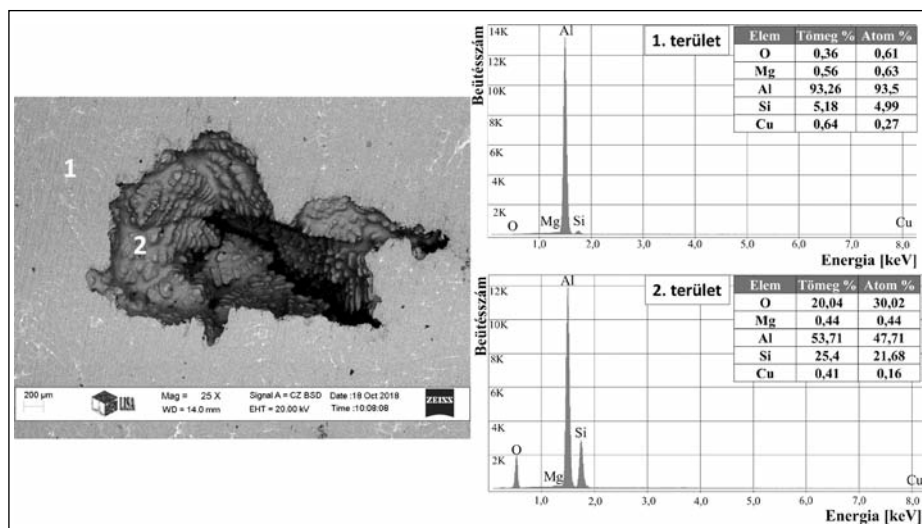
6. ábra. Átlagos K-értékek az olvadékelőkészítés során

latával megállapított, az egyes olvadékelőkészítési lépésekhez tartozó átlagos K-értékeket a 6. ábra mutatja be.

A kezelés előtti és a transzportüstben lévő olvadék átlagos K-értékei alapján megállapítható, hogy transzportüstből a hőntartó kemencébe átöntött olvadékok zárványtartalma a kezelés előtt az átöntési folyamat következtében jelentősen megnő, ami az olvadék meglehetősen nagy esési magasságának a következménye. Az olvadékezelések hatására



7. ábra. A poróssűrűség és az átlagos K-értékek kapcsolatának vizsgálata



8. ábra. Egy pórus SEM-felvétele és az EDS-elemanalízis eredményei

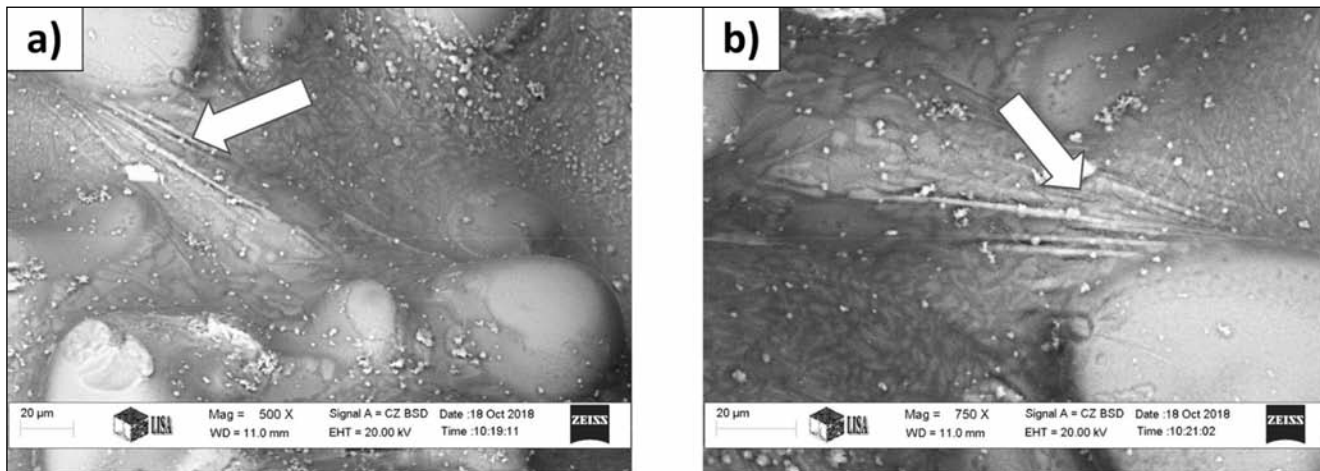
az átlagos K-értékek jelentősen csökkentek, különösen a B kezelőso használatakor (61,3%-os K-érték csökkenés).

CT-vizsgálattal minden minta esetén meghatároztuk a pórusok darabszámát annak eldöntése érdekében, hogy az alacsony nyomáson dermedt mintákban talált pórusok mennyisége alapján minősíthető-e az olvadék kettős oxidhártartalma. A kapott eredményekből kiszámítottuk a térfogatra vonatkoztatott pórusűrűség értékeket, és azokat összevetettük a K-mold próbák minősítése alapján meghatározott K-értékekkel. A vizsgálati eredményeket a 7. ábrán mutatjuk be. A Bifilm-elmélet alapján minden pórus képződéséhez szükség van egy kettős hártja jelenlétére, azaz a detektált pórusok darabszáma és ez alapján meghatározott pórusűrűséggel minősíthető az olvadékban lévő bifilmek mennyisége.

Megállapítottuk, hogy a 7. ábrán látható nagyobb pórusűrűség-eredményekhez általában nagyobb átlagos K-értékek tartoznak. Tehát az esetek többségében nemcsak az egyik minősítő módszer jelez rosszabb olvadékminőséget (nagyobb bifilmtartalmat), hanem a másik (K-mold próba) is. Az eredmények azonban viszonylag nagy pontatlansággal követik a lineáris tendenciát ($R^2 = 0,6977$), ami feltehetőleg a K-értékek jelentősen nagy szórásának eredménye. Az értékek szórása minden esetben magyarázható

azzal, hogy a vizsgált nagy mennyiségű olvadékban közel sem tekinthető egyenletesnek a zárványok térbeli eloszlása, ezáltal egyes mintákban kevesebb, míg másokban több bifilm volt fellelhető. A jelentős mértékű szórás ellenére kijelenthető, hogy egyértelmű kapcsolat áll fenn az olvadék zárványtartalma és az alacsony nyomáson dermedt mintákban található pórusok mennyisége között, így az utóbbi paraméter CT-vizsgálattal történő meghatározása alapján minősíthető az adott olvadék bifilmtartalma.

Az alacsony nyomáson dermedt minták metszeti felületének SEM-vizsgálata során az EDS-elemanalízissel minden egyes pórusban jelentősen nagy oxigénkoncentrációt mértünk (20-40 atom%), ami arra utal, hogy a pórusok belsejét viszonylag vastag oxidhártják fedik. A 8. ábra egy alacsony nyomáson dermedt minta metszeti felületén lévő pórus SEM-felvételét mutatja be. Az ábrán látható esetben EDS-elemanalízist végeztünk az alapfém (1 pont) és a pórus (2 pont) felületén. Az összetételi elemzés eredményeit szintén a 8. ábra ismerteti. A két elemzett területen mért oxigénkoncentráció jelentősen eltért egymástól. Az 1. elemzett területen nagy valószínűséggel egy legfeljebb néhány nm vastag,



■ 9. ábra. A pórusok belső felületén talált, oxidhártyák jelenlétére utaló gyűrődések

a szilárd fém oxidációjából eredő oxidréteg van jelen, amelyet az EDS-elemzéssel egyáltalán nem, vagy csak rendkívül kis pontossággal lehet kimutatni. A 2. területen, azaz a pórusban mért nagy oxigén-koncentráció (30 atom%) arra utal, hogy ott egy viszonylag vastag oxidhártya fedi az alapötvezet dendritjeit és eutektikus fázisát, amely már az olvadéokban is jelen volt a minta öntését követően.

Az alumíniumötvözetekben található oxidhártyák általában gyűrődtek, ezáltal a róluk készült SEM-felvételeken jól láthatók a hárták ráncai, gyűrődései. Nagyobb nagyításon az általunk vizsgált pórusok mindegyikében találtunk hasonló morfológiai jellemzőket, amelyek egyértelműen oxidhártyák jelenlétére utalnak (9. ábra). Mindezek alapján lehetséges, hogy minden egyes megvizsgált pórus kettős hárták-ból alakult ki, azaz a vizsgálati eredmények a Bifilm-elmélet által leírt pórusképződési mechanizmust támasztják alá.

4. Összefoglalás

Egyértelmű összefüggést találtunk az alumíniumötvözet-olvadékok két leggyakrabban előforduló hibajelensége: a zárványként jelenlévő kettős oxidhártyák és a pórusok között. Az eredmények alapján megállapítható, hogy a fémolvadékok hidrogéntartalmának szabályozása mellett a bifilmtartalom minimalizálása is elengedhetetlen az öntvényporozítás kialakulásának elkerülése érdekében. Az alacsony nyomáson dermedő minták CT-vizsgálata akár az olvadéminőség megállapításának egyszerű, hatékony és könnyen automatizálható módszerévé is válhat a közeljövőben.

Köszönetnyilvánítás

Az ismertett kutatómunka az Innovációs és Technológiai Minisztérium ÚNKP-19-3 kódszámú Új Nemzeti Kiválóság Programjának szakmai támogatásával készült. A szerzők köszönetüket fejezik ki Kovács Árpádnak a SEM-felvételek és az EDS-elemzés elvégzésében nyújtott segítségével.

Irodalom

[1] X. Cao, J. Campbell: Oxide Inclusion Defects in Al-Si-Mg Cast Alloys. *Canadian Metallurgical Quarterly*, Vol. 44. No. 4., 2005. pp. 435–448.

[2] J. Campbell: *Complete Casting Handbook 2nd Edition – Metal Casting Processes, Metallurgy, Techniques and Design*. Boston: Butterworth-Heinemann, 2015. pp. 3–90.

[3] J. Campbell: Entrainment Defects. *Materials Science and Technology*, Vol. 22. No. 2., 2006. pp. 127–145.

[4] J. Campbell: Stop Pouring, Start Casting.. *International Journal of Metalcasting*, Vol. 6. No. 3., 2012. pp. 7–18.

[5] J. Campbell: Invisible Macrodefects in Castings. *Journal de Physique IV Colloque*, Vol. 3. No. C7., 1993. pp. C7-861-C7-872.

[6] S. Fox, J. Campbell: Visualisation of Oxide Film Defects During Solidification of Aluminium Alloys. *Scripta Materialia*, Vol. 43. 2000. pp. 881–886.

[7] M. Brůna, D. Bolibruchová, R. Pastířčák: Reoxidation Processes Prediction in Gating System by Numerical Simulation for Aluminium Alloys. *Archives of Foundry Engineering*, Vol. 17. No. 3., 2017. pp. 23–26.

[8] J. Campbell: The Origin of Griffith Cracks. *Metallurgical and Materials Transactions B*, Vol. 42. No. 6., 2011. pp. 1091–1097.

[9] D. Dispinar, J. Campbell: Critical Assessment of Reduced Pressure Test. Part 1: Porosity Phenomena. *International Journal of Cast Metals Research*, Vol. 17. No. 5., 2004. pp. 280–286.

[10] P. Yousefian, M. Tiryakioglu: Pore Formation During Solidification of Aluminum: Reconciliation of Experimental Observations, Modeling Assumptions, and Classical Nucleation Theory. *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 49. No. 2., 2018. pp. 563–575.

[11] M. Tiryakioglu: On the Intrinsic Fracture Pressure of Liquid and Solid Aluminum Around Its Melting Temperature. *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 49. No. 12., 2018. pp. 5953–5955.

[12] M. Tiryakioglu: The Myth of Hydrogen Pores in Aluminum Castings. In: *Shape Casting*, edited by M. Tiryakioglu, W. Griffiths, M. Jolly, The Minerals, Metals & Materials Society, 2019. pp. 143–150.

[13] Gábor Gyarmati, György Fegyverneki, Tamás Mende, Monika Tokár: The Effect of Fluxes on the Melt Quality of AlSi7MgCu Alloy. *International Journal of Engineering and Management Sciences (JEMS)* Vol. 4. No. 1., 2019. pp. 372–380.

[14] S. Kitaoka: Evaluation of the Melt Cleanliness by K Mold Test, Light Metals 2001, 40th Annual Conference of Metallurgists of CIM (COM 2001), August 26–29, 2001, Toronto, Ontario, pp. 13–24.

[15] S. Carmignato, W. Dewulf, R. Leach: *Industrial X-ray Computed Tomography*. Springer International Publishing AG, 2018.

MÁDAINÉ ÜVEGES VALÉRIA – BOKÁNYI LJUDMILLA

Fémek kinyerése elektronikai hulladékokból bioszolubilizációval

Az elektronikai hulladékok újrahasznosítása korunk fontos feladata tekintettel arra, hogy ennek a lakossági hulladéktípusnak a mennyisége nő legnagyobb mértékben évről évre. A technológia folyamatos és rohamos fejlődésével a közönséges fémek mellett ma már ez a hulladéktípus hasznosításra érdemes mennyiségben tartalmazza azokat az értékes kritikus nyersanyagok körébe tartozó fémeket, amelyek utánpótlását az Európai Uniónak meg kell oldani záros időn belül [1]. Az elektronikai hulladékok feldolgozása a mechanikai eljárások (fizikai feltárást célzó aprítás és a fizikai paraméter eltérésén alapuló szétválasztás), és a termikus, ill. kémiai módszerek kombinációjából áll. Ugyanakkor egyre nagyobb az igény a biológiai eljárások alkalmazására mind környezetvédelmi („zöld” kémia), mind gazdaságossági szempontokat szem előtt tartva. Tanulmányunkban a fémkinyerést baktériumos kioldással tárgyaljuk mint „zöld” technológiát, amely alkalmas lehet az értékes fémek visszanyerésére az olyan komplex másodnyersanyagból is, mint az elektronikai hulladékok többsége. Kísérleti eredményeinkkel illusztráljuk ezt.

Az elektronikai hulladékok specifikus tulajdonságai

A Global E-waste Monitor 2017-ben kiadott jelentése szerint a világ elektronikai hulladéktermelése 2016-ban elérte a 44,7 millió tonnát. 2014-es adatokhoz képest ez 8%-os növekedést jelent. Ez azt is jelenti, hogy ez a lakossági hulladéktípus növekszik legnagyobb mértékben. A szakértők becslései szerint 2021-re már 52,2 millió tonnára tehető majd az éves szinten keletkező e-hulladékok mennyisége [2]. A 197/2014. (VIII. 1.) Kormányrendelet az elektromos és elektronikus berendezésekkel kapcsolatos hulladékgazdálkodási tevékenységekről hat kategóriát különböztet meg, néhány tipikus hulladéktípussal szemlélítve ezek a következők:

- lámpák (fluoreszcens-, fénycsöves-, LED-lámpák),
- kiegészítők (porszívó, mikrohullámú sütő, hajszárító, vasaló, kenyérpírtó, elektromos játékok, rádiókészülék, videokamerák),
- képernyők (TV, monitor, laptop, tablet),
- nagygépek (mosógép, szárítógép, mosogatógép, nyomtató),
- hőcserélő berendezések (hűtő, fagyasztó, légkondicionáló, hőszivattyú),
- kisméretű IT eszközök (mobiltelefon, GPS, router, számítógép).

A tipikus elektronikai hulladékok főbb alkatrészcsoportjai közé tartoznak a vákuum elektroncsövek, félvezető alkatrészek, a különböző képernyők és azok háttérvilágítása, a nyomtatott áramköri lapok (NYÁK), illetve az akkumulátorok. Az újrahasznosítás tekintetében az utóbbi évtizedben egyre nagyobb figyelem irányul azokra az alkatrészekre is, amelyek kritikus fémtartalma jelentős. Valamely nyersanyag kritikus fontosságának meghatározásához használt két fő paraméter: annak gazdasági jelentősége és az ellátási kockázata. Eszerint az Európai Bizottság által kiadott legutóbbi, 2017-es listában jelenleg 27 nyersanyag került azonosításra mint kritikus nyersanyag, amelyek közül az ellátási kockázatuk alapján kiemelten fontosak a ritkaföldfémek (RFF), az antimon, a foszfor, a bizmut és a magnézium. Ez utóbbinak gazdasági jelentősége is élen jár, a volfráméval vetekedve. A szkandium, a berillium, az indium, a nióbbium és a platinacsoport fémek, valamint a természetes grafit és a borátok tartoznak a középmezőnybe mind a gazdasági jelentőségük, mind az ellátási kockázatuk szerint. A listán szerepel még a kobalt, a gallium, a tantal, a vanádium, a hélium, a hafnium, a barit, a fluorit, a szilícium, a foszfát és a természetes gumi is [1].

Ezen kritikus elemek feladata az elektronikai alkatrészekben jelentős. A nyomtatott áramköri lapokban (NYÁK) például, amelyek számos elektronikai cikkben alapvető

Dr. Bokányi Ljudmilla a Moszkvai Kohászati Egyetem Ásványelőkészítési Szakán 1979-ben szerzett oklevelet. 1979. szeptember 1. óta a Miskolci Egyetem Nyersanyagelőkészítési és Környezeti Eljárástechnika Intézetében dolgozik, 1995-től egyetemi docensként. 1992-ben dr. univ., 1994-ben a műszaki tudomány kandidátusa fokozatot szerzett. 2013-tól a Bioeljárástechnikai és Reakciótechnikai Intézet Tanszék alapító vezetője. Széchenyi Professzori Ösztöndíjas, a Mestertanár Aranyérem kitüntetésben kétszeresen részesült, ami az országban ma is példaértékű. A Geoscience and Engineering, valamint Hulladék online folyóiratok főszerkesztője.

Dr. Mádainé Üveges Valéria a Miskolci Egyetemen 2007-ben okleveles környezetmérnöki oklevelet, majd a Mikoviny Sámuel Földtudományi Doktori Iskolában abszolutóriumot szerzett (tudományos vezetője: Dr. Bokányi Ljudmilla), 2012 decemberétől tanársegédként dolgozik a Nyersanyagelőkészítési és Környezeti Eljárástechnikai Intézetben. Jelenleg a fő kutatási területe az elektronikai hulladékok kémiai és biológiai feldolgozása.

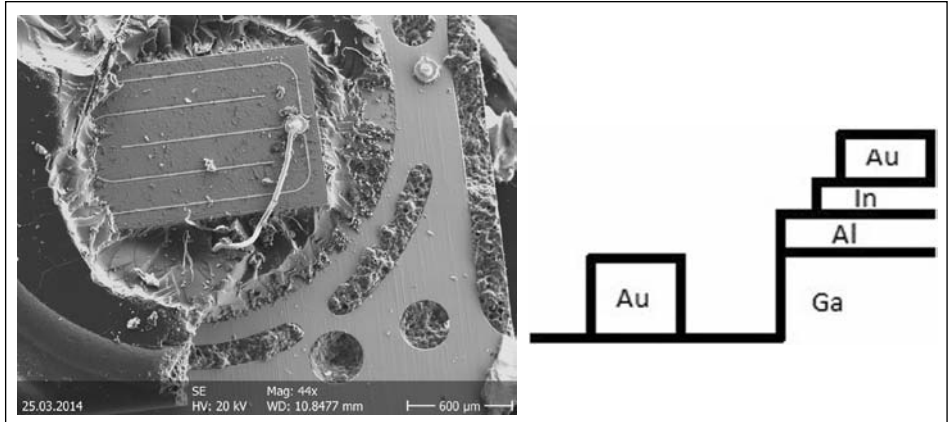
alkatrészek, fontos szerepük van, mint speciális tulajdonságokkal bíró, vezető és kontakt alapanyagok. A fenti elemek mellett különösen a NYÁK-okban igen jelentős az eszközök, ill. alkatrészek nemes- (Au, Ag, Pt) és színesfém-tartalma is (Cu, Pb, Sn, Zn, Al) [3].

Az elektronikai eszközök fejlődésében, különösen az IT szektorban, jól megfigyelhető, hogy a készülékek egyre kisebbek, vékonyabbak, könnyebbek. Ezzel együtt azok alkatrészeinek mérete is folyamatosan csökken, ami kihívást jelent az újrahasonosításuk során. Például, ha megfigyeljük az 1. ábra segítségével egy LED-chip felépítését, akkor láthatjuk, hogy a különböző céllal alkalmazott fémek vékony szálban vagy bevonatként jelennek meg. Az Intézetünk által vizsgált LED-ben például a galliumréteghez történő arany vezetékkelését rétegelt szerkezettel oldották meg. Így a vezeték a galliumtartalmú rétegen helyezkedik el, a köztes perem az alumínium, míg a legfelső réteg az indiumtartalmú réteg [3].

A high-tech ipar egyre nagyobb mennyiségben alkalmazza a speciális tulajdonságaik révén a ritkaföldfémeket, így a közönséges és nemesfémek mellett a lantanoidák és a szintén ide sorolt szkandium és az ittrium is megjelenik.

Azt, hogy a különböző elektronikai hulladékokban várhatóan mennyi lesz a fentnevezett értékes fémek mennyisége, pontosan meghatározni nagyon nehéz. Például a NYÁK-lapok publikált összetételi adatait tekintve, jelentős szórás tapasztalunk, bizonyos fémek esetében egyáltalán nem egyeznek a különböző irodalmi adatok. Ennek egyik oka az, hogy nincs elfogadott metódus a NYÁK-lapok analitikai előkészítésére vonatkozóan, miszerint egyesek kézzel szeparálják az alkotókat, míg mások együtt aprítják az alkatrészeket az elemzési méretre. A fő oka az eltérésnek azonban az is, hogy a NYÁK-nak több típusát is megkülönböztethetjük, pl. az alapján, hogy csak az egyik oldalán van vezetőréteg, vagy mindkettőn, vagy többretegű lapról van-e szó. A nemfémek alkotók alapján is lehet azokat csoportosítani, miszerint vannak cellulóz alapú, fenolformaldehiddel erősített és üvegyapot alapú, epoxigyantával erősített NYÁK-alapok, nem beszélve az egyéb, kisebb mennyiségben alkalmazott kompozit vagy más szubsztrát alapúkról. Az összetétel adatok azonban itt is változnak a típusal, de a gyártási évvel is, ezen túlmenően pedig pl. az analitikai módszer megválasztása is fontos lehet az összetétel-meghatározásnál, hiszen ugyanarra az anyagra XRF-fel nagyobb réztartalmat mértek, mint ICP-vel [4]. A fémtartalom nagyságrendnyi szemléltetése végett az 1. táblázatban néhány e-hulladékos alkatrész főbb fémtartalma található.

Amíg a színesfémek leggyakrabban vastagabb rétegekben (nagyobb méretben) fordulnak elő, addig a nemesfémeket vékonyabb rétegekben találjuk, a kritikus elemek (és részben a nemesfémek) pedig rendszerint ötvözetalkotók (vagy hintetten beépülnek az alapanyagba), de előfordul-



1. ábra. LG LED tört felülete, felülnézeti SEM-felvétel 44 x-es nagyítás mellett (bal oldali kép) és a LED-chip szerkezeti felépítése (jobb oldali kép) [3]

1. táblázat. NYÁK-lap átlagos fémtartalma [5], fóliamentesített LCD-panel egyes fém összetevői (ICP alapján [3]), WLED-por fémtartalma (ICP-elemzés alapján [6])

Fémek	NYÁK-lapban (mg/kg)	LCD-panelben (mg/kg)	LED-ben (mg/kg)
Al	41300	12400	360
Fe	38103	2710	320000
Cu	186600	128	5400
Ni	12585	n.a.	2100
Sn	29220	152	10250
Pb	20441	n.a.	300
In	n.a.	128	124
Ga	35	n.a.	400
Au	359	n.a.	61
Sr	n.a.	4160	n.a.

nak felületi réteggént is (pl. indium-ón-oxid réteg az LCD-kijelzőpanelekben). Ebből következően, amíg a színesfémek a fizikai szeparálás útján is jórészt recikálhatóak, addig a nemesfémek és a kritikus elemek már csak kémiai és/vagy biokémiai, valamint termikus úton nyerhetők vissza [3, 7].

A mechanikai (fizikai) szeparálás szempontjából kritikus fontosságú az eltérő összetételű és fizikai jellemzőjű alkotók közötti kontinuitás megszüntetése, tehát a megfelelő mértékű fizikai feltárásuk. Ez azt jelenti, hogy a kiindulási méretről legalább olyan szemcseméretre kell a hulladékot lépcsőzetesen leaprítani, hogy a következő lépésben a komponensek eltérő fizikai tulajdonsága alapján történő szeparálás megvalósulhasson, és lépcsőzetesen elválaszthatjuk a hasznosítható anyagokat: pl. fajtatiszta vas- és nemvasfémeket, műanyagokat és üveget külön termékekbe. A feldúsult és a legértékesebb vagy kritikus fémeket tartalmazó maradékfrakció kerül csak ezek után kémiai, biológiai vagy termikus kezelésre azzal a céllal, hogy a kinyerés és a további tisztítási fázisok során előállított tiszta fém vagy fémvegyület értékesíthető és felhasználható legyen.

A mechanikai előkészítés kiemelkedő szerepe nem csupán abban rejlik, hogy a hasznos másodlagos nyersanyagokat relatíve olcsón és egyszerűen kinyerhessük. Rendkívüli a fontossága a további kémiai vagy biológiai eljárás-

sok tekintetében is. Ugyanis a kémiai és biológiai folyamatokban az anyagátbocsátás az elsődleges. Az anyagátbocsátás intenzitása függ a kitett és a fázisok által érintkező felület nagyságától, a hajtóerőtől, valamint a tartózkodási időtől. A felület nagysága értelemszerűen a szemcseeloszlás függvénye.

Az anyagátbocsátás alapjelensége ugyanakkor a diffúzió. Amennyiben a kémiai vagy biológiai eljárásban az aprított elektronikai hulladék fizikailag eltávolítható alkotója (műanyag, fémek, üveg stb.) is részt vesz, a diffúzió nagyban hátráltatott lesz, noha a szemcseméret megfelelő is. Ezen alkotók előzetes leválasztása gazdasági szempontból is vonzó: lényegesen kisebb tömegáram mellett, kevesebb vegyszert, energiát és berendezéseket kell alkalmazni, ráadásul a mechanikailag kinyert alkotókat másodlagos nyersanyagként rögtön értékesíteni is lehet.

Ugyanakkor ezek részleges beoldódása a további oldatkezelést megnehezíti. Ezek az egyéb alkotók tehát az anyagátbocsátás szempontjából ballasztoknak tekintendők [8].

Később kitérünk a mechanikai eljárások szükségességére mikrobiológiai vonatkozásban is.

Bioszolubilizálás eljárás technikai alapjai

A fémeket hagyományosan előbb szilárd-folyadék extrakcióval, majd az oldatból való kinyeréssel reciklálják. A gazdaságosság és a cirkuláris gazdaság „zöld”, megújuló ága megteremtésének igénye új módszereket és eljárásokat követel meg. A szilárd-folyadék kémiai extrakció helyett a bioszolubilizációt, biológizást részesítik ma előnyben. Az oldatból való kinyerést pedig bioszorpcióval vagy bioprecipitálással igyekeznek megoldani [9, 10]. A bioszolubilizáció a fémek heterogén szilárd fázisból történő kioldását jelenti mikroorganizmusok segítségével. A mikroorganizmusok alkalmazása számos előnnyel jár: energiaigényük csekély, hatékonyan működnek, emberi élő és holtmunkát váltanak ki, továbbá kevés környezetvédelmi problémát okoznak [11].

A bioszolubilizálási, biológizási eljárásnak négy fő fázisa van:

- mikroorganizmusok kultiválása (szaporítása), biooldat előállítása;

- fémtartalmú heterogén szilárd fázis és a biooldat érintkeztetése;

- szilárd-folyadék fázisok mechanikai szétválasztása;

- fém kinyerése a pregnáns oldatból kémiai vagy biológiai módszerekkel.

Alapvetően a mikroorganizmusok három csoportja alkalmas erre a feladatra: az autotróf acidofil baktériumok, bizonyos gombák (pl. *Aspergillus niger*) és a cianogén baktériumok (pl. *Chromobacterium violaceum*).

A legrégebbi adatok az *Acidithiobacillus* alkalmazásáról szólnak, többnyire szulfidos ásványokon, 1,0-5 pH-érték között, mezofil hőmérsékleti tartományban végeztek kioldási kísérleteket és későbbi ipari megvalósításokat [12]. Az *Acidithiobacillus* nemzetséghez tartozó fajok acidofil, Gram-negatív, pálcika alakú aerob baktériumok, amelyek az autotróf szaporodásukhoz szükséges szén a levegőben lévő CO₂-ből, míg az energiát az elemi kén és a kénvegyületek, ill. vas és vasvegyületek oxidációja során nyerik. Mind a természetes, mind a mesterséges savas kör-

nyezetet elviselik, így savas tavakból, folyóvizekből, kénforrásokból, savas bányavízből is izolálták szerte a világban. Miközben minden *Acidithiobacillus* képes a kén oxidációjára, egyesek képesek a Fe²⁺ disszimilációs oxidációjának katalizálására is. Vannak köztük közepesen termofil, mezofil hőmérsékleti tartományú és hidegtűrők is.

Alkalmazás szempontjából a mezofileknek van nagyobb jelentősége. Ilyen, az *Acidithiobacillus ferrooxidans*, amely a Fe²⁺-t oxidálja Fe³⁺-dá, emellett a kénvegyületekből (S⁰, S₂O₃²⁻, H₂S vagy polyszulfidok) kénsavat termel. Az optimális pH-tartománya 1,5-2,0. Hasonló jellemzői vannak az *Acidithiobacillus ferridurans*nak, amely Fe²⁺-t, S⁰-t, S₄O₆²⁻-t, illetve hidrogént képes felhasználni elektrondonorként [13]. Az *Acidithiobacillus thiooxidans* kénoxidáló speciesz akár 4,3 pH-értékig is képes szaporodni. Metabolizmusukban rejülő lehetőségek miatt ezeknek a baktériumoknak kiemelt szerep juthat az elektronikai hulladékok feldolgozásában és az energiahordozók – beleértve a biogázt is – kéntelenítésében. Ugyanakkor, hasznosságuk mellett olyan környezeti károkért is felelősek, mint a savas bánya- és meddőhányó víztermelődése, cement- és betonkorrozó [14].

A vasoxidáló baktériumok segítségével végbemenő oldási mechanizmus tekintetében két típust különböztetünk meg, azzal a megjegyzéssel, hogy sok esetben ezek szimultán fordulnak elő. Az első, a kontakt mechanizmus lényege, hogy a baktérium megtelepszik a szilárd részecske felületén – elsősorban a sarkokon, éleken és repedésekben – a sejten kívüli polimer rétegnek segítségével (extracelluláris polimer anyagok – EPS), amely réteg a sejttel és szilárd felület között helyezkedik el. Az EPS tartalmaz Fe³⁺-glukuron sav komplexeket, amelynek Fe³⁺-ja redukálódik Fe²⁺-ig a nyersanyag szolgáltatja elektronnal. Ez utóbbi a sejtfalig diffundál és újból oxidál, ezáltal enzimkatalitikus redoxreakció szerint. Ezzel beindul a reakciósorozat, amelynek eredménye a vízben oldható fémszulfátok és a vas (III)-szulfát, valamint a kénsav oldószerek keletkezése. A második, nemkontakt mechanizmust tovább kategorizálhatjuk tiosulfát és polyszulfid mechanizmusra, alapja a Fe³⁺ - Fe²⁺ ciklus [15]. A Fe³⁺, mint erős oxidálószer jelenlétében a szilárd szubsztrát oxidációja következik be, segítségével minden olyan fém oldatba vihető, amelynek szulfátja vízben oldható és a vas(II) - vas(III) rendszerrel negatívabb redoxpotenciálú. A kénvegyületek biológiai oxidációja során keletkező kénsav pedig megfelelő környezetet biztosít az olyan savkedvelő mikroorganizmusok számára, mint az *Acidithiobacillus ferrooxidans*.

A bioszolubilizálást hagyományosan in situ és halmos eljárás technikai rendszerekben hajtják végre, azonban az elektronikai hulladék esetén az optimális körülmények a reaktoros rendszerekben biztosíthatók leginkább, folyamatszabályozás segítségével. Ezt a rendszert a finom diszperz anyagokra alkalmazzák. Bioszolubilizálás céljából legelőször alkalmazott reaktortípus a CSTR, folyamatos üzemű tökéletes keveredésű keverőtartály reaktor. Ezeket a reaktorokat inkább arany kinyerésénél: a flotációs koncentrátumban, szulfidos formában lévő arany biooxidációs előkezelésére alkalmazzák. Az évente 20.000 tonna rezet előállító BioCop eljárással dolgozó chilei üzem volt az első ipari méretű, CSTR-t alkalmazó üzem, amelyet végül gazdasági okokra hivatkozva állítottak le. Ezt követően több

reaktortípust is fejlesztettek, a jó hatásfokkal működő reaktorok szinte kizárólagosan ellenáramúak [16].

Elektronikai hulladék bioszolubilizációja

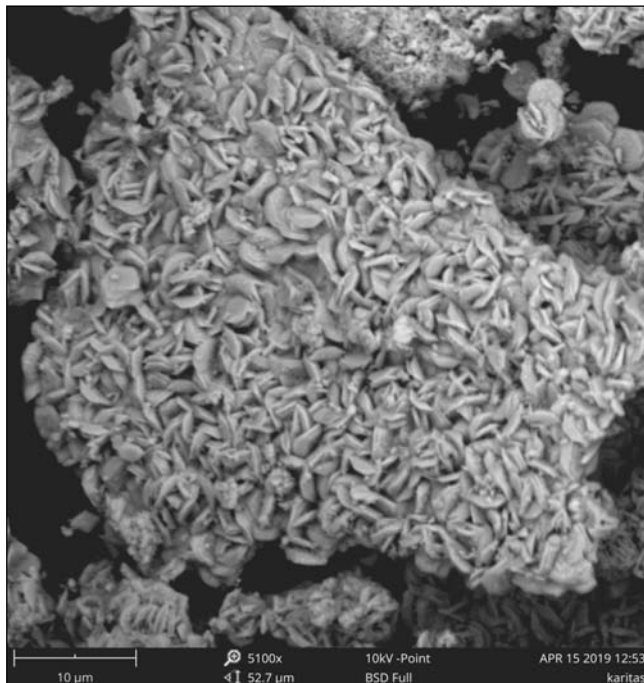
Az elektronikai hulladékokból történő fémkinyerés jelenlegi kutatási fázisában autotróf (kén- és vasoxidáló) és heterotróf (cianidtermelő) mikroorganizmusokat alkalmaznak.

Az autotrófok alapvetően nem képesek a WEE (waste electric equipment, elektronikai hulladékok) mátrixán szaporodni, a kioldás ez esetben akkor indul meg, ha van a rendszerben valamilyen kénforrás, amely az energiát szolgáltatja. Ezután már a keletkező vas(III) ionok és savtartalom megkezdte a WEE-mátrixból a kioldást, a folyamat elindul. A leggyakrabban alkalmazott *Acidithiobacillus ferrooxidans* esetén, például, gyakran az úgynevezett 9K (Silverman and Lundgren) tápoldatot alkalmazzák, amelynek receptje szerint a fő összetevője 44,22 g/L mennyiségben a $\text{FeSO}_4 \cdot 7\text{H}_2\text{O}$ [12].

Az elektronikai hulladékok bioszolubilizálásának kutatása jelenleg erősen a réznek az acidofil baktériumok általi kioldására korlátozódik, illetve kisebb mennyiségben az arany- és a platinacsoport fémeinek kinyerése van a középpontban, elsősorban a NYÁK-lapokból. A réz kioldási eredményei 50-100% között mozognak, a tipikus oldási idő 7 nap, 1-3% (m/V) szilárdanyag-koncentrációval. Az irodalom szerint a kén és a vas adagolásával a tápközeghez a kioldási eredmények javulnak. Általános, hogy a térfogati koncentráció növelésével csökken az elért fémkhozatal, ezt a fémhulladék esetleges lúgos természete is okozhatja, mivel magasabb pH-n egyes baktériumok szaporodása korlátozott. Másrészt, a NYÁK-lap nemfémes alkotói, az epoxibevonat és a szerves alkotók toxikusak lehetnek a baktériumok számára. Ebből is látszik, hogy jelenleg a bioeljárásoknál a legnagyobb kihívást a lassú kinetika és az alacsony térfogati koncentráció jelenti [17].

Többek említést tesznek arról, hogy az *Acidithiobacillus ferrooxidans* jelenlétében a 9K tápoldatban szinte törvényszerűen másodlagos csapadék keletkezik. Jin-yan et al. 2009-es tanulmányukban már beszámoltak arról, hogy kísérleti úton kimutatták, hogy a csapadék keletkezésének mértéke 1,6-1,7 pH értéken tartás esetén a legminimálisabb, de ez esetben is 3,73 g/L mennyiségre lehet számítani. A csapadékot Fe^{3+} hidroxiszulfátok ($\text{MFe}(\text{SO}_4)_2(\text{OH})_6$) alkotják, ahol M-mel jelölve lehet K^+ , Na^+ , NH_4^+ , Ag^+ és akár H_3O^+ [18].

Saját méréseink alapján is igazoltuk ezt a jelenséget, és röntgendiffrakciós vizsgálattal megállapítottuk a csapadék összetételét egy korábbi kutatás során [19]. Példának mutatunk egy LCD-panelen végzett bioszolubilizálási kísérletben keletkezett csapadékmintáról készült SEM-felvételt a 2. ábrán. A Phenom ProX SEM-készülékkel adott pontban mérhető volt a jellemző tömegkoncentráció, amely szerint a csapadékban közel 60% a vas, emellett az oxigén, a kén és a kálium is kimutatható volt rendre 19%, 2,48% és 1,65%-os tömegkoncentrációs értékkel. A bemutatott csapadék keletkezése a bioszolubilizálás során jelentős problémát okoz. Egyrészt, annak leválasztását meg kell oldani, ami különösen problémás lehet, amennyiben finom szemcsméretű hulladék kezelése a cél. Másrészt, a jarozit csa-



■ 2. ábra. Phenom ProX SEM-mel készült fotó a bioszolubilizálás során keletkező csapadékról [11]

padék a Fe^{3+} koncentráció csökkenését eredményezi az oldatban, és a hulladékszemcsék felületén vékony réteget képez, amely diffúziógátló hatást is kifejthet. Korábbi, ICP analitikai vizsgálattal kimutattuk, hogy a csapadék is tartalmazza a célkomponenseket, ami további kezelését mindenképpen szükségessé teszi és megoldandó feladat [11, 20].

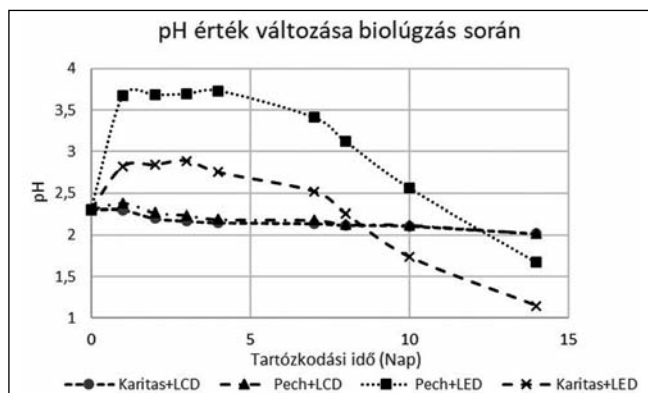
Wang és szerzőtársai 2018-as cikkükben [21] beszámolnak arról a kutatásukról, amelynek célja az oldás közbeni vasvesztés minimalizálása volt. A kísérleteket a NYÁK-lap porított mintáján, szennyvíziszapból izolált, *Acidithiobacillus*, *Sulfobacillus* és *Acidiphilium* törzseket tartalmazó baktérium-konzorciummal végezték. Azáltal, hogy vasoxidáló és kén oxidáló baktériumokat együttesen alkalmazták, megfelelő körülmények között elérhető volt, hogy nem, vagy csak nagyon kicsi mértékben keletkezzen az oldás során a jarozit. Ehhez a tápoldatban 5 g/L elemi kén és csupán 8 g/L $\text{FeSO}_4 \cdot 7\text{H}_2\text{O}$ -t alkalmaztak.

Bioszolubilizálási kísérletek a Miskolci Egyetemen

A kísérleteket a Miskolci Egyetem Nyersanyagelőkészítési és Környezeti Eljárástechnikai Intézet – főleg pályázati forrásokból – jól felszerelt Bioeljárástechnikai Laboratóriumában végeztük, minden esetben mechanikai előkészítésen átesett, illetve adott esetben elődúsított elektronikai hulladék-mintákon.

Az LCD (folyadékkristályos kijelző) bioszolubilizálási kísérlete során a cél a mechanikai előkészítésen átesett hulladék LCD-panelről, az üvegszubsztrát felületén lévő indium-ón-oxid rétegből az indium biokioldhatóságának vizsgálata volt.

Az LED (fénykibocsátó dióda) esetén pedig szelektív aprítással előállított mágneses pehely és finom por frakcióit külön vizsgáltuk, ez esetben a közönséges fémek mellett a gallium mint kritikus fém biokioldását helyeztük a figyel-



■ 3. ábra. A pH-érték változása LCD és LED biológzása során

münk középpontjába. A körülmények mindkét hulladéktípus esetén azonosak voltak a tekintetben, hogy a kísérleteket 250 mL térfogatú Erlenmeyer-lombikokban, Wise Cube típusú rázógépből, állandó keverés és szabályozott 28 °C hőmérséklet mellett végeztük. Oldószerként 9K tápoldatban kultivált, bekeverésekor exponenciális növekedési fázis végén lévő, jellemzően 10^7 sejt/mL értékű baktériumos oldat szolgált. Steril tápoldattal – az összehasonlítás érdekében – is végeztük az oldási kísérleteket.

A 3. ábra segítségével bemutatjuk az elektronikai hulladékok bioszolubilizálása során kapott, tipikusnak mondható pH-változást kétféle, Mária Kušnierová kutatótól (Szlovák Tudományos Akadémia) hajdanán kapott, *Acidithiobacillus* baktériumi törzsszel: *A. ferrooxidans* (Pech) és *A. ferridurans* (Karitas) végzett kísérletek alapján. Látható, hogy a kétféle baktériumi törzsszel a pH-változás görbe – lefutását tekintve – egyazon hulladék esetén nagyon hasonlóan viselkedik, azonban az is jól látható, hogy a rendszer pH-változása az LCD- és a LED-hulladék esetén eltérő [11, 22].

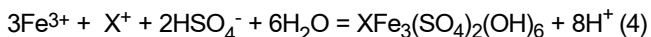
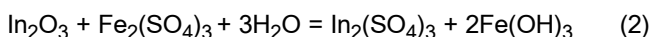
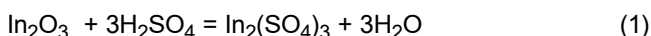
A jelenség a vonatkozó szakirodalomból is jól ismert. Wang 2009-es tanulmánya [23] szerint a pH értéke és a redoxpotenciál tipikusan változik a tartózkodási idővel. A pH értéke az első szakaszban nő, a redoxpotenciálé csökken. A második szakaszban pedig fordítva, a pH értéke csökken és a redoxpotenciálé nő. A pH és redoxpotenciál alakulása a kezdeti szakaszban az elektronikai hulladék lúgosságának köszönhető, megtapasztaltuk, hogy a NYÁK lúgos természetű, ezért növeli a biooldat pH-értékét, illetve a Fe^{2+} Fe^{3+} -má való oxidációjának következménye. Az oxidációs reakció szerint a Fe^{2+} Fe^{3+} -má alakul át, majd a képződő Fe^{3+} oxidálószerként hat és oxidálja a Cu^0 , Pb^0 és Zn^0 fémeket a Cu^{2+} , Pb^{2+} és Zn^{2+} fém-szulfátokká, miközben a Fe^{3+} ismét Fe^{2+} -vé redukálódik. A mikroorganizmus-populáció eközben nő. Tehát a pH és a redoxpotenciál görbéje két szakaszra bontható. Először a fémek, mint pl. réz oldása indul meg a hulladékmintából a Fe^{3+} által, majd ennek következtében a Fe^{2+} redukálódik Fe^{3+} -vé, melynek hatására a Fe^{2+} koncentráció megnő a kilúgzó oldatban. A mikroorganizmus ezt a Fe^{2+} -t energiaforrásként használja fel, amely a populáció gyors növekedéséhez vezet, ill. a Fe^{3+} újratermelődéséhez a Fe^{2+} oxidációja révén. Ez a ciklikusság megy végbe, miközben a réz folyamatosan az oldatba kerül. A második szakaszban (2–9. nap) a Fe^{3+} hidrolízis reakciója következik be, mely proton

termelésével jár, és a pH csökkenését, valamint a redoxpotenciál növekedését eredményezi. Tehát, hogy ezt elkerüljük, az oldat pH-jának szabályozása, azaz az erősen savas környezet biztosítása szükséges és fontos ahhoz, hogy a fémeket ki tudjuk oldani az elektronikai hulladékokból [23].

A pH csökkenésének megindulásával egyidejűleg kezdenek a különböző fémek kioldódni a hulladékból. A 3. ábrából látható, hogy a négy esetből kétfőben nagyon markáns a pH változása: a LED-ből Pech, valamint Karitas törzs jelenlétében a 4. nap után kezdenek a fémek intenzíven oldatba diffundálni. Ezzel szemben az LCD esetén a pH-változás csekély.

Az LCD-nél a végoldatban az eddigi legjobb eredményünk az indium vonatkozásában mindössze 75,53%-os kihozatal adódott, míg a LED-nél a gallium teljes tartalma szerencsésen oldatba került a kiindulási szilárd fázis és a végoldat ICP-analízisének tanúsága szerint.

Az eddigi vizsgálati eredményeink arra mutatnak, hogy az ITO-rétegben lévő indium bioszolubilizációja nem az enzimmatalitikus redoxreakció, hanem a kémiai oldódás a baktériumok által generált kénsav és $Fe(III)$ -szulfát biogén oldószerrel. Ez a reakció egy kedvezőtlen melléktermék képződésével jár, nevezetesen a jározitos csapadék megjelenésével, amely befoglalja a kioldott indium egy részét, amennyiben *A. ferrooxidans* vagy *A. ferridurans* az alkalmazott kultúra, az alábbi 1–4. egyenletek szerint:



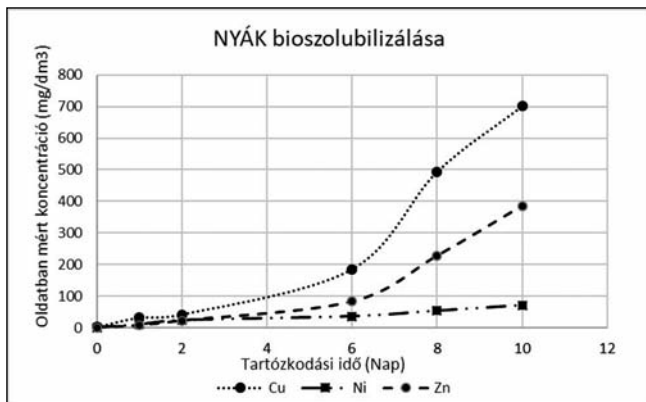
ahol X – K, Na, NH_4^+ , Ag^+ és akár H_3O^+ .

A LED-nél a kontakt és a nemkontakt mechanizmus együttesen érvényesül, ezzel magyarázható pl. a gallium 100%-os kihozatala az oldatban.

Következtetésként elmondható, hogy olybá tűnik, hogy a szimultán kontakt és nemkontakt mechanizmusok együttesen jobb eredményhez vezetnek, mint csupán a nemkontakt mechanizmus egymagában.

A 4. ábra segítségével a NYÁK *Acidithiobacillus ferridurans* történt bioszolubilizálása során kapott eredményeket mutatjuk be. Az aprított NYÁK-lap mintából, légáramkészülékkel szeparált, a 4-8 mm-es gravitációs szeparálás nehéz termékén végeztük a kísérleteket, ezúttal 10 napos tartózkodási idő mellett. Az időközönként vett oldatmintákból ICP-spektrometriával mért fémkoncentrációk közül a réz, a nikkelt és a cink bioldási eredményei alapján jól látható, hogy a biooldás a kontaktálás 6. napját követően indul meg. Az elért eredmények tekintetében a réz esetén 74,5%-os, míg a cink esetén 100%-os kihozatal adódott. Azonban a nikkelt csupán 9,6%-át sikerült oldatba vinniük a baktériumoknak. Az utóbbi pontos okát még nem tudjuk.

Az elektronikai hulladékok biológzással történő kezelésének sok esetben az szab határt, hogy egyes jelenlévő



■ 4. ábra. A fémkoncentrációk változása a NYÁK bioszolubilizálása során [24]

fémek általában véve inhibitorok a *ferrooxidans* baktériumok metabolizmusára, ezáltal negatívan befolyásolják a fémek kinyerését. Éppen ezért kulcskérdés az, hogy sikerül-e minimalizálni ezt a baktériumi populáció növekedését gátló hatást. Erre alkalmas módszer a baktériumok adaptálása az elektronikai hulladékhoz, amely folyamat nyomon követését a jövőben online Hamilton sejtmonitoring berendezés segítségével végezzük. Inhibitorok lehetnek a ballasztoknak minősülő alkotók is. Amennyiben ezeket eltávolítjuk mechanikai eljárások alkalmazásával, többszörös előnyhöz jutunk: intenzívebb lesz a baktériumok metabolizmusa, tehát meggyorsul a bioszolubilizálás kinetikája, nagyobb fémkoncentrációk várhatók rövidebb idő alatt.

Ahogy erről korábban is volt szó, az anyagátbocsátás alapjelensége a diffúzió. Amennyiben a biológiai eljárásban az aprított elektronikai hulladék összes alkotója (műanyag, fémek, üveg stb.) részt vesz – noha a fajlagos felülete megfelelő is – a diffúzió jellege nagyban hátráltatott lesz amiatt, hogy a baktérium, az oldat és a szilárd fázis közötti diffúzió a konvektívól eltérhet akár a molekuláris fajtájáig, ami ropantul nem effektív.

Az egyéb, mechanikailag kinyerhető alkotók (vas, nemvasfémek, műanyag, üveg stb.), amennyiben nem kerülnek ki a bioszolubilizációs anyagáramból, így részlegesen vagy teljesen be is oldódnak az anyaoldatba, ami a további oldatkezelést is lényegesen megnehezíti.

Összefoglalás

A baktériumok, különösen az *Acidithiobacillus ferrooxidans* alkalmazását elektronikai hulladékokból történő fém kinyerésére számos kutatócsoport vizsgálja. Egyelőre a legtöbb erőfeszítés a NYÁK-lapok réztartalmának kioldására irányul, azonban növekvő figyelem övezi az értékes, ám ppm mennyiségű alkotók, olyanok, mint a RFF-ek, indium és gallium biológiai reciklálásának lehetőségének vizsgálatát is.

Az elektronikai hulladékok komplex összetétele megköveteli a komplex megközelítést a reciklálásuk során: kizárólagosan a mechanikai és a biológiai/kémiai/termikus eljárások kombinálásával érhető el az összes komponens visszanyerése. A mechanikai előkészítés fontossága a gazdaságossági előnyök mellett abban is megnyilvánul, hogy vitathatatlanul pozitív hatású mind az anyagátbocsátás, mind a mikrobiológiai tényezőkre.

A hulladék LCD-vel és LED-del, *Acidithiobacillus ferrooxidans* és *Acidithiobacillus ferridurans* törzsekkel végzett kísérleteink eredményei feltárták, hogy az LCD-ben lévő indium-oxid bioszolubilizációja a nemkontakt mechanizmus szerint megy végbe, tehát a biogén oldószer szerepe a domináló. Megállapítottuk azt is, hogy az indium egy része a biológuskor másodlagosan keletkező jarral koprecipitál. Ugyanakkor a LED-ben lévő gallium a kontakt (enzimkatalitikus) és a nemkontakt mechanizmusok együttes eredményeként teljes mértékben bioszolubilizál.

A NYÁK-ból is alapvetően kioldható a fémtartalma, azonban nem azonos sikerrel mindegyik fémre nézve. Több elképzelésünk van ebben a vonatkozásban a további kutatásokat illetően.

A jövőben erőfeszítéseket teszünk a másodlagos csapadék képződésének elkerülésére, mikrobiológiai vizsgálatokat – hazai és nemzetközi együttműködésben – genetikai szinten is végezni szeretnénk. Alkalmazni kívánjuk *Acidithiobacillus thiooxidans* baktériumot is, amihez a vas-szulfát helyett elemi kén szolgáltatná a tápanyagot.

Köszönetnyilvánítás

A tanulmány/kutatómunka a „Fenntartható Nyersanyag-gazdálkodási Tematikus Hálózat – RING 2017” című, EFOP-3.6.2-16-2017-00010 jelű, valamint az EFOP-3.6.1-16-2016-00011 jelű „Fiatallódó és Megújuló Egyetem – Innovatív Tudásváros – a Miskolci Egyetem intelligens szakosodást szolgáló intézményi fejlesztése” című projekt részeként a Széchenyi 2020 program keretében az Európai Unió támogatásával, az Európai Szociális Alap társfinanszírozásával valósul meg.

Irodalomjegyzék

- [1] Európai Bizottság közleménye <https://ec.europa.eu/transparency/regdoc/rep/1/2017/HU/COM-2017-490-F1-HU-MAIN-PART-1.PDF>
- [2] Baldé, C. P., Forti V., Gray, V., Kuehr, R., Stegmann, P.: The Global E-waste Monitor – 2017, United Nations University (UNU), International Telecommunication Union (ITU) & International Solid Waste Association (ISWA), Bonn/Geneva/Vienna
- [3] Csőke, B. et al.: Elektronikai hulladékok előkészítése a stratégiai elemek visszanyerése érdekében, CriticEl Monográfia sorozat 7., szerk.: Csőke, B., Bokányi, L., Fajtli, J., Nagy, S., Miskolc, Milagrossa Kft. (2014)
- [4] Jandrik, A., Tran, C. D., Beigl, P., Micuda, Z., Salhofer, S.: Exploration of the material distribution of complex components in waste electrical and electronic equipment; Global Nest Journal, Vol, 20, No 4, (2018) pp 725–736.
- [5] Wang, X. Gaustad, G.: Prioritizing material recovery for end-of-life printed circuit boards Waste Management 32 (2012) 1903–1913
- [6] Pourhossein, F., Mousavi, S. M.: A novel step-wise indirect bio-leaching using biogenic ferric agent for enhancement recover of valuable metals from waste light emitting diode (WLED), Journal of Hazardous Materials 378 (2019) 120648
- [7] Csőke, B., Fajtli, J., Nagy, S., Magyar, T., Üveges, V.: Kritikus elemek másodnyersanyag forrásokban, elektronikai hulladékban, BKL Bányászat, 146 (2013) pp.47–56.
- [8] Bokányi, L.: Innovative mineral processing techniques in waste recycling. In: Üner, Ipekoglu; Vedat, Arslan; Sezai, Sen (szerk.) Proceedings of the 14 th International Mineral Processing Symposium. Izmir, Törökország: Turkish Mining Development Foundation, (2014) pp. inv55-inv62. ISBN: 9789754414363

- [9] Bokányi, L., Takács, J., Varga, T., Mádai-Üveges, V., Nagy, S., Paulovics, J.: Kutató-fejlesztő munka a bioeljárástechnika és a reakciótechnika terén. Publications of the University Of Miskolc Series A-Mining 79. köt. (2010), pp. 303–313., p. 11.
- [10] Bokányi, L., Varga, T., Mádai-Üveges, V., Paulovics, J.: Bio-processing research in Institute of Raw Materials Preparation and Environmental Processing, University of Miskolc. In: 2nd International Conference on Biotechnology and Metals. (2011), pp. 5–8., 4 p. ISBN 978-80-553-0723-7
- [11] Bokányi, L., Varga, T., Mádainé Üveges, V.: A biológus lehetőségei és korlátai az elektronikai hulladékok feldolgozása terén, III. RING – Fenntartható Nyersanyaggazdálkodás Konferenciakötet, szerk: Czupy et al, Sopron, e-book, (2019) p.158-165 ISBN: 978-963-334-353-1
- [12] Karavaiko, G. I., Rossi, G., Agate, A. D., Groudev, S. N., Avakyan, Z. A.: Biogeotechnology of Metals, 1988
- [13] Hedrich, S., Johnson, D. B.: Acidithiobacillus ferridurans sp. nov., an acidophilic iron-, sulfur- and hydrogen-metabolizing chemolithotrophic gammaproteobacterium, International Journal of Systematic and Evolutionary Microbiology (2013), 63, 4018–4025.
- [14] Nunez, H., et al: Detection, identification and typing of Acidithiobacillus species and strains: a review, Research in Microbiology 167 (2016) 555–567.
- [15] Srichandan, H., Kumar Mohapatra, R., Parhi, P. K., Mishra, S.: Bioleaching approach for extraction of metal values from secondary solid wastes, A critical review; Hydrometallurgy 189 (2019) 105122
- [16] Natarajan, K. A.: Biotechnology of Metals; Principles, Recovery Methods and Environmental Concerns, Chapter 6, Elsevier (2018) ISBN: 978-0-12-804022-5
- [17] Isldar, A., van Hullebusch, E. D., Lenz, M., Laing, G. D., Marra, A., Cesaro, A., Panda, S., Akcil, A., Kucuker, M. A., Kuchta, K.: Biotechnological strategies for the recovery of valuable and critical raw materials from waste electrical and electronic equipment (WEEE) – A review, Journal of Hazardous Materials 362 (2019) 467–481.
- [18] Jin-Yan, L., Xiu-xiang, T., Pei, C.: Study of formation of jarosite mediated by thiobacillus ferrooxidans in 9K medium, Procedia Earth and Planetary Science 1 (2009) 706–712.
- [19] Bokányi L., Varga, T.: Desulphurisation of waste car tyres by bioleaching followed by flotation; Proceedings of XXIX. International Mineral Processing Congress, IMPC 2018, 3063-3071). "Ore and Metals" Publishing house, 2018.
- [20] Bokányi L., Sedlaková-Kadukova J., Mádai-Üveges, V.: Preliminary experiments on the bioleaching of indium on waste LCD panels, Proceedings of 5th. Biotechnology & Metals International Scientific Conference, (2018) pp:12-15 ISBN 978-80-89883-07-3
- [21] Wang, S., Chen, L., Zhou, X., Yan, W., Ding, R., Chen, B., Wang, C.T., Zhaou, F.: Enhanced bioleaching efficiency of copper from printed circuit boards without iron loss, Hydrometallurgy 180, (2018) 65–71.
- [22] Simon, K.: Bioleaching Processes for Waste Recycling with Acidithiobacillus ferrooxidans, TDK-munka, Miskolci Egyetem, konzulensek: Dr. Bokányi Ljudmilla, dr. Mádainé Üveges Valéria, (2019).
- [23] Wang, J., Bai, Xu, J., és Liang, B.: Bioleaching of metals from printed wire boards by Acidithiobacillus ferrooxidans and Acidithiobacillus thiooxidans and their mixture, Journal of Hazardous Materials, 172, (2009) 1100–1105.
- [24] Drotár, M. (2013) Nyomatott áramköri lapok (NYÁK) bioszolubilizálásának kísérleti vizsgálata, Szakdolgozat, Miskolci Egyetem. Konzulensek: Dr. Bokányi Ljudmilla és Varga Terézia

PÁZMÁN JUDIT – FEHÉR JÁNOSNÉ – GONDA VIKTOR – SÁNTA EDIT ORSOLYA – VERŐ BALÁZS

Az Al5182 ötvözet teljesítőképeségének meghatározása

Az ipari felhasználások egyre inkább olyan extrém kritériumokat fogalmaznak meg az alumíniumötvözetekkel szemben, mint a nagy szilárdság és nagy szívósság együttese, továbbá, ha a felhasználás megköveteli, emellé még jó korrózióállóságnak is társulnia kell. Ezeket a komplex igényeket a hagyományos technológiákkal elérni nem egyszerű feladat. A kutatómunkánk során az autóipar számára fontos Al5182 ötvözetet vizsgáltuk meg abból a szempontból, hogy a vevői igényeknek való megfelelés milyen technológiai műveletsorral valósítható meg. Vizsgáltuk a homogenizálás hatását, a jelenlegi alkalmazott ipari technológiákat: a meleg- és hideghengerlés kombinációját, illetve a korszerű intenzív képlékeny alakítások közül a könyöksajtólást (ECAP – equal channel angular pressing) és a többtengelyű kovácsolást (MF – multiple forging), elemezve, hogy milyen kedvező, illetve nemkívánatos tulajdonságokkal ruházzák fel az ötvözetet.

Bevezetés

A fogyasztói társadalom tagjainak jogos igénye, hogy a termékekkel és szolgáltatásokkal szemben támasztott elvárásait a piac magas színvonalon és ár/értékarányosan ki tudja elégíteni, vagy más szóval teljesíteni tudja. A társadalom tagjai az igényeket, elvárásokat csak saját ismereteik szintjén tudják megfogalmazni. Példaként említhetjük, hogy egy személygépkocsival szemben követelményként

csak azt tudják megfogalmazni, hogy azzal biztonságosan el tudjon jutni A-ból B-be és vissza, de arra már nincs rálátásuk, hogy a személygépkocsi B oszlopát milyen kémiai összetételű és milyen hőkezeltségi állapotú acélból célszerű elkészíteni. Nem véletlen tehát, hogy a teljesítmény vagy teljesítőképeség – idegen szóval performance – jelenti azt a fogalmat, amely a vevő/eladó kapcsolatát meghatározza.

A teljesítőképeség értelemszerűen a kérdéses termék – legyen az anyag vagy szerkezet – tulajdonságaiban tes-

tesül meg. Az anyag- vagy gépészmérnök elsőrendű feladata a terméket jellemző és az igények kielégítését biztosító tulajdonságegyüttes definiálása. A tulajdonságegyüttes ismeretében pedig mód nyílik az ezeket a tulajdonságokat hordozó konkrét anyagminőség kiválasztására, előállítási technológiájának kijelölésére. Ezt a három elemből álló folyamatot az ún. láncmodellel írhatjuk le, amely a teljesítőképességet, a tulajdonságegyüttest és az anyagot reprezentáló, egymásba kapcsolódó láncszemekből áll.

A teljesítőképesség mérésére ma még nincs általánosan elfogadott módszer, de jelen publikációnkban egy ilyen módszerre teszünk javaslatot egy konkrét anyagfejlesztés kapcsán.

Kutatómunkánk során egy az autóipar által kedvelt Al-Mg szilárd oldatos ötvözetben, az Al5182-n (kémiai összetétele az 1. táblázatban látható) végeztünk öntött, illetve homogenizált állapotban intenzív képlékeny alakításokat, és meghatároztuk a különböző állapotú minták mechanikai jellemzőit, azaz a folyáshatárt, a szakítószilárdságot, a szakadási nyúlást, és a mikrokeménységet [1–5]. Az autóipari felhasználás során elvárás a jó korrózióállóság is, melyre szabványos – ASTM G67 – 13 Standard Test Method for Determining the Susceptibility to Intergranular Corrosion of 5XXX Series Aluminum Alloys by Mass Loss After Exposure to Nitric Acid (NAMLT Test) – szemcseközi korróziós tesztet végeztünk [6]. A szabvány nem írja elő, de a megrendelői igényeknek való megfelelés miatt a szabványos vizsgálat előtt a mintákat 100 órán át 100 °C-on kell hőkezelti. A mintákon megengedett tömegvesztés nem haladhatja meg az 5 mg/cm²-t. Ezt a szigorított vizsgálatot hajtottuk végre, melyet sajnos a speciális minta-előkészítési procedúra miatt nem minden mintán tudtuk elvégezni. Így a korróziós vizsgálatot csak a könnyűsátozott (ECAP) mintákra tudtuk alkalmazni.

1. táblázat. Az Al5182 ötvözet kémiai összetétele

Kémiai összetétel (tömeg%)									
Mg	Mn	Si	Cr	Cu	Fe	Ti	Zn	Egyéb	Al
4-5	0,2-0,5	0-0,2	0-0,1	0-0,15	0-0,35	0-0,1	0-0,25	0-0,15	93,2-95,8

Dr. Pázmán Judit 2005-ben szerzett anyagmérnöki BSc-diplomát a Dunaújvárosi Főiskolán, majd 2007-ben anyagmérnöki MSc-diplomát a Miskolci Egyetemen. Ezt egészítette ki 2010-ben a nanotechnológiai MSc-szakiránnyal. 2011-ben védte meg PhD-fokozatát. 2012-től a Dunaújvárosi Főiskola, majd a Dunaújvárosi Egyetem főiskolai docense. Szakterülete: anyagtudomány, intenzív képlékeny alakítások, alumíniumötvözetek fejlesztése és szerkezetvizsgálat.

Dr. Fehér Jánosné okleveles kohómérnök, a Nehézipari Műszaki Egyetemen végzett 1982-ben, egyetemi doktori oklevelet szerzett 1990-ben. Jelenleg a Dunaújvárosi Egyetem Anyagtudományi Tanszékén dolgozik tudományos kutatóként. Főbb kutatási területei az alumínium- és rézötvözetek és ezek gyártási folyamatainak fejlesztése a magasabb szilárdságú és villamos vezetőképességű anyagtulajdonságok mellett jól alakítható termékek előállítására.

Dr. Gonda Viktor 1997-ben szerzett gépészmérnöki diplomát a Dunaújvárosi Főiskolán, majd 2001-ben egyetemi oklevelet a BME Gépészmérnöki Karán, 2008-ban doktorált a Delfti Műszaki Egyetemen. 2012-től egyetemi docens az Óbudai Egyetem Bánki Karának Anyagtechnológia Tanszékén, tématerülete az alakítástechnológia, kutatási témája: fémek intenzív képlékenyalakítása könnyűsátozottal.

Sánta Edit Orsolya 2010-ben szerzett anyagmérnöki BSc-diplomát a Dunaújvárosi Főiskolán járműipari anyagtechnológia szakirányon. 2010-től a Dunaújvárosi Főiskola, majd a Dunaújvárosi Egyetem tanszéki mérnöke. Szakterülete/főbb vizsgálatai: vas- és alumíniumalapú ötvözetek szabványos korróziós vizsgálatai, autóipari alkatrészek terheléses vizsgálata.

Dr. Verő Balázs technológus szakos okl. kohómérnök, az MTA doktora. 1993–2018-ig a Bay Zoltán Kft. vezető kutatója, több éven át tudományos igazgatóhelyettese. 2007–2014-ig a Dunaújvárosi Főiskola, illetve Egyetem egyetemi tanára, két szemeszteren át tanszékvezető. 2014-től a DUE professor emeritusa. Másfél évtizeden át a BKL Kohászat felelős szerkesztője volt. Az ME és a BME doktori és habilitációs tanácsának tagja, az MTA Anyagtudományi és Technológiai Bizottságának elnöke volt. Kutatási területe: fémek és ötvözetek szövet-szerkezete és felhasználói tulajdonságai közötti kapcsolat.

A kapott vizsgálati eredményeket felhasználva egy komplex teljesítménymutatót (CPI) definiáltunk [7], oly módon, hogy meghatároztuk mindegyik paraméter maximumát, és ehhez viszonyítottuk az egyes technológiai utakkal legyártott minták adott mechanikai jellemzőit, így képeztünk négy arány/viszonyszámot, melyeknek vettük a szorzatát, azaz azonos súllyal vettük figyelembe az egyes jellemzőket és így kaptuk meg a teljesítménymutatót (CPI = complex performance index, azaz komplex teljesítménymutató).

$$CPI = \left(\frac{HV0,3}{HV0,3_{max.}} \right) * \left(\frac{R_{p0,2}}{R_{p0,2}^{max.}} \right) * \left(\frac{R_m}{R_m^{max.}} \right) * \left(\frac{A}{A_{max.}} \right) * 100 (\%) \quad (1)$$

Az (1) összefüggéssel a maximális szilárdsági és szívóssági paraméteregyüttesre vonatkoztatva állítottunk fel egy rangsort az egyes technológiai utakra.

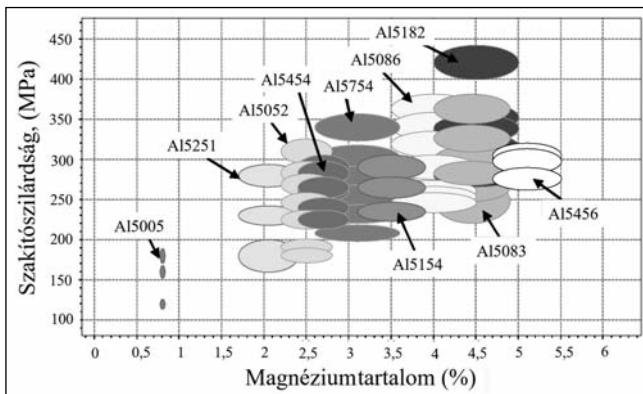
A korróziós teszt elvégzése után már egy kibővített összefüggéssel (2) határoztuk meg a CPI-t, mely még összetettebben jellemzi a vizsgálati ötvözetet.

$$CPI_{korr} = \left(\frac{HV0,3}{HV0,3_{max.}} \right) * \left(\frac{R_{p0,2}}{R_{p0,2}^{max.}} \right) * \left(\frac{R_m}{R_m^{max.}} \right) * \left(\frac{A}{A_{max.}} \right) * \left(\frac{W_{loss}^{min.}}{W} \right) * 100 (\%) \quad (2)$$

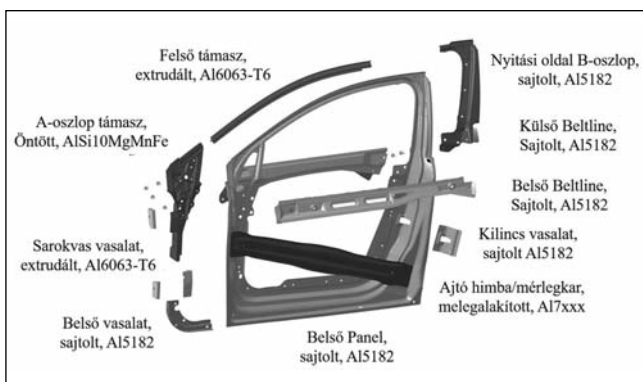
Az ötvözet fő ötvözőeleme a magnézium, mely oldott formában, illetve a további ötvözőelemekkel primer fázisokat képezve a szemcsehatárokon detektálható. A primer fázisok alakja, mérete és a szemcsehatárokon való elhelyezkedése, jelentős mértékben változik mind a homogenizálás, mind a képlékeny alakítás hatására. Ezek pedig befolyásolják a félkésztermék mechanikai tulajdonságait, és így felhasználhatóságát. Ha az ötvözetben a magnéziumeloszlás homogén, akkor a magnézium oldódásából

adódó rácstorzulással a magnéziumtartalomnak megfelelő átlagos szilárdságnövekedés érhető el. Ha viszont lokális inhomogenitások alakulnak ki kristályosodás során, akkor ezek belső feszültségeket indukálhatnak az ötvözetben. Emellett a primer fázisok szemcsehatármenti elhelyezkedése hatással van az ötvözet interkristallin korróziós viselkedésére. Ugyanis a hidegalakítás során végzett közbenső lágyítások, vagy akár a felhasználási hőmérséklet egyaránt kedveznek az Al_5Mg_8 fázis képződésének, és így fokozzák a korróziós hajlamot. Ezért vezették be azt a szigorított autóiipari korróziós tesztet, melyet kutatómunkánk során is alkalmaztunk, hogy 100 °C-on 100 h-t is öregítik a vizsgálati mintát, mielőtt magát a tényleges korróziós vizsgálatot, azaz a salétromsavas kezelést megkezdénék. Ennek a fázisnak a mennyisége pedig az ötvözet magnéziumtartalmának növekedésével nő. Ugyanakkor az ötvözet mechanikai tulajdonságainak javulása, így a szakítószilárdság is az oldott magnézium mennyiségével egyenes arányban növekszik (1. ábra). A szilárdsági jellemzők pedig a hidegalakítás alkalmazásával többszörösére emelhetők.

Al5182 ötvözetet tehát főként az autóiipar, így pl. a karosszéria-alkatrészek (Ertüő & Kumruođlu, 2015.), üzemanyagtartályok (stepboxok), emellett a tengeri hajózás alapanyagaként használják, de készülnek belőle kereskedelmi edények, tálak is, melyeknél együttes elvárás a nagy szilárdság, amely legalább 3% feletti Mg-tartalommal érhető el, ugyanakkor a jó mélyhúzhatóság, ami legalább 24-29% nyúlásértékeket jelent és a jó korrózióállóság, ami egy szigorított autóiipari standard szerint max. 5 mg/cm² tömegvesztéget engedélyez. Ezeknek a paradox tulajdonság-



■ 1. ábra. Az Al5xxx ötvözet szakítószilárdsági értékeinek változása a magnéziumtartalom növekedésével



■ 2. ábra. Az Al5182 felhasználási területei. (Colman, 2017)

együtteseknek a megvalósítására az 5xxx ötvözeteket használják sok esetben már az acélok helyett is, mely lehetővé teszi akár a könnyebb, jobb manőverezhetőségű hajók gyártását is, amellett, hogy ez üzemanyag-megtakarítással is jár. Az alumíniumötvözet használata 22%-kal csökkenti a hajók tömegét. A személygépkocsik ajtóinak vázszerkezetében főként az Al5182 ötvözetet használják (2. ábra).

Az elvégzett kísérletek

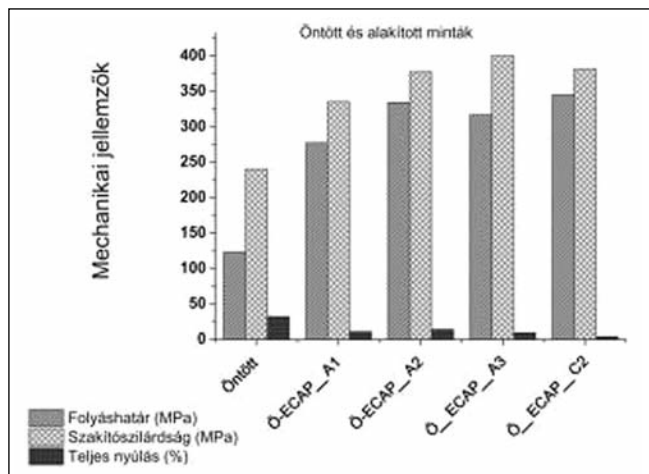
Az Al5182 ötvözetben a 2. táblázatban szereplő technológiai utakat hajtottuk végre. Ennek alapján öntött és homogenizált állapotú Al5182 ötvözetben végeztünk könyöksajtolást A utas (többszörös átsajtolás esetén a mintát ugyanabban a pozícióban helyezzük a sajtolási csatornába) [8–9], és C utas (többszörös átsajtolás esetén a mintákat minden egyes átsajtolást követően az óramutató járásával ellentétes irányba 180°-kal elforgatjuk) technikával [12], valamint többtengelyű kovácsolással (Gleeble 3800 fizikai szimulátor alkalmazásával, volfrám-karbid alakítószerszám-pár végzi az alakítást, egyszeri alakítást követően a minta 90°-ot elfordul). A könyöksajtolással alakított mintáknál az egyszeres átsajtolással elért alakítás mértéke 0,81, a kétszeres átsajtolásnál már 1,62, a többtengelyű kovácsolással pedig 1 és 5 [10–11].

2. táblázat. A megvalósított technológiai utak

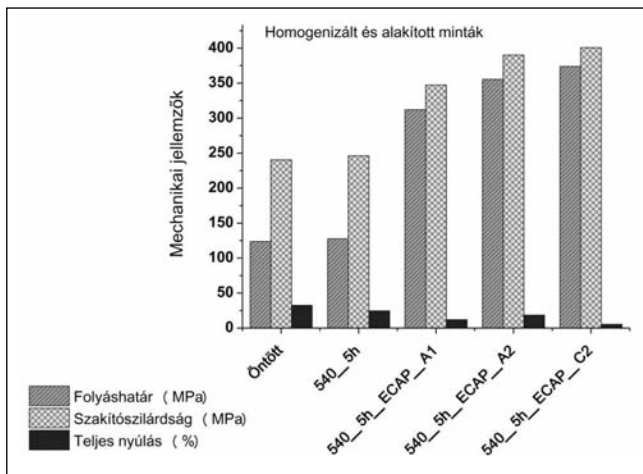
Homogenizálás		Alakítás	
Hőmérséklet (°C)	Idő (h)	Típusa	Alakváltozás mértéke
-	-	öntött	-
-	-	ECAP A utas	0,81
-	-	ECAP A utas	1,62
-	-	ECAP C utas	1,62
540	5	-	-
540	5	ECAP A utas	0,81
540	5	ECAP A utas	1,62
540	5	ECAP C utas	1,62
540	5	-	-
540	5	MF	1
540	5	MF	5

Az alakított mintákon szakítóvizsgálatot, mikrokeménység-mérést és korróziós tesztet végeztünk. A szakítóvizsgálatot és a mikrokeménység-mérés eredményeit az öntött és homogenizált mintákra a 3. és a 4. ábra oszlopdiagramjai foglalják össze.

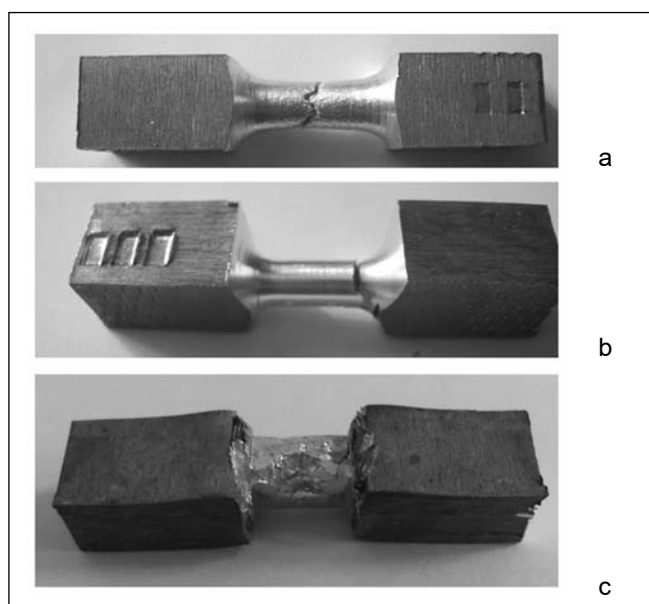
Az öntött állapotban szobahőmérsékleten alakított A utas és C utas minták mechanikai jellemzőit mutatja a 3. ábra. Az A utas alakításoknál az első átsajtolás az öntött szerkezet adta jellemzőket kétszeresére növeli, és ez további átsajtolásokkal már 3x-os szorzót jelent a folyáshatár értékeknél. A szakítószilárdságnál ez a növekmény kisebb mértékű, itt a háromszoros átsajtolás kb. 2x-es értéket ad, míg a nyúlásértékek drasztikus csökkenése figyelhető meg az első átsajtolás után, és kismértékű növekedés mutatkozik a második átsajtolásnál, majd ismételt csökkenés figyelhető meg a harmadik átsajtolás után.



■ 3. ábra. Öntött minták mechanikai tulajdonságai az alakítások függvényében



■ 4. ábra. Homogenizált minták mechanikai tulajdonságai az alakítás függvényében



■ 5. ábra. Szakító próbatestek a vizsgálat elvégzése után. a) 540 °C 5 h homogenizált minta; b) 540 °C 5 h MF 5 alakított minta; c) 540 °C 5 h MF 10 alakított minta

A homogenizált mintáknál már az első átsajtolás után a folyáshatár 2,5x-es, míg a szakítószilárdság értékek 1,5x-esére növekednek. A szívóssági értékek, itt jelen esetben a szakadási nyúlás felére csökken. A második átsajtolás további szilárdságnövekedést eredményez, bár ennek mértéke töredéke az első átsajtoláséhoz képest, de a szakadási nyúlás érték nem csökken, még kismértékben növekszik is.

A többtengelyű kovácsolással alakított minták esetén a homogenizált állapothoz képest több mint 2,5x-es folyáshatár-növekedés figyelhető meg, míg a szakítószilárdság 1,6x-os növekményt mutat. Ezzel szemben a szakadási/ teljes nyúlás értéke a homogenizált minta értékének a felére csökken. Azt azonban meg kell jegyezni, hogy az 5-ös alakítási mértéknél a minta elérte az alakíthatósági határát, ugyanis a szilárdsági értékek csak részben határozhatók meg, a szakadási nyúlás értéke pedig nem mérhető. A próbatesten az alakítást követően felületi sérülések jelentek meg, a szakítópálca kimunkálása is nehézkes volt, továbbá a többi mintához képest a próba nyakban szakadt. A 10-es alakítás után a próbatest teljes tönkremennelt mutatott.

3. táblázat. Az egyes technológiai útvonalakkal elért mechanikai tulajdonságok

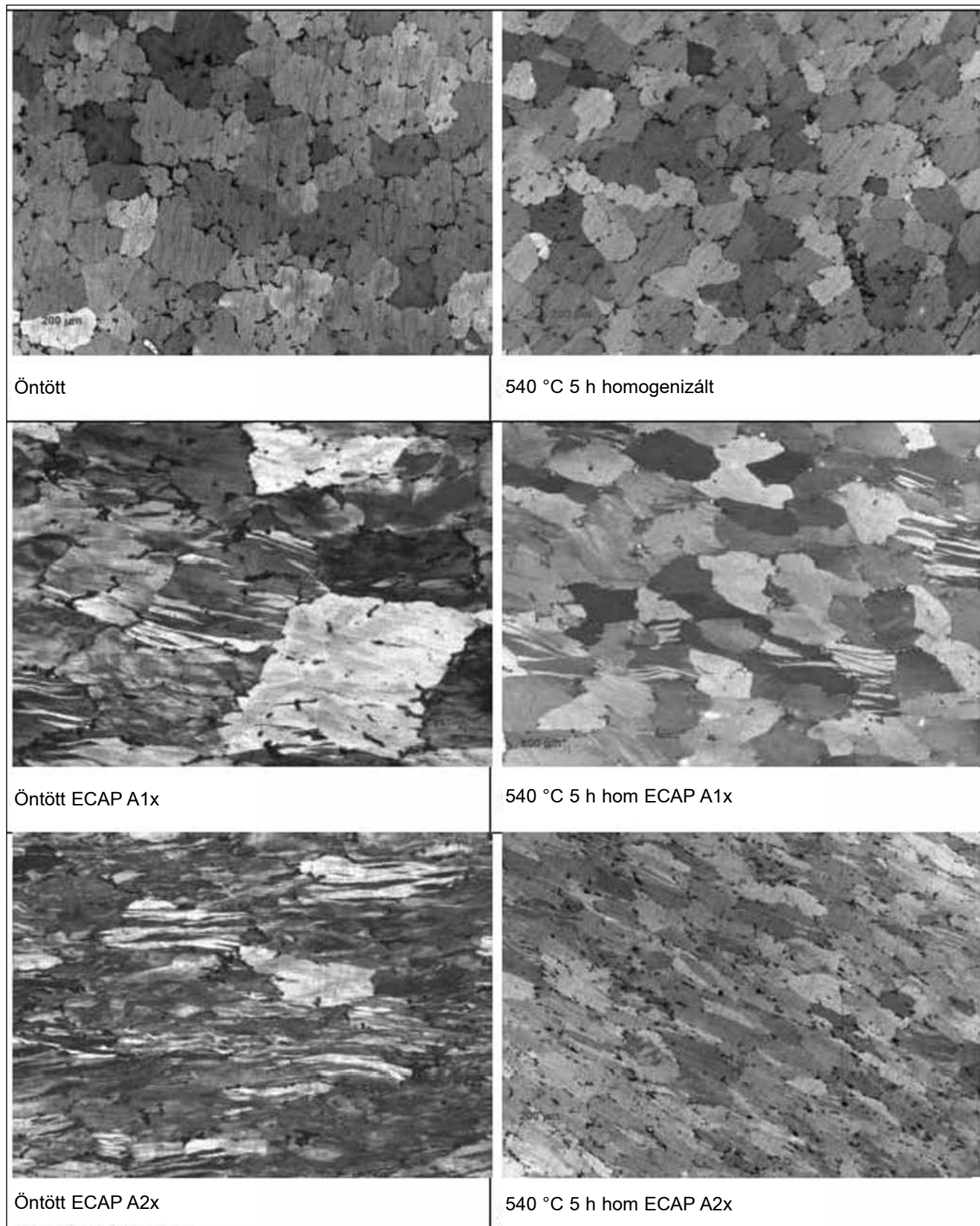
Homogenizálás		Alakítás		Keménység, HV0,3	Folyáshatár (MPa)	Szakítószilárdság (MPa)	Egyenletes nyúlás (%)	Teljes nyúlás (%)
hőmérséklet (°C)	idő (h)	típusa	alakváltozás mértéke					
-	-	öntött	-	67,0	123,8	240,5	20,1	32,5
-	-	ECAP A utas	0,81	96,0	277,5	335,6	4,6	11,2
-	-	ECAP A utas	1,62	118,3	334,5	377,5	4,6	14,4
-	-	ECAP C utas	1,62	123,0	345,2	381,6	2,5	4,0
540	5	-	-	70,7	127,7	246,2	18,2	24,6
540	5	ECAP A utas	0,81	100,0	312,1	347,4	4,2	12,0
540	5	ECAP A utas	1,62	127,8	355,5	390,2	4,2	18,5
540	5	ECAP C utas	1,62	126,7	373,9	400,9	3,5	5,3
540	5	-	-	70,7	128,7	254,0	19,6	27,3
540	5	MF	1	119,0	340,2	401,8	4,0	11,4
540	5	MF	5	140,5	-	220,2	-	-

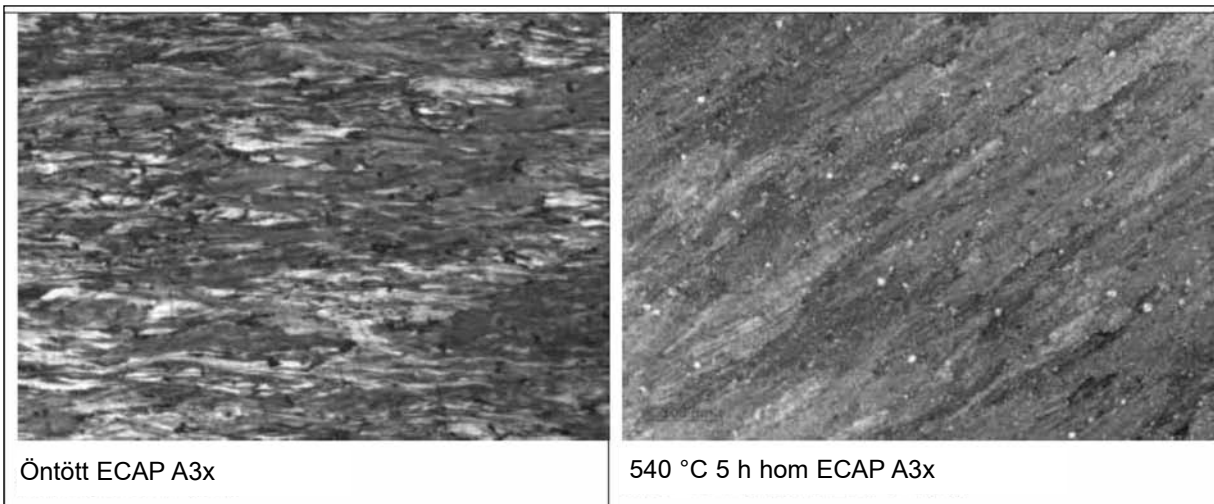
Szövetszerkezet-vizsgálat

Az öntött, illetve homogenizált, valamint az alakított mintákon szövetszerkezet-vizsgálatot végeztünk, hogy megfigyeljük a kiinduló dendrites szerkezet változását az alakí-

tások hatására. A 4. táblázat szövetképei jól szemléltetik, hogy az alakváltozás növekedésével a cellákon belül szubcellák alakultak ki, és a kezdeti közel ekvixiális szerkezet elnyújtott szendvicsszerkezetté alakul. A cellák mérete az átsajtolások számával finomodott.

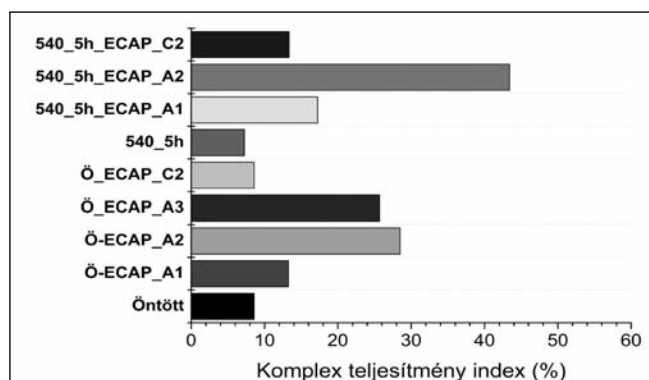
4. táblázat. Az Al5182 ötvözet szövetszerkezete öntött, homogenizált és alakított minták esetén





Teljesítményindex

A bevezetésben ismertetett komplex teljesítményindexszel minősítettük az egyes technológiai utakat. Az első körben a szilárdság–szívósság maximum, majd a korróziós teszt után a szilárdság–szívósság–korrózióállóság hármásának való megfelelés szempontjából. A 6. ábra mutatja a szilárdság–szívósság maximumának való megfelelés eredményeit. A sávdiaagramon jól látszik, hogy a homogenizált (540 °C 5 h) és könyöksajtolással (ECAP) kétszer A utas technikával alakított minta adja a legnagyobb CPI értéket, és ezzel messze meghaladja a többi technológiai útvonallal elért komplex teljesítményindexet.

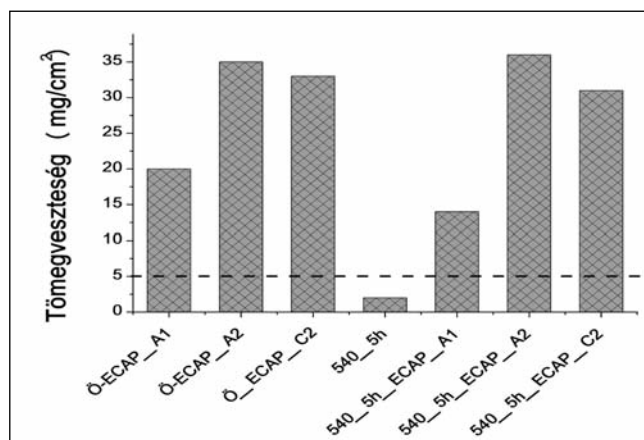


■ 6. ábra. Teljesítményindex-értékek a mechanikai jellemzők függvényében

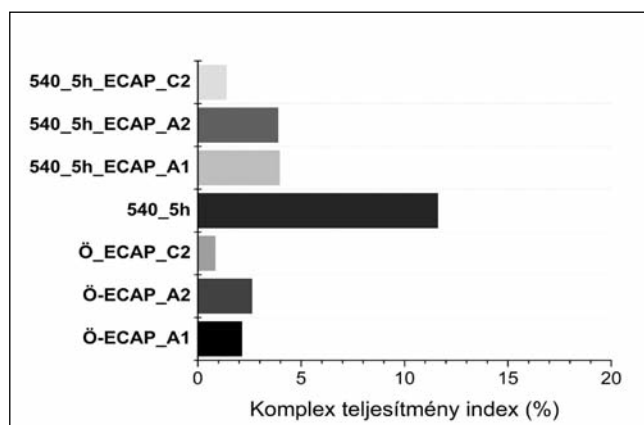
A mechanikai jellemzőkkel történt minősítést követően elvégeztük a bevezetőben ismertetett szigorított szemcsehatármenti korróziós tesztet. Sajnos nem minden minta volt alkalmas méreti adottságai miatt ennek kivitelezésére, továbbá meg kell jegyeznünk, hogy nem a szabványos mintageometriát követtük, mert az alakítások után erre nem volt lehetőség egyik minta esetén sem. Így a mintakialakítás során csupán arra törekedtünk, hogy síklapokkal határolt, hasáb alakú mintákat alakítsunk ki, hogy a szabvány által megkövetelt területszámításokat el tudjuk végezni. A vizsgálati eredményeket a 7. ábra mutatja. Jól látható, hogy a szigorított követelménynek csak egyetlenegy minta az 540 °C 5 h homogenizált próbatest felelt meg. A többi minta esetén a megengedett tömegvesztés többszörösét mértük. Ennek oka, hogy az alakításokkal elért szemcse/cellafinomodások kedveznek a szemcsehatármenti korrózió terjedésének, és így a tömegvesztés is többszörös lesz.

Ezt követően az új tényezőt is beépítettük a komplex teljesítményindex meghatározásába. Ezeket a már módosított értékeket mutatja a 8. ábra.

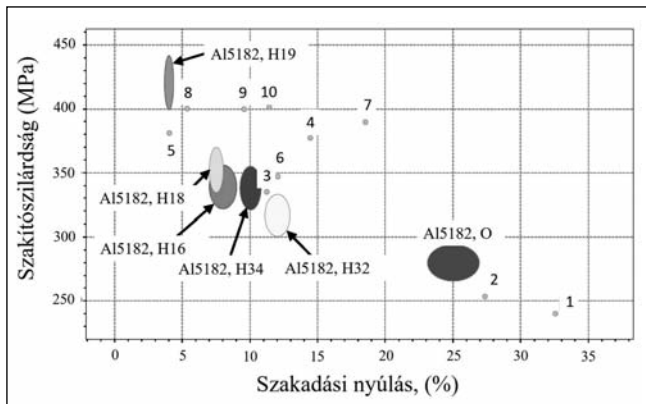
A sávdiaagramban drasztikus változások figyelhetők meg a korábbi szilárdság–szívósság maximumhoz képest. A korróziós teszt dominanciája egyértelműen azt mutatja, hogy ez az ötvözet intenzív képlékenyalakítás hatására erős korróziós hajlamot mutat, mely az autóipar számára már nem elfogadható. A vizsgálati eredmények alapján csak az 540 °C 5 h homogenizált, alakítást nem kapott minta teljesítette a szilárdság–szívósság–korrózióállóság hármásának való megfelelést.



■ 7. ábra. Korróziós teszt eredményei megfelelési szinttel



■ 8. ábra. A teljesítményindex alakulása ECAP minták esetén a korróziós tesztet követően



■ 9. ábra. Szakítószilárdság–nyúlás diagram az ipari és a kísérleti minták eredményeinek összefoglalására.

1 – Öntött, 2 – 540 °C 5 h homogenizált, 3 – Ö_ECAP_A1, 4 – Ö_ECAP_A2, 5 – Ö_ECAP_C2, 6 – 540 °C 5 h_ECAP_A1, 7 – 540 °C 5 h_ECAP_A2, 8 – 540 °C 5 h_ECAP_C2, 9 – Ö_ECAP_A3, 10 – 540 °C 5 h_MF_1

A kapott szakítószilárdsági és nyúlási értékeket összehasonlítottuk a CES EDUPACK szoftverben található különböző szilárdsági állapotú, ipari hagyományos technológiával (meleg- és hideghengerlés) gyártott Al5182 ötvözet mechanikai jellemzőivel, és az alábbi megállapításokat tehetjük (9. ábra):

- Az öntött állapotban 1x-es A utas könyöksajtólással alakított minta szilárdsági jellemzőjében eléri a H16-H18 állapotok értékeit.
- Homogenizálást követően végzett 1x ECAP A utas alakítás kombinációja az Al5182 ötvözet számára nagyobb szakítószilárdságot és nyúlás értéket jelent, mint az öntött kiinduló állapottal elért mechanikai jellemzők.
- A kétszeres átsajtólással a H18 állapothoz tartozó szilárdsági és nyúlás értékeknél nagyobb mechanikai jellemzők érhetők el.
- A homogenizált állapot kedvez a szilárdságnövekedésnek a kétszeres átsajtólás esetén is.
- Az öntött állapotban ECAP 3x alakítású minta szilárdsági értékét tekintve megközelíti a H19 állapotét, ugyanakkor kétszeres nyúlás értéket is mutat.
- A homogenizált állapotban ECAP 2x-es alakítást kapott minta eléri a H19 állapot értékeit, nyúlás tekintetében jobb érték adódott. A C utas 2x-es alakítás kisebb, de a H19-nél jobb nyúlást mutat, míg az A utas minta esetén a nyúlás érték több mint négyszerese a H19-es állapotnak.
- Mind szilárdsági, mind nyúlási maximumot a homogenizált állapotú (540 °C 5 h) és ECAP A utas 2x minta adta.

Következtetések

Kutatómunkánk célja az volt, hogy meghatározzuk az autóiparban gyakran használt Al5182 szilárd oldatos alumíniumötvözet teljesítőképességét különböző technológiai útvonalakra. A vizsgálati eredmények azt mutatták, hogy a homogenizált állapot kedvez a szilárdsági jellemzők növelésének, és az alakítások hatására a mechanikai jellemzők a többszörösére növelhetők. Az ötvözet azonban az 5-ös alakváltozási mértéket már csak felületi repedések mellett viseli el, míg a 10-es alakváltozási mértéknél teljes tönkremenetelt mutat.

A mechanikai jellemzőkből meghatározott teljesítmény-index-értékek alapján az 540 °C-on 5 h homogenizált, majd ECAP A2x átsajtólással alakított minta mutatja a legjobb szilárdsági-szívóssági komplex maximumot.

Az ötvözetre jellemző szemcsehatárközi korrózió terjedését elősegíti az intenzív képlékeny alakítás indukálta szemcsefinomodás. A korróziós teszt eredményeit figyelembe véve, a homogenizált minta adja a legmagasabb/legjobb CPI értéket.

Köszönetnyilvánítás

A szerzők ezúton mondanak köszönetet az EFOP-3.6.1-16-2016-00003 számú, „K+F+I folyamatok hosszú távú megerősítése a Dunaújvárosi Egyetemen” című projektnek. A projekt az Európai Unió támogatásával, az Európai Szociális Alap társfinanszírozásával valósult meg.

Irodalom

- [1] *Olaf Engler et al.*: Development of intermetallic particles during solidification and homogenization of two AA5xxx series Al-Mg alloys with different Mg contents; *Journal of Alloys and Compounds* 728 (2017) 669–681.
- [2] Quantitative Analysis of Texture Evolution in Cold-Rolled, Continuous-Cast AA 5xxx-Series Aluminium Alloys; *Metallurgical and Materials Transactions A*; Volume 35A, 265-277; (2004)
- [3] *Li a, W.C. Liua,, H. Yuana, Y. K. Gaob*: Comparison of earing behavior between continuous cast and direct chill cast AA 5182 aluminum alloys during cold rolling and annealing *J Journal of Materials Processing Technology* 210 (2010) 2007–2015
- [4] *A. M. Glenn, S. P. Russo, J. D. Gorman, P. J. K. Paterson*: The effect of grain reöning on the microsegregation of aluminium–magnesium alloy 5182, *Micron* 32 (2001) 841–850
- [5] *R. Raj Mohan, R. Venkatraman, S. Kabilan and S. Raghuraman*: A review on deformation studies of aluminium alloys processed through equal channel angular pressing, *Int. J. Mech. Eng. & Rob. Res.* 2012
- [6] ASTM G67 – 13 Standard Test Method for Determining the Susceptibility to Intergranular Corrosion of 5XXX Series Aluminum Alloys by Mass Loss After Exposure to Nitric Acid (NAMLT Test); ASTM Int'l (all rights reserved); Mon Jan 5 06:51:07 EST 2015 1, Downloaded/printed by Alcoa Inc (Alcoa Inc) pursuant to License Agreement. No further reproductions authorized.
- [7] *Ashby M.*: 2019. CES EDUPACK 2019 software, downloading date: 20th January 2020. http://support.granta.com/resources/cesedupack/2019/help/topic1.htm?rhcsh=1#t=html%2Fchart%2Fpfif_about.htm
- [8] *M Saravanan, R M Pillai, B C Pai, M Brahmakumar and K R Ravi*: Equal channel angular pressing of pure aluminium – an analysis, *Bull. Mater. Sci.*, Vol. 29, No. 7, December 2006, pp. 679–684.
- [9] *Y. J. Chen , Y. C. Chai , H. J. Roven, S. S. Gireesh, Y. D. Yu, J. Hjelen*: Microstructure and mechanical properties of Al–xMg alloys processed by room temperature ECAP, *May 2012 Materials Science and Engineering A* 545:139–147.
- [10] *Judit Pázmán, Péter Bereczki, Gábor Ladányi, Zoltán Bachman, Balázs Verő*: Effect of the Multiple Forging and Aging on the mechanical properties of AlMgSi1 Alloy, *NanoSPD6*, Metz, France, June 30 – July 4, 2014. poster presentation.
- [11] *Pázmán Judit, Bereczki Péter, Verő Balázs, Kardos Ibolya, Fehér Jánosné*: Intenzív képlékeny alakítás hatása az AlMgSi1 ötvözet mesterséges Öregítésére, *OATK 2013 szóbeli előadás*; IX. Országos Anyagtudományi Konferencia, 2013. október 13–15.; Balatonkenese
- [12] *Pázmán Judit*: Porkohászati és öntészeti AlCuSiMg-ötvözet könyöksajtólása, 2010; Miskolci Egyetem

SZABÓ ATTILA – VERŐ BALÁZS – LOVAS ANTAL

A Hume-Rothery-szabályoktól a nagyentrópiájú ötvözetekig

Kétalkotós egyensúlyi ötvözetrendszerekben a szilárd állapotbeli korlátlan oldhatóság feltételrendszerét a Hume-Rothery-szabályok adják meg. A négy szabálynak együttesen kell teljesülnie ahhoz, hogy a teljes koncentrációtartományban szilárd oldat képződhessen. Ezt a feltételt csak nagyon kevés rendszer teljesíti. Így komoly meglepetést okozott Cantor 2004-ben tett felismerése, miszerint sokalkotós rendszer fázisviszonyait vizsgálva megállapította, hogy a szövetségben olyan szilárd oldat jellegű fázis képződött, amelyet legalább öt, megegyező atomszázalékos összetételben jelenlévő komponens alkotott. Kézenfekvőnek tűnt, hogy ennek a fázisnak a stabilitását a keveredési entrópia ΔS_{mix} nagy értéke biztosítja. További kutatások során azonban kitudott, hogy a keveredési entrópia nagy értéke önmagában nem elegendő az ilyen szilárd oldat jellegű fázis stabilitásának megjelenéséhez. Ezután a figyelem a szabadentalpia-változást leíró klasszikus termodinamikai összefüggés ΔH jellegét és abszolút értékét meghatározó tényezőkre irányult. Ez a felismerés egyértelműen elvezetett a Pauling által bevezetett elektronegativitás fogalmának mélyebb fizikai elemzéséhez. A kétalkotós szilárd oldatok komponensei közötti elektronegativitás-különbség ugyanis támpontot nyújt a két komponens közötti kötés jellegére. Az úgynevezett szabadelektron-moddal vagy -közelítéssel a szilárd állapotbeli oldhatóság határértéke is értelmezhető kétalkotós rendszerekben. A Pauling-féle tapasztalati összefüggés együttes alkalmazásával a sokkomponensű, és így a nagy entrópiájú ötvözetekben megjelenő szilárd oldat stabilitására nézve is előrejelzést adhatunk. A szabadelektron-közelítés ugyanakkor a szilárd oldatok vezető-képességének az ötvözőfém jellegétől függő változására is magyarázatot ad.

Bevezetés

A színesfémek és ötvözetek kutatásában az utolsó fél évszázad erőfeszítéseinek egy része annak megértésére irányult, hogy a makroszkópos, és sokszor már gyakorlati alkalmazásban lévő anyagok tulajdonságai milyen mechanizmussal alakulnak ki a szubmikroszkópos szerkezetből. A fenomenológus termodinamika például egzakt leírását adja azoknak az átalakulásoknak, amelyeket a fémkohászat és feldolgozóipar már másfél évszázad óta sikeresen használ (ide soroljuk például a fázisátalakulások és megszilárdulás kinetikáját). Ez idáig nem tisztázott azonban, hogy az egyes kémiai elemek kölcsönös oldódásának, illetve az oldódás mértékének milyen elektronszerkezeti háttere van.

A különböző kötéstípusok együttes jelenléte egy anyagtipuson belül ma már közismert jelenség. Az anyagtudomány jelenlegi ismereti szintje régen túllépte a korábbi leegyszerűsítő osztályozást, miszerint kovalens, ionos, illetve fémes kötések szerint osztályozhatjuk az anyagokat. Az említett kötési alaptípusok csak határeseteknek tekinthetők, határozottan kimutatható számos szerves anyagban a többféle kötéstípus együttes jelenléte. Példa erre a grafit, amelyben

rácscsökökben belül a kovalencia, a síkok között a van der Waals jellegű másodlagos kötés érvényesül. Hidratált vagy szolvatált ionok jelenléte ionos oldatokban, a fémorganikus vegyületek vagy a komplex vegyületek leírására is külön elméletek születtek (ilyen pl. a kristálytér- vagy ligandumtér-elméletek). Ezeknek az elméleteknek a spektroszkópiai igazolása is sikerrel járt az elmúlt évtizedek során.

Szemben a fenti példákkal a fémes rendszerekben, a fémes jelleg elektronszerkezeti magyarázata még napjainkban is túlhangsúlyozott, aminek kétségtelen fő oka, hogy a fémes kötésekre alkalmazott ún. szabadelektron-modell sikeresen leírja a legfontosabb makroszkópos tulajdonságokat, mint például a hővezetés és elektromos vezetőképesség vagy a képlékeny alakíthatóság,

Ennek ellenére a fémes rendszerekben is felmerült annak igénye a 20. század közepétől, hogy az ötvözetekben általánosan megfigyelhető – összetételtől függő – oldhatósági határokat értelmezni tudják, vagy például a jó hő- és elektromos vezetőképesség, illetve mechanikai jellemzők ellentétesen változó tendenciájának szerkezeti okait megértsék.

A fémes rendszerekben is megfigyelhető szerkezetváltozások hátterének megalkotása Hume-Rothery nevéhez fűződik, aki két fém közötti kölcsönös oldhatóság értelmezésére a róla elnevezett félempirikus szabályokat megalkotta. E szabályok alkalmazhatóságának korlátaival és továbbfejlesztésének lépéseivel foglalkozunk a jelen közleményben.

Szabó Attila DE Műszaki Intézet Gépészeti Tanszék, életrajzát 2018/1. számunkban közzöltük.

Dr. Verő Balázs szakmai életrajzát jelen lapszám 42. oldalán közzöltük.

Lovas Antal BME Gépjárműtechnológia Tanszék, életrajzát 2018/1. számunkban közzöltük.

A Hume-Rothery-szabályok eredeti és fejlesztett megfogalmazásai [1]

A korlátlan, atomi szintű elegyedés feltételei a következők:

- az atomi méretkülönbségek ne haladják meg a 15%-ot,
- azonos kristályszerkezetben kristályosodjon a két atomi partner,
- a két atomi fajtának elektronegativitása ne különbözzön lényegesen,
- a teljes oldhatóság akkor fordul elő, ha az oldó és az oldott anyag vegyértéke azonos. A kisebb vegyértékű fém nagyobb valószínűséggel oldódik egy nagyobb vegyértékű fémbe.
- Az atomi átmérő különbségét Hume-Rothery nyilván fémes atomi átmérőre (Wigner-Zeitz cellaméretben definiált átmérő) határozta meg. A fémes átmérő azonban maga is változhat aszerint, hogy milyen kémiai vagy fizikai környezetben van a szóban forgó atom (pl. allotróp módosulat).
- Az azonos kristályszerkezetben történő kristályosodás követelményének nagyobb a prediktív ereje.
- A felsorolt kritériumok közül az elektronegativitás értelmezése szorul leginkább felülvizsgálatra. Ennek oka a fémes rendszerekben létrejövő elektron-delokalizáció. Ez ténylegesen akkor derül ki, ha az elektronegativitás fogalmát a fémekre alkalmazzuk. Pauling [2] az elektronegativitást ugyanis kétatomos kovalens, egyszeres kötést tartalmazó molekulákra definiálta a következő módon:

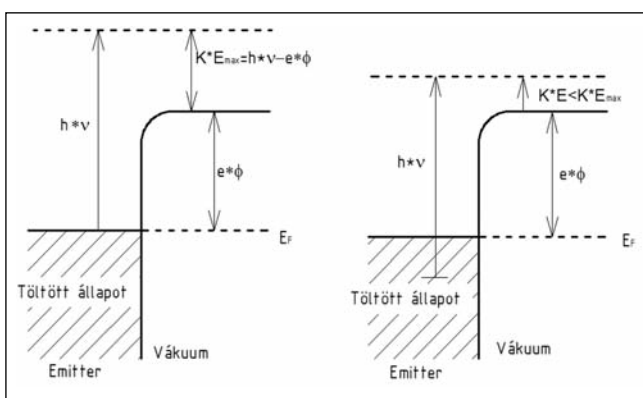
Ha az A és B atomok között létrejött egyszeres kötés disszociációs energiája (D_{A-B}) nagyobb, mint akár az A–A vagy B–B kötési energiák mértani közepe, akkor a tapasztalat szerint az A–B kötés önként létrejön az $A_2 + B_2 = 2AB$ reakció szerint, és akkor a

$$\Delta = D_{A-B} - \sqrt{D_{A-A} \cdot D_{B-B}} \quad (1)$$

egyenletben igaz, hogy $\Delta > 0$.
Belátható ezért, hogy

$$X_A - X_B = k \cdot \sqrt{\Delta} \quad (2)$$

A H-re, mint referenciaértékre megállapított $\Delta = 2.1$ alapján a fémekre vonatkozó elektronegativitás-értékek tendenciájukban tükrözik a fémek kémiai viselkedését, vagyis a kovalens molekulák disszociációs energiájára történő visz-



1. ábra. A ν frekvenciájú foton gerjesztésével elektronemisszió a Fermi-felületről, ill. a vezetési sáv mélyebb rétegéből [3]

szervezetése tendenciájában helyesen jelzi a periódusos rendszer elemeinek, (az atomoknak) vegyértékelektronokat vonzó képességét.

Fizikai tartalmát tekintve a kötés felbontásához szükséges (disszociációs) energia közel áll a fémeknél is alkalmazható (és kísérletileg is igazolt), a fényelektromos jelenségből származtatható ionizációs energiához, hiszen a beeső fény a fémek külső (vegyérték) sávjából löki ki az elektronokat. Ugyancsak ezek a vegyértékelektronok hozzák létre a kémiai kötések a fématomok között. Ez a fizikai jelenség látható az 1. ábrán.

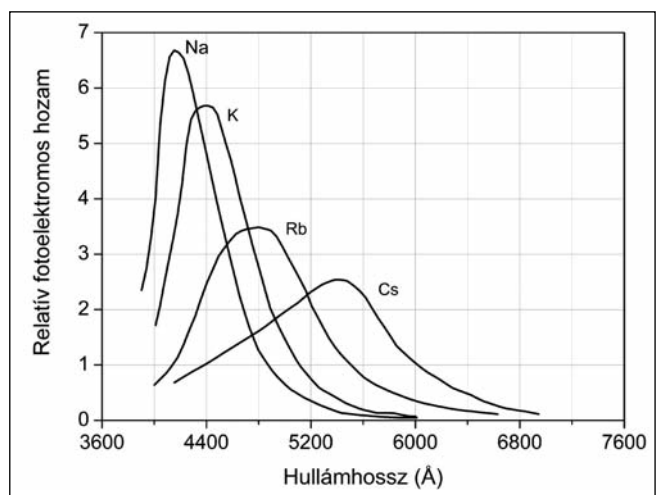
A fém felszínére $h \cdot \nu$ energiájú foton érkezik és az E_F Fermi-energia szintjéről $K \cdot E_{\max}$ kinetikus energiájú elektront lök ki a fémből. Ez a kinetikus energia a foton $h \cdot \nu$ energiájának és a fémből való kiléptetés $e \cdot \Phi$ ionizációs energiájának a különbsége.

$$\frac{1}{2} m v^2 = h \cdot \nu - e \cdot \Phi \quad (3)$$

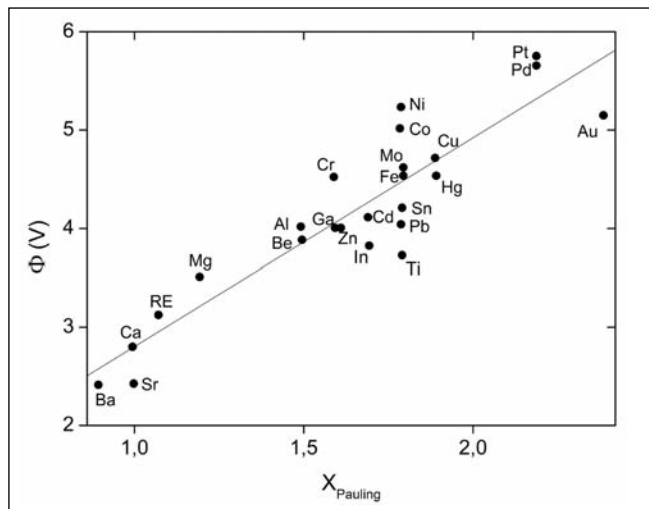
Látható az is, hogy a kiléptetett fotoelektronok nemcsak a Fermi-energia szintjéről, hanem a vegyértéksáv mélyebb nívóiról is löknek ki elektronokat, emiatt a kinetikus energiának egy karakterisztikus sebességeloszlása van, a beeső fény frekvenciájának függvényében maximumot mutat a fényelektromos áram. Ezt látjuk a 2. ábrán. Az alkálifémek esetében a maximumok helye az alkálifémek oszlopa mentén a nagyobb hullámhosszak felé tolódik, ami megfelel annak, hogy a csökkenő elektronegativitásnak megfelelően csökken az ionizációs energia.

Tudjuk ugyanis, hogy a Pauling-féle elektronegativitás is csökkenő tendenciát prognosztizál a periódusos rendszer egy adott oszlopán belül. Számos fém (Pauling-féle) elektronegativitásának és a megfelelő fémes elemre meghatározott $e \cdot \Phi$ kilépési munkának összehasonlítását látjuk összegezve a 3. ábrán. Az eredmények megfelelnek annak a tapasztalatnak is, hogy az alkáli- és alkáliföldfémek elektronegativitása, ill. ennek megfelelően a kilépési munkája is jóval kisebb, mint pl. 3d átmenetifémeké. (Fe, Cr, Co, Ni).

Fémes kötés – ennek megfelelően – olyan elemek között jön létre, amelyeknek elektronegativitása kicsi $\Delta < 2.1$. Ez az érték, mint látjuk, elég széles tartományban mozoghat



2. ábra. A fényelektromos áram intenzitásának hullámhosszfüggése [3]

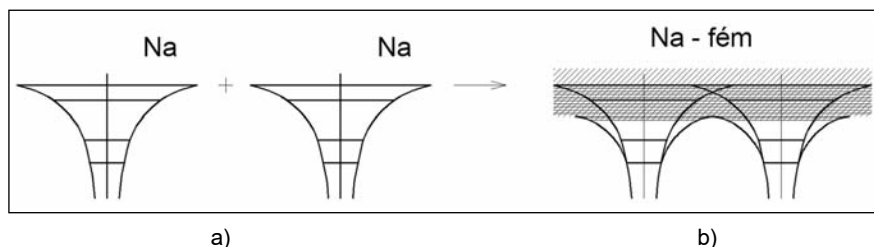


■ 3. ábra. Fémek kilépési munkája a Pauling-féle elektronegativitás függvényében [4]

(lásd: 3. ábra). Ha az elektronegativitás-különbség két fém elem között nagy, akkor nem jön létre kölcsönös oldhatóság, vagy az oldhatóság korlátozott, annak ellenére, hogy mindkét elem „fém”-nek minősíthető a Pauling-féle elektronegativitás szerint. Erre sok példát találunk az ötvözetek körében. Hangsúlyozni kell azt is, hogy nem minden elektron vesz részt a közös elektronfelhő kialakításában, csak a vegyértékelektronok. Ezek külön sávba (a vegyértéksávba) tömörülnek. Példaként ennek kialakulását mutatja nátrium esetén a 4. ábra. Az egyes elektrontípusokhoz tartozó energiasávok egymástól történő elkülönülése változó lehet (lásd pl. 3d átmenetifémek, ahol a d pályák részben átlapolódnak a külső s-elektronokkal). Lényeges azonban, hogy a tipikusan fém tulajdonságok kialakulásában (jó elektromos és hővezető képesség) a legfelső (vezetési, vegyérték) sávban elhelyezkedő elektronok vesznek részt (4. ábra).

Néhány fizikai tulajdonság és az elektronszerkezet kapcsolata: a szabadelektron-közéltés értelmezésében [5]

A fém tulajdonságok egyszerű leírásához lényeges alapfogalom a szabadelektron-közéltés. Ennek alapfeltevése, hogy a vegyértékelektronok viselkedését úgy tekintjük, mintha egymással kölcsönhatásban nem álló gázatomok lennének, amelyek a fém szabadon mozognak anélkül,



■ 4. ábra. Kollektív elektronokból kialakuló sáv szerkezet. Különálló (a) és fémes kötésben résztvevő (b) nátriumionokhoz kapcsolódó vegyértékelektronok energianívói. A függőleges tengelyen az energia felfelé nő, a vízszintes tengely a nátriumatomok közötti távolságot érzékelteti. A (b) ábrán a két vízszintes vonal a vegyértéksávot, a fent satírozott rész pedig a vezetési sávot jelöli, melyben az elektronok energiája folytonosan változik, ezért elmozdulásuk a sávon belül gyakorlatilag akadálymentes

hogy a származási helyüket reprezentáló iontörzsszel kitüntetett viszonyban lennének. Az energiasávba történő kiszélesedés leginkább a vegyértékelektronokat érinti, ahogyan ezt a 4. ábrán is láthatjuk.

Ez az energiasáv-kiszélesedés – ami a vegyértékelektronok kölcsönhatásából ered – a belső, iontörzsekhez tartozó elektronokra kevéssé érvényes. Ez utóbbiaknál határozott, diszkrét energiaállapotról beszélhetünk a szilárd (vagy akár olvadék jellegű) kondenzált anyagokban. Mivel a törzselektronok elektronnívóit a vegyértékállapot megváltozása csak kevéssé érinti (így pl. vegyület keletkezése, az olvadék megszilárdulása, vagy az allotróp módosulatok változásai), ezen elektronnívók nagy energiájú sugárzással történő gerjesztése (pl. röntgensugárzás) felhasználható az elemek azonosítására (karakterisztikus röntgensugárzás).

A következőkben azt vizsgáljuk, hogy a fémek milyen tulajdonságaiban tükröződik leginkább az elektronszerkeztükre alkalmazott szabadelektron-modell.

Az elektronemisszió (fényelektromos jelenségek)

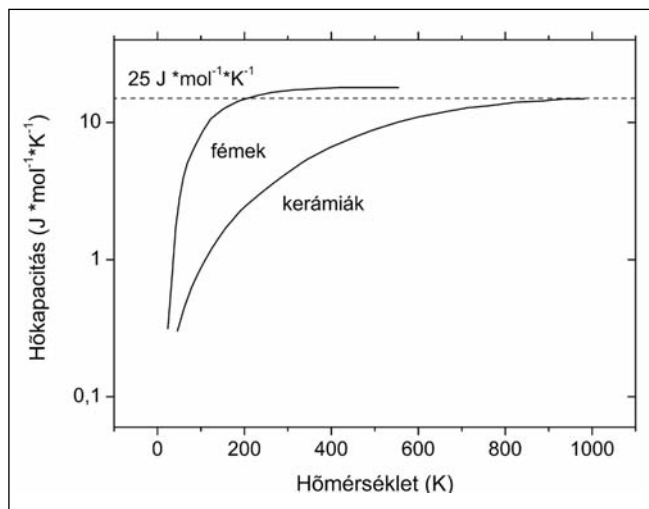
Az elektronegativitás fogalmának ismertetése alapján tudjuk, hogy a fémek elektronegativitása kicsi, a mag vonzóereje a vegyértékelektronokra csekély, emiatt a Fermi-szint közelében lévő elektronok kis energiával kiléptethetők. Ha ez a kilépés hő hatására történik (izzítás), termikus elektronokról beszélünk. Ezeket külső elektromos térrel felgyorsítva, azoknak az anódba ütközésével hozhatjuk létre az ún. fékezési röntgensugárzást. Az elektromos tér hatására történő kilépést nevezzük téremisszióknak. A fény hatására létrejövő emissziót azért tárgyaljuk, mert ez rávilágít arra az ismert tényre, hogy maguk a fémek is nagymértékben különböznek egymástól. Az előzők során már ismertetett fényelektromos jelenséget *Einstein* magyarázta meg a kvantummechanika alapfogalmaival:

$$h \cdot f = W_{ki} + E_m \quad (4)$$

ahol h a Planck-állandó, f a frekvencia a fotoelektromos hatás bekövetkeztekor, W_{ki} a kilépési munka, azaz a minimális energia, amely szükséges az elektron eltávolításához az atomos kötésből, és E_m az észlelt legnagyobb mozgási energia.

Az elektronszerkezet rövid ismertetése már rávilágít arra, hogy a vezetési sávban rendeződő elektronokat nagymértékű mozgékonyság jellemzi, vagyis a külső elektromos tér és növekvő hőmérséklet-gradiens hatására könnyen elmozdulnak. Ez az alapja a fémek jó elektromos és hővezető képességének. Erre utalnak az 1. táblázat adatai és az 5. ábra.

A táblázat alapján hangsúlyozni kell, hogy a fém tulajdonságú elemek elektromos vezetőképessége $1-6 \times 10^7$ S/m, egy nagyságrenden belül van. Ezzel szemben a nem fém karakterű (félvezető) elemeket minimálisan 10 nagyságrenddel kisebb vezetőképesség jellemzi.



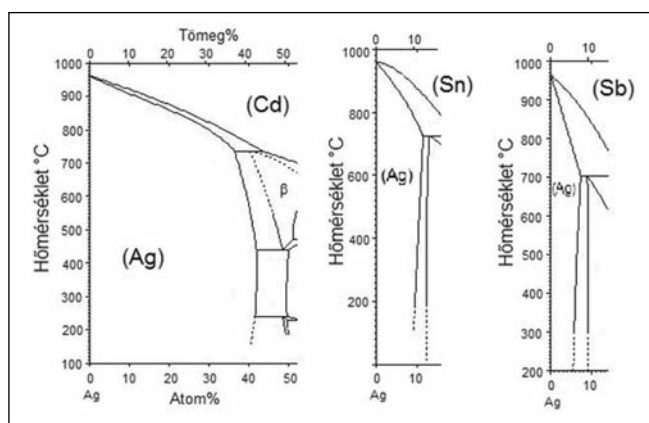
■ 5. ábra. A fémekre és kerámiákra jellemző hőkapacitás hőmérsékletfüggésének összehasonlítása

1. táblázat. Néhány nagy tisztaságú fém, ill. ötvözet, valamint néhány kerámia jellegű anyag elektromos vezetőképességének összehasonlítása

Anyag	Elektromos vezetőképesség, ρ S/m
Ezüst	$6,3 \times 10^7$
Réz (OFHC)	$5,85 \times 10^7$
Réz + 2% Be	2×10^7
Arany	$4,25 \times 10^7$
Alumínium	$3,5 \times 10^7$
Alumínium + 1% Mn	$2,31 \times 10^7$
Sárgaréz	$1,56 \times 10^7$
Wolfrám	$1,82 \times 10^7$
Vas	$1,07 \times 10^7$
Nikkel	$1,03 \times 10^7$
Grafit	10^5
Szilícium	5×10^{-4}
Bakelit	$2-3 \times 10^{-11}$
Boroszilikát üveg	$1-2 \times 10^{-15}$
Csillám	$10^{-11} - 10^{-15}$
Polietilén	$10^{-15} - 10^{-17}$

Ötvözés hatására (tehát idegen atomok kristályszerkezetbe vagy interstíciós helyekre történő beépülésével) az elektromos vezetőképesség romlik.

A táblázatból az is nyilvánvaló, hogy a vezetőképesség fémek esetében egyértelműen a tisztaság mértékével, valamint a már vázolt elektronszerkezettel áll összefüggésben. A legjobb vezetőképességet a lezárt elektronhéjjal rendelkező fémek mutatják, ezeknek külső vegyértékhéján tisztán „s” jellegű elektronok vannak. Szemben az „s” jellegű héjjal, a „d” elektronok jelenléte (átmeneti fémek) az elektromos vezetőképességet rontja (pl. Ni, Fe). Öt-



■ 6. ábra. Néhány Ag-alapú fázisdiagram részletei az oldhatóság bemutatására (α -fázis kiterjedése)

A fémekre jellemző a vegyértéksáv nagymértékű termikus gerjeszthetősége is. Emiatt az elektronrendszer „mobilitását” ugyancsak jelző elektronfajhő eltérő hőmérsékletfüggést mutat a fémekben és a kerámiákban. A fémes kötések esetében a fajhő már kb. 200 K-tól nagyobb hőmérsékleteken telítésbe megy, vagyis nem változik a hőmérséklet növelésével. Ellentétben a kovalens kötések tartalmazó kerámiákkal, ahol ez a telítés csak több száz K tartományában figyelhető meg (5. ábra).

Az elektronszerkezet változása ötvözetképződés során, (fémes, idegen atomok elektronszerkezetre gyakorolt hatása szilárd oldatok képződésekor): az oldhatóság értelmezése elektronszerkezeti alapon [7]

A fémes tulajdonságú ötvözőatomok, amelyek az alapfémbe helyettesítéses (szubsztitúciós) mechanizmussal épülnek be, a vezetési elektronjaikat leadják az oldó fém vegyértékelektronjainak vezetési sávjába, így közös vegyértéksáv alakul ki. Az oldott atomok eltérő számú vegyértékelektronjaikat leadva a vezetési sávba, elektrosztatikus zavart keltenek az alapfémbe, a keletkező környezettől eltérő pozitív magtöltések miatt. A környező elektronok ugyanis ezeket a töltéseket leárménykolják egy oszcilláló elektronsűrűségű felhő formájában. Ez lokális zavart jelent az elektromos vezetésben, ami több atomi koordinációra is kiterjedhet (10-100 atomra kiterjed). Nyilvánvaló ebből, hogy az atomosan oldott, fémes komponens az elektromos vezetőképességet jelentősen ronthatja, és ez a hatás – első közelítésben – a partneratomok vegyértékkülönbségétől függ, hiszen magának az elektromos vezetőképességet biztosító sávnak az energiaállapotát zavarja meg.

A tiszta fémek elektronszerkezetének rövid ismertetése, valamint a fentiekben vázolt elektronszerkezet-változás már rávilágít arra is, hogy milyen lehet a vezetési sáv elektronsűrűségének megváltozása szilárd oldatok képződése során. Minthogy a vezetőképességet egyértelműen a vezetési elektronszerkezet határozza meg, az ötvözés nyilvánvalóan ennek megváltoztatásával fejti ki hatását. Ez a mechanizmus a 6. ábrán látható módon érthető meg.

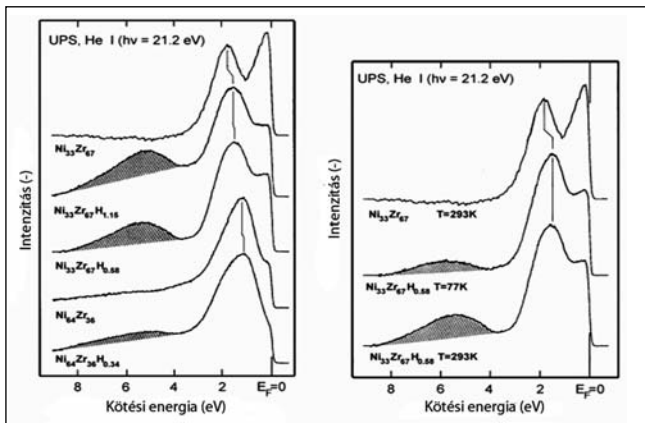
Erre látunk példát a 6. ábrán, ahol a tiszta Ag-be Cd-ot, Sn-t, illetve Sb-t ötvöztek. A megfelelő fázisdiagram részletei láthatók itt. Feltűnő, hogy a második komponens oldhatósága annak megfelelően csökken, hogy növekvő számú elektron került az Ag „s” sávjába az oldódás során, ezzel a vezetési sáv telítődik, így az alapfém nem képes több fém-atomot oldani, vagyis fázisátalakulásnak kell történnie, ha az oldott atomok koncentrációját növeljük. Ezzel tehát megjelenik az oldhatósági határ új, a sáv szerkezet (a vezetési sávban elhelyezhető maximális elektronszám) alapuló értelmezése: egy kritikus e/a (elektron/atom) arány meghaladásával a sáv szerkezet térben átrendeződik, vagyis fázisátalakulás történik egy kritikus összetétel meghaladásával. Az ötvözőatomok és a vegyértéksáv (vezetési sáv) elektronjainak kölcsönhatása játszódnak le az ötvözet képződése során, és ennek következménye a partneratomok tulajdonságaitól függő oldhatósági határ, amit a Hume-Rothery-szabályok fenomenológiánál atomi átmérőbeni, illetve elektronegativitás különbözőséggel magyaráznak.

Az ötvözetképződés (így a szilárd oldatok képződése is)

önként végbemenő folyamat, vagyis a szabadenergia csökkenésével jár. Ez azáltal valósul meg, hogy elektron-elektron kölcsönhatás lép fel az ötvöző (oldott) atom és a mátrix vegyértékelektronjai között. Az oldódási folyamat során az oldó fém Fermi-szintjéhez közeli energiájú elektronok lépnek kölcsönhatásba az oldott atomokkal. Emiatt a Fermi-szint közelében lévő elektronok koncentrációja csökken, mivel ezeknek egy része nagyobb kötési energiájú állapotba kerül. Erre látunk szemléletes példát a 7. ábrán. (H-abszorpció elektronszerkezeti háttere NiZr amorf ötvözetben.)

Direkt kötés létesül az ötvözet Zr-atomok 4d elektronjai és a H-atomok s elektronjai között, így a d elektronok egy része mélyebb energianívókra kerül. UPS-vizsgálatok adják a jelenségnek kísérleti bizonyítékát (a „d” elektronállapotokat jelző energiaszintek eltűnnek az ötvözet Fermi-szintjének közeléből). Ez a kísérleti eredmény egyezésben van azzal a megfigyeléssel, hogy a H-oldódása (szilárd oldat képződése) az elektromos vezetőképesség csökkenésével jár amiatt, hogy a Zr „d” elektronjait a hidrogénkötések a vezetési sávból elvonják. Ez a megfigyelés szemléletesen mutatja, hogy az atomi szinten az ötvözetképződés (így a szilárd oldatok képződése is) ún. töltésselődést jelent. Ezt nevezik „charge transfer” jelenségnek, amely mint önként végbemenő folyamat, a szabadenergia csökkenésével jár, és megjelenik a negatív ΔH -ban. Ennek alapja tehát az ötvöző (oldott) atomok és a mátrix fém elektronjai között létrejövő kölcsönhatás.

Ez a jelenség szemléletesen megnyilvánul abban is, hogy az atomi szinten oldott idegen atomok az elektromos vezetőképességet rontják. Ilyen mérések alapján sikerült pl. nyomon követni a hidrogén diffúzióját bizonyos amorf ötvözetekben.



■ 7. ábra. Hidrogéneztelen és hidrogéneztelt biner Ni-Zr amorf ötvözetek UPS-spektrumai. (Az egyes görbék azonos csúcsmagasságra vannak normálva) [8]

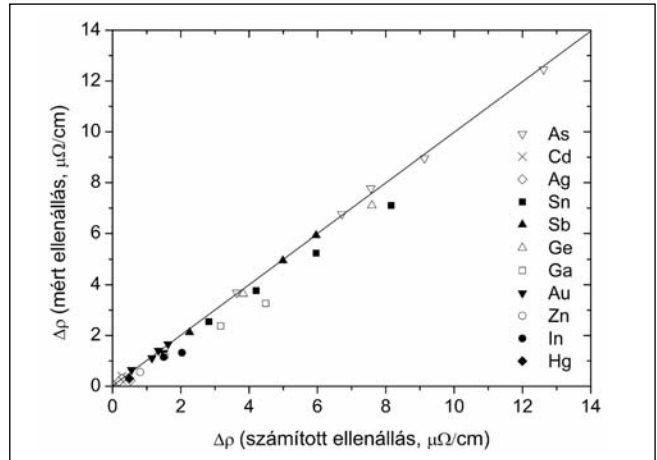
Elektromos vezetőképesség-változás és az oldott atomok vegyértékelektronjainak típusa közötti kapcsolat [9]

Mint hogy az oldott atomok egyedileg fejtik ki hatásukat, meg kell különböztetnünk azokat az oldott atomokat és alapfémeket, amelyek csak „s-p” típusú elektronokkal vesznek részt a kölcsönhatásban azoktól, amelyeknek vegyértékelektronjai között d-jellegűek is vannak. Az első típushoz tartoznak a Cu-, Ag-, Au-, Al-alapú szilárd oldatok. Ezekben az

oldott atomok által okozott ellenállásnövekedést jól leírja az ún. Linde-szabály:

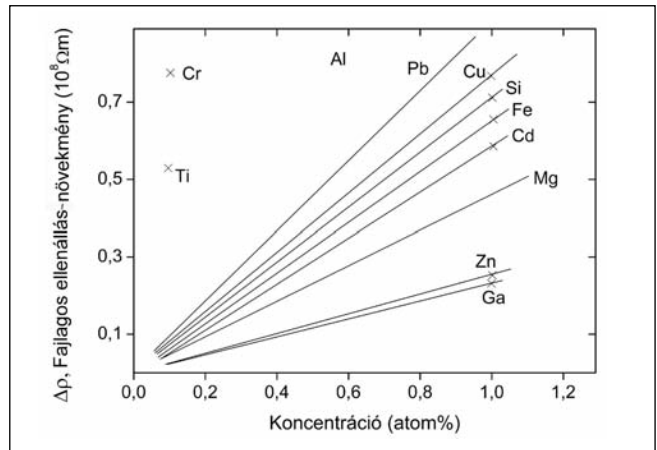
$$\Delta\rho = \left\{ k_2 + k_1 (Z_\beta - Z_\alpha)^2 \right\} A \tag{5}$$

ahol $\Delta\rho$ a megfigyelt ellenállás-növekedés, k_2 , k_1 állandók egy perióduson belül, amelyből az oldott atomot választjuk, Z_β és Z_α az alapfém és az oldott atomok valenciaállapota, A az oldott atomok koncentrációja (at%-ban).



■ 8. ábra. A Linde-szabály kielégítő teljesülése: ahol az 1. formula alapján számolt és a megfelelő kísérleti eredményeket hasonlították össze

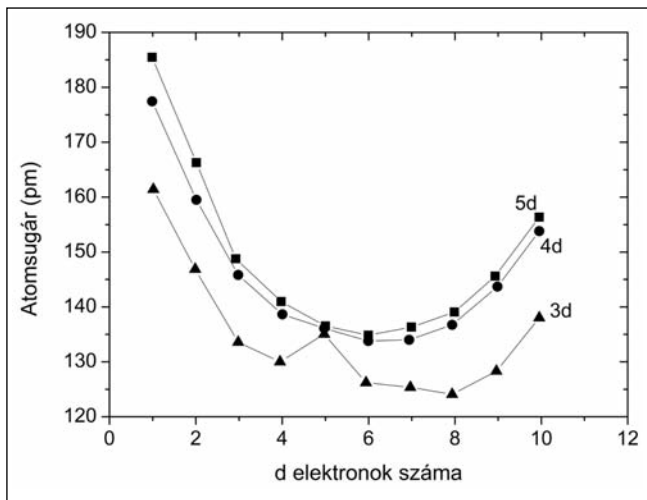
Az idézett Linde-szabály és a vonatkozó eltérések együtt láthatók a 9. ábrán is, amely az oldott fémek fajlagos ellenállás-növelő hatását mutatja Al-ban.



■ 9. ábra. Oldott atomok által okozott ellenállás-növekedés Al alapfémekben [10]

Látható, hogy az alapfémhez közeli („s-p” vegyértékelektronokat tartalmazó) szubsztitúciós ötvözők ellenállás-növelő hatása csekély (Zn, Mg, Ga). Ha az oldott atomok vegyértéksávjában „d” elektronok is vannak (Cr, Ti), akkor a Linde-szabály nem teljesül, és csekély mennyiségű ötvöző is nagy fajlagos ellenállás-növekedést okoz.

Az átmenetifémekre jellemző, hogy azonos perióduson belül a rendszám növekedésével az elektronok nem a külső „s” héjra épülnek be, hanem e helyett a „d” héj töltődik fel. Emiatt az atomsugár jellemzően csökken a „d” elektronok számának növekedésével (10. ábra).



■ 10. ábra. Az atomsugár változása a rendszám növekedésével az átmenetifémek sorában [11]

A töltésátvitel és képződéshő ötvözes során

Ötvözes során, tehát már szilárd oldatok képződésekor is, kölcsönösen változnak a partner atomok méretei annak megfelelően, hogy mennyire különböző elektronegativitású partnerek találkoznak. Ez a kölcsönös méretváltozás tulajdonképpen annak eredménye, hogy a nagyobb elektronegativitású partner felé tolnak el a vegyértékelektronok. Ezt a töltéseltolódást (charge transfer) hőeffektus kíséri, mint minden egyensúlyra vezető folyamatot. Különösen jelentékeny térfogati átrendeződés várható az átmenetifémek esetén, ha az ötvözetbe nagy elektronegativitású partner kerül (Si, B, C).

A Miedeme [4] által javasolt félempirikus formula az elektronegativitási skála általánosabb értelmezésére nyújt lehetőséget az átmenetifém-alapú ötvözetekben. Ugyanakkor a kísérletileg is meghatározható képződéshő és az elektron-szerkezet ötvözetképződés során történő átrendeződése között is kapcsolatot teremt. Ennek az átrendeződésnek értelmében ugyanis az ötvözes során atomi szintű töltésátvitelről (ΔZ_a) beszélhetünk, ami szilárd fázisban a Wigner–Seitz-cella falának eltolódásaként értelmezhető, vagyis az atomi térfogatok relatív megváltozásáról van szó az ötvözesi folyamat eredményeként már szilárd oldatok keletkezésekor is:

$$\Delta Z_a = 1,2 \cdot (1 - c_a) \cdot \Delta\Phi \quad (6)$$

A formula alapján várható, hogy az átmenetifémek betöltetlen „d” elektronpályái nagy szerepet játszhatnak az elektron-eltolódási folyamatokban, ami rövidtávú szerkezetváltást is eredményezhet. Ilyen – lokális stabilizációt okozó – klaszteresedés, vagyis rövidtávú (nanométeres dimenziójú asszociátumok kialakulása) szerepet játszhat nagy entrópiájú ötvözetek stabilizációjában is, mint ahogy ezt kimutatták korábban az üvegek képződés hajlam kialakulásakor is.

A klaszteres szerkezet kialakulását több komponensű olvadékokban termodinamikai megfontolások alapján is igazolta Predel [12]:

$$\Delta H = \Delta H_{reg} + \Delta H_{össz} A_j B_j \quad (7)$$

Eszerint ΔH a teljes elegyedési entalpia, $\Delta H_{reg} + \Delta H_{össz} A_j B_j$ pedig a reguláris oldatmodellből, illetve a klaszterek képződéséből származó extra stabilizáció, ami már olvadékalapotban kialakul.

Megfontolások a nagy entrópiájú ötvözetek keletkezésének metallurgiai háttéréről

A nagy entrópiájú ötvözetek kutatása 2004 körül kezdődött el [13]. Képződésüknek elméleti háttere azonban még napjainkban sem kidolgozott. Annak ellenére van ez így, hogy az összes alapelv szerepét vizsgálat alatt tartják, amelyek pl. a fémek közötti kölcsönös oldhatóság alapelveit kutatták az elmúlt évtizedek során. Így pl. a metallurgiai megfontolásokat bevetették, beleértve a HR-szabályokat, a Miedema-féle félempirikus közelítéseket [14], ill. a fázisdiagramok elméleti szerkesztési módszereit is.

A legkevésbé érthetőek az egyfázisú szerkezet kialakulásának feltételei. Jelenleg nincs erre elfogadható magyarázat. Az a vélemény alakult ki, hogy a több komponens jelenlétéből következő nagy keverési (konfigurációs) entrópia önmagában nem ad kielégítő magyarázatot a keletkezésük okára, vagyis egyetlen elv alapján nem érthető meg a nagy entrópiájú ötvözetek (High Entropy Alloys) képződése. Feltehetően több szempont figyelembevételére van szükség itt is. Így pl. szükségesnek látszik a képződéshő nagyságán kívül annak figyelembevétele, hogy milyen típusú elemek jelenléte esetén várható az egyfázisú, nagy entrópiájú ötvözetek keletkezése.

Célszerűnek látszik pl. annak vizsgálata, hogy miért előnyös az átmenetifém-komponensek jelenléte ebből a szempontból. Lehetséges, hogy az átmenetifém-kontrakciónak szerepe van ebben (lásd 10. ábra).

Érdeemes megvizsgálni azt is, hogy milyen kapcsolat van a multikomponensű, (ún. bulk amorphous alloys) képződési mechanizmusa (a nagy üvegek képződés hajlam szerepe) és az HEA egyfázisú jellegének kifejlődése között (a nagy üvegek képződés hajlam ugyancsak kapcsolatban van a több komponens jelenlétével).

Összefoglalás

A félempirikus Hume-Rothery-szabályok eredeti megfogalmazásukban csekély prediktív erővel rendelkeznek az ötvözetek fázisviszonyainak leírásában. Leginkább kétséges az elektronegativitás különbözőségére való hivatkozás, mivel ezt a fogalmat Pauling kovalens, egyszeri kötést tartalmazó molekulák disszociációs energiái alapján alkotta meg.

1. Az elektronegativitás fogalma ugyanakkor jelentékenyen kiteljesedett, és fémek számára is alkalmazható lett azáltal, hogy Miedema egyértelmű kapcsolatot teremtett a fémek kilépési munkája és a Pauling-féle elektronegativitás között.
2. A fémeknél és fémes szilárd oldatokban alkalmazott kilépési munka, illetve a töltéseltolódás, valamint a képződéshő között egyértelmű kapcsolat áll fenn.
3. Az átmenetifémekben tapasztalható nagymértékű d-elektronpálya üreSEDÉS és töltéseltolódás ötvözetkészítéskor nagy valószínűséggel döntő jelentőségű a nagy entrópiájú egyfázisú ötvözetek stabilizációjában.

4. Ugyancsak egyfázisúságot stabilizáló tényező lehet 3d átmenetifémekből álló nagy entrópiájú ötvözetek képződésében a d-pályák betöltetlensége miatt fellépő atomi kontrakció.

Köszönetnyilvánítás

A közleményben bemutatott kutatást az Új Széchenyi Terv keretében az EFOP-3.6.2-16-2017-00016 projekt részeként hajtották végre. A projekt befejezését az Európai Unió és az Európai Szociális Alap társfinanszírozza.

Irodalom

- [1] *W. Hume-Rothery*: Electrons, Atoms, Metals and Alloys. Dover Publications, 1963, Dover, New York. ASIN: B0006 AYT4W
- [2] *L. Pauling*: The Nature of the Chemical Bond. Cornell University Press, 1960, Ithaca, ISBN: 0-8014-0333-2.
- [3] *W. G. Moffatt*: The Structure and Properties of Materials. IV. kötet, Electronic Properties, John Wiley and Sons Inc., 1970, New York, London, Sydney.
- [4] *A. R. Miedema, F. R. de Boer, P. F. de Chatel*: Empirical description of the role of electronegativity in alloy formation. J. Phys. F: Metal Phys. 3 kötet, 1973, 1558–1576.
- [5] *A. G. Guy*: Fémfizika, Műszaki Könyvkiadó, 1978, Budapest. ISBN 963 1021238
- [6] *Ch. Kittel*: Bevezetés a Szilárdtest-fizikába, Műszaki Könyvkiadó, 1981, Budapest. ISBN 963 10 3256 6
- [7] *Lovas Antal*: Járműanyagok, Typotex Kiadó, 2012, Budapest. ISBN 978 963 279 6284
- [8] *R. Zehringer, P. Oelhafen, H.-J. Güntherodt, Y. Yamada and U. Mizutani*: Electronic structure of hydrogenated amorphous Ni-Zr alloys. Mat. Sci. Eng., 99 kötet, 1988, 253–256.
- [9] *A. T. Robinson, J. E. Dorn*: Effect of alloying elements on the electrical resistivity of aluminium alloys. AIME Transactions, 1961. június, Journal of Metals, 451.
- [10] *Prohászka János*: Bevezetés az anyagtudományba I., Tankönyvkiadó, 1988, Budapest. ISBN 9631806723
- [11] *Greenwood, Norman N. Eamshaw, Alan*: Chemistry of the Elements (2nd ed.). Butterworth-Heinemann, 1997. ISBN 978 07 5063 3659
- [12] *Lovas Antal*: Klaszterjelenségek átmenetifém alapú nem egyensúlyi ötvözetek tulajdonságaiban és átalakulásaiban, Akadémiai doktori értekezés, 2009, Budapest.
- [13] *B. Cantor, I. T. H. Chang, P. Knight, A. J. B. Vincent*: Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys. Materials Science and Engineering: A, 375–377. kötet, 2004, 213–218, ISSN 0921-5093
- [14] *A. R. Miedema, R. Boom, F. R. De Boer*: On the heat of formation of solid alloys. Journal of the Less Common Metals, 41. kötet, 1975, 283–298.

LEVELES BORBÁLA – KEMÉNY ALEXANDRA – ORBULOV IMRE NORBERT

Alumínium mátrixú bimodális fémhabok gyártása és vizsgálata

A fémhabokat az autóiparban egyre nagyobb körben használják nagy fajlagos energiaelnyelő képességük és relatív kis tömegük miatt. A fémhabok olyan anyagok, amelyek meghatározott részben porozitást tartalmaznak, valamint öntött fém mátrixanyagot. Szintaktikus fémhaboknál a második fázis – amely a sűrűség csökkentéséért felelős – gömbhéjak vagy zárt falú porózus anyagok bevitelével jön létre. A kutatásunk során bimodális fémhabokat gyártottunk, ahol két különböző átmérőjű kerámia gömbhéjat alkalmaztunk töltőanyagként. A gömbhéjak alapanyaga nagy tisztaságú alumínium-oxid kerámia, névleges átmérőjük $\varnothing d_1 = 7$ mm és $\varnothing d_2 = 2,4$ mm. A fémhabokban 1:1; 2:1 és 4:1 térfogatarányban helyeztük el a két különböző méretű gömbhéjat, amelyet keverés után egyenletes eloszlásúnak tekinthetünk. Az így létrehozott anyag befoglaló térfogatának ~ 69-73%-át töltik ki gömbhéjak a keverési aránytól függően, amelyek közé kis nyomással Al99,5 alumíniumot infiltráltunk, így létrehozva a cellás szerkezetű anyagot. A gyártási paraméterek nagy hatással vannak az elkészült fémhab tulajdonságaira, ezért különböző előhevítési és olvadék-hőmérséklettel, infiltráló nyomással és idővel kísérleteztünk a megfelelő nedvesítés és kitöltés elérése érdekében. A gyártott mintákat makroképek és mikroszkópos felvételek alapján értékeltük.

1. Bevezetés

Habos anyagok a természetben egy nagyobb szerkezet stabilitásnövelése végett jöttek létre. Célszerűen a természetben a tömeg csökkentésére és egyidejűleg a szilárdság fenntartására, növelésére irányult a szelekció. A fémhabokat a luxusautó-iparban, űrtechnikában és tengerészetben egyre nagyobb körben használják nagy fajlagos energiaelnyelő-képességük és relatív kis tömegük miatt. A szintaktikus fémhabok olyan cellás szerkezetű anyagok, amelyeknek mátrixanyaga fém, második fázisa pedig egy

kisebb sűrűségű töltőanyag, általában porózus vagy üreges (minden esetben levegőt tartalmazó) anyag. A kutatásunk során bimodális fémhabot gyártottunk, ahol két különböző átmérőjű kerámia-gömbhéjat alkalmaztunk töltőanyagként.

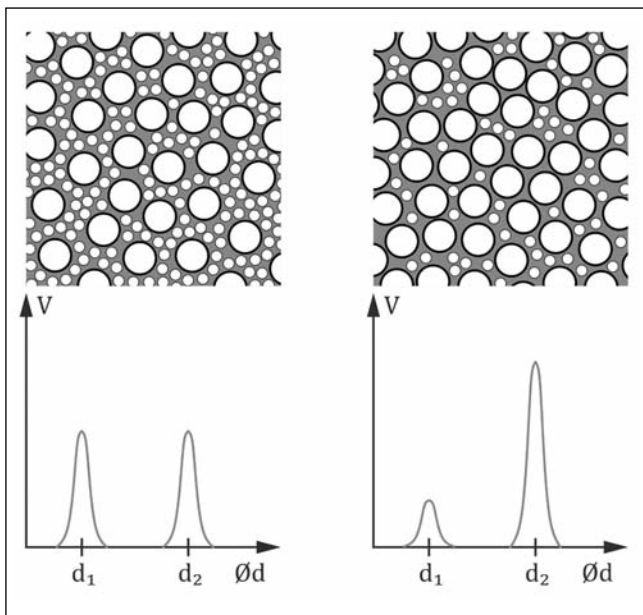
A szakirodalom a fémhabokat a hibridek osztályába sorolja a kompozitok, szendvicsszerkezetű és rácsos anyagok közé. Azokat a speciális fémhabokat, ahol a cellákat a második fázis hozza létre, az anyagon belüli elhelyezkedésük pedig homogénnek tekinthető, illetve méretük közel azonos, szintaktikus fémhaboknak nevezzük. Ezek mátrix-

anyaga valamilyen könnyűfém, töltőanyaga pedig valamilyen kerámia gömbhéj, amely lehetővé teszi a porozitást [1].

Fémhabok többféle gyártástechnológiával is létrehozhatók. Ezek közül három módszer terjedt el: a porkohászati eljárás, a bekeveréses öntés és a nyomásos infiltrálás [2–4]. A legelterjedtebb eljárás az infiltrálás, amely nedvesítési viszonytól [5, 6] függően lehet nyomásos, illetve gravitációval segített. Itt a mátrixanyagot olvadék állapotban juttatjuk a gömbhéjak közé, a nyomás alkalmazása a nedvesítés növelésére szolgál. Az infiltrálási nyomás, idő és hőmérséklet paraméterek beállításával végezhető el sikeresen a szintaktikus fémhaböntések [7–10].

A szintaktikus fémhabok további fejlesztéseként tekintethető a bimodális fémhabok. Bimodális fémhabok alatt a két eltérő átmérőjű gömbhéjjal töltött szintaktikus fémhabokat értjük, amelyekben a töltőanyag térkitöltése 10-20%-kal nagyobb, és sűrűségük akár 25%-kal kisebb, mint az unimodális (közel azonos átmérőjű) gömbhéjjal töltött haboké [11–12]. Az eltérő átmérőjű gömbhéjak aránya lehet az 50-50 tf%-tól különböző is, az 1. ábrán látható módon.

A szakirodalomban a bimodális fémhabokról kevés információ áll rendelkezésre. *Tao és munkatársai* bimodális kerámia mikro-gömbhéjjal töltött alumínium mátrixú szintaktikus habokat vizsgáltak. Kutatásaikban a gyártott bimodális fémhabok akár 10%-kal nagyobb porozitást és 8%-kal nagyobb kezdeti alakváltozást mutattak, mint a szintaktikus fémhabok. Ezt finom (75–125 μm) és durva



■ 1. ábra. Bimodális fémhabok lehetséges töltőanyag-eloszlási arányai

(250–500 μm) kerámia gömbhéjjal töltött AlSi1MgMn mátrixanyagú fémhabokon mutatták ki [11].

Orbulov és kutatócsoportja bimodális alumínium mátrixú szintaktikus habok nyomótulajdonságait vizsgálta. AlSi12 ötvözetet töltöttek kisebb (150 μm) és nagyobb (1425 μm) Globocer gömbhéjjal a kutatáshoz. A bimodális fémhabok mechanikai tulajdonságai a tisztán kicsi és tisztán nagy kerámia gömbhéjjal töltött szintaktikus fémhabok tulajdonságai közé estek, és a nyomószilárdság megbízhatóan megbecsülhető volt a keverékszabály alkalmazásával [13].

A bimodális fémhabok gyártásával eltökélt célunk egy olyan kétfázisú anyag létrehozása volt, amely a homogén, tömör kontinuum anyaghoz képest kisebb sűrűséggel és nagyobb fajlagos nyomószilárdsági tulajdonságokkal rendelkezik. Az ilyen anyagok gyártása jelenleg csak laboratóriumi körülmények között kivitelezhető a keverési módszerek és öntési paraméterek ismeretének hiányában. Amennyiben minden tényező ismertté válik, úgy a bimodális fémhab öntése is iparosítható, tetszőleges alakadási lehetőségekkel.

2. Eszközök és módszerek

A szintaktikus fémhabokban a mátrix felveszi és szétoszlatja a terhelést, valamint a határretegen keresztül a gömbhéjak is teherviselővé válnak. A kutatásunkhoz kohóalumínium (Al99,5) mátrix alapanyagot használtunk.

Második fázisként leggyakrabban porózus kerámia vagy fém gömbhéjat használnak. Az általunk gyártott bimodális fémhab töltőanyagai alapanyagukban és sűrűségükben is megegyező, de két különböző, adott átlagos átmérőjű kerámia gömbhéjak voltak. Az üreges gömbhéjak alapanyaga Al₂O₃ C795, MSZ EN 60672-3:1999 [14] alapján, névleges átmérőjük $\varnothing d_1 = 7 \text{ mm}$ és $\varnothing d_2 = 2,4 \text{ mm}$. Ezeket a gömbhéjakat a Hollomet cég gyártja, és Globocer néven kaphatók. A gömbhéjak speciális tulajdonságait egy korábbi kutatás részletezi [15].

2.1. Keverés

A bimodális fémhabok különlegessége a két méretű gömbhéj keverési arányában rejlik. A térkitöltési tényezőt első megközelítésben elméleti egyenletek alapján számoltuk ki [12], azonban a gyártott fémhabok térkitöltési tényezői kisebb értéket adtak, így ez a módszer nem jelent tökéletes megoldást. Három különböző keverési arányt vizsgáltunk a gyártás során, ahol a nagyobb-kisebb kerámia gömbhéj arányok a következők voltak: (1:1) 50-50 tf%; (2:1) 67-33 tf% és (4:1) 80-20 tf%. Az elméleti kitöltések nem térnek el jelentősen egymástól a három esetben: 72,8 tf%; 71,9 tf% és 69,7 tf%.

Leveles Borbála 2019-ben szerezte meg BSc-diplomáját a BME Gépészmérnöki Karán. Jelenleg a gépészmérnöki mesterképzési szak anyagtudomány specializációján MSc-hallgató és az MTA-BME Lendület Kompozit Fémhabok Kutatócsoport kutatója. Kutatásaiban bimodális szintaktikus fémhabok gyártásával és mechanikai tulajdonságaival foglalkozik.

Kemény Alexandra 2019-ben szerezte meg MSc-diplomáját a BME Gépészmérnöki Karán. Jelenleg az Anyagtudomány és Technológia Tanszék PhD-hallgatója és az MTA-BME Lendület Kompozit Fémhabok Kutatócsoport kutatója. Kutatásaiban nagy teljesítményű szintaktikus fémhabok előállításával és tulajdonságaival foglalkozik.

Orbulov Imre Norbert 2009-ben szerzett PhD-fokozatot a BME Gépészmérnöki Karán, majd 2018-ban szerezte meg az MTA doktora címét. Jelenleg az Anyagtudomány és Technológia Tanszék egyetemi tanára és az MTA-BME Lendület Kompozit Fémhabok Kutatócsoport vezetője. Kutatási területe a fémmátrixú kompozitok és fémhabok előállítása és tulajdonságaik vizsgálata.

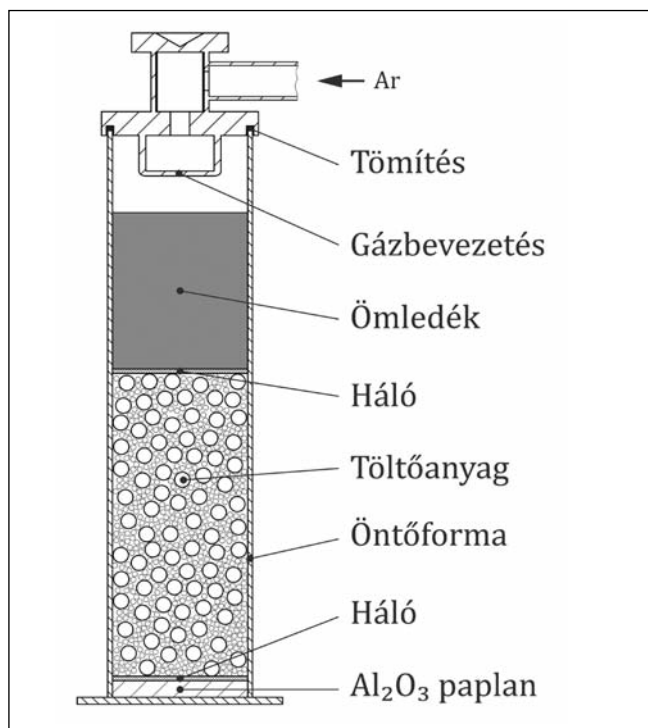
2.2. Bimodális fémhabok gyártása

A két különböző átmérőjű gömbhéjból kimértünk térfogatarányban (és a sűrűség miatt tömegarányban is) az eltervezett keverési aránynak megfelelő mennyiséget. A gömbhéjakat egy nagyobb edényben addig kevertük, míg közel egyenlő eloszlásúvá váltak. Ekkor beletöltöttük az előre meghegesztett és megfűrt talpas zártszelvénybe, amelybe előzetesen alumínium-oxid (vatta) paplant helyeztünk a mátrixanyag átfolyásának megakadályozására, és egy acélhálót a paplan elmozdulásának meggátolására, a 2. ábrán látható elrendezésben.

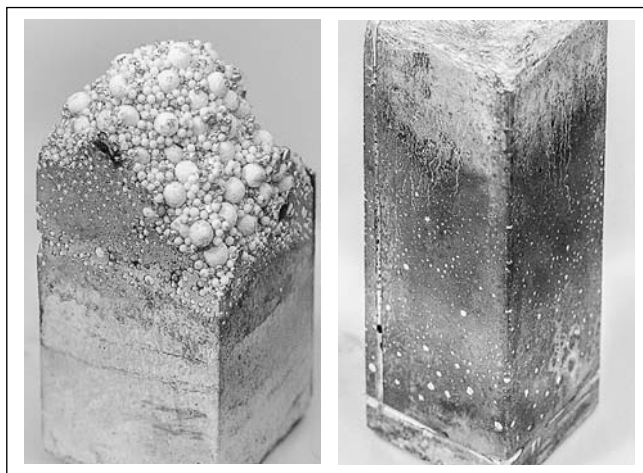
A kerámiával töltött tégelyt ekkor előhevítettük (az alumínium olvadáspontja alatt ~ 100 °C-kal), majd hűntartottuk 45 percig az egyenletes áthűlés végett. Ezalatt az indukciós kemencében megolvasztottuk a mátrixanyagot, hogy az öntés gyorsan elvégezhető legyen. A kisnyomású infiltrálás elvégzéséhez terveztünk és gyártottunk egy szigetelt pipát, amely egy nagynyomású argonpalackból reduktoron keresztül kap nyomást.

A kutatás során számos bimodális fémhaböntést hajtottunk végre, amelyek közül a megfelelő öntési paraméterek megismeréséig néhány sikertelen is volt. Az 1. táblázat bemutatja a helyes infiltrálási paramétereket Al99,5 mátrixanyag esetén. Hibásnak akkor tekintettünk egy öntést, ha a mátrixanyag nem töltötte ki a gömbhéjak közötti teret. Ez megvalósult olyan formában is, hogy az alumínium nem érte el a tégely alját és túl hamar megdermedt a 3. ábrán látható módon, illetve úgy is, hogy a túl kicsi viszkozitás vagy túl nagy nyomás hatására teljesen átfolyt a gömbhéjak között és a tégely alján kifolyt.

A mintákat gyémánttárcsás automata vágógépen vágtuk próbatestekké, mivel a kerámia gömbhéjak nagy keménysége miatt más módszerekkel nem tudtunk pontos, párhuzamos síkokat létrehozni.



■ 2. ábra. Sematikus ábra az infiltráló tégely keresztmetszetéről



■ 3. ábra. Hibás fémhaböntés (bal) és sikeres öntés (jobb)

1. táblázat. Infiltrációs paraméterek a sikeres öntések alapján az Al99,5 mátrixú bimodális fémhaboknál

Előhevítés (°C)	Hűntartás (min)	Infiltrálási nyomás (kPa)	Infiltrálási idő (s)	Mátrix olvadáshőmérséklet (°C)
550	45	300	5	720

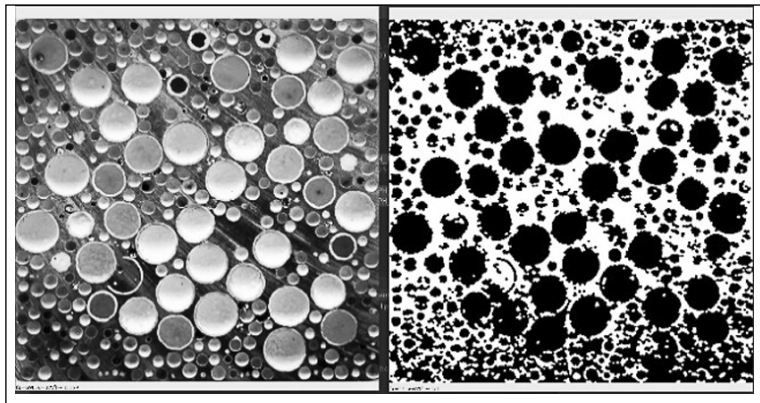
A kapott próbatestek felületét csiszolással és polírozással készítettük elő a makro- és mikroszerkezeti vizsgálatokhoz. Az eltérő keménységek és falporozitás miatt ez nehéz feladatnak bizonyult. Sajnos a leváló kerámiadarabkák folyamatosan kisebb karcolásokat okoztak az alumínium felületén, emiatt polírozó technikára kellett váltani. Először P80-as csiszolópapírral kezeltük a felületet, majd fokozatosan P200, P600, P1200-as papírt használtunk 2-2 percig. A P4000-es papírt a kerámiadarabkák felszakították, így polírozótárcsával (Buehler Alpha csiszoló-polírozógépen) és 3, majd 1 mikronos gyémántszemcsés polírozóanyaggal kezeltük a felületét 5-5 percig. Ezután már közel tükörsimának mondható a felület, bár számos helyen a leváló kerámiadarabok által okozott karcolások nem voltak eltüntethetők.

3. Eredmények

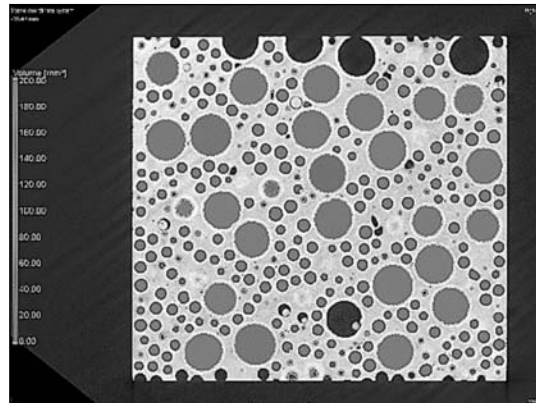
Az előállított bimodális fémhabok átlagos sűrűsége $1,62 \pm 0,03$ g/cm³ volt. A sűrűséget az élek hosszának és a kocka közepének mindhárom tengely irányú leméréséből számított térfogatából, illetve tömegmérésből kapott eredményekből számoltuk ki. Meg kell jegyezni, hogy a tömbök szélein lévő gömbhéjak mellett több alumínium van jelen, mint a tömb belsejében, és a sérült gömbhéjak aránya növeli a mért sűrűség értékét az elméleti sűrűséghez viszonyítva. Ez a mért érték 0,2 g/cm³-rel nagyobb, mint az elméleti 1,4 g/cm³.

3.1. Térkitöltési tényező meghatározása

A fémhabok gyártásának sikerességét először a gömbhéjak tényleges kitöltési arányának vizsgálatával és az elméleti értékkel való összehasonlításával lehet meghatározni. A maximum elérésekor az öntés hatékony. A legkézenfekvőbb módszer a töltőanyag eloszlásának a próbatest egy sík keresztmetszetén történő vizsgálata. Első megközelíté-



■ 4. ábra. Felületi térkitöltés szoftveres vizsgálata a próbatest keresztmetszetén



■ 5. ábra. CT-vizsgálat egy 2D-s keresztmetszeten

tésben megvizsgáltuk a nagy és a kis gömbhéjak számát, a második megközelítésben pedig az összes gömbhéj és az alumínium kitöltési arányát (tehát a felületi eloszlást). A gömbhéjak kitöltési arányának meghatározására szoftveres képelemzést használtunk [16]. Az Adobe Lightroom szoftver segítségével a képet megfelelő megvilágítottá és szürkeárnyalatossá javítottuk, az ImageJ szoftverrel pedig binárisra változtattuk a keresztmetszeti képet, amelynél a gömbök fekete színt jelölnek, a mátrix pedig fehéret. Miután kétféle képpont volt csak jelen a képen, kiszámoltuk a szoftverrel a kétféle képpont arányát, amiből egyenesen lehet következtetni a két fázis arányára. A 4. ábrán átlagosan 55–67%-os kitöltési arányt mértünk, amely jelentős eltérést mutat az elméleti 69–73%-os értéktől. A módszer némi hibával terhelt, mert a szoftver nem tudta pontosan megállapítani a gömbök színét a mélységi problémák miatt. A kicsi és a nagy gömbhéjak arányának meghatározását neurális hálók segítségével is vizsgáltuk, de a karcolások és a csiszolás pontatlanságai miatt ez a módszer sem működött hibátlanul. A paraméterek változtatásával a kiszámolt arány megközelítette az elméleti értékeket, de az eredmény nagy szórást mutat.

A töltőanyagarány mérésére megfelelő megoldás a számítógépes tomográfia (CT) 3D-s vizsgálata, amellyel az üregek térfogata megállapítható [17]. A mérési módszer nem veszi figyelembe a gömbhéjak falát, ezért azok térfogatát hozzá kell adni a kumulatív térfogathoz. További hátrány, hogy csak a tökéletes gömbök mérhetők; kimaradnak a felületi elvágott gömbök, illetve azok, amelyekbe részben

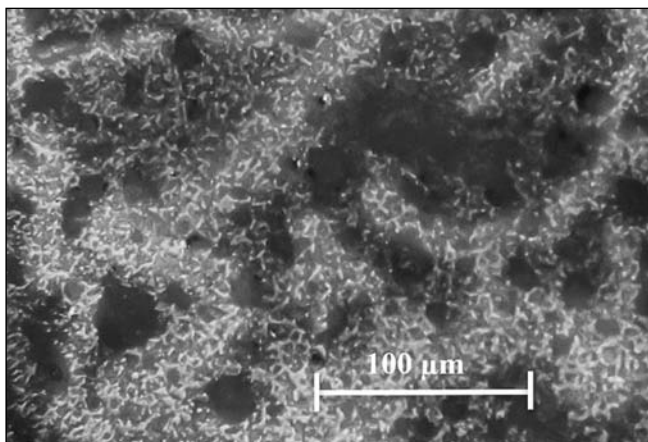
beszivárgott a mátrixanyag (5. ábra). Ebből a mérésből kapott eredményként a bimodális fémhabok ~50%-a üregekből áll, tehát a számított töltőanyagarány körülbelül 66%, amelybe a gömbhéjak fala és a felületi üregek is beleszámítanak. A mérés kiértékelése hosszadalmas, ezért egyszerűbb módszereket kell kidolgozni.

3.2. Falporozitás meghatározása

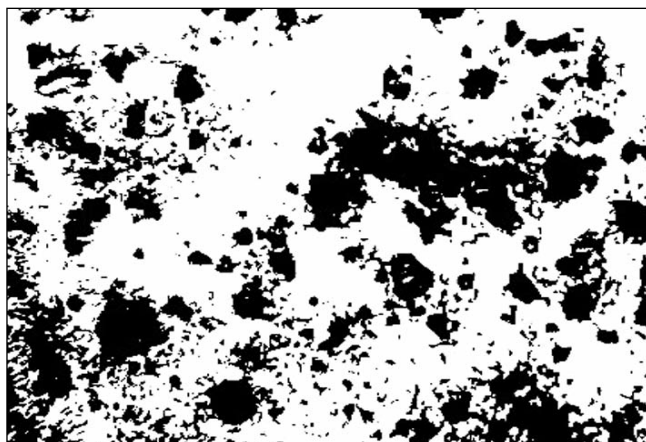
A mikroszerkezeti vizsgálatok során a kerámia gömbhéjak és az alumínium mátrix közötti kapcsolatot vizsgáljuk. Elsősorban a gömbhéjak falának porozitását érdemes vizsgálni, mivel ez befolyásolja az alumíniummal való kohézió kialakulásának képességét, illetve lehetőséget ad a fal károsodására. A gömbhéjak porozitása fémmikroszkópos képeken a csiszolt keresztmetszeteken figyelhető meg. A töltőanyag-eloszlás meghatározásához hasonlóan, a fal porozitását is képelemzéssel határoztuk meg, a gömbhéjarány meghatározásához hasonlóan. Az ImageJ szoftver által létrehozott bináris kép alapján a porózus részek százalékos lefedettsége meghatározható a fekete-fehér képpontok arányában. Átlagosan 40-60%-os porozitást figyeltünk meg. A 6. ábrán az Olympus PMG-3 készüléken készített fémmikroszkópos kép szemlélteti a gömbhéj falának porozitását.

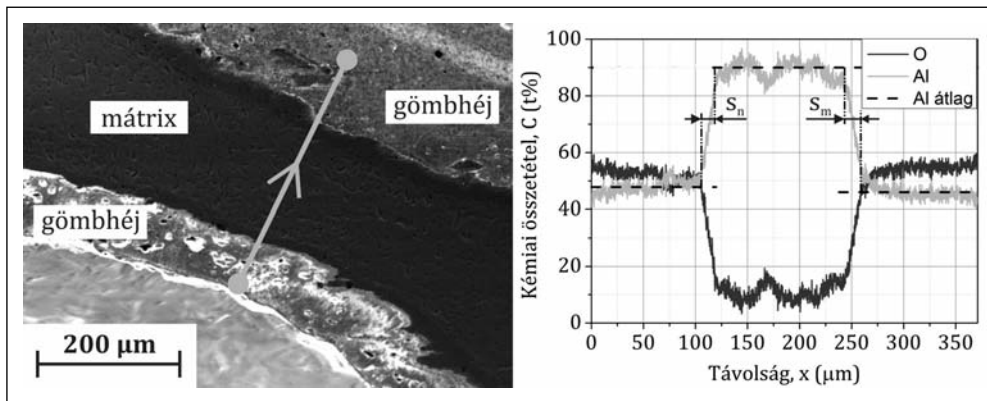
3.3. Az átmeneti réteg vastagsága

Energiadiszperzív röntgenspektroszkópiával (EDS) a két anyag (mátrix és gömbhéj) közötti átmeneti réteg alapo-



■ 6. ábra. Közelítő megoldás a falporozitás vizsgálatára





■ 7. ábra. A határreteg vastagságának meghatározása vonalmenti EDS-vizsgálattal

sabban megvizsgálható. A határreteg vastagságának meghatározásához az elemek vonalmenti százalékos tömegeloszlását Zeiss EVO MA10 pásztázó elektronmikroszkóppal (SEM) és EDAX Z2 modulal végeztük. A mérés célja a gömbhéjak fala és az alumínium mátrix közötti kapcsolat megismerése, amely nagy jelentőségű a szerkezeti integritás szempontjából. A kapcsolat lehet adhéziós vagy kohéziós. Az adhéziós kötés csak a gömbhéjak felületének geometriai tulajdonságaitól függ, a koherens kapcsolat esetén az anyagok között kémiai kötés alakul ki. A két jelenség gyakran átfedésben van, összetett kapcsolatot eredményezve. A határreteg vizsgálatához vonalmenti EDS-mérést végeztünk merőlegesen a gömbhéj falára és a mátrixanyagon keresztül. Az EDS-profil vonalán szereplő pontok a tényleges kémiai összetételt mutatják tömegszázalékban. A méréseket csiszolt keresztmetszeteken végeztük, az egyik gömbhéj falától kezdve, a mátrixanyagon át egy másik üreges gömb falával bezárólag (7. ábra).

A mérési adatok alapján meghatározható az elemek eloszlása a mátrix anyagában és a gömbhéj falában is, ezekből az adatokból pedig kiszámolható az egyes elemek mennyiségének átlagos értéke is. Az így kapott vonalak közötti átmenet meghatározza a határreteg vastagságát. A réteg vastagságát $\bar{s} = 12,50 \pm 3,22 \mu\text{m}$ -nek mértük, amely viszonylag vastag átmeneti réteget és erős kötést jelent a gömbhéjak és az Al99,5 mátrixanyag között.

4. Összefoglalás

A mérésekből az alábbi következtetéseket lehet levonni:

- A CT-vizsgálat információt ad az üregek térfogatáról, de egyszerűbb módszerekre van szükség a bimodális fémhabok kitöltési arányának meghatározására. A síkbeli képelemzés megoldást jelenthet erre a problémára, amennyiben a mérési szórást sikerül csökkenteni.

- A mért töltőanyagarány ~66% volt, tehát nagyobb kitöltési arány érhető el a vizsgált bimodális gömbhéjakkal, mint az azonos átmérőjű gömbökkel.

- A töltőanyagarány elméleti értékétől való eltérés a kerámia nagy falporozitásával magyarázható, ezáltal az olvadt alumínium bejuthat bizonyos gömbökbe a falakban lévő hibákon keresztül.

- További vizsgálatokat szükséges végezni a különböző méretű gömbhéjak keverési arányainak változtatásával, hogy kisebb sűrűségű habot lehessen létrehozni, és hogy

megközelítsük az elméleti töltőanyagarányt. A hibás gömbhéjak megnehezítik ennek a megvalósítását.

- A vonalmenti EDS-mérések igazolják, hogy mivel a gömbhéj és a mátrix között viszonylag vastag határreteg alakult ki, az Al99,5/Al₂O₃ bimodális fémhabok számára megfelelő infiltrációs paramétereket határoztunk meg, jó a kötés a héj és a mátrix anyag között.

Irodalom

- [1] Gupta N., Rohatgi P. K.: 2018 4.15 Metal Matrix Syntactic Foams. ed P. W. R. Beaumont and C. H. Zweben Compr. Compos. Mater. II 4 364–85.
- [2] Neville B. P., Rabiei A.: 2008 Composite metal foams processed through powder metallurgy Mater. Des. 29 388–96.
- [3] Manoj, Afzal Khan D. M. Mondal D. P.: 2018 High temperature deformation behavior of closed cell ZnAl27 hybrid foam made through stir casting technique Mater. Sci. Eng. A 731 324–30.
- [4] Ginsztler J., Orbulov I. N., Kun P.: 2013 Infiltration Characteristics and Compressive Behaviour of Metal Matrix Syntactic Foams Mater. Sci. Test. Informatics VI 729 68–73.
- [5] Castro G., Nutt S. R.: 2012 Synthesis of syntactic steel foam using gravity-fed infiltration Mater. Sci. Eng. A 553 89–95.
- [6] Dobránszky J., Orbulov I. N., Németh Á.: 2008 Composite Production by Pressure Infiltration Mater. Sci. Test. Informatics IV 589 137–42.
- [7] Palmer R. A., Gao K., Doan T. M., Cavallaro G.: 2007 Pressure infiltrated syntactic foams—Process development and mechanical properties Mater. Sci. Eng. A 464 85–92.
- [8] Orbulov I. N.: 2013 Metal matrix syntactic foams produced by pressure infiltration—The effect of infiltration parameters Mater. Sci. Eng. A 583 11–9.
- [9] Bárczy T., Kaptay G.: 2009 Modeling the Infiltration of Liquid Metals Into Porous Ceramics Mater. Sci. Forum 473–474., 297–302.,
- [10] Castro G., Nutt S. R.: 2012 Synthesis of syntactic steel foam using mechanical pressure infiltration Mater. Sci. Eng. A 535 274–80.
- [11] Tao F., Zhang L. P., Zhao Y. Y.: 2009 Al matrix syntactic foam fabricated with bimodal ceramic microspheres Mater. Des. 30 2732–6.
- [12] Brouwers H. J. H.: 2013 Random packing fraction of bimodal spheres: An analytical expression Phys. Rev. E – Stat. Nonlinear, Soft Matter Phys. 87 1–8.
- [13] Orbulov I. N., Kemény A., Filep Á., Gácsi Z.: 2019 Compressive characteristics of bimodal aluminium matrix syntactic foams Compos. Part A Appl. Sci. Manuf. 124 105479
- [14] MSZ EN 60672-3:1999: Kerámia és üveg szigetelőanyagok. 3. rész: Az egyes anyagok előírásai (IEC 60672-3:1997)
- [15] Kemény A., Károly D.: 2019 Mechanical and Microstructural Features of Ceramic Hollow Spheres Acta Mater. Transylvanica 2 27–31.
- [16] Bubonyi T., Barkóczy P., Lénárth G.: 2017 Automated Image analysis of the inhomogeneities in the microstructure of aluminium castings Proceedings of the 5th International Scientific Conference on Advances in Mechanical Engineering (ISCAME 2017) 79–83.
- [17] Kozma I., Zsoldos I., Dorogi G., Papp S.: 2014 Computer tomography based reconstruction of metal matrix syntactic foams Period. Polytech. Mech. Eng. 58 87–91.

Dekarbonizáció mérése roncsolásmentes módszerrel – avagy a központ nélküli diffraktométerek új alkalmazása

A kutatómunka célja, hogy a dekarbonizáció mértékét hőkezelt, akár kész alkatrészek felületén is roncsolásmentesen, nagy biztonsággal meghatározni tudó mérési módszert dolgozzunk ki. A dekarbonizáció kialakulására gyakran csak a félkész vagy kész állapotban derül fény, amikor az alkatrész felülete nem felel meg az előírt paramétereknek. Ebben az esetben az alkatrészből történő mintakivágással lehet a folyamatról meggyőződni, amely annak selejtté válását jelenti. A központ nélküli röntgendiffraktométereket elsősorban roncsolásmentes, maradó feszültség vizsgálatra fejlesztették ki. A Fémteni, Képlékenyalakítási és Nanotechnológiai Intézetben (FKNI) és a 3D laboratóriumban országosan egyedülálló módon két ilyen diffraktométer is működik. Jelen kutatómunka alapötlete, hogy a diffraktométer által detektált interferenciafüggvény azon jellemzőit is meghatározzuk és felhasználjuk, amelyek a maradó feszültség vizsgálaton messze túlmutatnak [1, 2]. Ilyen jellemző az interferenciafüggvény szélesedése (FWHM), amely a diffrakciót adó fázis kémiai összetételével és a mikrofeszültségekkel korrelál [3, 4]. Kémiai összetétel-változás történik például az acélok hőkezelésének negatív kísérő jelensége, a dekarbonizáció során.

Bevezetés

A hőkezelt kemencében található atmoszféra különböző gázokat tartalmaz, mint például: szén-dioxid, szén-monoxid, hidrogén, nitrogén, oxigén és vízgőz [5, 6]. Ezen gázok a vasban oldott karbon tartalmat csökkentik, hisz a felületén egy bizonyos mélységig reagálnak vele, megváltoztatva annak szöveti összetételét és vele együtt a szilárdságát is [2, 5, 7].

Ahhoz, hogy ezeket az eseteket elkerüljük, a dekarbonizáció folyamatának minimalizálása a felhasználástól függően kulcsfontosságú lehet, számos alkatrész esetén a dekarbonizáció mértéke előírászerűen szabályozott. Ebből az következik, hogy a dekarbonizáció mértékének jellemzése fontos. A definíció gyakorlati megközelítése dekarbonizálnak tekinti azt a rétegvastagságot, amely veszít funkcionális tulajdonságaiból [8]. A dekarbonizáció mérésére legelterjedtebb a metallográfiai vizsgálat és a keménységmérés, amelyeknek súlyos hátránya, hogy roncsolásos (mintakivágásos) technikával valósíthatók meg. Jelen kutatómunkánk fő célja, hogy mintakivétel nélkül is információt nyerjünk a dekarbonizáció előrehaladásról röntgendiffrakciós vizsgálatok segítségével. Munkánk során különböző mértékben dekarbonizálódott rétegeket állítottunk elő, majd az interferenciafüggvény szélesedését határoztuk meg az acél felületétől befele haladva. A mélységi méréshez többlépcsős elektrokémiai polírozást használtunk. A dekarbonizáció és a profilszélesedés korrelációjának meghatározásához szövetvizsgálatokat és keménységfutas vizsgálatokat is végeztünk. A három módszer

Szobota Péter VI. féléves BSc anyagmérnök hallgató hőkezelési és képlékenyalakítási szakirányon a ME Műszaki Anyagtudományi Karán. A jelen kutatómunka egy intézményi TDK-dolgozat keretében készült, amivel 3. helyezést ért el.

Sepsi Máté szakmai életrajzát 2016/3. számunkban közöltük.

Dr. Mertinger Valéria szakmai életrajzát 2017/2. számunkban közöltük.

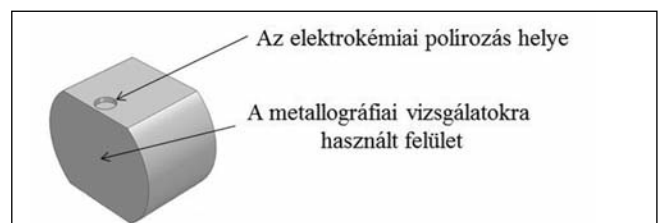
egymást kiegészíti, illetve rávilágít a röntgendiffrakciós vizsgálatok előnyeire is. A mélységi vizsgálatok célja jelen esetben az volt, hogy megmutassuk, hogy a diffrakciós profil félérték szélessége milyen érzékenyen reagál a gradiensen változó karbon tartalomra. Az ilyen módon validált mérési eljárással a felületi dekarbonizáció roncsolásmentesen meghatározható.

Vizsgálatok és azok eredményei

1. Dekarbonizált réteg létrehozása

A kísérleti próbatestek alapanyagának C45 minőségjelű, melegem hengerelt rúdacélt választottunk. A próbatestek geometriai kialakítását (1. ábra) úgy választottuk meg, hogy a próbadarabok kemencébe történő ki- és behelyezése, valamint a hőkezelés, majd az azt követő mérések biztonsággal reprodukálhatók és könnyen elvégezhetőek lehessenek.

Különböző vastagságú dekarbonizált réteget 900 °C-os, levegő atmoszférájú, ellenállás fűtésű kemencében, különböző idejű (1 jelű minta: 0,5 óra; 3 jelű minta: 1 óra; 9 jelű minta: 2 óra) izzítással hoztunk létre. A próbadarabok felhevülési idejének kiméréséhez K típusú (Ni-Cr) termoelem jelét használtuk. A termoelem egy próbadarab közepébe fűrt furatba volt elhelyezve. A hőkezelések során kialakult revét 50-50% térfogatarányú cc. sósav és víz elegyével távolítottuk el.



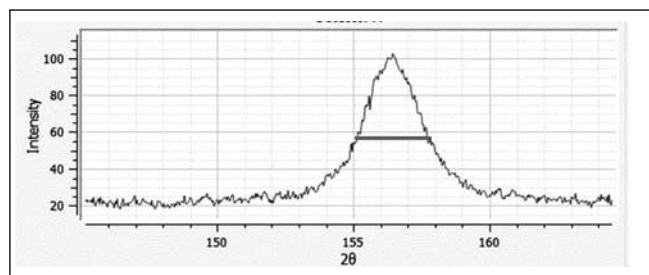
■ 1. ábra. A kísérleti próbadarabok geometriája és vizsgálati helyei



■ **2. ábra.** A röntgendiffrakciós vizsgálatokhoz használt Stresstech Xstress Robot röntgendiffraktométer és az anyageltávolítás meghatározására szolgáló mérőóraállvány

2. Röntgendiffrakciós mérések

A félértékszélesség vizsgálatához a Stresstech Xstress Robot röntgendiffraktométert használtuk (2. ábra). Első feladatunk egy kalibráció és a robotkar behangolásának elvégzése volt. Az előkészületek után az első mérési pont a felületen készült, majd az elektrokémiai polírozást több lépésen keresztül addig végeztük, amíg a félértékszélesség értéke telítésbe nem ment. A vizsgálathoz a berendezés maradó feszültségmérés rutinját használtuk Cr röntgensóval, 30 kV gyorsítófeszültséggel, 8 mA áramerősséggel, valamint módosított Ψ mérési móddal, 11/11 döntés alkalmazásával minden egyes mérési hely esetében [9]. A 11/11 döntés azt jelenti, hogy + 45 és - 45°-os maximális döntést alkalmaztunk 11 lépésben mindkét (plusz és m-



A minta széle

■ **3. ábra.** 0,5 órás izzításon átesett minta széléről és a közepéről készített {211} reflexiók. A vízszintes vonal jelzi a félértékszélesség nagyságát

nusz) irányban. A maradó feszültséget és a félértékszélességet a ferrit {211} interferenciafüggvényén határoztuk meg. A minta szélén és egy kevésbé dekarbonizálódott helyen, a minta közepén rögzített interferenciafüggvényt és a félértékszélesség nagyságát mutatja példaként a 3. ábra. Az adott mélységhez tartozó félértékszélesség-adat a 22 döntésből (11 pozitív irányú és 11 negatív irányú) nyert 22 FWHM mérés átlaga. Az elektrokémiai polírozást Struers MoviPol-5 nevű géppel végeztük, az eltávolított rétegvastagságot egy tapintó mérőórával határoztuk meg, mely lépésenként jellemzően 50-100 μm volt. A vizsgálatok helyét az 1. ábra jelzi. A vizsgálatok eredményét a keménység és feszültség adatokkal együtt mutatjuk be.

3. Szövetvizsgálatok

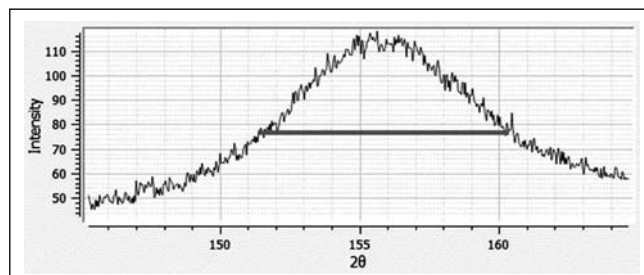
A röntgendiffrakciós mérések elvégzése után keresztmetzeti csiszolatot készítettünk, melyeken a szokásos mintaelőkészítési módszert alkalmaztuk. Négy fokozatú csiszolást, polírozást és végül 2%-os Nitalban történő maratást végeztünk. Mivel a vizsgálatunk a minta szélére koncentrált, ezért a lekerekedés ellen műgyantába ágyazást is használtunk.

Az előkészített minták fénymikroszkópos felvételeit az FKNI optikai mikroszkópia és képelemző laboratóriumában, Zeiss Axio Imager M1m-fénymikroszkóppal készítettük. A szöveti képeket mintánként, a két szélsőértéken mutatja be a 4. ábra, a szélén és a közepén. A 0,5 órás és az 1 órás hőntartás hatása nem látható a fénymikroszkópos felvételeken. A 2 órás izzítás hatására már megjelenik a szövetben a szelen a ferrit, a perlit és a bénit is. A minta közepe fele haladva mennyiségük csökken.

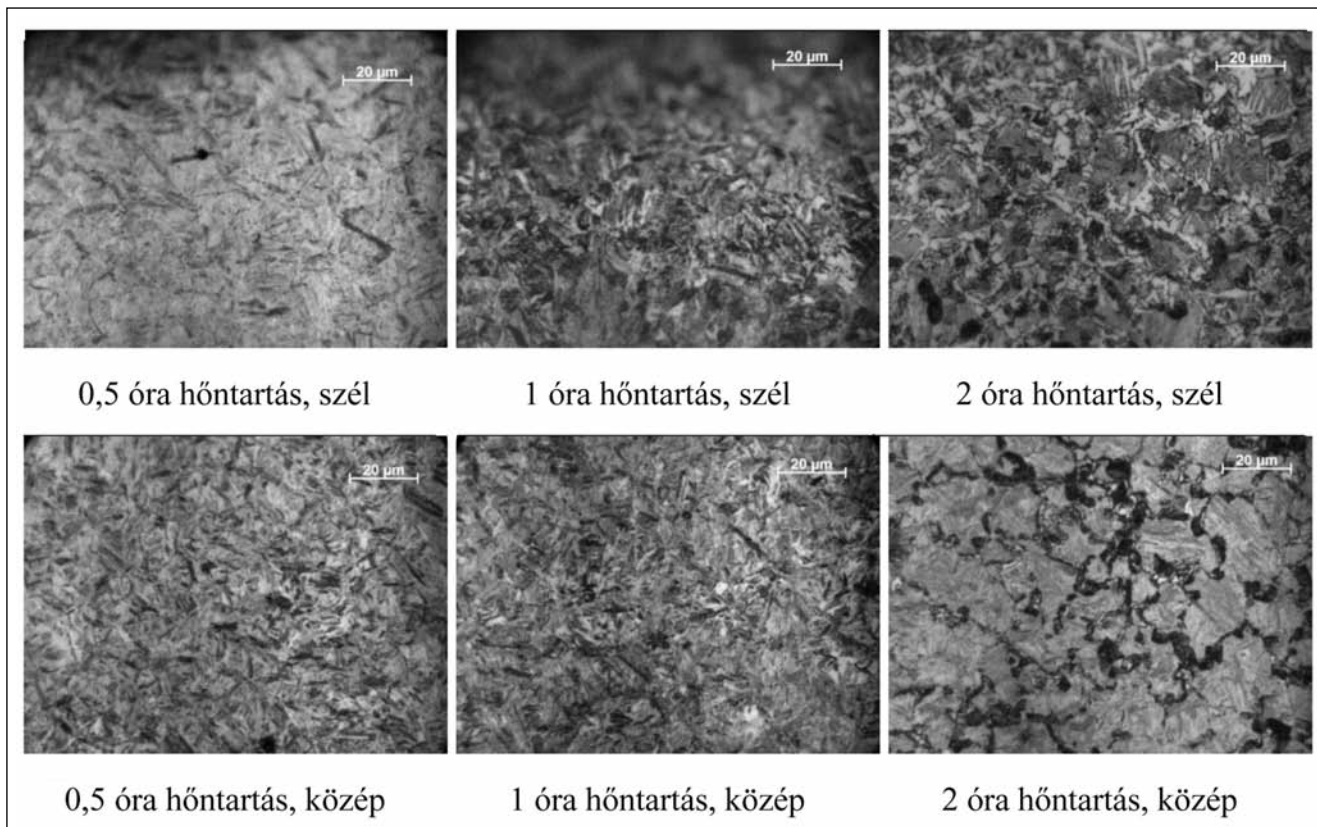
3. Keménységmérések

Az előkészített minták keménységméréseit az FKNI optikai mikroszkópia és képelemző laboratóriumában az InstronTukon 2100B (Wilson Instruments) mikrokeménység-mérő berendezéssel végeztük. A keménységméréseket 50 g terheléssel végeztük, az első lemért pont a csiszolat szélétől számított 20 μm távolságban volt, a többi további 100 μm -es lépésközökkel. A mintadarabok magjában makrokeménységet is mértünk 100 N-os terheléssel. Az eredményeket a három mintára együttesen az 5. ábra mutatja.

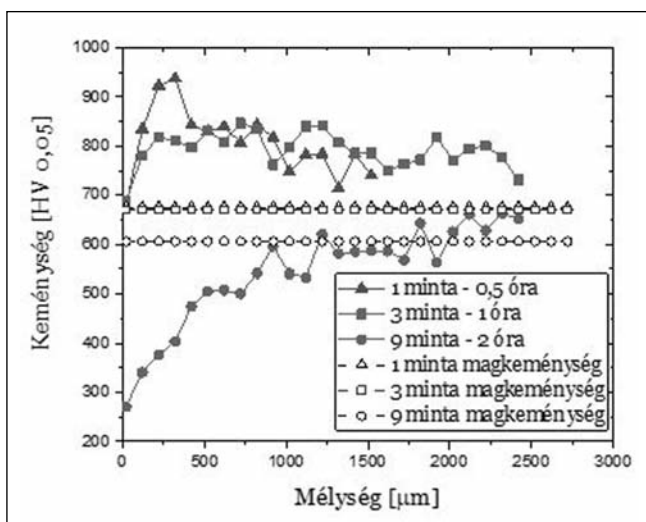
A 0,5 és 1 órás izzításon átesett minta nagy szórás mellett hasonló lefutású, a felület közeli egy-két érték kisebb.



A minta közepe



■ 4. ábra. A különböző mértékben (0,5, 1, 2 órás hőntartási idő) dekarbonizált minták fénymikroszkópos felvételei a minta szélén és közepén. A 2 órás hőntartás esetében jól megfigyelhető a bénit megjelenése.



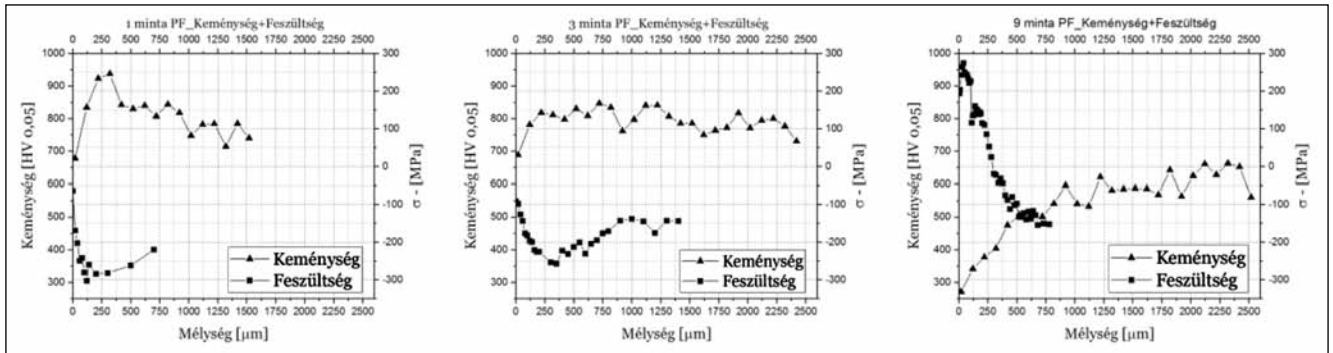
■ 5. ábra. A keménységértékek lefutása és a magkeménységek a különböző ideig izzított és dekarbonizálódott mintákon a minták szélétől a mag felé

Ezzel szemben a 2 órás minta felületén nagyon kicsi (280 HV) az érték, ami befele haladva folyamatosan növekszik, 2500 µm mélységben sem éri el a másik két minta értékét. Ez a lefutás egyértelműen mutatja a dekarbonizáció hatását. A 0,5 és 1 órás minták magkeménysége elmarad a felület keménységétől, ami arra utal, hogy a makrokeménység-mérési adatok a mikrokeménységgel ilyen heterogén szövet esetében nem vehetők össze. A 2 órás minta alacsonyabb magkeménysége a martenzit mellett megjelenő bénitnek köszönhető.

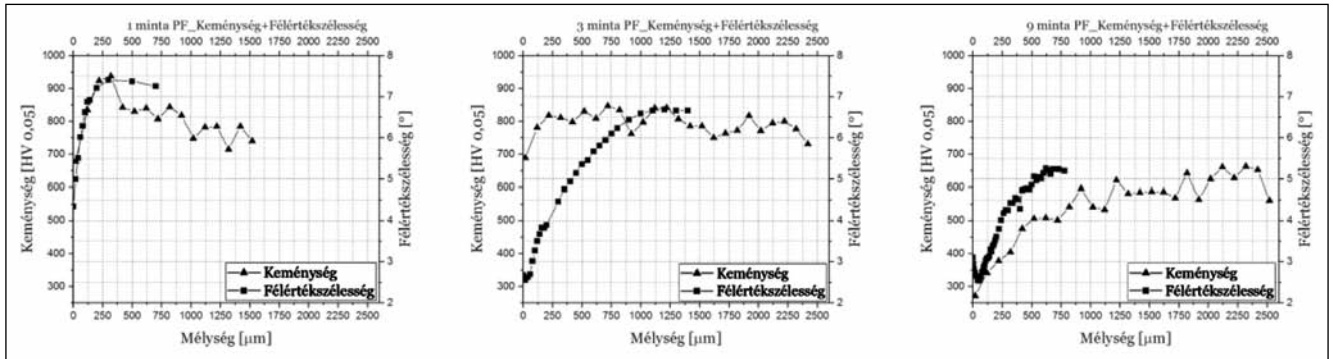
Az eredmények értékelése

A különböző mérési módszerek által kapott eredményeket közös diagramban ábrázolva hasonlíttuk össze. A 6. ábra a maradó feszültség és a keménységértékek változását mutatja. Egyértelmű megfigyelés mindhárom minta esetében, hogy a keménység növekedése a maradó feszültségnek a nyomó feszültség irányába történő változásával jár együtt, annak ellenére, hogy az 1 (0,5 óra) és 3 (1 óra) minta szövetszerkezetében a fénymikroszkópos vizsgálatok nem tudtak dekarbonizációt kimutatni. A feszültség és a keménység változása is arra utal, hogy ezeknek a mintáknak a felülete is dekarbonizálódott, de nem olyan mértékben, hogy ez szöveti változást okozzon. A 9 minta (2 óra) egyértelműen azt mutatja, hogy a dekarbonizációnak köszönhetően megjelenő lágyabb szövetelemek mint a ferrit és perlit, nemcsak a keménység kisebb értékét okozzák, hanem a nagyon veszélyes húzófeszültségek megjelenését is. A húzófeszültség jelenléte a repedések kialakulásában és különösen annak terjedésében játszik meghatározó szerepet.

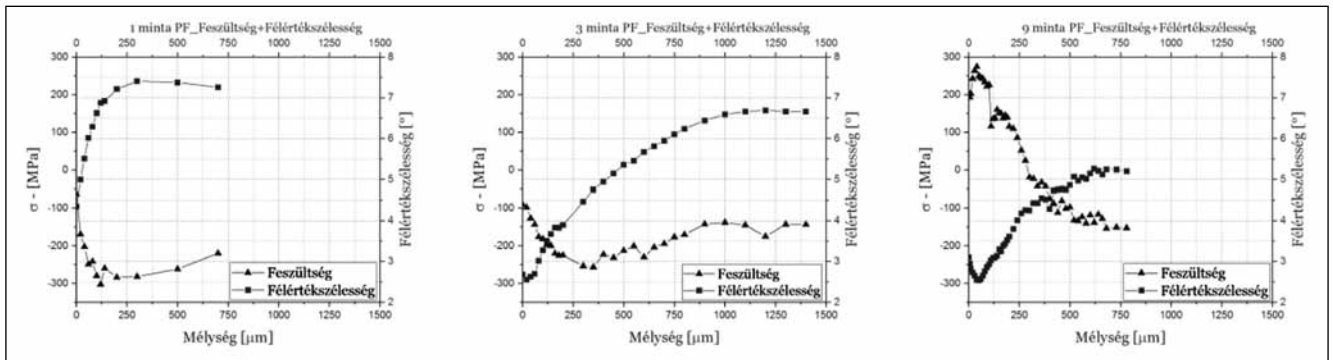
A 7. ábra a keménység és a félértékszélesség változását mutatja együttesen. A két paraméter egyértelműen együtt mozog, de a félértékszélesség abban az esetben, amikor a kialakuló szövet martenzites (3 minta), de a dekarbonizációnak köszönhetően kisebb karbon tartalmú vagy akár ferrites (9 minta), érzékenyebben reagál. Feltételezéseinknek megfelelően a félértékszélesség vizsgálata az a paraméter, amely nagyobb biztonsággal mutatja meg a dekarbonizáció jelenlétét, mint a keménység vagy akár a szövetvizsgálat.



■ 6. ábra. A maradó feszültség és a keménység együttes változása a felszíntől a mag felé, a különböző mértékű dekarbonizációt követően (1 minta: 0,5 óra; 3 minta: 1 óra; 9 minta: 2 óra)



■ 7. ábra. A keménység és a félerétekszélesség együttes változása a felszíntől a mag felé a különböző mértékű dekarbonizációt követően (1 minta: 0,5 óra; 3 minta: 1 óra; 9 minta: 2 óra)



■ 8. ábra. A feszültség és a félerétekszélesség együttes változása a felszíntől a mag felé a különböző mértékű dekarbonizációt követően (1 minta: 0,5 óra; 3 minta: 1 óra; 9 minta: 2 óra)

Ha a félerétekszélesség és a feszültség változását vizsgáljuk együttesen (8. ábra) akkor azt láthatjuk, hogy a két paraméter változása egymással ellentétes olyan értelemben, hogy a félerétekszélesség növekedése a feszültségnek a negatív, vagyis a nyomófeszültség irányába történő változásával jár együtt. Mivel a három minta azonos módon hűlt, ezért az eltérő feszültség- és félerétekszélesség-eredmények az összetétel-változásból adódó szöveti különbségekből adódnak, nem termikus, hanem átalakulási feszültségek. Ez szintén az elméletünket erősíti, hogy a félerétekszélesség változása, jelen esetünkben a növekedése, a nagyobb martenzithányadnak, illetve a nagyobb karbon tartalomnak köszönhető, ami a dekarbonizáció egyértelmű bizonyítéka a felületközeli rétegben. Vagyis a félerétekszélesség változása egy megbízható, jól mérhető paraméter a dekarbonizáció jelenlétének kimutatására.

Összefoglalás

Kutatómunkánk során az acélokban végbemenő dekarbonizációs folyamat vizsgálatára dolgoztunk ki egy új, mintakivágást nem igénylő, roncsolásmentes vizsgálati módszert. A maradó feszültség mérésére kifejlesztett központ nélküli diffraktométerek a nagy (120° feletti) 2θ szög tartományban nagy felbontással képesek az interferenciajelet és annak változását rögzíteni, mely jel információtartalma túlmutat az elsőrendű feszültségek meghatározásán. A harmadrendű feszültség a kristályszerkezet nulla és egy dimenziós hibáinak jelenlétére vezethető vissza, a diffrakciós jel szélesedését okozzák, melyet szintén nagy felbontással tudunk ezen eszközökkel mérni. Mivel a dekarbonizációs folyamat során változik a felületközeli rétegekben a karbon tartalom, ezáltal a rácshiba sűrűsége is, ami a detek-

tált jel szélesedését okozza [3, 4]. A maradó feszültség méréseket sok esetben nemcsak a felületen, hanem elektrokémiai oldással a felület alatti rétegekben is szokásos meghatározni, így a dekarbonizálódott rétegvastagság röntgendiffrakciós alapokon történő meghatározásához adottak az instrumentális feltételek. Különböző hőntartási időkkel 900 °C-on dekarbonizált próbadarabokat készítettünk, melyen az Xstress Robot központ nélküli diffraktométerrel maradó feszültség méréseket végeztünk. A feszültségmérésen túl az interferenciafüggvény egyéb jellemzőit, mint a félértékszélesség változását is vizsgáltuk. A röntgendiffrakciós vizsgálat mellett keménységfutas- és szövetvizsgálatot is végeztünk. Megállapítottuk, hogy a röntgendiffrakciós vizsgálati módszer akkor is jelzi a dekarbonizáció tényét, ha az csak olyan mértékű, hogy szöveti változást még nem okoz. Az előzetes feltételezésünk is bizonyítást nyert, miszerint a félértékszélesség megbízhatóan jelzi a dekarbonizáció jelenlétét. Eredményeink egyik legfontosabb üzenete, hogy a dekarbonizációból eredő szöveti változás, vagyis a kisebb keménységű ferrit, perlit szövet megjelenése nemcsak a keménységet csökkenti, de a nagyon veszélyes húzófeszültség megjelenését is okozza.

A jövőbeni terveink, hogy a vizsgálatainkat a dekarbonizáció szélsőértékei irányába szeretnénk kiterjeszteni, illetve az így felállított kalibrációs görbét cementálási folyamatokkal is ellenőrizni kívánjuk.

Köszönetnyilvánítás

A cikkben ismertetett kutatómunka az EFOP-3.6.1-16-2016-00011 jelű „Fiatalodó és Megújuló Egyetem – Innovatív Tudásváros – a Miskolci Egyetem intelligens szakoso-

dást szolgáló intézményi fejlesztése” projekt részeként – a Széchenyi 2020 keretében – az Európai Unió támogatásával, az Európai Szociális Alap társfinanszírozásával, valamint az információs és technológiai minisztérium ÚNKP-19-2 kódszámú új nemzeti kiválóság programjának szakmai támogatásával valósult meg.

Irodalom

- [1] *Sepsi, M., Mertinger, V., Benke, M.* (2019): Sample cutting-free pole figure measuring method for centreless diffractometers in modified X mode. *Materials Characterization*, 351–357.
- [2] *Totten, G. E.* (2007): *Steel Heat Treatment Metallurgy and Technologies*. USA: CRC Press Taylor & Francis Group.
- [3] *Bárczy, P., Fuchs, E.* (1981): *Metallográfia I.* Budapest: Tankönyvkiadó.
- [4] *Krawitz, A. D.* (2001): *Introduction to Diffraction in Materials Science and Engineering*. New York: John Wiley & Sons.
- [5] *Davis, J. R.* (1991): *ASM Handbook 4 Heat Treating*. USA: ASM International.
- [6] *Verő, J., Káldor, M.* (1971): *Vasötvözetek fémtana*. Budapest: Műszaki Könyvkiadó.
- [7] *Haimbaugh, R. E.* (2001): *Practical induction heat treating*. Ohio USA: ASM International.
- [8] *Tuskó, L., Végvári, F.* (1997): *Anyagvizsgálat*. Kecskemét.
- [9] *Cseh, D.* (2018): *Maradó feszültség relaxációja fűrésztő igénybevétel közben*. Miskolci Egyetem: PhD-értekezés.

GYÖRKE RÉKA – SZÓRÁDI SÁNDORNÉ – MÁRKUS GÁBOR – NAGY ANDREA – TÖRÖK BÉLA – TÖRÖK TAMÁS ISTVÁN

Nagylózs, Szentpéteri-dűlő 6. századi temetőjéből származó nemesfém leletegyüttes felületkezelésének metallurgiai vonatkozásai

A fémművesség kialakulásával, később a kohászati/metallurgiai műveletekkel, a fegyvergyártástól a dísztárgyak és ékszerek készítéséig, nagyon sokféle fémtermék előállítására és felületkikészítésére adott feladatot a szakmák mestereinek. Az évszázadokkal ezelőtt gyártott fémtermékek ma már jobbára csak régészeti leletekként kerülnek elő olyan ásatásoknál, mint amilyen az M85 gyorsforgalmi útépitéshez kapcsolódóan folyt Győr-Sopron-Moson megyében a Nagylózs, Szentpéteri-dűlő régészeti lelőhelyen. A feltárt 6. századi temetőrészlet gazdag leletanyagából arany, aranyozott és ezüst viseleti tárgyak is előkerültek, melyek elemzésénél néhány metallurgiai és felülettechnikai, illetve felületvédelmi kérdés is felmerült.

Bevezetés

A M85 gyorsforgalmi út kivitelezést megelőző régészeti kutatások során 2018-ban Nagylózs település határában kora népvándorlás kori temetőt tártak fel. A 6. században itt élt germán népesség 106 temetkezési helyét tárta fel a győri Rómer Flóris Művészeti és Történelmi Múzeum régészeti

osztályvezetője, Nagy Andrea által koordinált csapat, Márkus Gábor és Cséki Andrea régészek vezetésével. A halottakat gazdagon felékszerezve, esetenként fegyvereikkel együtt helyezték végső nyugalomra. Jellegzetes leletek voltak az S alakú aranyozott és az állatfejes gombokban végződő ezüst- és bronzfibulák, illetve övcsatok [1].

A leletanyag részletes és beható elemzése egyrészt

jelentős a korszakkal foglalkozó régészek számára, másrészt a tárgyak metallurgiai vizsgálata a korszak nemesfém-ötvözési, -felhasználási és -alakítási szokásaihoz ad új információkat. A tárgyak megfelelő felületkezelése, restaurálása teszi lehetővé megőrzésüket a jövő szakemberei számára.

Arany- és ezüsttárgyak tisztítása és konzerválása. Irodalmi áttekintés

Arany és aranybevonatos régészeti leletek konzerválása nagy kihívás a szakemberek számára. A tiszta arany csekély kémiai reakciókészsége mellett nagyon lágy, mechanikailag könnyen megsérül és gyorsan kopik, még nagyobb odafigyelést igényel az ezüstnemű tisztítása és konzerválása. Nemesfém- és fémtárgyak felületkezelésének bőséges az irodalma [2], és rendszeresen szerveznek konferenciákat is [3].

Jelentős *M. Inaba* összefoglaló tanulmánya [4] az ezüsttárgyak felületi korróziós elváltozásairól, az úgynevezett „feketedésükről”. Kiemeli, hogy nemcsak a szemmel már érzékelhető felületi korróziós elváltozásokra kell figyelni, hanem a szemmel még észrevehetetlen folyamatokra is. A felülettisztításra a felületi korrózió mértékétől függően többféle ezüsttisztító szert és módszert (vegyszeres mártásos, nedves-habos lemosó, impregnált tisztítókendős törléses stb.) is ajánl, amelyek titkos összetevői között szerepelnek ásványi savak, felületaktív adalékok, tisztítószerek, szappanok, szerves komplexképző vegyületek, feketedést gátló inhibitorok, szilika, bizonyos kozmetikai jellegű illatosítók és egyéb sűrítő és színező adalékok.

Inaba az ezüst felületi korróziós folyamatairól (ún. feketedés) általánosságban megállapítja, hogy

- száraz levegőn az ezüst nem feketedik,
- a feketedés először feltehetően a felületre kondenzálódott vízfilmbe indul el,
- a feketedést zömében ezüst-szulfid vegyületképződés adja,
- 70-80%-nál nagyobb relatív páratartalomnál gyorsabb a feketedés,
- szerves kénvegyületek (a hidrogén-szulfidhoz képest) gyorsabban okoznak feketedést,
- réz- és vasszennyezés is hozzájárul az intenzívebb feketedéshez (elektrokémiai hatás is szerepet játszik),
- töményebb hidrogén-szulfid jelenlétében a nitrogén-oxidok és a klór is gyorsítja a szulfidképződést,

Györke Réka okl. régész, anyagmérnök, 2014-ben diplomázott a Szegedi Tudományegyetem Bölcsészettudományi Karán archeometriá, népvándorlás koros régészként, majd 2020-ban a Miskolci Egyetem Anyagmérnöki BSc-képzését fejezte be metalurgia és felületkezelés specializációban. Jelenleg a győri Rómer Flóris Művészeti és Történelmi Múzeum ásatásvezető régésze, muzeológusa.

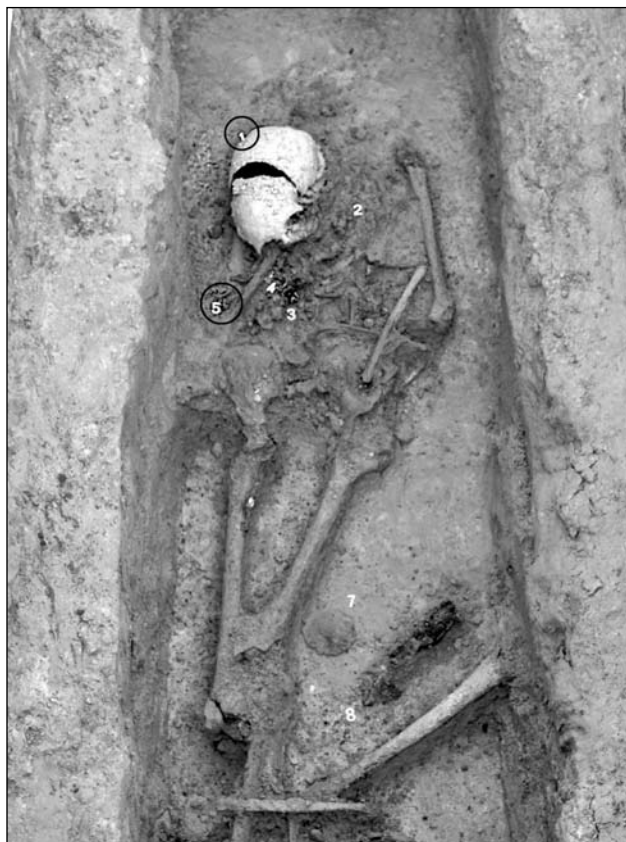
Szórádi Sándorné okl. restaurátor, 2007-ben régészeti szakrestaurátor, majd 2015-ben a Magyar Képzőművészeti Egyetemen szilikát restaurátorművész képesítést szerzett. A Terra Antica Kft. vezetőjeként elsősorban a győri Rómer Flóris Művészeti és Történelmi Múzeum régészeti korú tárgyainak restaurálását végzi, illetve a terpei „in situ” leltérszedést koordinálja.

Márkus Gábor okl. régész, diplomáját 2000-ben szerezte az Eötvös Loránd Tudományegyetem Bölcsészettudományi Karán.

- klórgáz (pl. a fehérítő szerekből) és a nátrium-klorid (pl. izzadságból) is reagál az ezüsttel (AgCl korróziós termék képződik),
- nagyon kicsi, feketének látszó ezüstszemcsék keletkezhetnek ezüst vegyületek redukciója során UV fény hatására, ez 240 nm alatti UV tartományban erőteljesebb.

Az ezüsttárgyak felülettisztítás utáni konzerválása során arra kell törekedni, hogy a felületet jól elzárjuk attól a környezettől, amelyben tárolásra vagy kiállításra, vitrinbe kerül. Ebből a célból manapság leggyakrabban inhibitor adalékos (korróziós és UV-gátló inhibitor) szerves lakkbevonatokat használnak.

S. Grassini [5] a hagyományos módszerekkel (pl. alkáli ditionátos vizes mosóoldattal) előkezelt/tisztított felület finomtisztítására még egy további, kisnyomású hidrogén-plazmás tisztítást is kipróbált. Az egyik védőlakkos eljárást



■ 1. ábra. S fibulapár az S-696 sírban (1. és 5. számú melléklet)

1998 óta az Archeodata 1998. Bt. vezetője, számos helyen végzett/vezetett régészeti feltárásokat, beleértve a Nagylózs, Szentpéteri-dűlő régészeti lelőhelyet is. Kutatási területe a kora népvándorlás kor, emellett régészeti lelőhelyek műszeres geofizikai felderítésével, kutatásával foglalkozik.

Nagy Andrea okl. régész, 2006 óta a győri Rómer Flóris Művészeti és Történelmi Múzeum régésze, 2011 óta Régészeti Osztályának vezetője. 2003-ban az Eötvös Loránd Tudományegyetem Bölcsészettudományi Karán szerzett régész végzettséget népvándorlás kor szakirányon. Szakterülete a kora népvándorlás kor, azon belül is elsősorban Győr-Moson-Sopron megye germán és kora avar kori emlékeinek kutatása.

Török Béla szakmai életrajzát 2018/3. számunkban közzöltük.

Török Tamás István szakmai életrajzát 2018/5-6. számunkban közzöltük.

pedig úgy módosították, hogy a Paraloid B72 akrilgyantás lakknak az acetonnal hígított oldatához nanoszemcsés alumínium-oxid port kevertek (ultrahanggal homogenizált szuszpenzióban), majd ezzel képeztek vékony bevonatokat az előzetesen finomtisztított tárgyak felületén. A megszáradt, nanoszemcsékkel erősített bevonatok vastagsága 7-10 µm közötti volt.

S. Grassini a plazmatechnológiás felületkezelések [6, 7] egyik változatát szervesetlen, szilícium-oxidos (SiO_x) védőfilmek leválasztására is kipróbálta, melyhez egy saját építésű és rádiófrekvenciás (13,56 MHz) gerjesztésű plazmakészüléket (PECVD reaktor) használtak, melynek kisnyomású (5 Pa) munkaterébe az argon és oxigén vivő-, illetve plazmagázokkal együtt illékony tetraetoxiszilán (TEOS) prekursor szerves szilíciumvegyületet is bejuttatva, a bevonandó ezüsttárgy felületére SiO_x vékonyfilmet választottak le 500 nm vastagságban. Ezzel a vákuumtechnikai vékonyréteg-növesztő eljárással rokon, ún. ALD-módszert (ALD = atomic layer deposition) használták.

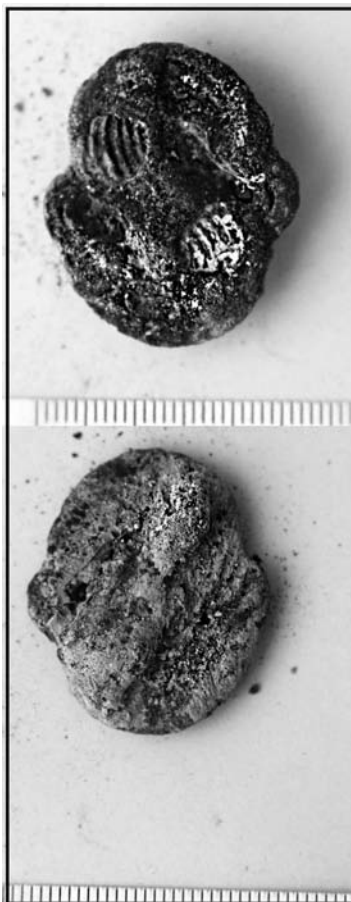
L. Paussa és társai [8] gyakorlatilag atomi vastagságú monorétegek egymásra építése által kétrétegű, 45 + 45 µm vastag és tömör Al₂O₃/TiO₂ oxidfilmekkel burkolták be az ezüstbevonatos mintalemezeket. A korrózióállósági tesztek (H₂S tartalmú atmoszférában) a szokásosan használt védőlakkhoz képest többszörösen jobb védőhatást mutattak.

A fentebbi, meglehetősen újszerű és egyelőre csak kísérleti jellegű védőbevonatok alkalmazásának bevezetésére a gyakorlatba lehet számítani, és a jövőben akár a szélesebb körű alkalmazásukra is.

A vizsgált S fibulapár konzerválás, tisztítás előtti állapota

Egy fiatal nő aranyozott ezüst, almandin berakásos S fibulapárját választottuk ki vizsgálatra az S-696 jelű sírból (1. ábra). A kora népvándorlás korban a fibulák a női viselet egyik jellemző elemei voltak, a felső ruházatot a mellkason, az áll alatt párban, általában egymás alatt viselve kisfibulákkal, esetünkben S fibulákkal rögzítették.

A fibulapár mindkét darabja aranyozott ezüst, öntött, ékvésszel germán állatstílusban díszített S fibula, aranylemez alátéttel ellátott foglalatban almandin berakással. Előkerülésükkor vastag, amorf fémsókkal kötött földtömeg vette őket körül, ezért a tárgyak alakja és jellegzetességei csak a mechanikus tisztítás során tűntek elő. A lazább talajmaradványok alatt a sírleletekre jellemző erősen kénes, karbonátos környezet miatt a zöldes-szürkés, keményebb korróziós rétegek eleinte csak a réz jelenlétére utaltak. A fibulák azonban aranyozott ezüstnek bizonyultak, amit az óvatos tisztítás során előbukkanó, helyenként megmaradt aranyfelület és a tárgy viszonylag ép, egybefüggő fekete bevonata (ezüst-szulfid) mutatott (2. ábra).



■ 2. ábra. S-696 sír, 5. melléklet (S fibula) restaurálás előtti állapota, felső kép: előoldal, alsó kép: hátoldal)

Az S fibulapár tisztítása és konzerválása

A fémbevonatos régészeti tárgyak kezelésénél figyelembe kell venni bizonyos sajátosságokat, ha a bevonatolás akár hidegen illesztéssel, akár tűzi úton, illetve „egybekovácsolással” készült. A két fém között víz jelenlétében a talajban elektrolitikus bomlási folyamat indul. A szelektív korróziós folyamat során a kevésbé nemes fém anyaga károsodik, és a környezetben lévő anyagoktól függően különböző sókká alakul. A sírleleteknél, megfelelő talajviszonyok mellett viszonylagos előnyt jelent, hogy a holttest lebomlása során kénben gazdag környezet alakul ki. Az ezüsttárgyak felületén sok esetben elsőként a viszonylag stabil ezüst-szulfid réteg keletkezik, amely a későbbiekben védelmet nyújt a tárgy anyagának.

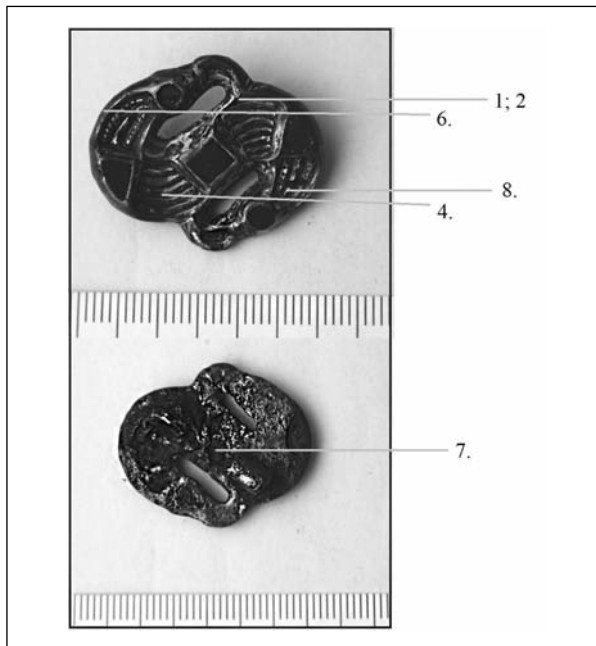
A tisztítást száraz, mechanikus tisztítással kezdtük, a szennyeződések óvatos lebontásával különböző kézi szerszámok, kefék, fogászati csiszoló, marók segítségével. A tárgy felületének kibontásakor felszínre került aranyozást ez a tisztítási mód veszélyeztette, ezért a kezelést vegyszeres úton folytattuk.

A tisztítás során olyan vegyszeres kezelést alkalmaztunk, amely a kialakult ezüst-szulfid réteget és az aranyozás

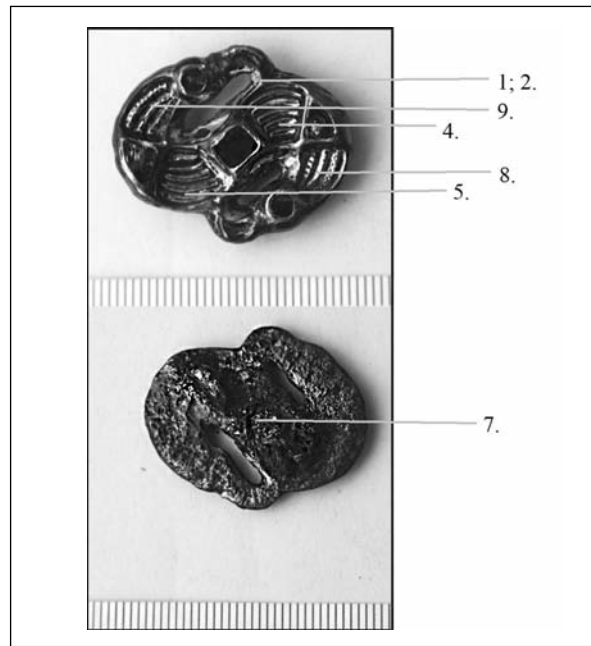
alatt lévő, a tárgy réztartalmából származó réz-oxidot nem bontja le, ugyanis a vegyszer bejuthat a vékony aranyréteg alá és meggyengíti azt. Ezen szempontoknak jól megfelelt az ammóniás kálium-karbonát oldatos kezelés, amely oldotta az ásványi ráakódásokat, a kloridokat, a színes rézvegyületeket, a CuO réz-oxidot stb., de meghagyta a Cu₂O réz-oxidot és az ezüst-szulfid réteget. Az eljárás alkalmas niellos tárgyak kezelésére is. 80 g K₂CO₃-ot oldottunk vízben, hozzáadva 400 ml cc. NH₄OH-ot, majd vízzel kiegészítettük 1000 ml-re. Az oldat az ammóniatartalom miatt levegő jelenlétében erősen reakcióképes, ezért a tárgyakat teljesen belemerítve áztattuk úgy, hogy az oldat a tárgyakat legalább 2 cm-rel folyamatosan ellepje. A kezelés lassú, napokig eltartó, és állandó felügyeletet igényel. A kezelés után a felületen megmaradt a szulfidréteg, illetve így az aranyozás nyoma is. A tárgyak konzerválása Paraloid B72 acetonos oldatával történt.

Az S fibulapár kémiai összetételének vizsgálata

A kémiai összetétel roncsolásmentes meghatározására a fibulapáron Oxford Instrument X-MET8000 Expert hordozható, energiadiszipatív röntgenfluoreszcens spektrométerrel felszíni ED-XRF-vizsgálatokat végeztünk. A módszer gyors és alapvető információt szolgáltat akár heterogén anyag felületén is, a vizsgált anyag minőségétől függően mintegy 100-150 µm mélységig, pontszerű kémiai



■ 3. ábra. S-696 sír, 1. számú melléklet (S fibula) restaurálás utáni állapota a mintavételi helyek feltüntetésével, felső kép: előoldal, alsó kép: hátoldal



■ 4. ábra. S-696 sír, 5. számú melléklet (S fibula) restaurálás utáni állapota a mintavételi helyek feltüntetésével, felső kép: előoldal, alsó kép: hátoldal

összetételekről. A készülék pontossága 0,1% nagyságrendű, az analitikai mérés pontossága pedig 0,2-1 rel.% közötti, ami megfelelő kalibrációval és adatkezeléssel érhető el. Az S fibulapár mérésénél háromféle módszert (sztenderdet) használtunk. A tárgyak összetételét az ún. Alloy LE FP (Light Elements Fundamental Parameters) módszerrel célszerű meghatározni, amivel a műszerrel mérhető elemek legszélesebb skáláját lehet jól detektálni, beleértve a kisebb (de Z=12-nél nagyobb) rendszámú elemeket, mint pl. Mg, Al és Si. Ezek után a méréseket Alloy FP sztenderddel is megismételtük, amely már csak valóban az ötvözetben lévő komponenseket mérte, szintén 0%-tól 100%-ig, tehát elmaradt az összetételből a felületen megtapadt szennyeződés, konzerváló anyag maradványa stb. Végül a kifejezetten nemesfém ötvözetekre készített sztenderddel (Precious FP) végeztünk több ponton is méréseket mindkét tárgyon, minden esetben 30 másodperces mérési idővel. A mérések közül néhányánál kollimátort is alkalmaztunk – megvilágított kameraképpel mód van a mérés pontos helyének meghatározására –, mivel az aranyszínű bevonat kopása és az almandin kövek heterogéné tették a tárgyak felületét (3–4. ábra).

A mérések eredményeit tömeg%-ban az 1. táblázat mutatja. A táblázatban nem jelenítettük meg a külső szennyezőelemeket. A fibulapár ötvözetének kémiai összetételét a vas oszlopával kezdődő és attól jobbra található elemek adatai mutatják. A vas esetében felmerülhet a kollimátor használata nélküli méréseknél az almandin kövek befolyásoló hatása, mivel az valójában vas-alumínium nezo-szilikát (alumíniumot és szilíciumot a nemesfém sztenderd nem mér).

A fibulák alapötvözete kis ón-, ólom- és cinktartalmú réz-ezüst ötvözet, amely részben vagy egészében aranybevonatot kapott. Az arany- és a higanytartalom egymással egyenes arányos változása az összetételben a tűzi aranyo-

zás (amalgámozás) módszerére utal. Az amalgámozás során higannyal keverték az aranyat, és az így kapott anyagot felkenték az aranyozni kívánt részekre. A felületet hevítve a higany döntő része elillan, az arany pedig kirakódik, ráég a felületre. Mindig marad vissza valamennyi higany, ami mérhető indikátora lehet az aranyozási eljárásnak. Hasonló eljárás technikai részleteiről ír Theophilus Presbyter *Schedula diversatum artium c.* gyűjteményes munkájában a 12. század elején [9]. Minimális aranyat ezeknél a méréseknél is detektáltunk, higany nélkül, itt nyilván nem felszíni aranyozásról van szó, hanem az alapfém is tartalmazhat nagyon kevés aranyat. A mért összetételek arra utalnak, hogy az alapötvözet ezüstből és rézötvözetből áll, amely utóbbi esetében az ón-, ólom- és cinktartalom inkább szennyezőnek, mint szándékos ötvözőnek tűnik. Léteznek ugyan 2-4% óntartalmú, szándékosan ötvözött bronzok is, de ilyen óntartalom kerülhet akár közvetlenül a kohósított rézércből is a fémbe. Ugyanakkor nem szabad elfeledni azt sem, hogy a tárgy felületének közelében hosszú évek korróziós folyamatai miatt az ón és az ólom is dúsulhatott, tehát az ötvözet belsejében a réz valójában sokkal kevesebbet tartalmazhat belőlük. Mindkét tárgy esetében a 7-es sorszámú mérés történt a fibula hátoldalán, érdekes, hogy itt a műszer egyik esetben sem detektált ónt mérhető mennyiségben. Ennek magyarázata lehet, hogy a domború oldalon, a tárgy színén a réz korróziója folytán az ón jobban dúsult a felületen – mivel ez inkább ki volt téve az oxidáló körülményeknek – mint a homorú hátoldalon, amely a viselet alatt mindvégig takarva volt; illetve az is, hogy a domború és homorú felületről másként verődnek vissza és detektálódnak a röntgensugarak a méréskor.

Összegzés

A vizsgálat alá vont két S fibula kémiai összetételében

jelentős eltérés nem volt. Mindkét darabot feltételezhetően ugyanabból a kis ón-ólom- és cinktartalmú réz és ezüst ötvözetéből készítették, majd rekeszes almandin-berakással, ékvéséssel és felületüket tűzi aranyozás technikával díszítették. Az előkerüléskor megfigyelt zöldes-szürkés, keményebb réteg az alapanyag korróziós terméke. A korróziós réteg száraz, mechanikus módszerrel történő eltávolítását, az alatta helyenként megmaradt aranyfelületének és a tárgy viszonylag ép, egybefüggő ezüst-szulfid rétegének ammóniás, kálium-karbonát oldatos tisztítása követte. A konzerválása Paraloid B72 acetonos oldatával történt, biztosítva így a tárgyak környezettől, más érintkező felületektől való elzárását.

A fibulák megfelelő felületkezelése (tisztítás, konzerválás) elengedhetetlen olyan további kutatási adatok meghatározásához (kémiai összetétel, készítés-technika stb.), melyek lehetőségeket biztosítanak, akár a tárgyalta temető, akár a teljes horizont nemesfém leletein keresztül egy germán népcsoport megismeréséhez és esetleg további népcsoportokkal való kapcsolataik kimutatásához.

Köszönetnyilvánítás

A cikkben ismertetett kutatómunka az EFOP-3.6.1-16-2016-00011 jelű „Fiatalodó és Megújuló Egyetem – Innovatív Tudásváros – a Miskolci Egyetem intelligens szakosodást szolgáló intézményi fejlesztése” projekt részeként – a Széchenyi 2020 keretében – az Európai Unió támogatásával, az Európai Szociális Alap társfinanszírozásával valósul meg.

Irodalom

- [1] Márkus G., Cséki A.: Nagylózs, Szentpéteri-dűlő lelőhely. In: M85 Csorna II. – Sopron kelet I. szakasz, Túl a félúton, Győr, 2019. 42–47.
- [2] Corrosion and conservation of cultural heritage metallic artefacts, Eds.: P. Dillmann, D. Watkinson, E. Angelini

1. táblázat. Az XRF-mérések eredményei, tömeg%-ban

Mintajelzés, mérési hely	Mérési módszer	Mg	Al	Si	S	Fe	Cu	Zn	Ag	Sn	Au	Hg	Pb
858 - 1	Alloy_LE_FP	5,78	6,75	9,37	2,15	30,86	9,35	0,55	26,08	1,93	6,01	0,61	0,42
858 - 2	Alloy_FP					15,91	14,00	0,69	48,41	2,56	15,48	1,91	0,50
858 - 3	Alloy_FP					19,52	16,12	0,97	38,28	3,25	18,10	1,94	0,81
858 - 4	Precious_FP					2,11	18,71	1,23	49,20	4,34	20,41	2,27	1,33
858 - 5	Precious_FP					30,17	13,42	0,90	39,03	2,40	11,68	1,35	1,06
858 - 6	Precious_FP					1,29	17,97	1,29	53,71	4,27	18,00	2,19	1,28
858 - 7	Precious_FP					3,49	43,72	1,18	48,58		0,31		0,32
858 - 8	Precious_FP					1,42	22,12	1,14	54,84	1,12	18,21	0,33	0,82
862 - 1	Alloy_LE_FP	2,93	0,93	2,02		14,51	17,93	0,69	39,57	2,34	16,30	2,12	0,39
862 - 2	Alloy_FP					25,74	12,56	0,38	43,75	1,24	13,68	1,93	0,23
862 - 3	Alloy_FP					6,94	20,96	0,88	39,96	2,93	23,51	3,19	0,62
862 - 4	Precious_FP					5,78	21,28	0,88	42,39	2,22	23,52	3,12	0,81
862 - 5	Precious_FP					7,74	18,23	0,71	45,96	1,64	21,83	3,23	0,65
862 - 6	Precious_FP					15,78	18,93	0,71	38,46	1,61	20,95	3,01	0,56
862 - 7	Precious_FP					2,89	58,71	1,60	32,26		0,26		0,72
862 - 8	Precious_FP					3,68	15,00	0,77	52,73	2,03	21,77	3,28	0,75
862 - 9	Precious_FP					12,42	21,08	0,96	43,13	1,74	17,31	2,53	0,81
862 - 10	Precious_FP					20,39	19,24	0,85	41,04	1,46	14,26	1,99	0,78

- and A. Adriaens, European Federation of Corrosion Publications Number 65, Woodhead Publ., 2013.
- [3] Metals Conservation: 7th International Restorer Seminar, Veszprém, 1989.
 - [4] Masamitsu Inaba, Tarnishing of Silver: A Short Review, Conservation Journal, 18, 1996.
 - [5] S. Grassini, E. Angelini, Y. Mao, J. Novakovic, P. Vassiliou: Aesthetic coatings for silver based alloy with improved protection efficiency, Progress in Organic Coatings 72 (2011) 131–137.
 - [6] Török T., Pataki T., Lassú G.: Felülettisztítás és korrózióvédelem plazmasugaras kezeléssel, Korróziós Figyelő, 53 (2) (2013) 41–46.
 - [7] Pataki T., Lassú G., Török T.: Fémtermékek felületkezelése atmoszférikus nyomású plazmatechnikával, BKL Kohászat 145, 5-6. (2013) 49–57.
 - [8] L. Paussa, L. Guzman, E. Marin, N. Isomaki, L. Fedrizzi: Protection of silver surfaces against tarnishing by means of alumina/titania-nanolayers, Surface & Coatings Technology 206 (2011) 976–980.
 - [9] Theophilus Presbyter: A különféle művességekről. Műszaki Könyvkiadó, Budapest, 1986. 98.

A Csaba Metál fejlesztési stratégiája a fenntartható üzleti sikerért

Interjú Majoros Csaba vezérigazgatóval. Készítette dr. Szombatfalvy Anna



Békéscsabán egy teljes egészében magyar tulajdonú vállalkozás mutat példát kezdeményezésből, kitartással és szorgalommal végzett tenni akarásból.

A Csaba Metál Zrt. tulajdonosa, *Majoros Béla* 1970-ben a Budapesti Műszaki Egyetemen szerzett gépészmérnöki képesítést, majd a Békés Megyei Állami Építőipari Vállalatnál kezdett dolgozni. A könnyűfémöntéssel a 80-as években ismerkedett meg a Gyulai Könnyűfémöntő és Betonelemgyártó Vállalatnál, később Németországban lehetősége volt elmélyülni a szakma rejtelmeiben.

A cégalapító tulajdonos mottója:

„Hiszem és vallom, hogy a fejlődés az ember kreativitásából indul ki. Nekem már évek óta nincs szabadidőm, ugyanis amikor nem dolgozom, akkor is dolgozom, és azon gondolkodom, hogy lehetne még többet, még jobban csinálni. Ugyanakkor szerencsés is vagyok, mert ebben folyamatosan a segítségemre vannak a körülöttem lévő kiváló szakemberek, kollégák – nem beszélve a családom türelméről.”

Akik ismerik, azok tudják, hogy ő tényleg eszerint él és dolgozik.

Majoros Béla mellett fia, Csaba is hosszú évek óta része a cég életének, a harmincadik évének betöltése óta a vállalat vezérigazgatója. *Majoros Csaba* a Miskolci Egyetem Gépészmérnöki Karán szerzett BSc-oklevelet, majd a Műszaki Anyagtudományi Karon öntész szakirányos kohómérnöki diplomát, jelenleg pedig a Műszaki Anyagtudományi Kar Kerpely Antal Anyagtudományok és Technológiák Doktori Iskola doktorandusza. Kutatási témája a nyomásos öntvények gyártástechnológiájának optimalizálása.

Majoros Csabával telefonos interjút készítettem, beszélgettünk a generációváltásról, a szakma helyzetéről és a járműipar átalakulásáról is.

– Hogyan lett egy kisvállalkozás néhány évtized alatt a térség egyik meghatározó vállalata?

– Édesapám 1993-ban alapította meg saját vállalkozását Békéscsabán, ahol egymaga készítette az első öntvényeket. A kemény munka és a folyamatos fejlesztések eredményeként a cég mintegy húsz év alatt nötte ki magát egy munkanélküliség által súlyosan érintett térségben. Irányításával a vállalat egy Magyarországon egyedülálló, nyomásos alumíniumöntészen alapuló nagygépes technológiát honosított meg, ami kiterjesztést jelentett a cég számára. Jó érzékkel, az ország különböző területeiről válogatta össze a közvetlen munkatársait, mivel a régióban nincs hagyománya a nyomásos öntészetnek.

A Csaba Metál Zrt. olyan nagynevű járműgyárak közvetlen beszállítójává vált, mint a németországi BMW és a Volkswagen. Jelenlegi portfóliójában megtalálhatóak a legnagyobb nevű rendszerbeszállítók is, többek között az Aptiv, Bosch, Continental, Delphi, ZF is. A szeghalmi acélszerkezet üzletág beszállít a Goldhofernek (főként speciális vontatók, szállítójárművek; részben kiserelt állapotig, részben acélszerkezet állapotig), a Ravónak (utcai takarítógép alvázai), a Boschungnak (hókotró, hótológép alvázai), a Terbergnek (hulladékszállító jármű felépítmény részei), a Nabinak (különbféle „laza” alkatrészek, légrugó-tartó, üzemanagyartartály), a Palfingernek (emelő hátfalak acélszerkezet részei), a Jungnak (egye-di alvázak). Szeghalomban fejlesztették ki és gyártják az Urbanus elnevezésű helyi és helyközi közlekedésre alkalmas midibuszt. Jelenlegi legnagyobb üzleti partnerük a Continental csoport, amely számára több kontinensen is beszállítói.

– Mi történt a 2000-es évek végén és azt követően?

– Sok más céggel ellentétben a vállalkozás a 2008–2009-es gazdasági válság közepette is tudott élni a lehetőségekkel, bővítette termelését, növelte az alkalmazottak létszámát. Mi sem mutatja ezt jobban, mint a számok: az intenzív fejlesztés 2010-ben kezdődött a társaság életében. Az akkori, nagyságrendileg ötmilliárd forinttal szemben 2019-ben már 20,5 milliárd forint árbevétellel számol-

tunk, dolgozóink száma pedig a korábbi félezerről megduplázódott az eltelt időszakban.

2018 tavaszán négyezer négyzetméteres csarnokot avattunk fel Békéscsabán, és létesült egy 3500 négyzetméteres Szeghalmon – a beruházási programmal beszerzett gépekkel, termelőberendezésekkel együtt. Az összesen 5,7 milliárd forintos beruházáshoz 1,3 milliárd forint vissza nem térítendő kormányzati támogatásban részesült a cég.

A részvénytársaság számos elismerésben részesült az elmúlt években, többek között 2011-ben átvehette az Urbanus midibusz kifejlesztéséért és gyártásáért a Magyar Termék Nagydíjat, ezt követően pedig a Nemzeti Külgazdasági Hivatal „Az év magyar beszállítója” díjat ítélte oda a társaságnak. Egyik legnagyobb szakmai elismerésként éltük meg, hogy a Continental csoport világvizonylatban is az év beszállítójává választotta cégünket.

– Hogyan érinti a Covid-19 miatt kialakult gazdasági helyzetet a céget?

– Úgy, ahogy az ember számított rá. Jót nem tett, az autógyártás behúzza a kézféket, az autógyárak leálltak. Nekünk is volt egy pár hetes leállásunk, de igazából nem töltöttük haszontalanul az időt, mert sok folyamatjavítást, optimalizálást hajtottunk végre, ill. beruházásunk is folyamatban van. Nem dőlünk hátra. Azóta szerencsére azt tapasztaljuk, hogy visszatérnek vevőink, már rendeződni látszik a termelés. Talán helyenként az év végén még az arra az időszakra vetített terveinket kicsit felül is múlja, de összességében ezzel a visszaeséssel és mindennel együtt a terveink 80%-át teljesíteni tudjuk.

– Publikus, hogy milyen beruházási terveitek vannak?

– A Nemzeti Befektetési Ügynökségnek, a HIPA-nak a versenyképesség-növelő támogatási rendszerén keresztül volt lehetőségünk arra, hogy egy több mint másfél millió eurós beruházást hajtsunk végre. Jellemzően ez most nem kapacitásbővítés, hanem a meglévő, jelenlegi erőforrások hatékonyabb felhasználását vagy alkalmazását teszi lehetővé, ami által a jelenlegi kapacitásunkat meg tudjuk növelni 15-20%-kal azokkal a berendezésekkel is, amelyek most rendelkezésünkre állnak.

– A gépjárműipar változása (pl. az elektromos autók elterjedése) milyen hatással van a nyomásos öntvénygyártásra? Érzékelitek-e a hatását a cégnél és miként?

– Két oldalról is meg tudnám közelíteni ezt a kérdést. Először is diverz a portfóliónk, nagyon sok olyan termékünk van, ami hajtásláncfüggetlen. Gondolok itt akár a struktúr darabokra, vagy akár a világítástechnikára a járműveknél, akár az elektronikai alkatrészekre, amiket nem érint az, hogy milyen hajtásrendszerrel van felszerelve az autó. Beszállítók vagyunk mind a belsőégésű motorral rendelkező, mint az alternatív hajtásos járművek terén is. Jelenleg azt látjuk, hogy elég nagy a mozgólódás mind a tisztán elektromos, mind a hibrid járművek területén. Fel vagyunk készülve a változásra, szerencsére ebbe még időben belekezdünk. Elektromos hajtáshoz szállítunk alkatrészeket 2012-13 óta, így tapasztalatunk is van már. Annak megfelelően reagálunk, hogy éppen aktuálisan

melyik az az irány, ami fejlődni fog. Az új öntvények jellemzően komplexek, komplexebbek is adott esetben, mint a belső égésű társaik, mivel sokkal kevesebb alkatrészből áll egy elektromos autó hajtásláncja, mint egy belsőégésű motorosé. Ezért ezek az öntvények bonyolultabbak is, ami nem új dolog, fel vagyunk rá készülve.

– Hogyan látjátok a céget 5, 10 és 15 év múlva?

– Jó kérdés, ha látnám a jövőt, akkor a lottózóban ülnek. De akárhogy is, növekedést látok, vagy várok. Tehát következő években a jelenleg megkötött üzleteink által is 10-15%-os növekedés várható és elérhető. Itt a válság, vagy vírushelyzet – mindegy, hogy minek nevezzük – teljesen jó időszak volt arra, hogy új kapcsolatokat tudjunk létrehozni. Erről viszont egyelőre nem szeretnék továbbiakat elárulni, de annyit elmondhatok, hogy ez természetesen új vevőket is jelent.

Vannak olyan új, nemcsak ajánlatkérésben, hanem megvalósítási stádiumban is lévő projektjeink, amik nem titkosak, és nemcsak 10-20%-os növekedési pályára tudják állítani a céget, hanem jelentősen meg tudjuk növelni az árbevételünket. Az, hogy ezek mikorra várhatóak, mikor indulnak, egyelőre nem biztos. Itt több projektről beszélünk, van, ami 2021, van, ami csak 2022-23 környékén indul. Úgy ítélem meg, hogy a kilátások jók. Dolgozunk rajta, hogy a következő években az említett fejlődés realizálódjon is, és lehetőséget látunk arra, hogy egy erőteljes növekedési pályára tudjunk ráállni és rajta maradni.

– Mindkét cégetek (Apc és Békéscsaba) támogatja a Miskolci Egyetem öntészeti szakmai oktatás működtetését, a duális képzés megvalósítását. Mik ennek a tapasztalatai?

– Alapvetően az együttműködés a cégeink és az egyetem között nagyon jól működik. Sok Miskolcon végzett fiatal dolgozik már nálunk állományban, az innen indulók közül munkatársként tértek vissza a tanulmányaik befejezése után. Úgy látom, hogy a szakmai felkészültségük nagyon jó. Az Egyetem, azon belül az Öntészeti Intézet munkatársaival is nagyon jó a kapcsolatunk, mind személyes, mind szakmai szempontból.

Minden vállalkozásnak, aki gondolkodik rajta, csak ajánlani tudom, hogy vágjon bele a duális képzés támogatásába, pénzbe szinte nem, inkább időbe kerül. Nagy előny a duális képzés mind a cég, mind a diák, a leendő munkavállaló szempontjából, hogy sok, a vállalattal kapcsolatos dolgot már a tanulmányi időszak alatt megtanul. Kiderül, hogy mi az elvárás az alkalmazottaktól, megismeri a cég működési struktúráját. Bátorítok mindenkit, mert az öntészet egy olyan szakma, ami csak akkor fog tovább élni, ha a cégek tesznek is érte.

– Mit gondolsz arról, hogyan lehetne a szakmánkat népszerűsíteni? Hogyan lehetne a társadalmi elfogadottságát növelni?

A szakmánk jelenlegi rossz megítélésének szerintem elsősorban tradicionális okai vannak. A gyerekek pályaválasztásánál alapvetően a szülők véleménye a meghatározó tényező, ők befolyásolják, irányítják a gyerekeket. Amíg a szülőknek az a kép él a fejében, ha öntödéről van szó,

hogy bokáig homokban meg koszban kell dolgozni, addig ez nagyon nehéz. Ezt a fejekben élő képet kellene megváltoztatni, ezen próbálunk meg mi is segíteni. Már általános iskolától kezdve kisebb osztálykirándulásokat szervezünk ide az üzembe. Jöjjenek el, nézzék meg, akár a szülőkkel együtt, hogy ez ma már nem az a szakma, ami 50, 60 évvel ezelőtt volt. Ez csúcstechnológia. Itt a Ferrarinak gyártanak, meg a BMW-nek és sorolhatnám tovább az autógyárakat. Ha a gyerekek és a szülők ezt látják, akkor van lehetősége a szakmánknak kitörni az előítéletektől. Ha csak ölbe tett kézzel várjuk őket, mert mi ugyan tudjuk, hogy „hipermodern”, az nem fog működni. Ebbe időt és energiát kell fektetni, de van haszna. Ez nem 1-2 év, annál sokkal több, de minél előbb el kell kezdeni, hogy előbb érjünk a célba. Az nem működik, hogy valamit azért ne csináljunk meg, mert sokáig fog tartani. Így legalább hamarabb fog megtörténni a szakma renoméjának visszaállítása.

– Hogyan valósul meg a tulajdonosi generációváltás nálatok, milyen munkamegosztással működtök?

– Nehéz a mérföldköveket, a konkrét dolgokat kiemelni, mivel ez egy teljesen simán lezajló átmenet volt a mi esetünkben. Édesapám napi szinten inkább a stratégiai döntéseket hozza meg, én pedig az operatív feladatokat intézem. De tulajdonképpen ez a felállás már évek óta így működik.

– Tehát édesapád is aktív még és napi szinten bejár?

– Bár a vírus miatt az elmúlt pár hónapban koránál fogva ő is többit volt otthon, de alapvetően aktív és bejár. Ahogy mondtam, az operatív részébe kevésbé, de természetesen, ha olyan kérdésem van, amihez az ő tapasztalata szükséges, akkor mindig rendelkezésre áll és segít.

Igazán a munkamegosztást pontosan nem tudnám megmondani, én csinálom, ő pedig kiegészít mindenben.

– Jól működik közöttetek a munkakapcsolat, vagy azért vannak közöttetek apró konfliktusok, akár a generációs különbségek miatt is?

– Alapvetően nincs közöttünk konfliktus és nem is nagyon volt. Hála istennek mindig is nagyon jó volt a kapcsolatunk, akár az apa-fia vonalat nézzük, akár a munkakapcsolatunkat. Ő mindig arra biztat, hogy csináljam, és ha valami nagyon nem passzol, akkor úgyis szól. Segítő szándékkal észrevételt tesz, de igazából ilyenre nem nagyon volt még példa.

– Mikor vált számodra egyértelművé, hogy édesapád nyomdokaiba fogsz lépni? Értem itt ez alatt, hogy folytatni fogod, amit ő elkezdett.

– 1993 nyarán, akkor alapította édesapám a céget. Igazából, amióta az eszemet tudom, nekem mindig is az volt az irány, az volt a tervem, hogy ezt fogom csinálni. Kötelezővé nem tette számomra a pályaválasztáskor, hogy milyen irányban tanuljak tovább. Azt mondta, hogy ha orvosnak, jogásznak, kőművesnek szeretnék menni, akkor természetesen abban is támogat, de nekem ez soha nem volt kérdés. Amióta az eszemet tudom, nekem ez volt az egyetlen alternatíva.

– Kérlek üzenj pár szóval az olvasóknak!

– A jókívánságaimat és a reményeimet szeretném a járműiparban, meg az öntészet területén dolgozó kollégáknak kifejezni. Noha ez az elmúlt pár hónap rossz időszak volt, de úgy gondolom, hogy túl lehet ezen is lenni, túl is leszünk, és ne féljünk egymástól segítséget kérni!

Emlékeztető az OMBKE 2020. július 21-i választmányi üléséről

Az ülést a Magyar Energetikai és Közműszabályozási Hivatal (MEKH) Nagy tanácstermében tartották. A Választmány határozatképes volt (24 választmányi tagból jelen volt 13 fő).

Az ülést *Hatala Pál* (HP) elnök vezette a kiküldött napirendek szerint.

HP tájékoztatást adott az előző választmányi ülést követő intézkedésekről, eseményekről, és arról is, hogy márciustól az Egyesület titkársága ügyeleti rendben dolgozott. Visszatekintett az elmúlt félévi eseményekre, amiről már beszámoltunk a korábbi lapszámokban.

Jelezte, hogy a COVID-19 vírus jelentette fenyegetés miatt, sok vita után végül kiválasztották a MEKH Nagy tanácstermét a Választmányi ülés helyszínének, ahol személyes részvétellel, az előírt távolság betartása mellett tarthatták meg az ülést.

Tájékoztattott, hogy április 14-én új bérleti szerződést kötött az Egyesület az MVAE új igazgatójával, *Sevcsik Mónikával*. *Móger Róbert* tagtársunk már korábban az aktuális bérleti díjakhoz képest 50% kedvezménnyel biztosította az irodát az Egyesület részére. *Bócz András* (BA) tagtársunk közbenjárása nyomán *Sevcsik Mónika* a bérleti díjból további 90% kedvezményt adott, így havi 60 ezer Ft/hó az Egyesület által fizetendő díj. Ez éves szinten hozzávetőleg 3,5 millió Ft költségsökkenést jelent.

Május 21. és június 5. között tartottuk a Választmányi ülést, személyes jelenlét nélküli döntéshozatali eljárással, aminek szabályairól már beszámoltunk.

Június 24-én egyeztető megbeszélésre került sor *Fancsik Tamással* az Országos Bányászati Konferencia sorsáról és a küldöttgyűlés lebonyolításáról.

Június 30-án OMBKE elnökségi ülés volt HP, *Kőrösi*

Az ülésről hangfelvétel és jegyzőkönyv készült, ezek az Egyesület központjában bárki részére elérhetők.

Tamás (KT), Szombatfalvy Anna (SZA) és Szabados Gábor (SzG) részvételével. Ez volt a „karantén-búcsúztató” első összejevetel.

Július 7-én SzG és Zelei Gábor (ZG) egyeztető megbeszélést folytatott az Arcanum Adatbázis Kft. vezetőjével a BKL korszerű digitalizálásáról, és a Múzeum körüli lakás átadás/átvétele is megtörtént.

Július 8-án HP az Öntödei Múzeum sorsáról egyeztetett a II. kerületi polgármesterrel.

A Választmány a beszámolót egyhangúlag elfogadta.

A 2. napirendben SzG tájékoztatót adott a Választmány 2020. május 21. – június 5. között lefolytatott „ülés tartása nélküli döntéshozatali eljárásáról” és az eljárásban hozott határozatalról. Szöveges beszámolót terjesztett elő az OMBKE 2019. évi gazdasági tevékenységéről.

Magyarország Kormánya egészségügyi veszélyhelyzetet hirdetett ki, ami az egyesületek részére lehetővé tette, hogy az egyszerűsített számviteli beszámolót a vészhelyzet ideje alatt az egyesület ügyvezető testülete hagyhatja jóvá, amit a vészhelyzet elmúlását követően az egyesület legfelsőbb döntéshozó testülete utólagosan szentesíthet. Ezt hívja a 102/2020-as kormányrendelet „ülés tartása nélküli döntéshozatali eljárásnak”. Az Egyesület ügyvezető testülete a Választmány, ezért ez a feladat a Választmányra hárult. A Választmány 24 tagjából 23 önálló, igenlő szavazatával jóváhagyta az OMBKE mérlegét, mérleg-beszámolóját és közhasznúsági jelentését. A „ülésről” szóló beszámolót és a határozatokat továbbították a Fővárosi Törvényszéknek, majd a Cégbíróságnak, aki azokat befogadta.

Az ülésre a 2019. évről szóló részletes írásbeli beszámolókat minden érdekelt megkapta. Eredményes évet zárt az Egyesület, annak ellenére, hogy sok változtatás történt.

Mind a Számviteli törvény szerinti egyszerűsített beszámolót, mind a szöveges beszámolót az OMBKE Ellenőrző Bizottsága (EB) véleményezésével lehetett a Választmány elé bocsátani.

A 2019. évi gazdálkodásról szóló szöveges beszámolót a Választmány jóváhagyta, és egyhangúlag, ellenszavazat és tartózkodás nélkül úgy döntött, hogy a Küldöttgyűlés elé terjeszti utólagos elfogadásra.

Közölte, hogy az Egyesület áttért egy új számviteli rendre és új számlatükörre. Ezeknek megfelelően folyik már a könyvelés, megőrizve bizonyos tradicionalitást, hogy összehasonlíthatóak legyenek a számok.

A következőkben SzG tájékoztatást adott az OMBKE 2020. január 1. – június 30. közötti pénzügyi helyzetéről, és a 2020. évre vonatkozó pénzügyi tervéről.

Elismerte, hogy a 2020-as tervből a járványhelyzet miatt szinte semmi nem valósult meg. A terv alapvetően a nagy bizonyossággal felmerülő állandó költségeket tartalmazza, azzal a reménnyel, hogy a negyedik negyedévben megvalósulhatnak a közösségépítő ünnepek. Összeállt egy olyan gazdasági terv, ami nem számol rendezvényekkel, sem költségeikkel, sem bevételeikkel. Nem számol a terv érdemi külföldi utazásokkal sem.

Debreczeni Ákos (DÁ): az Ellenőrző Bizottság elnöke elmondta, hogy bizonyos aggályok merültek fel a 2020-as tervvel kapcsolatban a bevételek és kiadások egyensúlyát illetően, és erre vonatkozóan vészforgatókönyv kidolgoz-

sát javasolja. A tagdíjbevételek növekedését is kétségesnek látják. Méltányolandó, hogy a vezetés felelős gazdálkodást folytat és a szaklapok kiadását lehetővé teszi.

A vitában Törő György (TGY) a szakosztályok költségvetéséről érdeklődött.

SzG ismertette, hogy az Egyesületnek egy számlaszáma, egy adószáma és egy gazdálkodási felelőse van. Ezért „klasszikus osztott gazdálkodást” nem lehet elképzelni.

DÁ visszajelzést is kért az EB által megfogalmazott aggályról a tagdíjbefizetésre vonatkozóan.

SzG elmondta, hogy 85%-os egyéni tagdíjbevételel számolt a terv. Kicsit bizakodóbb mint az EB, mivel tavaly az április 23-i ülésén döntött a Választmány a tagdíjmeletről, és március 31-ig sok tagtársunk már befizette a tagdíját. A különbséget utólag addig nem hajtottuk be, idén viszont már minden tagnak az érvényes szabályoknak megfelelően kell fizetni a tagdíját. A szakosztályi adat-egyveztetés még kétszer meg fog történni.

A Választmány az ügyvezető igazgató tájékoztatását a 2020. I-II. negyedévi pénzügyi helyzetről ellenszavazat és tartózkodás nélkül tudomásul vette. Az OMBKE 2020. évi gazdálkodásáról szóló tervet szintén egyhangúlag jóváhagyta, és azt elfogadási javaslattal a küldöttgyűlés elé terjeszti. A Választmány a határozati javaslatot két tartózkodással elfogadta.

A következő napirendben KT tájékoztatót az OMBKE 2020. évi (össz-egyesületi) rendezvényei sorsáról, különös tekintettel a III-IV. negyedévi rendezvényekre és a küldöttgyűlésre. Ismertette az év hátralévő időszakára tervezett programok állását. Majd előterjesztést tett az OMBKE 110. küldöttgyűlésének javasolt időpontjáról, helyszínéről, napirendjéről és előterjesztéseiről, továbbá a gyűlésen érvényesítendő egészségügyi intézkedésekről.

HP kiegészítette azzal, hogy idén válasszuk ki a kitüntetetteket, és a kitüntetések jövőre kerüljenek ünnepélyesen átadásra. Erről idén levélben kapnak tájékoztatást az érdekeltek.

A Választmány az OMBKE 110. küldöttgyűlésének időpontjaként 2020. augusztus 29. napját, helyszínéknél az MBFSZ székház (1141 Budapest, Stefánia út 14.) dísztermét jelöli ki. A küldöttgyűlés napirendjéről, előterjesztéseiről és a gyűlésen érvényesítendő egészségügyi intézkedésekre tett javaslatot egyhangúlag, ellenszavazat és tartózkodás nélkül elfogadták.

Ezután az Alapszabály Bizottság (AB) előterjesztése következett az OMBKE Alapszabályának módosításáról, amit Lengyel Károly (LK), a Bizottság elnöke vezetett elő.

Elmondta, hogy a Civil törvény előírása szerint az Alapszabály a legkisebb módosítása esetén is az összes új jogszabályi rendelkezésnek meg kell feleljen. Azt javasolták, hogy csak a legfontosabb, lényeges tételek, alapvető szempontok és célkitűzések kerüljenek be az Alapszabályba, a napi működéssel kapcsolatos előírásokat a Szervezeti és Működési Szabályzat (SZMSZ) tartalmazza. Tekintettel arra, hogy az EB helyett Felügyelő Bizottságot (FB) kell választani és az FB-nek saját Ügyrendet kell kialakítani, ezért a döntés megkönnyítésére elkészített egy FB Ügyrendtervezetet is, amit majd az FB fog véglegesíteni. Most a Választmány elé az az Alapszabály-ter-

vezet került, amibe a szakosztályok által delegált bizottsági tagok véleményét is beépítették.

A javaslat szerint az új Elnökség megválasztásával megmarad a testületi vezetés az Egyesületnél, és az új Alapszabály kezeli a finanszírozási kérdéseket is.

A jelenleg érvényes Alapszabály éves küldöttgyűlést írt elő a szakosztályok részére is. Ezt úgy módosítottuk, hogy ciklusonként legalább egy küldöttgyűlést kell tartani,

LK felhatalmazást kért, hogy az AB tagjai egyetértésével a tagkizárás az SZMSZ-ből kerüljön vissza az Alapszabályba, a törvényi előírásoknak megfelelően.

Bekerült a tervezetbe, hogy lehetőség legyen az elektronikus ülés tartására mind az Elnökségi ülések, mind a küldöttgyűlések esetében. Ez csak akkor lehetséges, ha ezt a lehetőséget az Alapszabály tartalmazza – ennek részleteit még ki kell dolgozni. A küldöttválasztás szabályainak is vissza kell kerülniük az Alapszabályba.

Németh László (NL) a személyes adatokat a Függelékbe javasolja tenni, hogy ne kelljen a legkisebb változás miatt Alapszabályt módosítani.

TGy kifogásolta, hogy az elnökség nem létszámárányos, és létszámárányos szavazati jogot javasol itt is.

Huszár László (HL) kérdezte, mikor és milyen módon lép hatályba az új alapszabály, lesz-e átmeneti időszak, szükséges-e ezzel foglalkozni?

HP válaszában elmondta, ha a küldöttgyűlés jóváhagyja, akkor be kell terjeszteni a bíróságra. A bíró elfogadja azt, vagy módosítást kérhet. Ha elfogadja, akkor megjelöl egy hatánapot, amikortól már az új lesz érvényes. Ennek az időigényét nem lehet megjósolni.

SzG kifejtette, hogy az Alapszabály a hatálybalépési rendelkezések mellett dönthessen átmeneti rendelkezésekről. A Bírósági végzéssel érvénybe lép az új Alapszabály, ami az átmeneti és záró rendelkezések érvénybe lépését is jelenti. A bírósági végzést követő 60-90 napon belül új küldöttközgyűlést kell összehívni az új küldöttválasztási szabályoknak megfelelően. Kérte a Választmányt, hogy hatalmazza fel az AB-ot, hogy az átmeneti és záró rendelkezéseket dolgozza ki és véleményezésre küldje meg a javaslatát a Választmány tagjainak.

TGy felvetésére LK válaszolt. Véleménye szerint egy jól kidolgozott és alátámasztott javaslat vagy álláspont képviselése nemcsak attól függ, hogy azt az álláspontot hány ember képviseli, hanem attól, hogy az az álláspont a közösség számára elfogadható-e? Ha a Bányászati Szakosztály elnöke olyan álláspontot, véleményt képvisel, ami ennek a nagy közösségnek elfogadható, akkor biztos, hogy az Elnökség azt el fogja fogadni, függetlenül attól, hogy hány bányász ül az Elnökségben. Nem emlékezett az elmúlt időszakból olyan előterjesztésre, aminek az elfogadása attól függött volna, hogy az előterjesztő nagyobb létszámmal lett volna képviselve az adott testületben.

SzG hozzátette, a törvény szerint az Egyesületek döntéshozó szerve a közgyűlés vagy a küldöttgyűlés. A törvényben tagságarányos képviselést írnak elő. Az Elnököt vagy az Elnökséget hívja a törvény Ügyvezetésnek. Az Ügyvezetés feladata az Alapszabály, a jogszabályok és a küldöttgyűlés határozatainak végrehajtása.

LK közölte még, hogy a törvény szerint az Elnökség a javaslatokat a jelenlévők egyszerű szótöbbségével fogja hozni.

HP zárszóként elmondta, a két szakma régóta tisztelettel és becsülettel él együtt, és ennek így is kell maradnia. Adjuk meg az utódainknak a lehetőséget, hogy megélhessék az Egyesület 150 éves jubileumakor, hogy bányászok és kohászok, minősített szavazás nélkül is megbíznak egymásban. Mivel a törvény taxatíván rendelkezik arról, hogy létszámárányos szavazásra nincs lehetőség az Elnökségben, ezért ezt a kérdést nem lehet vitatni.

A Választmány döntött, hogy az AB előterjesztését az OMBKE Alapszabályának módosításáról a Választmányi ülésen elhangzott módosítások figyelembevételével jóváhagyja, és a módosítási javaslatokkal egybefoglalt Alapszabály-módosítást elfogadásra a küldöttgyűlés elé terjeszti. A határozati javaslatot egy ellenszavazattal és egy tartózkodással elfogadták.

A következő napirend az OMBKE Történeti Bizottsága elnöke személyére vonatkozott.

HP ismertette, hogy a Választmány Tóth János elmúlt 24 éves odaadó munkáját tisztelettel elismeri és megköszöni. A TB új elnökének Lengyelné Kiss Katalint javasolta, amit a Választmány egyhangúlag, ellenszavazat és tartózkodás nélkül elfogadott.

Ezután került sor BKL Bányászat főszerkesztőjének – saját kérésére történő – felmentésére, és a javaslat a BKL Bányászat új főszerkesztője személyére.

KT ismertette, hogy Podányi Tibor, aki több mint két évtizedig volt a felelős szerkesztője a BKL Bányászat szaklapnak, lemondott erről a tisztségről. Kérését méltányolták és köszönettel nyugtázták. KT átadta az Egyesület köszönő oklevelét magas színvonalú munkájáért, amit hosszú taps követett. PT köszönte a méltató szavakat és az eddigi támogatást, és ígérte, hogy a szerkesztőbizottság munkáját a továbbiakban is támogatni fogja.

KT új felelős főszerkesztőnek – TGy egyetértésével – Vigh Tamást javasolta, aki eddig is tagja volt a szerkesztőbizottságnak, így a szerkesztői munka törés nélkül folytatható lehet.

A Választmány ünnepélyes köszönetét fejezte ki Podányi Tibor Tiszteleti Tagnak a BKL Bányászat szaklap felelős szerkesztőjeként két évtizeden át végzett értékteljes tevékenységéért, és lemondását 2020. július 31. napjával elfogadta. A Választmány a BKL Bányászat felelős szerkesztőjévé Vigh Tamás tagtársat egyhangú szavazással kinevezte.

Az egyebekben SzG tájékoztatást adott a Múzeum krt.-i lakás értékesítési folyamatáról és hasznosítási lehetőségeiről. A értékesítésre vonatkozóan szerződés kötött a Dunahouse-szal az addigi értékhatáron, 173 MFt-ban.

Kiegészítésként közölte, hogy az Arcanum igazgatója megkereste az Egyesületet azzal a tiszteletreméltó ajánlattal, hogy a náluk meglévő 300 millió oldal mellé szeretnék térítésmentesen a teljes BKL-t korszerű módon, kereshetően digitalizálni, és az Arcanum adatállományába beilleszteni. Ezután a teljes BKL adatbázist az Egyesület részére korlátlanul elérhetővé teszik. Az ajánlatot a Választmány egyhangúlag, ellenszavazat és tartózkodás nélkül elfogadta.

**Zelei Gábor emlékeztetője alapján
összeállította BT**

Beszámoló az OMBKE 110. küldöttgyűléséről

Rendhagyó időben és rendhagyó módon tartotta meg az OMBKE 110. küldöttgyűlését. A szokásos májusi időpontot a COVID-19 koronavírus-járvány okozta veszélyhelyzet miatt elhalasztották. A július 21-i választmányi ülés határozata értelmében a küldöttgyűlés időpontját augusztus 29-én 10 óra 30 percre tűzték ki. A meghirdetett ülés szokásos tartalmában visszafogott napirendjét az írásos meghívón kívül az OMBKE honlapján is közzétették. A helyszín a Magyarhoni Földtani Intézet budapesti palotájának csodálatos díszterme volt, ami immár hagyományosan a Borbála-napi ünnepeknek is színhelye. A meghívóban felhívták a résztvevők figyelmét a járvánnyal kapcsolatos óvintézkedések előírásaira. A terem elrendezését is erre való tekintettel alakították át.



Dr. Hatala Pál elnök a meghirdetett időpontban megnyitotta a küldöttgyűlést, felhívva a figyelmet az arcmask kötelező használatára, majd a pódium előtt felsorakoztatva a közvetlen OMBKE vezetőséget (elnök, főtítkárs, alelnökök, ügyvezető igazgató), a résztvevőkkel szemben állva együtt hallgatták meg Nemzeti Himnuszunkat. Ezt követően ugyancsak rendhagyólag csak az elnök, a főtítkárs és az ügyvezető foglalta el a helyét az elnöki asztalnál.

A szokásos koreográfia szerint az Elnök köszöntötte az Egyesület tagságának küldötteit, a tiszteleti tagokat, egyetemi hallgatókat, pártoló tagvállalatokat, továbbá a Miskolci Egyetem, a társszervezetek, a hatóságok képviselőit és a meghívott vendégeket. Külön köszöntötte *dr. Fancsik Tamást*, úgy is mint házigazdát, a Magyar Bányászati és Földtani Szolgálat elnökét, *dr. Tardy Pált*, Egyesületünk exelnökét, *Rabi Ferencet*, a Bánya-, Energia- és Ipari Dolgozók Szakszervezete elnökét, *dr. Zoltay Ákost*, a Magyar Bányászati Szövetség ügyvezető főtítkársát, *Kovács Sándort*, a Magyar Öntészeti Szövetség elnökét, és *dr. Debreczeni Ákost*, az

OMBKE Ellenőrző Bizottságának elnökét. Majd az írásban előre megküldött napirend érdemi pontjainak (a Választmány beszámolója, közhasznúsági jelentés, az Ellenőrző Bizottság jelentése, alapszabály-módosítás) ismertetésére került sor.

Ezt követően a küldöttgyűlés üdvözlésére szót kért *dr. Fancsik Tamás*, *Rabi Ferenc* és *dr. Zoltay Ákos*, mindnyájan pozitív jövőképet rajzolva kívántak sok sikert szakmáinknak és a küldöttgyűlés munkájához.

Az Elnök kérésére *Izing Ferenc* a korábban megválasztott Mandátumvizsgáló és Szavazatszámoló Bizottság nevében jelentést tett. Az Egyesület szavazati jogú küldötteinek száma 139 fő. A határozatképességhez szükséges 70 fővel szemben viszont csak 53 fő van jelen. Az Alapszabály szerint a szavazati joggal rendelkező jelenlévő tiszteleti tagok száma 8 fő, így a két adatot együttesen figyelembe véve a gyűlés nem határozatképes.

Az Elnök megállapította, hogy a küldöttgyűlés határozatképtelen, és a küldöttgyűlést 11 órára ismételtlen összehívta. Egyúttal tájékoztatta a küldötteket, miszerint „az ismételtlen összehívott küldöttgyűlés napirendje az eredetileg meghirdetett napirendtől annyiban tér el, hogy jelen küldöttgyűlés az alapszabály-módosítás kérdésében nem dönthet, ezt a napirendet tehát el kell hagyni”, egyebekben a meghívó szerinti a további napirendekkel folytatható a küldöttgyűlés. A javaslatot a küldöttek elfogadták.

Majd ezt követően a küldöttgyűlés tisztségviselőinek megválasztása történt: A Mandátumvizsgáló és Szavazatszámoló Bizottság élére ismételtlen *Izing Ferencet*, a Határozatszövegező Bizottság vezetőjének *dr. Fegyvermeki Györgyöt*, a jegyzőkönyv vezetésére *Csányi Juditot*, míg annak hitelesítésére *Huszár Lászlót* és *Sándor Istvánt* kérték fel, amit a küldöttek a bizottsági tagokkal együtt ellenszavazat nélkül elfogadtak.



A küldöttgyűlésről hangfelvétel és jegyzőkönyv készült, ezek az Egyesület központjában bárki részére elérhetők.

Az Elnök előterjesztésében – a hagyományokhoz híven – a küldöttgyűlés a Bányászhimnusz harangjátékát hallgatva, tiszteletadással felállva emlékezett meg a bányász-kohász társadalomnak az utolsó küldöttgyűlés óta eltávozott tagjairól. Emléküket megőrizve, a hosszú névsort Zelei Gábor olvasta fel, a végén a klopacska távolodó hangjával véve végső búcsút. (A elhunytak névsora a cikk végén található.)

Ezekután következhetett az érdemi munka. Az Egyesület előző közgyűlése óta végzett tevékenységről és a 2019. év gazdálkodásáról szóló jelentést (mérleg és eredménykimutatás), a közhasznúsági jelentést, a 109. közgyűlés határozatainak végrehajtásáról szóló jelentést, valamint a 2020. évi gazdálkodási tervet a küldöttek írásban megkapták. Körösi Tamás főtitkár az írásban előkészített jelentés alapján a beszámolóval kapcsolatos szóbeli kiegészítést tett.

Az Ellenőrző Bizottság jelentését is előzetesen írásban megkapták a küldöttek, ezt kiegészítve dr. Debreczeni Ákos, az Ellenőrző Bizottság elnöke a bizottság szóbeli jelentését terjesztette a közgyűlés elé.

Az Alapszabályt illetően a napirend témájában meghozott halasztás ellenére – a 109. közgyűlés határozatainak megfelelően – dr. Lengyel Károly, az Alapszabály Bizottság elnöke számolt be a bizottság elmúlt évi munkájáról és az előkészített alapszabály-módosítás lényeges elemeiről (1. 75. oldal). Az immár napirenden kívülre helyezett téma ellenére Törő György a Bányászati Szakosztály elnöke szolt hozzá a témához. Kivétíve mutatta be a témában a közgyűlésre beküldött szakosztályi indítványokat. Egyrészt, hogy az új Alapszabályt az új Szervezeti és Működési Szabályzattal együtt tárgyaljuk. Másrészt észrevételt tett az Alapszabályban szereplő elnökség tagjainak összetételére, illetve az elnökség tagjai szavazati arányainak szabályozására. A két előterjesztő között a témában kialakult polémia dr. Hatala Pál elnök zárta azzal, hogy a végső döntés amúgyis a 111. küldöttgyűlés feladata lesz.



A küldöttgyűlés programja a Határozatszövegező Bizottság jelentésével folytatódott, dr. Fegyverneki György elnök előterjesztésében. A szavazati joggal rendelkezők kézfelnújtással, ellenszavazat nélkül elfogadták az

OMBKE 2019. évi közhasznúsági jelentését, a gazdálkodásáról szóló 2019. évi, a számviteli törvény szerinti beszámolóját, és tudomásul vették a választmány által elfogadott mérleget, valamint az Ellenőrző Bizottság jelentését. Ellenszavazat nélkül fogadták el az OMBKE gazdálkodásáról szóló 2020. évi tervet azzal, hogy az év hátralévő részében fokozott figyelemmel kell kísérni annak teljesülését az Ellenőrző Bizottság ajánlásainak figyelembevételével.

A folytatásban rendhagyó napirend következett: kitüntetések átadása helyett a kitüntetésre felterjesztettek, illetve már elfogadottak ismertetésével. Mindenekelőtt dr. Hatala Pál elnök méltatta a Történelmi Bizottsági elnöki tisztségéből leköszönő Tóth János múzeumigazgató szakmáink érdekében kifejtett több évtizedes munkásságát. Fájdalmasnak nevezte, hogy a kitüntetések átadásának magasztos feladatára és egyesületi elismerésére – a kényszerű korlátozások miatt – csak így módon kerülhet sor, azaz csak név-



sorolvasás keretében tudunk tisztelegni, annak reményében, hogy a 111. küldöttgyűlés utólag is teljes ünnepélyességgel tud eleget tenni nemes kötelezettségének, egybevonatan e tekintetben a 110. küldöttgyűléssel. Az tiszteleti tagságra előterjesztettek, továbbá a már elfogadott egyesületi érmeikkel kitüntetettek névsorát Körösi Tamás főtitkár ismertette a küldöttgyűléssel.

Ezt követően néhány hozzászólás következett: Podányi Tibor köszönte meg, hogy 21 éven át a BKL Bányászat főszerkesztője lehetett, egyben bemutatta utódát, dr. Vigh Tamást. Majd Bársony László azon reményét fejezte ki, hogy jövőre megtartható lesz az idén elmaradt Tatabányai Bányász–Kohász–Erdész Találkozó. Végül dr. Nyitrai Dániel számolt be a diósgyőri jubileumi emléktábla-avatás részleteiről, illetve a Fazola Napok kényszerű elhalasztásáról.

Az Elnök zárszavában megköszönte a részvételt és a szervezők munkáját, majd búcsúzóul felhangzott sorrendben a Bányász-, az Erdész- és a Kohászhimnusz.

(A szokásos ünnepi állófogadás helyett Vezetőség csomagolt útiszendviccset gondoskodott jobblétünkről. Köszönjük!)

A küldöttgyűlés jegyzőkönyvének felhasználásával összeállította: Hajnal J.

2019 májusa és 2020 augusztusa között elhunyt tagtársaink

Bárdos Bartók Miklós	okl. geológusmérnök	Dr. Kovács Dezső	okl. kohómérnök
Biró Lajos	okl. bányamérnök	Kovács János	okl. bányamérnök
Böröndy István	kohásztechnikus	Dr. Kovács Tibor	okl. kohómérnök
Burján Andor	okl. bányamérnök	Labudek Dénes	okl. bányamérnök
Cserháti József	okl. bányamérnök	Makovi Gyula	okl. bányamérnök
Dr. Csirikusz József	okl. kohómérnök	Mikus Károly	okl. kohómérnök
Csonk Péter	bányagazd. üzemmérnök	Nagy Endre	okl. banya-, gépészmérnök
Demeter Tibor	okl. bányamérnök	Nagy Gyula	okl. bányamérnök
Diósy Gáspár	okl. építészmérnök	Niczky Rozália	okl. kohómérnök
Dörömbözy Béla	okl. gépészmérnök	Nyertes Antal	okl. olajmérnök
Eckl István	bányatechnikus	Pályfi Attila ifj.	okl. kohóüzemmérnök
Fáklya Károly	okl. bányamérnök	Pályfi Attila id.	okl. bányamérnök
Fiumei Attila	okl. kohómérnök	Pikli Károly	okl. bányamérnök
Fónay Valér	okl. földmérő mérnök	Pozsgay Gyula	okl. bányamérnök
Dr. Füst Antal	okl. bányamérnök	R. Szabó István	okl. bányamérnök
Gönczi Pál	okl. kohómérnök	Rickert Antal	okl. bányamérnök
Guth Ferenc	okl. bányamérnök	Siket Vilmos	okl. bányamérnök
Gyűrűsi Ferenc	okl. kohómérnök	Simon Béla	okl. kohómérnök
Győri András	geodéta	Simon János	vájár
Hangyál János	okl. olajmérnök, tiszteleti tag	Szabó Béla Gábor	okl. villamosmérnök
Hegedüs Csaba	okl. bányamérnök	Dr. Szabó István	okl. villamosmérnök
Horváth Csaba	okl. kohómérnök, tiszteleti tag	Szabó Károly	okl. villamosmérnök
Horváth Ferenc	okl. gépészmérnök	Szabó László	okl. bányamérnök
Horváth Miklós	okl. bányagazd. üzemmérnök	Szalay Géza	okl. kohómérnök
Horváth Róbert	okl. bányamérnök	Szende György	okl. gépészmérnök
Ilyés Zoltán	okl. bányagépész mérnök	Takács László	okl. kohómérnök
Iván Lajos	okl. bányagépész mérnök	Tánczos Gyula	vegyigépész-mérnök
Káldi József	okl. gépészmérnök	Tokodi Géza	kohásztechnikus
Karancz Ernő József	okl. kohómérnök	Toloczko Ferenc	gépipari üzemmérnök
Kárpáti Jenő	okl. bányamérnök	Tóth Ferenc	gépipari technikus
Dr. Kemény Gyula	okl. bányamérnök	Tóth István	okl. bányamérnök
Kertész Zoltán	bányatechnikus	Udvardi Lakos Géza	okl. olajmérnök
Kiss Dezső	okl. bányamérnök	Üveges János	okl. bányagazd. mérnök
Kiss László	okl. olajmérnök	Vingendorf Gyula	okl. kohómérnök

Beszámoló az Alapszabály Bizottság munkájáról

Az egyesület két évvel ezelőtti 108., egyben tisztújító küldöttgyűlése határozott arról, hogy az Alapszabály Bizottság a Polgári Törvénykönyvnek (Ptk.) és más, érvényben lévő törvényi előírásoknak megfelelő módosítási javaslatokat dolgozzon ki az alapszabállyal kapcsolatban. Erre azért is szükség volt, mert az alapszabály legkisebb változtatása is kötelezővé tette volna a törvény szerint kötelező módosítások végrehajtását.

A határozat tartalmazta, hogy a tervezett módosítás során törekedni kell arra, hogy csak történelmi hagyományainknak megfelelő, céljaink megvalósítását szolgáló, és a működést elősegítő, az Egyesület életében óhatatlanul bekövetkező jövőbeni változásokat is figyelembe vevő változtatásokra kerüljön sor.

Az Alapszabály Bizottság keretein belül folyó munka során jó alkalom kínálkozott arra, hogy az érvényben lévő alapszabályból kivegyünk minden olyan paragrafust, amely

gyakoribb változtatást igényel, vagy a mindennapi tevékenységgel kapcsolatos, és a működésre, működtetésre vonatkozik, s ezeket egy később kidolgozandó és a majdani Elnökség által véglegesítendő Szervezeti és Működési Szabályzatba (SZMSZ) vigyük át. Ehhez hasonlóan az Ellenőrző Bizottságra vonatkozó paragrafusok is hiányoznak, mert az Ellenőrző Bizottságot Felügyelőbizottság váltja fel. A Felügyelőbizottság működését szabályozó ügyrend is kikerült a tervezetből. Reményeink szerint ennek eredményeként egy rövidebb, feszebb, főként általános megfogalmazásokat tartalmazó, ebből következően ritkábban módosítandó alapszabálya lehet az Egyesületnek.

A legfontosabb javasolt változtatások:

Mivel a Ptk. az egyesületek vezetőjeként elnököt vagy elnökséget határoz meg, ezért mi, hagyományainknak megfelelően a testületi vezetést szem előtt tartva, a választmányt felváltó Elnökség választását javasoltuk. Egyébként az

Egyesület alulról építkező szervezeti felépítése is ezt a megoldást kínálja. A kilenc fős elnökségben az elnökön kívül az eddigi főtitkár és főtitkárhelyettes helyett egy-egy elnökhelyettes képviselné a bányászati és a kohászati szakosztályokat, valamint egy-egy személy, célszerűen az elnök – de ez nyilván a jelölőbizottság kompetenciája –, a szakosztályokat. Az Egyetemi osztály szakosztály lenne és a Salgótarjáni osztály, már létszáma miatt is, helyi szervezet-té alakulna.

Ugyancsak a Ptk. előírása, hogy az Egyesület működésének és gazdálkodásának felügyeletére és ellenőrzésére Felügyelőbizottságot kell választani. Ennek tagjai az Elnökség tagjaival együtt jelentik az Egyesület vezető tisztségviselőit.

A tervezet a jelenlegi, szakmai alapon szervezett tagolást megtartotta, de az eddigiekhez hasonlóan továbbra is tág teret enged a területi és a szakmai érdeklődés szerinti tagozódásnak. Azonos földrajzi körzetben tevékenykedő bányász és kohász tagtársak különösebb megkötés nélkül hozhatnak létre a helyi szervezetekkel azonos besorolású területi szervezeteket vagy szakcsoportokat, munkabizottságokat. Maguk döntenek el, hogy melyik szakosztályhoz szeretnének tartozni. A tervezet nem tesz különbséget a szakcsoportok és munkabizottságok között, tagjai döntenek el a megnevezést.

Lényeges változást javasoltunk az Egyesület gazdálkodásában, pontosabban a szakosztályok keretein belül végzett tevékenység anyagi támogatásában. A jövőben megszűnne a szakosztályok fejkvóta szerinti finanszírozása, helyette az éves munka- és az ehhez szorosan kapcsolódó költségtervük alapján az Elnökség által jóváhagyott éves egyesületi gazdálkodási tervben vagy költségvetésben számukra meghatározott költségkeretet használhatnák fel. Ez a célzott támogatást jelentő megoldás egyfajta ösztönzést jelent a szakosztályok felé, másrészt biztosítja az egyesületi gazdálkodás biztonságát és kiszámíthatóságát. Emellett fontos azt is tudni, hogy a szakosztályok már csak azért sem folytathatnak önálló gazdálkodást, mert nem rendelkeznek az ezt biztosító feltételrendszerrel.

Új megoldást jelent, s a napjainkban kiszámíthatatlan egészségügyi helyzet miatt különösen fontos, hogy elnökségi ülést, valamint küldöttgyűlést elektronikus hírközlő eszköz igénybevételével, tehát személyes megjelenés nélkül is lehet tartani. Törvényi előírás szerint ennek szabályait az alapszabály-tervezet részletesen tartalmazza.

Az érvényes törvényi előírás szerint a küldöttgyűlés nem nyilvános, azon csak a szavazásra jogosult küldöttek, a tanácskozási joggal rendelkező állandó meghívottak és az elnök által vendégként meghívott személyek vehetnek részt. Megszokott volt, hogy tagtársaink a múltban tanácskozási joggal, korlátozás nélkül részt vehettek a küldöttgyűlésen. Hogy ez a lehetőség továbbra is megmaradjon, de a törvény betűjének is megfeleljünk, a tervezet szerint a jövőben a részvételi szándékot be kell jelenteni, hogy az érdeklődők elnöki meghívóval rendelkezve a küldöttgyűlésen részt vehessenek.

Néhány apróbb módosítás mellett fontos megemlíteni, hogy a tervezet nem tartalmazza a szakosztályi küldöttgyűlések évenkénti megtartásának kötelezettségét, ugyanis ez nem működött, csak nem beszéltünk róla. Helyette az szerepel, hogy a tisztújító küldöttgyűlésen kívül szükség szerint bármikor összehívható szakosztályi küldöttgyűlés.

A fentebb említett SZMSZ, valamint a Felügyelőbizottság ügyrendtervezetét kidolgoztuk azért, hogy lássuk és ellenőrizhessük, hogy a jelenlegi, nagyon alapos, elődeink tiszteletre méltó munkáját tükröző alapszabály paragrafusai a szükséges korrekció után szerepelnek vagy az új alapszabályban, vagy az SZMSZ-ben. Sőt, az SZMSZ annyival több lett, hogy korszerűsítve és aktualizálva tartalmazza az Egyesület korábbi szabályzatait, ügyrendjeit. Az SZMSZ-t egyébként a leendő Elnökségnek, a Felügyelőbizottság ügyrendjét pedig a leendő Felügyelőbizottságnak kell véglegesítenie.

Az alapszabály-tervezet részletesen tartalmazza azokat a hatályba léptető és átmeneti intézkedéseket is, amelyek szerint a módosítás cégbírói jóváhagyását követően kell eljárni a tisztújítás során.

Dr. Lengyel Károly
az OMBKE Alapszabály Bizottság vezetője

A Miskolci Egyetem hírei

• A Műszaki Anyagtudományi Karon 2020. június 22–26. között rendezték meg a záróvizsgákat, amelyek a koronavírus-járvány miatt az eddigiektől eltérően zajlottak. A bizottságok a megszokotthoz képest csökkentett taglétszámmal, ha indokolt volt, akkor online bekapcsolódó kérdőívvel és egyetlen helyszínen (nem saját intézeti termekben, mint korábban), a II. előadóban várták a hallgatókat. A 2019/2020. tanév II. félévében 39 fő teljesítette sikerrel a záróvizsga követelményeit.

A végzettek száma specializációs bontásban:

Anyagmérnöki BSc-képzés:

Polimertechnológiai 3 fő
Hőenergiái 1 fő
Hőkezelési és képlékenyalakítási 4 fő
Öntészeti 1 fő
Fémtechnológiai 3 fő

Anyagmérnöki MSc-képzés:

Polimermérnöki 11 fő (2 fő angol nyelven)
Szilikátmérnöki 2 fő
Energetikai 1 fő
Vegyipari technológiai, 2 fő (1 fő angol nyelven)

Kohómérnöki MSc-képzés:

Energetikai 1 fő
Hőkezelési és képlékenyalakítási 5 fő
Öntészeti 5 fő

• A 2019/20. tanév II. félévében (március 12. után) a koronavírus-járvány miatt – a teljes magyar felsőoktatáshoz hasonlóan – a Miskolci Egyetem Műszaki Anyagtudományi Karán is távoktatásban folytatták tanulmányaikat a hallgatók. Az oktatást elektronikus tananyagok készítésével és a hallgatók rendelkezésre bocsátásával, online órák tartásával, gyakorlati videók készítésével oldották meg. A

számonkérés szintén online formában zajlott. A járvány miatt egy hónappal meghosszabbított időtartamban, július 31-ig vizsgázhattak a hallgatók. A Kar minden oktató és hallgató számára biztosította az oktatáshoz, számonkéréshez a megfelelő online, e-learninges felületeket, valamint a diplomamunka-leadásra, a különböző kérvények leadására és kezelésére online ügymenetet dolgozott ki, így kijelenthető, hogy fennakadás nélkül sikerült lezárni ezt a megszokottól jelentősen eltérő félévet is.

• Miskolc város napja alkalmából „Az Egyetemért – A Városért” díjban részesítette Miskolc Város Önkormányzata *prof. dr. Roósz András*t, karunk Széchenyi-díjas professor emeritusát, a Magyar Tudományos Akadémia rendes tagját.

• A Miskolci Egyetem 2020. augusztus 1-től már magán-egyetemként látja el közfeladatait, ami sokkal rugalmasabb működést és a versenyképesség növelését teszi lehetővé. Ugyanakkor a Magyar Állam továbbra is biztosítja az egyetem finanszírozását, hiszen 2022-től az intézménnyel 15-20 éves, hosszú távú garanciákat biztosító szerződést köt. Az egyetem jogállásának megváltozása és a Magyar Állammal kötendő finanszírozási szerződések

megnyitják a lehetőséget az egy éven túli, közép és hosszú távú tervek elkészítése és megvalósítása előtt, ami versenyelőnyt jelent az állami egyetemekkel szemben. Az egyetem új fenntartója a Magyar Állam helyett az állam által alapított Universitas Miskolcensis Alapítvány lesz. Az alapítvány kuratóriumának elnöke: *dr. Varga Judit* (igazságügyi miniszter), tagjai: *dr. Kriza Ákos* orvos-közgazdász, korábbi polgármester, *dr. Marie-Theres Thiell*, az ELMŰ-ÉMÁSZ igazgatóságának elnöke, *dr. Kovács Erika*, az MNB Békéltető Testületének elnöke, valamint *Fűkő László*, a Bosch miskolci gyárigazgatója. Az egyetem szenátusa május végén *prof. dr. Horváth Zitát* választotta rektorának. *Prof. dr. Torma András* – tekintettel az egyetem jelentős átalakulására – lemondott a rektori pozícióról. Eredeti terminusa 2021. február 12-ig szóló volt, Horváth Zita köztársasági elnöki kinevezése ekkor lép hatályba, de 2020. augusztus 1-től ő vezeti az intézményt általános rektorhelyettesként. A legfontosabb, hogy az állami ösztöndíjas helyek megmaradnak, ezért aki szeretne, továbbra is állami ösztöndíjasként tanulhat az egyetemen, így a Műszaki Anyagtudományi Karon is.

Mende Tamás

Az acél szépsége. Emlékezés Horváth Istvánra, a Dunaferre egykori elnök-vezérigazgatójára



A hazai ipar története új kiadvánnyal gazdagodott „Az acél szépsége” címmel, amelyben a Dunaferre egykori elnök-vezérigazgatójára, *Horváth Istvánra* emlékeznek a szakma jeles képviselői és mindazok, akiknek pályáját nagyban meghatározták a rendszerváltást követő évtized társadalmi, gazdasági és politikai változásai.

Az előszót jegyző *dr. Chikán Attila* – aki 1991 és 1998 között volt a Dunaferre Felügyelő Bizottságának elnöke – ajánlja az olvasók figyelmébe a kötetet: „Ezek az évek hazánk történelmi átalakulásának botladozó lépésekkel megjárta, de optimista időszakát jelentették. Az új feltételek még a gazdag tapasztalatokkal rendelkezők számára is sok újdonságot hoztak, együtt tanultuk a piacgazdaság gyakorlatát. A Dunaferre sikertörténet volt: az acélipar iránt érzett, sok év alatt sem csökkenő mély tisztelettel léptem át a kapuját az ország akkor legnagyobb termelő vállalatának, amely szimbóluma is lehetett az átalakulásnak szocialista nagyvállalatból sikeres piacgazdasági szereplővé.”

Ami pedig a címválasztásokat illeti, „Időkerék” címmel jelent meg 2006-ban a Dunaferre Dunai Vasmű elnök-vezérigazgatójának visszaemlékezés-kötete. Nyolc évre rá, 2014. június 1-jén Horváth István befejezte földi létét a 72. születésnapját megelőző napon. Az „Időkerék” megszűnt

forogni, elcsendesedett, megállt. Az Idővonal tart az Univerzumba...

A könyv címadó visszaemlékezése *dr. Menyhárt Ferenc*hez, a Lemezalakító Kft. egykori ügyvezető igazgatójához fűződik: „István a gimnáziumi tanulmányaiból elmélyült humán szemléletet hozott magával. Villamosmérnökként ezt a tudást ötvözte az anyag belső lényegét ismerő, természettudományos műveltséggel. Az acélban a sokoldalúan hasznosítható terméket, a jövőt látta. Tisztelte ezt a fémeket, és azt a csodát, ahogy a föld alatti, elrejtett ásványokból egyszer csak megjelenik a Ferrum. Valami olyan varázsa van, hogy aki ember a különböző munkafolyamatokban a vassal kapcsolatba kerül, annak minden feldolgozási fázisa tetszik.”

A kötet gazdag képanyaga a dunaújvárosi vas- és acélszobrász alkotótelepek munkáiról, illetve azok részleteiről készült, ezzel is hangsúlyozva a Dunaferre értéktéremtő, művészetpártoló tevékenységét. „Hálával gondolok arra az időszakra, amikor még volt „MŰTERMÉK”, ugyanis így hívtuk *Móder Rezső* barátommal a GYÁRAT. Miként elődeiét, így Horváth István támogatását is mindvégig élveztük.” – vall a korszakról a kötetben szintén megszólaló *Friedrich Ferenc* szobrászművész, aki *Birkás Istvánnal*, *Reszler Ernesztinnel* és *Erdész Lászlóval* közösen elindította az Amatőr Képzőművészeti Műhelyt, a Dunaújvárosi Vas- és Acélszobrász Alkotótelepek elődjét.

A visszaemlékezők sorában harmincötven szólalnak meg.

A kiadvány a Rolling Nyomda gondozásában jelent meg, a Dunaújvárosi Kereskedelmi és Iparkamarában szerezhető be.

Szente Tünde

(Continued from page B2.)

is outstanding considering environmental ("green" chemistry), as well as economic issues.

In this paper the bacterial leaching is discussed as a "green" technology in the light of metal recycling from complex secondary raw materials such as electronic waste. Discussion is illustrated by experimental results obtained in Bioprocessing Laboratory, University of Miskolc.

Pázmán Judit – Fehér Jánosné – Gonda Viktor – Sánta Edit Orsolya – Verő Balázs: Determination of limits in Al5182 alloy 41
Industrial applications are increasingly formulating extreme criteria for aluminium alloys such as a combination of high strength and high toughness, furthermore, if the use requires it, it must be accompanied by good corrosion resistance, too. This is not an easy task to achieve these complex requirements using the traditional technologies. During our research work, Al5182 alloy important for automotive industry was investigated in terms of the technological sequence of operations that can be used to meet customer needs. Consequently, the effect of homogenization, industrial technologies, i.e. combination of the hot and cold rolling process, equal channel angular pressing (ECAP) and multiple forging (MF) of modern severe plastic deformations were studied in order to determine what favorable/desirable or undesirable properties are given to the alloy.

Szabó Attila – Verő Balázs – Lovas Antal: The way from Hume-Rothery rules to high-entropy alloys 48
In a two-component equilibrium phase alloy systems, the conditions for unlimited solubility in the solid state are given by the Hume-Rothery rules. The four rules must be met simultaneously to form a solid solution with unlimited solubility. Only a very few systems able to fulfill this criteria. In 2004 Cantor discovered by examining the phase relations of a multicomponent system, that a solid solution-like phase formed, consisting of at least five alloying elements in the same atomic percentage. A high value of mixing entropy alone is not sufficient to ensure the stability of such a solid solution phase. With the so-called free electron model or approximation, the limit of solubility in the solid state can also be interpreted in two-component systems. By applying Pauling's empirical correlation, we can also predict the stability of a solid solution in multicomponent and thus high entropy alloys. However, the free electron approximation also explains the change in conductivity of solid solutions depending on the nature of the alloying element.

Leveles Borbála – Kemény Alexandra – Orbulov Imre Norbert: Manufacturing and evaluation of Al99.5 matrix bimodal composite metal foams 54
Composite metal foams (CMFs) are increasingly used in automotive industry

due to their relatively low weight and high energy absorbing capacity. During our research, bimodal composite metal foams (BCMFS) were produced, with ceramic hollow spheres (CHSs) as filler material. This ceramic is made of high-purity alumina (Al₂O₃). Two types of spheres were used with the nominal diameters of $\varnothing d_1 = 7$ mm and $\varnothing d_2 = 2.4$ mm. The hollow spheres of different sizes were used in different volume ratios: numerically 1:1, 2:1 and 4:1. After mixing uniform distribution was achieved. High-purity aluminium (Al99.5) was infused between the CHSs with low pressure infiltration to create a foam-like material. The manufacturing parameters have a significant influence on the success of the infiltration in metal matrix foams. Variant preheating temperatures, melt temperatures, infiltrating pressures and time were applied to achieve maximal infiltration. Samples were measured for density and their properties were evaluated based on macro and microscopic images.

Szobota Péter – Sepsi Máté – Mertinger Valéria: Decarburisation measurement by a non-destructive method – or the new useage of centerless diffractometers 59
The aim of the research is to develop a measurement method that can determine the degree of decarbonisation on the surface of heat-treated or even on finished parts, without any damage, with high reliability. Many times the decarbonisation is revealed only in the semi-finished or finished state when the surface of the component does not have the required parameters. In this case, a cut from the sample has to be used to verify the process, while the sample becomes waste. Centerless X-ray diffractometers have been developed primarily for non-destructive, residual stress testing. Also, we have, nationally unique, two such diffractometers, at the Institute of Physical Metallurgy, Metal Forming and Nanotechnology (FKNI) and in the 3D Laboratory. The basic idea of the present research is to determine and to use the characteristics of the interference function detected by the diffractometer, which goes far beyond the residual stress test. One such feature is the widening of the interference function,

Györke Réka – Szórádi Sándorné – Márkus Gábor – Nagy Andrea – Török Béla – Török Tamás István: Metallurgical and surface treatment features of the precious metal finds of a 6th century cemetery at Nagylózs-Szentpéteri-dűlő 63
Through centuries the metalworkers and metallurgists had to tackle with quite many challenging metal processing and surface finishing tasks ranging from manufacturing weapons to making precious metal jewelry. These days ancient metal products can still be found, for example, during road works as it happened near Nagylózs in Győr-Moson-Sopron county where a 6th century graveyard was explored recently with a rich gold, gilded and silver costume artifacts bringing up several metallurgical processing and surface cleaning and conservation queries.

Dr. Csirikusz József 1941–2020



Csirikusz József közkedvelt, népszerű tagja volt a hazai kohász társadalomnak, sok emléket, nyomot hagyott maga után.

1941-ben született Miskolcon. A hejőcsabai általános iskola után a jó nevű Földes Ferenc Gimnáziumban érettségizett. Kohómérnöki tanulmányait 1959-ben kezdte a miskolci Nehézipari Műszaki Egyetemen, az LKM ösztöndíjasaként. Az egyetemen hamar népszerű lett; vidám egyénisége, jó közösségi szelleme, segítőkészsége és nem utolsósorban jó hangja kellemebbé tette az egyetemi életet mindnyájunk számára. Szeretett és tudott is futballozni; ennek eredménye, hogy beceneve (alias neve) a kor egyik neves labdarúgója után Csernai lett.

1964-ben szerzett kohómérnöki oklevelet, majd az ösztöndíját biztosító vállalathoz, az LKM-hez került. Gyakortóló mérnökként a régi Finomhengerműben kez-

dett, később az új Nemesacél Hengermű indulása után a Középsori Üzem vezetőjeként dolgozott, 350 dolgozó munkáját irányítva.

15 év után saját szavaival élve hűtlen lett a végzettségének megfelelő szakmai munkához: a meghívásnak eleget téve a vállalat Értékesítési Főosztály helyettes vezetője lett, majd megalakította a Marketing Irodát. Műszaki végzettségű kereskedővé vált, és saját bevallása szerint váltakozó sikerrel próbálta értékesíteni a vállalat termékeit. 1986-ban a budapesti Ferroglobus kereskedő vállalat csábításának eleget téve Budapestre költözött. Itt a Rúd-idom Főosztály divízióvezetője lett. 1987-ben műszaki egyetemi doktor címet szerzett.

1998-ban, a Ferroglobus privatizációját követően a Dunaferr Kereskedőházhoz került, 2002-ben, 61 éves korában nyugdíjas lett. Szakmai munkáját több

elismeréssel, kitüntetéssel jutalmazták.

Mindig ragaszkodott ahhoz a közösséghez, ahova tartozott. Ragaszkodását a közösség érdekében végzett munkával is kifejezte. Az Országos Magyar Bányászati és Kohászati Egyesületnek már egyetemista korában tagja lett. A selmeci hagyományokat őrző szakestélyeknek már ekkor közkedvelt szereplője volt: férfias hangja és jó hallása miatt a résztvevők gyakran cantus praeses-nek választották. Ezt a közszereplést mindig szívesen vállalta és eredményesen végezte: irányításával az idős és fiatal tagtársak rövid időn belül lelkesen énekeltek a hagyományos bányász és kohász dalokat. Rendszeres résztvevője volt az Egyesület más rendezvényeinek is. Az 1998-ban megalakult vaskohász Budapesti Szervezetnek négy cikluson keresztül elnöke volt. Titkárával együttműködve rendszeresen kirándulásokat szerveztek az ország különböző, a vaskohászathoz köthető helyeire; a szakmai programot minden alkalommal hangulatos, dalolással kísért közös étkezéssel

zárva le. Közismertek és közkedveltek lettek az évente december 13-án rendezett Luca-napi szakestélyek, amelyeken egy komoly hangvételű előadás után egymást érték a Vidám pohár kíséretében elmondott tréfás hozzászólások.

Egyesületi munkáját az OMBKE közgyűlése a Szent Borbála-émlékérem kitüntetéssel ismerte el.

Csirikus Jóskát kedves, vidám egyéniséggel áldotta meg a sors. Alakját felidézve elsősorban vidám természete, ragyogó orgánuma és a barátokhoz, a szakmai közösséghez fűződő, tettekben is megnyilvánult hűsége jut mindannyiunk eszébe.

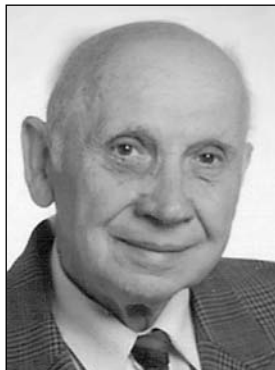
Szeretett tagtársunk 2020. június hó 3. napján, életének 79. évében távozott. Miskolcon, a Szentpéteri kapui köztemetőben helyezték örök nyugalomra.

Kedves Józsi, emlékedet éppen olyan szeretettel őrizzük, mint ahogy szeretünk életedben.

Ezúton is búcsúzunk egy utolsó Jó szerencsét! köszöntéssel

Tardy Pál

Karancz Ernő 1932–2020



Karancz Ernő gyémántokleveles kohómérnök, öntő szakmérnök 1932. június 21-én született Mesztegyő községben. 1952-ben Kaposvárott érettségizett, majd felvételt nyert a miskolci Nehézipari Műszaki Egyetem Kohómérnöki Karára, metallurgus szakra. 1957-ben diplomázott, Szakmérnöki diplomáját 1966-ban védte meg. 1983-ban német nyelvvizsgát tett.

Az egyetem elvégzése után Budapesten, az Acélöntő és Csőgyárban helyezkedett el üzemmérnöki munkakörben. Itt ismerkedett meg közelebbről az elektroacél-gyártással és az acélöntvénygyártásának technológiájával. 1959-ben a gyári MEO vezetőjének, majd 1960-ban az acélöntöde üzemvezetőjének nevezték ki. 1963–1976 között a gyár főtechnológusaként, majd 1976-tól 1990-ig főmérnökeként dolgozott. Tevékenysége kiterjedt az ötvöztelen és ötvözött acélöntvények előállítására, de a mintakészítést és az öntvények megmunkálását is irányította. 1970-ben megszűnt a csőgyártás, majd pár évvel később a nyomóidomok gyártása is, új profilként nagynyomású hidraulika-szelepöntvények előállításával foglalkozott a gyár. Karancz Ernő eredményes

munkájáért 1982-ben miniszteri elismerő oklevelet, majd 1986-ban Kiváló Kohász kitüntetést kapott. 1990-ben lett a gyár igazgatója, 1994. október 1-jén nyugdíjba vonult.

Nyugdíjasként 2005-ben bekapcsolódott az OMBKE öntészettörténeti és múzeumi szakcsoportjának munkájába, számos szakmatörténeti előadással ajándékozta meg érdeklődő kollégáit. 2010-ben megválasztották a szakcsoport elnökévé, ezt a munkát 2018 végéig látta el.

2013-ban 60 éves OMBKE-tagságáért megkapta a Soltz Vilmos-émlékérmét, és 2015-ben a Kerpely Antal-émlékérmét.

Felesége, Katalin hű társa volt egy életen át, gondoskodó szeretettel, megértéssel segítette, támogatta férjét. A házasságukból két gyermek született, hét unokájuk és két dédunokájuk volt.

Karancz Ernő 88 évesen, 2020. július 4-én hunyt el. Temetésére szűk családi körben a budafoki temetőben került sor.

Mély megrendüléssel búcsúzunk tőle, nyugodjék békében, emlékéit tisztelettel megőrizve mondunk utolsó

Jó szerencsét!

A Szerkesztőség

Simon Béla 1942–2020



Simon Béla 1942. január 25-én született Szombathelyen. A helyi Nagy Lajos Gimnáziumban érettségizett 1960-ban. A miskolci Nehézipari Műszaki Egyetem Kohómérnöki Karán 1965-ben technológus kohómérnöki, 1985-ben hőkezelő szakmérnöki képesítést szerzett. 1972–74 között menedzseri oklevelet kapott a Csepel Vas- és Féművek által szervezett vezetőképző tanfolyamon.

1966-ban házasságot kötött, felesége évfolyamtársa, Mende Márta metallurgus kohómérnök. Két gyermekük és két unokájuk született.

1965. szeptember 1-én állt munkába a Csepeli Acélműben, ahová 1962-től társadalmi tanulmányi ösztöndíjjal kötődött, és e vállalat különböző részlegeiben dolgozott nyugdíjba vonulásáig. Eközben bejárta a vállalati ranglétra minden egyes fokát.

1965-ben a Hengermű Technológiai Osztályán kezdett dolgozni. Főnökével, Prosztr Ervinnel életre szóló barátságot kötött. 1970-től a Hengerműben gyár-részlegi főmérnök, gyár-részlegvezető, a Termelési Osztály vezetője, majd 1978-tól az Acélmű termelési igazgatója volt. 1981-ben megbízást kapott az Acélmű és a Csögyár összevonásával létrejött Csepel Művek Vasműve termelési igazgatói, 1989-től műszaki igazgatói, 1990-től vezérigazgatói teendőinek ellátására. 1996-tól 2005-ig a privatizációt követően a Csepeli Acélcső Kft. részbeni tulajdonosa, ügyvezető igazgatója lett, közben 2001-től nyugdíjba vonult.

Hosszú pályafutása alatt szívügyének tekintette a műszaki és termelészervezési, termelésirányítási, valamint a vezetési munkának a fejlesztését, korszerűsítését. Irányításával, közreműködésével valósult meg 1972-ben a csepeli huzalhengerműi beruházás, ami a világ egyik legnagyobb alakítási sebességű, legpontosabb, legkisebb mérettűréssel dolgozó huzalhengerműve volt. Csögyári

működése alatt került sor a Csögyár részleges rekonstrukciójára, a minőségi, nagyszilárdságú kőolaj bányászati csövek gyártásának beindítására, amit a svédlandzsás üstmetallurgiai berendezés létesítése alapozott meg 1982-ben.

A sikerek mellett számos műszaki és emberi problémával, a vállalat szervezeteinek jelentős, olykor fájdalmas átalakításával is meg kellett küzdenie, így 1981–1992 között a SM acélgyártás megszüntetésével, majd a Kovácsoló gyár-részleg kiválásával a létszámleépítés kérdéseivel, 1993-tól a Csepeli Csögyár Rt., majd a Csepeli Acélcső Kft. megalakulásával a piacororientált termelési profil megteremtésével. Az 1990-től kibontakozó gazdasági válság, a piacgazdaságra való áttérés a kilenc évig eredményesen működő Csepeli Acélcső Kft. felszámolásához vezetett 2005-ben.

Pályafutása alatt mindvégig, nehéz időkben különösképpen, munkatársait mindenkor tisztelte, megbecsülte, segítette, legtöbbször közeli kapcsolatban volt.

Munkáját több alkalommal elismeréssel illették: 1968-ban Aranykoszorús Újjító miniszteri kitüntetés, 1973-ban Kiváló Újjító Arany fokozat címet, 1972-ben és 1981-ben Kiváló Dolgozó címeteket kapott. Egyesületi munkájáért 1993-ban Vaskohászati emlékéremmel, 40 és 50 éves tagságáért 2003-ban és 2013-ban Soltz Vilmos-emlékéremmel jutalmazták.

Életét beárményolta fiatalon, ötven éves korában kialakult gyógyíthatatlan, a rendszeres orvosi kezelés ellenére alattomosan előrehaladó betegsége, melyet nagy türelemmel, alázattal viselt.

Simon Béla 2020. július 4-én hunyt el, temetése a budapesti Belvárosi Ferences templomban volt.

Kedves kohásztársunktól ezúton is búcsúzunk egy utolsó Jó szerencsét! köszöntéssel.

NHE

Mura Imre 1938–2020



Mura Imre okl. kohómérnök életének 83. évében elhunyt.

1961-ben a Nehézipari Műszaki Egyetem Kohómérnöki Karán technológus szakon végzett. Több évtizeden át az Ózdi Kohászati Üzemekben vezető beosztású alkalmazottként dolgozott. Ő volt a Rúd- és Dróthengerművek (RDH) beruházás irányítója, majd a hengermű vezetője is.

Eredményes munkájáért, újításaiért számos alkalommal részesült kitüntetésben és jutalomban.

2020. augusztus 28-án a budapesti Farkasréti temetőben vettek tőle végső búcsút. Emlékét megőrizzük.

(A Szerkesztőség)

Képek a nagylózsi ásatásról és a leletekről

Melléklet

Györke Réka és társai: Nagylózs, Szentpéteri-dűlő 6. századi temetőjéből származó nemesfém leletegyüttes felületkezelésének metallurgiai vonatkozásai c. cikkéhez



Fotó: Rák Rezső és Pásztor István
régésztechnikus (Archeodata 1998 Bt.)

Megemlékezés koszorúzással a Fazola Henrik által épített első faszenes nagyolvasztó emléktáblájánál az alapítás 250 éves évfordulója alkalmából. Miskolc-Ómassa, 2020. július 28.

