

BÁNYÁSZATI ÉS KOHÁSZATI LAPOK

# Kohászat

Vaskohászat

Öntészet

Fémkohászat

Anyagtudomány

Felsőoktatás

Hírmondó

145. évfolyam

2012/5. szám



Az Országos Magyar Bányászati és Kohászati Egyesület lapja.

Alapította Péch Antal 1868-ban.

## TARTALOM

### Vaskohászat

- 1 Mőger Róbert – Rokszi Zoltán:** A kohókba jutó kén, alkáliák és a cink eltávolításának metallurgiai lehetőségei
- 8 Szatmári László:** Útsalag okozta reoxidáció vizsgálata a konverteres acélgártás technológiájában
- 12 Veres Zsolt – Szurdán Szabolcs – Roósz András:** Gáznitridálás a Miskolci Egyetem Fémtani, Képlékenyalakítási és Nanotechnológiai Intézetében

### Öntészet

- 19 Pabel Thomas – Bozorgi Salar – Kneissl Christian – Faerber Katharina – Schumacher Peter:** Az AlSi7MgCu ötvözetek melegrepedési hajlama és az ötvözőelemek (magnézium és réz) hatásai
- 25 Tokár Monika – Tóth Márta – Dúl Jenő – Fegyverneki György:** Szennyezőelemek változékonysága az öntészeti Al-Si ötvözetekben
- 30 Godzsák Melinda – Fegyverneki György – Farkas György – Sólyom Jenő – Kovács Árpád – Pekker Péter – Gácsi Zoltán:** AlSi10MgCu0,5 ötvözetből készült járműipari öntvények hőkezelésének időszervi kérdései

### Fémkohászat

- 36 Hegyes Tibor – Barkóczy Péter:** Az előmelegítés hatása az Al-1,5%Mn alumíniumötvözet lágyulására

### Anyagtudomány

- 42 Kaptay György:** Határfelületi jelenségek a fémcsapadékgyártásban. 6. rész. A határfelületi kapillaris erő
- 47 Karacs Gábor – Roósz András:** A sferoidit ausztenitizációs szimulációja
- 53 Májlinger Kornél – Orbulov Imre Norbert:** Fémmátrixú kerámia kompozitok mikroszerkezeti tulajdonságai

### Felsőoktatás

- 58 Woperáné Serédi Ágnes – Nagy Gábor:** Biogáz és szintézisgáz energetikai hasznosítása

### Hírmondó

- 64** Hírek
- 69** Közszövegek
- 70** Nekrológok

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

## FROM THE CONTENT

**Róbert Mőger – Zoltán Rokszi:** The metallurgical aspects of the removal of sulphur, alkali and zinc that getting into blast furnace ... .. 1  
The quantity of the impurities in the blast furnace fluctuates and depends on the quality of the blast furnace burden. Some part of them – mainly sulphur – solves in the hot metal and contaminates it and another part of them – alkali metal and zinc – creates scaffold on the wall of the blast furnace and obstructs the even burden descend. Both types of impurities can not be removed from the blast furnace in the same way that's why a hot metal desulphurization plant is recommend to be installed regarding economic and metallurgical aspects.

**László Szatmári:** Investigation of the reoxidation from ladle slag in the BOF process ... .. 8  
One of the difficulties in the manufacturing process of the aluminium killed steels is the reduction in the quantity of the harmful inclusions coming from the reoxidation. We cannot follow up directly the reoxidation process so it is necessary to study the indirect indicators for example the change of the ladle slag FeO content or the change of the aluminium which is dissolved in bath or the change of sulphur content. At the steelworks of the ISD Dunaferr Ltd. several studies were made about the research of process above mentioned. This study examines the effects of the ladle slag on the steel bath because it was found in the course of previous researches that its quality is slower than expected and therefore it influences negatively over the efficiency of the ladle metallurgical handling and hereby over the quality of the steel.

**Zsolt Veres – Szabolcs Szurdán – András Roósz:** Gas nitrocarburising at the Institute of Physical Metallurgy, Metalforming & Nanotechnology of the University of Miskolc ... .. 12  
The nitriding, one of the thermochemical processing, is experiencing its second golden age. It is often and often used as the surface treatment of the structural and tool steels. The surface hardness and the wear resistance of the parts can be strongly enhanced with this process. The SLR-5 equipment of the Institute of Physical Metallurgy, Metalforming and Nanotechnology allows the exploration of the possibilities of nitriding.

**Pabel, Thomas – Bozorgi, Salar – Kneissl, Christian – Faerber, Katharina – Schumacher, Peter:** Hot cracking susceptibility of AlSi7MgCu-alloys and the effects of alloying elements (magnesium and copper) ... .. 19  
Hot cracking during solidification can be a serious problem in aluminium casting alloys under certain conditions. This feature is well known but still insufficiently investigated in shape casting. This study gives a brief overview of the factors influencing hot cracking during shape casting. Five different AlSi7MgCu-alloys with varying Mg and Cu contents were examined. Theoretical models including the cracking susceptibility coefficient (CSC) from Clyne and Davies have been considered. Thermodynamic calculations of the behaviour of the fraction solid during solidification have been compared to an experiment based hot cracking indexing (HCI) method. Scanning electron microscopy (SEM) was used to compare existing microstructure and precipitated thermodynamic phases. Furthermore, SEM was used to investigate crack surfaces initiated by a dog bone shaped mold during casting. A good correlation between theoretical models and the experimental hot cracking index method was observed.

**Monika Tokár – Márta Tóth – Jenő Dúl – György Fegyverneki:** Variability of impurity elements' in Al-Si casting alloys ... .. 25  
Producing castings in the automotive industry, the quality of the alloy is exceptionally important, since it significantly influences the mechanical properties of the casting, therefore the ultimate compliance of the product. The impurity elements' quantity in Al-Si alloys related with basic material quality. In casting processing the secondary alloys are used in higher and higher amount, however the effects of the impurity elements are not well known. We have examined gravitational casted automotive castings. We have determined the occurrence and the distribution of the impurity elements in primary and secondary alloys.

**Melinda Godzsák – György Fegyverneki – György Farkas – Jenő Sólyom – Árpád Kovács – Péter Pekker – Zoltán Gácsi:** The actual issues of the heat treatment of automobile castings made from AlSi10MgCu0,5 alloy ... .. 30  
Automotive castings have to meet more and more ver-

satile requirements these days. There is a constant need for production engineering developments ranging from purity degree – that is producing molten metal with high cleanliness – to grain refinement and alloy improving including heat treatment technologies. In our research we investigated the opportunities of production development of an aluminium based automotive castings. We dealt with the correlation of the so called T6 heat treatment (solid solution treatment, intensively cooling and ageing) and mechanical properties and changes in micro-structure. We also examined optimisation of heat treatment parameters and reducing the heat treatment time. Our aim was to find ways of cost reduction of age hardening, as economic factors are also very important for an engineer besides technical parameters and feasibility.

**Tibor Hegyes – Péter Barkóczy:** The effect of the homogenization to the annealing of 3225 aluminum alloy ... .. 36  
The softening of Al-Mn base alloys not only depend on the degree of deformation and the parameters of annealing, but the pre-treatment of as-cast alloy. Large extent of the Mn remains in the solid solution during the crystallization process. During a high temperature heat treatment the manganese precipitate from the solid solution phase. The size and amount of the precipitations mainly of the processes takes place during annealing. In this article this effect is studied through the heat treatment and deformation of a specific alloy.

**György Kaptay:** Interfacial phenomena in metallic materials technologies Part 6. The interfacial capillary force ... .. 42  
In the sixth part of this series of papers the equation for the interfacial capillary force is derived. First the equation is used for penetration / infiltration of liquids into porous bodies, being important for metal casting and for production of metal matrix composites along with syntactic foams. Second, the equation is used for particles situated at a liquid/gas or liquid/liquid interfaces, being important for laser melt injection technology and also for stabilization of metallic foams and emulsions by solid particles.

**Gábor Karacs – András Roósz:** Simulation of Austenitization of Spheroidite ... .. 47  
The mechanical properties of steels are determined by their composition and microstructure development during their transformation in the course of cooling of the austenite. The grain size of austenite influences the microstructure development during cooling of the austenite. It is a well known fact that the hardenability of austenite having a coarse grain size is better, but the microstructure will be more coarse, which decreases the mechanical properties to a great extent. Similarly, the composition of austenite (e.g., the carbides that are not solved) influences the hardenability as well as the microstructure development during cooling. The initial structure variously affects the process of transformation. In this paper, the austenitization processes that take place with microstructure containing spheroidite are described.

**Kornél Májlinger – Imre Norbert Orbulov:** Microstructural aspects of ceramic hollow microspheres reinforced metal matrix composites ... .. 53  
Metal matrix composites reinforced with ceramic hollow microspheres were produced by pressure infiltration. The microstructure of the ceramic hollow microspheres as reinforcing element was investigated also in connection with five different aluminium alloy matrix materials. The microspheres contain various oxide ceramics, mainly Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> and SiO<sub>2</sub>. X-ray diffraction and energy dispersive X-ray spectroscopy measurements were made. They showed that the Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> and SiO<sub>2</sub> distribution was not equal in the microspheres walls; the Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> phase was embedded in the surrounding mullite and SiO<sub>2</sub> phase in the form of needles. Due to the uneven distribution of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> rich particles, the molten aluminium could reduce the SiO<sub>2</sub> rich parts of the microspheres and the wall of the hollow microspheres became damaged and degraded.

**Ágnes Woperáné Serédi – Gábor Nagy:** Energetic Utilization of Biogas and Syngas ... .. 58  
Organic wastes are generated from the accumulation of manure on farms, in the food industry in the slaughterhouses, in industrial and municipal wastewater treatment plants, and landfills. Depositing of these wastes is a globally high-cost challenge. The gasification and energy utilisation of organic wastes are beneficial from climate protection aspect, too.

- Szerkesztőség: 1051 Budapest, Október 6. utca 7., III. em. • Telefon: 06-1-201-7337 •
- Levélcím: 1371 Budapest, Pf. 433, e-mail: bkl.kohaszat@gmail.com •
- Felelős szerkesztő: Balázs Tamás •

• A szerkesztőség tagjai: dr. Buzáné dr. Dénes Margit, dr. Klug Ottó, dr. Kórodi István, Lengyelne Kiss Katalin, Schudich Anna, Szende György, dr. Takács István, dr. Tardy Pál, dr. Török Tamás •

- Kiadó: Országos Magyar Bányászati és Kohászati Egyesület • Felelős kiadó: dr. Nagy Lajos •
- 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, utánnyomása, sokszorosítása és adatrendszerekben való tárolása kizárólag a kiadó engedélyével történhet. •

Internetcím: [www.ombkenet.hu/bkl/kohaszat.html](http://www.ombkenet.hu/bkl/kohaszat.html)

MÓGER RÓBERT – ROKSZIN ZOLTÁN

## A kohókba jutó kén, alkáliák és a cink eltávolításának metallurgiai lehetőségei

A nagyolvasztókba adagolt alapanyagok minőségétől függően változó mennyiségű szennyezőelem kerül be a kohókba. Ezek egy része – elsősorban a kén – a nyersvasba oldódik és azt szennyezi, míg másik része – alkáliák és cink – tapadványt képez a nagyolvasztó falazaton és gátolja az anyagoszlop egyenletes levonulását. Mindkét típusú szennyezőanyagot nem lehet ugyanazon eszközökkel eltávolítani a nagyolvasztóból, ezért gazdasági és metallurgiai szempontok figyelembevételével javasoljuk a nyersvas kohón kívüli kéntelenítésének megvalósítását.

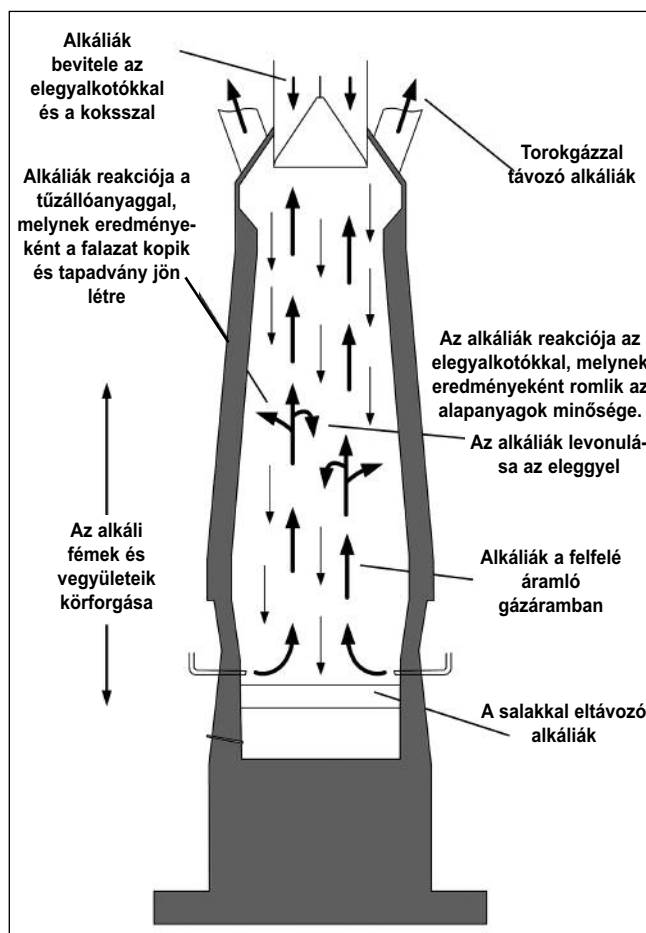
### 1. Tapadványképző elemek bejutása a nagyolvasztóba és káros hatásuk a kohók üzemvitelére

A tapadványképző elemek közül az alkáliák (a nátrium és a kálium) egy része a beadagolt betéttel, másik része a tüzelő-, redukálóanyagként funkcionáló koksszal kerül a nagyolvasztókba (1. táblázat). Az elegyalkotók alkáliatartalma alapvetően függ azok eredetétől és feldolgozási módjától. Egy előkészített (pelletizált, illetve agglomerált) vashordozó alkáliatartalma alacsonyabb, mint a kohókba esetlegesen adagolt nyers ércéké. Hasonló mértékű a szennyezőanyagbevitel a koksszal is, melynek minőségromlásában nagy szerepe van az alkáliáknak [1]. A koksz alkáliatartalmát a beszerzésre került szén nátrium- és káliumtartalma határozza meg.

A tapadványképző elemként számon tartott cink főként a zsugorítványgyártáshoz – szükségszerűen – visszajáratott belső vaskohászati hulladékokkal (konverteriszap, Dorriszap, kohói szálópor) kerül be a nagyolvasztókba. A „tiszta alapanyagok” (vasérc, pellet, koksz) cinktartalma jóval kisebb mértékű.

A 2. táblázatban a hazai és néhány külföldi üzem kohóinak alkáliák és cinkterhelési adatai láthatók. A nemzetközi szakirodalomban a nagyolvasztók alkáliaterhelésére

2,0-5,0 kg/t nyv. közötti értékeket találunk. Az ISD Dunaferr Zrt. két nagyolvasztójának alkáliaterhelése nagy (5,0 kg/t nyv.), cinkterhelése pedig többszöröse a külföldön szokásosnak.



1. ábra. A nagyolvasztói alkália-körforgás folyamata

**Móger Róbert** okleveles kohómérnök. 1998-ban a Miskolci Egyetem Dunaújvárosi Főiskolai Karán, majd 2001-ben a Miskolci Egyetemen szerzett kohómérnöki diplomát. 1998-ban kezdő üzemmérnökként a Dunaferr Acélművek Kft. Nagyolvasztóművében helyezkedett el. Később technológus, technológiai osztályvezető volt, majd termelésvezető-helyettesként dolgozott. Jelenleg az ISD Dunaferr Zrt. Technológiai Igazgatóságán metallurgiafejlesztési főosztályvezető.

**Rokszin Zoltán** okleveles kohómérnök. 1980-ban a Belorusz Műszaki Egyetem Kohómérnöki Kar öntész szakán szerzett kohómérnöki diplomát. 1980-tól a Dunai Vasmű Nagyolvasztóművéénél, különböző beosztásokban dolgozott. 1992-től az Acélművek Kft. Nagyolvasztómű gazdasági és kereskedelmi vezetője, 1994-től gyárvezető volt. 1999-től az Acélművek Kft. termelési és értékesítési igazgatója. 2004-től a Dunaferr Rt. termelésbiztosítási igazgatója, majd 2007-től az ISD Dunaferr Zrt. technológiai igazgatója.

**1. táblázat.** Az ISD Dunafer Zrt. nagyolvasztóiba az alapanyagokkal történő alkáli- ( $\text{Na}_2\text{O}+\text{K}_2\text{O}$ ) és cinkbevitel

Megnevezés	Alkáliabevitel megoszlása %	Cinkbevitel megoszlása %
<b>Koks</b>	40,0	6,0
<b>Zsugorítvány</b>	45,1	81,9
<b>Pellet</b>	12,2	5,2
<b>Egyéb</b>	2,7	6,8

A nagyolvasztóba bekerült nátrium- és káliumvegyületek a kohó minden részén valamilyen módon károsan befolyásolják az abban zajló metallurgiai, fizikai és kémiai folyamatokat. A káros hatások:

- tapadványképződés, és az ebből következő anyagoszlop-levonulási zavarok,
- a tűzálló falazat kopása, eróziója,
- az alkáliavegyületek körforgása által a nagyobb fajlagos kokszfelhasználás,
- a vashordozók (pellet, zsugorítvány) lágyulás- és olvadáspontjának csökkenése,
- a vasérc pelletek duzzadása és szétesése, valamint a zsugorítvány szétesése,
- a koks hatékonyságának csökkenése azáltal, hogy a koks pórusaiba alkáliák adszorbálódnak és repedést okoznak,
- a cianidképződésben betöltött szerepük miatt környezetvédelmi problémák [2].

Az alkáliák mellett a cink is részt vesz a tapadványképzésben, és gyorsítja a tűzálló falazat erózióját.

## 2. A kohói tapadványok kialakulása

A szennyezők vagy a torokgázzal (por, ill. gáz formájában), vagy a salakkal távoznak el. A kohó medence, nyugvó és akna alsó részében az alkáliák és a cink nagymértékű dúsulása-körforgása figyelhető meg. Az alkáliáknak az elegyoszloppal együtt történő levonulását, elgőzölgését, kondenzálódását és medence irányába történő újbóli levonulását mutatja

**2. táblázat.** A kohói szennyezőanyag-terhelések összehasonlítása

Megnevezés	ISD Dunafer Dunaújváros	ThyssenKrupp Schwelgern	Voest Alpine Linz „A”	Ruukki Raahe
$\text{Na}_2\text{O}$ -terhelés (kg/t nyv.)	1,82	0,78	0,95	1,18
$\text{K}_2\text{O}$ -terhelés (kg/t nyv.)	3,16	1,34	3,91	1,47
Zn-terhelés (kg/t nyv.)	0,12	0,038	0,075	0,034

az 1. ábra [3]. (A cink is az alkáliához hasonló körforgást végez.)

Az alkáliák és a cink nagymértékű dúsulása megakadályozhatja az anyag-

oszlop folyamatos, egyenletes levonulását, így növelve a járatzavarok kialakulásának esélyét. Nagy koncentrációban történő előfordulásuk jelentősen csökkentheti a kohók kampányidejét azáltal, hogy reakcióba lépnek a kohó falazatát alkotó vegyületekkel, valamint azzal, hogy tapadványréteget képeznek a kohó falazatán.

A nyersvasgyártásban uralkodó körülmények (1,00-1,15 bázicitású salak, 2000-2300 °C-os égéshőmérséklet) között már alacsony alkáliaterhelés esetén is nagymértékű dúsulás jöhet létre a nagyolvasztókban.

A kohóban létrejövő tapadvány a tűzálló falazaton kialakuló olyan anyagréteg-képződmény, amely károsan befolyásolja a nagyolvasztó működését.

A kohó élettartam-csökkentésében betöltött szerepe és a nyersvas-termelésre gyakorolt negatív hatása miatt a tapadványok kialakulásának vizsgálatára számos kutatás történt, amelyekben egyértelműen megállapítást nyert, hogy az alkáliák és a cink részt vesznek a tapadványképződési folyamatban. Az elméleti feltételezések lényegi különbsége az, hogy egyesek úgy gondolják, hogy az alkáliák és a cink egyfajta katalizátorként funkcionálnak a tapadványok kialakításában, míg mások véleménye szerint ezek teljes egészében részt vesznek a folyamatban [3,4].

Természetesen történtek erőfeszítések arra vonatkozólag, hogy meghatározzák a még biztonságosan kezelhető alkáliaterhelés szintjét adott üzemi paraméterek mellett.

Azonban arra a következtetésre kellett jutni, hogy az eltérő elegyszerkezet és működési feltételek nem teszik lehetővé, hogy a kohókra egységes értékeket határozzanak meg [5].

A tapadvány okozta gyakorlati problémák közül az egyik leggyakrabban előforduló az anyagoszlop megakadása. Ekkor az anyagoszlop a toroktól a medence irányába történő levonulás közben olyan a tapadvány okozta ellenállásba ütközik, amelyik nagyobb erőhatást fejt ki, mint az anyagoszlop természetes levonulását biztosító gravitációs erőhatás és a gázáram ellentétes irányú erőhatásának eredője. Ez az anyagoszlop további levonulását nem teszi lehetővé, az anyagoszlop „függésbe” kerül. Az anyagoszlop megakadása a kohó egyik rendellenes állapota, melyre a normál üzemmenettől eltérő beavatkozások tárháza alkalmazható. Ezek megfelelő kombinálásával meg lehet szüntetni a rendellenes állapotot, amelynek következtében az anyagoszlop hirtelen lefelé mozog, „megcsúszik”. Az anyagoszlop megakadása közben az anyagoszlop azon része, amely a függéstől nem érintett, tovább mozog a medence irányába, így üreg képződik a függésben lévő anyagoszlop alatt. Az anyagoszlop megcsúszásakor jelentős anyagmennyiség zuhan lefelé a medence irányába, és szélsőséges esetben az anyagoszlop „átfúvása”, csatornás járat alakul ki [6].

A rendellenes anyaglevonulás következményeként romló és egyenlőtlen torokgáz-kihasználással, a csapolt nyersvas változó összetételével és hőmérsékletével, csökkenő termeléssel és növekvő fajlagos tüzelőanyag-felhasználással kell számolni. Az olvadék megváltozott összetétele miatt sok esetben fúvóforma kiégések is bekövetkezhetnek [7].

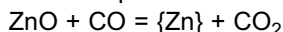
## 3. Az alkáliák és a cink körforgásának jellemzői

A kohóba kerülő alkáliák a nagyolvasztó alsó, nagyobb hőmérsékletű zónáiban elemi formában vagy vegyületek formájában elgőzölgnek és a redukáló gázárammal felfelé áramlanak. A kohónak ezen a részén különösen az alkáli-silikátok és -karbonátok instabilak. A nagyolvasztó tengelye men-

tén magasabban, a „hidegebb” részeken elhelyezkedő fémgőzök egy része a tűzálló anyaggal vagy az elegy egyes vegyületeivel reakcióba léphetnek, így stabilabb vegyületek jönnek létre.

A képződött vegyületek az elegy süllyedésével ismét a kohó nagyobb hőmérsékletű zónáiba kerülnek, újra redukálódnak, létrehozva ezzel az alkáliák körforgását. A recirkuláció és az alkáliák dúsulása a 700–1200 °C közti hőmérséklet-tartományban – még a salakképződés előtt – játszódik le.

Valamennyi cinkvegyületet a kohó alsó, 1000 °C fölötti zónájában a CO redukálja. A redukálódott fémcink gázhalmazállapotú, és az alábbi reakció szerint képződik:



A felfelé áramló gázok a cinkgőzt magukkal ragadják a hidegebb, 900 °C alatti hőmérsékletű zónába, ahol reoxidáció történik CO<sub>2</sub>-dal, amelynek reakcióterméke ZnO és CO.

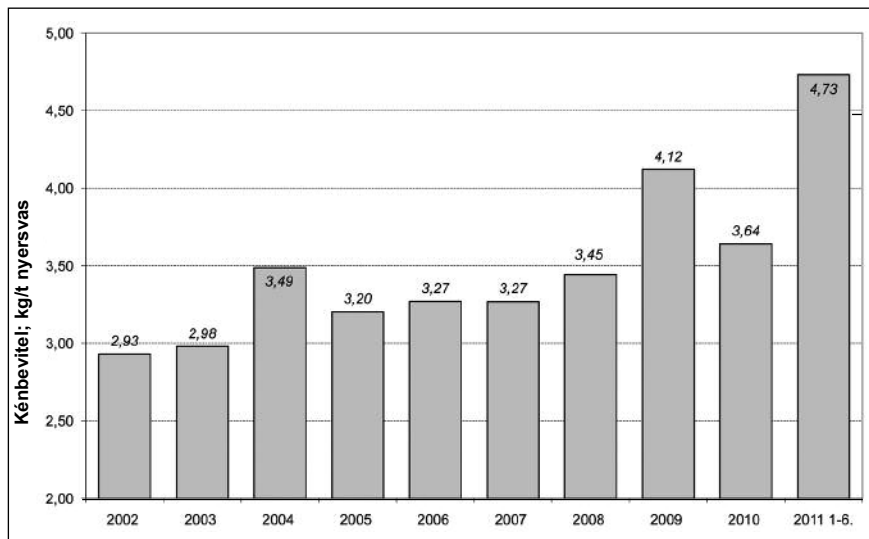
Ugyanakkor a kohó tengelye mentén magasabban elhelyezkedő, hidegebb zónában, ahol az oxigénpotenciál nagyobb, végbemehet a  $\{\text{Zn}\} + 2\text{CO}_2 = \text{ZnCO}_3 + \text{CO}$  reakció is. A képződött cink-karbonátok és -oxidok szilárd halmazállapotúak, melyek vagy a torokgázzal finom szemcsék formájában távoznak a kohóból, vagy ráragadnak a levonuló elegy szemcséire (pl. a különböző vasvegyületek főként apró szemcséire kondenzálódnak), vagy megtapadnak a tűzálló falazaton, mint tapadvány.

Azok a karbonátok és oxidok, melyek az eleggyel együtt lefelé haladnak, megolvadnak és újra redukálódnak, a cink körforgása tovább folytatódik.

A tapadványképzők körforgása látványosan súlyosbítja a tapadványképződéssel járó problémákat.

#### 4. Lehetőségek a tapadványképző elemek káros hatásának mérséklésére

Az alkáliák és cink okozta problémák közül mindössze a tapadványképződésről szóltunk, de ennek alapján is belátható, hogy az említett szennyezők egyértelműen károsak a kohójáratra. Amennyiben az anyagoszlop egyetlen levonulása – többek



2. ábra. A nagyolvasztók kénterhelésének alakulása (2002–2011)

között a tapadványképződések miatt – megbomlik, annak növekvő fajlagos kokszfelhasználás és ingadozó nyersvasminőség a következménye. A nyersvasminőségben bekövetkező bármilyen lényeges eltérés az acélgártás programszerűségének felborulását okozhatja.

Azért, hogy a nyersvas minősége stabil és az önköltsége alacsony legyen, az alkáliák és a cink okozta hatásokat mérsékelni szükséges.

A lehetőségek:

- A tapadványképző elemek távoltartása a nagyolvasztótól. (Ez egyrészt az alapanyag-beszerzési stratégia kérdése, másrészt a kohászati porok és iszapok hasznosításának problémakörét érinti.)
- A tapadványképző elemek metallurgiai eszközökkel történő eltávolítása.

Összefoglalva, annak érdekében, hogy a tapadványképző elemek káros hatásait mérsékeljük, azokat minél nagyobb mértékben távol kell tartani a kohóktól, vagy – ha már ezek a szennyezők a nagyolvasztókba bekerültek – minél nagyobb részüket a lehető leggyorsabban onnan eltávolítani szükséges.

A tapadványképző elemek kohóból történő eltávolítása – mint a későbbiekben bemutatjuk – szorosan kapcsolódik a nyersvasgyártás során végzett kéntelenítési folyamathoz. Ezért a továbbiakban röviden áttekintjük az ISD Dunafer Zrt. metallurgiai fázisának kéntelenítési viszonyait is.

#### 5. A kohók kénterhelése és a gyártott acélok kén tartalmának alakulása

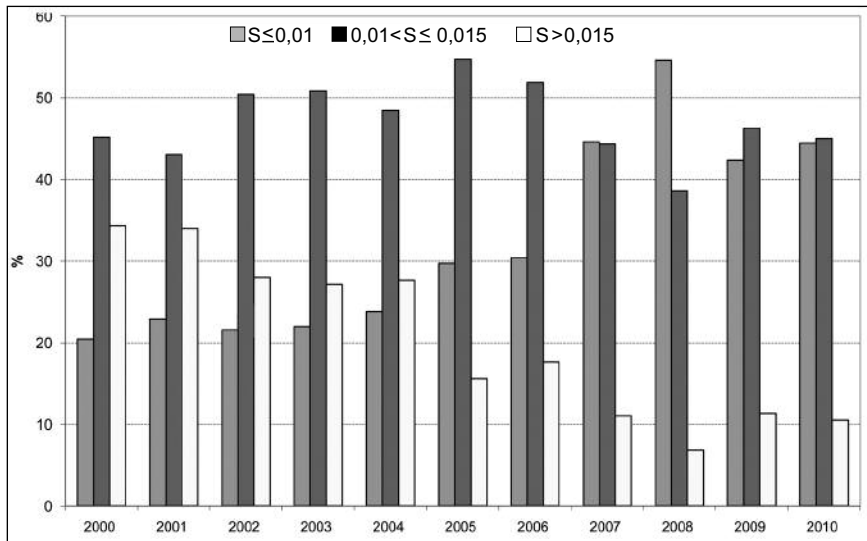
A nyersvasgyártás elsődleges célja az acélgártáshoz szükséges megfelelő minőségű nyersvasnak a lehető legalacsonyabb önköltség mellett való biztosítása. A nyersvas minőségi osztályba sorolása az ISD Dunafer Zrt.-nél egyetlen kritériumnak, a kén tartalomnak való megfelelés alapján történik. Ez a követelmény indokolt és érthető, hiszen a szigorodó acélszabványok mellett az ISD Dunafer Zrt.-ben az acélok kén tartalmára vonatkozó előírások betartása egyre nagyobb nehézségekbe ütközik. Súlyosbítja a problémát, hogy a kohók kén terhelése is fokozódik (2. ábra).

A kén terhelés az elmúlt időszakban jelentősen (kb. 60%-kal) nőtt, és (a tengerentúli kokszolható szenek részarányának növelésével) az elkövetkező időszakban várhatóan tovább fog nőni.

Az acélgártás során a felhasznált nyersvas „felel” a kénbevitel közel 50%-áért (3. táblázat), így belátható, hogy a nyersvas kén tartalma – annak ellenére, hogy a kohók kén terhelése nő – nem növekedhet büntetlenül.

3. táblázat. Az acélgártás kénbeviteli forrásainak megoszlása (2011. III. hó)

Megnevezés	Kénbevitel megoszlása %
Acélhulladék	47,0
Nyersvas	45,0
Égetett mész	8,0



■ 3. ábra. Az acél végpróba eloszlások alakulása (2000–2011)

A 3. ábra alapján elmondható, hogy az acéltermék-vásárlók a kisebb kén-tartalmú termékeket igénylik. Egy évtized alatt a legkisebb, max. 0,010%-os kén-tartalmú acélok gyártása 20%-ról 40-45%-ra nőtt, miközben a magasabb, (>0,015%) kén-tartalmú acélok aránya 35%-ról 10%-ra csökkent.

Az acélipari szabványok kén-tartalomra vonatkozó előírásainak szigorodására példa, hogy legutóbb a kazánlemezre vonatkozó (EN 10028-3:2009) szabvány egyik típusát vizsgálva fogalmazódott meg, hogy annak reprodukálható gyártása normál üzemviteli körülmények között már nem biztosított a jelenleg rendelkezésre álló technikai, technológiai eszközökkel.

### 6. A nyersvas-kéntelenítés és az alkália-eltávolítás metallurgiai vonatkozásai

A fentebb említettek alapján elmondható, hogy a kis kén-tartalmú nyersvas alapvető fontosságú az acélgyártók számára. Ugyanakkor az alapanyagok kén- és alkáliatartalmára jelentős hatást nem tudunk kifejteni, így a bekerült szennyezőket minél nagyobb mértékben és minél rövidebb időn belül el kell távolítani a nagyolvasztóból.

Annak érdekében, hogy a salakkal az alkáliák jelentős részét eltávolíthassuk, a következő feltételeknek kell teljesülnie:

- kis olvadáshőmérséklet,

- nagy salakmennyiség,
- nagy toroknyomású üzemmenet,
- savanyú salakkal történő üzemelés.

A nagyolvasztóban történő kéntelenítés kedvező metallurgiai feltételei pedig a következők:

- nagy olvadáshőmérséklet,
- nagy bázicitású salak,
- a kohóban redukáló atmoszféra,
- nagy salakmennyiség,
- kis toroknyomású üzemmenet.

Látható, hogy a két folyamat metallurgiai feltételei között azonos és ellentétes hatású tényezők is szerepelnek. Az ellentétes hatású tényezők közül a legfontosabbak az olvadáshőmérséklet és a bázicitás.

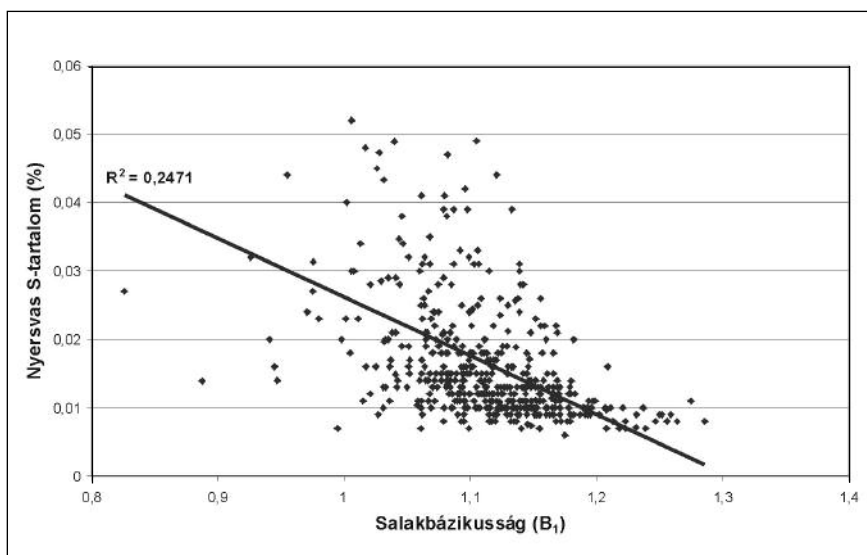
Az ISD Dunaferri kohóinak üzemelési adatai szerint is a nyersvas kén-tartalma a salakbázicitás növekedésével csökken (4. ábra). Mindközben a salakbázicitás növekedésével a salak nátrium- és kálium-tartalma szintén csökken (5. ábra), ami azt jelenti, hogy az alkáliavegyületek nem távoznak el a kohóból, redukálódnak és részt vesznek az alkália-körforgás folyamatában, növelve a fajlagos kokszfelhasználást, rontva az elegyoszlop-levonulás egyenletességét, roncsolva a falazatot.

Az olvadáshőmérséklet növekedésével a nyersvas kén-tartalma csökken (6. ábra), miközben csökken a salak nátrium- és kálium-tartalma is (7. ábra). Mindezek hatása azonos jellegű azzal, amit a 4. és 5. ábra alapján tanulságként levonhatunk.

Mindezek alapján azt a következtetést lehet levonni, hogy a kohóban a nyersvas kéntelenítésére és az alkália eltávolítására vonatkozó metallurgiai feltételek egyszerre nem teljesíthetők.

Abban az esetben, ha a fenti két folyamat közül a nagyolvasztóban csupán a nyersvas kéntelenítést tekintjük elsődleges fontosságúnak, és annak metallurgiai követelményeit kívánjuk biztosítani, a következő hatásokkal kell szembesülnünk:

- a nagy salakbázicitás miatt a fajlagos kokszfelhasználás mértéke nagy,
- a nagy olvadáshőmérséklet és a nagy salakbázicitás miatt a tapadványképző elemek (Na, K, Zn) nagymértékben dúsulnak, tapadványt képeznek, anyaglevonulási



■ 4. ábra. A nyersvas kén-tartalma és a salakbázicitás közötti kapcsolat



zavart okoznak és növelik a fajlagos kokszfelhasználást,  
 – a kohóban történő kéntelenítés szükségessége miatt a kohói lehűléseket azonnal, drasztikus beavatkozással el kell háritani, hogy az acélglyártás számára megfelelő kéntartalmú nyersvas biztosítható legyen.

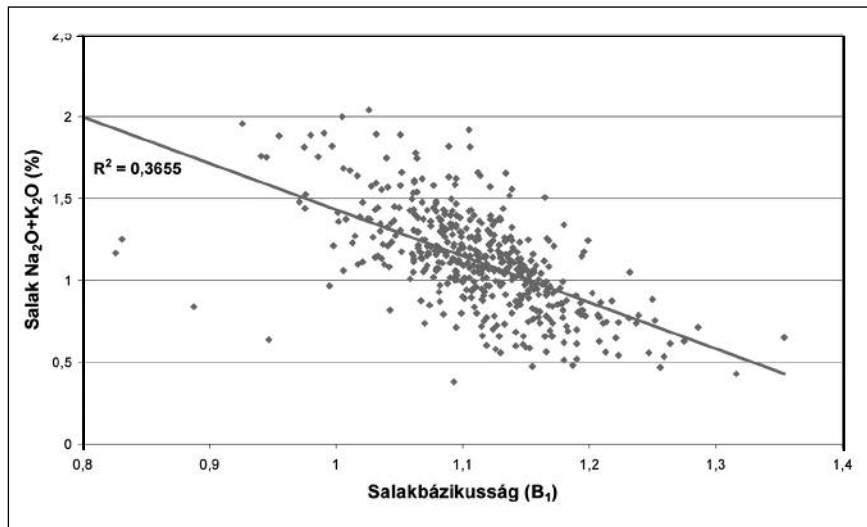
Látható, a kohóban történő nyersvas-kéntelenítésnek számos „kelletlen mellékhatása” van. A vasércek kohósítása a természetéből adódóan lassú, nehézkes, amely normál kohójárat esetén megfelelő, közel egyenletes minőségű nyersvasat eredményez. Rendellenes működési körülmények között, mint pl. „hideg kohójárat” esetében – ami kis nyersvas-hőmérsékletet és nagy nyersvas-kénttartalmat jelent – azonban meg kell várni a kohói elegyváltoztatás hosszú – közel nyolc órás – átfutási idejének hatását, amíg a nyersvas összetétele újra az acélglyártói elvárásoknak megfelelő minőségű lesz. Mindeközben az acélglyártás egy rapid folyamat, amely adagról-adagra változó minőséget hoz létre, ugyanakkor megköveteli a jó minőségű – persze nem minden esetben feltétlenül kis kéntartalmú – nyersvasat.

A felsorolt problémák alapján látható, hogy a kéntelenítés jelenlegi módja sem a nyersvasglyártás, sem az acélglyártás igényeit nem képes maradéktalanul kielégíteni. Ebből adódóan célszerű megvizsgálni a vasércek kohósításának azt a módját, melynél a tapadványképző elemek kohóból történő kiürítése az elsődleges cél.

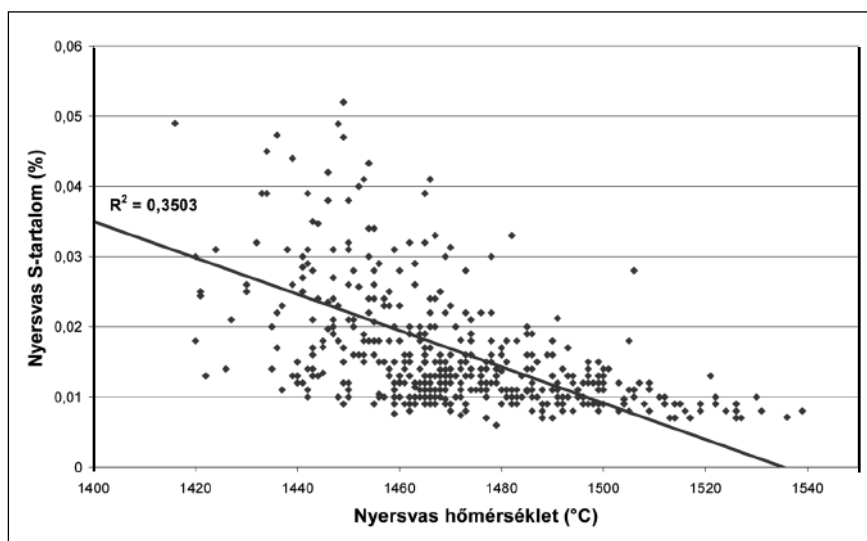
Ezt technológiailag legkönnyebben úgy lehet elérni, hogy a kohók eddigi bázikus salakkal történő üzemmenetét savanyú salakosra módosítjuk, melynek nyersvasglyártásra gyakorolt hatásai a következők:

- a fajlagos kokszfelhasználás csökken,
- a termelt nyersvas mennyisége nő,
- a tapadványképző elemek kohóból történő kiürülése javul,
- a járatzavarok, az anyagoszlop-fennakadások száma csökken,
- a nyersvas kéntartalma nő.

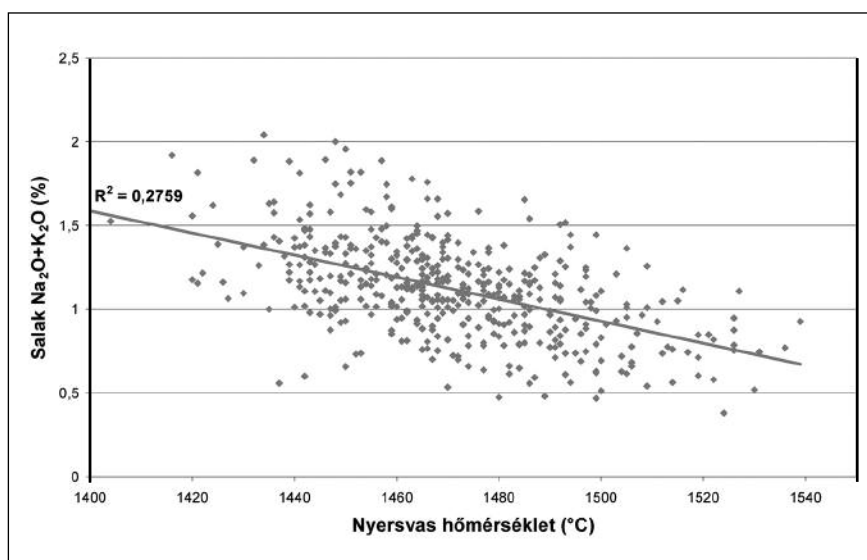
A fentebb felsorolt hatások – az utolsó kivételével – mind kedvezőek a kohójárat egyenletességére és a nyersvasglyártás gazdaságosságára.



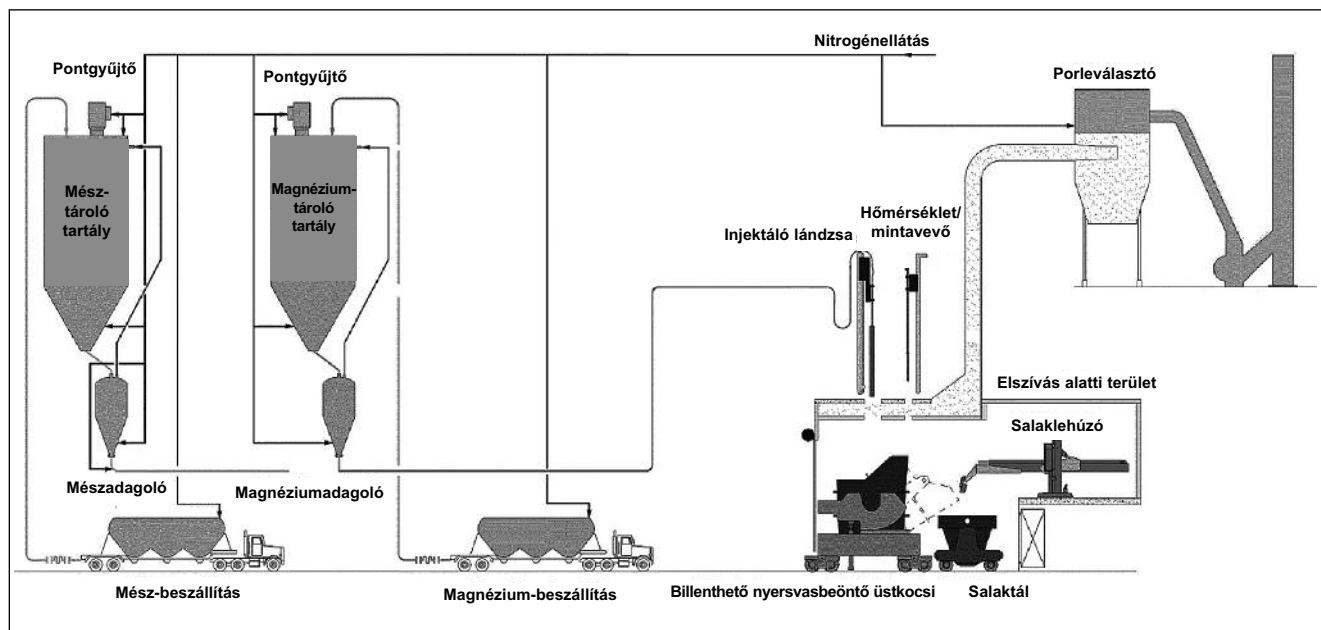
■ 5. ábra. A salak  $\text{Na}_2\text{O}$ - és  $\text{K}_2\text{O}$ -tartalma és a salakbázikuság közötti kapcsolat



■ 6. ábra. A nyersvas kéntartalma és a nyersvas hőmérséklete közötti kapcsolat



■ 7. ábra. A salak  $\text{Na}_2\text{O}$ - és  $\text{K}_2\text{O}$ -tartalma és a nyersvas hőmérséklete közötti kapcsolat



■ 8. ábra. Egy co-injektáló kohón kívüli nyersvas kéntelenítő berendezés elvi rajza

A nagyolvasztók működését tekintve a savanyú salakkal történő üzemelés mind gazdasági, mind technológiai szempontból előnyösebb, mint a bázikus salakkal történő üzemelés. A korábban megtárgyaltak szerint azonban a nyersvas kéntartalma az acélgyártói igények miatt nem nöhet, így egy olyan metallurgiai eszközt kell bevetni, amellyel elérhető a nyersvas kéntelenítése. Ez az eszköz a kohón kívüli kéntelenítő berendezés lehet.

A nagyolvasztón kívüli kéntelenítés műszaki, gazdasági előnyeit külföldi példák (Voest Alpine, ThyssenKrupp Stahl) egyértelműen bizonyítják.

## 7. A kohón kívüli nyersvas kéntelenítés lehetséges megoldása az ISD Dunaferr Zrt.-ben

A Dunaferrben az ezredforduló táján megfogalmazódott az igény egy kohón kívüli kéntelenítő állomás telepítésére, de ennek megvalósítása sajnos elmaradt. Az alábbiakban röviden vázoljuk a telepítendő berendezés működését, feltételrendszerét, valamint egy, a metallurgiai fázisra vonatkozó gazdaságossági számítást végzünk a 2011. I. félévi adatok felhasználásával.

A kéntelenítő állomás az acélműben kerülne elhelyezésre. A csökkenő kohói salakbázikuságból adódóan a nagyobb, kb. 0,040% kéntartalmú nyersvas a nyersvaskeverőbe kerül.

A konverteres acélgyártáshoz szükséges mennyiségű nyersvas csapolása a szokásos módon történik a nyersvasbeöntő „csőrös” üstbe. A gyártandó acélminőséghez szükséges mértékű nyersvas kéntelenítésre – a fent említett üstben – a co-injektáló típusú kéntelenítő berendezés egyik kezelőállásában kerül sor (8. ábra). A folyamat során a két különböző tartályban tárolt kéntelenítő reagens (CaO, Mg-granulátum) a tűzálló anyaggal védett lándzsán keresztül, nitrogénáram segítségével kerül a nyersvasba.

A reagens felhasználási mértékének változtatásával a kéntelenítési folyamat és annak költsége optimalizálható. A keletkezett nagy kéntartalmú salakot a salaklehúzó gép távolítja el a nyersvas felszínéről, ami salaktálakba jut. Az acélminőség elő-

írásoknak megfelelő mértékben kéntelenített nyersvasat a konverterbe öntik.

A 4. táblázatban bemutatjuk a nyersvas-, ill. acélgyártási fázis várható fajlagos költségváltozását, a kohón kívüli kéntelenítő berendezés megvalósításával. A számítások a 2011. I. félévi adatainak felhasználásával a jelenlegi acéltermék-szerkezetre készültek.

A nyersvasgyártás során jelentős költségcsökkenés következik be a savanyú salakkal történő üzemelés két kedvező hatásának következtében. A fajlagos kokszfelhasználás-csökkenés és a nyersvas termelésnövekedés kb. 1100 Ft/t acél mértékben csökkenti a fajlagos acélgyártási költségeket.

A kezelt nyersvas felszínéről lehűtött salakkal együtt távozó nyersvas

4. táblázat. A co-injektáló rendszerű kohón kívüli nyersvas kéntelenítés költségei

Megnevezés	Fajlagos költségváltozás
1.1. Nyersvas önköltségcsökkenés mértéke	-1022 Ft/t acél
1.2. Nyersvas többletermelésből adódó többlet acéltermelés haszna	-77 Ft/t acél
2. Reagens költsége	196 Ft/t acél
3.1. A kéntelenítés utáni salakhúzásból adódó vasvesztés	691 Ft/t acél
3.2. A magasabb fajlagos nyersvasfelhasználásból adódó termelés-csökkenés okozta veszteség	27 Ft/t acél
4. Karbantartási költség	11 Ft/t acél
5. Villamosenergia-költség	19 Ft/t acél
6. Üzemeltetési költség	19 Ft/t acél
<b>Összesen:</b>	<b>-136 Ft/t acél</b>



okozta költségnövekedés, a kéntelenítő reagens költsége, valamint a berendezés karbantartási és üzemeltetési költsége összesen kb. 960 Ft/t acél. A vertikum szinten jelentkező fajlagos önköltségcsökkenés mértéke éves szinten kb. 222 M Ft. Figyelembe véve a beruházás várható költségét, a beruházás megtérülési ideje kb. 6 év.

## 8. Összefoglalás

Az ISD Dunafer Zrt. nagyolvasztóinak az európai átlagnál magasabb a fajlagos alkália-terhelése, valamint közel egy nagyságrenddel nagyobb a fajlagos cinkbevitel. Az alkália- és cinkszennyezők az alapanyagokkal kerülnek be a kohóba, majd az elegyoszloppal együtt a kohó medence irányába vonulnak.

A kohó alsó, magasabb hőmérsékletű részein termodinamikailag és reakciókinetikailag meghatározott feltételek mellett mind az alkáliák, mind a cink elgőzölgnek, melyek a redukálógáz segítségével a kohó magasabban elhelyezkedő zónába kerülnek. A kohó ezen hidegebb részein kondenzálódnak, majd a létrejött különböző alkália- és cinkvegyületek újból a medence irányba mozognak. Ennek megfelelően a kohó medence, nyugvó és akna alsó részében az alkáliák és a cink nagymértékű dúsulása-körforgása figyelhető meg.

Az alkáliák és a cink egyértelműen káros elemei a nagyolvasztókban lejátszódó metallurgiai folyamatoknak. Többek között rendkívül kedvezőtlen tulajdonságuk a tapadványképzésre való hajlamuk. A tapadványok – melyek leginkább a kohó akna alsó és felső részén található – a falazatot borító megvastagodott szilárd kéregként képződhetnek el.

Annak érdekében, hogy a nagyolvasztókban elkerülhető legyenek a tapadványképző elemek káros hatásai, a kohósalak bázikuságának csökkentése (savanyú salakkal történő üzemelés) szükséges. Ennek közvetlen hatása azonban a nyersvas kéntartalmának emelkedése lenne, amely acélgyártási szempontból nem megengedhető. Egyidejűleg tehát nem valósítható meg az alkáliáknak a kohóból való eltávolítása és kis kéntartalmú nyersvas előállítása.

Mind a nyersvasgyártás, mind az acélgyártás szempontjából a legkedvezőbb megoldás egy kétállásos, co-injektáló típusú (Mg- és CaO-reagens felhasználó) kohón kívüli nyersvaskéntelenítő berendezés telepítése lehetne.

A berendezés megvalósításával ugyanis:

- a kohók átállíthatók savanyú (CaO/SiO<sub>2</sub>: 0,90-0,95) salakkal dolgozó olvasztógéppé, ahol elsődleges feladat a lehető legtöbb nyersvas előállítása, az optimális üzemi viszonyok megteremtése. (A salak összetételének változtatásával a tapadványképző elemek okozta káros hatások jelentősen csökkennének.)
- az acélgyártók – a kéntelenítő berendezés felhasználásával – a rendelkezésre álló nyersvas- és hulladékösszetétel figyelembevételével optimalizálhatják a különböző acélminőségek gyártásához szükséges nyersvas kéntartalom értékeit.

A nyersvas kéntelenítő berendezés a metallurgiai beruházásokhoz képest rövid idő, kb. 6 év alatt megtérülő beruházás. A berendezés további haszna, hogy az eddigi technológiával nem gyártható, új acélminőségek üzemszerű termelését teszi lehetővé.

## Irodalomjegyzék

- [1] Van Niekerk, W. H., Dippenaar, R. J., Kotze, D. A.: The influence of potassium on reactivity and strength of coke, with special reference to the role of coke ash. J.S. Afr. Inst. Min. Metall., Vol. 86, No. 1. January, 1986, pp. 25–29.
- [2] Jouhari, A. K., Reddy, P. S. R., Mohapatra, B. K., Misra, V. N.: Proceedings of the seminar on raw material preparation for metallurgical industries; Problems & solution, April 8–9, 2002, Regional Research Laboratory (Council of Scientific & Industrial Research) pp. 62–63.
- [3] Rankin, W. J., See, J. B.: The alkali problem in the blast furnace. Minerals Sci. Engineering, Vol. 9, No. 2. April, 1977, pp. 68–82.
- [4] Benesch, R., Ledzki, A., Kopec, P., Stachura, R., Migas, P., Klimczyk, A., Mazanek, K.: Behaviour of alkalis in sintering and blast furnace processes – the alkalis balances at Sendzimir steel plant. Metallurgy and Foundry Engineering, 1997, Vol. 23., No. 3, pp. 291–307.
- [5] Lu, W.-K., Holditch, J. E.: Alkali control in blast furnace: theory and practice.
- [6] Yi, S. H., Kim, T. D., Kim, H. D., Lee, W. J.: A knowledge based system to predict channeling phenomena in the blast furnace operation. RIST J. R&D. Vol. 8, No. 3. September, 1994, pp. 365–372.
- [7] Davidson, J.: Scaffold formation and removal in BF's. Steel Times International, March, 1987, pp. 23–24.

## Helyreigazítás

A BKL 2012/4. számában közzeltük az OMBKE 102. Küldöttgyűlésén kitüntetett tagtársaink névsorát. A 27. oldalon a Vaskohászati Szakosztály kitüntetettjei között hibásan jelent meg

**Dömötör Zsolt** tagtársunk végzettsége. Helyesen: **alakítástechnológiai és munkavédelmi üzemmérnök**. Ezúton kérünk elnézést tagtársunktól és olvasóinktól!

Podányi Tibor, a lapszám szerkesztője

# Üstsalak okozta reoxidáció vizsgálata a konverteres acélgártás technológiájában

**Konverteres acélgártás során reoxidáció olyan esetekben következhet be, amikor a csapolás során konvertersalak kerül a lecsapolt acélra, és amikor a szabad acélfelület érintkezik a levegővel. A dezoxidált acélfürdőn elhelyezkedő nem megfelelő minőségű üstsalak visszaoxidálja az acélt, ez káros zárványképződéshez vezet és növeli az adagolt dezoxidálószer mennyiségét, valamint csökkenti a kéntelenítés hatásfokát. Ez mind gazdasági, mind minőségi szempontból hátrányos. Az elvégzett üzemi mérések értékeléséből kiderült [1], hogy az ISD Dunafer Zrt. acélművében az üstsalak minősége elmarad a kívánttól, ezért megvizsgáltam, hogy ez milyen további problémákat okoz. A felmerült gondok hatékony kezelésének módszereivel is foglalkoztam.**

## Az üstsalak szerepe a technológiában

A konverterből történő csapolással egyidejűleg megkezdik az üstsalak képzését. Az üstsalak (szekunder salak) égetett mészből, az ötvözőelemek és dezoxidálószer oxidjaiból, valamint az acélüstbe esetlegesen átkerült konvertersalak (primer salak) alkotóiból áll. A megfelelő minőségű üstsalak ismérvei a következők:

- kis FeO- és MnO-tartalom,
- jó hígfolyósság (kis viszkozitás),
- megfelelő homogenitás,
- nagy bázicitás.

A kis FeO- és MnO-tartalom azért fontos, mert a dezoxidált acélfürdőt ezek az aktív salakalkotó oxidok újraoxidálják, ennek következtében a fürdőben oldott alumínium egy része nemkívánatos  $Al_2O_3$  zárványokká alakul, amelyek rontják az acél öntetőségét és minőségét [2]. A salak kis FeO- és MnO-tartalmát hatásosan megfelelő salakvisszatartással érhetjük el a primer kemencéből történő csapolás során.

A hígfolyós salak az acélfürdő felü-

letét elzárja az atmoszférától, s ezzel a légkörből történő gázfelvételt mérsékli.

Ha a salak az acélgártás hőmérsékletén nagy viszkozitású, esetleg részben szilárd kérget alkot a fürdőn, akkor a különböző üstmetallurgiai műveletek elvégzése nehézkessé válik, például a fürdő svédlandzsás felső argon kezelése, porbeles huzalkezelése, acél- és salakminta kivétele.

A salak nagy bázicitása által biztosítható a jó kéntelenítés [3].

## Salakminta-vételezés és adatgyűjtés

Az acélgártás folyamán a technológiában előírtak szerint acél- illetve salakmintát vesznek az adagból. A mintákat az acélmű saját laboratóriumába küldik, ahol az acélmintákat optikai emissziós spektrométerrel, a salakmintákat röntgenfluoreszcens analízis segítségével elemzik. A vizsgálati eredmények egy belső adatbázisba kerülnek.

Vizsgálataimhoz olyan adagokat választottam, amelyeket az üstmetal-

lurgiai művelet során zárványmodifikáció céljából CaFe-huzallal kezeltek [4].

A választást egyrészt a megbízhatóbb salakmintavétel lehetősége indokolta, ugyanis az így kezelt adagoknál az üstmetallurgiai kezelőállomáson az első salakminta kivétele előtt 2 perces, 900 l/perc térfogatáramú felső argonos kezelést hajtanak végre, ami a salak inhomogenitását csökkenti. Másrészt a kalciummal kezelt adagok esetében így képet kaphatunk arról is, hogy a salakminőség hogyan befolyásolja a kalciumos kezelés hatékonyságát.

Az értékelés megbízhatósága végett nagyszámú, 463 darab CaFe-huzallal kezelt adagot vizsgáltam meg.

Vizsgálataim alapjául a következő mért paraméterek szolgáltak:

- porbeles huzalkezelés előtti és porkezelés utáni acélminta összetétele,
- végpróba acélminta összetétele,
- porbeles huzalkezelés előtti és porkezelés utáni salakminta összetétele,
- adagolt CaFe- és Al-huzal mennyisége,
- az adagok tömege.

A szövegben és ábrákon előforduló rövidítések könnyebb értelmezhetősége miatt az 1. táblázatban foglaltam össze a használt jelöléseket.

A gyártott adagok azonosítására szolgáló adagszám szerint rendeztem a vizsgálatomhoz szükséges adatokat. Első lépésben az adagok tömegének, az adagolt huzal mennyiségének és a PEA- és PUA-minták Al- és Ca-tartalomra vonatkozó adatainak segítségével kiszámítottam az üstmetallurgiai kezelés alatt bekövetkező leégés mértékét. A következő lépésben a PES- és PUS-minták értékeinek figyelembevételével számoltam ki a FeO változásának mértékét. Ezek után a százalékos FeO-változást sávosan felosztottam, és ehhez szűrtem ki a hozzá tartozó Al- és Ca-változás mértékét. A sávokba termé-

*Szatmáry László 2011-ben a Miskolci Egyetem Műszaki Anyagtudományi Karán anyagmérnöki BSc-oklevelet szerzett hőenergia-gazdálkodás, hőkezelés szakirányon. Ugyanezen a karon folytatta tanulmányait 2011-ben kohómérnök MSc-képzésen. 2009-től a Miskolci Egyetem Műszaki Anyagtudományi Karának Tüzeléstani és Hőenergia Intézeti Tanszékén végez tudományos munkát. Több sikeres TDK-dolgozata és OTDK-eredménye van. Jelenleg a Metallurgiai és Öntészeti Intézettel közösen az acélméltallurgiai salakok hatásainak vizsgálatával foglalkozik.*

1. táblázat. Jelölésrendszer

Jelölés	Értelmezés
PEA	porbeles huzalkezelés előtti acélpróba
PUA	porbeles huzalkezelés utáni acélpróba
PES	porbeles huzalkezelés előtti salakpróba
PUS	porbeles huzalkezelés utáni salakpróba
VP	acél végpróba
$\Delta Al_1$	acél Al-tartalom változása a PEA és PUA között
$\Delta S_1$	acél S-tartalom változása a PEA és PUA között
$\Delta FeO$	FeO-tartalom változása a PES és PUS között
$\Delta Al_2$	acél Al-tartalom változása a PUA és VP között
$S_2$	acél S-tartalom változása a PUA és a VP között
$FeO_{PUS}$	FeO-tartalom a porbeles huzalkezelés utáni salakpróbában
$\Delta Ca$	acél Ca-tartalom változása a PUA és VP között
$\Delta N$	acél N-tartalom változása a PUA és VP között

szerszerűleg eltérő számú számolt érték esett, ezért ezeknek az értékeknek az átlagát vettem. Az adatok nagy szórásából adódóan volt olyan sáv, ahová nem tartoztak értékek, ezeket a diagramok szerkesztése során üres oszloppal jeleztem. Hasonló kiértékelési módszert alkalmaztam az alábbi értékelések során is.

**Összefüggések keresése**

A következő technológiát érintő kérdésekre kerestem választ:

- Hogyan befolyásolja a szekunder salak FeO-tartalmának változása az űstmetallurgiai kezelés folyamán az alumínium és kalcium leégését?
- Hogyan változik a kéntelenítés hatásfoka az űstben a salak FeO-tartalom változásának következtében?
- A salaknak az űstmetallurgiai kezelés végén mért 4%-nál nagyobb FeO-tartalma az öntés megkezdéséig milyen hatást gyakorol az acél-fürdőre?

- Mi okozza a kalciumtartalom jelentős csökkenését az űstmetallurgiai kezelés során?

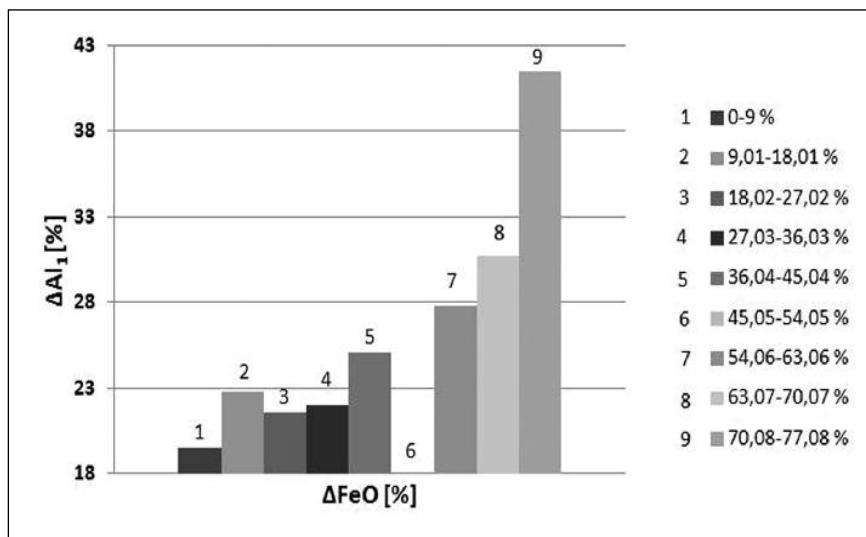
Ezekre a kérdésekre a választ az acélmű adaggyártási adatbázisából származó adatok kiértékelésével, valamint az üzemi szakemberek segítségével kerestem, akik hasznos tanácsokkal láttak el a kiértékeléssel kapcsolatban.

**Vizsgálati eredmények**

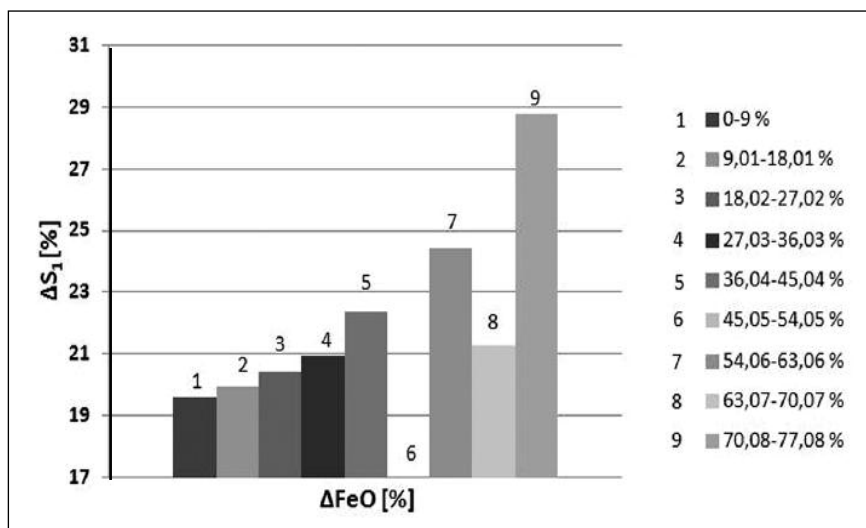
Az 1. ábráról leolvasható, hogy minél nagyobb volt a szekunder salak FeO-tartalmának százalékos csökkenése az űstmetallurgiai kezelés alatt, annál

nagyobb volt a fürdő Al-tartalmának csökkenése. Ez magyarázható a

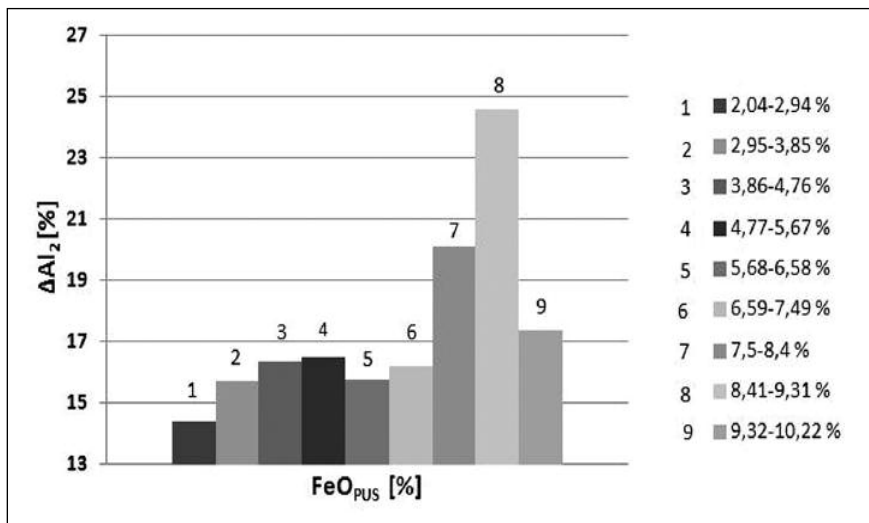
reoxidáció fellépésével, ilyenkor a salak elvártnál nagyobb FeO-tartalmának hatására megemelkedik a fürdő oxigéntartalma, amely az adagolt alumíniummal reakcióba lépve  $Al_2O_3$  képződéshez vezet. Az űstmetallurgiai kezelés során számításaim szerint átlagosan 88,83%-os Ca-leégéssel számolhatunk, a salak FeO-tartalmának változása és a Ca-leégés mértéke között nem találtam erős összefüggést, ezért annak diagramban való ábrázolásától eltekinttem. Itt jegyzem meg, hogy az 1. és 2. ábrán nem ábrázoltam a salak 45,04-54,05 közötti FeO-tartalmának megfelelő Al-tartalom-változás mértékét, mivel ebbe a tartományba mérési eredmények nem estek.



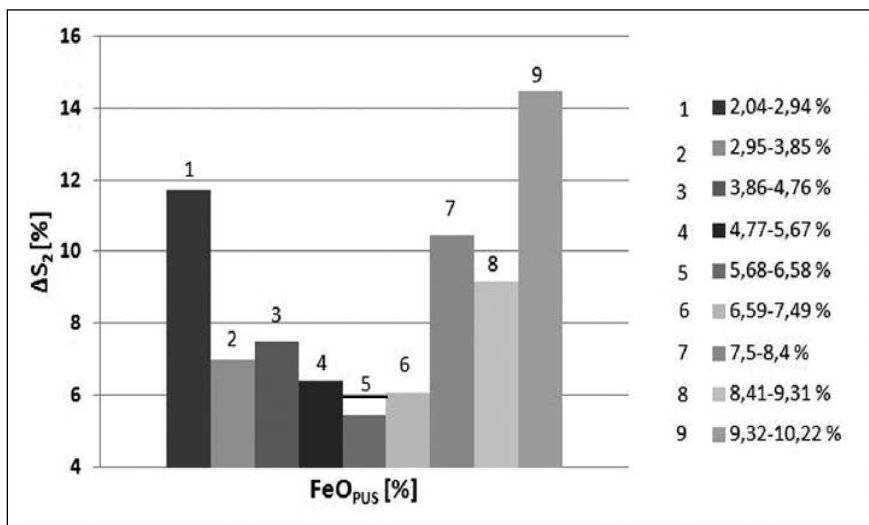
1. ábra. Az űstsalak FeO-tartalom-változásának és az acél alumíniumtartalom-változásának összefüggése az űstmetallurgiai kezelés során



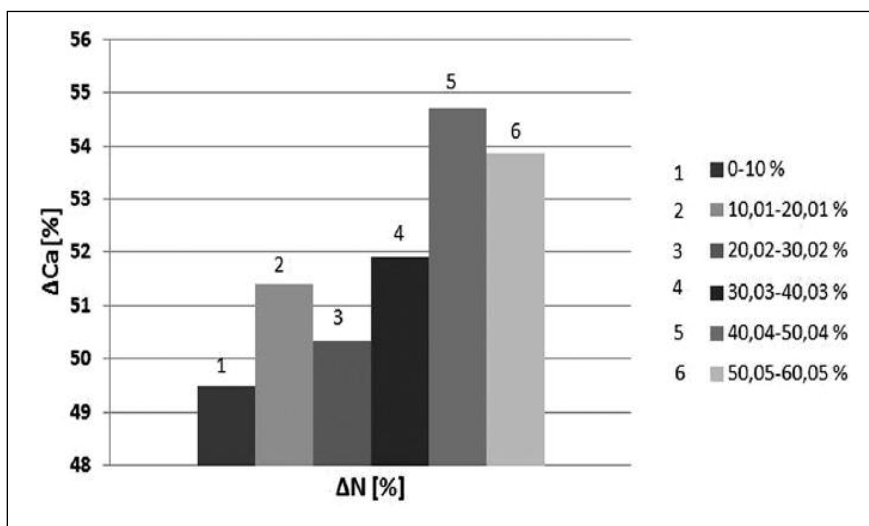
2. ábra. Az űstsalak FeO-tartalom-változásának és az acél kéntartalom-változásának összefüggése az űstmetallurgiai kezelés során



■ 3. ábra. A porbeles huzalkezelés utáni üstsalak FeO-tartalom és az acél alumínium-tartalom-változásának összefüggése a porbeles huzalkezelés utáni próba és a végpróba között



■ 4. ábra. A porbeles huzalkezelés utáni üstsalak FeO-tartalom és az acél kéntartalom-változásának összefüggése a porbeles huzalkezelés utáni próba és a végpróba között



■ 5. ábra. Az acél nitrogén- és kalciumtartalom-változásának összefüggése a porbeles huzalkezelés utáni próba és végpróba között

Számításaim során a PEA- és PUA-próba kéntartalmának változását egyeztettem össze a salak FeO-tartalmának változásával. Eredményül azt kaptam, hogy minél nagyobb volt a FeO csökkenése, annál jobban nőtt a kéntartalom csökkenésének mértéke, vagyis a kéntelenítés hatásfoka. Ezt támasztja alá a 2. ábrán bemutatott eredmény. Hasonló eredményeket kaptam ahhoz, mint amikor salak FeO-tartalom változásának és az alumínium leégésének kapcsolatát vizsgáltam az üstmetallurgiai kezelés alatt. Minél nagyobb volt a porbeles huzalkezelés utáni salak FeO-tartalma, annál nagyobb mértékű volt az alumínium leégése az üstmetallurgiai kezelés befejezése és a végpróba kivétele közötti időszakban. Ez a hatás is a salak okozta reoxidáció bekövetkezésével magyarázható. Az összefüggést a 3. ábrával szemléltetem. A kalcium leégését vizsgálva a fent említett időszakban átlagosan 50,16%-os értéket kaptam, de itt sem találtam olyan összefüggést a porkezelés utáni salak FeO-tartalma és a kalciumleégés mértéke között, ami közlésre érdemes lett volna.

A porbeles huzalkezelés utáni salak FeO-tartalmának növekedésével összefüggésben csökkent a kéntartalom változásának mértéke, vagyis csökkent a kéntelenítés hatásfoka. Itt is megerősítést nyer az a tény, miszerint minél nagyobb a salak FeO-tartalma, annál nehezebb megfelelő kéntelenítést végezni [5]. Sajnos a salakmintavétel bizonytalanságának következtében olyan kiugró, teljesen irreális eredményeket is kaptam (4. ábra – 7,5%-nál nagyobb FeO-sávok esetén), amiket figyelmen kívül lehetne hagyni, de mivel nem szerettem volna elkendőzni a mérésekből származó bizonytalanságot, így szerepeltettem azokat is a diagramon.

Az 5. ábrán ismertetem az acélminták kalcium- és nitrogéntartalmának változását a porkezelés után és a végpróba között. Megállapítható, hogy a nitrogéntartalom növekedése – vagyis a légkörrel való érintkezés mutatószáma – a kalciumtartalom fokozott leégéséhez vezet. Az üstmetallurgiai kezelés befejezése után már főként a légkör okozta reoxidáció játszik szerepet a kalcium leégésében.

## A reoxidáció hatás csökkentésének módszerei

Mint a fentiekből már lehet tudni, a salak okozta reoxidációt a legjobban azzal tudjuk csökkenteni, hogyha az átkerült konvertersalak mennyiségét csökkentjük. Ezt hatékony salakviszataratással érhetjük el. A salakviszataratás a következő káros folyamatok megszüntetésére szolgál:

- előfolyás a konverterből a csapolóüstbe,
- acél és salak együttfolyás,
- utófolyás a csapolás végén.

Az előfolyás mérséklésére azért van szükség, mert a csapolás kezdetekor a nyitott csapolónyíláson keresztül a konverter alatt várakozó üstbe konvertersalak folyik át. Ezt a salakfolyást viszonylag egyszerű módszerekkel lehet kezelni, egy lehetőség az a megoldás, amikor a nyílást ideiglenesen eltorlaszolja olyan dugaszanyaggal, amely a folyékony acél hatására kilökődik vagy kiég onnan.

Az acél és salak együttfolyását a legnehezebb megakadályozni, ekkor ugyanis a csapolás során fellépő áramlások következtében az acélsugár salakot ragadhat magával, ez ellen teljes mértékben nem tudunk védekezni, viszont bekövetkezésének valószínűségét csökkenteni tudjuk a csapolónyílás és az azt körülvevő falazatrész rendszeres karbantartásával. Főleg a falazat és a nyílás kopásának előrehaladtával jelentkezik ez a fajta probléma, amikor káros turbulenciák lépnek fel az áramlásban. A csapolás végéhez közeledve gondoskodnunk kell arról, hogy az

acél kifolyásának végén megakadályozzuk a rajta elhelyezkedő salak konverterből való kijutását.

Az utánfolyást különböző módszerekkel lehet mérsékelni, illetve megszüntetni:

- salakviszazáró golyó,
- salakdárda,
- csapolónyílás tolózár segítségével.

Az ISD Dunafer Zrt.-nél a fent említett első módszert alkalmazzák, ennek lényege, hogy a csapolás végének közeledésével manipulátor segítségével olyan sűrűségű zárógolyót (6. ábra) dobnak a konverterbe, amely az acél és a salak fázishatáron elhelyezkedve akkor zár le, amikor a salak szintje eléri a csapolónyílás szintjét. A golyós visszazárás hatékonyságát nagyban befolyásolják a kopások következtében fellépő turbulenciák, ugyanis ezek megakadályozhatják a megfelelő pozícióba való elhelyezkedését.

Salakdárda (7. ábra) alkalmazásával csökkenthető a rossz áramlási körülmények következtében meghiúsult salakzárás. A dárda fő jellegzetessége a hosszú vezetőrúd, amely egyfajta pozicionáló és vezető szerepet játszik. Segít pontosan a csapolónyílásba helyezni a dugót (8. ábra), valamint a fürdőszint folyamatos magasságával együtt mozogva a csapolás végeztével elzárja a nyílást [6]. Használatához szintén manipulátorra van szükség, a használatára kísérleteket folytattak az ISD Dunafer Zrt.-nél, de komolyabb infrastrukturális átalakítások nélkül a módszer nem valósítható meg, viszont pozitív hatást gyakorolhatna a salakviszataratás hatásosságára.



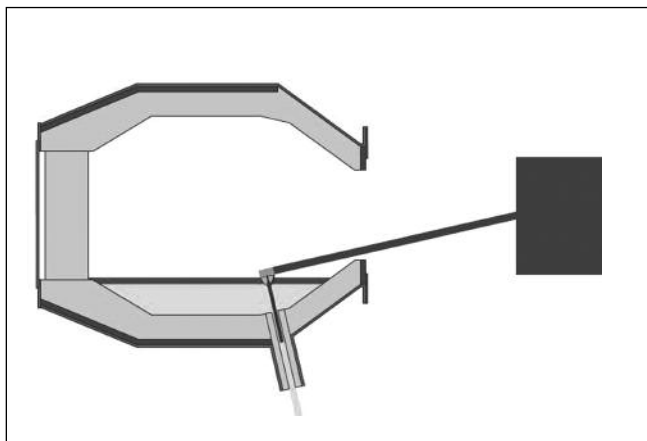
■ 6. ábra. Salakviszazáró golyó

A csapolónyílásra szerelt tolózár (9. ábra) nyújtja a legnagyobb biztonságot a salakviszataratás szempontjából.

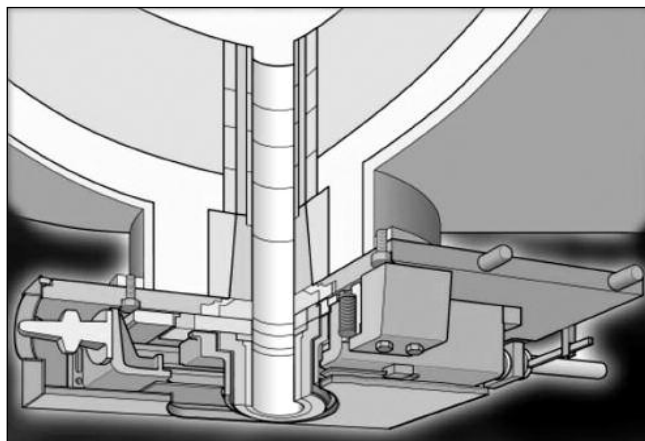
Megakadályozza a salakelőfolyást, valamint megfelelő érzékelő berendezésekkel felszerelve az utófolyást is hatékonyan tudja megakadályozni [7, 8]. Hátránya a viszonylag bonyolult szerkezetében, nagyobb beruházási és üzemeltetési költségeiben mutatkozik meg. Gazdasági szempontból hátrányos tulajdonságait mindenképp elensúlyozni tudja az a tény, hogy mivel jelentősen csökkenti a salakátfo-



■ 7. ábra. Salakdárda



■ 8. ábra. Salakdárda alkalmazásának sematikus ábrázolása



■ 9. ábra. Csapolónyílás tolózár

lyást az üstbe – annak káros hatásával egyetemben – hosszabb távon az acél jobb minőségén és a megta-  
karított hozaganyagokon keresztül megtérülhet a többletberuházás.

### **Összefoglalás**

Az ISD Dunafer Zrt. acélművében végzett mérések értékelésével bemutattam olyan fontos összefüggéseket, amelyek segítséget nyújthatnak a gyártási technológiai javítására, ezzel hozzájárulva a gyártott acélminőség javulásához, valamint az acélgyártás gazdaságosabbá tételéhez. A reoxidáció elkerülésével, illetve mérséklésével csökkenteni lehet az adagolt alumínium és kalcium leégésének mértékét, ezzel kapcsolatban pedig a káros zárványképződés mértékét [9]. Minél alacsonyabb szinten tudjuk tartani a szekunder salak FeO-tartalmát – vagyis csökkenteni tudjuk az átke-  
rült primer salak mennyiségét – annál jobb kéntelenítési hatásfokot és kisebb leégési veszteséget tudunk elérni. Az öntés folyamán ügyelni kell a légkör okozta reoxidáció elkerülésére, ha sikerül csökkenteni annak hatását, akkor kisebb kalciumleégéssel számolhatunk, ezzel fokozható a kalciumos kezelés hatásfoka [10]. A bemutatott salakvisszatartási technológiák segítséget nyújthatnak abban, hogy a salak okozta reoxidáció mértékét csökkentjük. Használatukkal az üstsalak jellemzőit pozitívan befolyásolhatjuk, ami növeli annak hatásos-

ságát, így közvetve és közvetlenül is hozzájárul az acélgyártás minőségének és gazdaságosságának növeléséhez, ami a jelenlegi piaci helyzetben mindenképp előnyére válhat bármelyik kohászati vertikumnak.

### **Köszönetnyilvánítás**

A tanulmány a TÁMOP-4.2.1.B-10/2/KONV-2010-0001 projekt részeként az Európai Unió támogatásával – az Új Magyarország Fejlesztési Terv keretében –, az Európai Szociális Alap társfinanszírozásával valósult meg.

### **Irodalom**

- [1] Szatmáry L.: Üstmetallurgiai salak reoxidációs képességének vizsgálata. XIV. Bányászati, Kohászati és Földtani Konferencia konferencia kiadványa, 2012, pp. 99–102.
- [2] Szabó Z.: Alacsony zárványtartalmú acél gyártásának feltételei. Dunafer Műszaki Gazdasági Közlemények, No. 4, 2006, pp. 203–208.
- [3] Burghardt, H., Neuhofer, G.: Stahlerzeugung, Leipzig, 1983, p. 582.
- [4] Szabó Z.: A zárványok átalakítása az acélok kalciumos kezelésével. Dunafer Műszaki Gazdasági Közlemények, No. 1, 2007, pp. 25–30.
- [5] Józsa R., Gyerák T.: A salak-

visszazárás bevezetésének hatása az acél tisztaságára, valamint önthetőségére a Dunafer Acélművek Kft. konvertereinél. V. Anyag- és energiatakarékosság a vaskohászatban konferencia, Balatonszéplak, 1993

- [6] Howanski, W. S. Kalep, T. Swift T.: Optimizing BOF Slag Control Through the Application of Refractory Darts, AISTech 2006. The Iron & Steel Technology Conference and Exposition, Cleveland, Ohio, 2006
- [7] Berghöfer, A., Steiner B.: Verbesserter Abstich hochreiner Stähle mit LD-Konvertern bei Salzgitter Flachstahl, Stahl und Eisen, No.1 2012 (132), pp. 37–41.
- [8] Böcher, G., Kempken, J., Schnurrenberger, E., Rietmann, K., Müller, H.: Slag free tapping with INTERSTOP Tap Hole Gate Type 120. International ATS Steelmaking Days, Paris, France, 9–10. December 1997
- [9] L. Zhang, Thomas, B. G.: Evaluation and control of steel cleanliness – review, 85<sup>th</sup> Steelmaking Conference Proceedings, ISS-AIME, Warrendale, PA, 2002 pp. 431–452.
- [10] Szabó A.: Szilíciumszegény, alumíniummal dezoxidált acél tisztaságának javítása argonos átöblítés finomításával, PhD-disszertáció, Miskolc, 2009

VERES ZSOLT – SZURDÁN SZABOLCS – ROÓSZ ANDRÁS

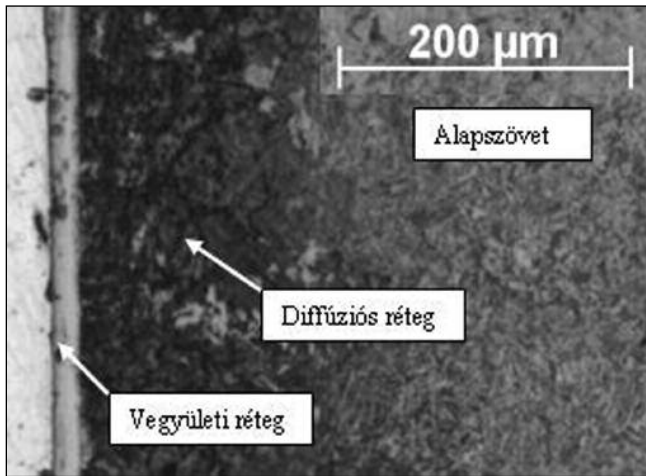
## **Gáznitridálás a Miskolci Egyetem Fémteni, Képlékenyalakítási és Nanotechnológiai Intézetében**

*A nitridálás, mint termokémiai eljárás, második virágkorát éli. Egyre gyakrabban alkalmazzák mind szerkezeti, mind szerszámacélok felületi kezelésére. Az eljárással nagymértékben meg lehet növelni a kezelt darab felületi keménységét és kopásállóságát. A Fémteni, Képlékenyalakítási és Nanotechnológiai Intézet által működtetett SLR-5 típusú berendezés lehetővé teszi, hogy feltárjuk a nitridálás alkalmazásának új lehetőségeit.*

### **Bevezetés**

A Miskolci Egyetem Fémteni, Képlékenyalakítási és Nanotechnológiai Intézetében jelentős hagyománya van a fémekben lejátszódó fémteni folyamatok vizsgálatának, az anyagok szerkezete és tulajdonságai kö-





■ 1. ábra. A nitridált kéreg szerkezete 1.2312 acél felületén (máriszer: 2%-os Nital)

zötti összefüggések leírásának. A kristályosítási és hőkezelési eljárások laboratóriumi vizsgálata mellett nagy hangsúlyt fektetünk az üzemi körülmények közötti vizsgálatok végzésére is. Az utóbbi időkben olyan jelentős fejlesztések történtek, amelyek lehetővé teszik számunkra az eddigieknél nagyobb méretű munkadarabok hőkezelését, vizsgálatát, az ipari körülmények szimulálását.

Ezen fejlesztések sorába illeszkedik a 2011 második felében átadott 400 liter térfogatú gáznitridáló berendezés, amellyel korszerű nitridáló és karbonitridáló kezelések végrehajtására nyílik lehetőség. Az ipari méretű kemencét több olyan berendezéssel felszereltük, amelyek alkalmassá teszik üzem közbeni kísérletek egyszerű elvégzésére is.

Jelen cikkben szerszámacélokon végzett karbonitridálási kísérleteinket és a munkadarabok vizsgálati módszerét mutatjuk be.

### Gáznitridálás, karbonitridálás [1]-[7]

A vasalapú ötvözetekből készült szerszámok és szerkezeti elemek hőkezelése során fontos a kopással szembeni ellenállóság és/vagy nagyobb kifaradási határérték elérése.

**Dr. Veres Zsolt** 2001-ben diplomázott a Miskolci Egyetem Kohómérnöki Karán, 2009-ben szerzett PhD-fokozatot ugyanott. A Miskolci Egyetem Fémtani, Képlékenyalakítási és Nanotechnológiai Intézetében dolgozik adjunktusként. Fő kutatási területei: fémek kristályosítása és acélok termokémiai kezelése.

**Szurdán Szabolcs** Miskolci Egyetem Műszaki Anyagtudományi Karának végzős hallgatója hőkezelő és képlékenyalakító szakirányon. Témája szerszámacélok karbonitridálása.

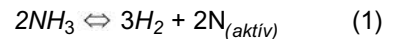
**Dr. Roósz András** szakmai életrajzát a BKL Kohászat 2012/3. számában közzöltük.

A kopásállóság, a felületi keménység növelésére célszerű felületkezelő hőkezelést alkalmazni. Végezhetünk felületi edzést, vagy valamilyen termokémiai kezelést. Ez utóbbival a korrózióval szembeni ellenállóképesség jelentősebb mértékben növelhető. A leggyakrabban használt termokémiai kezelés a betétedzés és a nitridálás.

A nitridálás terjedését elősegíti, hogy a munkadarab végig ferrites állapotban van (kivéve az ausztenites és martenzites acélokat), allotróp átalakulás a darabban nem megy végbe. A darab térfogata csupán a felvett nitrogén által okozott növekedés miatt változik meg kismértékben és előre számolható módon. Ennek következtében a szerszámok és szerkezeti elemek nitridálása esetén elhagyható a keménymegmunkálás. A betétedzésre jellemző gyors hűtés által okozott mechanikai feszültségek, mint hibaforrás, nem jelentkeznek, mivel a munkadarabok a kemencével együtt hűlnek, és a darabok a nitridálás hőmérsékletéig megtartják keménységüket.

Nitridálás során a darab felületébe elemi nitrogént juttatunk, ami termikus diffúzióval behatol a felületi rétegbe. A nitrogén a ferritben oldódik, és/vagy a vassal vegyületeket képez, így növelve a kopásállóságát, keménységét és korrózióállóságát. A nitrogént leadó közeg lehet szilárd, folyékony, gáz vagy plazma állapotú. Magyarországon mindhárom halmazállapotú leadó közegét alkalmazzák. Gáznitridálás esetében az aktív

nitrogént általában ammónia gáz bomlása adja az (1) egyenlet szerint:



Ugyan az ammónia a nitridálás hőmérsékletén nem disszociál, de vas vagy  $\text{Fe}_2\text{N}$  jelenléte katalizálja a bomlási folyamatot. Mivel az acélok nitridálása esetében a vas jelen van, és a folyamat előrehaladtával a vasnitrid mennyisége nő, az ammónia bomlása a hőkezelés idején biztosított, sőt sebessége növekszik. (A vasnitrid nagyobb mértékben gyorsítja a folyamatot, mint a vas.)

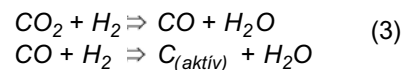
A keletkező nitrogénatomoknak csak egy része képes beépülni a felületbe, nagy részük  $\text{N}_2$ -molekulát képez. Az acél felületének közelében lévő  $\text{H}_2$  is gátolja a nitrogén beépülését és az ammónia további bomlását. A kialakuló aktív egyensúlyt azonban kedvezően lehet befolyásolni azzal, ha nem tiszta ammóniát juttatunk a kemence terébe, hanem  $\text{N}_2$ -gázzal keverjük.

Az ammónia százalékos arányával, ezáltal a nitridálási potenciál (2. egyenlet) beállításával tudjuk befolyásolni a nitridáláskor kialakult rétegek vastagságát és minőségét.

$$r_N \equiv \frac{p_{\text{NH}_3}}{p_{\text{H}_2}^{3/2}}, \quad (2)$$

ahol  $p_{\text{NH}_3}$  és  $p_{\text{H}_2}$  az ammónia, valamint a hidrogéngáz parciális nyomása.

Gáz karbonitridáláskor a kemence terébe a fentiekben túl  $\text{CO}_2$ -gázt is adagolnak 2-5%-ban, hogy a (3) egyenletek szerint megkösse a keletkező hidrogén egy részét. Ezzel a  $\text{H}_2$  parciális nyomása lecsökken, így a (2) képlet szerint növekszik a nitridálási potenciál.

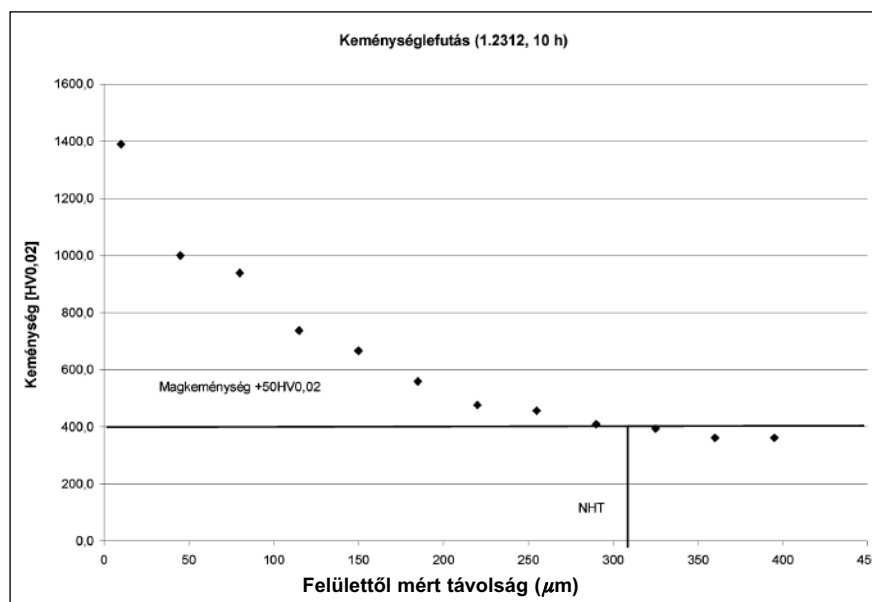


A karbonitridálás során az acél felületi rétegében a nitrogéneken kívül karbon is beépül, így a vas és az ötvözők nitridjei mellett megtalálhatók a komplex karbonitridek is, amelyek tovább növelik a réteg keménységét.

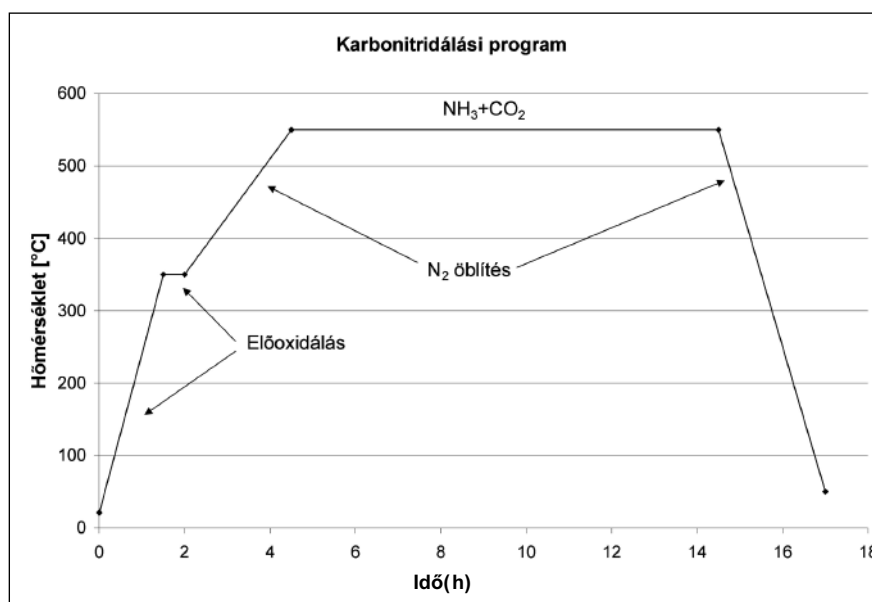
A nitridált réteg heterogén szerkezetű (1. ábra). A felülettől a darab belseje felé haladva ötvözetlen acélok

1. táblázat. A kísérletekhez használt mintadarabok anyagminősége

WNR	EN jel	C [%]	Si [%]	Mn [%]	Cr [%]	Mo [%]	V [%]
1.2312	40CrMnMoS8-6	0,40	0,40	1,50	1,90	0,20	-
1.2343	X38CrMoV5-1	0,38	1,10	0,40	5,00	1,30	0,40
1.2379	X153CrMoV12	1,55	0,30	0,30	11,30	0,75	0,75



2. ábra. Keménységletfutás 10 órás karbonitridálás után 1.2312 acélminőség esetén



3. ábra. A karbonitridálás során a hőmérséklet változása a kemence terében

esetén az Fe-N egyensúlyi fázisdiagramnak megfelelően  $\epsilon$ ,  $\gamma'$ ,  $\alpha_N$  fázisok követik egymást (ahol  $\epsilon = \text{Fe}_{2-3}\text{N}$ ,  $\gamma' = \text{Fe}_4\text{N}$ ,  $\alpha_N = \text{nitroferrit}$ ).

Ötvözött acélok esetében a fentiek kiegészülnek nitridképző ötvözők nitridjeivel. Ezekben az esetekben a diffúziós zónában az ötvözők nitridjei tovább növelik a réteg keménységét.

A kopás- és korrózióállóságot lényegében a vegyületi réteg ( $\epsilon$  és  $\gamma'$ ) biztosítja. Ez a réteg az erősen ötvözött korrózióálló acélok kivételével mindenfajta acélnál, öntöttvasaknál vagy porkohászati acéloknál előállítható nitridálással vagy karbonitridálással.

### Nitridáló berendezés

Az intézetünkben üzemeltetett SLR-5 típusú nitridáló berendezés az iparban is használt kemence, több olyan kiegészítő berendezéssel, amelyek a kísérleti munkát hivatottak elősegíteni.

A villamos ellenállás fűtésű reortás kemence mérete  $\varnothing 500 \times 1000$  mm, így alkalmas viszonylag nagyméretű szerszámok és szerkezeti elemek folyamatos és szakaszos nitridálására, karbonitridálására, elő- és utóoxidálására.

A kemence fedelén helyezkedik el egy próbakivevő zsilip. A zsilip nélkül a próbadarabokat csak a hőkezelési ciklus végén lehetne kivenni. A zsilipen keresztül üzem közben ki tudunk venni darabokat a kemencéből anélkül, hogy a kemence nyomása leesne, és a kemence veszélyeztetést hajtana végre.

Szintén a fedélén elhelyeztünk egy plusz gázbevezető nyílást, amelyken keresztül tetszőleges gáz vezethető a berendezés terébe. Így kísérleteket tudunk végezni különböző gázokkal. A fedélén keresztül termoelemeket lehet a kemence terébe vezetni, és ott tetszőleges helyen mérni a hőmérsékletet. A kísérletek, hőkezelések során a munkadarab hőmérsékletét is mérni lehet.

### Vizsgálati módszer

A kísérletekhez 25x20x12 mm-es próbadarabokat használtunk, amelyeket próbakivevő zsilipen keresztül függesztettünk a kemence terébe. A mintákat egy időben helyeztük el a kemencében, és a zsilipen keresztül a berendezés üzemének megszakítása nélkül kétóránként vettünk ki egyet-egyét közülük. A kivett darabok levegőn hűltek le.

A mintákat közepén, a leghosszabb élükre merőlegesen, hűtött gyémántvágóval elvágtuk, majd köszörültük. A további próbaelőkészítés

előtt a félbevágott mintákat mechanikus befogókba fogtuk be, hogy a csiszolás során a vegyületi réteg ne pattogjon le a felületről. Próbálkoztunk hideg, illetve meleg beágyazó gyantákkal is, de egyiknél sem sikerült elkerülni a lepattogzást. A mechanikus befogóban a próbadarabot lágyított rézlemezbe ágyasztuk, így meg tudtuk óvni a vegyületi réteget.

Minden mintán keménységeloszlást mértünk a darab szélétől a belseje felé mikrokeménység-mérővel, 20 g terheléssel. A mérés segítségével megállapítottuk a nitridált réteg vastagságát (NHT). A nitridált réteg az anyagnak az a külső rétege, ameddig a keménysége 50 HV<sub>0,02</sub>-vel meghaladja a magkeménységet (2. ábra).

Mikroszkópi felvételeken képelemző szoftver segítségével megmértük a vegyületi réteg vastagságát.

### Szerszámacélokön végzett kísérletsorozatok

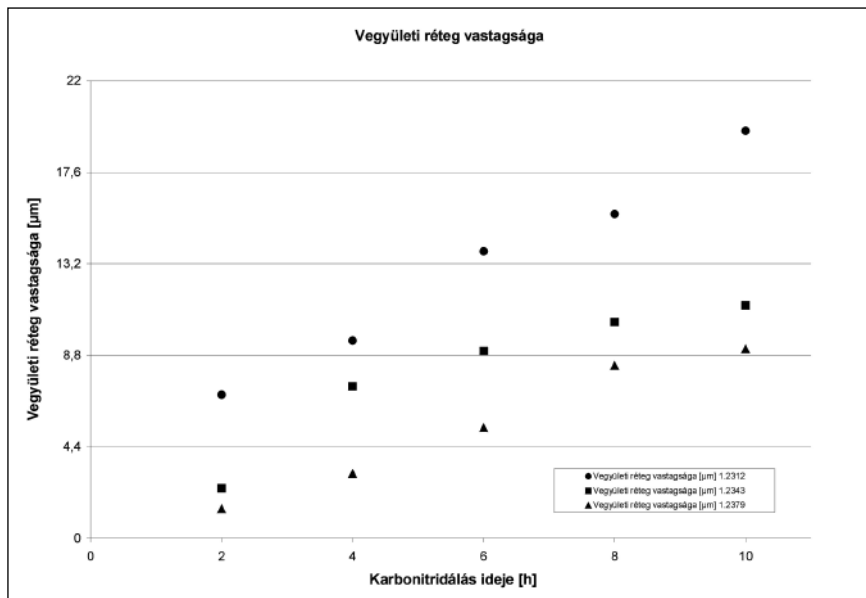
Jelen cikkben a 1.2379, 1.2343, 1.2313 jelű szerszámacélokön (1. táblázat) végzett karbonitridálási kísérleteket és azok eredményeit mutatjuk be. A kísérletek paraméterei mindhárom acélminőség esetében azonosak voltak (3. ábra).

A kezelések négy, jól elkülöníthető részre oszthatók:

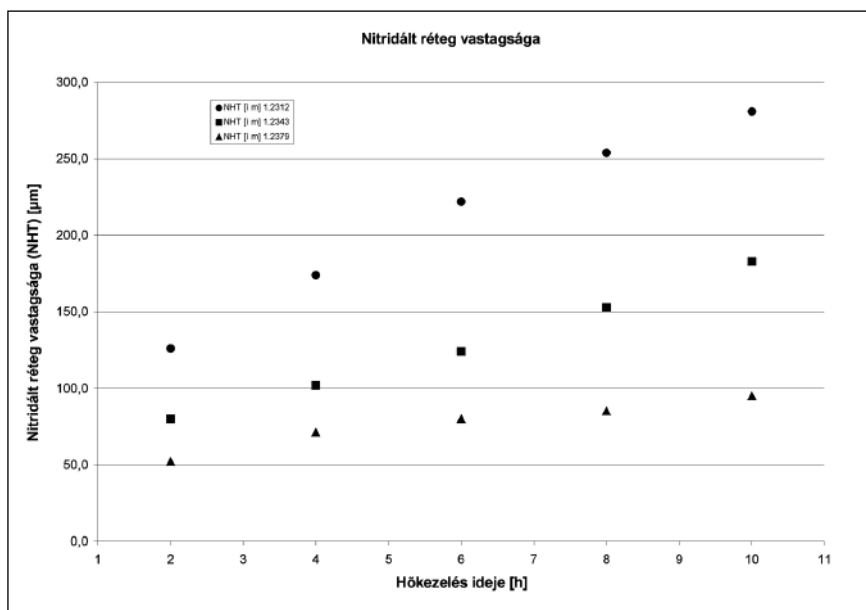
**Előoxidáció:** A kemencébe helyezett darabokat 350 °C-ra melegítettük, és ott 30 percen keresztül tartottuk légköri atmoszférában. Ennek során oxidáltuk az alapos tisztítás ellenére az esetlegesen a darab felületén maradt szennyeződések, amelyek a nitrogén beépülését akadályoznák. Ezzel az adszorpció számára megfelelő felületet biztosítottuk.

**Öblítés:** Azért, hogy a kemencében lévő oxigént megfelelő mértékben el tudjuk távolítani, 1000 l/h mennyiségű N<sub>2</sub>-gázzal 2 órán keresztül öblítettük a kemencét. Így a 400 l-es kemence térfogatának ötszörös öblítésével elértük, hogy kritikus mennyiségű oxigén ne legyen jelen a rendszerben. Öblítés közben a kemencét felhevítettük a karbonitridálás hőmérsékletére.

**Karbonitridálás:** A karbonitridálás során a kemencébe 250 l N<sub>2</sub>-t, 250 l NH<sub>3</sub>-at és 25 l CO<sub>2</sub>-t adagoltunk óránként, 10 órán keresztül. Ez az



4. ábra. A vegyületi réteg vastagságának változása a karbonitridálás idejének függvényében



5. ábra. Nitridált réteg vastagságának változása a hőkezelési idő függvényében

arány az irodalom által is általánosan ajánlott arány abban az esetben, ha olyan vegyületi réteget szeretnénk előállítani a darabok felületén, amelyek ε és γ' fázisból álló rétegeket tartalmaz. A mennyiség tapasztalatunk szerint elegendő lenne akkor is, ha a kemence teljes rakattal dolgozik, és az adszorbeáló felületet nem csak a kemence fala és a terelőlemez adja. A kísérleteket üres kemencében végeztük, csak a próbadarabok voltak elhelyezve a kemence terében.

**Öblítés:** A karbonitridálás után, a berendezés felnyitása előtt a kemence teréből el kell távolítani az el nem

bomlott ammóniát és a keletkezett hidrogént. Előbbi irritáló hatású és éghető, utóbbi robbanásveszélyes. Ezt a kezelést megelőző öblítéssel megegyező módon 1000 l/h mennyiségű nitrogén adagolásával végeztük két órán keresztül. Az öblítés közben a kemencét szobahőmérsékletűre hűtöttük.

### Mérési eredmények

A fent leírt módon kezelt és előkészített darabokon megmértük a vegyületi réteg vastagságát. Már viszonylag rövid kezeléssel (2 óra) is elő tudunk

állítani összefüggő, tömör vegyületi réteget, amely a kezelés idejének növelésével vastagodik (4. ábra). Megállapítható továbbá, hogy azonos paraméterek mellett az 1.2312 jelű acél felületén keletkezik a legvastagabb, míg az 1.2379 jelű acél felületén a legvékonyabb vegyületi réteg. Ennek oka az ötvözők mennyiségében keresendő, hisz a nagyobb mennyiségű ötvöző nagyobb mértékben gátolja a nitrogénatomok diffúzióját az acél belseje felé.

Mikrokeménység-mérővel megmértük a darabokon a keménység eloszlását a felülettől befelé haladva, és a mérési eredményekből meghatároztuk a nitridált réteg vastagságát (NHT) úgy, hogy a darab magkeménységéhez hozzáadtunk 50 HV<sub>0,02</sub>-t (2. ábra).

A mért NHT-értékek a vegyületi réteg vastagságához hasonlóan az 1.2312 jelű acél esetében a legnagyobbak, és az 1.2379 jelű acél esetében a legkisebbek. A hőkezelés idejének növekedésével a nitridált réteg vastagsága az elvártak szerint növekszik (5. ábra).

## Összefoglalás

Az SLR-5 típusú nitridáló kemence telepítésével és beüzemelésével a Miskolci Egyetem Anyagtudományi Intézetében lehetővé vált egy, az iparban elterjedten alkalmazott termokémiai kezelés tanulmányozása, mind laboratóriumi mérések elvégzésével, mind ipari méretű hőkezelések végzésén keresztül.

A berendezés lehetőségeit kihasználva kívánunk hozzájárulni a kevésbé elterjedt technológiák (utóoxidáció, szakaszos nitridálás) széleskörű elterjesztéséhez a pontosan szabályozható paraméterek és mérhető eredmények segítségével.

A kutatómunka a TÁMOP-4.2.1.B-10/2/KONV-2010-0001 jelű projekt részeként – az Új Magyarország Fejlesztési Terv keretében – az Európai Unió támogatásával, az Európai Szociális Alap társfinanszírozásával valósult meg.

## Irodalomjegyzék

- [1] ASM Handbook Heat Treating, USA, 2006
- [2] E. J. Mittemeijer: Thermodynamics, kinetics, and process control of nitriding. Surface Engineering, 1997/13 pp. 482–497.
- [3] A. Sokolowska: Nitrogen transport mechanisms in low temperature ion nitriding. Surface and Coatings Technology 142–144, 2001, 1040–1045.
- [4] Szabó E.: A nyomásos öntés szerszámainak gyártástechnológiája, a szerszámok élettartamát befolyásoló tényezők. Kézirat, 2011
- [5] K. H. Jack: Nitriding, Heat treatment. London, 1973. pp. 39–50.
- [6] P. B. Friehling, M. A. J. Somers: On the effect of preoxidation on nitriding kinetics, Surface Engineering, 2000/16 pp. 103–106.
- [7] A. Leineweber: Simultaneous control of the nitrogen and carbon activities during nitrocarburising of iron. Surface & Coatings Technology 206, 2012, 2780–2791.

THIELE ÁDÁM

# Őskohász Tábor Somogyfajszon

A Somogy Természetvédelmi Szervezet és Zöld Folyosó Közalapítvány idén július végén rendezte meg a sorban immár negyedik Őskohász Táborát. Az idei ötnapos tábornak 27 résztvevője volt, akiknek a szervezők napi háromszori étkezést és a somogyfajszi kastélyban elhelyezést biztosítottak. A táborozók kellemes, erdős-patakos területen lehettek részesei a látványos és emberközeli honfoglalás kori vasipar tudományos igényességgel történő újjáélesztésének, amelynek során megismerhették, hogyan állították elő és munkálták meg középkori elődeink a vasat.

Az Őskohász Tábor előkészületei során egy patakparti ligetben állati bőrből készült tetőzettel és szerszámokkal (fűjtatókkal, kovács- és kohászszerszámokkal) ellátott műhelygödör készült el. Még a tábor előtti napon másfél köbméter tűzifá-

ból egy faszénégető boksát építettünk és gyújtottunk be.

A tábor első napján közös látogatást tettünk az Őskohó Múzeumban, amelynek célja a régészeti feltárt, eredeti honfoglalás kori vaskohászati műhellyel és a bucakemencékkel való megismerkedés volt. A délután folyamán a múzeumban látottak alapján a műhelygödör oldalalába négy bucakemencét építettünk, valamint egy újabb faszénégető boksát raktunk meg, majd gyújtottunk be. Az éjszaka folyamán a két faszénégető boksát a táborozók csoportokba osztva felügyelték.

A tábor második napján délelőtt egy közeli patakmederből összegyűjtöttünk kb. 80 kg gypevasércet. A nap hátralévő része a gypevasérc pörkölésével, a bucakemencék kiszáritásával és a faszénégetéssel telt. Éjszaka tovább őriztük a boksákat.

A tábor harmadik napja az egyik bucakemence előfűtésével és az első kohósításra való felkészüléssel kezdődött. A korábban megpörkölt gypevasércet apró darabokra törtük, illetve kibontottunk az egyik faszénégető boksát, amelyből mintegy 150 kg faszénét nyertünk. Kora délután kezdtük el az első kohósítást (1. kép). Hétórás fűjtás után vertük szét a bucakemence mellfalazatát. A beadagolt kb. 14 kg gypevasércből kb. 1 kg-os vasbucát kaptunk, amelyet a kohóból kivett melegében farönkön, fakalapáccsal kockává tömörítettünk. Este a másik faszénégető boksát is kibontottuk, így további kb. 100 kg faszénhez jutottunk.

A tábor negyedik napján két bucakemencében párhuzamosan dolgoztunk. A nap végére, kb. 18 kg gypevasérc kohósítása után az egyik bucakemencéből 2 kg tömegű vasbu-



■ 1. kép. Működnek a bucakemencék



■ 2. kép. A vasbucá újraizzítása

cát húztunk ki, amely azonban a tömörítés során darabokra törött. Ennek oka az volt, hogy az összegyűjtött gypvasérc nagy mennyiségben tartalmazott foszfort, amely a kohósítás során részben a vasbucába is bekerült, és azt törékennyé tette. A másik bucakemencéből, 7 kg gypvasérc kohósításával nyert vasbucá mindössze 0,5 kg tömegű, de jól kovácsolható volt. Ezt többszöri újrahevítéssel vasrúddá kovácsoltuk

(2. kép). Az utolsó nap került sor a negyedik kohósításra, amelynek eredményeként ismét törékeny vasbucát kaptunk. Napközben a kohászattal párhuzamosan a kapott vasbucák kovácsolása volt a program.

A sikeres és eredményes Őskohász Táborért köszönet illeti a résztvevőket, akiknek a kitartó munkájával feleleveníthettük a középkori magyar vaskultúrát. Közös erőfeszítéseink

eredményeképpen a táborozók új, máshol át nem élhető élményekkel lehettek gazdagabbak. Bízunk abban, hogy a jövő nyáron ismét Somogyfajszon megrendezésre kerülő Őskohász Táborban újabb résztvevők ismerkedhetnek meg azokkal a nehéz és fáradságos korabeli vaselőállítási és -megtunkálási technológiákkal, amelyek során közös munkával eljutunk a földtől a vastárgyig...

## Fazola Fesztivál (VI. Fazola-napok) Miskolcon

Az Országos Magyar Bányászati és Kohászati Egyesület és helyi szervezetei, a Rotary Club Miskolc, az Északkelet-Magyarország Ipartörténetének Ápolásáért Alapítvány, az Északerdő Zrt., a Miskolci Egyetem, az MMKM Kohászati Múzeuma, a B.A.Z. Megyei Mérnöki Kamara és több helyi oktatási, kulturális intézmény közreműködésével szeptember 14–15-én hatodik alkalommal rendezték meg a hazai kohászok, bányászok és erdészek már hagyományosnak mondható találkozóját, a Fazola-napokat.

A kétnaposra tervezett rendezvény első napján, szeptember 14-én Miskolc város főutcáján a Miskolci Egyetem hallgatói „párbeszéd sátorban” találkozhattak a város lakosaival, diákjaival. A Centrum Áruház előtti téren pedig a Rotary Club Miskolc díszműkovácsai tartottak mesterségbemutatót nagy érdeklődés mellett. A város



■ 1. kép. A szabadtéri rendezvény résztvevői a műemlékkohónál

két pontjára történő kitelepülés célja a Miskolci Egyetem, a műszaki pályák népszerűsítése, a következő napi Fazola Fesztiválra, kiemelten a XII. Díszműkovács-versenyre az érdeklődés felkeltése volt.

A Fazola Fesztivál értékét nagyban növelte a Miskolci Területi Akadémiai Bizottság (MAB) székházában pénteken, szépszájú érdeklődő részvétele mellett megtartott „Energia és Környezet 2012” című szakmai-tudo-



■ **2. kép.** Dr. Patkó Gyula rektor, tiszteletbeli kohász a bírálóbizottság gyűrűjében



■ **3. kép.** A díszműkovács-verseny egyik résztvevője

mányos konferencia. *Dr. Lakatos István* akadémikus, a MAB elnökének megnyitó és bevezető gondolatait követően négy előadás hangzott el. *Dr. Bokányi Ludmilla* egyetemi docens (ME) „A biogáz előállítása és hasznosítási lehetőségei az energiaellátásban” címmel, *dr. Tóth Anikó* egyetemi docens (ME) „Helyzetkép Magyarország geotermikus energia termeléséről és hasznosításáról” címmel tartott előadást. *Dr. Palotás Árpád B.* egyetemi tanár (ME), *Vécsi György* igazgatósági elnök (Miskolc Holding) „Miskolc város komplex energetikai koncepciója – energiahordozó-import függőségünk csökkentése a megújuló és a szén részarányának növelésével” címmel, majd *Törő György* okl. bányamérnök (OMBKE-Borsod) „A szénbányászat lehetséges jövőképe a Borsodi Szénmedencében” címmel megtartott előadása számos kérdést ébresztett a hallgatóság körében.

Az első nap záró programja a Bartók Béla Művelődési Házban megrendezett hagyományörző szakestély volt. A Miskolci Egyetem hallgatói segítségével előkészített színháztermet több mint százhusz bányász, erdész, kohász, a helyi szervezeteket képviselő, illetve szakmáinkkal szimpatizáló meghívott vendég népesítette be. A szakestélyt *dr. Lengyel Károly*, egyesületünk főtitkára és *Markó István* okl. bányamérnök elnökök közösen vezették.

A Fazola Fesztivál szabadtéri programjai szeptember 15-én, szombaton Újmassán a Fazola műemlékkohó térségében voltak (1. kép). Az Északerdő Zrt. támogatásával és a Percesi Bányász Fúvózenekar közreműködésé-

vel zenés erdei kisvonat is indult az ünnepi megnyitóra. Bár az időjárás nem volt kegyes a délelőtti rendezvények ideje alatt, a szemerkélő eső ellenére számos látogató jelenlétében zajlottak az események. Az ünnepség hivatalos része a diósgyőri kohászok emlékkopjafájának megkoszorúzásával és a fúvózenekar szabadtéri kis hangversenyével zárult. A kopjafán koszorút helyezett el Miskolc Város Önkormányzata, a Miskolci Egyetem, az Országos Erdész Egyesület, az OMBKE, a B.A.Z. Megyei Mérnöki Kamara, a Vasas Szakszervezeti Szövetség és a Diósgyőri Kohász Klub.

A Fazola műemlékkohó látványcsapolását a Fazola-napi hagyományoknak megfelelően a tiszteletbeli kohász avatása előzte meg. A diósgyőri kezdeményezésre indult kitüntető címre ez évben a hazai kohászok adtak javaslatot *dr. Patkó Gyula*, a Miskolci Egyetem rektora személyében. Az ünnepség résztvevői előtt *dr. Nyitrai Dániel* mutatta be a jelölt szakmai életpályáját, majd a feltett kérdésre adott válasza alapján a *dr. Gácsai Zoltán*, *dr. Bakó Károly*, *dr. Lengyel Károly*, *Pivarcsi László*, *dr. Fegyverneki György*, *dr. Dúl Jenő*, *dr. Kiss László* és *Leskó Zsolt* kohómérnökökből álló bizottság örömmel adott helyt a kohászok közösségébe való befogadásának (2. kép). A bizottság egy korsó sörrel adott áldást a friss tiszteletbeli kohászra, hogy a műszaki szakembernevelés és a hazai kohásképzés érdekében végzett munkája közösségünk javára váljon. Délután az igazi napsütéses őszi idő sok érdeklődőt csalt ki a Fazola műemlékkohóhoz, illetve sok

vendéget maradásra biztatott. A Rotary Club Miskolc szervezésében rendezett XII. Díszműkovács-verseny résztvevői nem csak a készített tárgyaikkal, de szakmai tudásuk művészi színvonalával is a kovácsüllőkhöz láncoltak sok kíváncsi vendéget (3. kép). Ezenkívül számtalan lehetőség volt a kezűgyesség, a kreativitás egyéni kipróbálására, a népi mestersegek megismerésére. Bemutattak fiatal ötvösök és kovácsok, fa- és fémmegmunkáló, illetve fazekas népművészek, volt éremöntés és érem-sajtolás is.

Az Északerdő Zrt. erdei iskolája, lovagoltatási kínálata, a Kohászati Múzeum és az Anyagtudományi Kar múzeumpedagógiai, ügyességfejlesztő foglalkozásai maradandó élményt jelentettek elsősorban a fiatalok számára.

A B.A.Z. Megyei Mérnöki Kamara vendégváró sátrában *Holló Csaba* megyei elnök, a Miskolci Egyetem sátrában a két kar hallgatói, oktatói a műszaki tudományok iránt érdeklődőket várták szakmai beszélgetésre, míg az Észak-Kelet Átjáró Egyesület sátrában pedig a percesi bányatelep és a vasgyári kolónia történetét, korabeli mindennapi életét mutatták be archív fényképek segítségével.

Összességében a rendezvény a szervezők kitűzött céljait teljesítette. Hagyományaink ápolása mellett mintegy 2000-2500 látogató, érdeklődő számára biztosítottunk lehetőséget a műszaki szakmák megismerésére, és tartalmas programot a kikapcsolódásra vágyóknak.

✎ **Dr. Böhm – Dr. Nyitrai**



PABEL, THOMAS<sup>1</sup> – BOZORGI, SALAR<sup>2,3</sup> – KNEISSL, CHRISTIAN<sup>1</sup> – FAERBER, KATHARINA<sup>2,4</sup> – SCHUMACHER, PETER<sup>1,2</sup>

## Az AlSi7MgCu ötvözetek melegrepedési hajlama és az ötvözőelemek (magnézium és réz) hatásai

*Bizonyos körülmények között az alumíniumöntvények dermedés alatt bekövetkező repedezései komoly problémát jelenthetnek. Ez a jellegzetesség jól ismert, de alakos öntvényekben még nem kellően vizsgált. Ez a tanulmány röviden áttekinti az erre a folyamatra ható tényezőket. Öt, különböző Mg- és Cu-tartalmú AlSi7MgCu ötvözetet vizsgáltak. Elméleti modelleket, köztük a Clyne- és Davies-féle repedékenységi hajlam együtthatót (cracking susceptibility coefficient CSC) vették figyelembe. A szilárd frakció dermedés alatti viselkedésének termodinamikai számításait összehasonlították a kísérlettel meghatározható melegrepedési index (hot cracking indexing – HCI) módszerével. Páztázó elektronmikroszkópot (SEM) használtak a meglévő mikroszerkezet és a kivált termodinamikai fázisok összehasonlításához. Ezenfelül SEM-et használtak kutyacsont alakú próbatest öntéskor keletkező repedé felületeinek a vizsgálatához. Az elméleti modellek és a kísérleti melegrepedési indexelési módszer között jó korrelációt figyeltek meg.*

### Bevezetés

Az AlSi7MgCu öntészeti ötvözeteket széles körben használják, különösen a gépjárműiparban. Alkalmask bonyolult, vékonyfalú alkatrészek, például hengerfejek előállítására. Alakos öntvények gyártásában komoly problémát jelentenek a melegrepedések, amelyek alapvetően hatnak az öntvény minőségi jellemzőire. Az Al–Si-ötvözetek melegrepedési hajlama általában kisebb, mint más Al-ötvözeteké, amilyenek az Al–Zn, az Al–Mg vagy az Al–Zn–Mg–Cu összetételű ötvözetek [1-3]. Az ötvözőelemek mennyisége azonban befolyásolhatja az Al–Si-ötvözetek melegrepedékenységet.

A szemcsefinomított ötvözetekben melegrepedések akkor fordulnak elő, amikor a táplálás kétfázisú áramlással már elégtelen, és az olvadék áramlása a szemcsék között nem tudja felvenni a gátolt zsugorodás által okozott deformációt [4]. A már megszilárdult pontokon a szemcsék között hidak képződnek, amelyek nem engedik meg a további kétfázisú áramlást. A szemcsék közötti további mikrotáplálás nem tudja kompenzálni a zsugorodást, a feszültségeket, és deformációk lépnek fel, így repedések keletkezhetnek a dermedés utolsó szakaszában [5–7]. Ezek a repedések megmaradnak a megszilárdult öntvényben.

A melegrepedés csíráképződésének a pontos mechanizmusa azonban még vitatott.

### Elméleti háttér

#### Befolyásoló tényezők

A melegrepedésre ható legfontosabb tényező a vegyi összetétel, amely az adott öntési eljárásnál hat a dermedési hőmérsékletközre, a szemcseméretre, az eutektikus fázisra és a szegregációra.

#### A dermedési hőmérsékletköz

A dermedési hőmérsékletköz növekedésével általában a melegrepedési hajlam is nő. A hűlési körülményektől függően, a nagy dermedési hőmérsékletköz bonyolult dendritek képződéséhez vezet, amelyek már viszonylag kis szilárd fázisarányánál merev hidakat képeznek. Ennek következtében, a szilárdulás késői szakaszaiban a táplálás erősen hátráltatott. Mivel a tiszta fémeknek és az eutektikus ötvözeteknek a dermedési hőmérsékletköze kicsi vagy nincs, ezek nem mutatnak melegrepedési hajlamot [7–9]. A dermedési közre ható fő tényező a vegyi összetétel. A szennyezők és szegregációjuk, amelyek növelik a dermedési közt, károsak [9]. Ezen felül, a befejező dermedési köz, az ún. terminális dermedési köz (terminal freezing range TFR) nagy fontosságú. A nagy TFR nem kívánatos; a melegrepedések nagyobb kockázatával jár a dermedés utolsó szakaszában [9]. Ha egy eutektikus rendszerben sok dendrit képződik már jóval a szolidusz felett (azaz nagy hőmérsékleten), az ötvözetnek nagy szilárdsá-

*Osztórák öntészeti szaklapunk, a Giesserei Rundschau ajánlása alapján érkezett publikáció, melynek szerzői az alábbi intézményeket képviselik:*

<sup>1</sup>Austrian Foundry Research Institute, 8700 Leoben, Austria

<sup>2</sup>Chair of Casting Research, Metallurgy Department, University of Leoben, 8700 Leoben, Austria

<sup>3</sup>LKR Leichtmetallkompetenzzentrum Ranshofen GmbH, 5282 Ranshofen, Austria

<sup>4</sup>Pankl Racing Systems AG, 8600 Kapfenberg, Austria

ga van a maradó olvadék végső dermedése alatt, ellenáll a zsugorodási feszültségeknek. Az eutektikus közeli összetételű ötvözetekben nagy mennyiségű olvadék dermed izotermikusan eutektikus hőmérsékleten (azaz kis hőmérsékleten) és a zsugorodási feszültségek kicsik maradnak [9]. *Djurdjewic* és társai [10] javasolták a TFR meghatározását 88-98%, 85-95% vagy más szilárd tömegarányú hőmérsékletközökben. A legutolsó százalékarányt figyelmen kívül hagyták a hibaérzékenység miatt [10].

#### Szemcseméret

A finom szemcsézet jobb tápláláshoz és az eutektikus fázisok egyenletes eloszlásához vezet. Ha a szemcsehatároknál eutektikum van jelen, ennek maximális hatása van a szemcsék szabad mozgásának lehetőségére, alkalmazkodva az öntvény zsugorodásához kétfázisú áramlás révén [11]. *Bishop* [12] és *Lees* [13] vizsgálták a szemcsék hatását a melegsakadásra. Azt állították, hogy a durva szemcsék a szemcsehatáron a feszültség nagy koncentrációját eredményezik, tehát melegrepedést okoznak. Ezzel szemben a finom szemcsék a feszültségkoncentráció csökkenését eredményezik, vele a melegrepedési hajlam csökken [12,13]. A szemcseszerkezet deformációját azonban úgy kell tekinteni, mint a szemcsék hálózatán belüli mozgást, nem egyedi szemcsékét. A finom szemcseméret elérésének legelterjedtebb módja a szemcsefinomítók adagolása vagy a hűlési sebesség növelése. Ebben a vizsgálatban kétféle állandó szemcseméretet tartottak, kokillába öntött mintákban közelítőleg 250  $\mu\text{m}$ -t, és homokformába öntött mintákban közelítőleg 350  $\mu\text{m}$ -t.

#### Az eutektikus fázis aránya

A mikroszerkezetben az eutektikus fázis nagy aránya és az elégségesen nedvesítő eutektikus fázis csökkenő melegrepedési hajlamot eredményez. Az eutektikum körülveszi a primer kristályos szemcséket. Ezenfelül a szemcsék közötti elégséges eutektikus hátya megkönnyíti a szemcseszerkezet mozgását. Ha zsugorodás és feszültségek lépnek fel, a kifejlődő repedéseket az utántöltés begyógyítja [7,8]. A szilíciumot tartalmazó ötvöze-

tekkal kapcsolatban fontos megjegyezni, hogy a szilícium a dermedés során térfogatnövekedést okoz, elősegítve így a mikrotáplálást. Az olvadékban lévő, kis mennyiségű szennyező kis olvadáspontú eutektikumokat képezhet. Nagyobb feszültség esetén a melegrepedési hajlam észrevehetően növekszik [12]. Ennek oka a gyenge hidak képződése a dendritek között. Húzófeszültségek fellépésekor a gyenge hidak roncsolódnak és melegrepedés képződhet a szemcsék között [14,15].

#### Elméleti modellek

A melegrepedési hajlam számításához különböző elméleti modellek állnak rendelkezésre. Az alakos öntvényekhez a legszélesebb körben *Clyne* és *Davies* repedékenységi hajlam együttható (cracking susceptibility coefficient – CSC) modelljét használják [16]. Ez a modell azonban csak a *Gulliver–Scheil*-féle feltételezésen, nem az öntési folyamat körülményein alapuló anyagtulajdonságokat írja le. Más modellek is léteznek, pl. *Katgerman* [17], *Feurer* [18] vagy *Rappaz* és társai [19] által kidolgozottak. Az említett modellek azonban nem mindig alkalmazhatók a különböző öntési eljárásokra, olyanokra, mint a folyamatos, közvetlen és alakos kokillaöntés vagy pl. a hegesztésre. A CSC-modell korrelációban van annak az időnek a vizsgálatán alapuló repedési hajlam-összetétel összefüggéssel, amely alatt végbemehetnek a repedéssel kapcsolatos folyamatok, és a szövet leginkább hajlamos a repedésre (kritikus időköz a dermedés alatt). A CSC-t úgy határozzák meg, mint két időtartam hányadosát,  $t_V/t_R$ , ahol a  $t_V$  az érzékeny időköz, és úgy számítják, mint az időkülönbséget a 10%-os és az 1%-os olvadék tömegarány között. A  $t_R$  a feszültségoldódási folyamatokra rendelkezésre álló idő, amelyet úgy számítanak, mint az időkülönbséget a 60%-os és a 10%-os olvadék tömegarány között.

#### Kísérletek

A szerzők elvégezték a melegrepedési hajlam átfogó vizsgálatát, hogy összehasonlítsák az elméleti és a gyakorlati módszereket. A CSC-t kváziempirikus alapon és a HCI-t kísérle-

tileg vizsgálták. Öt különböző, változó Mg- és Cu-tartalmú AlSi7MgCu ötvözetet vizsgáltak: AlSi7Mg0,1Cu0,05, AlSi7Mg0,1Cu0,5, AlSi7Mg0,3Cu0,05, AlSi7Mg0,6Cu0,05, és AlSi7Mg0,6Cu0,5, a továbbiakban ismertetett módszerekkel. Homokformákba és kokillákba való öntéssel végeztek kísérleti vizsgálatokat, hogy értékeljék az öntési eljárás hatását.

#### TFR

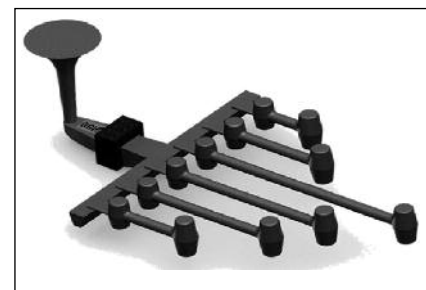
A TFR-t ThermoCalc Classic (TCC, Stockholm, Svédország) szoftverrel, TTA15 adatbázissal számították. A dermedési folyamat szimulálásához számították a meglévő fázisokat és az arányukat különböző hőmérsékleteken, nemegyensúlyi állapotra, a Gulliver-Scheil feltétel használatával. Az öntött mikroszerkezetben a kivált fázisok szobahőmérsékleti prognózisához egyensúlyi feltételeket választottak.

#### CSC

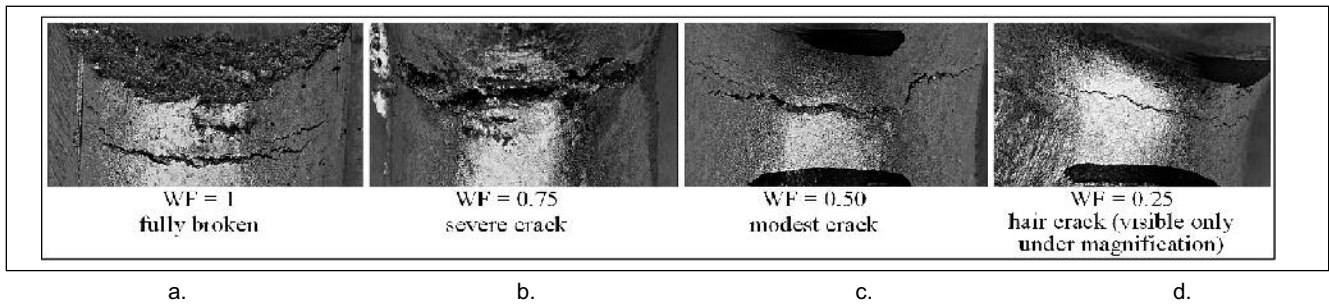
A CSC-t kváziempirikus alapon számították, a TCC-t használva a hőmérsékletek és a tömegarányok értékeléséhez, gyakorlati termikus elemzéssel kombinálva kokillában (a kokilla hőmérséklete 250 °C) és homokformában, a megfelelő idők  $t_V$  és  $t_R$  értékeléséhez. A termikus elemzéshez K-típusú hőelemet használtak.

#### HCI

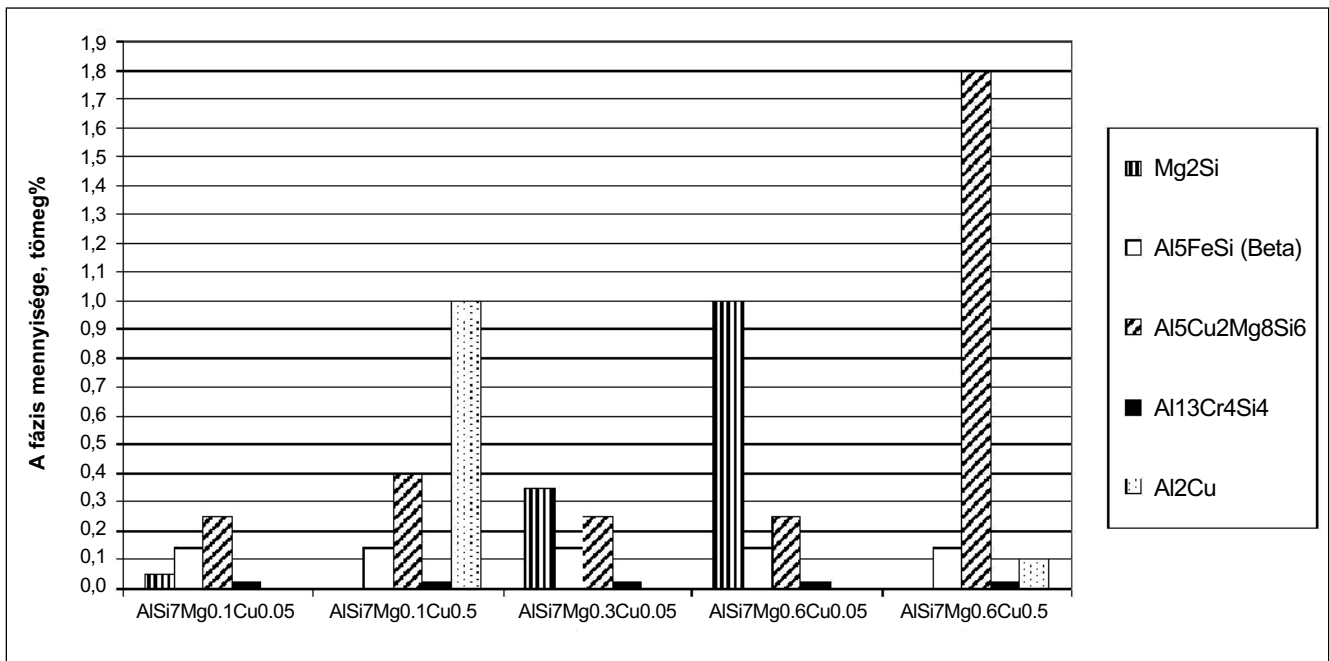
A HCI vizsgálatokat 250 °C-os kokillába és homokformába öntött, kutyacsont alakú kísérleti próbadarabokkal végezték. A beömlőrendszer kivételével a formák alakja azonos volt. Az 1. ábra mutatja a kutyacsont alakú, homokformában készült öntvényt. A HCI-t úgy határozták meg, mint  $\Sigma(\text{NOC} \cdot \text{WF})/\text{NOF}$ ; ahol a NOC – a repedések száma (number of cracks), WF – a mérlegelési tényező, a megfi-



■ 1. ábra. A HCI értékeléshez homokformában készült, kutyacsont alakú öntvény



■ 2. ábra. Különböző melegrepedési szintek WF-értékei [21, 22]. a. Teljesen eltört, b. Súlyos repedés, c. Mérsékelt repedés, d. Hajszálrepedés (csak nagyításban látható)



■ 3. ábra. Egyensúlyban, TCC-vel számított, öntött fázisok szobahőmérsékleten

gyelt melegrepedési szinttől függően (lásd 2. ábra) és a NOF – az öntvények száma [11, 20, 21].

A HCI értékei alapján az alábbi besorolásokat használják [22]:

HCI < 0,5

melegrepedési hajlam nincs

HCI 0,5 – 1,25

csökkent repedési hajlam

HCI 1,25 – 2,25

mérsékelt repedési hajlam

HCI 2,25 – 3,5

nagy melegrepedési hajlam

HCI > 3,5

igen nagy melegrepedési hajlam

*Mikroszkópia*

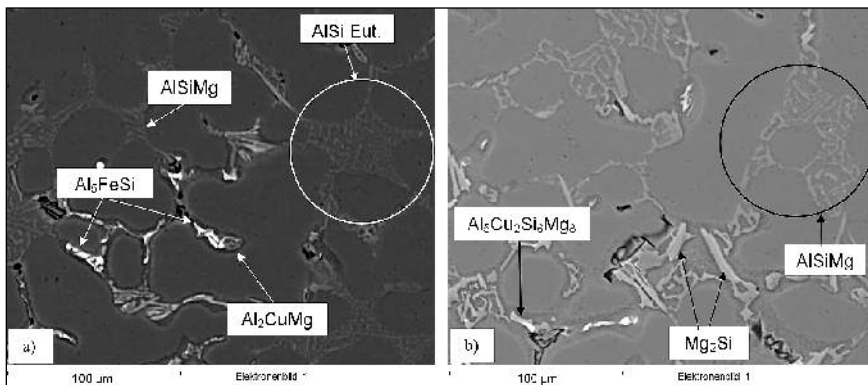
20 kV-on, BSD-módban pásztázó

elektronmikroszkópos (SEM) vizsgálatot végeztek, hogy összehasonlítsák az öntött mikroszerkezetet a TCC eredményekkel és tanulmányozzák a törésfelületeket.

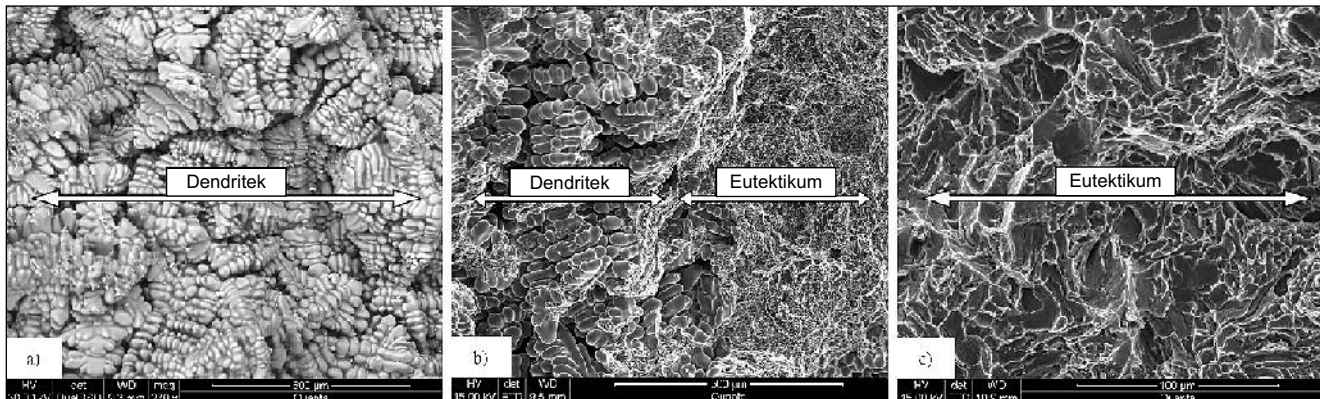
### Eredmények

*Mikroszerkezet öntött állapotban*

A különböző ötvözetek öntött mikroszerkezetében létező fázisokat TCC-vel számították (egyensúlyi feltételek között) és azok a 3. ábrán láthatók. A mikroszerkezet vizsgálata megerősítette az elméletileg előre jelzett eredményeket. A 4. ábrán példaként mutatják az AlSi7Mg0,6Cu0,5 ötvözetet, hogy összehasonlítsák a TCC-vel prognosztizált fázisokat a SEM-mel kimutatottakkal. Minőségileg, az 50 EDX pontelemzésből kitűnik, hogy a homokformába öntött próbatestben nagyobb arányban található Mg<sub>2</sub>Si.



■ 4. ábra. SEM, BSD, AlSi7Mg0,6Cu0,5, öntött fázisok, (a) kokilla, (b) homokforma



■ 5. ábra. Törési felületek pásztázó elektronmikroszkópos felvételei a) Dendritok teljesen eltört mintában, WF = 1, b) Dendritok és eutektikus fázis mérsékelten repedt mintában, WF = 0,5 – mechanikusan kinyitva, c) Eutektikum hajszálrepedéses mintában, WF = 0,25 – mechanikusan kinyitva

### Repedési felületek

Mikroszkóposan vizsgálták a kutya-csont alakú HCI-próbatestek kokillában történő dermedése alatt indult repedéseinek a felületeit. A csekély melegrepedési szintű mintákat, azaz a repedéssel nem teljesen szétválasztódó próbadarabokat mechanikusan tovább nyitották, hogy megfigyeljék a repedési felületet. Az 5. ábra három, különböző melegrepedési hajlamú ötvény SEM-képet mutatja. A mikroszkópi vizsgálat eredményei azt mutatják, hogy a melegrepedések közelében eutektikus fázis nincs, vagy csekély mennyiségben létezik. Ezenfelül, a törési felületek részletes SEM-vizsgálata nem tárta fel kettős hátrák jelenlétét, amelyek repedést indító csírákként működhetnének a dendritközi olvadéokban.

### TFR

Az 1. táblázat az összes ötvözet ún. terminális dermedési közét (terminal

freezing range), TFR-jét mutatja. Nyilvánvaló, hogy a réztartalomnak domináns hatása van a TFR-re a magnéziumtartalommal szemben. Először, a nagy Cu-tartalom nagy TFR-t eredményez. Másodszer, a kis Mg-tartalom is nagy TFR-t eredményez. Így a legnagyobb TFR-t az AlSi7Mg0,1Cu0,5 ötvözetben érték el (lásd 6. ábra), a legkisebbet az AlSi7Mg0,6Cu0,05 ötvözetben (lásd 7. ábra).

### CSC

A 2. táblázat három értékelt ötvözet repedékenységi koefficiensét, CSC-jét mutatja. Itt is a réz ötvözőnek van domináns hatása a CSC-re. A nagy Cu-tartalom nagy CSC-t eredményez, a kis Mg-tartalom szintén. Ezen felül, a CSC vizsgálata azt mutatja, hogy a repedékenységi hajlam sokkal kisebb homokformába, mint kokillába való öntés esetén. Ennek az oka a hosszabb derme-

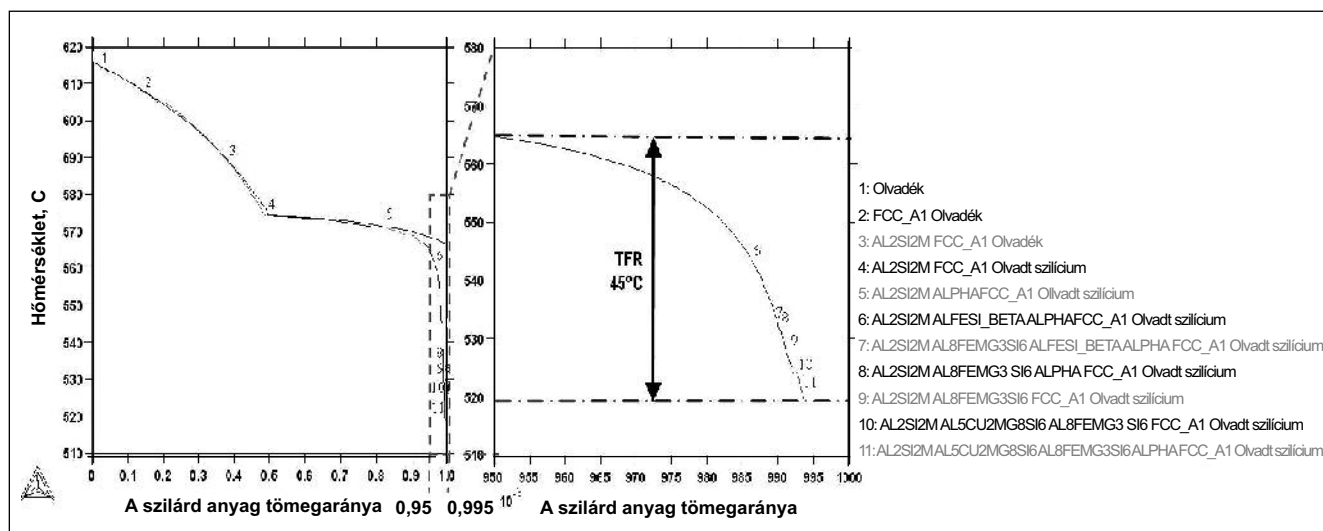
1. táblázat. Az értékelt ötvözetek TCC-vel számított terminális dermedési köze

Ötvözet	TFR [°C]
AlSi7Mg0,1Cu0,5	46,0
AlSi7Mg0,6Cu0,5	27,0
AlSi7Mg0,1Cu0,05	17,0
AlSi7Mg0,3Cu0,05	9,5
AlSi7Mg0,6Cu0,05	4,0

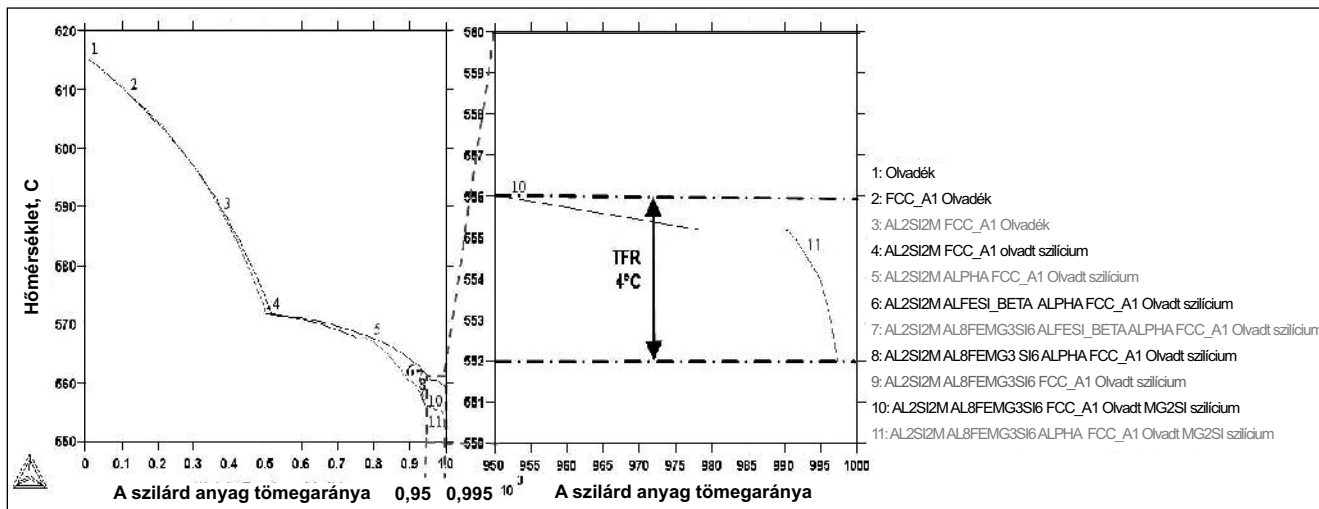
2. táblázat. Az értékelt ötvözetek CSC-értékei

Ötvözet	CSC	
	Kokillába öntött	Homokformába öntött
AlSi7Mg0,1Cu0,5	7,3	0,69
AlSi7Mg0,6Cu0,5	4,5	0,36
AlSi7Mg0,1Cu0,05	3,7	0,33

dési idő a homokformában, és a jelenlévő eutektikum nagyobb mennyisége, amely a repedések begyógyításának a folyamatát indíthatja meg.



■ 6. ábra. AlSi7Mg0,1Cu0,5 ötvözet TFR (45 °C) számítása, TCC-szoftverrel



7. ábra. AlSi7Mg0,6Cu0,05 ötvözet TFR (4 °C) számítása TCC-szoftverrel

## HCI

A 3. táblázat mutatja a melegrepedési hajlam (HCI) értékelési eredményeit. Minden ötvözetből öt melegrepedési próbatestet vizsgáltak (NOF = 5).

A réznek domináns hatása van a HCI-re is. A nagy Cu-tartalom nagy HCI-t eredményez, a kis Mg-tartalom szintén. Ezenkívül, a homokformába öntött ötvözetek melegrepedési hajlama elhanyagolható.

## A kísérleti eredmények összefoglalása

A 8. ábra mutatja az elméleti modellek és a kísérleti melegrepedési index módszer (HCI) eredményeinek az összefoglalását különböző AlSi7MgCu ötvözetek esetére. A bal oldali y-tengelyen a TFR-értékeket ábrázolták. A jobb oldali y-tengelyen a CSC- és a HCI-értékek láthatók, a HCI-értékeket tízzel szorozták, hogy a kétféle mérési értéket egy tengelyen lehessen mutatni.

## Összegzés

Röviden ismertetik a melegrepedésre ható tényezőket. Öt különböző, válto-

zó Mg- és Cu-tartalmú AlSi7MgCu ötvözetet vizsgáltak három módszerrel: elméleti TFR (Gulliver-Scheil feltétel), kváziempirikus CSC-modell, kísérleti HCI-vizsgálat.

Eskin és társai [4] kokillaöntési beszámolójával szemben, mindhárom elvégzett vizsgálatfajta ugyanazt a trendet mutatja (lásd a 8. ábrát is): A Cu-tartalomnak domináns hatása van az AlSi7MgCu ötvözetek melegrepedési hajlamára. A nagy Cu-tartalom nagy melegrepedési hajlamot eredményez (nagy TFR, magas HCI és CSC), a nagy Mg-tartalom kis melegrepedési hajlamot eredményez (kis TFR, alacsony HCI és CSC). Ezenkívül, a SEM-vizsgálatokban elméletileg előre jelzett fázisokat is találtak. Nagyobb Cu-koncentrációnál a dermedés során Cu-fázisok válnak ki  $Al_2CuMg$ ,  $Al_5Cu_2Si_6Mg_8$  és  $Al_2Cu$  formában; ennek negatív hatása van, csökkenti az ötvözet mikrotáplálást nyújtó eutektikumának mennyiségét.

Annak ellenére, hogy a homokformába öntött anyag szemcsemérete nagyobb, ilyen öntéskor általában kisebb melegrepedési hajlam figyel-

hető meg. Öntött állapotú ötvözetekben, a kivált Mg-tartalmú fázisok mennyisége az eutektikumban, a homokformába való öntéskor nagyobb, mint kokillaöntéskor. A kevésbé szilárd homokforma alkalmazkodni tud a zsugorodási deformációkhoz. Hasonló szemcseméretű AlSi7MgCu ötvözetek esetén, anyagtulajdonságként jó korrelációt figyeltek meg az elméleti modellek és a kísérleti melegrepedési index módszer között.

A melegrepedési hajlam előrejelzésének egy új elméleti eszköze jelentős érdeklődésre tarthat számot, különösen új öntészeti ötvözetek fejlesztéséhez. A melegrepedési hajlam kísérleti vizsgálata bonyolult. A TCC-számítások a melegrepedési hajlam mennyiségi prognosztizálásának megfelelő módszerét képezik.

## Köszönetnyilvánítás

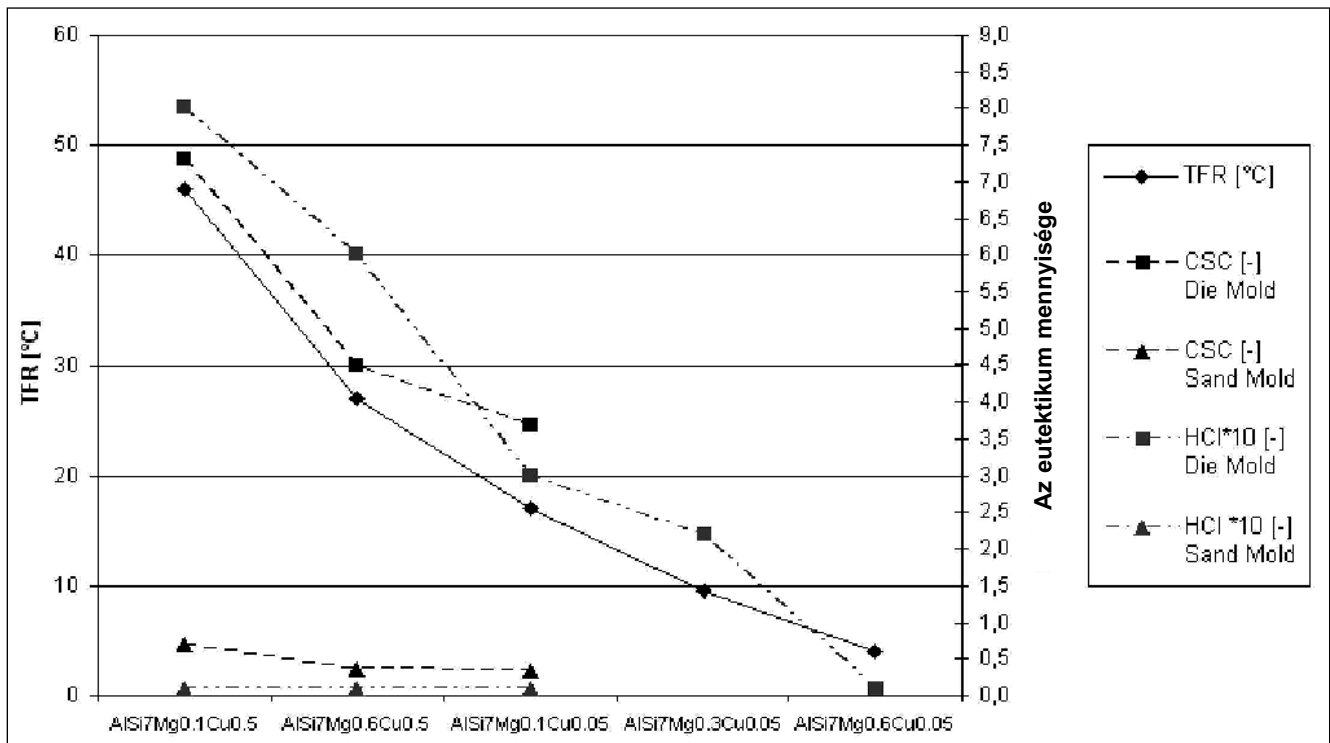
E munka egy részét pénzügyileg támogatta az FFG Austrian Research Promotion Agency.

## Irodalmi hivatkozások

- [1] F. Matsuda, K. Nakata, K. Tsukamoto, S. Johgan: Combined Effect of Current Pulsation and Zr Addition on Improvement of Solidification Cracking of Al-Zn-Mg Alloy Weld Metal Transactions of JWRI, 14, No. 2 (1985), 99–104.
- [2] F. Matsuda, K. Nakata and Y. Shimokusu: Effect of Additional Element on Weld Solidification Crack Susceptibility of Al-Zn-Mg, Trans-

3. táblázat. Az értékelt ötvözetek HCI-értékei és melegrepedési hajlama

Ötvözet	HCI	Melegrepedési hajlam	HCI	Melegrepedési hajlam
	Kokillába öntött		Homokformába öntött	
AlSi7Mg0,1Cu0,5	0,8	kis hajlam	0,01	nincs hajlam
AlSi7Mg0,6Cu0,5	0,6	kis hajlam	0,01	nincs hajlam
AlSi7Mg0,1Cu0,05	0,3	nincs hajlam	0,01	nincs hajlam
AlSi7Mg0,3Cu0,05	0,22	nincs hajlam	-	nincs hajlam
AlSi7Mg0,6Cu0,05	0,01	nincs hajlam	-	nincs hajlam



■ 8. ábra. Különböző AlSi7MgCu ötvözetek melegrepedési hajlama elméleti és kísérleti úton meghatározott TFR, CSC és HCl paraméterek alapján. Die Mold – kokillába öntött, Sand Mold – homokformába öntött

- actions of JWRI, 12, No. 1 (1983), 81–87.
- [3] G. L. Petrov, A. G. Makarov: The sensitivity of Al-Zn-Mg Alloy to Hot Cracking During Welding, *Avtomaticheskaya Svarka*, No. 9 (1961), 18.
- [4] D. G. Eskin, L. Katgerman: A Quest for a New Hot Tearing Criterion, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 38 (2007), 1511–1514.
- [5] E. Cicală, G. Duffet, H. Andrzejewski, D. Grevey and S. Ignat: Hot cracking in Al-Mg-Si alloy laser welding – operating parameters and their effects, *Materials Science and Engineering A*, 395 (2005), 1–9.
- [6] E. Schubert, M. Klassen, J. Skupin, G. Sepold: Effect of filler wire on process stability in laser beam welding of aluminium-alloys, *Proceedings of the 6<sup>th</sup> International Conference on CISFFEL*, Toulon, France (1998), 195–203.
- [7] T. W. Clyne, G. J. Davies: The influence of composition on solidification cracking susceptibility in binary alloy systems, *The British Foundryman*, 74 (1981), 65–73.
- [8] E. Brunhuber, *Giesserei-Lexikon* (Berlin: Schiele & Schön, 14. Auflage, 1988), 1100-1102.
- [9] A. A. Gokhale: Solidification Cracking: A Review, *Transaction of the Indian Institute of Metals*, 39 (1986), 153–164.
- [10] M. B. Djurdjevic, R. Schmid Fetzner: Thermodynamic calculation as a tool for thixoforming alloy and process development: *Material Science and Engineering A*, 417 (2006), 24–33.
- [11] S. Li: A study of hot tearing in wrought aluminum alloys, PhD. thesis, University of Quebec, 1999), 7-68, 69–90.
- [12] H. F. Bishop, C. G. Ackerlind, W. S. Pellini: Investigation of metallurgical and mechanical effects in the development of hot tearing, *Trans. AFS*, 65, 1957, 247–258.
- [13] D. C. G. Lees: The Hot Tearing Tendencies of Aluminium Casting Alloys, *The Journal of the Institute of Metals*, 72 (1946), 343.
- [14] J. A. Spittle, A. A. Cushway: Influences of superheat on grain structure on hot-tearing susceptibilities of Al-Cu alloy castings, *Metals Technology*, 10 (1983), S. 6–13.
- [15] J. A. Dantzig, M. Rappaz: *Solidification* (Lausanne: EPFL Press, CRC Press, 2009), 519–565.
- [16] T. W. Clyne, G. J. Davies: Comparison between experimental data and theoretical predictions relating to dependence of solidification cracking on composition, *Proceedings of the Conference on Solidification and Casting of Metals*, Metals Society, London (1979), 274–278.
- [17] L. Katgerman: A Mathematical Model for Hot Cracking of Aluminium Alloys During D.C. Casting, *Journal of Metals* (1982), 46–49.
- [18] U. Feurer: *Mathematisches Modell der Warmrisseignung von binären Aluminium Legierungen*, *Giesserei Forschung*, 28 (1976), 75–80.
- [19] M. Rappaz, J. M. Drezet, M. Gremaud: A New Hot-Tearing Criterion, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 30A (1999), 449–455.
- [20] B. Lenczowski, H. Koch, K. Eigenfeld: Neue Entwicklungen auf dem Gebiet der warmfesten Aluminium-Gusswerkstoffe, *Giesserei*, 8 (2004), 32–38.
- [21] A. Franke: Design of new high-performance aluminium casting alloys, PhD. thesis, University of Leoben, 2006), 50-61.
- [22] C. Kneissl, T. Pabel, G. Dambauer, P. Schumacher: Formenkonzzept und Ergebnisse gießtechnologischer Versuche zur Legierungsentwicklung im Niederdruckkokillenguss, *Giesserei-Rundschau*, 56 (2009), 120–125.

Fordította: Szende György



# Szennyezőelemek változékonysága az öntészeti Al–Si-ötvözetekben

**Járműipari öntvények gyártásakor kiemelkedően fontos az alapanyagként használt ötvözet minősége, már kiválasztásával és az olvadék előkészítésével jelentős befolyással lehetünk a végső termék megfelelőségére. Az Al–Si-alapú öntészeti ötvözetek minősége összefügg a bennük előforduló szennyezőelemek mennyiségével. Az öntvénygyártásban egyre nagyobb arányban használnak fel szekunder (hulladékfém-ből gyártott) ötvözeteket, melyekben az előforduló szennyezőelemek hatása nem kellően ismert. Vizsgálatokat végeztünk gravitációs öntéssel gyártott járműipari öntvényeken annak érdekében, hogy a primer és szekunder ötvözetekben előforduló szennyezőelemek eloszlásának hatását és befolyását meghatározzuk.**

## Bevezetés

Napjainkban, amikor évente több millió személyautót, motorkerékpárt és más járművet gyártanak, valamint a környezetvédelmi előírások szigorítása is komoly kihívás elé állítja a konstruktőröket, minden olyan téma rendkívül aktuális, amely járműipari öntvényekkel, ill. ezen öntvények gyártástechnológiájának felülvizsgálatával, fejlesztésével foglalkozik. Egy gyártástechnológia megalkotása során a szigorúan vett műszaki kérdések mellett törekedni kell a költség- és környezethatékony megoldásokra.

A vevői elvárásoknak megfelelő öntvények gyártásának egyik fontos feltétele a jó minőségű olvadék biztosítása, ezen belül a szennyezőelemek mennyiségének, kedvezőtlen hatásának a csökkentése. A tapasztalatok szerint az öntvényekben előforduló zárványok kialakulása vagy pl. a porozitásképződési hajlam összefügg az olvadékok szennyező-

elem-tartalmával. Az üzemi gyakorlat a szennyezőelemek szabvány által előírt határértékeinek betartását követeli meg, ugyanakkor az alapanyagok előállítási technológiájától függően nagy eltérések tapasztalhatók ezen elemek előfordulásában. Kutatómunkánk jelenlegi szakaszában egy járműipari öntvény családjához használt, különböző alapanyagokból előállított olvadékokban előforduló szennyezőelemek mennyiségének statisztikai elemzését végeztük el annak érdekében, hogy az alapanyagokat és beszállítókat minősíteni tudjuk.

## Öntészeti Al–Si-ötvözetek szennyezőelemei relatív változékonyságának vizsgálata

A szabványos öntészeti ötvözetek szennyezőelemekre vonatkozó határértékei és az öntvényhibák kialakulása közötti összefüggések, különösen ismétlődő hőterhelésnek kitett járműipari öntvények esetén, nem kellően

ismertek. Az olvadékban megtalálható elemekkel kapcsolatban két paraméter van, amit az öntvény minősége szempontjából vizsgálni szükséges, az egyik a szabványban előírt értékek teljesítése, a másik az elemek mennyiségének szórása. Bizonyos elemek nagy szórása akkor is gondot okozhat, ha minden érték az előírtak szerinti, de a határértékekhez közeli tartományban van. A kutatómunka keretében azon elemek változékonyságát vizsgáltuk, amelyek az adott ötvözetek esetén az öntvényekben zárványok kialakulását okozhatják. A statisztikai vizsgálatokban a változékonyság azt jelenti, hogy az egyes mérési pontok – esetünkben az alapanyagként használt ötvözetekben a szennyezőelemek elemzési értékei – az átlaghoz és egymáshoz képest mennyire csoportosulnak, hol helyezkednek el a szabványban megadott határértékekkel belül. A változékonyságot a szóródás vizsgálata során határozzuk meg. A vizsgálat alapján lehetőségünk volt azon elemek kiválasztására, amelyek a megengedett felső határérték közelében, vagy afölötti mennyiségben fordulnak elő.

A statisztikai elemzést öt különböző ötvözet esetében végeztük el. Az ötvözeteket alkotó elemeket csoportosítottuk az alapján, hogy a szabvány alsó és felső, vagy csak felső határértéket tartalmaz előfordulásuk mennyiségére. Néhány öntészeti ötvözet esetén az alsó és felső előfordulási határértékkel megadott elemek felsorolását az 1. táblázat tartal-

**Tokár Monika** 2009-ben végzett anyagmérnöki BSc-szakon a ME Műszaki Anyagtudományi Karán. A képzés keretein belül öntészeti és hőkezelési szakirányon fejezte be tanulmányait. 2011-ben szerzett kohómérnöki MSc-oklevelet öntészeti és anyagvizsgálati szakirányon. 2012-ben a képzés keretén belül elvégezte a minőségirányítási kiegészítő szakirányt. Jelenleg a ME Kerpely Antal Anyagtudományok és Technológiák Doktori Iskola II. évfolyamos PhD-hallgatója.

**Tóth Márta** 2012-ben végzett kohómérnöki MSc-szakon a Miskolci Egyetem Műszaki Anyagtudományi Karán, öntészeti és anyagvizsgálati szakirányon. BSc-tanulmányai hőkezelés és képlékenyalakítás szakirányon folytak. 2010-ben Erasmus ösztöndíjjal töltött három hónapot Svédországban a Jönköping Tekniska Högskolan hallgatójaként. Felvételt nyert a Kerpely Antal Anyagtudományok és Technológiák Doktori Iskola nappali tagozatos képzésére.

**Dr. Dúl Jenő** életrajzát 2010/2. számunkban közöltük.

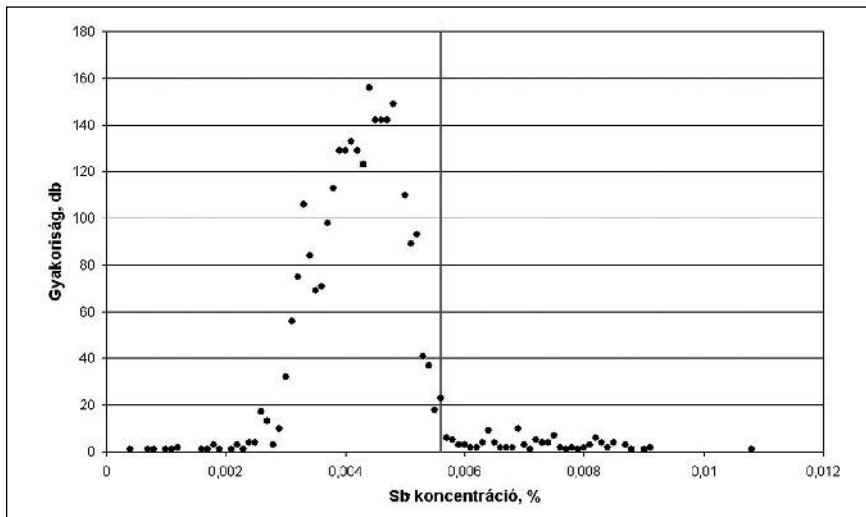
**Dr. Fegyverneki György** 2001-ben szerzett kohómérnöki diplomát a Miskolci Egyetemen, 2007-ben védte meg PhD-értekezését. 2010 óta a Miskolci Egyetem Műszaki Anyagtudományi Karának címzetes egyetemi docense, a Fémöntészet tantárgy jegyzője. Pályafutását a NEMAK Győr Kft. jogelődjeinél 2001-ben kezdte, jelenleg a Termék és Folyamatmérnökség vezetője. Érdeklődési területei: színesfém-öntéstechnológia, alumíniummetallurgia, hőkezelés, szerkezetvizsgálat, repedésanalitika.

mazza. Itt szerepeltetjük azokat az elemeket is, melyekre nem mindegyik ötvözet esetében van alsó határérték.

A táblázatban található ötvözőelemeken kívül a titán szemcsefinomító, a stroncium az eutektikum szilíciumfázisát finomító, nemesítő hatása miatt az előírt tartományban kell legyen.

A csak felső határértékekkel megadott, jellemzően a szennyezőelemekre vonatkozó előírásokat a 2. táblázat tartalmazza.

Az elemek változékonyságának kiértékelését három hónapos időintervallumot magába foglaló spektrométeres adathalmazra végeztük el. Az üzemi adagok spektrométeres vizsgálatához szükséges mintákat a hőntartó kemencéből vették az öntésre való felhasználás előtt. Az elemekre külön-külön eloszlási görbe szerkeszthető, és ezzel bemutatható a határérték feletti, illetve alatti koncentrációk gyakorisága. Az 1. ábrán az antimon eloszlási görbéje látható.



1. ábra. Az antimonkoncentráció változása az A233-as ötvözetből gyártott adagokban

A felső határértéket (56 ppm = 0,0056%) nagy számú adag esetében haladta meg az antimon mennyisége.

Az elemek változásának összehasonlítása céljából kiszámoltuk az ötvözetekhez és elemekhez tartozó

határértékek alapján a relatív koncentrációt a következő összefüggés szerint:

$$C_{R_x,i} = (C_{x,i} - C_{x,min}) / (C_{x,max} - C_{x,min}), \quad (1)$$

ahol  $C_{R_x,i}$  a relatív koncentráció,  $C_{x,i}$  az adott elem adott adaghoz tar-

1. táblázat. A vizsgált ötvözetek elemeinek alsó és felső határértékei, tömeg%

Elemek és határértékeik, %	A vizsgált ötvözetek									
	A356 AISi7Mg		A226.10 AISi9Cu3		A319 AISi8Cu3		A319 LFe AISi8Cu3		A233 AISi10Mg	
	Min.	Max.	Min.	Max.	Min.	Max.	Min.	Max.	Min.	Max.
Si	6,50	7,50	8,10	9,50	8,10	9,00	7,80	9,00	9,10	10,80
Cu	-	0,10	2,00	3,00	3,10	3,50	3,10	3,50	-0,33	
Mg	0,30	0,50	0,20	0,50	0,30	0,50	0,35	0,40	0,30	0,45
Ti	0,10	0,20	0,06	0,15	0,10	0,15	0,08	0,12	0,10	0,18
Sr	0,015	0,025	0,015	0,027	0,010	0,016	0,015	0,025	0,022	0,037
Mn	-	0,10	0,15	0,50	0,20	0,55	0,20	0,35	-0,38	
Zn	-	0,10	-1,00	-	0,80	0,39	0,61	-	0,30	

2. táblázat. A vizsgált ötvözetek elemeinek felső határértékei, tömeg%

Elemek %	A vizsgált ötvözetek				
	A356 AISi7Mg	A226.10 AISi9Cu3	A319 AISi8Cu3	A319LFe AISi8Cu3	A233 AISi10Mg
Na	0,005	0,005	0,005	0,030	0,002
P	0,0019	0,0019	0,0024	0,0015	0,0019
Sb	0,0040	0,0060	0,0076	0,0050	0,0056
Fe	0,15	0,70	0,75	0,50	0,55
Cr	0,05	0,05	0,05	0,03	0,05
Ni	0,05	0,31	0,30	0,30	0,10
Pb	0,051	0,110	0,120	0,200	0,100
Sn	0,05	0,11	0,11	0,10	0,10
Ca	0,0022	0,0025	0,0027	0,0020	0,0022
Cd	0,01	0,01	0,10	0,03	0,01
Bi	0,005	0,050	0,050	0,030	0,005
Li	0,0005	0,0007	0,0005	0,0005	0,0005
B	0,05	0,05	0,05	0,03	0,05
Zr	0,05	0,05	0,05	0,03	0,05

tozó összetétele,  $C_{x,max}$  a felső határérték, míg  $C_{x,min}$  az alsó határérték.

A relatív koncentráció értéke 0–1,0 között van az előírt határértékeken belül. A negatív és az egynél nagyobb értékek a szabvány szerint nem megfelelőek. Minden elemre a mérések számának megfelelő darabszámú adat került a diagramba, így az elemek tartományon belüli gyakorisága is nyomon követhető.

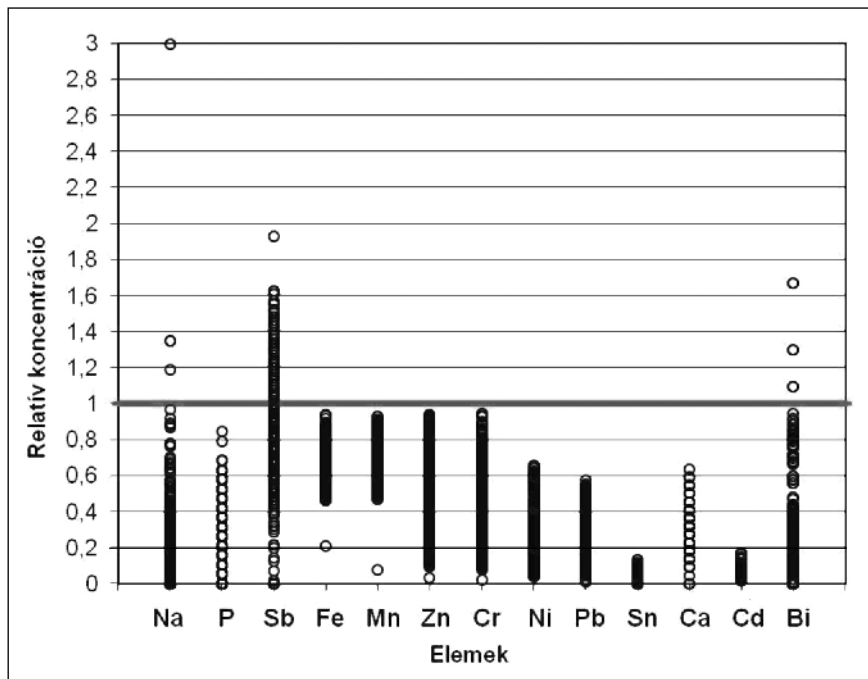
Az A233-as ötvözet elemeinek relatív koncentrációja látható a 2. ábrán.

Kiszámoltuk az elemek relatív koncentrációértékeinek átlagát és szórását. A 3. táblázat a relatív koncentráció átlagértékét tartalmazza %-ban a csak felső határértékkel megadott elemekre.

A táblázat adatai azt mutatják, hogy a szennyezők relatív előfordulása az A356 ötvözet esetében a legalacsonyabb. A szigorúbb előírásokkal megadott elemeket a beszállítók a felső határértékhez közeli tartományban tartják. A vizsgált elemek közül különös figyelmet érdemel a vas, a króm, az antimon és a cink.

### A pásztázó elektronmikroszkópos (SEM) vizsgálatok eredményei

A statisztikai elemzés eredményeként a szennyezőelemek mennyisége több esetben is kiugró értéket mutatott. Ez a későbbiekben problémát okozhat az ötvény szilárdsági tulajdonságaiban, ezért fontosnak tartottuk ezeket az értékeket tovább vizsgálni. A pásztázó elektronmikroszkópos vizsgálatokat az üzemi



■ 2. ábra. A szennyezőelemek koncentrációjának változékonysága az A233-as ötvözetből gyártott adagokban

körülmények között, illetve a tanszéki laborban leöntött próbákon végeztük. A célunk az volt, hogy a próbatestekben található szennyezőelemeket, az esetlegesen megjelenő intermetallikus fázisokat azonosítsuk és mennyiségüket meghatározzuk. A következőkben négy üzemi és két labor körülmények között öntött próbatest vizsgálatokor készült felvételeket mutatjuk be.

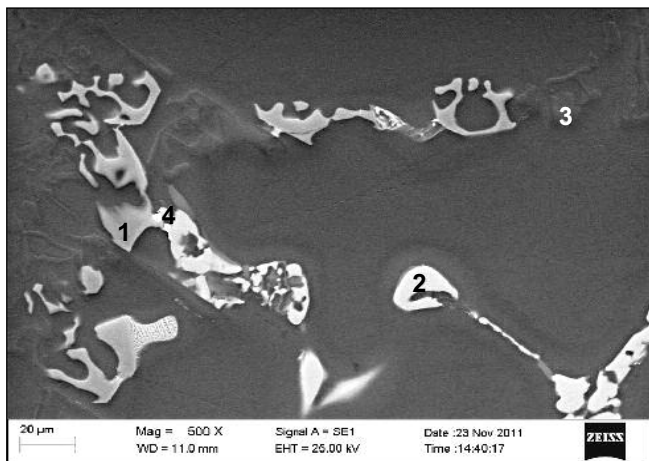
A 3. ábrán a behatárolt vastartalmú AISi8Cu3LFe ötvözetből öntött próbatest mért értékei összesítve figyelhető meg. Az 1-es mérési pontban kimutathatók a vastartalmú kiválások, ahol együtt található a vas (14,8%) és a mangán (10,5%). A táblázatból lát-

ható, hogy a 2-es mérési pontban kimutatható a bizmut, az ólom és az ón. Mindhárom elem szennyezőnek tekinthető, tehát jelenlétük az olvadéokban kedvezőtlen. Az ón 17,5%-ban, az ólom 14,5%-ban, míg a bizmut 4,56%-ban volt kimutatható a komplex zárványban.

A 4. ábra az AISi8Cu3 ötvözetből öntött próba vizsgálata során talált inhomogenitásokat mutatja. Az 1-es mérési pontban együtt található a nikkell és három iszapképző szennyezőelem is (vas, króm, mangán). (Iszapnak nevezik a tégely alsó részében összegyűlő, Fe-, Cr- és Mn-tartalmú intermetallikus vegyületekből álló, zárványokkal szennyezett olvadékot.)

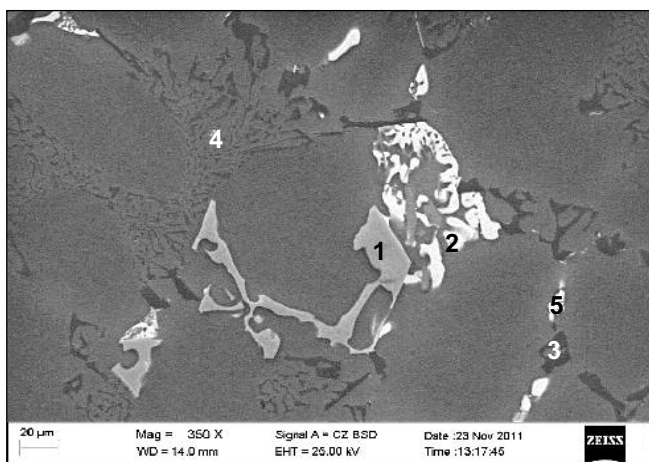
3. táblázat. A vizsgált ötvözetek elemeinek relatív koncentrációja, %

Elemek %	A vizsgált ötvözetek				
	A356 AISi7Mg	A226.10 AISi9Cu3	A319 AISi8Cu3	A319LFe AISi8Cu3	A233 AISi10Mg
Na	7,1	5,4	5,2	0,8	6,6
P	2,2	19,9	7,9	11,0	24,9
Sb	56,1	25,9	17,3	17,6	77,3
Fe	73,7	81,2	71,3	83,8	69,3
Zn	5,4	56,3	61,4	75,5	51,4
Cr	3,5	51,8	52,8	70,9	45,4
Ni	10,3	15,7	8,4	6,4	11,5
Pb	2,7	36,8	41,7	15,7	17,1
Sn	1,8	9,7	11,2	8,9	2,9
Ca	29,4	31,1	32,5	41,4	29,6
Cd	7,2	6,3	0,7	1,8	4,3
Összes	199,4	340,1	310,4	333,8	340,3



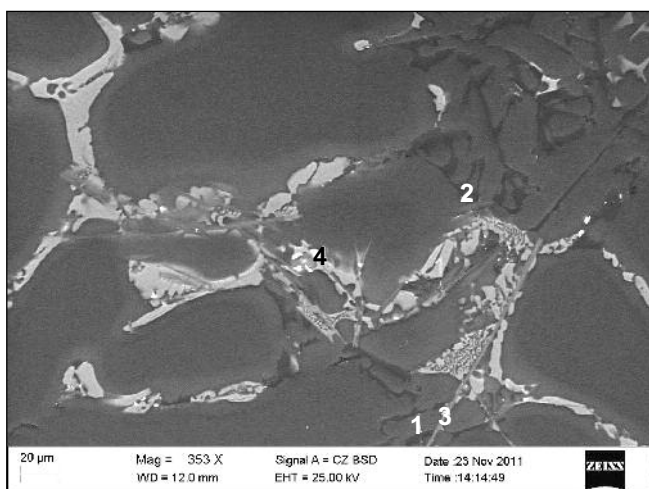
Elemek, %	1.	2.	3.
	pontokban		
Al	70,5	49,9	28,8
Si	0	2,45	<b>70,4</b>
Cu	3,36	6,22	0,76
Mg	0	0,93	0
Ni	0	0,33	0
Sr	0	2,68	0
Fe	<b>14,8</b>	0,91	0
Mn	<b>10,5</b>	0	0
Cr	0,82	0	0
Bi	0	<b>4,56</b>	0
Pb	0	<b>14,5</b>	0
Sn	0	<b>17,5</b>	0

■ 3. ábra. Az AlSi8Cu3LFe (A319LowFe) ötvözetben megtalálható ötvöző- és szennyezőelemek megoszlása fázisonként



Elemek, %	1.	2.	3.	4.	5.
	pontokban				
Al	58,7	48,6	6,9	78,5	18,5
Si	10,09	1,79	<b>93,1</b>	19,6	0,92
Cu	4,33	<b>48,0</b>	0	1,87	4,56
Ni	0	1,09	0	0	0
Fe	<b>16,1</b>	0,53	0	0	0
Mn	<b>9,26</b>	0	0	0	0
Cr	<b>1,45</b>	0	0	0	0
Pb	0	0	0	0	<b>76,0</b>

■ 4. ábra. Az AlSi8Cu3 (A319) ötvözetben megtalálható ötvöző- és szennyezőelemek megoszlása fázisonként



Elemek, %	1.	2.	3.	4.
	pontokban			
Al	52,7	19,2	78,6	10,8
Si	1,17	<b>79,9</b>	9,6	0
Cu	<b>44,5</b>	0,84	3,68	4,4
Mg	0	0	1,08	0
Ni	<b>1,62</b>	0	0	0
Fe	0	0	<b>6,06</b>	0
Mn	0	0	<b>0,99</b>	0
Pb	0	0	0	<b>84,8</b>

■ 5. ábra. Az AlSi9Cu3 (A226.10) ötvözetben megtalálható ötvöző- és szennyezőelemek megoszlása fázisonként

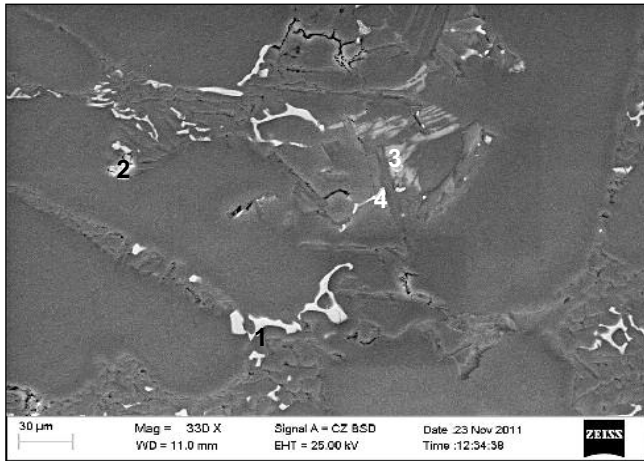
Ebben az ötvözetben is megtalálható az ólomtartalmú kiválás (5-ös mérési pont, 76%). A 2-es mérési pontban rezes fázis található.

Az AlSi9Cu3 ötvözet (5. ábra) esetében megtalálható a mangán, az ólom és a vas. Kiugró értéket az ólom esetében láthatunk a 4-es mérési

pontban (84,8%), az összes többi megtalálható szennyezőelem csak igen kis mennyiségben mutatható ki.

Az AlSi10Mg ötvözet esetében (6. ábra) az iszapképzők közül a vas a legnagyobb koncentrációban (11,1%) megjelenő szennyezőelem, ami együtt mutatható ki a krómmal

és mangánnal. A 2-es mérési pontban együtt található a stroncium, az antimon és a foszfor. Az eutektikum szilíciumfázisának finomítása céljából adagolt stroncium intermetallikus fázis formájában van együtt a szintén nemesítő hatású antimonnal. A komplex vegyületben kötött stroncium



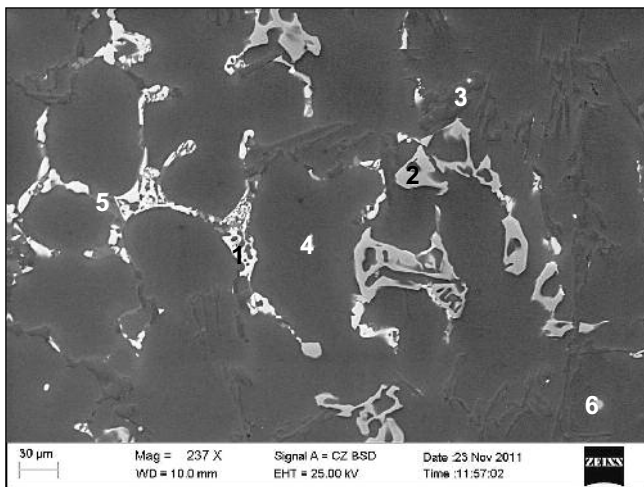
Elemek, %	1.	2.	3.	4.
	pontokban			
Al	70,3	60,0	70,2	20,8
Si	8,93	12,4	15,3	57,2
Cu	0,59	0,52	5,45	9,91
Mg	0,55	<b>3,59</b>	<b>8,96</b>	<b>3,44</b>
Ni	0	0	0	<b>7,51</b>
Sr	0	<b>11,1</b>	0	0
Sb	0	<b>7,29</b>	0	0
P	0	<b>1,57</b>	0	0
Fe	<b>11,1</b>	0	0	1,11
Mn	<b>7,71</b>	0	0	0
Cr	<b>0,79</b>	0	0	0
Bi	0	<b>3,23</b>	0	0

■ 6. ábra. Az AlSi10Mg (A233) ötvözetben megtalálható ötvöző- és szennyezőelemek megoszlása fázisonként



Elemek, %	1.	2.	3.	4.	5.	6.
	pontokban					
Al	40,2	59,8	85,5	53,2	63,3	72,1
Si	<b>58,8</b>	21,5	5,65	2,58	6,2	11,9
Cu	1	2,21	2,24	<b>42,4</b>	<b>23,9</b>	2,98
Mg	0	<b>11,1</b>	<b>6,46</b>	0,96	6,3	2,6
Fe	0	<b>5,37</b>	0,13	0,93	0,35	<b>9,22</b>
Mn	0	0	0	0	0	<b>1,12</b>

■ 7. ábra. Az AlSi9Cu1 (A319-labor) ötvözetben megtalálható ötvöző- és szennyezőelemek megoszlása fázisonként



Elemek, %	1.	2.	3.	4.	5.	6.
	pontokban					
Al	43,6	59,2	24,2	96,5	79,9	58,4
Si	0,34	9,49	<b>74,6</b>	1,24	6,87	18,98
Cu	<b>46,6</b>	3,19	0,81	1,43	3,47	<b>16,42</b>
Mg	0,21	0,23	0,32	0,8	<b>4,88</b>	<b>2,27</b>
Zn	0	0	0	0	<b>1,76</b>	<b>0,96</b>
Ni	<b>8,53</b>	<b>0,51</b>	0	0	<b>0,84</b>	<b>1,48</b>
Fe	0,72	<b>17,0</b>	0	0	<b>2,2</b>	<b>1,22</b>
Mn	0	<b>9,26</b>	0	0	0	0,32
Cr	0	<b>1,08</b>	0	0	0	0

■ 8. ábra. Az AlSi9Cu3 (A226.10-labor) ötvözetben megtalálható ötvöző- és szennyezőelemek megoszlása fázisonként

cium csökkenti a módosításban szerepet játszó hatékony stronciumtartalmat.

A 7. ábrán az AlSi9Cu1 (A319-labor) ötvözet esetén a 2-es és 3-as jelű mérési pontban a magnézium mutatható ki nagyobb mennyiségben (11,1%, 6,46%), illetve két iszap-

képző szennyezőelem, a vas (5-ös jelű pont, 9,22%) és a mangán (1,12%). A 4-es és 5-ös jelű mérési pontban a réz koncentrációja is kiemelkedő (42,4% és 23,9%).

Az AlSi9Cu3 ötvözet (8. ábra) 2-es jelű mérési pontjában mért vas (17%) és mangán (9,26%) mellett megjele-

nik az 1-es jelű mérési pontban a nikkel (8,53%) és a réz (46,6%) a rezes fázisban. Megállapítható a vizsgálatok alapján, hogy a szennyezőelemek komplex kiválások formájában találhatóak, amint azt a 2-es, 5-ös és 6-os jelű mérési pontok elemzési eredménye mutatja.

## Összefoglalás

Üzemi viszonyok között fontos az olvadék ötvöző- és szennyezőelem-tartalmának nyomon követése a főbb technológiai lépések közben elvégzett spektrométeres mérések eredményeinek elemzésével annak érdekében, hogy elkerülhető legyen a kedvezőtlen hatású elemek koncentrációjának olyan mértékű megváltozása, amely már befolyásolhatja a termék megfelelőségét.

Megállapítható, hogy a statisztikai vizsgálati módszerrel kimutatott relatív koncentráció meghatározása alkalmas az elemek határértékhez viszonyított arányának és időbeli változásának a kimutatására.

A három hónap alatt gyártott több ezer adag vizsgálata során kimutattuk, hogy a megengedett határérték alsó tartományában van a Na, az Sn, a Cd, a P és a Ni. A megengedett tartomány felénél kisebb a Pb és a Ca koncentrációjának átlaga. Kimutattuk továbbá, hogy a Fe, a Zn és a Cr koncentrációjának átlaga mindegyik ötvözetben a megengedett felső határ

közelében van. Az Sb koncentrációja az A233-as és az A356-os ötvözetben szintén a megengedett felső határ közelében van, gyakran meghaladja az előírt értéket.

A zárványtartalom összefügg a szennyezőelem-tartalommal is. Kimutattuk, hogy a vizsgált adagok esetében a szennyezőelemek komplex vegyületfázisok formájában találhatóak a szövetben. A kristályosodási folyamat befolyásolása céljából adagolt elemek, pl. a stroncium előfordulása a komplex vegyületekben csökkenti az elvárt hatás kiváltásához tartozó mennyiséget.

További vizsgálatok elvégzését követően módosítható lesz az ötvözetek elemeinek határérték-előírása a beszállítókkal szemben és a belső üzemi folyamatokban is.

A publikációban bemutatott kutatómunka a GOP 1.1.2-08/1 „Mechatronikai és Anyagtudományi Kooperációs Kutatási Központ jövőbeli működésének fejlesztése és megerősítése” című projekt támogatásával valósult meg, melynek folytatását az Új

Magyarország Fejlesztési Terv TÁMOP-4.2.1.B-10/2/KONV-2010-0001 jelű „A felsőoktatás minőségének javítása kiválósági központok fejlesztésére alapozva a Miskolci Egyetem stratégiai kutatási területein” című projekt támogatása biztosította.

## Irodalom

- [1] J. E. Hatch: Aluminum: Properties and physical metallurgy. Aluminium Association, American Society for Metals, 2005
- [2] J. Campbell: Castings. Elsevier Science Ltd., Oxford, 2003
- [3] L. Liu – F. H. Samuel: Effect of inclusions on the tensile properties of Al7%Si0,35%Mg (A356.2) aluminium casting alloy. Journal of Materials Science, 33 2269–2281, 1998
- [4] N. S. Stoloff – V. K. Sikka–Chapman – Hall: Physical metallurgy and processing of intermetallic compounds. London, 1995
- [5] Jónás P.: Könnyűfém-öntészeti ismeretek. Tananyag, Miskolc, 2011

GODZSÁK MELINDA – FEGYVERNEKI GYÖRGY – FARKAS GYÖRGY – SÓLYOM JENŐ – KOVÁCS ÁRPÁD – PEKKER PÉTER – GÁCSI ZOLTÁN

# AlSi10MgCu0,5 ötvözetből készült járműipari öntvények hőkezelésének időszerű kérdései

*Napjaink járműipari öntvényeinek egyre sokoldalúbb igényeket kell kielégítenie. A megrendelő részéről a beszállítókkal, öntődékkal szemben támasztott egyik legfontosabb követelmény az egyre jobb minőségű és teljesítményű, de ugyanakkor egyre kisebb tömegű alkatrészek kifejlesztése. Ahhoz, hogy az egyre kisebb tömeg mellé egyre nagyobb teljesítmény és minőség párosulhasson, eleget kell tenni az autóban lévő öntvényekkel szemben támasztott szigorú szilárdsági követelményeknek. Folyamatos gyártástechnológiai fejlesztésekre van szükség, a megfelelő tisztasági fokú, azaz kisebb hidrogén- és zárványtartalmú fémolvadék-előállításától kezdve a szemcsefinomításon és olvadék-nemesítésen túl, a különféle hőkezelési technológiáig terjedően.*

Nemak Győr Kft. között jött létre. Az ún. T6-os hőkezelés (homogenizálás, gyors edzés, majd mesterséges öregítés) és a szilárdsági tulajdonságok, illetve a mikroszerkezeti változások összefüggéseinek meghatározásával, a hőkezelés paramétereinek optimalizálásával, a hőkezelési idő minimalizálásával foglalkoztunk. Mindezekkel tulajdonképpen a nemesítő hőkezelés költségcsökkentési lehetőségeit vizsgáltuk, ugyanis egy adott technológia fejlesztésébe és bevezethetőségébe a műszaki megvalósíthatóság és paraméterek mellett egy mérnök számára sajnos gazdaságossági szempontok is befolyással bírnak.

## 1. Bevezetés

Kutatásainkban járműipari alumíniumöntvények gyártástechnológiájá-

nak fejlesztési lehetőségeit vizsgáltuk egy kutatási-fejlesztési szerződés keretében, mely a Miskolci Egyetem Műszaki Anyagtudományi Kara és a



## 2. A vizsgálatok és a mérési eredmények bemutatása

A vizsgált ötvözetünk az AlSi10MgCu0,5 volt, melyből személyautóba való hengerfejek készülnek. A vizsgálatok pontos helyeit és a megkívánt szilárdsági határértékeket az öntvényel szemben támasztott követelmények határozzák meg. A vizsgált öntvényeket tehát az előírásoknak megfelelően daraboltuk fel és munkáltuk ki belőlük a vizsgálni kívánt mintadarabokat. Ezek között kétfélét különböztetünk meg: azokat a próbadarabokat, amelyek az öntvény alsó, dermedés közben irányítottan hűtött oldaláról származnak, valamint azokat, amelyek az öntvény felső, dermedés közben nem irányítottan hűlt részéről valók. A továbbiakban az egyszerűség kedvéért ezeket „alsó oldali” és „felső oldali” próbadaraboknak nevezzük.

## 3. A hőkezelési terv

A vizsgált AlSi10MgCu0,5 ötvözetből készülő öntvény esetén az eredetileg alkalmazott T6-os hőkezelés összesen 9 óra időtartamú. Első lépcsőben egy 530 °C-os, 6 órás homogenizálást végeznek el, majd 80 °C-os vízben intenzíven hűtik az öntvényeket. A gyors edzést követően a második lépcsőben 210 °C-os, 3 órás mesterséges öregbítést alkalmaznak. Vizsgálataink kísérleti részében ezeket a hőkezelési paramétereket alapul véve, a Nematik Győr Kft.-vel együttműködésben kidolgoztunk egy olyan

1. táblázat. A hőkezelési terv

Sorszám	Hőkezelési körülmények	Ütem
1.	Öntött, öntés után 2 nappal	
2.	Öntött, öntés után 14 nappal	
3.	530 °C – 3 óra – 210 °C – 2 óra	1. ütem
4.	530 °C – 3 óra – 210 °C – 3 óra	
5.	530 °C – 3 óra – 210 °C – 4 óra	
6.	530 °C – 4 óra – 210 °C – 2 óra	2. ütem
7.	530 °C – 4 óra – 210 °C – 3 óra	
8.	530 °C – 4 óra – 210 °C – 4 óra	
9.	530 °C – 5 óra – 210 °C – 2 óra	3. ütem
10.	530 °C – 5 óra – 210 °C – 3 óra	
11.	530 °C – 5 óra – 210 °C – 4 óra	
12.	530 °C – 6 óra – 210 °C – 3 óra	

hőkezelési tervet, amelynek célja volt megállapítani azt, hogy a hőkezelési idők csökkentése ellenére is teljesíthetők-e az előírt szilárdsági követelmények. Ennek megfelelően határoztuk meg a nemesítő hőkezelés időparamétereit (a hőmérsékletet nem változtattuk meg), amelyeket három nagy csoportra osztottunk (1. táblázat). A tizenkettedik, eredeti hőkezelést (6+3 órásat) egyfajta „kíváncsiságból” hajtottuk végre, hogy megnézzük, mekkora eltérést okozhat a kapott eredményekben az, ha az arra alkalmas speciális hőkezelő kosárban egy teljes öntvényt hőkezelünk, vagy ha kisebb méretű, kimunkált darabokat hőkezelünk laboratóriumi hőkezelő kemencében. Az általunk elvégzett összes hőkezelést (lásd 1. táblázat) az öntést követő 3-4 napon belül végeztük el. A kapott eredményekből megállapítottuk, hogy vannak eltérések, de nem számottevőek.

## 4. A Brinell-makrokeménységi mérés eredményei

A Brinell-keménységméréseknél a golyó átmérője 5 mm, a terhelőerő 250 kp (2452,5 N), a terhelés időtartama pedig 12 másodperc volt. A felső és alsó oldali próbadarabok ábrázolt keménységértékei darabonként hét mérés átlagából álltak össze. A 1. ábrán a Brinell-keménységet az azonos homogenizálási időkhöz tartozó különböző mesterséges öregbítési idők függvényében ábrázoltuk. A keménységre az előírások 90 és 110 HB közötti értéket írnak elő mind a felső, mind az alsó oldalon.

Ha eltekintünk a mérési pontatlanságoktól, és szigorúan vesszük az értékintervallumot, akkor láthatjuk, hogy ebbe a keménységtartományba az általunk elvégzett 530 °C-on 4 órás homogenizálással, majd 210 °C-on 3 óra mesterséges öregbítéssel hőkezelt két próbatest 107, ill. 108

**Godzsák Melinda** 2007-ben a Miskolci Egyetem Gazdaságtudományi Karán szerzett egyetemi diplomát. 2011-ben a Műszaki Anyagtudományi Karon BSc-szinten végzett öntész-hőkezelőként. Jelenleg ugyanezen a karon végzős MSc-hallgató, hőkezelő-anyagvizsgáló szakirányokon. Kutatási területe: alumíniumöntvények nemesítő hőkezelése, ennek hatása a mikroszerkezetre és a mechanikai tulajdonságokra.

**Dr. Fegyverneki György** szakmai életrajzát jelen lapszámunkban közöljük.

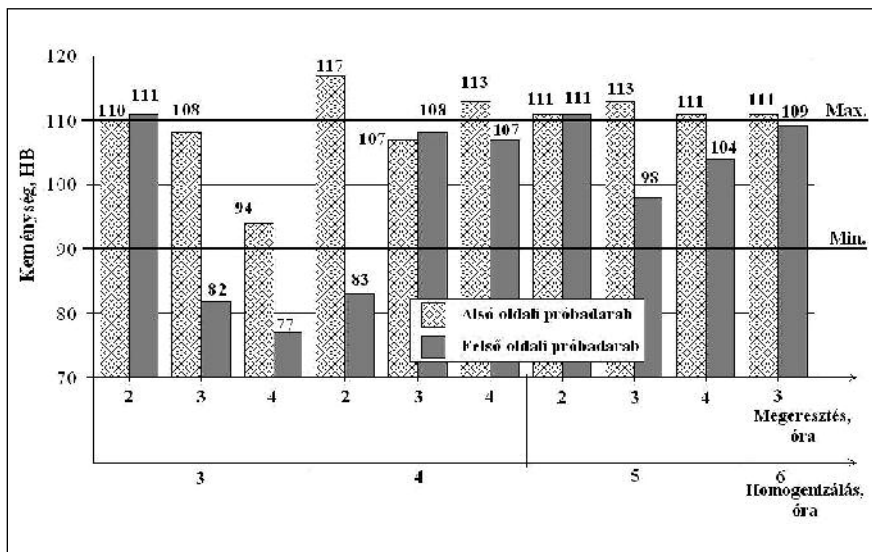
**Farkas György** 1998-ban kezdte pályafutását a Nematik Győr Kft. jogelődjénél, a VAW-Alumíniumtechnikánál. Az eltöltött évek során a termelés különböző területein dolgozott. Itt szerzett tapasztalataival támogatja a termék- és folyamatmértékség hatékony munkáját, mint kutatási-fejlesztési technikus.

**Sólyom Jenő** 1960-ban szerzett kohómérnöki diplomát a Nehézipari Műszaki Egyetemen. Utána a Metallográfiai (majd Fémteni) Tanszéken dolgozott oktatóként 1995-ig. 1996-tól az MTA-ME Anyagtudományi Kutatócsoportban tudományos munkatárs, öt éve részfoglalkozású alkalmazott. Főbb tevékenységi területei: fémek kristályosodása, öntött ötvözetek fémtena, alumíniumöntvények kristályosodása és újrakristályosodása, kondenzált anyagok diffrakciós vizsgálata.

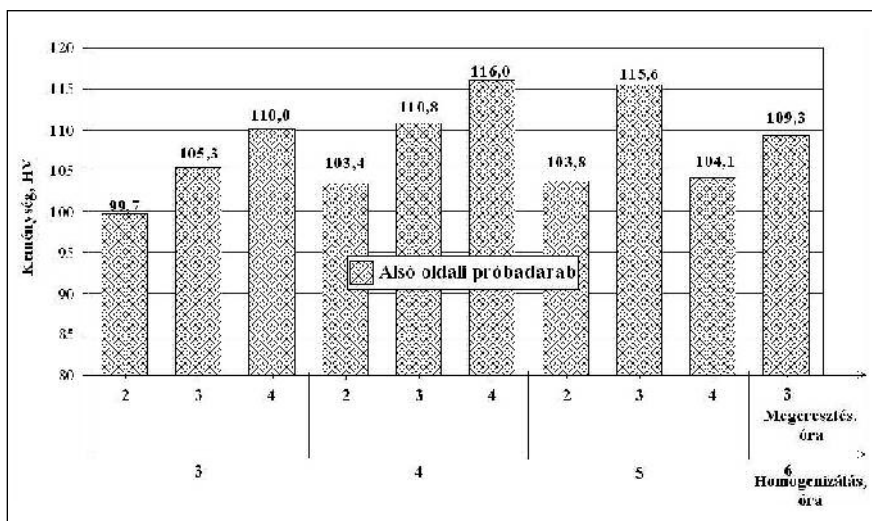
**Kovács Árpád** 1981-ben végzett a Miskolci Egyetemen okleveles kohómérnök-ként. Érdeklődési területe azóta is töretlenül a pásztázó elektronmikroszkópia. Jelenleg a Fémteni, Képlékenyalakítási és Nanotechnológiai Intézet scanning-elektronmikroszkópos laboratóriumának vezetője.

**Pekker Péter** az ELTE Természettudományi Karán 2005-ben szerzett geológus oklevelet. Ezt követően az ELTE PhD-képzésében vett részt, majd 2008 februárjától 2012 közepéig a Bay Zoltán Alkalmazott Kutatási Nonprofit Kft. alkalmazásában kezdetben tudományos segédmunkatárs, majd tudományos munkatárs beosztásban dolgozott. Feladata műszeres anyagvizsgálati módszerek alkalmazása volt, különös tekintettel a pásztázó és a transzmissziós elektronmikroszkópos módszerekre. Jelenleg a Miskolci Egyetem Műszaki Anyagtudományi Kar Fémteni, Képlékenyalakítási és Nanotechnológiai Intézetében tudományos segédmunkatárs.

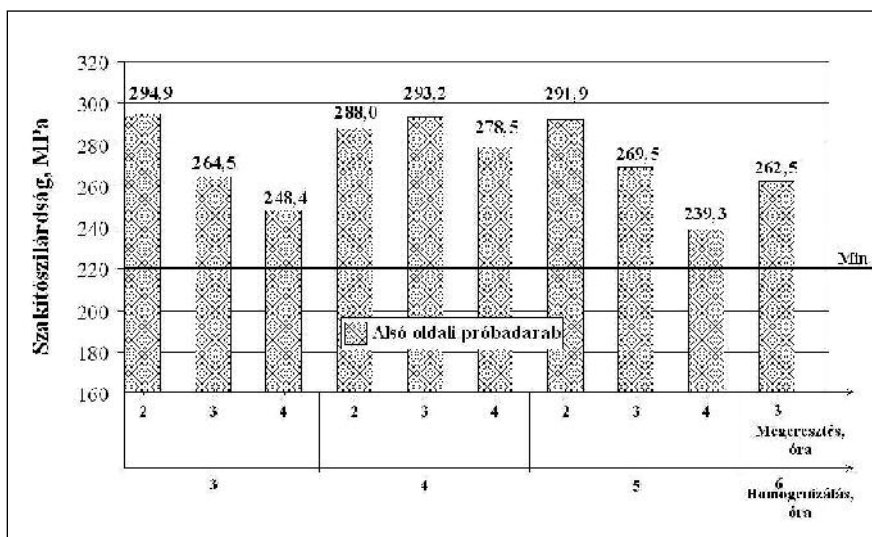
**Dr. Gácsai Zoltán** életrajzát 2012/3. számban közöltük.



■ 1. ábra. A Brinell-makrokeménység alakulása a hőkezelési idők függvényében. A homogenizálás hőmérséklete 530 °C, a mesterséges öregítése 210 °C



■ 2. ábra. A Vickers-mikrokeménység alakulása a különböző hőkezelési paraméterek esetében. A homogenizálás hőmérséklete 530 °C, a mesterséges öregítése 210 °C



■ 3. ábra. A szakítószilárdság alakulása a hőkezelési idők függvényében az alsó oldali próbadarabokon. A homogenizálás hőmérséklete 530 °C, a mesterséges öregítése 210 °C

HB-keménysége esik bele. Az öntött, nem hőkezelt darabok makrokeménysége öntés után 2 nappal 58 és 56 HB, öntés után 14 nappal 60-60 HB volt az alsó és felső oldali próbadarabokon.

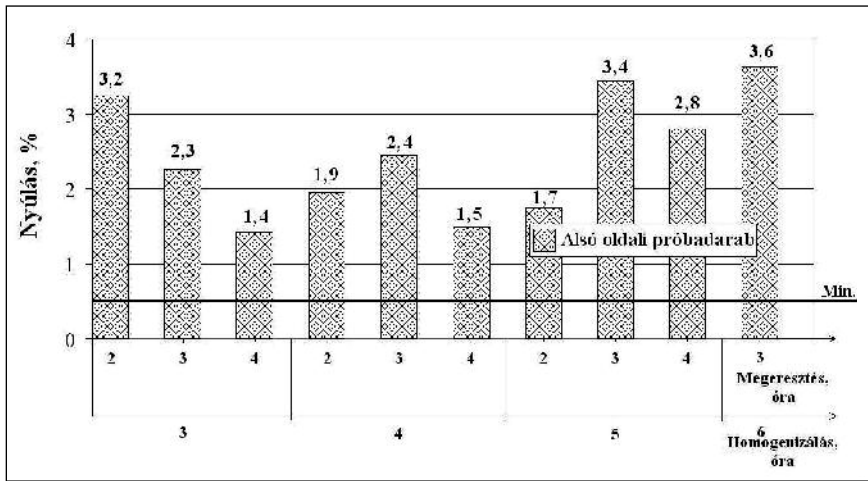
## 5. Vickers-mikrokeménység mérés eredményei

A keménységnövekedésért felelős Guinier–Preston-zónák nagy mennyiségben az  $\alpha$ -szilárd oldatban jöhetnek létre, ezért a dendriteken belül Vickers-mikrokeménység mérést is végeztünk, hogy megvizsgáljuk, tapasztalunk-e keménységnövekedést, amelyből a feltételezett Guinier–Preston-zónák kialakulására következtethetnénk. A méréshez a mintákat előbb durva csiszolópapíron (P 280, P 320) csiszoltuk meg, majd finomcsiszolás (P 400, P 600), polírozás ( $3\mu$  és  $1\mu$ -os posztón) és maratás (0,5%-os HF-ban, 15 sec) következett, így a minták szövetszerkezete láthatóvá vált, és a mikrokeménység mérése elvégezhető volt. A terhelés 10 g volt, a terhelés ideje pedig 10 másodperc. Fontos kihangsúlyoznunk, hogy ilyen mérést az iparban nem végeznek, ezért itt elvárt határértékeket sem tudtunk bejelölni. Az eredményeket a 2. ábrán értékeljük ki. Az öntött, nem hőkezelt darabok mikrokeménysége öntés után 2 nappal 65,5 HV, öntés után 14 nappal 69,3 HV volt az alsó oldali próbadarabokon.

A 2. ábráról leolvasható, hogy a 4+4 órás és az 5+3 órás nemesítéshez tartozó keménységértékek (116 és 115,6 HV) a legmagasabbak. Az is megfigyelhető, hogy a homogenizálás idejének előrehaladtával növekednek a keménységértékek. Amint azt korábban is említettük, valószínűleg azért, mert az egyre több oldódott ötvözőtartalomtól a későbbi mesterséges öregítés során egyre nagyobb mennyiségben tudnak majd képződni G–P-zónák. Ugyanakkor – egyetlen érték (104,1 HV) kivételével – a mesterséges öregítés idejének növelésével is keménységnövekedést tapasztalhatunk.

## 6. A szilárdsági vizsgálatok eredményei

A legfontosabb mechanikai tulajdonságokat szakítóvizsgálat elvégzésé-



■ 4. ábra. A nyúlás alakulása a hőkezelési idők függvényében, az alsó oldali próbadarabokon. A homogenizálás hőmérséklete 530 °C, a mesterséges öregbítésé 210 °C

vel határoztuk meg. A 3. ábrán látható, hogy a minimálisan előírt szakítószilárdsági értéket (220 MPa) minden hőkezelt darab elérte. A legegyszerűbben magas szakítószilárdságok a négyórás homogenizáláshoz tartoznak, azon belül is a legmagasabb érték a 4+3 órás nemesítéshez. Ez meghaladja az eredeti, ötvényekhez hasonlóan kilenc óráig hőkezelt próbadarab szakítószilárdságát is. Az öntött, nem hőkezelt darabok szakítószilárdsága öntés után két nappal 179,2 MPa, öntés után 14 nappal 172,2 MPa volt az alsó oldali próbadarabokon.

A 4. ábra azt mutatja, hogy az elvárt minimum 0,5%-os nyúlást a

hőkezelt darabok elérik. A túl alacsony nyúlásérték gondot okozhat, mert az ötvények nem lehetnek ridegek, viszont a törésig elviselt alakváltozás magas értéke megfelelő szilárdság esetén nem hátrányos. Az öntött, nem hőkezelt darabok nyúlása öntés után két nappal 5,7%, öntés után 14 nappal 4,2% volt az alsó oldali próbadarabokon.

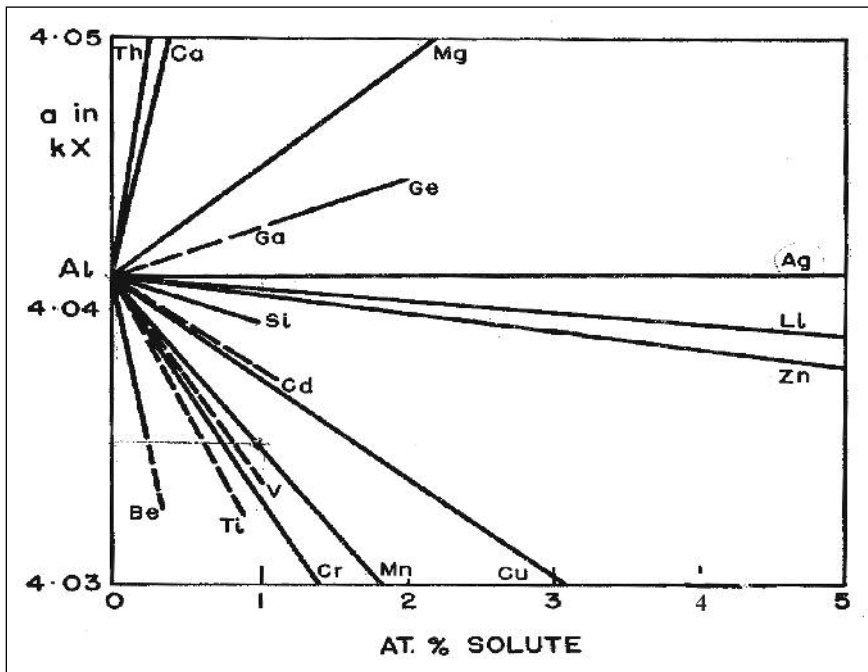
## 7. A röntgendiffrakciós vizsgálatok eredményei

A röntgendiffrakciós vizsgálatok során rácsparamétereket mértünk a {311} síkon. A rácsparaméter értékéből az

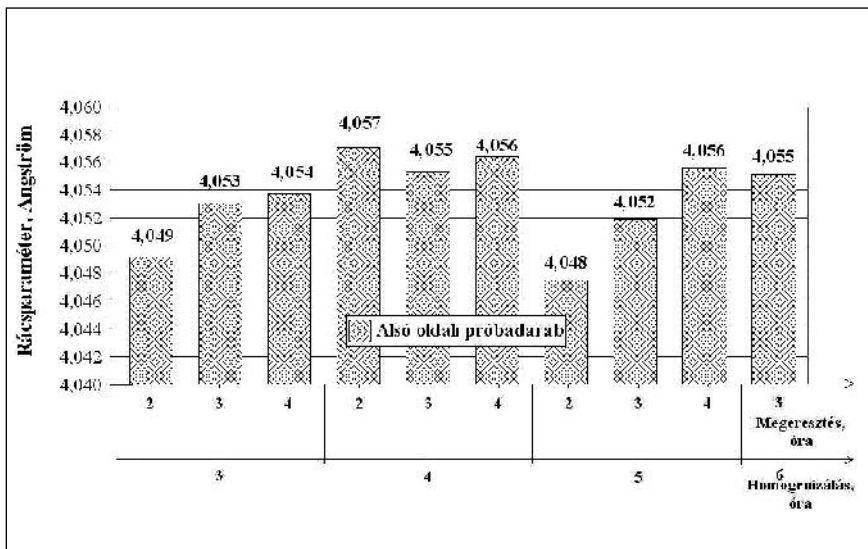
oldott ötvöző mennyiségére következtethetünk. Szakirodalmak [1] szerint (5. ábra), ha az ötvözet Mg-tartalma oldatba megy, akkor az növeli a rácsparaméter értékét, ha pedig a Cu-, Mn- vagy Si-tartalom oldódik, akkor az rácsparaméter-csökkenést okoz. A Si rácsparaméter-változtató képessége nagyon kicsi. A folyamat előrehaladtával elképzelhető, hogy az egyre nagyobb mennyiségben oldatba kerülő és lassabban oldódó Si-, Cu- és Mn-atomok a Mg rácsparaméter-növelő hatását mérséklék. A legnagyobb rácsparaméterrel a négy óráig homogenizált darab rendelkezik.

A 6. ábrán látható, hogy az öntött darab rácsparaméteréhez képest mindegyik hőkezelt minta rácsparamétere megnövekedett. A legegyszerűbben rácsparaméter-változást a négyórás homogenizáláshoz tartozó hőkezelések során figyelhetjük meg. Valószínűleg itt oldódhattak fel a legnagyobb mennyiségben az ötvözők, amelyek később, a mesterséges öregbítés során kiválásokat hozhatnak létre. Ha ezeket az eredményeket összevetjük a Brinell-makrokeménységi és szakítószilárdsági diagrammal, láthatjuk, hogy mind a keménység, mind a szilárdság a négy óráig homogenizált darabok között a legkedvezőbb, és ott tapasztalható a legkisebb szórás az értékekben. Az öntött, nem hőkezelt darab rácsparamétere öntés után 14 nappal 4,047 Angström volt az alsó oldali próbadarabokon.

A röntgendiffrakciós vizsgálatok során a rácsparaméter mellett félérték-szélességet is mértünk az alsó oldali próbadarabokon. A félérték-szélesség a diffrakcióval vizsgált fázis egy-egy diffrakciós csúcsának kiszélesedési mértéke. A háttér levonása után a csúcs magasságának felénél megállapítjuk azt a szögkülönbségértéket, ami annál az intenzitásnál a csúcs kétoldali vonala között van. Szélesedést egyaránt okoznak rácshibák, az ötvözők egyenetlen elhelyezkedése, valamint a kiválások és a Guinier–Preston-zónák is. A G–P-zónák a környezetükben megváltoztatják a rácstávolságot, feszítik a rácsot, hiszen koherens háttárral rendelkeznek, s így növelik meg tulajdonképpen a rácsfeszültséget. Az öntött darab nagy félérték-széles-



■ 5. ábra. Az ötvözők hatása a rácsparaméterre [1]



■ 6. ábra. A rácsparaméter alakulása a hőkezelési idők függvényében, az alsó oldali próbadarabokon. A homogenizálás hőmérséklete 530 °C, a mesterséges öregbitésé 210 °C

ségét valószínűleg az okozhatja, hogy az ötvény dendritjeinek szélén ötvözőtartalom-dúsulás lehetséges, és ez a diffrakciós csúcsokban úgy jelentkezik, mintha sokféle összetételű ötvözet volna egymás mellett, ezek a csúcsok átlapolódva egyetlen csúcsként jelentkezik okozzák a szélesedést. Ez a dúsulás a homogenizálás során, diffúzió révén kiegyenlíthető, a sok diffrakciós csúcs közelebb kerül egymáshoz, és a félérték-szélesség csökken.

A 7. ábrán azt láthatjuk, hogy a félérték-szélességek két érték kivételével csökkentek. Ebből arra következtethetünk, hogy az esetleges Guinier–Preston-zónák nem okoznak akkora szélesedést, mint a hőkezeletlen ötvényben a dendritágak mikrodúsulásai. További rácsfeszültség-csökkenést pedig akkor eredményezhetnek a G–P-zónák, ha eldurvulnak, és már nem koherens ráccsal rendelkeznek az alumíniummátrixban. Az öntött, nem hőkezelt darab félérték-szélessége öntés után 14 nappal 0,472 2-Theta° az alsó oldali próbadarabokon.

### 8. Pásztázó elektronmikroszkópos vizsgálatok kiértékelése

A pásztázó elektronmikroszkópos (SEM) vizsgálatok során a szakítóvizsgálat során elszakított próbadarabok szakadási felületeit vizsgáltuk. A felületekről általánosságban elmondható, hogy nagy számban for-

dultak elő rajtuk szabad dendritvégekben végződő szívódási üregek, vagyis lunkerek (lásd 8. ábra fehér négyzettel jelölt területe), mikrorepedések (lásd 8. ábra fehér körrel jelölt területe), illetve rideg vegyületfázisok és gázbezáródások.

A 8. ábrán látható szakadási felületen többféle területet tudunk azonosítani, melyeket számokkal jelöltünk. Az 1. számú területen egy komplex vegyületet detektáltunk, amely túlnyomó részben vasat, mangánt, szilíciumot, ólmot, rezet és magnéziumot tartalmaz. 2. számmal az alumínium-szilícium eutektikum töretét jelöltük. A durva eutektikum

rideg töretfelületet eredményezett. A 3. terület nagy szilícium-, magnézium- és réztartalmú vegyületfázis, míg a 4. főként ólomtartalmú fázis.

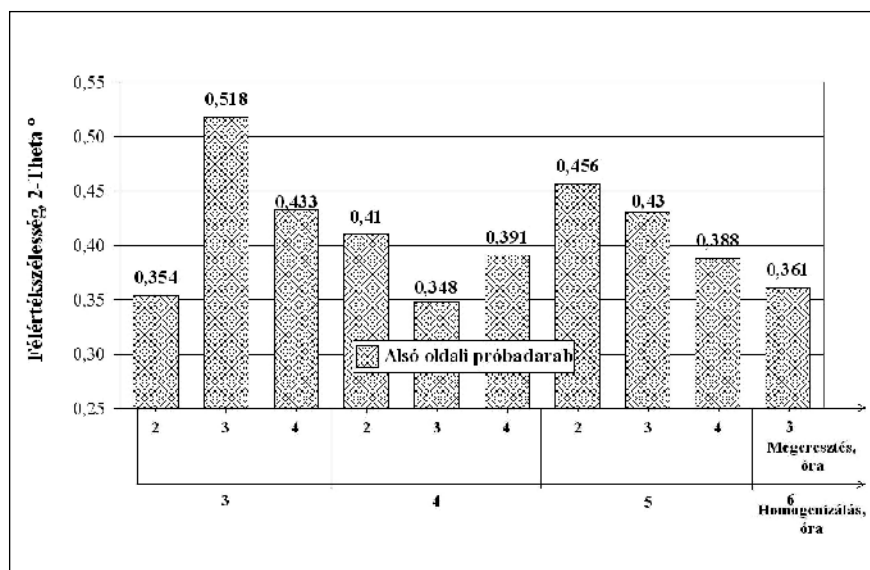
Összességében a töretfelületekről az állapítható meg, hogy nagy mennyiségben találhatóak rajtuk rideg vegyületfázisok, lunkerek (szívódási üregek), illetve mikrorepedések. Valószínűsíthető, hogy a kis folyáshatárt és a kisebb nyúlásértékeket ezek az anyaghibák okozhatták a vizsgált próbadaraboknál.

### 9. Transzmissziós elektronmikroszkópos vizsgálatok

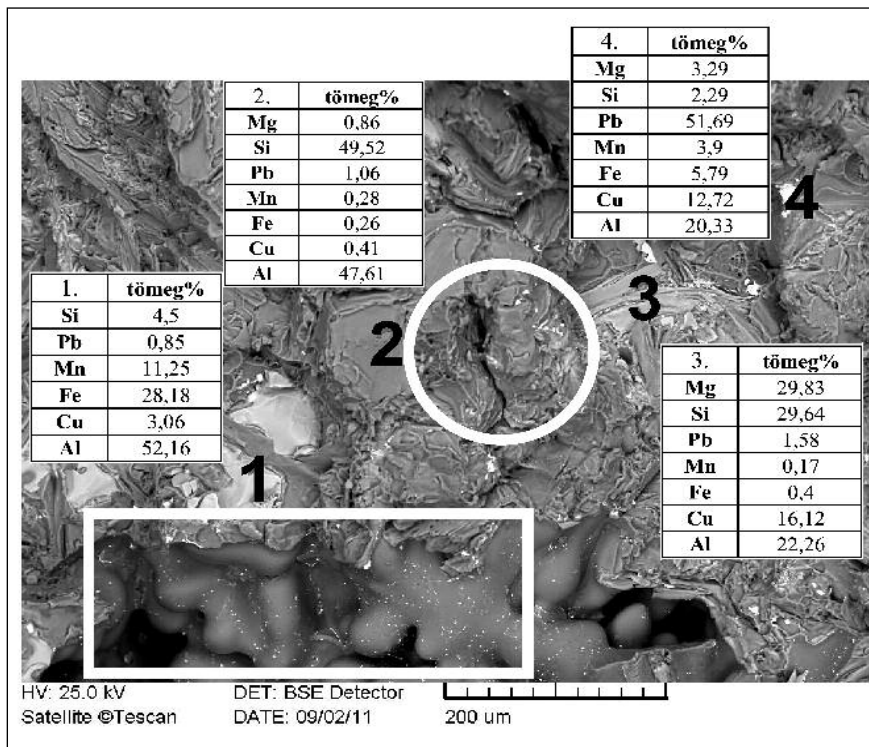
Az alumíniumötvözetek keménység- és szilárdságnövekedéséért felelős nanométerű Guinier–Preston-zónák jelenlétét közvetlenül csak transzmissziós elektronmikroszkóppal (TEM) tudjuk kimutatni [2, 3]. Munkánk során azonban nem állt módunkban megfelelő mennyiségű mintadarabot megvizsgálni, így a későbbiekben célunk ezek elvégzése.

### Összefoglalás

A járműipari ötvényeken végzett kísérleteink során öntészeti AlSi10MgCu0,5 összetételű ötvözet nemesítő hőkezelésével foglalkoztunk. Vizsgálatunk célja volt olyan új hőkezelési paraméterek megállapítása, melyek segítségével a kilencórás eredeti hőkezelés (530 °C – hat óra +



■ 7. ábra. A félérték-szélesség alakulása az alsó oldali próbadarabokon, a hőkezelési idők függvényében. A homogenizálás hőmérséklete 530 °C, a mesterséges öregbitésé 210 °C



■ 8. ábra. Hőkezelt minta szakadási felületének 500x-os-ra nagyított képe (felül), valamint a jellemző fázisok mikroszondás összetétel-elemzése (alul)

210 °C – három óra) ideje csökkenthető, ami energiamegtakarítást tesz lehetővé. A vizsgálat legfőbb célja az volt, hogy a hőkezelési idő csökkentéssel is elérhetőek legyenek a megkívánt szilárdsági minimum értékek. Éppen ezért kilenc különböző paraméterű T6-os hőkezelt hajtottunk végre, a hőmérsékletet nem változtattuk meg, csak a nemesítés idejét.

Már a kezdeti vizsgálatok során nyert makrokeménység eredmények is sejtették velünk, hogy nem lesz könnyű egyértelmű paraméter párost meghatározni és javasolni. Éppen ezért figyeltük a kiértékelésnél együttesen a keménységértékek alakulását a szilárdsági tulajdonságokéval, illetve mindezeket a rácsparaméter és a félérték-szélesség változásaival. Ezen eredmények alapján leginkább az 530 °C-on négy óráig, majd edzés után 210 °C-on három óra hosszúig tartó nemesítő hőkezelt találtuk megfelelőnek, ami két órával kevesebb időt és ezáltal kevesebb költséget is jelenthetne az eddig alkalmazott kilencórás nemesítéshez képest.

A mechanikai tulajdonságok mellett vizsgáltuk a szövetszerkezetet és a benne végbemenő változásokat is, pásztázó (scanning) elektronmikroszkóppal és közvetetten röntgendiffrakciós vizsgálattal is. Az elektronmikroszkópos vizsgálatok során a szakítóvizsgálat elszakított próbadarabjainak szakadási felületeit is megvizsgáltuk. A töretfelületekről megállapítottuk, hogy nagy mennyiségben találhatóak rajtuk rideg vegyületfázisok, lunkerek (szívódási üregek), illetve mikrorepedések, melyek azonban függetlenek az általunk elvégzett hőkezelésektől.

A röntgenvizsgálatok alapján nem kaptunk egyértelmű választ arra, hogy a réz- vagy inkább a magnéziumtartalmú G–P-zónák, kiválások javítják-e a mechanikai tulajdonságokat. Az általunk felkutatott szakirodalomban sem találtunk egy általános „receptet” sem arról, hogy adott ötvözők körülbelüli adott mennyiségintervalluma esetén milyen összetételű és minőségű szilárdságjavító fázisok várhatóak.

Munkánk során azt tapasztaltuk, hogy a különféle alumíniumötvözetek szilárdságnövelő mechanizmusai bo-

nyolult és összetett folyamatok, amelyet sok tényező befolyásol, együttesen határoz meg. További kutatási irányoknak, vizsgálati lehetőségnek gondoljuk a villamos vezetőképesség és a termoerő együttes mérését, az oldatba menő ötvöző atomok mennyiségének megváltozásáról, illetve a kiválási folyamataikról való teljesebb, megbízhatóbb információk szerzése érdekében.

## Köszönetnyilvánítás

Köszönetet mondunk a NEMAK Győr Kft.-nek a vizsgálati lehetőségért, a rendelkezésre bocsátott próbadarabokért és a szakmai segítségért, valamint a Miskolci Egyetem Műszaki Anyagtudományi Kar Fémtechnológiai és Nanotechnológiai Intézete oktatóinak, munkatársainak a dolgozatunk elkészítéséhez nyújtott segítségért.

A kutatási munka „A felsőoktatás minőségének javítása kiválósági központok fejlesztésére alapozva a Miskolci Egyetem stratégiai kutatási területein” TÁMOP-4.2.1.B-10/2/KONV-2010-0001 projekt keretein belül készült.

## Irodalom

- [1] Pearson, W. B.: A handbook of lattice spacings and structures of metals and alloys, Pergamon Press, 1956
- [2] Gácsi Zoltán – Mertinger Valéria: Fémtechnológia, Műszaki Könyvkiadó, Budapest, 2000
- [3] Tisza Miklós: Metallográfia, Miskolci Egyetemi Kiadó, Miskolc, 2006
- [4] Sjölander, E. – Seifeddine, S.: The heat treatment of Al-Si-Cu-Mg casting alloys, School of Engineering, Jönköping University, Sweden, 2010
- [5] Li, R. X. – Li, R.D. et al.: Huc: Age-hardening behavior of cast Al-Si base alloy, China, 2004.
- [6] Tavitas-Medrano, F. J. – Mohamed, A. M. A. – Gruzleski, J. E. és társai: Precipitation-hardening in cast Al-Si-Cu-Mg alloys, Springer Science+Business Media, LLC, 2009

HEGYES TIBOR – BARKÓCZY PÉTER

## Az előmelegítés hatása az Al-1,5%Mn alumíniumötvözet lágyulására

*Az Al-Mn ötvözetek lágyulására nem csak az alakítás mértéke és a lágyító hőkezelés paraméterei vannak hatással, hanem a kiinduló állapot is. A mangán jelentős része a szilárd oldatban marad oldva, amely nagy hőmérsékletű hőkezelés hatására kiválások formájában megjelenik. A kiválások mérete és mennyisége jelentősen befolyásolja a lágyulás során végbemenő folyamatokat. Vizsgálatainkban ezt a hatást tanulmányoztuk egy kiválasztott ötvözet hőkezelésén és alakításán keresztül.*

### Bevezetés

Az alumínium korunkban egyre nagyobb felhasználási területeket hódít meg. Ezen belül is a lemeztermékek gyártása nagy mértékűt ölt. Lemeztermékek jelentős hányadát teszik ki a mangántartalmú ötvözetek (3xxx ötvözetek). Ezek gyakori felhasználási területe a mélyhúzott alumínium lemeztermék.

Vékony lemezek gyártásának egyik gyakori módja a bugaöntés, meleghengerrés, majd hideghengerrés és hőkezelések sora [1]. A bugaöntés során a lehűlési sebesség elegendően nagy ahhoz, hogy a mangán jelentős része szilárd oldat formájában maradjon a kristályosodás során, bár az egyensúlyi fázisdiagram kiválások ( $Al_6Mn$ ) megjelenését jelzi. Az öntött bugát fel kell melegíteni a meleghengerrés hőmérsékletére, amikor a hevítés során a szilárd oldatban maradt mangán vegyület formájában kiválik. Az öntött alumínium ötvözet hengerrése előtt gyakori művelet a homogenizáló izzítás [2], amivel a mikrodúsulás okozta koncentrációkülönbségeket igyekszünk csökkenteni. A homogenizáló izzítás szolgál valójában a hengerrési

hőmérsékletre hevítésre is, így a mangán kiválása a teljes homogenizáló izzítás során megy végbe. Vizsgálatunkban 1,5%-os Mn-tartalmú alumínium ötvözet homogenizáló izzításának hatását mutatjuk be a hideghengerrést követő lágyító izzítás során végbemenő folyamatokra. Ekkora mangántartalomnál az alumíniumban kristályosodáskor biztosan jelentős mennyiségű mangán marad szilárd oldatban oldott formában, és nem válik ki vegyület formában, mint ahogy azt az Al-Mn egyensúlyi fázisdiagramban látjuk.

A fémek és ötvözeteik képlékeny alakítás során, jelen esetben hengerréskor, felkeményednek. Szakítószilárdságuk, folyáshatáruk nő, nyúlásuk ezzel szemben csökken. Ez a további képlékeny alakításukat, feldolgozásukat nehezíti, akadályozza. Hogy ezt a keményítő hatást megszüntessük, ki kell lágyítanunk. Lágyító hőkezelés során alumínium-ötvözetekben két folyamat, a megújulás és az újrakristályosodás megy végbe. Mind a két folyamat felelős az anyag tulajdonságainak megváltozásáért. Az újrakristályosodott, lágy ötvözet lehetővé teszi, hogy a lemez további alakváltozást kisebb energia-

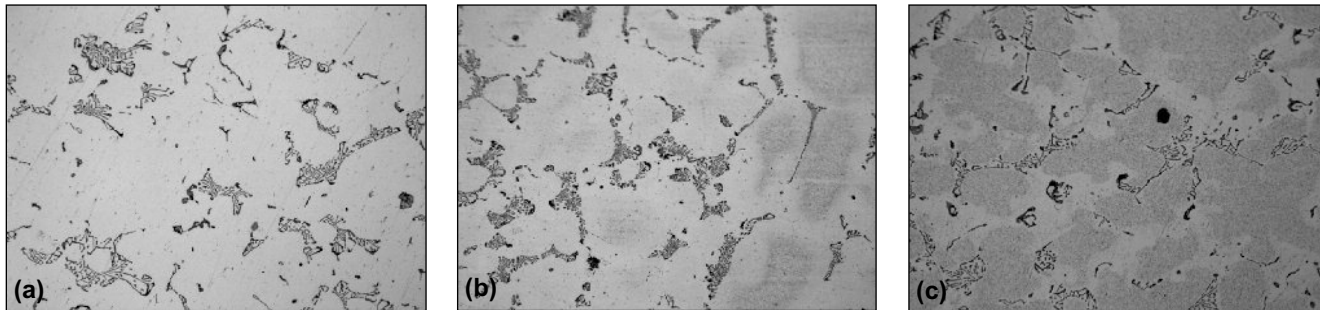
befektetéssel szenvedjen el, repedés és törés keletkezése nélkül [3]. A szövetszerkezetben lévő kiválások elsődleges hatással vannak az alakváltozásra és az újrakristályosodás kinetikájára. Az apró kiválások blokkolják a nagyszögű határok mozgását, így az újrakristályosodáskor keletkezett csírák növekedését. A nagyméretű kiválások környezetében nagyobb mértékű alakváltozás éri a szilárd oldatot, ennek köszönhetően csíráképzőként vesznek részt az újrakristályosodásban [4]. Cikkünkben a homogenizáló izzítás során megjelenő kiválások hatását vizsgáljuk nagy Mn-tartalmú ötvözet hideghengerrést követő lágyító hőkezelése során kialakuló tulajdonságaira.

### Anyag és kísérlet

A lágyulás kinetikájára nem csak az alakítás mértéke, hanem a homogenizáló/előmelegítő hőkezelés közben végbemenő folyamatok is jelentős hatással vannak. Esetünkben a mangán az öntés során oldva marad az ötvözetben, amely a homogenizáló/előmelegítő hőkezelés során kiválások formájában jelenik meg, ezáltal befolyásolva az alakított lemez újrakristályosodását. A vázolt jelenség kimutatására öntött állapotú Al-1,5%Mn tartalmú ötvözetből 11 mm vastag, 25 mm széles és 200 mm hosszú mintát vettünk, és homogenizáltuk 490 °C-on 1 és 610 °C-on 8 órát. Az első hevítéssel a hengerrési hőmérsékletre történő felhevítést szimuláltuk, a második hőkezeléssel a homogenizáló hőkezelés hatását vettük figyelembe. A kiválások megjelenésének vizsgálatához csiszolatot készítettünk. A vizsgált polírozott felületet 2%-os vizes HF-oldatban marattuk. Homogenizálatlan és a

*Barkóczy Péter* életrajza a jelen lapszám Anyagtudomány rovatában olvasható.

*Hegyess Tibor* anyagmérnök BSc hőkezelő-képlékenyalakító szakirányon végzett 2011-ben a Műszaki Anyagtudományi Karon, jelenleg ugyanott MSc nappali tagozatos hallgató hőkezelő szakon.



■ 1. ábra. Az öntött (a), a 490 °C-on 1 órás izzításon átesett (b) és a 600 °C-on 8 órás homogenizálással hőkezelt (c) minta mikroszerkezete

kétféleképpen hőkezelt mintákat hidegen hengereltük több szűrással Von-Roll típusú hengerállványon 25, 50 és 75%-os fogyással (7,25; 5,5; 2,75 mm vastagságig). A hidegen hengerelt lemezekből mintát vettünk, és egy órás izoterm hőkezeléseknek vetettük alá 195 és 600 °C között (195 °C, 250 °C, 300 °C, 350 °C, 400 °C, 450 °C, 500 °C, 600 °C). A mintadarabok szabad levegőn hűltek. Minden egyes lágyító hőkezelésen átesett darabról ugyancsak csiszolatot készítettünk. A polírozott felületet Barker marószerral marattuk Struers LectroPol 5 berendezéssel. Zeiss AxioVert 40 típusú optikai mikroszkóppal polarizált fényű megvilágítással fotókat készítettünk 50x-es nagyításban. Végül a csiszolat síkján mértük a lemezek Vickers keménységét 1 kg-os terheléssel.

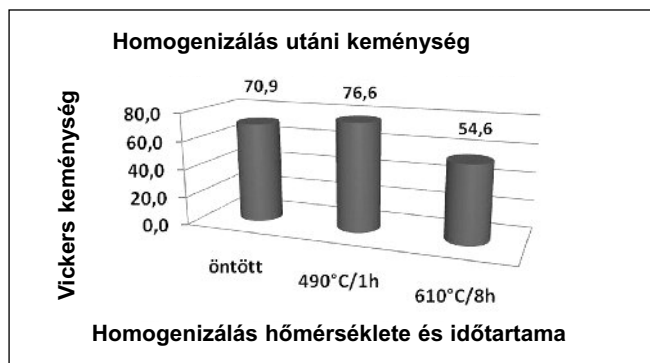
### Kiértékelés és eredmények

1,5% Mn-tartalom esetén, 490 °C-on Al+Al<sub>12</sub>Mn, míg 610 °C-on Al+Al<sub>6</sub>Mn válik ki az öntött darabban homogenizálását követően [5]. Optikai mikroszkópi vizsgálatok során a kiválásokban azt a különbséget tapasztalhatjuk, hogy a méretük más, 490 °C-on

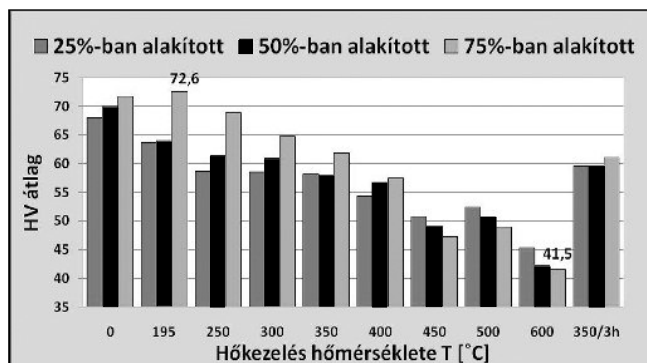
kisebb és kevesebb, 610 °C-on nagyobb és több (1. ábra). A hőtartási időket és hőmérsékleteket összevetve alacsony hőmérsékleten nincs ideje eldurvulni a fázisoknak. Homogenizálatlan öntött szerkezet esetén viszont a kiválásoknak nyoma sincs, hiszen a mangán jelentős része oldatban maradt. A 2. ábrán látható, hogy az öntött darab Vickers-keménysége HV 70,9. A 490 °C-os HV 76,6 és a 610 °C-os 8 órás pedig HV 54,6 keménységű. Tehát a 490 °C-on homogenizált darab keményebb, mint a kiinduló öntött, de a 610 °C-on homogenizált darab viszont lágyabb. A mangán szilárd oldatos keményítő hatása erősebb, mint az Al<sub>6</sub>Mn-kiválások által okozott keményítő hatás. Ennek hatására csökken a 610 °C-on hőkezelt minta keménysége ilyen jelentősen az öntött állapothoz képest. A 490 °C-on végzett hőkezelés hatására megnő a keménység, de az optikai mikroszkópi felvételen látható, hogy megindul a kiválás. Ennek oka kettős. Valószínűsíthető, hogy a kiválási folyamat nem ment teljesen végbe, így a mangán egy része továbbra is szilárd oldatosan keményít. A megjelenő kiválások mérete is kisebb, mint a 610 °C-os hőkezelés

során megjelenő kiválásoké. A diszlokációk kisebb alakítási mértéknél torlódhatnak fel alakváltozás közben, mert a kisméretű kiválások akadályozzák a mozgásukat [6].

A homogenizálatlan öntött hengerelt darabok, illetve a két módon homogenizált hengerelt darabok Vickers-keménységeit mutatjuk be az izoterm más lágyító izzítás hőmérsékletének függvényében. Elsőként a homogenizálatlan esetet szemléltetjük (3. ábra). Mindhárom alakítási mérték esetén a vártnak megfelelően csökkennek a keménységi értékek a hőkezelés hőmérsékletének növekedésével. Egyedül a 400 °C-os lágyító hőkezelés után kapott értékek térnek el a trendtől. Ugyancsak mindegyik esetben látható, hogy a 600 °C hőmérsékletű lágyító hőkezelés biztosította a leglágyabb állapotot, azaz a többi hőmérsékleten egy óra alatt nem ment végbe a lágyulás teljes mértékben. A keménységértékek 85,9 HV1 és 44 HV1 között mozognak. A nulla pontban az alakított lemezek keménységét ábrázoltuk. Látható, hogy a bemutatott alakítási keményedés következtében a 25%-os fogyással hengerelt lemez keménysége a legkisebb és a 75%-os fo-

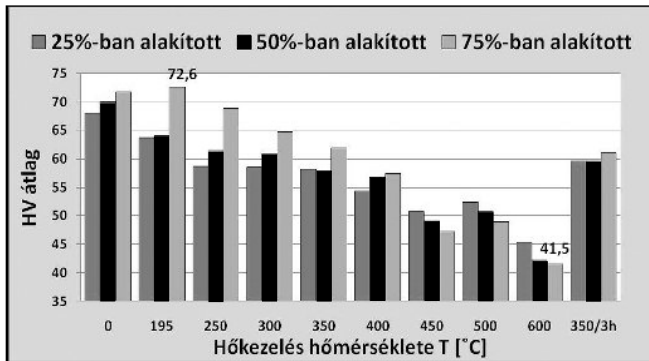


■ 2. ábra. Az öntött, az előmelegített és a homogenizált minták keménysége

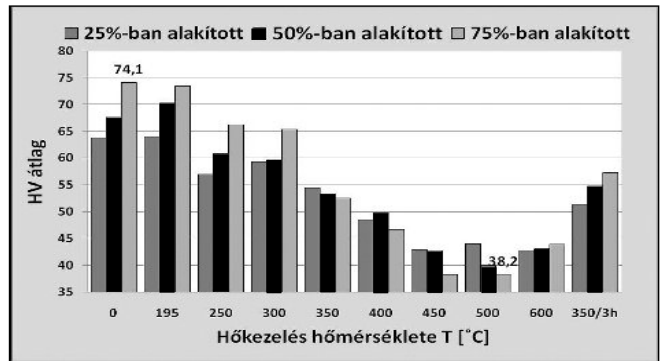


■ 3. ábra. Az öntött, majd hengerlés után izotermásan lágyított darabok keménysége a hőkezelés hőmérsékletének függvényében





■ 4. ábra. A 490 °C, 1 órás előmelegítésen átesett, majd hengerlés után izotermásan lágyított darabok keménysége a hőkezelés hőmérsékletének függvényében



■ 5. ábra. A 600 °C-on 8 órán keresztül homogenizált, majd hengerlés után izotermásan lágyított darabok keménysége a hőkezelés hőmérsékletének függvényében

gyással hengerelt lemez keménysége a legnagyobb. A 25 és az 50%-os fogyással hengerelt lemez keménysége között nem tapasztalunk nagy különbséget. A lágyulás során is hasonló eredményt kapunk a két kisebb mértékben alakított lemez esetén. Az alakítás mértékének növekedése gyorsítja a lágyulás folyamatait, ami megfigyelhető a 3. ábrán. A 75%-os fogyással hengerelt lemez keménysége gyorsabban esik a hőkezelés hőmérsékletének növelésével, mint a másik két esetben. A 400 °C-os hőkezelés után megfigyelhető keménységemelkedésnek az az oka, hogy ezen a hőmérsékleten a lágyulás folyamatai mellett megindul a mangán kiválása is. Mint láthattuk az öntött-homogenizált állapotok esetén is, a mangán kiválásának megindulása keménység-növekedéshez vezet. Ebben az esetben biztosan nem megy végbe teljesen a kiválási folyamat az idő rövidsége és a hőmérséklet alacsony volta miatt. Azonban apró kiválások keletkeznek, amelyek lassítják az újrakristályosodást. Figyelembe kell azt is vennünk, hogy a képlékeny alakítás gyorsítja a kiválások megjelenését [8].

A második lágyítás utáni keménységre vonatkozó ábrát a 490 °C-on homogenizált esetre mutatjuk be (4. ábra). Ebben az esetben is hasonló eredményeket kaptunk, mint az előző esetben. Itt is 600 °C-os lágyító hőkezeléssel értük el a leglágyabb állapotot. Az eredmények alapján láthatjuk, hogy ebben az esetben sem fejeződött be teljesen a lágyulás a többi hőmérsékleten végzett hőkezelés során. Az alakítottságban tapasztalható különbség ebben az esetben

kisebb különbségeket eredményez, mint a másik két kiinduló állapot esetén. A lágyulás menete hasonló, mint az előző esetben, azzal a különbséggel, hogy a 400 °C körül a mangánkiválás megindulása nem jelentkezik. A 250 °C és 350 °C között látható plató a 25%-os és 50%-os fogyással hengerelt minták esetében a megújulás és az újrakristályosodás időben egymástól történő elválásának köszönhető. A 75%-os fogyással hengerelt minta esetében ilyen hatás nem látható a görbe jellegén.

A 610 °C-on homogenizált minták keménységének változását az 5. ábrán mutatjuk be. Minden alakítási mértékű mintáról elmondható, hogy már 450 °C-on befejeződik a lágyulás. Ebből következik, hogy ez az előélet biztosítja a leggyorsabb lágyulási kinetikát. Akárcsak az öntött minták esetében, ebben az esetben is nagyobb különbséget hoz az alakítottság a keménységben. Ezen túlmenően azok a sajátságok mondhatók el a görbéről, mint az előző esetben.

A három különböző előéletű minta hőkezelése után kapott eredményeket összevetve megállapíthatjuk, hogy a teljes lágyulás csak a 610 °C, 8 óra homogenizáló izittáson átesett minta esetében ment végbe, 450 °C-os vagy annál magasabb hőmérsékleten végzett egyórás hőkezelés hatására a legnagyobb 75% fogyással hengerelt lemez esetében. A többi előéletű lemez vizsgálatakor a teljes lágyulás nem következett be csak magas hőmérsékletű (600 °C) hőkezelés esetén. A lágyulás folyamata ezekben az előéletű lemezekben a leggyorsabb. Az elméleti összefoglalóban említettek szerint ezekben a

lemezekben végbement a mangán kiválási folyamata, és olyan nagyméretű mangán vegyületfázisok keletkeztek, amelyek elősegítik az újrakristályosodás megindulását. A leglassabb lágyulási folyamatot 490 °C 1 órás előmelegítés okozta. Ekkor apró kiválások formájában jelenik meg a mangán az alumíniumban, ami lassítja a szemcsehatárok mozgását, így az újrakristályosodás végbemenetelét.

## Összefoglalás

A fémek és ötvözetek képlékeny alakítás során, jelen esetben hengerlés során, felkeményednek. Szakítószilárdságuk, folyáshatárjuk nő, nyúlásuk csökken. Ez a további alakításukat, feldolgozásukat nehezíti. Hogy ezt a keményítő hatást megszüntessük, ki kell lágyítanunk. Lágyító hőkezelés során a megújulás és az újrakristályosodás folyamata okozza a szakítószilárdság és folyáshatár csökkenését és a képlékenységek növekedését.

A lágyulás kinetikájára nem csak az alakítás mértéke, hanem a homogenizáló/előmelegítő hőkezelés közben végbemenő folyamatok is jelentős hatással vannak. Esetünkben a mangán öntés során oldva marad az ötvözetben, amely a homogenizáló/előmelegítő hőkezelés során kiválások formájában jelenik meg, ezáltal befolyásolva az újrakristályosodást. Kiválások csíráképző helyekként is működhetnek, de lassíthatják is a szemcsehatárok mozgását újrakristályosodás során.

Az alakítatlan minták vizsgálatából megállapítottuk, hogy a legnagyobb keménysége a 490 °C 1 órás homogenizálással hőkezelt darabnak van.

A mangán apró kiválások formájában van jelen, de vélhetően nem teljesen ment végbe a kiválási folyamat, így a kiválások mellett még a szilárdoldatos keményítő hatásra is számítani lehet. A 610 °C 8 órás homogenizálással készült minta keménysége a legalacsonyabb, a szövetszerkezetében megfigyelhetők a kiválások. Durvább és jóval több kiválás figyelhető meg. A lágyított minták vizsgálata mutatja, hogy mindegyik alakítási mértéknél a 610 °C 8 órás homogenizálásnál készült lemezek lágyultak ki a leghamarabb. A lágyulás a 490 °C 1 órás előmelegítés esetén volt a leg-

lassabb, mert az apró kiválások gátolják a csíranövekedést újrakristályosodás közben.

Eredményeinkből kitűnik, hogy a lágyulási technológia vizsgálatánál, tervezésénél figyelembe kell venni a homogenizáló/előmelegítő hőkezelés közben végbemenő változások hatását is.

#### Irodalom

- [1] *George E. Totten: Handbook of Aluminium Vol 1 – Vol 2, Marcel Dekker, New York, 2003*
- [2] *Aluminium and aluminium alloys,*

*ASM International, special edition, 1992*

- [3] *William F. Hosford – Robert M. Caddell: Metal Forming Mechanics and Metallurgy, Cambridge University Press, Cambridge, 2007*
- [4] *P. Cotterill – P. R. Mould: Recrystallization and Grain Growth in Metals, Surrey University Press, London, 1982*
- [5] *ASM Metals Handbook Vol 14., ASM International, 1992*
- [6] *John D. Verhoeven: Fundamentals of Physical Metallurgy, Wiley & Sons, New York, 1975*

## Alumínium félkész- és készárugyártó bázis a „Hírös Városban”. Alumíniumipari Feldolgozó Szakmai Nap Kecskeméten

Az OMBKE Fémkohászati Szakosztály Kecskeméti Helyi Szervezete a Bács-Kiskun Megyei Mérnöki Kamarával együttműködve 2012. szeptember 21-én szakmai napot szervezett a Kecskeméten működő és alumíniumfeldolgozással is foglalkozó vállalkozások tevékenységének megismerésére.

A szakmai napra bejelentkezett több mint 40 szakember az egykori KÖBAL kecskeméti telephelyén működő, és a Nordénia Hungary Kft.-hez tartozó alumíniumfólia-nemesítő üzemnél találkozott (1. kép). Itt a telephely termelésvezetője, *Matasitik Pál* okl. gépészmérnök tartott tájé-

koztatót. A Nordénia németországi története 1960-ig nyúlik vissza. A kezdetben egy garázsüzemből kiinduló flexibilis csomagolóanyag-gyártás mára már több földrészen jelenlévő nemzetközi vállalattá fejlődött. A 2005-től amerikai befektetők tulajdonában lévő cég 1992-ben települt Magyarországra, és 2010 elejétől vette át a Kecskeméten lévő alumíniumfólia-nemesítő kapacitás működtetését. A fokozatosan felfuttatott termelés ma már havi 100-120 tonna kombinált alumínium- és műanyagfóliát gyárt lakkozott és nyomás alá előlakkozott csomagolási célra. A továbbfelhasználásra méretre vágott

termékeket az állateledelt, mosószert, pelenkákat és más higiéniai termékeket gyártó, valamint a tejtermékeket készítő vállalatok számára mint pohárázó fóliát szállítják. A Pest megyei Szadán működő cégek központtal együtt 50 M euró forgalmat értek el. A termékek 80%-át exportra gyártják. Élelmiszerhigiéniai előírások miatt az üzemben 20 ponton mérő bakteriológiai ellenőrzési rendszert működtetnek. A látogatás során nekünk is kötelező volt a védőköpeny és a hajlefogó sapka használata (2. kép). Saját K+F részleget tartanak fenn Németországban. Érdekes tendenciára hívták fel a figyelmünket



■ 1. kép. A szakmai nap résztvevői a Nordénia Hungary Kft. telephelyén

arra vonatkozóan, hogy megkezdődött az alumíniumfólia extrudált poliészter fóliával történő kiváltása a kombinált, lakkozott csomagolóanyagoknál a fajlagos terméksúly csökkenése, és ennek a csomagolandó termék kémhatásra vonatkozó semlegessége miatt. Az üzem ma még 15 fővel működik, de tervezik a háromműszakos üzemmenetet is. Az alkalmazottak között szép számmal vannak az egykori KÖBAL kecskeméti és budapesti munkatársai, akik szívesen kamatoztatják tudásukat és tapasztalatukat az általuk már ismert technológiaátvétel során. *Márkus László* és *Acsády István* okl. kohómérnök kollégák is csatlakoztak a gyártási folyamat- és termékismertető programhoz, mely során a látogatók a fóliakaszírozással, a kétoldali lakkozással, a szárítást és az oldószerelők elégetését végző berendezésekkel ismerkedtek meg. A szárítóalagutak az elégetett oldószerelők hőjét hasznosítják.

Az üzemplátogatás végén a már csaknem teljesen lebontott, egykor közel évi 2000 tonna különböző felhasználású alumíniumpigment gyártó Alumíniumpigment Üzem „49. golyósmalmánál” *Dánfy László* korábbi termelésvezető és gyáregységvezető emlékezett meg az alumíniumpigment-gyártás Kecskemétre települése befejezésének 42. évfordulójáról. A gyártás teljes kapacitását 48 db csúszógyűrűs villamosmotor meghajtású, automatikusan szabályozott vízhűtésű golyósmalom szolgálta ki háromműszakos folyamatos üzemmódban.

Az egykori tűztöltővíz-tároló fedett medencéknél felállított golyósmalomtest ennek emlékét őrzi azáltal, hogy csodával határos módon elkerülte az üzembontást végző vállalkozás fémhulladék-értékesítési tevékenységét mind a mai napig.

A szakmai nap a német tulajdonban lévő Zarges Kft.-ben folytatódott, ahol *Báldy László* műszaki igazgató, *Juhász Attila* OM (Order Management)-vezető és *Zseli Ferenc* termelési vezető fogadta a látogatókat. Itt Juhász Attila okl. gépészmérnök tartott ismertetőt, amely során áttekintette a Kecskemétre történt település 1998-tól 2012-ig tartó rendkívül dinamikus fejlődési útját.

A Zarges Kft. németországi és franciaországi üzemekben szélerőművi és logisztikai berendezések, valamint alumíniumlétra és állványok gyártásával foglalkozott. Kecskeméten 2001-ben állványgyártó üzem hozott létre, majd 2005-től kezdődően a jelenlegi új telephelyen építette ki a gyártócsarnokokat, ahol ma naponta 6-12 kamionnyi készáru hagyja el a gyártelepet. 250 fő körüli létszámmal a havi bevétel 8300-9500 EUR/fő körül alakul. A Németországban nemrég bezárt gyárak teljes gyártósorát Kecskemétre telepítették. Ma a 3,5 ha területen 13000 m<sup>2</sup> csarnoképület és raktár szolgálja ki a technológiát. Kecskeméten van a K+F részlegük, amely a Németországban eldöntött fejlesztéseket ülteti át a gyakorlatba. Jelenleg 5000 féle termék gyártására vannak berendezkedve. Az üzemplátogatást három csoportban a legnagyobb részletességgel és mindenre kiterjedően vezették le a cég munkatársai, a felmerülő kérdések szakszerű megválaszolásával.

A Metalconstruct Zrt.-nél *Varga Sándor* műszaki főmérnök, *Pölös Tibor* termelésvezető és *Szabadi Márta* kereskedelmi vezető várta a látogatókat. A tanácsteremben tartott tájékoztatón Szabadi Márta ismertette a ma 61 éves vállalkozás életútját az 1951-ben alapított Mezőgazdasági Felszereléseket Gyártó Szövetkezet-től az alumínium-feldolgozást elkezdő Kecskeméti Alumíniumipari Szövetkezeten át a 2006. január 12-én létrejött Metalconstruct Zrt.-ig. A cég jelenleg 120-130 főt foglalkoztat. Saját fejlesztő és értékesítési szervezete van. Főbb termékei az alumínium dobozok, külön vagy egymásba is rakható kivitelben, és az alumínium állványok. Kokillaöntést is végeznek saját fejlesztésű termékekhez, amelyet négy gázfűtésű olvasztókemence szolgál ki. Csőhúzással mintegy évi



■ 2. kép. Tájékoztató a Nordénia Hungary Kft. fóliánemesítő üzemében

100 millió Ft értékű terméket gyártanak. Jelenlegi árbevételük évi 2 Mrd Ft. Az üzemi sétát megelőzően a cég megvendégelte a látogatókat.

A szakmai nap a Kecskeméti Főiskola Gépipari és Automatizálási Műszaki Főiskolai Karán fejeződött be, ahol a kar dékánja, *dr. Belina Károly* professzor és tanártársai általános tájékoztatást adtak a kari szakemberképzésről és az újonnan indított járműmérnök szakról, melynek új 2000 m<sup>2</sup>-es intézeti épületét ezen az őszön foglalhatják el a hallgatók. A dékán úr külön kitért a kar keretei között folytatott „duális képzésre”, amit német példa alapján szerveztek meg Magyarországon. A tájékoztatót követően a hallgatói laborokat és a tanműhelyeket keresték fel a résztvevők, közöttük a robottechnikai, a műanyag-feldolgozó, a gyártástechnológiai és a mechanikai technológiai laborokat. *Dr. Bagány Mihály* főiskolai tanár vezetésével a diákok kreativitását kitűnően alkalmazó és felhasználó, üzemanyag-takarékos belső égésű, pneumatikus és villamos autómódel-építő műhelyt nézhették meg a résztvevők. A jelenlévők egy része „Alma Mater”-ként tekint a karra, mert mint az alumíniumiparban dolgozók, itt szereztek egykoron gépészmérnöki diplomát.

A Fémkohászati Szakosztály vezetősége kihasználva a szakmai nap adta lehetőséget ülést tartott, melyen a kar dékánja, *dr. Belina Károly* is részt vett. Az ülésen a BKL Kohászat jelenlévő felelős szerkesztője, *Balázs Tamás* kollégánk felajánlotta a lap hasábjainak „Felső-

oktatás” rovatát a kari munka és az elért eredmények bemutatására. A szakosztály vezetősége megemlékezett a 60 éve, 1952-ben a Fémkohászati Szakosztály nevet felvevő OMBKE szakmai szervezetről, mely az egyesület 1949. évi MTESZ-hez történt csatlakozását követően megalakított Alumíniumipari Szakosztály máig működő utódszervezete.

Az egész napos sikeres szakmai program után a résztvevők a kar ebédlőjében vacsoráztak. A kiadott program szerinti „étvágygerjesztő”

a vacsora előtt a Kecskemét Táncgyűttes tagjai gondoskodtak mezőszéki forgató és vérpezsdítő csárdások bemutatásával.

18 órakor kezdődött a „GAMF Kari Hagyományápoló Ökumenikus Rendhagyó Szakestély”, melyre meghívást kaptak a Miskolcon végzett kecskeméti gépészek és a KF GAMF Kar gépész hallgatói mellett az erdészek is. A szakestélyt elnökként Dánfy László okl. vegyészmérnök, alias Bubu vezényelte le. A háznagyi teendőket *Bognár Gábor* okl. erdő-

mérnök, alias Pagát, a kontrapunkt feladatát *Puza Ferenc* okl. kohómérnök, alias Puzus, a nótafa szerepét *Kindla Norbert* okl. erdőmérnök, alias José, garatórként *Szűcs Imre* okl. erdőmérnök, alias Lenin, míg a konzekvencia hálás epizód szerepét a gépészmérnök hallgatók látták el, az egybegyűlt isteni fényben tündöklő dicső firmák egyértelmű megelégedésére.

Jó szerencsét!

 **Dánfy László**

## ■ TUDÓSÍTÁS

A Hulladékhasznosítók Országos Egyesülete (HOE), a Fémszövetség és a Magyar Fémkereskedők Szakmai Egyesülete (MFSzE) közös sajtótájékoztatót tartott 2012. november 6-án **Fémhulladék-kezelők a fémlopások ellen** témájában.

Elmondták, hogy fémhulladékkezeléssel Magyarországon jelenleg 619 fémkereskedelmi engedéllyel rendelkező vállalkozás foglalkozik, amelyek összesen 716 telephelyet működtetnek országszerte. Az érintett vállalkozások együttesen mintegy 10,5 ezer főt alkalmaznak. Így az ágazatban dolgozó cégek évente – egyebek mellett – mintegy 1,2 millió tonna acél-, 150 ezer tonna színesfém-, valamint 22 ezer tonna akkumulátor-hulladékot gyűjtenek be és készítenek elő a hasznosításra.

A magánszemélyek által birtokolható fémhulladékok körének és mennyiségének korlátozása, a fémkereskedőkre vonatkozó adatszolgáltatási kötelezettség kiterjesztése, valamint a fémekkel kapcsolatos visszaélések nyomozati jogkörének a Nemzeti Adó- és Vámhivatalnak történő átadása segíthet leghatékonyabban visszaszorítani a fémlopásokat – áll a HOE, a Fémszövetség és az MFSzE közös állásfoglalásában. A fémkereskedelmi engedéllyel rendelkező magyarországi fémhulladék-kezelő vállalkozásokat tömörítő három szakmai szervezet álláspontja egyértelmű: mindent meg kell tenni a fémlopások visszaszorítása érdekében, amelynek károsultjai maguk a fémhulladék-kezelő vállalkozások is: telephelyeiken rendszeresek a betörések, s szállítmányaik közúton és vasúton is rendszeres és kedvelt cél-

pontjai a lopásoknak. Az eltulajdonított fémek jelentős része a nyitott határokon keresztül távozik az országból, a regisztrált fémkereskedők telephelyeit nem érintve.

A kormányzat az illetékes hatóságok, valamint a fémhulladék-kezelő vállalatok és más károsult társaságok – többek között a MÁV és a BKV – bevonásával idén tavaszra kidolgozott egy javaslatot, amelyet minden érintett támogatott, ám a tervezet végül nem került a törvényhozás elé. Ennek a javaslatcsomagnak a „leporolását”, elfogadását és következetes végrehajtását szorgalmazta most a HOE, a Fémszövetség, valamint az MFSzE.

„*Magyarország hulladékgazdálkodását 2013. január 1-jétől új alapokra helyezi az Országgyűlés által október 8-án elfogadott hulladéktörvény, ezért különösen időszerű rendezni a fémhulladék-kezelés területén tapasztalható visszasságokat. Ugyanakkor fontosnak tartjuk, hogy olyan intézkedések szülessenek, amelyek az érdekeltek szempontjainak figyelembevételével, szakmai konszenzussal készüljenek*” – közölte a rendezvényen *Sárosi Eszter*, a HOE ügyvezető igazgatója. Szerinte az egyetlen üdvözítő megoldás a jelenlegi szabályozás kiskapuinak bezárásában, valamint az előírások következetes betartásában, az illegális telepek felszámolásában és az elretentő erejű bírósági ítéletekben lenne.

„*Ezzel szemben a hulladékkezelő szakma értetlenül áll azok előtt a hírek előtt, amelyek a fémkereskedelem esetleges államosításáról, vagy koncesszióba adásáról szólnak.*

*Ugyanis ez továbbra sem akadályozná meg a bűncselekményeket, s hogy a visszaéléseket elkövetők a fekete piacon vagy külföldön értékesítsék a lopott fémeket, miközben a legális piaci szereplők egész sorának tevékenységét lehetetlenítené el*” – fogalmazott *Szlávik Mónika*, az MFSzE elnöke. Kifejtette: az államosítás vagy koncesszióba vétel esetén különösen a kisebb fémhulladék-kezelő vállalkozásokat lehetetlen helyzetbe hozná, tevékenységük megszűnése pedig egyszerre járna jelentős számú bejelentett munkahely megszűnésével, valamint az állam adóbevételeinek csökkenésével. Éppen ezért az állami szerepvállalásnak ezen a területen a piacszabályozásra kellene korlátozódnia, míg a másik oldalon a károsultak maguk is sokat tehetnének a lopások megelőzése érdekében, például a köztárgyak egyedi azonosítóval történő ellátásával.

„*A magyarországi fémhulladék-kezelőknek már ma is Európa legszigorúbb fémtörvényének kell megfelelniük, amely sajnos az eredeti problémákra megoldást nem hozott, adminisztrációs, logisztikai és pénzügyi terheket viszont annál inkább. Eközben a fémhulladék-kezelő szakma megítélésének javítása és egy tisztulási folyamat minden komoly vállalkozásnak az érdeke, szigorú, de ésszerű szabályozásra van szükség tehát*” – fejtette ki *Vitányi Márton*, a Fémszövetség szakértője.

Összefoglalva: **Szigor és következetes jogalkalmazás: IGEN. Államosítás/koncesszióba adás: NEM.**

 **B.T.**

KAPTAY GYÖRGY

## Határfelületi jelenségek a fémesanyaggyártásban. 6. rész A határfelületi kapilláris erő

*A cikksorozat 6. részében a Szerző levezeti a határfelületi kapilláris erő képletét. A képletet először folyadékok porózus szilárd testekbe való penetrációjának/infiltrációjának leírására használja, ami az öntészetben, illetve a fémmátrixú kompozitok és szintaktikus fémhabok gyártásában fontos. Ezután a képletet a gáz/folyadék határfelületen elhelyezkedő, illetve azon áthatoló szilárd szemcse esetére alkalmazza, ami a lézersugaras kompozit gyártásban, illetve a fémhabok és fém-emulziók stabilizációjában játszik döntő szerepet.*

### 1. Bevezetés

A cikksorozat első részében [1] megadtuk a határfelületi erők fogalmát és összesen nyolc határfelületi erő típust definiáltunk, melyek mind a természetben, mind a kohászatban (azaz a fémesanyaggyártó technológiákban) fellépnek. A cikksorozat második részében a határfelületi összehúzó erőről és a fúvókákról leszakadó, illetve folyadékokban emelkedő buborékok méretéről volt szó [2]. A cikksorozat harmadik részében a görbület indukálta határfelületi erőt, és az innen származtatható Laplace nyomást tárgyaltuk, különös tekintettel az innen származtatott Kelvin-egyenletre és annak furcsa kapcsolataira Gibbs termodinamikájával [3]. A cikksorozat negyedik részében a határfelületi gradiens erőt tárgyaltuk, ami képes diszpergált fázisokat (cseppeket, buborékokat) mozgatni a folyékony mátrixban lévő hőmérséklet- és/vagy koncentráció-gradiens hatására [4]. A cikksorozat ötödik

részében a határfelületi szétterítő erőt (vagy más néven Marangoni-erőt) tárgyaltuk, ami történelmileg egymással nem elegendő folyadékok (olaj-víz vagy salakolvadék-fémolvadék) egymáson való szétterülését jelentette, de újabban beleértjük

a felületi hőmérséklet- vagy koncentráció-gradiens által indukált erőt is, ami a folyadék/gáz határfelülettel párhuzamos felületi áramlást indít el [5]. Az ötödik részben külön kitértünk a határfelületi gradiens erő és a határfelületi szétterítő erő ellentmondásos kapcsolatára.

A cikksorozat jelenlegi, hatodik részében átmenetileg visszalépünk az időben és újra Young [6] és Laplace [7] munkáiból eredeztetjük a határfelületi kapilláris erő általános egyenletét, majd konkrét egyenleteket vezetünk le a porózus szilárd testekbe hatoló folyadékok és a folyadé-

kok felületén lévő szilárd szemcsék esetére. Mindkét esetben példaként illusztráljuk a határfelületi kapilláris erő és a fémesanyaggyártás kapcsolatát, főleg magyar kutatóknak az elmúlt évtized során folyóiratokban publikált eredményeire koncentrálna.

### 2. A határfelületi kapilláris erő általános képletének levezetése [8-9]

Mint ahogy azt a cikksorozat első részében megmutattuk, az  $\alpha$  fázisra  $x$  irányban ható határfelületi erő ( $F_{\alpha,x}$ , N) általános képlete:

$$F_{\alpha,x} = - \sum_{i,j} A_{ij}(x) \cdot \frac{d\sigma_{ij}(x)}{dx} - \sum_{i,j} \sigma_{ij}(x) \cdot \frac{dA_{ij}(x)}{dx} \quad (1a)$$

ahol  $i$  és  $j$  a különböző fázisok, melyek között különböző  $ij$  határfelületek lehetnek jelen a rendszerben, míg  $A_{ij}$  a határfelületek alapterületei ( $m^2$ ),  $\sigma_{ij}$  pedig ezen határfelületek határfelületi energiái ( $J/m^2$ ). A cikksorozat ezen részében az 1. ábrán bemutatott háromfázisú rendszert vizsgáljuk. Az ábrán egy tetzőleges alakú  $\alpha$  fázis helyezkedik el két másik fázis ( $\beta$  és  $\gamma$ ) határfelületén, és mi az  $\alpha$  fázisra, a  $\beta / \gamma$  határfelületre merőleges irányban, a  $\beta$  fázis belseje felé ható erőt fogjuk vizsgálni. Ezt az erőt nevezzük „határfelületi kapilláris erőnek”. Jele  $F_{\alpha/\beta\gamma}^{kap}$ , mértékegysége N. Mint az 1. ábrán látszik, ebben az esetben három határfelület van jelen. Konstansnak véve a határfelületi energia értékeit, az (1a) egyenlet esetünkben a következő konkrét alakot ölti:

**Kaptay György** ([www.kaptay.hu](http://www.kaptay.hu)) okleveles kohómérnök (1984), egyetemi tanár (1999), az MTA doktora (2005), a Bay Zoltán Alkalmazott Kutatási Közhasznú Nonprofit Kft. miskolci székhelyű BAY-LOGI intézetében lévő Nanoanyagok osztály vezetője és a Miskolci Egyetem egyetemi tanára, a Kihelyezett Nanotechnológiai Tanszék vezetője.

$$F_{\alpha/\beta\gamma}^{kap} = -\sigma_{\alpha\beta} \cdot \frac{dA_{\alpha\beta}(x)}{dx} - \sigma_{\alpha\gamma} \cdot \frac{dA_{\alpha\gamma}(x)}{dx} - \sigma_{\beta\gamma} \cdot \frac{dA_{\beta\gamma}(x)}{dx} \quad (1b) \quad \text{(lásd [6] és (7) egyenlet [2])}$$

Az  $\alpha$  fázist tekintjük merev testnek, ami nem változtatja meg se a méretét, se az alakját, miközben az  $x$  vektor mentén a  $\gamma$  fázisból fokozatosan a  $\beta$  fázisba hatol. Ezért az  $\alpha$  fázis teljes felületét ( $A_{\alpha}$ , m<sup>2</sup>) konstansnak tekintjük. A határfelületen való áthatolás során ez a felület kétfajta,  $x$ -függő határfelület között oszlik meg (lásd 1. ábra):

$$A_{\alpha} = A_{\alpha\gamma}(x) + A_{\alpha\beta}(x) \quad (1c)$$

Most írjuk fel a  $\beta/\gamma$  határfelület nagyságát az  $\alpha$  fázis által meg nem zavart kiindulási határfelület ( $A_{\beta\gamma}^0$ , m<sup>2</sup>) és az  $\alpha$  fázis által kitakart,  $x$ -függő határfelület ( $\Delta A_{\beta\gamma}(x)$ , m<sup>2</sup>) különbségeként (lásd 1. ábra).

$$A_{\beta\gamma}(x) = A_{\beta\gamma}^0 - \Delta A_{\beta\gamma}(x) \quad (1d)$$

Helyettesítsük az (1c-d) egyenleteket az (1b) egyenletbe, végezzük el a deriválásokat és összevonásokat, aminek következtében a következő egyenlethez jutunk:

$$F_{\alpha/\beta\gamma}^{kap} = (\sigma_{\alpha\gamma} - \sigma_{\alpha\beta}) \cdot \frac{dA_{\alpha\beta}(x)}{dx} + \sigma_{\beta\gamma} \cdot \frac{d\Delta A_{\beta\gamma}(x)}{dx} \quad (1e)$$

Az (1e) egyenlet az  $\alpha$  fázisra  $x$  irányban (lásd 1. ábra) ható határfelületi kapilláris erő legáltalánosabb képlete. A határfelületi kapilláris erő definíció szerint merőlegesen hat a  $\beta/\gamma$  határfelületre. Ha az erő értéke pozitív, akkor az erő az  $\alpha$  fázist a  $\beta$  fázis felé húzza, az 1. ábrán látható  $x$  vektor mentén. Ha az erő értéke negatív, akkor az erő az  $\alpha$  fázist a  $\gamma$  fázis felé tolja, az 1. ábrán látható  $x$  vektorral szemben.

A határfelületi erőit a leggyakrabban az  $\alpha$  = szilárd (s),  $\beta$  = folyadék (f) és  $\gamma$  = gőz/gáz (g) fáziskombinációkra használjuk. Ebben az esetben az (1e) egyenlet a következőképpen módosul:

$$F_{s/f/g}^{kap} = \sigma_{fg} \cdot \left[ \frac{d\Delta A_{fg}(x)}{dx} + \frac{dA_{sf}(x)}{dx} \cdot \cos \Theta \right] \quad (1f)$$

ahol  $\Theta$  a folyadék peremszöge a szilárd szemcsén gáz/gőz közegben. Az (1f) egyenlet levezetésénél figyelembe vettük a Young-egyenletet

vádbmegyünk, le kell szögeznünk, hogy a határfelületi kapilláris erő a háromfázisú vonalra (lásd 1. ábra) merőlegesen hat,  $x$  irányban. Az, hogy ez az erő melyik fázist mozditja meg, attól függ, hogy melyik van mechanikailag stabilabb állapotban, illetve, hogy melyiknek nagyobb a tehetetlensége. Ha az 1. ábrának megfelelően egy kis szilárd szemcse lebeg szabadon egy nagy folyadék/gáz határfelületen, akkor a határfelületi kapilláris erő a szilárd szemcsét fogja le-fel mozgatni. Ha azonban a szemcsét (kapilláris) mechanikailag fixáljuk (lásd 2. ábra), akkor a határfelületi kapilláris erő a körülötte lévő folyadékot fogja le-fel mozgatni.

### 3. Folyadékok viselkedése kapillárisban

Először alkalmazzuk az (1f) egyenletet arra a legegyszerűbb esetre, ahonnan a határfelületi kapilláris erő a nevét kapta. Vizsgáljunk egy hengeres,  $R$  belső sugarú, mechanikailag stabil függőleges kapilláris merőlegesen egy folyadékba merítve, aminek belsejében  $x$  magasságba emelkedett a folyadék a makroszkopikus folyadékszinthez képest (2. ábra). Használjuk az (1f) egyenletet a határfelületi kapilláris erő képletének levezetéséhez. A 2. ábra geometriájával összhangban a következő képletek írhatóak fel:

$$A_{sf}(x) = 2 \cdot R \cdot \pi \cdot x \quad (2a)$$

$$\Delta A_{fg}(x) = konst \neq f(x) \quad (2b)$$

Végezzük el a (2a-b) képletek  $x$  szerinti deriválását, és az eredményeket helyettesítsük be az (1f) egyenletbe. Átrendezés után kapjuk a hengeres kapillárisban lévő folyadékra ható határfelületi kapilláris erő képletét:

$$F_{s/f/g}^{kap} = 2 \cdot R \cdot \pi \cdot \sigma_{fg} \cdot \cos \Theta \quad (2c)$$

A (2c) egyenlet analóg az ún. Young–Laplace-egyenlettel, ami több mint 200 éve ismert [7]. Itt azért mutattuk be részletes levezetését, hogy ezzel is igazoljuk a határfelületi erők (1a) általános egyenletének érvényességét, hiszen a (2c) egyenlet is innen lett levezetve.

A határfelületi kapilláris erő a kapillárisba húzza a folyadékot, ha az erő értéke pozitív, tehát ha a folyadék nedvesíti a kapilláris belső falát ( $\Theta < 90^\circ$ ). Ugyanez az erő a folyadékot kitolja a kapillárisból, ha értéke negatív, azaz ha a folyadék nem nedvesíti a kapilláris belső falát ( $\Theta > 90^\circ$ ). Innen következik a „spontán penetrációhoz (infiltrációhoz / behatoláshoz) tartozó küszöb peremszög” értéke, ami esetünkben:  $\Theta_{\text{küszöb}} = 90^\circ$ .

Ugyan a (2c) egyenlettel leírt erő nem a felületre merőlegesen, hanem a háromfázisú vonalra merőlegesen hat, az erő ennek ellenére formálisan átosztható a kapilláris belső keresztmetszetének alapterületével, és így a határfelületi kapilláris nyomás képletét kapjuk:

$$p_{s/f/g}^{kap} = \frac{2}{R} \cdot \sigma_{fg} \cdot \cos \Theta \quad (2d)$$

Mint a (2d) egyenletből következik, a folyadékot a kapillárisba húzó (vagy azt onnan kilökő) nyomás fordítottan arányos a kapilláris sugarával. Fémolvadékok esetében a következő jellemző nagyságrendeket kapjuk a kapilláris nyomásra (adott  $R$  érték mellett): 1 Pa ( $R = 1$  m), 1 kPa ( $R = 1$  mm), 10 bar ( $R = 1 \mu\text{m}$ ), 10 kbar ( $R = 1$  nm). Utóbbi érték feltehetőleg távol van a valóságtól, hiszen a (2d) egyenlet levezetésekor nem vettük figyelembe a kapilláris fala szembenéző oldalainak kölcsönhatását, ami 2 nm távolságban már nem hanyagolható el.

A (2d) egyenlet előnye az, hogy segítségével a határfelületi kapilláris nyomás könnyen összehasonlíthatóvá, illetve vektoriálisan összegezhetővé válik egyéb eredetű, a fémesanyaggyártás körülményei között fellépő nyomásokkal. Ezért a (2d) egyenlet a fémöntészetben gyakran fellépő penetráció elméleti vizsgálatának egyik alapegyenlete [10-11]. Ha a penetrációt nem elkerülni, hanem elősegíteni akarjuk, azt jellem-

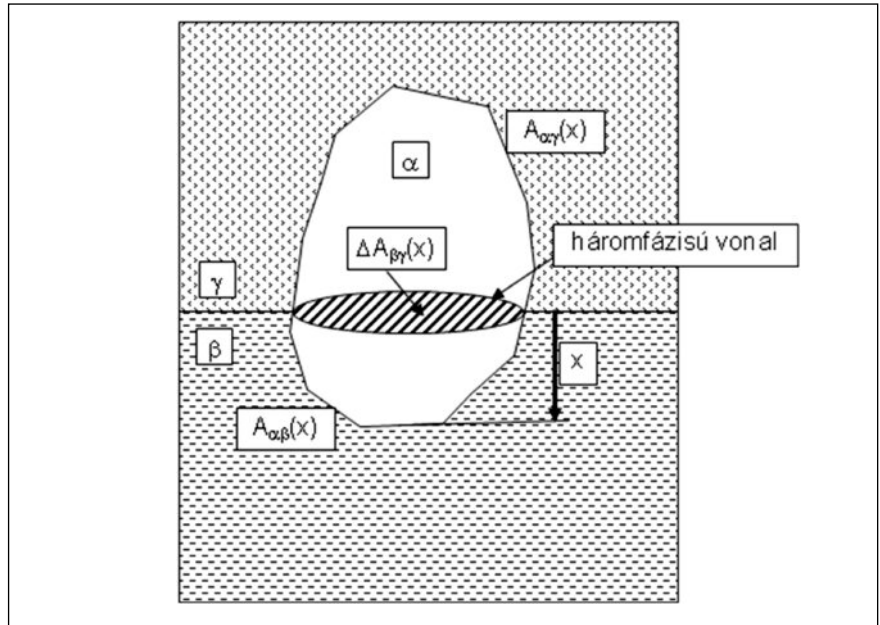
zően infiltrációnak nevezzük, ami a fémmátrixú kompozitok és szintaktikus fémhabok egyik hatékony gyártástechnológiája [12–15].

A (2d) egyenlet csak hengeres kapillárisra igaz, ahol a  $2/R$  kifejezés a kapillárisok belső felfületének ( $A$ ) és a kapillárisok belső térfogatának ( $V$ ) hányadosa. Ha a kapillárisok egyenes falúak ugyan, de nem hengeresek, akkor a (2d) egyenlet helyett a következő, általános egyenlet lesz érvényes [16]:

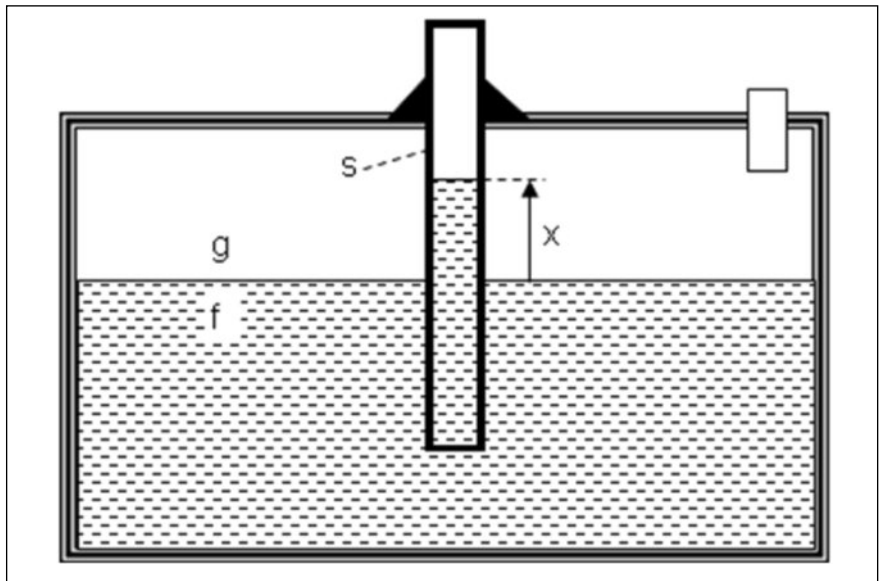
$$P_{s/f}^{kap} = \frac{A}{V} \cdot \sigma_{fg} \cos \Theta \quad (2e)$$

A (2e) egyenlet visszaegyszerűsödik a (2d) egyenletre, ha  $A$  és  $V$  helyett az  $R$  belső sugarú és  $L$  hosszúságú hengerek belső felfületének és belső térfogatának képleteit írjuk be. A (2e) egyenletet lehet használni pl. akkor, amikor a fémolvadékok egymással párhuzamos szálak közé infiltráljuk, azokkal párhuzamosan [17]. Mint látjuk, a küszöb peremszög értéke a (2e) egyenlet szerint is  $90^\circ$ .

A helyzet tovább bonyolódik, ha a kapillárisok nem egyenes falúak. A feladat általános megoldása szerint [18] ilyen esetekben a küszöb peremszög értéke jellemzően  $90^\circ$ -nál kisebb, ami nehezíti a kompozitanyag-gyártást, de könnyíti az öntések életét. Amennyiben egyforma, szorosan pakolt és gömb alakú szemcsékből álló porózus anyagba infiltrálódó folyadékot vizsgálunk, a küszöb peremszög elméleti értéke  $50,7^\circ$  [10, 19], amit kísérletileg is bizonyítottunk [20]. A küszöb peremszög értéke elérheti akár a  $0^\circ$ -ot is, ha a szálakra merőlegesen infiltráljuk a folyadékot a szálak közé [17]. Ez a körülmény erősen megnehezíti a szálak közé oldalról való folyamatos fémolvadék infiltrációt, azaz a kerámia- vagy karbonszállakkal erősített fémmátrixú kompozitok gyártását [21-26]. Ezért volt szükség egy olyan speciális sóolvadék-család kifejlesztésére, ami tökéletes nedvesítést biztosít az alumíniumolvadék és a karbon felület között [27], ami lehetővé teszi a karbonszállakkal erősített alumínium mátrixú kompozitok nyomásmentes előállítását [28–29].



1. ábra. A határfelületi kapilláris erő levezetéséhez



2. ábra. Függőleges, mechanikailag stabil kapilláris, részben folyadék fázisba merülve, benne a makroszkopikus folyadékszinthez képest  $x$  magasságba emelkedett folyadékkal

#### 4. Szilárd szemcsék viselkedése folyadékok felületén

Most alkalmazzuk az (1f) egyenletet arra az egyszerűsített esetre, amikor az 1. ábrán bemutatott szilárd szemcse gömb alakú,  $R$  sugarú és  $x$  mélyen van elsüllyedve a folyadékban ( $0 < x < 2 \cdot R$ ). Mivel a gömb helyzete mechanikailag nem stabil, és a folyadéknak sokkal nagyobb a térfogata / tömege / tehetetlensége a szemcsénél, ekkor a határfelületi kapilláris erő a gömböt fogja vagy kitolni a folyadékból, vagy behúzni abba. A gömb geometriájából:

$$A_{s/f}(x) = 2 \cdot R \cdot \pi \cdot x \quad (3a)$$

$$\Delta A_{f/g}(x) = 2 \cdot R \cdot \pi \cdot x - \pi \cdot x^2 \quad (3b)$$

Végezzük el a (3a-b) képletek  $x$  szerinti deriválását, és az eredményeket helyettesítsük be az (1f) egyenletbe. Átrendezés után kapjuk a folyadékba  $x$  mélyen bemerülő,  $R$  sugarú, gömb alakú szemcsére ható határfelületi kapilláris erő képletét:

$$F_{s/f}^{kap} = 2 \cdot R \cdot \pi \cdot \sigma_{fg} \cdot \left( 1 + \cos \Theta - \frac{x}{R} \right) \quad (3c)$$



A (3c) egyenlettel leírt határfelületi kapilláris erő a folyadék belseje felé húzza a szemcsét, ha az erő pozitív előjelű, és a folyadékból kifelé tolja a szemcsét, ha az erő negatív előjelű. Az elmerülési mélység értéktartományában ( $0 \leq x \leq 2 \cdot R$ ) az erő egy bizonyos  $x$  értéknél előjelet vált. Kis szemcsék esetén (adott esetben a 0,1 mm-nél kisebb szemcse már kicsinek számít), azaz ha a gravitáció elhanyagolható, a szemcse egyensúlyba kerül a folyadék felületén, ha a rá ható határfelületi kapilláris erő nullává válik. Behelyettesítve ezt a feltételt a (3c) egyenletbe, a szemcse egyensúlyi beemerülési mélysége:

$$x_{\text{egy}} = R \cdot (1 + \cos \Theta) \quad (3d)$$

A (3d) egyenletből azt látjuk, hogy az egyensúlyi beemerülési mélység az egyik (gyakorlatilag az egyetlen) olyan mérhető határfelületi mennyiség, ami csak a peremszög függvénye, és ezen túl nem függvénye egyik határfelületi energiának sem. Ezért a (3d) egyenleten alapul a kisméretű szemcsék nedvesíthetőségének mérése [30].

A (3d) egyenletből az következik, hogy egy gömb alakú, kisméretű szemcse csak akkor merül el egy olvadékból (azaz akkor képes lassú haladás mellett áttörni a folyadék/gáz határfelületet), ha a folyadék vagy olvadék tökéletesen nedvesíti a szemcsét, ugyanis  $x_{\text{egy}} = 2 \cdot R$ , ha  $\Theta = 0^\circ$ . A kovalens és ionos kötésű kerámiákat azonban a fémolvadékok nem nedvesítik, ezért az ilyen típusú kisméretű szemcsék spontán nem fognak elmerülni a fémolvadékokban. Ha szemcsés kompozitok gyártása céljából erre törekszünk, akkor több lehetséges megoldás van. Az egyik, ha a szemcsék felületét fémes bevonattal látjuk el [31], amit jellemzően minden fémolvadék tökéletesen nedvesít. Ezért fontos például titán [32], réz [33] vagy nikkel [34] bevonattal ellátni az alumínium mátrixú kompozitokba szánt kovalens vagy ionos kerámiaszemcséket. Ha a szemcsék nedvesíthetősége nem tehető tökéletessé, az elmerülés megoldható a gravitáció segítségével is (feltéve, hogy a szemcse sűrűsége nagyobb az olvadékénál), azonban ehhez milliméternél nagyobb szemcseméretre

van szükség. Kisebb szemcsék gáz-áram segítségével vihetők be a fémolvadékból. Ehhez a (3c) egyenleten túl figyelembe kell venni a szemcse kinetikus energiáját és a sűrűlási viszonyokat is (részletesen lásd [35]). A szemcsék sebessége általában felülről korlátos, hiszen egy kritikus érték felett a vívógáz cseppeket szakítana ki a fémolvadékból [36]. Ezért a szemcsék fémolvadékból hatolásának dinamikai feltételét a szemcsék méretének növelésével lehet elérni. Ha ez a feltétel teljesül, akkor például a lézeresen megolvasztott fémolvadékból lőtt szemcsék abban valóban elmerülnek, és ott kialakul a tervezett kompozit [37-44]. Amennyiben ez a megoldás a kompozitban tervezett kis szemcseméret miatt nem kivitelezhető, a probléma megkerülhető az ún. in situ módszerrel, amikor a beadagolt nagy porszemcsék behatolnak a fémolvadékból és ott feloldódnak, majd a megkívánt kisméretű szemcsék a hűtés során precipitálódnak a fokozatosan túltelítetté váló fémolvadékból. Erre egy példa a (Ti + WC) szemcsék acéolvadékból fűtésével gyártott, in situ precipitálódo TiC szemcsékkel erősített felületi acél mátrixú kompozit [36], ami forgácsoló szerszámok alapanyagául is szolgálhat [45].

Most helyettesítsük a (3d) egyenletet a (3c) egyenletbe:

$$F_{s/f}^{\text{kap}} = 2 \cdot \pi \cdot \sigma_{fg} \cdot (x_{\text{egy}} - x) \quad (3e)$$

A (3e) egyenlet analóg a rugóerőt leíró egyenlettel: bármely irányban tér el a szemcse behatolási mélysége az egyensúlyi értéktől, a határfelületi kapilláris erő mindig visszatéríti a szemcsét az egyensúlyi állapotába. Más szóval a határfelületi kapilláris erő a fémesanyaggyártás beépített mikro-nano-rugójaként működik. Ha sok kis szemcsét helyezünk el az egymással találkozó nagyméretű buborékok vagy cseppek felületén, akkor a buborékok (cseppek) felületén lévő szilárd szemcsék rugalmas ütközőként meggátolják azt, hogy a buborékok szétpukkadjanak, összeolvadjanak. Ezen a jelenségen alapul a szemcsékkel stabilizált habok [46] és az emulziók [47] stabilitása.

A szemcsékkel stabilizált fémhabok relatíve régóta ismertek, azok fej-

lesztésével több külföldi, nemzetközi és miskolci kutatócsoport is foglalkozik [48-56]. A szemcsékkel stabilizált fémemulziókat a fémhabok analógiájára Miskolcon fejlesztettük ki [57]. Ezt az új anyagcsoportot nemcsak előállítani sikerült különböző összetettekkel [57-58], de sikerült azokban felcserélni a mátrixot és a diszpergált fázist is (azaz sikerült „megfordítani” a fémemulziót) [59], sőt, szemcsék helyett sikerült a fémemulziókat többkomponensű fémolvadékból in situ a diszpergált cseppek felületén kiváló szilárd vékony bevonattal is stabilizálni [60].

## 5. Összefoglalás

Folyadékok porózus testekbe való behatolását / penetrációját / infiltrációját és szilárd szemcsék folyadék/gáz és folyadék/folyadék felületeken való viselkedését egyaránt a határfelületi kapilláris erő határozza meg. A cikkben az elméleti képletek levezetésén túl bemutattuk a határfelületi kapilláris erő jelentőségét a fémöntészetben, a fém mátrixú kompozitok és szintaktikus fémhabok gyártásában, illetve a fémhabok és fémemulziók stabilitásában. A hivatkozási listában helyhiány miatt főleg magyar kutatók olyan folyóiratcikkeire koncentráltunk, melyek az elmúlt évtizedben jelentek meg.

## Köszönetnyilvánítás

A kutatást a TAMOP-4.2.1.B-10/2/KONV-2010-0001 projekt támogatta, az Európai Szociális Alap segítségével. Szerző köszönetét fejezi ki a BKL Kohászat Szerkesztőségének, hogy lehetővé tették e cikksorozat publikálását. Ezt a cikksorozatot Édesapám, *id. Kaptay György* kohómérnök (1933–2008) emlékének ajánlom.

## Irodalom

- [1] Kaptay Gy.: BKL Kohászat 142/3. (2009) 39-46.
- [2] Kaptay Gy.: BKL Kohászat, 142/6. (2009) 37-46.
- [3] Kaptay Gy.: BKL Kohászat, 143/3. (2010) 33-38.
- [4] Kaptay Gy.: BKL Kohászat, 143/5. (2010) 45-54.
- [5] Kaptay Gy.: BKL Kohászat,

- 144/5. (2011) 9-13.
- [6] Young, T.: Phil Trans (1805) 65-87.
- [7] de Laplace, P.S.: *Mechanique Celeste*, Supplement to Book 10, 1806.
- [8] Kaptay, G.: J Mater Sci 40 (2005) 2125-2131.
- [9] Kaptay, G.: J Disp Sci Technol 33 (2012) 130-140.
- [10] Kaptay, G. – Stefanescu, D. M.: AFS Trans 100 (1992) 707-712.
- [11] Jónás P. – Détári A. – Svidró J.: BKL Kohászat, 140/2. (2007), 17-26.
- [12] Orbulov I. – Kientzl I. – Németh Á.: BKL Kohászat, 140/5. (2007) 41-46.
- [13] Kun P. – Orbulov I. N.: BKL Kohászat, 144/3. (2011) 51-55.
- [14] Orbulov, I. N. – Ginsztler J.: Composites A 43 (2012) 553-561.
- [15] Orbulov, I. N.: Mater Sci Eng A 555 (2012) 52-56.
- [16] Kaptay, G. – Matsushita, T. – Mukai, K. – Ohuchi, T.: Metall Mater Trans 35B (2004) 471-486.
- [17] Kaptay G.: Composites Sci Technol, 68 (2008) 228-237.
- [18] Kaptay, G. – Bárczy, T.: J Mater Sci 40 (2005) 2531-2535.
- [19] Bárczy, T. – Kaptay, G.: Mater Sci Forum 473 (2005) 297-302.
- [20] Baumli, P. – Kaptay, G.: Mater Sci Eng A 495 (2008) 192-196.
- [21] Blücher J. – Dobránszky, J.: BKL Kohászat, 136/5. (2003) 213-217.
- [22] Blücher, J. T. – Dobránszky, J. – Narusawa, U.: Mater Sci Eng A 387 (2004) 867-872.
- [23] Kientzl, I. – Dobránszky, J.: Mater Sci Forum 537 (2007) 191-197.
- [24] Kientzl, I. – Dobránszky, J.: Mater Sci Forum 589 (2008) 105-110.
- [25] Kientzl, I. – Dobránszky, J. – Németh, Á.: Mater Sci Forum 659 (2010) 177-182.
- [26] Orbulov, I. N. – Németh, Á.: Mater Sci Forum 659 (2010) 229-234.
- [27] Baumli, P. – Sytchev, J. – Kaptay, G.: J Mater Sci 45 (2010) 5177-5190.
- [28] Juhász, K.L. – Baumli, P. – Kaptay, G.: Mater-wiss Werkstofftech 43 (2012) 310-314.
- [29] Baumli, P. – Stychev, J. – Budai, I. – Szabó, J. T. – Kaptay, G.: Composites A 44 (2013) 47-50.
- [30] Budai, I. – Kaptay, G.: J Mater Sci 45 (2010) 2090-2098.
- [31] Csepeli Zs. – Sólyom B. – Gács Z. – Buza G. – Teleszky I. – Kovács Á.: BKL Kohászat 131 (1998) 41-47.
- [32] Baumli P. – Sytchev J. – Kaptay Gy.: BKL Kohászat 139/3 (2006) 47-50.
- [33] Tomolya K.: BKL Kohászat 140/6. (2007) 39-42.
- [34] Pázmán J. – Ferenczi T. – Kovács Á. – Gács Z.: BKL Kohászat 141/2. (2008) 37-42.
- [35] Verezub, O. – Kaptay, G. – Matsushita, T. – Mukai, K.: Mater Sci Forum 473 (2005) 429-434.
- [36] Verezub, O. – Kálazi, Z. – Buza, G. – Verezub, N. V. – Kaptay, G.: Surface Coatings Technol 203 (2009) 3049-3057.
- [37] Boross P. – Kálazi Z.: BKL Kohászat 135/6-7 (2002) 219-223.
- [38] Králik, G. – Fülöp, P. – Verő, B. – Zsámbok, D.: Mater Sci Forum 414 (2003) 21-30.
- [39] Sólyom, J. – Roósz, A. – Teleszky, I. – Sólyom, B.: Mater Sci Forum 414 (2003) 37-42.
- [40] Fábrián, R. – Boross, P. – Verő, B. – Fülöp, P.: Mater Sci Forum 414 (2003) 201-206.
- [41] Janó V. – Buza G. – Kálazi Z.: BKL Kohászat, 138/3. (2005) 39-44.
- [42] Bitay, E. – Roósz, A.: Mater Sci Forum 508 (2006) 301-306.
- [43] Janó, V.: Mater. Sci. Forum 537-538 (2007) 177-182.
- [44] Buza, G. – Janó, V. – Svéda, M. – Verezub, O. – Kálazi, Z. – Kaptay, G. – Roósz, A.: Mater Sci Forum, 589 (2008) 79-84.
- [45] Verezub, O. – Kálazi, Z. – Sytcheva, A. – Kuzsella, L. – Buza, G. – Verezub, N. V. – Fedorov, A. – Kaptay, G.: J Mater Process Technol 211 (2011) 750-758.
- [46] Kaptay, G.: Colloids Surfaces A 230 (2004) 67-80.
- [47] Kaptay, G.: Colloids Surfaces A 282 (2006) 387-401.
- [48] Babcsán, N. – Leitlmeier, D. – Degischer, H. P.: Mat-wiss Werkstofftech 34 (2003) 1-8.
- [49] Babcsán, N. – Leitlmeier, D. – Degischer, H. P. – Banhart, J.: Adv Eng Mater 6 (2004) 421-428.
- [50] Babcsán, N. – Leitlmeier, D. – Banhart, J.: Colloids Surfaces A 261 (2005) 123-130.
- [51] Babcsán, N. – Garcia-Moreno, F. – Leitlmeier, D. – Banhart, J.: Mater Sci Forum 508 (2006) 275-280.
- [52] Babcsán, N. – Vinod Kumar, G. S. – Murty, B. S. – Banhart, J.: Trans Indian Inst Met 60 (2007) 127-132.
- [53] Somosvári, B. M. – Babcsán, N. – Bárczy, P. – Berthold, A.: Colloids Surfaces A 309 (2007) 240-245.
- [54] Somosvári, B. M. – Bárczy, P. – Szőke, J. – Szivócska, P. – Bárczy, T.: Colloids Surfaces A 382 (2011) 58-63.
- [55] Bárczy P. – Szőke J. – Somosvári B. – Szivócska P. – Bárczy T.: BKL Kohászat, 144/1. (2011) 39-43.
- [56] Babcsánné Kiss J. – Sóki P. – Blaskovics F. – Számel Gy. – Tóth L. – Beke S. – Babcsán N.: BKL Kohászat 145/1. (2012) 61-64.
- [57] Budai, I. – Kaptay, G.: Metall Mater Trans 40A (2009) 1524-1528.
- [58] Budai, I. – Kaptay, G.: Intermetallics 19 (2011) 423-425.
- [59] Budai, I. – Nagy, O. Z. – Kaptay, G.: Coll Surf A 377 (2011) 325-329.
- [60] Nagy, O. Z. – Szabó, J. T. – Kaptay, G.: Intermetallics 26 (2012) 26-30.

# A szferoidit ausztenitesedésének szimulációja

**Az acélok mechanikai tulajdonságait az összetételük mellett az ausztenit hűtése során annak átalakulásakor kialakuló mikroszerkezet határozza meg elsődlegesen. A hűtés során kialakuló mikroszerkezetre hatással van az ausztenit szemnagysága, a durva szemnagysággal bíró ausztenitből kialakuló mikroszerkezet durvább lesz, ami a mechanikai tulajdonságokat jelentősen rontja. Hasonlóan az ausztenit összetétele (pl.: a fel nem oldott karbidok) is befolyásolja a hűtés során kialakuló mikroszerkezetet. A kiinduló szerkezet változatosan befolyásolja az átalakulás folyamatát. Ebben a munkában a szferoiditos mikroszerkezet ausztenitesedésével foglalkozunk.**

## Bevezetés

A karbonacélok ausztenitesedése csíráképződéssel és csíranövekedéssel zajló, hosszú távú karbon-diffúzió által szabályozott átalakulási folyamat. Ha a munkadarabunkat  $A_1$  fölé hevítjük, benne ausztenitcsírák jelennek meg, majd indulnak növekedésnek. A növekvő csírák előbb-utóbb összetalálkoznak, ausztenit-szemcséket képezve. Ha kellő idő állt rendelkezésre, az összetételtől függően  $A_3$ , illetve  $A_{cm}$  fölött a kiinduló szerkezet szülőfázisai (ferrit, cementit) átalakulnak egyfázisú, ausztenites szerkezetté. Hőntartva a darabot az ausztenit szemcsék eldurvulnak. [1-11]

A szferoiditos szövet ausztenitesedésének leírását célzó szimulációk három fő részből épülnek fel: a kiinduló szerkezet létrehozása, a csíráképződés és a csíranövekedés szimulációja. A kiinduló szerkezetek lehetnek egyszerű (csak egy, vagy néhány jellegzetes szövetszerkezeti elemet tartalmazó), illetve valós (digitalizált) mikroszerkezetek. A csíráképződést egy szabadentalpia alapú modell írja le, míg a csíranövekedést a Fick II. diffúziós egyenletek véges differencia módszerrel történő nume-

rikus megoldása. Ezeket a későbbiekben részletesebben ismertetjük. A kiinduló szerkezeteket és a részfolyamatok modelljeit a sejtautomata módszer kapcsolja össze, amelyről érdemes pár szót ejtenünk a szimulációk könnyebb megértéséhez.

A sejtautomaták olyan diszkrét modellek, amelyeket gyakran alkalmaznak a számításelméletben, a matematikában, a fizikában, a komplex rendszerek modellezésében, az elméleti biológiában és a mikroszerkezetek modellezésében. A sejtautomata egy olyan szabályos, tetszőleges dimenziójú rácsrendszer, amely véges számú, azonos méretű rács-elemből épül fel. Ezeket a rács-elemeket nevezzük sejteknek. A sejteknek különféle, véges számú állapota lehet. A sejtautomata egymást követő időlépésekben megvizsgálja minden egyes sejt állapotát. Egy sejt állapota a következő időlépésben a saját és a szomszédai előző időpillanatbeli állapotától függ. A sejtek állapotváltozását egy előre definiált szabályrendszer írja le. Szimulációinkban szinkron, determinisztikus automatákat alkalmaztunk, ami azt jelenti, hogy a rácsrendszer minden egyes sejtjén sorban végighaladva alkalmazzuk az

állapotváltási szabályokat, továbbá az állapotváltozások nem kötöttek valószínűséghez, az előírt esetekben mindig bekövetkeznek [12].

## Egyszerű kiinduló mikroszerkezet

A szferoiditos szerkezet lágy, ferrites mátrixba ágyazott kemény, gömbszerű cementit-rögökből áll. Az egyszerű szferoiditos mikroszerkezetet egy rögökből, illetve az azt körülvevő ferritből képeztük úgy, hogy egy  $250 \times 250$  képpontból álló ferrites tartomány közepébe „rajzoltuk” be a cementit-rögöt. Ezt a szerkezetet láthatjuk (egy ausztenitcsíra kíséretében) a később elemzett *4a ábrán*. A fázisok (ferrit – fehér, cementit – szürke) mennyiségének arányával előállítható a kívánt koncentrációjú kiinduló szerkezet.

## Valós kiinduló mikroszerkezet

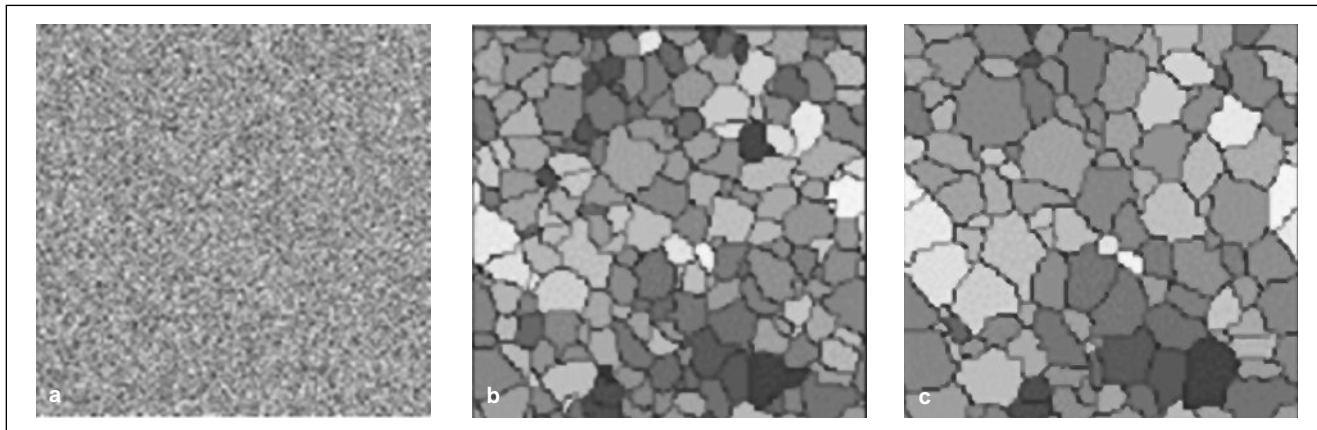
Ezeket a kiinduló szerkezeteket két lépésben hoztuk létre. Először egy szemcsedurvulás szimulációt felhasználva [13] tetszőlegesen eldurvított, egyfázisú szemcsehatár-hálózatot állítottunk elő. A szimulációk indításakor minden képpont egy-egy szemcse, ezek durvulnak el, létrehozva a nagyobb szemcséket (*1. ábra*). A kapott szemcsehatárok ferrit szemcsehatároként szolgálnak majd a szferoiditos kiinduló szerkezetben. A második lépésben digitalizált felvételeket használtunk fel: opening művelettel eltüntettük az apró hibákat a képekről, majd ráillesztettük a mátrixra a felvétel cementit-rögjeit. Az így kapott szerkezetet láthatjuk a *10a ábrán* (fázisok: ferrit – fehér, cementit – fekete), amelyre később térünk ki részletesen. A szerkezetre jellemző paraméterek:

$$\bar{d}_{rög} = \frac{\sum_{i=1}^n d_{rög}^i}{n} \quad (1)$$

a cementit-rögök átlagos átmérője;  
 $d_{rög}^{min}$ ,  $d_{rög}^{max}$  – a cementit-rögök minimális és maximális átmérői.

**Karacs Gábor** a Miskolci Egyetem Műszaki Anyagtudományi Karának a Fémtani, Képlékenyalakítási és Nanotechnológiai Intézetében tudományos segédmunkatárs. 2001-ben a Gépészmérnöki Karon szerzett villamosmérnöki diplomát, informatika szakirányon. 2004-ben az Anyag- és Kohómérnöki Karon végzett okl. anyagmérnök-ként, anyaginformatika ágazaton, anyagtervező szakirányon. 2005 és 2008 között az MTA fiatal kutatója. 2008-ban PhD abszolutóriumot szerzett. Kutatási területe az ausztenitesedés modellezése, szimulációja. Oktatott tantárgyai: Anyagszerkezettan II., Szerkezetvizsgálat.

**Roósz András** életrajzát lapunk 2008/5. számában közzeltük. Roósz András 2010-ben az MTA rendes tagja lett.



1. ábra. Szemcsedurvított egyfázisú szerkezetek

### A csíráképződés modellezése

A folyamat termodinamikai hajtóereje a ferrit+cementit mikroszerkezet és az auszénit szabadentalpiája közti különbség:

$$\Delta G_a = G_\gamma - G_{\alpha+cem} \quad (2)$$

A modell szerint minden sejtnak (az atomokhoz hasonlóan) termikus szabadentalpiája ( $G_T$ ) van, amely a Maxwell-Boltzmann-eloszlást követi. A modell minden sejthez véletlenszerűen rendel hozzá egy értéket minden időlépésben [13].

Követve a klasszikus csíráképződési elméletet, a csíráképződés sebessége ( $I$ ) a következő:

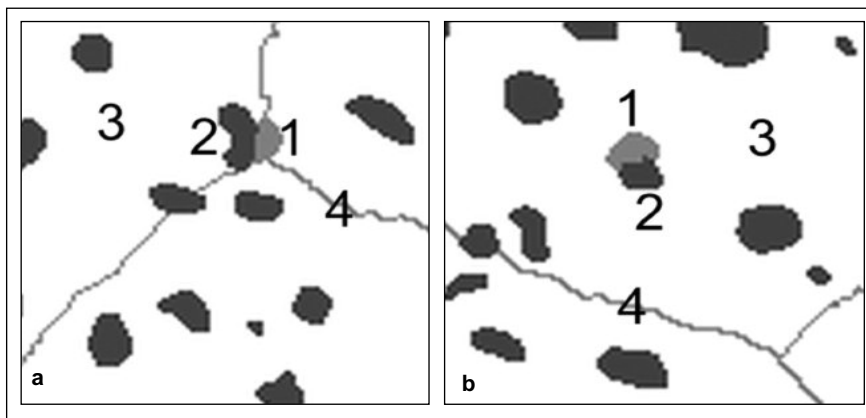
$$I = K_1 N \frac{kT}{h} \exp\left(-\frac{\Delta G_n + (\Delta G_a - \Delta G_{str})}{RT}\right) = K_2 \exp\left(-\frac{\Sigma \Delta G}{RT}\right) \quad (3)$$

$$\Delta G_n = \frac{16}{3} \pi \frac{\gamma^3}{\Delta G_\gamma} \quad (4)$$

$$\Delta G_\gamma = L \frac{T_0 - T}{T_0} = L \frac{\Delta T}{T_0} \quad (5)$$

$$\Delta G_n = \frac{16}{3} \pi \frac{\gamma^3 T_0^2}{RL^2} \frac{1}{T(T_0 - T)} = K_3 \frac{1}{T(T_0 - T)} \quad (6)$$

ahol  $N$  – területegységre eső csíráképző helyek száma;  $\Delta G_{str}$  – a határ struktúrájából származó szabadentalpia;  $T$  – abszolút hőmérséklet;  $T_0$  – az átalakulás egyensúlyi hőmérséklete;  $k$  – Boltzmann-állandó;  $R$  – egyetemes gázállandó;  $h$  – Planck-állandó;  $\gamma$  – auszénit/ferrit határenergia;  $L$  – az átalakulás látens hője;  $K_1, K_2, K_3$  – konstansok. Auszénitcsíra ott jöhet



2. ábra. Csíráképződés a ferrit szemcsék határán (a), ferrit szemcsékben (b) (1-auszénitcsíra, 2-cementit, 3-ferrit, 4-ferrit szemcsehatár)

létre, ahol  $G_T > \Sigma \Delta G$ . A csírák a gyakorlati hőkezelések esetében többnyire a ferrit szemcsehatárok és a cementittrögök határain képződnek, a ferrit szemcsehatároktól távolabb csak ritkán jönnek létre. A szimulációk követik a valóságot, a 2. ábrán a két különféle csíráképződési helyen létrejövő, majd növekvő csírákat láthatjuk.

### A csíranövekedés modellezése

A 3a ábrán láthatjuk a sferoidit átalakulását, ahol az egyik cementittrög egy része már feloldódott, auszénitburok veszi körül azt. A 3b ábra a koncentrációeloszlást mutatja az 1-5. pontok között ( $x$  irány esetén). Az egyensúlyi koncentrációkat a vas-karbon fázisdiagramból kapjuk. A  $\gamma, \alpha, Fe_3C$  fázisok  $dx_\gamma, dy_\gamma, dx_{\alpha/Fe_3C}, dy_{\alpha/Fe_3C}, dx_{\gamma/Fe_3C}, dy_{\gamma/Fe_3C}$  vastagsággal történő megváltozása  $x$  és  $y$  irányokban a (7-9) egyenletekből adódik:

$$dx_\gamma dy_\gamma (C_\gamma^{\alpha/\gamma} - C_\alpha^{\alpha/\gamma}) = D_\alpha \left( \frac{\partial C_\alpha}{\partial x} \right)_{\alpha/\gamma} +$$

$$+ \frac{\partial C_\alpha}{\partial y} \Big|_{\alpha/\gamma} dt + D_\gamma \left( \frac{\partial C_\gamma}{\partial x} \Big|_{\alpha/\gamma} + \frac{\partial C_\gamma}{\partial y} \Big|_{\alpha/\gamma} \right) dt \quad (7)$$

$$dx_{\alpha/Fe_3C}^{Fe_3C} dy_{\alpha/Fe_3C}^{Fe_3C} (C_{Fe_3C} - C_{\alpha/Fe_3C}^\alpha) = D_\alpha \left( \frac{\partial C_\alpha}{\partial x} \Big|_{\alpha/Fe_3C} + \frac{\partial C_\alpha}{\partial y} \Big|_{\alpha/Fe_3C} \right) dt \quad (8)$$

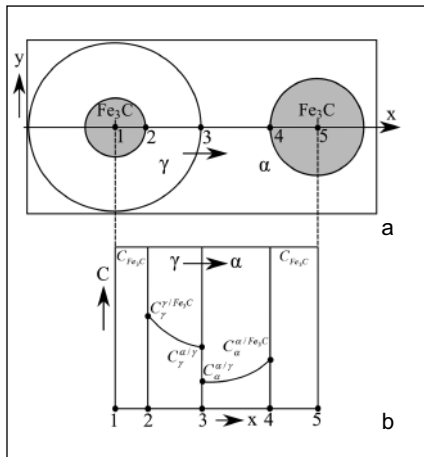
$$dx_{\gamma/Fe_3C}^{Fe_3C} dy_{\gamma/Fe_3C}^{Fe_3C} (C_{Fe_3C} - C_{\gamma/Fe_3C}^\gamma) = D_\gamma \left( \frac{\partial C_\gamma}{\partial x} \Big|_{\gamma/Fe_3C} dt + \frac{\partial C_\gamma}{\partial y} \Big|_{\gamma/Fe_3C} \right) dt \quad (9)$$

A határfelületen a koncentrációgradiensek kiszámításához meg kell oldani a Fick II. egyenleteket is mindkét fázisban:

$$\frac{\partial C_\alpha}{\partial t} = D_\alpha \left( \frac{\partial^2 C_\alpha}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 C_\alpha}{\partial y^2} \right) \quad (10)$$

$$\frac{\partial C_\gamma}{\partial t} = D_\gamma \left( \frac{\partial^2 C_\gamma}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 C_\gamma}{\partial y^2} \right) \quad (11)$$

A különféle fázishatárok karbonkoncentrációit az ESTPHAD-módszer [14] felhasználásával határoztuk



■ 3. ábra. Szferoidit átalakulása (a), koncentrációeloszlás (b)

meg, amely polinomokkal közelíti a fázisdiagramok, esetünkben a vas-cementit rendszer görbéit.

Az egyenletrendszert explicit véges differencia módszerrel oldottuk meg. Neumann-szomszédságot alkalmazva az  $i$ -,  $j$ -edik sejt koncentrációja a  $h$ -adik időlépésben:

$$C(\alpha)_{i,j}^h = C(\alpha)_{i,j}^{h-1} + \frac{D_\alpha \cdot \Delta t}{\Delta x^2} \cdot (C(\alpha)_{i-1,j}^{h-1} + C(\alpha)_{i+1,j}^{h-1} + C(\alpha)_{i,j-1}^{h-1} + C(\alpha)_{i,j+1}^{h-1} - 4 \cdot C(\alpha)_{i,j}^{h-1}) \quad (12)$$

$$C(\gamma)_{i,j}^h = C(\gamma)_{i,j}^{h-1} + \frac{D_\gamma \cdot \Delta t}{\Delta x^2} \cdot (C(\gamma)_{i-1,j}^{h-1} + C(\gamma)_{i+1,j}^{h-1} + C(\gamma)_{i,j-1}^{h-1} + C(\gamma)_{i,j+1}^{h-1} - 4 \cdot C(\gamma)_{i,j}^{h-1}) \quad (13)$$

ahol

$h$  – időlépések (CAS) száma;  $i$  – sorok száma;  $j$  – oszlopok száma;  $D_\alpha$ ,  $D_\gamma$  – az alfa és gamma fázisokba a karbon diffúziós tényezője;  $\Delta t$  – egy időlépés;  $\Delta x$  – egy cella ( $x$  és  $y$  irányú) mérete.

A  $j$ -,  $i$ -edik cella átlagkoncentrációja a  $h$ -,  $t$ -edik lépésben:

$$\bar{C}(\alpha/\gamma)_{j,i}^{h-1} = f_\alpha^{h-1} C_{\alpha/\gamma}^{h-1} + f_\gamma^{h-1} C_\gamma^{h-1} \quad (14)$$

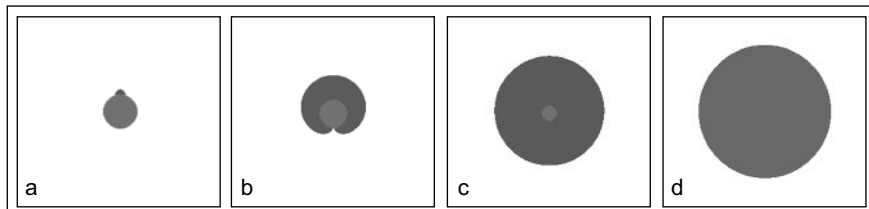
és

$$f_\alpha^{h-1} = (\bar{C}(\alpha/\gamma)_{j,i}^{h-1} - C_{\alpha/\gamma}^{h-1}) / (C_\gamma^{h-1} - C_{\alpha/\gamma}^{h-1}) \quad (15)$$

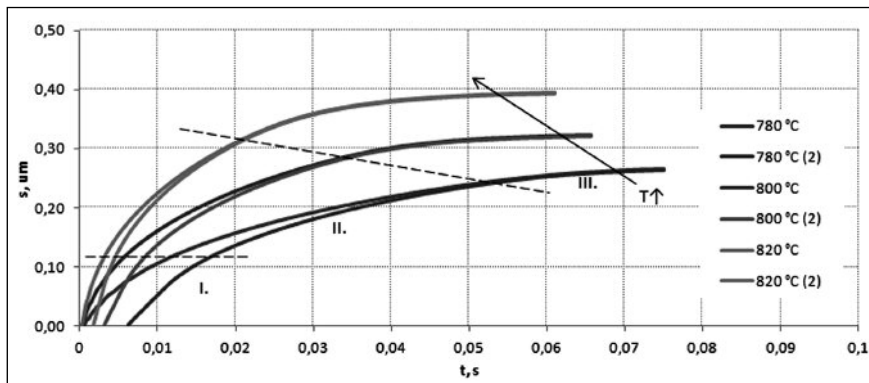
ahol

$f_\alpha$  és  $f_\gamma$  – a ferrit és az ausztenit tömeghányada a cellában. Az átlagkoncentráció a  $h$ -adik lépésben:

$$\Delta \bar{C}(\alpha/\gamma)_{i,j}^h = f_\alpha^{h-1} \frac{D_\alpha \Delta t}{\Delta x^2} (C_{i-1,j}^{h-1} - C_{\alpha/\gamma}^{h-1}) + f_\gamma^{h-1} \frac{D_\gamma \Delta t}{\Delta x^2} (C_{j+1,i}^{h-1} - C_\gamma^{h-1}) \quad (16)$$



■ 4. ábra. Egy cementittrög és az azt körülvevő ferrit ausztenitesedése. Növekedésnek indult ausztenitcsíra (a), a körbenövés előtti pillanat (b), körszerű növekedés (c) és az átalakulás vége (d)



■ 5. ábra. Az ausztenit ferrit felé való elmozdulása az idő függvényében

mat a (14-17) egyenletekkel írható le annyi kivétellel, hogy az egyenletekben kicseréljük  $C_\gamma^{Fe_3C}$ -t  $C_\alpha^{Fe_3C}$ -re, illetve  $D_\gamma$ -t  $D_\alpha$ -ra.

#### Szimuláció egyszerű mikroszerkezeten

A korábban említett módszerrel 0,15% átlag karbon koncentrációjú kiinduló szerkezetet modelleztünk. Ennél az összetételnél  $A_3$  hőmérséklet alatt a szerkezet nem képes teljesen ausztenitesedni, a cementit feloldódása után a még meglévő ferrit egy része átalakul, majd a növekedés megáll, ahogy az egyensúlyi fázisdiagram adott izotermáján lévő egyensúlyi állapot beáll. Ezzel a szerkezettel tesztelhetjük, hogy a szimulációban is így történik-e a növekedési folyamat.

Csíraképződési modellt ilyen egyszerű szerkezeten nem alkalmaztunk, csak a növekedés kinetikáját kívántuk vizsgálni. Ahhoz, hogy a növekedés elindulhasson, egy ausztenitcsírat kellett elhelyez-

nünk a ferrit/cementittrög határának egy pontján, amely aztán növekedésnek indult. A szimulációból kiragadott képeken (4. ábra) megfi-

Az ausztenit tömeghányadának változása:

$$\Delta f_\gamma^h = \Delta \bar{C}(\alpha/\gamma)_{i,j}^h / (C_\gamma^{h-1} - C_{\alpha/\gamma}^{h-1}) \quad (17)$$

A sejt ausztenitté válik (ausztenit-ferrit határ, gamma oldal), ha az átlagkoncentrációja eléri a  $C_{\alpha/\gamma}^{h-1}$  értéket. Hasonlóan a cementit/ausztenit határ esetén:

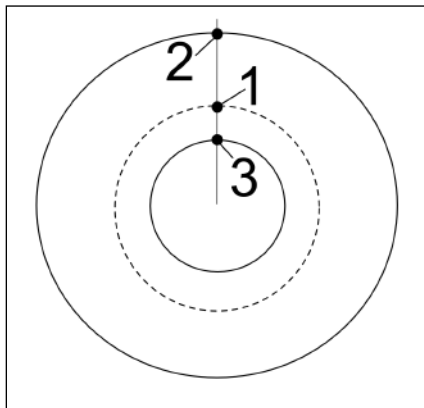
$$\bar{C}(\gamma/Fe_3C)_{j,i}^{h-1} = f_{Fe_3C}^{h-1} C_{Fe_3C}^{h-1} + f_\gamma^{h-1} C_\gamma^{h-1} \quad (18)$$

$$f_{Fe_3C}^{h-1} = (C_{Fe_3C}^{h-1} - \bar{C}(\gamma/Fe_3C)_{j,i}^{h-1}) / (C_{Fe_3C}^{h-1} - C_\gamma^{h-1}) \quad (19)$$

$$\Delta \bar{C}(\gamma/Fe_3C)_{i,j}^h = f_{Fe_3C}^{h-1} \frac{D_\gamma \Delta t}{\Delta x^2} (C_{j-1,i}^{h-1} - C_\gamma^{h-1}) \quad (20)$$

$$\Delta f_\gamma^h = \Delta \bar{C}(\gamma/Fe_3C)_{i,j}^h / (C_\gamma^{h-1} - C_{Fe_3C}^{h-1}) \quad (21)$$

A sejt ausztenitté válik (ausztenit-cementit határ, gamma oldal), ha koncentrációja  $C_\gamma^{Fe_3C}$ -re csökken. A cementit/ferrit határ esetén a folya-

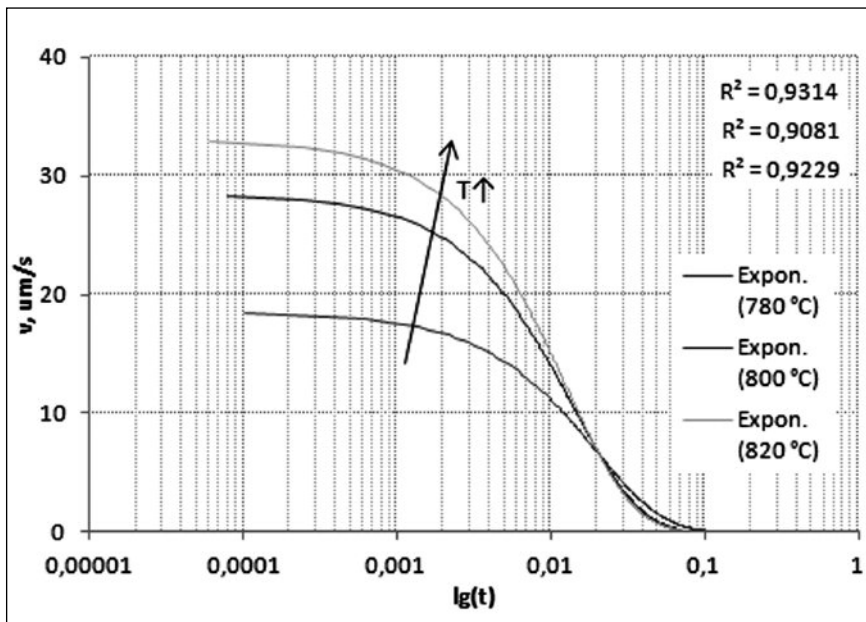


■ 6. ábra. Az egyszerű szerkezet átalakulása. Egy képzeletbeli egyenes mentén: 1 – az ausztenitcsíra „képződési helye”, ausztenit/ferrit és ausztenit/cementit határ a folyamat kezdetén, 2 – ausztenit/ferrit határ a növekedés előrehaladtával, 3 – cementit/ausztenit határ a folyamat előrehaladtával

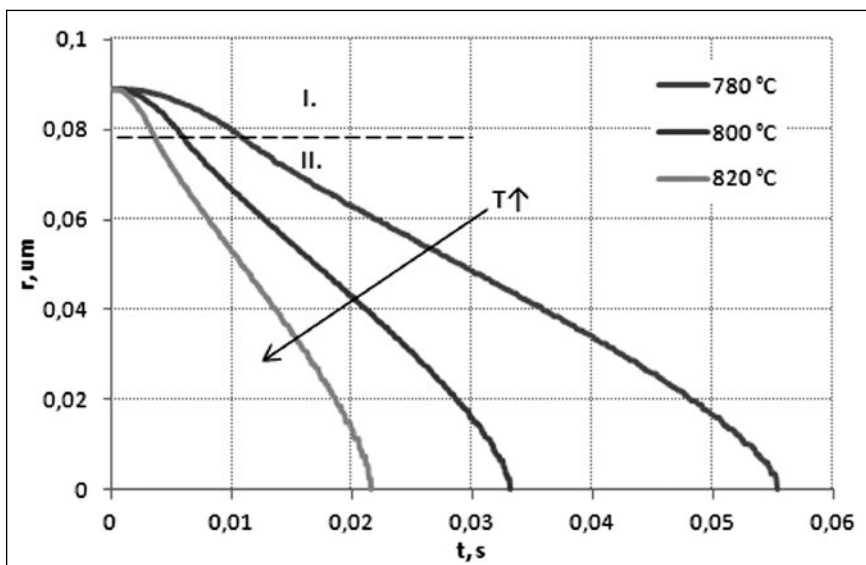
gyelhető, hogy az ausztenitcsíra először körbenövi a cementitrögöt, majd teljesen elfogyasztja azt. A növekedés többféle kinetikával zajlik. Amíg az ausztenit nem növi teljesen körbe a rögöt, addig a növekedése ferriten és auszteniten keresztüli karbondiffúzióval megy végbe. Ezután a növekedés már csak auszteniten keresztüli karbondiffúzióval zajlik. A cementit az átalakulás során teljesen feloldódik, de elfogyásának pillanatában az ausztenit növekedése még nem áll meg, az ausztenitben oldott karbon egy része még az auszteniten keresztül az ausztenit/ferrit határra diffundál, a ferrit így átalakul. A növekedés csak az adott hőmérsékletnek megfelelő egyensúlyi összetétel elérésekor fejeződik be.

Azért, hogy a növekedési modell kinetikát ellenőrizzük, különböző hőmérsékleten futtatásokat végezve megvizsgáltuk az ausztenitfront mozgását a ferrit felé, a cementitrög átmérőjének változását és az ausztenit mennyiségének változását.

Az 5. ábra görbéi az ausztenit határ ferrit felé való elmozdulását írják le az idő függvényében. Kétféle módszerrel számoltuk a front elmozdulását, így mindhárom hőmérséklethez két görbe tartozik. Az első esetben (5. ábra) egy egyenes mentén (ami keresztülhalad a rög középpontján, illetve a növekedésnek indult csírán) vizsgáltuk a front mozgását (6. ábra), míg a másik esetben (a 5. ábra (2) görbéi) az ausztenit és a mindenkori



■ 7. ábra. A ferrit felé növekvő ausztenitfront sebessége



■ 8. ábra. A cementitrög sugarának változása az idő függvényében

cementitrög területének különbségéből határoztuk meg az elmozdulást. A kapott görbepárok nem esnek teljesen egybe, különösen igaz ez a folyamat elején, ami azzal magyarázható, hogy a (2)-es esetben a növekedés kezdetén az ausztenit mennyisége még kevesebb, mint a nem feloldódott cementitrögé, ezért ott nem tudjuk a második módszerrel számolni a megtett (átlag)távolságot, mert az ausztenit és cementit fázisok mennyiségének különbsége negatív számot eredményezne. Ez a magyarázat arra is, hogy a (2) görbék nem az origóból indulnak. A római számokkal jelölt tartományok az eltérő kinetikával történő növekedést jelölik. Az I. szakaszban az ausztenit körbenövi a cemen-

titrögöt, a II. tartományban a növekedés egyre inkább körszerűen zajlik, de már csak auszteniten keresztüli diffúzióval. A III. szakaszban a cementit már elfogyott, a növekedés lelassul, majd befejeződik, a görbék elapadosnak. A 5. ábra görbéit deriválva kapjuk meg az ausztenitfront mozgásának sebességét a ferrit irányába. A 7. ábra a front növekedési sebességének időtől való függését mutatja meg.

A 8. ábrán a cementitrög sugarának változását mutatjuk be az idő függvényében. A sugár változása közel lineáris, eltekintve a folyamat elejétől és végétől. Előbbinek oka, hogy ekkor még (I. szakasz) az ausztenit nem nötte körül teljesen a cementit-

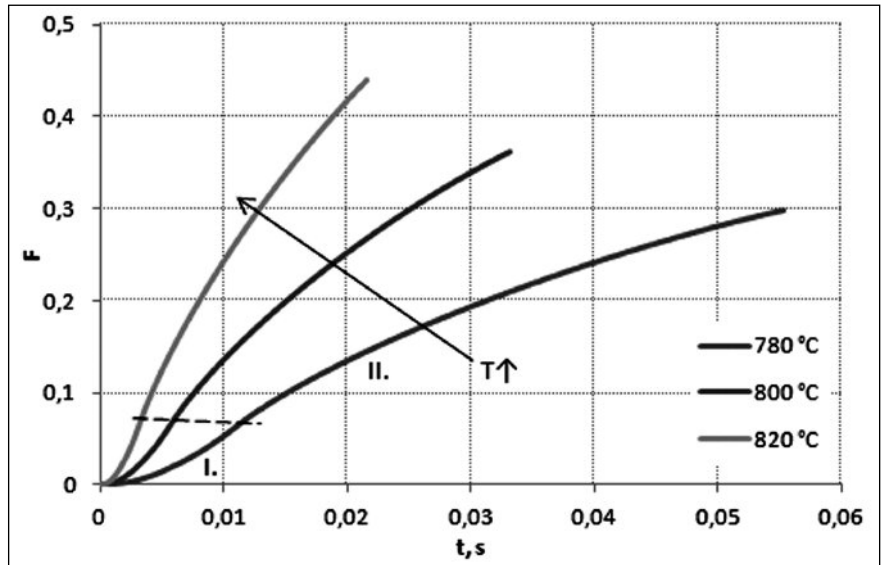
rögöt, az auszteniten keresztüli difúzió nem a rög teljes felületéről szállít karbont. Utóbbi a cementit-rög geometriájával magyarázható. Amikor már csak néhány képpontból áll a rög, elveszti körszerűségét, ami hatással van sugarának számítására. Az ausztenitfront cementit-rög felé mozgását nem ábrázoltuk, de belátható, hogy az szintén lineáris, hiszen a megtett út a kiinduló rög sugarának és a mindenkor i rög sugarának különbségéből számítható (6. ábra, az 1-es és 3-as pont távolsága).

Az ausztenit mennyiségének változását láthatjuk a 9. ábrán. Az I. szakaszt elhagyva az átalakult hányad  $\sqrt{t}$ -vel arányosan változik. A III. szakaszt az eltérő kinetika miatt nem ábrázoltuk.

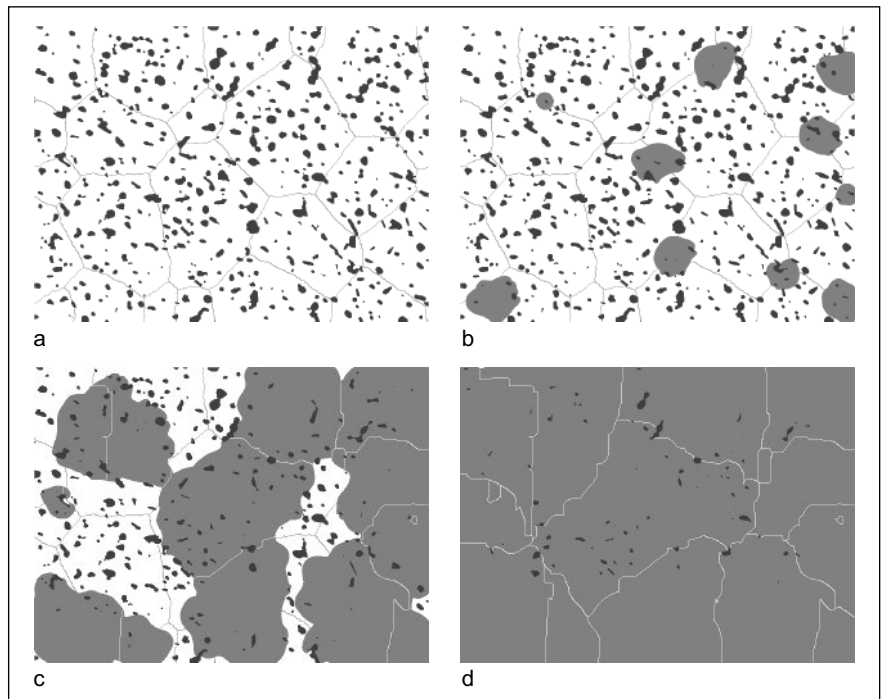
A növekedés a cementit feloldódása után is folytatódik még (4d ábra), de a folyamat lelassul, majd megáll. A 780, 800 és 820 °C-on futtatott szimulációkból a folyamat végén az átalakult hányadok értékeire 0,35, 0,45 és 0,64-ot kaptunk.

### Szimuláció valós mikroszerkezeten

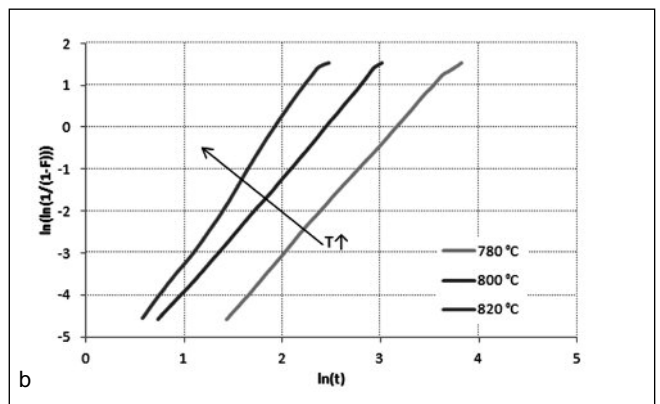
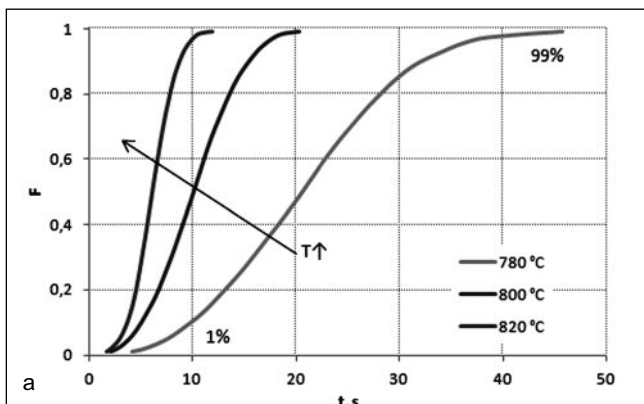
A 10. ábra képsorozatán láthatjuk egy valós, eutektoidos összetételű (0,77% C) mikroszerkezet auszteniteseését. A ferrit szemcsehatár/cementit-rög határokon ausztenitcsírák jönnek létre, majd indulnak növekedésnek. A csíráképződésnél  $\Sigma\Delta G$  értéke a ferrit szemcsehatár/cementit határon 125 kJ, a ferrit/cementit határon 145 kJ volt (lásd 2. ábra). A cementit-rögök feloldódnak a növekvő ausztenitben, miközben a ferrit mátrix átalakul. A folyamatra jellemző átalakult hányad-idő, illetve azok logaritmusainak görbéit láthatjuk a 11. ábrán.



9. ábra. Az ausztenit mennyisége az idő függvényében

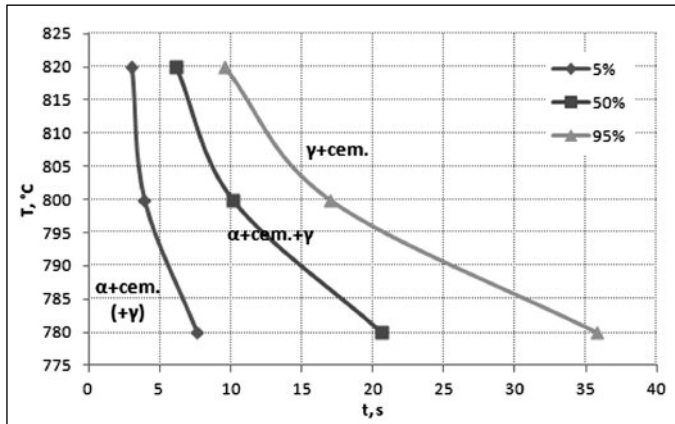


10. ábra. Valós sferoiditos szerkezet auszteniteseése



11. ábra. Az átalakult hányad változása az átalakulás során (a), Avrami-egyenesek (b)





■ 12. ábra. Átalakulási diagram izotermás ausztenitesedés esetén

A teljes folyamat kinetikáját a Johnson–Mehl–Avrami–Kolmogorov-egyenlet írja le:

$$F = 1 - \exp\left(-B_0 \exp\left(-\frac{Q_R}{RT}\right) t^n\right) \quad (22)$$

ahol  $F$  – az átalakult hányad;  $B_0$ ,  $Q_R$ ,  $n$  – konstansok. Az eredményekből látható, hogy a szimuláció a fenti kinetikát követi. Az egyenesekből számított Avrami-kitevők 780, 800 és 820 °C-on: 2,59, 2,75 és 3,4.

A futtatási eredményekből megszerkeszthető a sferoiditos szerkezet izotermás ausztenitesedésének átalakulási diagramja, ezt láthatjuk a 12. ábrán.

Kellően sok, teljes futtatás esetén a görbék pontosíthatóak, illetve a diagram kiegészíthető azzal a tartománnyal, ahol a cementit teljesen feloldódott.

## Összefoglalás

Célunk sferoiditos kiinduló szerkezettel bíró acélok ausztenitesedésének leírása, közelítése volt szimuláció alkalmazásával. Kiinduló modell szerkezeteket készítettünk, ezeken végeztük el a szimulációkat. Kidolgoztunk egy szabadentalpia alapú csíráképződési modellt, ami különbséget tesz a ferrit szemcsehatárokon, illetve a szemcsén belül keletkező csíráképződési helyek között. Csíranövekedési modellt készítettünk, amely a ferriten és az auszteniten keresztüli karbondiffúziót is tudja számolni.

Az egyszerű kiinduló szerkezeten történt futtatások megmutatták, hogy a növekedési folyamat két eltérő kinetikával írható le. Kezdetben az ausztenitcsíra körbenövi a

cementittrögöt, a folyamatot a ferriten és az auszteniten keresztüli karbondiffúzió irányítja, majd a körbenövés után már csak auszteniten keresztüli diffúzióval történik a növekedés.

A valós szerkezet futtatásai-

ből láthatjuk, hogy a teljes folyamatra jellemző átalakult hányad időbeli változását (11. ábra) valóban a (22)-es Johnson–Mehl–Avrami–Kolmogorov-egyenlet írja le. A kapott eredményekből izoterm körülményekre megszerkeszthető az ausztenitesedési diagram (12. ábra).

A szimulációkból az adatok mellett képek is nyerhetők, amelyekkel az egyes részfolyamatok (csíráképződés, csíranövekedés) is jól szemléltethetőek.

## Köszönetnyilvánítás

A kutatómunka a TÁMOP-4.2.2/B-10/1-2010-0008 jelű projekt részeként – az Új Magyarország Fejlesztési Terv keretében – az Európai Unió támogatásával, az Európai Szociális Alap társfinanszírozásával valósul meg.

## Irodalom

- [1] Orlich, I. – Rose, A. – Wiest, P.: Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle, Vols. 3–4, Verlag Stahleisen, M.B.H., Düsseldorf, 1976.
- [2] Bunghardt, K. – Preisendanz, M. – Brandis, M.: „Beitrag zur Kenntnis des Umwandlungsverhaltens von Stahl 50 CrV4,” Arch. Eisenhütt., Vol. 32, 1961, pp. 261–263.
- [3] Schmidtman, E. – Brandis, H.: „Beitrag zur Austenitbildung in unlegierten und niedriglegierten untereutektoidischen Stählen,” Arch. Eisenhütt., Vol. 30, 1959, pp. 83–89.
- [4] Rose, A. – Strassburg, W.: „Kinetik der Austenitbildung unlegierten und niedriglegierter eutektoi-

discher Stähle,” Arch. Eisenhütt., Vol. 27, 1956, pp. 513–520.

- [5] Hillert, M. – Nilsson, K. – Törndahl, L. E.: „Effect of Alloying Elements on the Formation of Austenite and Dissolution of Cementite,” J. Iron Steel Inst., London, Vol. 209, 1971, pp. 49–66.
- [6] Molinder, G.: „A Quantitative Study of the Formation of Austenite and the Solution of Cementite at Different Austenitizing Temperatures for a 1.27 % Carbon Steel,” Acta Metall., Vol. 4, 1956, pp. 565–571.
- [7] Judd, R. R. – Paxton, M. W.: „Kinetics of Austenite Formation Iron a Spheroidized Ferrite-Carbide Aggregate,” Trans. T.M.S.-A.I.M.E., Vol. 242, 1968, pp. 206–215.
- [8] Törndahl, L. E.: 1968, thesis, Royal Institute of Technology, Stockholm, Sweden.
- [9] Dirnfeld, S. F. – Korevaar, B. M. – Van’t Spijker, F.: „The Transformation to Austenite in a Fine Grained Tool-Steel,” Metall. Trans., Vol. 5, 1974, pp. 1437–1444.
- [10] Speiche, G. R. – Szirmai, A.: „Formation of Austenite from Ferrite and Ferrite-Carbide Aggregates,” Trans. T.M.S.-A.I.M.E., Vol. 245, 1969, pp. 1063–1074.
- [11] Roósz, A. – Gácsi, Z. – Fuchs, E.: „Isothermal Formation of Austenite in Eutectoid Plain Carbon-Steel,” Acta Metall., Vol. 31, 1983, pp. 509–517.
- [12] Gaylord, R. J. – Nishidate, K.: „Modelling Nature, Cellular Automata Simulations with Mathematics”, Springer, 1989.
- [13] Geiger, J. – Roósz, A. – Barkóczy, P.: „Simulation of Grain Coarsening in Two Dimensions by Cellular Automaton”, Acta Mater., Vol. 49, 2001, pp. 623–629.
- [14] Roósz, A. – Barkóczy, P. – Farkas, J.: „The ESTPHAD: A Simple Tool for the Simulation of Solidification of Multicomponent Alloys”, SP’07 Proceedings of the Fifth Decennial International Conference on Solidification Processing, Sheffield, United Kingdom, 2007, T.J.International Ltd., Cornwall, United Kingdom, pp. 365–368.

# Fémhátrixú kerámia kompozitok mikroszerkezeti tulajdonságai

*Kerámia gömbhéjerősítésű fémhátrixú kompozitokat állítottunk elő nyomásos infiltrálással. Vizsgáltuk a mikrogömbhéjak mikroszerkezetét külön és öt alumíniumötvözet mátrixanyaggal kapcsolatban. A gömbhéjak főként  $Al_2O_3$  és  $SiO_2$  tartalmú oxidkerámiák. A mintákon röntgendiffrakciós vizsgálatokat és energiadiszerzív röntgenspektroszkópiás méréseket végeztünk. Az eredmények szerint az  $Al_2O_3$  és a  $SiO_2$  eloszlása a gömbhéjak falában nem egyenletes; túszerű  $Al_2O_3$  fázis van beágyazva a környező  $SiO_2$  fázisba és mullitba. Az  $Al_2O_3$  részecskék egyenlőtlen eloszlása miatt az olvadt alumínium redukálni tudta a mikrogömbhéjak  $SiO_2$ -ban dús részét, és ez a gömbhéjak degradációjához vezetett.*

## 1. Bevezetés

A fémhátrixú kompozitok napjainkban egyre nagyobb teret nyernek, amit alátámaszt a témában megjelent cikkek egyre növekvő száma. A csak fém- és gázfázist tartalmazó „hagyományos” fémhabok irodalma széleskörű, de vannak még nyitott kérdések például a habosítási folyamattal kapcsolatban is [1, 2]. A fémhabok egy speciális csoportja, a szintaktikus fémhabok megfelelnek a részecskerősítésű kompozitok definíciójának is. A szintaktikus fémhabnak számos perspektivikus alkalmazási területe van például a csomagolási, öntészeti és autópárban is, a nagy energiaelnyelési, csillapítási képessége és kis sűrűsége miatt. Ezekben a porózus anyagokban a porozitást kerámia, illetve fém gömbhéjak mátrixba ágyazásával érik el [3; 4]. A mikrogömbhéjak kereskedelmi forgalomban kaphatók [5], minőségük jelentősen befolyásolja a fémhabok tulajdonságait.

A szintaktikus fémhabok legfontosabb tulajdonsága a nyomószilárdság és az alakváltozás során elnyelt energia. Wu és munkatársai a mikrogömbhéjak méretének a nyomószilárdságra gyakorolt hatását vizsgálták. Azt találták, hogy a kisebb gömb-

héjak nagyobb nyomószilárdságot biztosítanak a kompozitnak, mivel mikroszerkezetükben kevesebb hibát tartalmaznak, mint a nagyobb gömbhéjak. Rohatgi szintén vizsgálta a gömbhéjak mérethatását, de nem csak a nyomószilárdság, hanem a gyártás, az infiltrálás szemszögéből is, szerinte a nagyobb gömbhéjak könnyebben infiltrálhatók [6]. Palmer megmutatta, hogy a nagyobb gömbhéjak falában nagyobb a porozitás és mikroszerkezetükben több a hiba, mint a kisebbekben [7]. Az ebben a témában végzett zömítővizsgálatok összehasonlítása azonos eredményre vezetett, mint az eddig ismertettek [8]. Balch a mátrixról a gömbhéjakra terjedő terhelésátadást vizsgálta. Találtak egy kémiai reakciót is a gömbhéjak és a mátrixanyagok között, amely meghatározó hatású a szintaktikus fémhabok mechanikai tulajdonságaira. Ezért a mikroszerkezet és a gömbhéjak minősége igen fontos [9]. A nyomószilárdság mellett a szintaktikus fémhabok más mechanikai tulajdonságait, szakítószilárdságát, keménységét is vizsgálták [10].

A gyártás során a mátrix és a gömbhéjak közötti nedvesítési szögnek meghatározó szerepe van az infiltrációra és a küszöbnyomásra [11-12]. A nedvesítési szöget sok paraméter, többek közt a kémiai összetétel és az erősítőanyag-mátrix között lehetséges kémiai reakciók befolyásolják. Ezért indokolt a gömbhéjak vizsgálata mikroszerkezeti szinten is.

Kutatásunk fő célja a gömbhéjak mikroszerkezete és az alumínium mátrix – kerámia gömbhéj közötti átmeneti réteg vizsgálata volt.

## 2. Felhasznált anyagok és vizsgálati módszerek

A vizsgált gömbhéjak az Envirosphe-res Ltd. (Ausztrália) által gyártott SL150 és SL300 típusú termékek voltak, fő paramétereik az 1. táblázatban láthatóak. A fázisösszetételeket röntgendiffrakcióval (XRD), Phillips X-Pert diffraktométerrel határoztuk meg 35 mA katód-fűtés, réz anód ( $CuK\alpha$ ,  $\lambda=0,154186$  nm) és 40 kV gyorsítófeszültség mellett. A goniométer forgási sebessége 0,04 fok/sec volt. A pásztázó elektronmikroszkópos (SEM) vizsgálatok Phillips XL-30 elektronmikroszkóppal és EDAX Genesis típusú energiadiszerzív röntgenspektroszkóp (EDS) detektorral készültek. A kerámia mikrogömbhéjakra az elektronmikroszkóppal történő felületi leképezéséhez karbont párologtatunk. Az EDS-mérésekhez 15 kV gyorsítófeszültséget használtunk. A mikrogömbhéjakról EDS-térkép is készült.

Később a gömbhéjakból szintaktikus fémhabokat készítettünk a következő mátrixanyagokkal: Al99,5, AlSi12, AlMgSi1, AlCu5 és AlZn5. A gömbhéjak térkitöltése viszonylag nagy (60 térf.%) volt, a gyártási eljárást korábbi cikkünkben [3] közzeltük. A szintaktikus fémhabok sűrűség és porozitás adatai a 2. táblázatban láthatók, kémiai összetételükről a 3. táblázat ad tájékoztatást. A mátrixporozitás értékét úgy számítottuk, hogy az elméleti sűrűség és a mért sűrűség különbségét elosztottuk az elméleti sűrűség értékével. A negatív mátrixporozitás infiltrált gömbhéjakra utal. A mátrixporozitás mindig 8% alatt maradt, így az infiltráció jónak mondható. A 3. táblázat értékeit XRD-méréssel határoztuk meg. A mikrogömbhéjak és mátrixanyag találkozásánál levő határréteg elemeloszlásának vizsgálatára piló-

*Májlinger Kornél életrajza a Kohászat 2011/3. számában található.*

*Orbulov Imre Norbert életrajza a Kohászat 2011/3. számában található.*

1. táblázat. A gömbhéjak morfológiai tulajdonságai és fázisösszetételük (XRD-vel mérve, t%) [14]

Típus	Átlagos átmérő(μm)	Mérettartomány (95%)(μm)	Fajlagos felület (μm <sup>-1</sup> )	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Amorf SiO <sub>2</sub>	Mullit	Kvarc	Más
SL150	100	56-183	0,060	30-35	45-50	19	1	maradék
SL300	150	101-330	0,040					

2. táblázat. A szintaktikus fémhabok sűrűség és porozitás értékei [3]

Minta	Sűrűség (gcm <sup>-3</sup> )		Porozitás (%)		
	Elméleti	Mért	Részecske	Mátrix	Teljes
AI99,5-SL150	1,34	1,43	50,9	-6,2	44,7
AI99,5-SL300	1,42	1,52	48,2	-7,2	41,0
AlSi12-SL150	1,32	1,31	50,9	1,1	52,0
AlSi12-SL300	1,40	1,37	48,2	1,9	50,1
AlCu5-SL150	1,37	1,53	50,9	-11,6	39,3
AlCu5-SL300	1,44	1,62	48,2	-12,2	36,0
AlMgSi1-SL150	1,34	1,52	50,9	-13,4	37,5
AlMgSi1-SL300	1,42	1,57	48,2	-10,5	37,7
AlZn5-SL150	1,38	1,49	50,9	-8,0	42,9
AlZn5-SL300	1,45	1,53	48,2	-5,5	42,7

3. táblázat. A szintaktikus fémhabok fázisösszetétele XRD-mérések szerint (t%)

Minta	Al	Si	Mullit	α-Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	γ-Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Kvarc	Amorf	CuAl <sub>2</sub>
AI99,5-SL150	67	8	11	3	11	0	0	-
AI99,5-SL300	78	0	11	0	0	0	11	-
AlSi12-SL150	72	7	13	0	0	0	8	-
AlSi12-SL300	72	7	12	0	0	1,0	8	-
AlMgSi1-SL150	60	7	8	0	25	0	0	-
AlMgSi1-SL300	60	6	6	0	28	0	0	-
AlCu5-SL150	60	6	8	8	12	0	0	6
AlCu5-SL300	60	5	10	7	12	0	0	6
AlZn5-SL150	65	5	10	0	20	0	0	-
AlZn5-SL300	68	5	7	0	20	0	0	-

zott metallográfiai mintán vonalmenti EDS-méréseket végeztünk. A minta-előkészítés lépéseit a 4. táblázat tartalmazza. A vonalmenti EDS-mérésekhez 20 kV gyorsítófeszültséget használtunk, pontonként 15 s-ig 35 μs-os detektor kiolvasási idővel.

### 3. Vizsgálati eredmények és kiértékelésük

#### 3.1. A mikrogömbhéjak falának vizsgálata

Az 1. ábrán egy tipikus SL150 típusú

gömbhéj felülete, a 2. ábrán pedig egy AI99,5 mátrixba foglalt gömbhéj keresztmetszeti képe látható SEM-felvételen. Mindkét ábrán túszerű struktúrák figyelhetők meg a gömbhéj falán. A tűk sűrűn helyezkednek el, és nincs kitüntetett irányultságuk. A visszaszórt elektron (back-scattered electron, BSE) detektorral készített felvételeken a szürkeárnyalatbeli eltérések eltérő kémiai összetételre utalnak. A

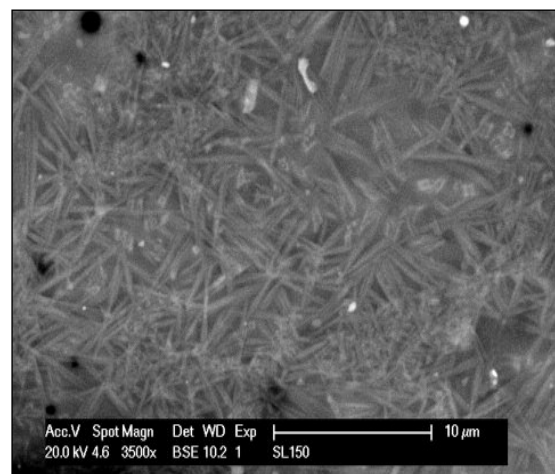
megfigyelt tűk igen rövidek és vékonyak, 5-10 μm hosszúak, míg átmérőjük kisebb, mint 0,5 μm.

EDS-térképet készítettünk a mikrogömbhéjak falán és keresztmetszeti csiszolaton különböző mátrixba ágyazott gömbhéjakon, példaként a 3. ábrán SL300 típusú gömbhéj falán készített EDS-térkép látható.

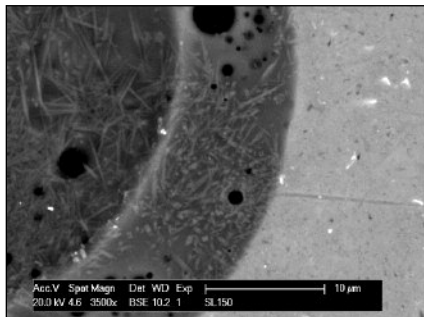
Mindkét gömbhéjtípus (SL150 és SL300) ugyanolyan jelleget mutatott. A 3a ábra a vizsgált felület SEM-felvételét mutatja, ezen is megfigyelhető a túszerű struktúra. A 3b ábrán látható az alumínium eloszlása, miszerint a „tűk” több alumíniumot tartalmaznak, mint a környező tartományok. Az XRD-mérések szerint az Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> és a SiO<sub>2</sub> mullitot (3Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>·2SiO<sub>2</sub>) képez, így az 1. táblázat szerint a gömbhéjak fala mullit és amorf SiO<sub>2</sub> keverékéből áll. Ezek szerint az Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> eloszlása egyenetlen, található a fal mátrixában (a mullitban) és Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-tűként beágyazva ebben a mátrixban. A 3d ábra, mely a szilíciumeloszlást mutatja, ezt egyértelműen alátámasztja. Ezek szerint a tűk nem tartalmaznak szilíciumot, tehát valóban Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-tűk. Végül az oxigéneloszlás (3c ábra) teljesen kiegyenlített az Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> és a SiO<sub>2</sub> részekenél is. Tehát a vizsgálat Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-ban gazdag és amorf SiO<sub>2</sub> zónák jelenlétére is utal. Az amorf SiO<sub>2</sub> nemkívánatos, mivel az Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-mal és a mullittal ellentétben a SiO<sub>2</sub> kémiai

4. táblázat. A minta-előkészítés lépései vonalmenti EDS-vizsgálatokhoz

Abrazív anyag	A csiszolás/polírozás ideje (perc)	Csiszolási/polírozási erő (N)	Forgási sebesség (1/perc)	Forgásirány
P 320 SiC	1	22	220	ellen
6 μm gyémánt	15	27	150	ellen
3 μm gyémánt	6	27	150	ellen
0,05 μm SiO <sub>2</sub>	3	27	125	egyén

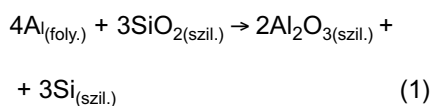


1. ábra. SEM-BSE-felvétel egy SL150 típusú kerámia mikrogömbhéj felületéről



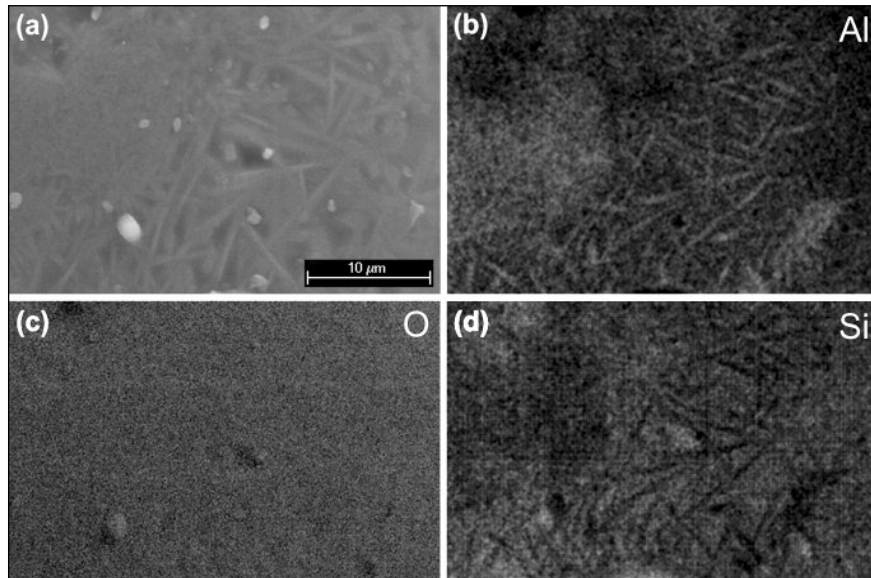
■ **2. ábra.** SEM-BSE-felvétel egy SL150 típusú kerámia mikrogömbhéj faláról keresztmetszeti csiszolaton

stabilitása nem megfelelő. A szintaktikus fémhab gyártásakor az olvadt alumínium képes a  $\text{SiO}_2$ -t redukálni, a következő reakció szerint:

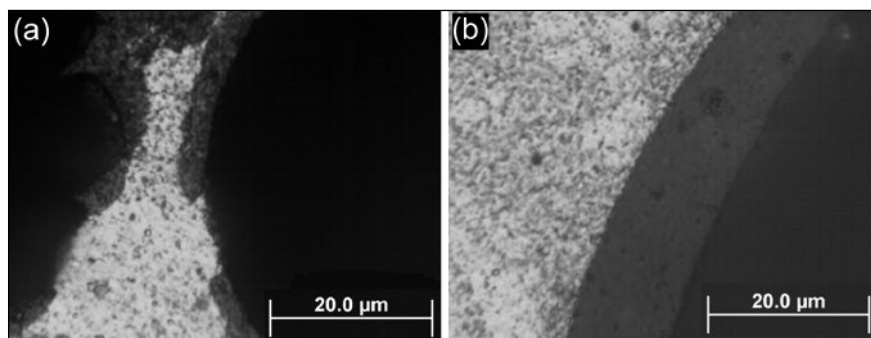


Ez a diffúzió által irányított reakció a mikrogömbhéjak falának tönkremeneteléhez vezet. Ez a hatás jól látszik például a *4a ábrán*.

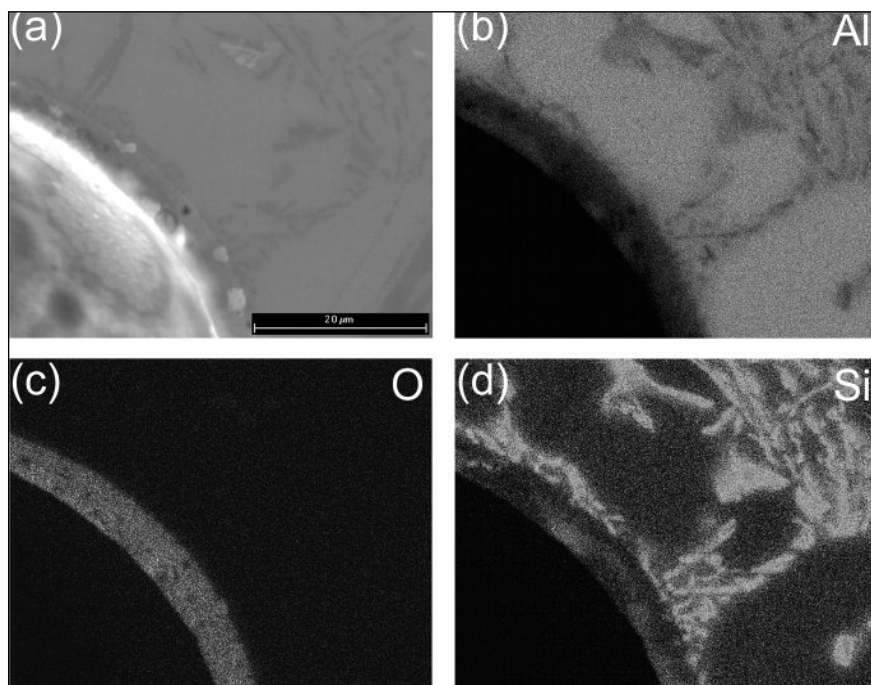
A jelenség, ahogy más publikációkban is láthattuk, jelentős nyomószilárdság-csökkenéshez és egyéb mechanikai tulajdonságok romlásához vezet [3, 13, 14]. Ugyanakkor a gyártás szempontjából kedvező is lehet, mert az oldódással járó reakciók általában javítják a nedvesítést. A reakció az AlSi12 mátrixanyag kivételével mindenhol végbement. Az infiltráció hőfoka is jelentősen befolyásolja a reakció sebességét, ezért is nem volt kimutatható reakció Al99,5-SL300 és AlSi12 mátrix esetén, mivel azokat alacsonyabb hőmérsékleten infiltráltuk (690 °C ill. 620 °C-on) [3]. Ez arra utal, hogy van egy határhőmérséklet, ami alatt a reakció nem megy végbe [3]. A reakció az AlSi12 mátrixanyagnál nem ment végbe, mivel a reakció diffúziós és hajtóereje a mikrogömbhéjak fala, illetve a mátrixanyag közötti Si-koncentráció különbsége. A mátrixanyag nagy szilíciumtartalma csökkentette ezt a hajtóerőt, így a reakció nem valósult meg. A *4b ábrán* jól látszik, hogy a gömbhéjak fala sértetlen maradt. A legtöbb  $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$  az AlMgSi1 mátrixú szintaktikus fémhobokban volt található. Az AlCu5 mátrix esetében a termodinamikai viszonyok még a  $\text{CuAl}_2$  fázis kialakulására is kedvezőek voltak.



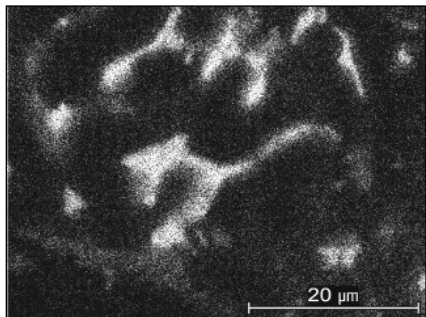
■ **3. ábra.** SEM-felvétel egy SL300 típusú kerámia mikrogömbhéj felületéről (a) és EDS-térkép erről a területről a következő elemek eloszlására: Al (b), O (c) és Si (d)



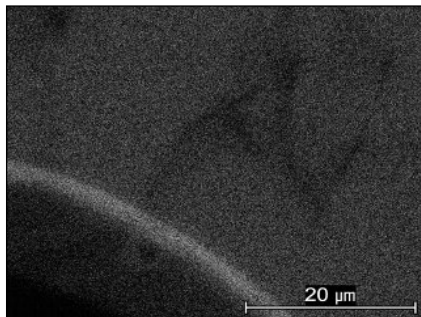
■ **4. ábra.** Fénymikroszkópi felvétel egy sérült SL150 (a) és egy hibátlan SL300 (b) gömbhéjről, Al99,5 (a) illetve AlSi12 (b) mátrixban



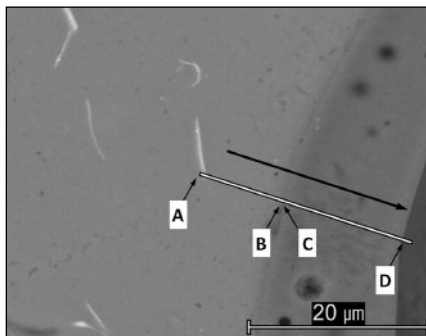
■ **5. ábra.** SEM-felvétel az Al99,5-SL300 szintaktikus fémhabról (a) és EDS-térképfelvételek ennek a területnek az elemeloszlásairól a következő elemekre: Al (b), O (c) és Si (d)



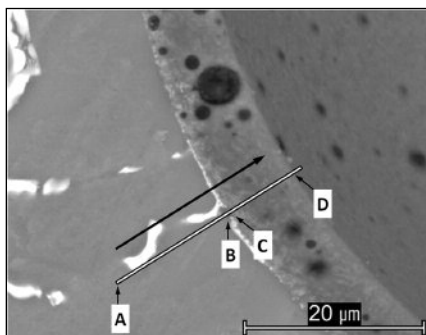
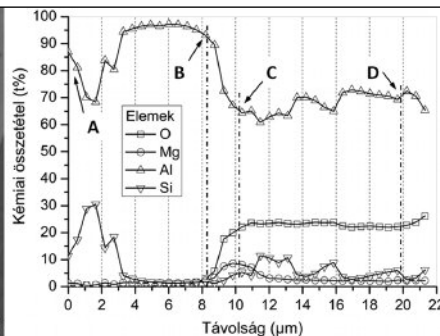
■ 6. ábra. EDS-térképfelvétel AlCu5 SL150 mintán a réz elemeloszlására, CuAl<sub>2</sub> kiválások láthatók



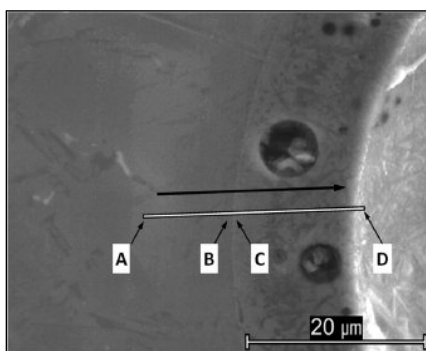
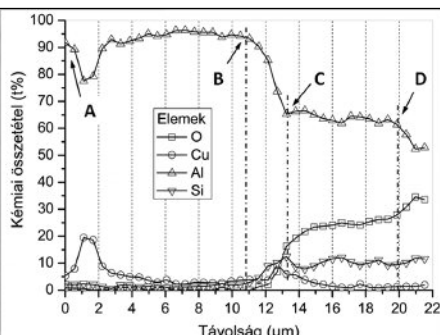
■ 7. ábra. EDS-térképfelvétel AlMgSi1-SL300 mintán a magnézium elemeloszlására, Mg-dúsulás látható a gömbhéj külső falán



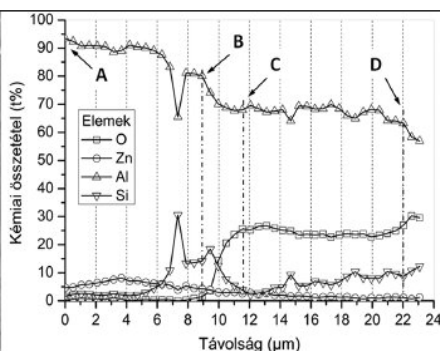
■ 8. ábra. SEM-BSE-felvétel AlMgSi1-SL150 mintáról, a vonalmenti EDS-mérés helye és eredménye



■ 9. ábra. SEM-BSE-felvétel AlCu5-SL300 mintáról, a vonalmenti EDS-mérés helye és eredménye



■ 10. ábra. SEM-BSE-felvétel AlZn5-SL300 mintáról, a vonalmenti EDS-mérés helye és eredménye



### 3.2. Az átmeneti réteg vizsgálata

Először áttekintő EDS-térképeket készítettünk a szintaktikus fémhabok

mikrogömbhéj-mátrix területéről, például az 5. ábrán az Al99,5-SL300 minta EDS-térképe látható.

A mátrix mikroszerkezete és a

megszilárdulás utáni szemcsehatárok is megfigyelhetők az alumínium (5b ábra) és szilícium (5d ábra) koncentrációjának eloszlásában. Az oxigén nagyobb koncentrációban csak a gömbhéj falában volt jelen (5c ábra), ezek a megállapítások az összes mintára érvényesek. Az AlSi12 mátrix esetében nagyobb szilíciumlemezek is jelen voltak. Az AlCu5 mátrix esetében rézben gazdag kiválások – az XRD-mérések szerint CuAl<sub>2</sub> fázis – voltak megfigyelhetőek (6. ábra, kb. 1 μm x 20 μm befoglaló mérettel). Az AlMgSi1 mátrix esetében a magnézium egyenetlen eloszlást mutatott az alumínium területeken, és a szilíciumlemezekben egyáltalán nem volt detektálható. Mg-dúsulás volt megfigyelhető a mikrogömbhéjak külső falán (7. ábra), ami a magnézium oldódására utal a gömbhéj falába. A mikrogömbhéj-mátrixanyag átmeneti rétegének részletesebb vizsgálatára nagyobb nagyítás mellett vonalmenti EDS-méréseket végeztünk.

Példaként a 8-10. ábrákon vonalmenti EDS-mérések eredményei láthatók AlMgSi1, AlCu5 és AlZn5 mátrixok esetére.

A 8. ábrán SL150 típusú gömbhéj nagy nagyítású SEM-BSE-felvétele látható. A gömbhéj külső fala rosszul definiált. Ez arra utal, hogy a mikrogömbhéj fala degradálódott az infiltráció során (cserereakció Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> képződéssel). A diffúziós folyamat a gömbhéj külső falán ~2-4 μm széles átmeneti réteg (a B-től a C pontig) képződéséhez vezetett. Korábbi munkáinkban 6 μm-es réteget is megfigyeltünk [14]. A C pont után az alumíniumtartalom a fal aktuális összetétele szerint változott. A D pont után a mérés a gömbhéj belsejének görbülete miatt nem megbízható. A mátrix anyagának lokális összetétele jól követhető az EDS-spektrumokban az alumínium- és szilíciumtartalom változásán, az összes mátrix ötvözet esetében.

Az AlMgSi1-SL150 minta esetében ilyen szilíciumdúsulást figyelhetünk meg az A és B pont között. A B és C pont közel van egymáshoz, ez arra utal, hogy viszonylag keskeny (~3 μm) a detektálható átmeneti réteg. A magnéziumkoncentráció B pont utáni növekedése szerint magnézium oldódott a gömbhéjak falába,

a C és D pont között jól megfigyelhető a kölcsönösen együtt változó alumínium- és szilíciumtartalom. A SEM-BSE-fevétellel összehangban a világosabb részen az Al-tartalom megnőtt, míg a Si-tartalom lecsökkent. Az oxigéntartalom tekintetében sem a mátrixban, sem a mikrogömbhéj falában nem volt nagy ingadozás. Ez az eredmény is arra utal, hogy a világosabb fázisok a gömbhéj falában  $\text{Al}_2\text{O}_3$  részecskék,  $\text{SiO}_2$ -ba és mullit mátrixba ágyazva.

Az AlCu5 mátrix esetében (9. ábra) A és B pont között  $\text{CuAl}_2$  kiválás figyelhető meg, az átmeneti réteg ~3  $\mu\text{m}$  széles volt az SL150 és az SL300 típusú mikrogömbhéjak esetében is. A gömbhéjak falának egy részét rézkiválások fedték, melyek jól láthatók a BSE-felvételen is. A vonalmenti EDS-mérések szerint (B és C pontok között) ezek valóban kiválások, réz nem oldódott a gömbhéjak falába.

Az AlSi12 mátrix esetében a gömbhéjak külső fala látszólag sértetlen, mivel a kémiai cserereakciót a viszonylag kis infiltrálási hőmérséklet és a mátrix nagy szilíciumtartalma gátolta. Az átmeneti réteg vastagsága kevesebb, mint 1,5  $\mu\text{m}$  volt mindkét mikrogömbhéjtípus esetében.

Az AlZn5 mátrix esetében (10. ábra) az átmeneti réteg vastagsága >3  $\mu\text{m}$  volt mindkét mikrogömbhéjtípus esetében. A cinkeloszlás teljesen egyenletes volt az egész mátrixban. A vonalmenti EDS-mérés szerint a gömbhéjak külső falába ~4  $\mu\text{m}$  mélyen cink oldódott be.

## Összegzés

Az előzőekben tárgyalt mérések eredményeiből a következő megállapítások tehetők:

– A gömbhéjak mikroszerkezete, térfogataránya és tulajdonságai erősen befolyásolják a szintaktikus fémhabok tulajdonságait. A mérésekből kitűnt, hogy a gömbhéjak fala  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -tűket tartalmaz, amelyek mullitba, valamint  $\text{SiO}_2$ -be vannak ágyazódva.

– Az  $\text{Al}_2\text{O}_3$  egyenlőtlen eloszlása miatt a mikrogömbhéjak falában  $\text{SiO}_2$ -ben gazdag zónák keletkeztek. A szintaktikus fémhab gyártása során az olvadt alumínium kémiaiilag megtámadta ezeket a részeket, és ez a redukciós kémiai reakció a gömbhé-

jak falának jelentős károsodásához vezetett.

– Az Al99,5, AlCu5, AlMgSi1 és AlZn5 mátrixanyagok esetében intenzív reakciót tapasztaltunk, és a diffúzió irányította folyamat fő hajtóereje a gömbhéjak és a mátrix közti szilíciumkoncentráció-különbség volt. Ennek megfelelően a reakciót az AlSi12 mátrixú szintaktikus fémhabok esetében a mátrix jelentős szilíciumtartalma gátolta.

– Az AlCu5 mátrixanyag esetében helyenként rézkiválásokat találtunk a mikrogömbhéjak falán, míg az AlMgSi1 mátrixnál magnézium oldódott a mikrogömbhéjak falának külső rétegébe.

## Köszönetnyilvánítás

Köszönet dr. Sajó Istvánnak az XRD-mérésekért. A munka szakmai tartalma kapcsolódik a „Új tehetséggondozó programok és kutatások a Műegyetem tudományos műhelyeiben” c. projekt szakmai célkitűzéseinek megvalósításához. A projekt megvalósítását a TÁMOP-4.2.2.B-10/1-2010-0009 program támogatja. A kutatást az NKTH-OTKA PD 83687 szerződés támogatta. A kutatás és a cikk a Bolyai János Kutatási Ösztöndíj támogatásával készült.

## Irodalom

- [1] Babcsán, N. – Leitmeier, D. – Banhart, J.: Metal foams–High temperature colloids Part I: Ex situ analysis of metal foams. *Colloids and Surf A: Physicochem Eng* (2005) Asp 261:123-130 DOI:10.1016/j.colsurfa.2004.12.030
- [2] Babcsán, N. – García Moreno, F. – Banhart, J.: Metal foams–High temperature colloids Part II: In situ analysis of metal foams. *Colloids and Surf A: Physicochem Eng* (2007) Asp 309:254-263 DOI:10.1016/j.colsurfa.2007.02.044
- [3] Orbulov, I. N. – Dobránszky, J.: Producing metal matrix syntactic foams by pressure infiltration. *Period Polytech Mech Eng.* (2008:1) 52:35-42 DOI:10.3311/pp.me.2008-1.06
- [4] Orbulov I. N. – Kientzl I. – Németh Á.: Fémhabok és kompozitok előállítása infiltrációs eljárással. *BKL Kohászat* (2007) 140/5: 41–45.

- [5] Envirospheres Ltd., <http://www.envirospheres.com/products.asp>, 09.08.2010.
- [6] Rohatgi, P. K. – Kim, J. K. – Gupta, N. – Alaraj, S. – Daoud, A.: Compressive characteristics of A356/fly ash cenosphere composites synthesized by pressure infiltration technique. (2006) *Compos Part A* 37:430–437 DOI:10.1016/j.compositesa.2005.05.047
- [7] Palmer, R. A. – Gao, K. – Doan, T. M. – Green, L. – Cavallaro, G.: Pressure infiltrated syntactic foams – Process development and mechanical properties. *Mater Sci Eng* (2007) A 464:85-92 DOI:10.1016/j.msea.2007.01.116
- [8] Balch, D. K. – O'Dwyer, J. G. – Davis, G. R. – Cady, C. M. – Gray III G.T. – Dunand, D. C.: Plasticity and damage in aluminium syntactic foams deformed under dynamic and quasi-static conditions. *Mater Sci Eng* (2005) A 391:408–417. DOI:10.1016/j.msea.2004.09.012
- [9] Balch, D. K. – Dunand, D. C.: Load partitioning in aluminum syntactic foams containing ceramic microspheres. *Acta Mater* (2006)54: 1501–1511. DOI:10.1016/j.actamat.005.11.017
- [10] Ramachandra, M. – Radhakrishna, K.: Synthesis-micro-structure-mechanical properties-wear and corrosion behaviour of an Al-Si (12%)-Flyash metal matrix composite. *J Mater Sci* (2005) 40:5989-5997 doi:10.1007/s10853-005-1303-6
- [11] Bárczy, T. – Kaptay, Gy.: Modeling the infiltration of liquid metals into porous ceramics. *Mater Sci Forum* (2005) 473–474:297–302.
- [12] Trumble, P. K.: Spontaneous infiltration of non-cylindrical porosity: close-packed spheres. *Acta Mater* (1998) 46:2363–2367.
- [13] Orbulov, I. N. – Németh, Á. – Dobránszky, J.: Hardness testing of metal matrix syntactic foams. In: *Proceedings of 7th International Conference on Mechanical Engineering*, (2010) 25–26 May, Budapest, Hungary
- [14] Orbulov, I. N. – Dobránszky, J. – Németh, Á.: Microstructural characterization of syntactic foams. *J Mater Sci* (2009)44:4013-4019 DOI:10.1007/s10853-009-3552-2



WOPERÁNÉ SERÉDI ÁGNES – NAGY GÁBOR

## Biogáz és szintézisgáz energetikai hasznosítása

*Szerves hulladékok keletkeznek az állattartó telepeken felhalmozódó trágya formájában, az élelmiszeriparban, a vágóhídi és a növényi termékeket feldolgozó konzervgyárakban, az ipari és kommunális szennyvíztisztító telepeken és a szilárd kommunális hulladékok lerakóiban. Ezeknek a hulladékoknak az ártalmatlanítása nagy költséggel járó feladatot jelent világszerte. Elgázosításuk és energetikai hasznosításuk klímavédelmi szempontból is előnyös.*

### 1. Bevezetés

A megújuló energiahordozóknak növekvő jelentősége van a fosszilis tüzelőanyagok hasznosítása kapcsán jelentkező környezetvédelmi problémák enyhítésében. Az egyik legfontosabb rendelkezésre álló megújuló energiaforrás a biomassza, de jelentős szerephez jut a biogáz és a geotermikus energia is. A biomassza és biogáz energiahordozók termelésének viszonylag kis energiasűrűsége következtében ezek az energiaforrások elsősorban a kis- és közepes teljesítményű decentralizált, ill. lokális hő- és villamosenergia-fogyasztók ellátására alkalmasak, de erőműi és távhő rendszerekben is hasznosíthatók.

*Woperáné dr. Serédi Ágnes az akkori NME Kohómérnöki Karán végzett. Az egyetem elvégzése óta a jelenlegi nevén ME Tüzeléstan és Hőenergia Intézet Tanszék oktatója, majd kutatója. Egyetemi doktorátusa után a műszaki tudományok kandidátusa tudományos fokozatot szerezte meg. Oktatási és kutatási területe az energiagazdálkodáshoz és a levegőtisztaság-védelemhez kapcsolódik.*

*Nagy Gábor a Miskolci Egyetem Műszaki Anyagtudományi Karán előbb BSc anyagmérnöki, majd MSc kohómérnöki diplomát szerzett. Jelenleg a Kerpely Antal Anyagtudományok és Technológiák Doktori Iskola hallgatója, ahol a fő kutatási területe a biogázok analitikai és tüzeléstechnikai vizsgálata.*

A Miskolci Egyetem Tüzeléstan és Hőenergia Intézet Tanszékén hosszú évek óta folynak kutatómunkák a biogázok energetikai hasznosításához kapcsolódóan: szintézisgázokkal, depóniagázzal és fermentációs biogázzal.

### 2. Biogázok

Az elkövetkező évtizedben az európai biogáztermelés jelentős növekedését jelzik gáztechnikai kutatók, külön, illetve a földgázzal történő együttes hasznosítás lehetőségét is vizsgálva (1. ábra).

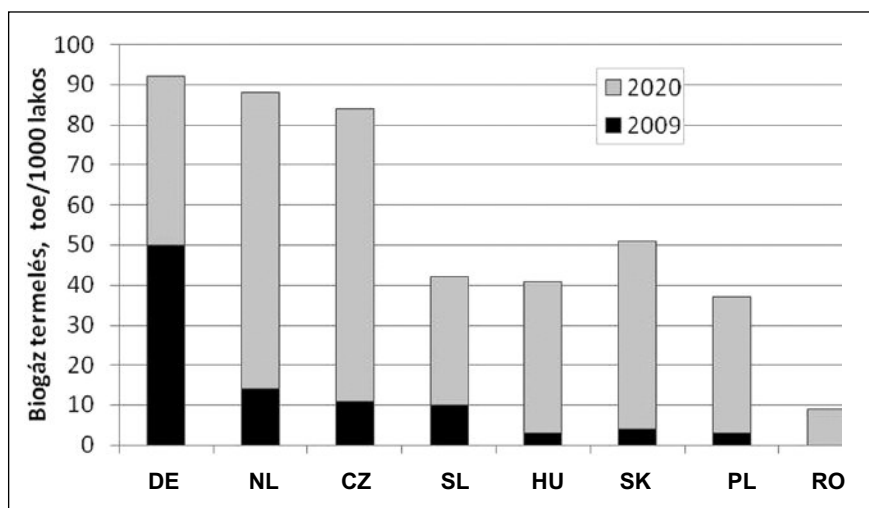
Biogáztermeléssel környezet-szennyező anyagok ártalmatlanítása végezhető el, és közben megújuló energiahordozót is előállítunk [2].

A mezőgazdasági biogázüzemek egyik fontos környezetvédelmi előnye, hogy az energiatermelés alapanyaga nemcsak elsődleges biomassza (energetikai célra termelt zöldnövény) lehet, hanem mezőgazdasági és feldolgozóipari hulladékok, valamint állati trágya is. Ezekre a biomasszaforrásokra gyakorlatilag nincs jobb hulladék-ártalmatlanítási eljárás. A hulladékok feldolgozása zárt rendszerben zajlik, és az üzemet csak szűrt (szagmentesített) gáz hagyja el. Az EU 27 tagországában 2008-ban 315,7 PJ értékben termeltek biogázt [3]. A biogáz szektor EU-n belüli jelentős fejlődését igazolja, hogy a tagállamok termelése 2008-ról 2009-re 27%-kal nőtt [3].

Biogáz összefoglaló néven különféle eredetű gázokkal találkozunk a szakirodalomban.

A biomasszák elgázosítása során keletkező eltüzelhető gázokat, keletkezésük technológiája alapján, két nagy csoportba sorolhatjuk:

- a biokémiai eljárások eredményeként keletkező fermentációs **biogáz** és **depónia gáz**,

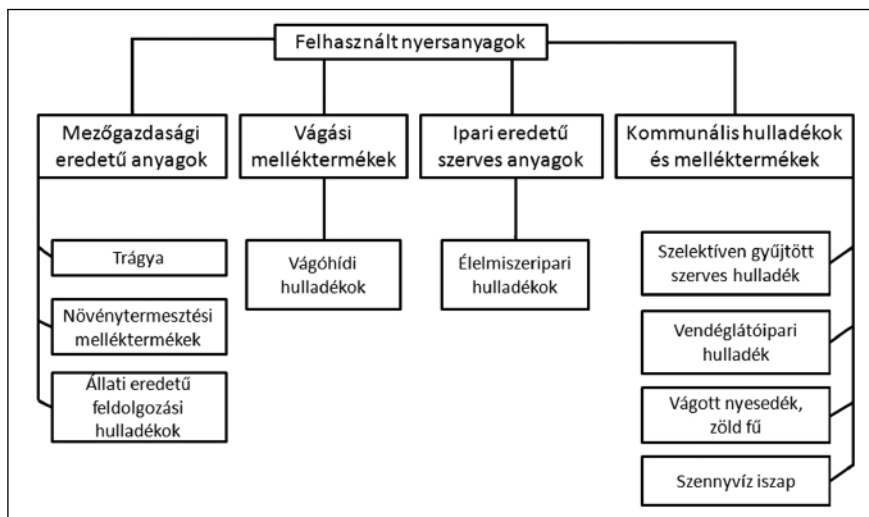


■ 1. ábra. Biogáztermelés várható növekedése Magyarországon és a környező országokban [1]

- a termokémiai (pirolitikus és gázosítási) folyamatokban hő hatására keletkező gáz, egyik leggyakoribb nevén **szintézisgáz** vagy röviden szingáz.

Előállításuk az elsődleges, illetve másodlagos biomassza forrásokból egyaránt történhet (2. ábra) [4].

A biogáztermelést biotechnológiai módszerekkel ellenőrizhetjük, irányíthatjuk és fokozhatjuk, ami a technológia gazdaságosságát jelentősen növeli. Egy-egy jellemző összetételüket az 1. táblázat mutatja be [5, 6]. Attól függően, hogy a biogázt milyen alapanyagból állítják elő, összetételük változhat.



■ 2. ábra. Biogázüzemben felhasznált alapanyagok csoportosítása

### 3. Biogázok és szintézisgázok hasznosítása

A biogáz hasznosítása megegyezik a vezetékes földgáz vagy a PB-gáz felhasználásának lehetőségeivel.

A legegyszerűbb és leggyakoribb hasznosítás fűtési célokra történő elégetés, valamint villamosenergia-termelés hőenergia-ellátással kapcsolatosan. A villamos energiát gázmotorokban állítják elő (gázmotor, generátor és hűtőegység). Teljesítményük általában 120–155 kW. Hatásfokuk kb. 33%, azonban a motorok és a füstgázhűtő egység kihasználási fokától függően a biogáz energiatartal-

mának max. 55%-a is hasznosítható. A minél jobb összehatások elérése érdekében törekedni kell a hulladékhő lehetőleg teljes hasznosítására (épületek, kertészetek, terményszárítók, állattartó telepek hőellátása stb.).

Az így termelt villamos energiával vásárolt villamos energiát válthatunk ki, vagy a fölösleget értékesíthetjük a helyi áramszolgáltatónak. A termelt hőt használati melegvíz előállítására fordíthatjuk egész éven át, télen fűthetünk vele, vagy akár ipari és mezőgazdasági hőigényünket fedezhetjük vele.

További hasznosítási lehetőséget jelent a gáztisztítással és dúsítással

földgáz minőségű terméké alakítása. Ekkor a szennyezőket leválasztják, és a nem éghető alkotókat eltávolítják.

Egy gázmotoros energiahasznosítási példát mutat be a 3. ábra [7].

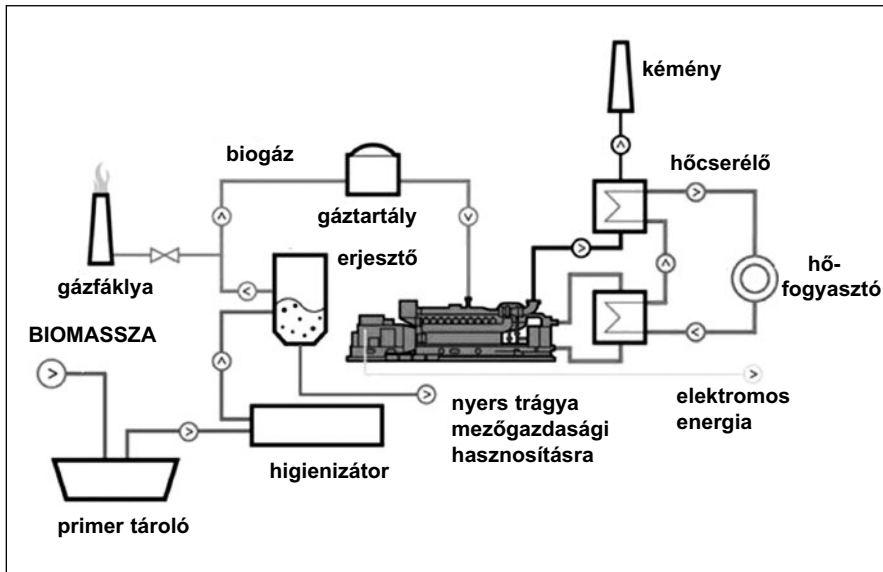
#### 3.1 Depóniagáz-földgáz vegyes tüzelés

A depóniagázok mennyiségi és minőségi ingadozása is indokolja a depóniagáz-földgáz vegyes tüzelés létjogosultságát is a tisztán depóniagáz alapú tüzelés mellett, lehetőséget teremtve a már létező fosszilis tüzelőanyag-rendszerekben történő hasznosításra.

1. táblázat. Biogáz és szintézisgáz jellemzők

Összetétel	Me.	Földgáz	Szintézisgáz			Biogáz	
			oxigénes (szingáz1)	levegős (szingáz2)	pirolízis (szingáz3)	fermentor	hulladéklerakó
CH <sub>4</sub>	tf%	97,9		5	21	62	55
C <sub>n</sub> H <sub>m</sub>	tf%	1,2					
H <sub>2</sub>	tf%		40	10	23		1
CO	tf%		30	25	20		
CO <sub>2</sub>	tf%	0,1	25	10	36	37	35
N <sub>2</sub>	tf%	0,8	5	50		1	8
O <sub>2</sub>	tf%						1
Összesen:		100	100	100	100	100	100
H <sub>2</sub> S	mg/m <sup>3</sup>	-				< 600	<100
NH <sub>3</sub>	mg/m <sup>3</sup>	-				0-100	0-5
Összes klór (Cl)	mg/m <sup>3</sup>	-				0-100	0-5
Összes fluor (F)	mg/m <sup>3</sup>	-				0-100	0-800
Sziloxánok	mg/m <sup>3</sup>	-				0-50	0-50
<b>Tüzeléstechnikai jellemzők</b>							
Fűtőérték	MJ/m <sup>3</sup>	34	8,901	6,025	12,52	22,19	19,79
Égésmeleg	MJ/m <sup>3</sup>	37,8	8,97	6,431	13,84	24,71	22,05
Wobbe szám (felső)	MJ/m <sup>3</sup>	50,3	10,3	6,74	14,82	26	22,9
Relatív sűrűség	-	0,56	0,7452	0,9109	0,8716	0,9138	0,9242
Sűrűség	kg/m <sup>3</sup>	0,73	0,9635	1,177	1,1269	1,181	1,1948





■ 3. ábra. Biogáz hasznosítása gázmotorban

Egy 151 kutat tartalmazó rekultivált hulladéklerakó depóniagázának kutankénti minőségingadozása látható a 4. ábrán, feltüntetve a gázmotorok üzemvitele szempontjából gazdaságos 50%-os  $\text{CH}_4$  határt is [8].

Egy bizonyos metánkoncentráció alatt (kb. 30%  $\text{CH}_4$ ) problémák léphetnek fel a depóniagáz önálló eltüzelésénél. A depóniagáz összetétele ingadozásoknak is ki van téve. Sok esetben alkalmaznak emiatt kombinált depóniagáz/földgáz tüzelést.

A  $\text{CH}_4$ -tartalom ingadozása felveti a téli hideg hónapokban a földgázbekeverés szükségességét. Tüzeléstanai számításokat végeztünk eltérő metántartalmú depóniagázok és hálózati földgáz különböző arányú keverékével. A számításokat az 5. ábra foglalja össze, amely szerint pl. ahhoz, hogy egy kb. 50%  $\text{CH}_4$ -tartalmú földgáz-depóniagáz keveréket kapjunk, 40%

metántartalmú depóniagázhoz 18% hálózati földgázt kell keverni (keverék fűtőérték: 18,22  $\text{MJ}/\text{m}^3$ ).

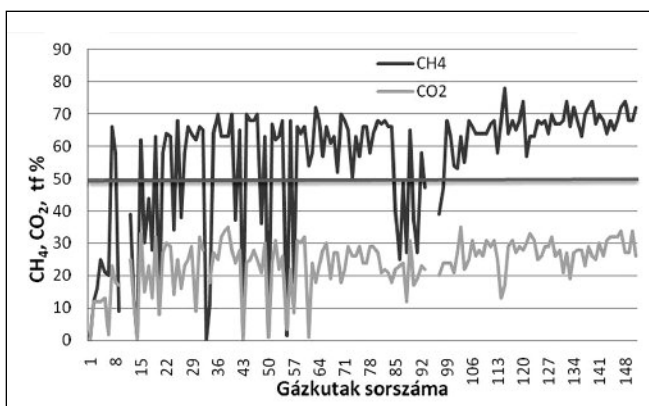
### 3.2 Szintézisgáz-földgáz vegyes tüzelés

A biomassza elgázosítása egyik lehetőség arra, hogy egy jó minőségű gáztüzelőanyagot állítsunk elő. Bármely termikus gázosítási eljárás alkalmas a biomassza elgázosítására is. A folyamat során a biomasszához vizet, levegőt (vagy oxigént) kevernek, és reaktorban hevítik. A parciális oxidáció során keletkezett termékgáz tisztítás után szén-monoxidot, hidrogént és metánt tartalmaz. Amikor levegő az elgázosító közeg, a keletkezett gáz nitrogént is tartalmaz. Néhány eljárás hidrogént használ gázosító közegként. A biomassza pirolízise során oxidáló közeg

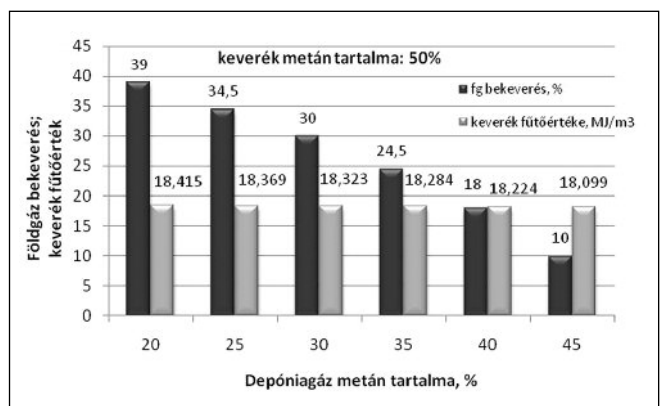
távollétében történik a nagy hőmérsékletű hevítés.

Ez irányú kutatásaink célja volt különböző összetételű, ill. származású szintézisgázok (szingázok) és földgáz keverékének környezetkímélő eltüzelése. Meghatároztuk, hogy melyek azok a szingáz-földgáz keverékek, amelyek földgázégőkön jelentős átalakítás nélkül üzembiztosan elégethetők. Vizsgáltuk a szingáz bekeverés hatására kialakuló főbb égési jellemzők változását is, különös figyelmet fordítva a környezetterhelés csökkentésére.

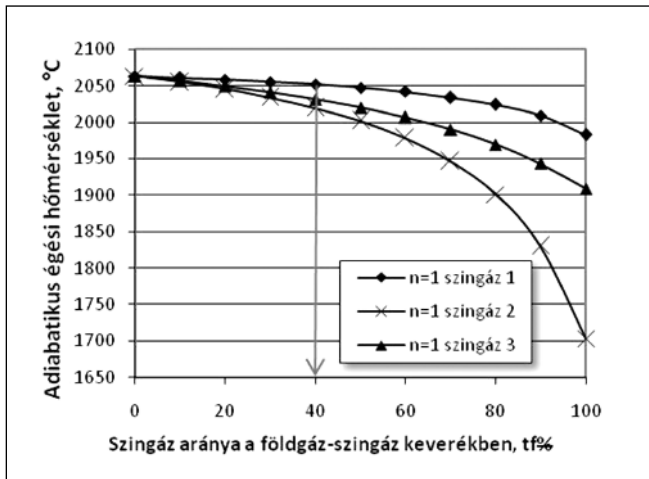
Égéselméleti számításokat végeztünk a hálózati földgáz-szingáz különböző arányú keverékeire vonatkozóan. Számításaink nemcsak a tüzelési paraméterekre terjedtek ki, hanem az ún. alsó és felső Wobbe-index változására is. Eredményeink közül a technológiai folyamatok szempontjából fontos adiabatikus égési hőmérsékletet és a gázok cserélhetősége miatt jelentős Wobbe-indexet mutatjuk be (6. és 7. ábra) [5]. Az ábrák alapján megállapítható, hogy az adiabatikus égési hőmérséklet 40%-os szingáz bekeverés hatására nem csökken lényegesen, a Wobbe-indexnél azonban 20%-nál nagyobb szingáz arány a keverékben már nagyobb változást okoz. Az eredeti földgázégőbe tehát csak kb. 20%-ig érdemes növelni a szingáz arányát. Ezen érték felett azonban biztonságosabb külön fűvókán, szekunder gázként bevezetni a szingázt az elégető berendezésbe, megvalósítva a kétfokozatú tüzelést, amely lehetőséget biztosít a  $\text{NO}_x$ -képződés csökkentésére is.



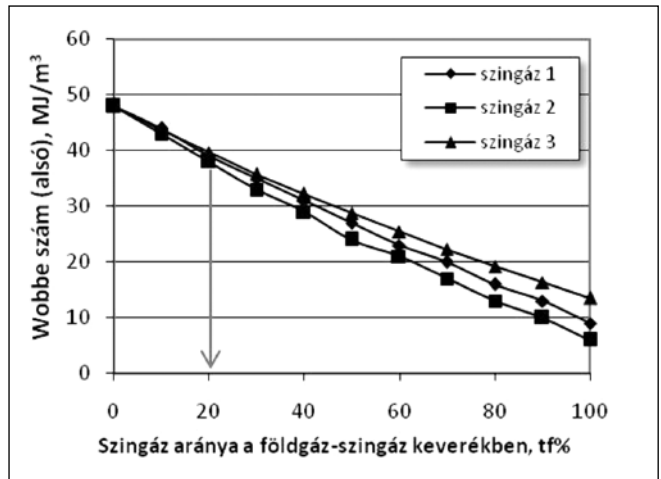
■ 4. ábra. Depóniagáz legfőbb alkotóinak változása kutanként (2010)



■ 5. ábra. Földgáz keverése különböző  $\text{CH}_4$ -tartalmú depóniagázhoz



■ 6. ábra. Földgáz-szingáz (1,2,3) keverékénél a szingáz arány növelésének hatása az adiabatikus égési hőmérsékletre



■ 7. ábra. Földgáz-szingáz (1,2,3) keverékénél a szingáz arány növelésének hatása a fűtőértékből számított ún. alsó Wobbe-számra

### 3.2 Földgáz-megtakarítás fermentációs biogázzal

Egy hazai mezőgazdasági cég sertésteleperéről kapott hígtrágya minták laboratóriumi vizsgálatait végeztük el abból a célból, hogy tájékoztató adatokat kapjunk a telepen keletkező hígtrágyák biogáztermelő képességére vonatkozóan [9].

A hígtrágya mintáknak (jelöléseink: HL1, HL2) a fermentációs folyamat szempontjából fontos fizikai és kémiai tulajdonságai: sűrűség, szárazanyag-tartalom, szervesanyag-tartalom, elemi összetétel. A mérési eredményeket foglalja össze a 2. táblázat.

Anaerob lebontású, keverővel ellátott, folyamatos üzemű fermentorban, termofil hőmérsékleten (54 °C), ~ 220 l/kg<sub>szerves szárazanyag</sub> fajlagos biogáz mennyiség keletkezik a vizsgált mintáknál, előzetes kísérleteink alapján. Tehát minden kilogramm száraz szerves anyagból 0,22 m<sup>3</sup> biogáz fejlődik, amelynek CH<sub>4</sub>-tartalma – gázkromatográfiás méréseink alapján – 60%. A 8. ábrában összefoglalt energetikai számítások szerint a biogáz energetikai hasznosítása által jelentős földgáz takarítható meg.

### Összegzés

A megújuló energiahordozók részarányának növelése a teljes energiafogyasztáson belül a hazai és nemzetközi energiapolitika egyik fő célkitűzése. A biogázok és szintézisgázok energetikai hasznosításának lehetőségei közé tartozik a meglévő földgáztüzelésű rendszerekben történő

elégítés a tisztán biogáz alapú hő- és villamosenergia-fejlesztés mellett. Akár önálló, akár vegyes tüzelés formájában történő hasznosítás során földgáz takarítható meg.

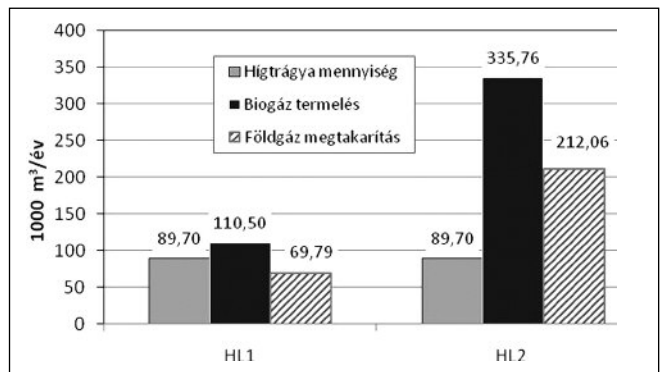
Mindhárom vizsgált biogáz típus (szintézisgáz, depóniagáz és fermentációs biogáz) hőtechnikai hasznosítása javasolható.

### Köszönetnyilvánítás

A kutatómunka a TÁMOP-4.2.1. B-10/2/KONV-2010-0001 jelű projekt részeként az Európai Unió támogatásával, az Európai Szociális Alap társfinanszírozásával valósult meg.

### Irodalom

[1] Kovács Attila, Fuchs Máté: A biometán előállítása és betáplálása a földgáz hálózatba. XIX. Dunagáz Szakmai Napok, Visegrád, 2011. <http://www.dunagaz.hu/UserFiles/>



■ 8. ábra. Különböző szervesanyag-tartalmú hígtrágyákból képződő biogáz mennyisége és a hasznosításukkal elérhető földgáz megtakarítás

File/konf2011/Dr\_Kovacs\_Attila\_2011\_04\_13.pdf

[2] Biogáz, avagy egy méltatlanul mellőzött technológia! Az írás készült: 2012. február 12. Szerző: Olasz Sándor. <http://www.emberiseg.hu/portal/blog/2012/2/biogaz-avagy-egy-meltatlanul-mellozott-technologia/>

[3] Kovács Kornél: Egy különösen hasznos megújuló energiahordozó: A biogáz. Elektrotechnika. 2010/11. p. 5–8.

[4] Mézes Lili: Mezőgazdasági és élelmiszeripari biogáz termelés optimalizálása. PhD-értekezés. Debrecen, 2011. p.182.

[5] Biogáz-földgáz vegyes tüzelés

2. táblázat. Hígtrágya minták főbb fizikai kémiai jellemzői

Minta	Szárazanyag-tartalom [%]	Sűrűség [g/l]	Szervesanyag-tartalom [%]	Karbon [%]
HL1	1,39	1005,3	0,557	43,362
HL2	3,91	1017,6	1,672	42,762

égési folyamatának vizsgálata, különös tekintettel a légszennyező gázalkotókra. Miskolci Egyetem, Tüzeléstani Tanszék. OTKA T 046471 (2004. jan. – 2007. jún.)

[6] Szunyogh István: A biogázok földgáz közszolgáltatásban történő alkalmazásának minőségi felté-

telrendszere. PhD-értekezés. Miskolci Egyetem. MF kar, Kőolaj és Földgáz Intézet. Miskolc, 2009.

[7] Gas Types. [http://www.ddace-energy.com/products\\_gastypes.html](http://www.ddace-energy.com/products_gastypes.html)

[8] ME Tüzeléstani és Hőenergia Tsz.: A Nadas-réti hulladéklerakó biogáz termelésének állapotfelmérése. Kutatási jelentés. (UNI-

FLEX Kft. részére) Miskolc, 2011.

[9] ME Tüzeléstani és Hőenergia Tsz.: Sertéslepekről származó trágya hasznosítása biogáztermelés céljából. Kutatási jelentés. (UNIFLEX Kft. részére) Miskolc, 2011.

## ■ EGYETEMI HÍREK

# Centenárium ünnepség a Műegyetemen

100 éve, 1912. október 7-én született Gillemot László professzor, akadémikus. Tiszteletére a Budapesti Műszaki és Gazdaságtudományi Egyetem Anyagtudomány és Technológia Tanszéke – a Gépészmérnöki Kar és a BME közreműködésével – 2012. október 8-án centenárium ünnepséget rendezett.

Az eseményen megjelent nagyszámú érdeklődő, tisztelő között ott voltak a Gillemot család tagjai, a BME és a társintézmények, a szakmai egyesületek képviselői, a régi ismerősök, munkatársak.

Az ünnepség dr. Dévényi László tanszékvezető, egyetemi docens bevezető szavai után a Gillemot-émlékiállítás megnyitásával kezdődött. A könyvtár aulájában rendezett kiállításon számos eredeti dokumentum, levél, fénykép mutatta be Gillemot László életét.

Ezután az oktatási intézmények és a család képviselői a még napjaink-

ban is gyakran Gillemot-tanszéknek nevezett épület közelében álló szobor talapzatánál elhelyezett koszorúkkal tisztelegtek a professzor úr emléke előtt (1. kép).

A program az egyetem központi épületének dísztermében előadásokkal folytatódott (2. kép). Péceli Gábor rektor, egyetemi tanár előadásában Gillemot László rektori munkájáról beszélt, akinek emberi nagysága itt is kitűnt, és minden utána következő vezetőnek mintát adott. Ginszler János egyetemi tanár, akadémikus oldottabb hangulatban, anekdotákkal, történetekkel mutatta be, milyen ember volt Gillemot László. Dr. Pilişy Lajos fiatal mérnöként a Vasipari Kutató Intézet építésekor találkozott Gillemot Lászlóval, akivel 15 évig dolgozott együtt.

Majd a centenárium év alkalmából pályakezdő mérnököknek meghirdetett pályázat eredményhirdetése következett. Czigány Tibor dékán,

egyetemi tanár adta át a díjakat négy pályakezdő fiatalnak, akik a professzor úr kutatási területeiről, az anyagvizsgálat, a hegesztés és a képlékenyalakítás témaköréből írt dolgozataikkal nyerték el a kitüntetést. Király Anett I. díjat, Póti Zoltán Balázs II. díjat, Szombathelyi Viktor és Székely István megosztott III. díjat kapott munkájáért.

Az utolsó előadó Reé András volt, aki 50 éve a tanszék munkatársa. Most az 1963–1977 közötti évekről, a tanszék „nagy korszakáról” beszélt, amikor Gillemot professzorral együtt dolgozhatott. Ő tolmácsolta Artinger István professzor, volt tanszékvezető gondolatait is a professzor úr szakmai örökségéről.

Az állófogadás után a jelenlévők még sokáig beszélgettek, emlékezve a régi időkre.

SA



■ 1. kép. A Gillemot család tagjai a koszorúzás után



■ 2. kép. A rendezvény házigazdája dr. Dévényi László volt

# A Műszaki Anyagtudományi Kar hírei – 2012. szeptember

2012. június 5-én volt a középiskolás csapatoknak szóló III. Anyagtudományi Verseny döntője, melynek témája idén: „Polimerek világa, avagy mű anyag-e a műanyag?” volt. Az ország minden tájáról számos csapat vett részt a májusig tartó előkészülményekben, közülük tíz csapat érdemelt ki a miskolci döntőbe jutást. A döntőn a Műszaki Anyagtudományi Kar Polimermérnöki Tanszékének oktatói mutattak be érdekes és látványos kísérleteket, majd a középiskolás csapatok tartottak előadásokat az elmúlt félévben végzett kutató és tervező munkájukról. Az eredményhirdetés előtt a BorsodChem Zrt. munkatársa mutatta be a fiatal diákoknak az előtűk álló vegyipari perspektívákat. A versenyt a veszprémi Tízkarú Poli-P csapat nyerte a debreceni PoliVinilDóczy és a kazincbarcikai Terra csapat előtt.

A Műszaki Anyagtudományi Kar 2012. júniusi Diplomaátadó Ünnepségén 21 fő kapta meg oklevelét *dr. Gácsi Zoltántól*, a kar dékánjától. A 2011/2012. tanév II. félévében összesen 37 fő szerzett abszolutóriumot, és – a korábban abszolutóriumot szerzettekkel kiegészülve – 40 fő tett sikeres záróvizsgát. Az oklevelet kapott hallgatók közül 6 fő nappali

tagozatos, 1 fő levelező tagozatos képzésben végzett anyagmérnök BSc-szakon, 2 fő nappali tagozatos, 8 fő levelező tagozatos képzésben végzett anyagmérnök MSc-szakon és 3 fő nappali tagozatos, 1 fő levelező tagozatos képzésben végzett kohómérnök MS-szakon. A diplomaosztó ünnepség keretében *dr. Gyulai József* „Tiszteletbeli Doktor” oklevelét, *dr. Kékesi Tamás* és *dr. Palotás Árpád Bence* „A Miskolci Egyetem Kiváló Kutatója”, *dr. Szemmelveisz Tamásné* „A Miskolci Egyetem Erőtelmes Oktatója” kitüntetését vehetett át, *Rajhárd Bettina* pedig „Rektori Dicséret”-ben részesült. *Dr. Zupkó István* részére *dr. Gácsi Zoltán* Verő József-émlékérmeket adott át. A Miskolci Egyetem Hallgatói és Doktoranduszhallgatói Önkormányzata „Kiváló Oktató Diplomát” adományozott *dr. Palotás Árpád Bencének*. A szeptemberi egyetem tanévnyitón *dr. Dúl Jenő* „Signum Aureum Universitatis” kitüntetését, *Harcsik Béla* pedig doktori oklevelet vehetett át.

2012 szeptemberében a Miskolci Egyetem Műszaki Anyagtudományi Karának különböző képzéseiben 103 frissen felvett hallgató kezdte meg tanulmányait. A képzésekre a következő megosztásban nyertek felvételt

a diákok: anyagmérnök BSc nappali képzés, államilag finanszírozott 52 fő, részösztöndíjjal 1 fő, levelező képzés államilag finanszírozott 8 fő, önköltséges 1 fő. Energetikai mérnökasszisztens felsőfokú szakképzés államilag finanszírozott 3 fő, önköltséges 8 fő. Anyagmérnök MSc nappali képzés államilag finanszírozott 4 fő, önköltséges 1 fő, levelező képzés államilag finanszírozott 14 fő, önköltséges 2 fő. Kohómérnök MSc nappali képzés, államilag finanszírozott 5 fő, levelező képzés, államilag finanszírozott 4 fő.

Az OMBKE Egyetemi Osztály szervezésében 56 fő vett részt a 2012. szeptember 7-i szalamanderben, valamint az azt követő kétnapos kiránduláson, Selmezbányán. A Miskolci Egyetem Műszaki Földtudományi Karának és Műszaki Anyagtudományi Karának hallgatóiból, oktatóiból álló csapat koszorúkat helyezett el a professzorok sírjánál, valamint az Akadémia falánál. Szeptember 8-án, szombaton a bacsófalvai szálláshelyen ipari kollégákkal kiegészülve nagy létszámú és jó hangulatú szakestet tartottak.

**Dr. Mende Tamás**  
az OMBKE Egyetemi Osztály titkára

**Hőkezelés és képlékenyalakítás szakirány**  
Polimer- és vegyipari-technológiák szakirány  
Fémelőállítási és öntészeti szakirány  
Hőenergia és szilikástechnológiai szakirány

**Anyagmérnök alapszak (BSc)**  
**Kohómérnök mesterszak (MSc)**  
**Anyagmérnök mesterszak (MSc)**

Öntészeti szakirány  
Hőkezelő és Képlékenyalakító szakirány  
Kémiai fémtechnológiai szakirány  
Energetika szakirány

Szilikátmérnöki szakirány  
Polimermérnöki szakirány  
Vegyipari-technológiai szakirány  
Energetika szakirány

tel.: (+36) 46 565 090  
makdekani@uni-miskolc.hu  
www.mak.uni-miskolc.hu

 MISKOLCI EGYETEM  
**MŰSZAKI ANYAGTUDOMÁNYI KAR**



RÉTHY KÁROLY

## In memoriam Woditska (Csermely) István (1862–1928)

Születésének százötvenedik évfordulója alkalmából egy máramarosi születésű kiváló magyar tudós életútját szeretném felidézni, aki hosszú évekig Nagybányán és Selmecebányán tevékenykedett, és jelentős technikai újításokkal gazdagította a magyar ipart.

*Woditska* (1913-tól *Csermely*) *István* kohómérnök, elektrotechnikus, elektrokémikus, a selmecebányai Bányászati és Erdészeti Akadémia egykori tanársegéde, a magyar elektrolit-rézmű és ezüsttelenítő-mű tervezője, megalkotója 1862. június 6-án született Aknaszlatinán (Szolotvina), Kárpát-Ukrajna területén. Elemi és középiskolai (bányásziskolai) tanulmányai után Selmecebányán (Banská Štiavnica) a Bányászati és Erdészeti Akadémia Kohászati Tanszékén folytatta tanulmányait (1878–81), ahol 1883-ban szerzett fémkohómérnöki oklevelet [2]. Abban az időben, amikor a Magyarországon képzett műszaki értelmiségiek munkássága többekévé már tükrözi a kiegyezés után kialakult világszínvonalú tudományos és műszaki fejlődést. Ez a selmecebányai akadémián végzetek esetében is igaznak mondható, ahol az oktatás tárgyi feltételeit tekintve a kiegyezés után egy új korszak kezdődött el. Akkor, amikor a német ipar és műszaki képzés is jelentős fejlődést mutatott, főleg a vegyészet és gépészet területén, amire a hazai mérnökképzés viszonylag nagy nyitottságot mutatott [9]. Talán ennek tudható be, hogy a tudásvágytól fűtött fiatal *Woditska István* is arra vágyott, hogy ismereteit külföldi, főleg poroszországi, szászországi és belgiumi tanulmányúton egészítse ki. A tanulmányai és a diploma megszerzése után (1883) a selmecebányai akadémia Általános és Külön-

leges Kémia Tanszékén *Schenek István* professzor mellett volt tanársegéd (1883–87). Ebben az időben *Schenek* professzor felügyelete alatt elemezte a Máramarosban található brébi Olga-forrás kénes-szulfátos vizének összetételét [8], s ő volt a Bánya és Kohászat Irodalompartoló Egyesület egyik megalapítója (1887) [2]. 1888-ban került Nagybányára (Baia Mare) a területi bányaigazgatósághoz, ahol 1894-ig *bőlöni Mikó Béla* mellett a vegyelemző hivatalnál segédmérnök (1888–1894), majd mérnök volt [4]. Itt Nagybányán találkozott először azzal a jelenséggel, hogy a finomító-olvasztás és pörkölés után képződött feketeréz, aminek réztartalma 94-96%-os volt, még mindig tartalmazott bizonyos mennyiségű (Ag, Fe, Ni, Co, Zn, As, Sb) elemeket és más szennyező anyagokat, ami részben veszteségként jelentkezett, másfelől pedig rontotta a réz elektromos vezetőképességét. Ezért a feketeréz további finomítása s az ezüstvesztés csökkentése céljából 1886–91 közt tervezte meg és 1896-ban helyezte üzembe Nagybányán a régi pénzverde épületében az első magyarországi elektrolit-rézfinomító és ezüsttelenítő-művet, aminek 1896–97-ben üzemzetője volt [4]. Ennek üzembe helyezését – nyilatkozta 1895-ben az OMBKE Vajdahunyadon (Hunedoara) tartott közgyűlésén – az indokolja, hogy a fernezelyi, kapnikbányai és horgospataki (1910-től kohóvölgyi) kohóműveknél látható volt „mily nehézkes és bonyolult olvasztási eljárásokat követel a réznek ezüsttelenítése ... mennyire költséges, s mily nagy fémvesztéssel jár”. Elmondta azt is, hogy itt kerül majd további finomításra és ezüsttelenítésre az említett kohókban termelt nem

ezüsttelenített feketeréz, ahol az eljárás eredményeként 99,4-99,9%-os tiszta rezet sikerül gyártani. Ennek az eljárásnak már a kísérleti időszakban az volt az eredménye, hogy az 1891–95-ös éveket 14 256 forint jövedelemmel zárták [1]. *Woditska* végezte el a Nagybányához közeli Bajfalunál (Dănești) talált ásványvíz vegyelemzését is, ahol a nagybányai bányaigazgatóság a munkások gyógyítása céljából ingyenes fürdőtelepet létesített. S az addig szerzett ismereteinek köszönhetően, 1891-ben itt írta meg az *Elektrotechnika* című, sokak által méltatott tankönyvét, ami a maga idejében Magyarországon úttörő jellegű volt. Az 1890-es évek végén pedig azt a megbízást kapta, hogy az orosz cár Altájban lévő bányái részére is készítsen egy elektrolit-rézmű tervet az itt kitermelt ércek finomítására, amit a későbbiekben fel is építettek [3; 4], s 1897-re már a Russian Copper Uralban lévő művénél is felépült egy hasonló rézmű [6].

A nagybányai tartózkodása idején, ahol abban az időben a nemzeti újjászületés friss légáramlata volt érezhető, s élénk szakmai gazdasági és kulturális élet folyt, olyan kitűnő szakemberek segítették a munkáját, mint *Bitsánszky Ede* kohómérnök, miniszteri tanácsos, területi bányaigazgató és nemzetközi hírű szakember. Valamint *Szellemy Géza* bányamérnök, geológus, területi főmérnök, *Buhl Károly* bányatanácsos kohóügyi-előadó, *Rónai Gyula* bányatanácsos bányaügyi-előadó, *Weisz György*, a gép- és építészeti hivatal főmérnöke és *Mikó Béla* főmérnök, a vegyelemző hivatal főnöke [1]. Az említett munkatársai segítségével 1893-ban egy hosszabb tanulmányutat tehetett a príbrami (Csehország), poroszorszá-

gi, szászországi kohóknál, s meglátogatta Frankfurt/Mainban a Degussa német arany- és ezüstelválasztó hivatal (Deutsche Gold- und Silber-Scheideanstalt), valamint a hobokeni (Belgium) ezüstkohó üzem tanulmányozta. Ennek jegyében írta meg 1894-95-ben az 1896-os budapesti országos ezredévi bányászati, kohászati és geológiai kongresszusra „A nagybányai bányagazgatósági kerület monográfiája” című munkáját, amivel nagy elismerést aratott. A millennium alkalmából rendezett országos kiállítás szervezésében is aktív részt vállalt, amit kiállítási éremmel honoráltak, és Ferenc József öfelsége részéről elismerésben részesült (Ker. Min. 43850/1897) [3].

Azt, hogy abban az időben milyen élénk szakmai, gazdasági és kulturális élet folyt Nagybányán, azt néhány példával szeretném illusztrálni. Az 1880–88-as években nagyobb kapacitású zúzdákat és olvasztókemencéket helyeztek üzembe [5]. Drótkötélpályák és ipari vasutak épültek. 1889-ben épült ki a Nagybánya–Dés közötti vasútvonal. 1890 körül három új pénzügyintézet létesült: a Kereskedelmi Bank, a Részvény-takarékpénztár és az Ipari Hitelszövetkezet. S ekkor jött létre az Önsegélyező Egylet, az Ipartestület és más jelentős közigazgatási intézmények létesültek [5; 7]. 1893-ban a fernezelyi kohászati üzemben villamos üzemeltetésre tértek át. 1894-ben Jókait Nagybánya díszpolgárává avatták, és Nagybányán tartották az Országos Magyar Bányászati és Kohászati Egyesület (OMBKE) első vándorgyűlését. Az OMBKE 1900. évi selmecebányai jegyzőkönyvében pedig az áll, hogy Woditskának kiemelt szerepe volt az OMBKE megalapításában, aminek alapító tagja volt. 1896-ban építették meg a fernezelyi kohászati üzem füstelvezető rendszerét és főkéményét. S ezek az eredmények alkalmat szolgáltatottak arra, hogy Nagybányán is kiépüljenek az akkori Magyarország modern gazdaságát mozgásban tartó intézmények.

1897-ben, a nagybányai elektrolit-rézmű és ezüstitelenítő mellett, a felső-magyarországi polgárság istvánhutai (Kluknó) bányatelepén, Gölnicbánya járásban is működött már egy a nagybányaihoz hasonló elektrolit-

rézmű [6]. Majd a Woditska tervei alapján megépült nagybányai rézfinomítót Besztercebányára telepítették át, ahol a megnagyobbított kincstári elektrolit-rézmű építése *Weszner Ottó* főmérnök és Woditska vezetésével 1898-ban fejeződött be, aminek Woditska 1899-ben főmérnöke, majd főnöke (1900–1907) volt [4]. Abban az időben, amikor a világ réztermelésének 70%-át már elektrolitikus úton finomították, ez az üzem az évi 120 tonna elektrolit réz termelésével Magyarország legmodernebb üzeme volt. Miközben 1904-ben a minisztérium engedélyével Balánbányán (Bălan), ahol szintén szükségessé vált a réz további finomítása, a Magyar–Francia Rézkohó és Hengermű Rt. megrendelésére megépített egy modern amerikai típusú rézolvasztó-kohót, amelynek egy évig ideiglenes műszaki igazgatója volt. 1908-ban bányatanácsosi kinevezést kapott és 1911–1913 között a selmecebányai kohóhivatal főnöke volt [4], majd 1913-tól 1919-ig mint főbányatanácsos dolgozott [2]. Miközben 1911-ben egy újabb tanulmányutat tett osztrák és németországi ólom- és rézkohók tanulmányozására, és megtekintette az Aosta melletti ollomonti (Olaszország) amerikai típusú rézkohót. Majd a „Magyar Fémkohó és Vegyipar Rt.” államsegélye után [Ker. Min. 1911. 11. 21.] Woditska jelentős részt vállalt a Fiume mellett létesítendő ólomkohó megépítésében is. Az I. világháború alatt (1914–18) pedig Vajdahunyadon épített rézkohót, s részt vett a Weiss Manfréd Csepel Művek csepeli telepén épült rézkiejtő-mű építésén és üzembe helyezésén. 1919. április 28-án a cseh kormány marasztalása ellenére, a selmecebányai Bányászati és Erdészeti Főiskolával együtt Csermely (Woditska) István Sopronba ment, ahova a jövőbe vetett hitét is magával vitte. Itt Sopronban érte a pénzügyminisztérium azon megtisztelő bizalma, amellyel 1925-ben kinevezték az államvizsgáló-bizottság tagjává. De felesége 1925-ben bekövetkezett halála után már visszavonultan élt, és 1928. július 22-én itt Sopronban hunyt el [3; 4].

Woditska (Csermely) István egy szárnyaló gondolkodású nagyszerű tudós egyéniség volt, akiben élete

végéig ott lappangott az Aknaszlatináról hozott bányászok összetartozásának szelleme, a hazaszeretet és a jövőbe vetett hit. Ezt kapta a nagybányai tartózkodása során, s erről tanúskodik a háború idején és 1919-ben tanúsított magatartása is. A jelentős műszaki tevékenysége és újításai mellett szakirodalmi tevékenysége sem elhanyagolandó. A nem nagyszámú, de annál jelentősebb munkái a következők:

1. A ravaszpataki foncsorozó. BKL, 1885.
2. A réz meghatározásáról elektrolitos úton. BKL, 1885.
3. Elektrotechnika (tankönyv). Selmecebánya, 1891.
4. A nagybányai m. kir. elektrolitikai rézfinomító és ezüstitelenítőmű ismertetése és üzleti eredményei 1894. évről. Joerges, Selmecebánya, 1895.
5. Alumíniumtartalmú cinkkel való dúsólom-ezüstitelenítés. BKL, 1895.
6. A nagybányai bányagazgatósági kerület monográfiája (benne a nagybányai m. kir. elektrolit-rézmű). Molnár Mihály, Nagybánya, 1896.

## Irodalom

- [1] A nagybányai bányagazgatósági kerület monográfiája (szerk. Woditska I.). Nagybánya, 1896. p. 279–306.
- [2] A selmecebányai akadémia oktatóinak lexikona 1735–1918. Nehézipari Műszaki Egyetem, Miskolc, 1983. p. 358–59.
- [3] Bányászati és Kohászati Lapok, 1928. p. 374–75.
- [4] Magyarország tisztii cím- és névnaplára (1884–1925). A Magyar kir. Központi Statisztikai Hivatal, Budapest.
- [5] Nagybánya és környéke (Szerk. Dávid L. & Klacsmanyi S.). Teleki Társaság, Nagybánya, 2007. p. 53–55.
- [6] Pallas Nagy Lexikona (XIV. köt.). Budapest, 1897. p. 534–536.
- [7] *Palmer K.*: Nagybánya és környéke. Nagybánya, 1894. 350 p.
- [8] *Preysz K.*: Egészségügyi Közönlöny. 1895.
- [9] *Rosta I.*: Magyarország technikatörténete. Nemzeti Tankönyvkiadó, Budapest, 1999. p. 302–315.

# A Borovszky-emlékév második rendezvénye

## Téma: a szén-dioxid-kibocsátás

Június 7-én újabb állomásához érkezett a Borovszky Ambrus születésének 100. évfordulója tiszteletére rendezett OMBKE-előadássorozat. A szakmai délután témája az Európai Unió által kidolgozott ún. EU ETS, az Üvegházhatású Gázok Kibocsátás-kereskedelmi Rendszere volt (ETS = Emission Trading System).

Az EU ETS lényege, hogy az Európai Unióban működő cégek üvegházhatást befolyásoló gáz- (szén-dioxid) kibocsátásának mennyiségét korlátozzák, és időperiódusokra csökkentési elvárásokat fogalmaznak meg. Hogy a kibocsátáscsökkenés, mint környezetvédelmi cél megvalósulhasson, a tagországokban gazdasági alapon teremtették meg a motivációt, hiszen minden kibocsátott szén-dioxidhoz árat társítottak, így az érintett vállalkozások vezetői kénytelenek foglalkozni kibocsátásaik mértékével, az abból fakadó pluszköltségekkel. Amennyiben egy cég a számára meghatározott határértéken túl bocsát ki szén-dioxidot, úgy a többlet-kibocsátás mértékének megfelelően vásárolnia kell ún. „szén-dioxid kvótát”, különben büntetést kap. A kvótakereskedelemre cégek szakosodtak, a kvóták adása-vétele a tőzsdén zajlik, és eurómilliárdokban folyik a kvótakereskedelem... (Kvóta = kibocsátási egység; tonna.)

Az EU ETS megismertetésére a szakmai délután szervezői három szakembert kértek fel – mindhárman a saját szempontjukból ismertették a rendszer követelményeit, hatását.

Az első előadó *dr. Tardy Pál*, a Magyar Vas- és Acélipari Egyesülés

nyugalmazott szaktanácsadója volt (1. kép). Előadásának címe Az EU klímapolitikája és a vaskohászat volt, melyben a legfrissebb információk jelentek meg mind az EU ETS változásairól, mind az Eurofernek a kohászati vállalatok érdekei védelmében tett lépéseiről.

Tardy Pál ismertette a kvótakereskedelmi időszakok jellemzőit, az európai és a magyar vaskohászat kibocsátási statisztikáit. Az első két időszak (2005–2007; 2008–2012) az európai acélipart különösebben nem sújtotta. A harmadik időszak (2013–2020) azonban nagyon sok változást, szigorítást hoz, pl. a légi közlekedést is bevonják az EU ETS hatálya alá. Az ún. energiaintenzív ágazatok (ide tartozik a kohászat is) valószínűleg már csak „benchmark alapon” kaphatnak ingyenes kvótát. A kiosztás szabályairól jelenleg is folyik a vita, hiszen az EU a vaskohászat területén az Eurofer műszaki megítélése szerint irreálisan határozta meg az elvárásokat.

A második előadó *Baranyay Dávid*, a Vertis Zrt. kvótakereskedője volt (2. kép). Előadásának címe: 2013: az EU ETS vízvázlatozója. (A Vertis Zrt. jelenleg az egyik legnagyobb független európai kibocsátáskereskedelmi vállalat.) Baranyay Dávid a kvóta „életútját” mutatta be a kibocsátás megjelenésétől az elszámolásáig. Prezentációjában felvonultatta a legjelentősebb klímavédelmi eseményeket. Felvillantotta a hallgatóság számára a jelenlegi és a jövőben várható kereskedési lehetőségeket (spot, swap, határidős kereskedés) is.

A harmadik előadó *Lukács Péter PhD*, az ISD Dunafer Zrt. stratégiai műszaki vezérigazgató-helyettese volt (3. kép). Előadásának címe: Dunafer-helyzetkép az EU ETS-szabályok tükrében. Lukács Péter a klímaszkeptikusok köréhez tartozik, előadását a következő kérdések felvetésével kezdte: Biztosan éghajlatváltozás van? Biztosan a szén-dioxid-kibocsátás a legnagyobb probléma a Földön? Meg lehet-e oldani a problémát, ha nem Földünkön globálisan, hanem csak Európában teszünk az ügyért?

Vélekedése szerint nem bizonyított egyértelműen, hogy az üvegházhatást a szén-dioxid-kibocsátás okozza. Az európai gazdaság versenyképessége viszont veszélyesen csökken a sokszor túlzó EU-szabályok – köztük a klímaszabályozás – miatt. Ráadásul a környezetvédelem ügye is veszíthet, hiszen a szigorú feltételek a cégtulajdonosokat arra készítetik, hogy a környezetvédelmi szabályok nélküli földrészekre, régiókba telepítsék át vállalkozásaikat, ahol büntetlenül folyhat az európainál jóval nagyobb kibocsátás...

Lukács Péter ismertette az ISD Dunafer Csoport 2005–2012 közötti kibocsátási adatait is, és felvázolta a harmadik időszakra becsült értéket. Megjegyezte, hogy a harmadik kereskedelmi időszakban valószínűsíthetően jelentős költségű kvótavásárlással kell számolni az európai vaskohászati vállalatoknál, így a Dunafer csoportnál is.

**Hevesiné Kővári Éva, Szilágyi Irén**



■ 1. kép. Dr. Tardy Pál



■ 2. kép. Baranyay Dávid



■ 3. kép. Lukács Péter PhD



# A beruházások helyzete és az alkotók elismerése

## Együtműködési szerződés az OMBKE és a Kereskedelmi és Iparkamara között

Az OMBKE dunaújvárosi szervezete június 26-án tartotta tavaszi utolsó klubnapját a Dunaújvárosi Kereskedelmi és Iparkamara székházában. A klubnap első momentumaként *Králik Gyula*, a Dunaújvárosi Kereskedelmi és Iparkamara elnöke és *Bocz András*, az OMBKE helyi szervezetének elnöke ünnepélyesen aláírta a két szervezet között létesített együtműködési megállapodást.

Ezután *Bocz András* negyvenéves egyesületi tagságuk elismeréseként *Sóltz Vilmos*-emlékérmet adott át *Králik Gyulának* és *Villányi Károlynak*. A Dunaferri Alkotói Alapítvány hagyományosan ezen a rendezvényen díjazza a különféle pályázataira beadott alkotásokat, illetve ismeri el a kiemelkedő műszaki és gazdasági tevékenységet végző alkotók munkáját.

A tavaszi utolsó klubdélutánon először *Lukács Péter PhD*, az ISD Dunaferri Zrt. stratégiai műszaki vezérigazgató-helyettese ismertette a vasmű 2011-es beruházási tevékenységének fő tendenciáit. Előadásában elmondta, hogy a válság miatt a felfüggesztett beruházások nem az eredeti ütemterv szerint, hanem csúszással valósulnak meg. Az idei évre tervezett kohóátépítés és konverter-

páncél-csere a következő évre toldódik át. Jó példaként a léptetőgerendás kemence üzembe helyezését említette, amely lehetőséget ad a meleghengelési kapacitás bővítésére. Ezután vázolta a 2012-es évre tervezett beruházásokat vállalati szakterületi bontásban.

Az előadást követően *Lukács Péter* már mint a Dunaferri Alkotói Alapítvány elnöke adta át az idei pályázat díjait.

A Dunaferri a szellemi tőke hatékonyabb hasznosítására, az értékes szellemi alkotótevékenység erkölcsi-anyagi elismeréséhez szükséges feltételek megteremtése és folyamatos biztosítása érdekében hozta létre a Dunaferri Alkotói Alapítványt. Az alapítvány az elmúlt 17 évben beváltotta a hozzá fűzött reményeket, és felkarolta a szakmához kapcsolódó tudományok művelőit, hozzájárulva ezzel a gyár és a város szellemi bővüléséhez. Az alapítvány pályázati rendszerének egyik eleme az Alkotói Nívódíj egyéni és csoportos kategóriánkénti adományozása évenként. A kiemelkedő szakmai publikációk is méltó elismerésben részesülnek a Szakmai Publikációért Nívódíj keretében. A folyamatosan magas színvonalú mű-

szaki-szakmai tevékenységet végzők erkölcsi elismerését az alapítvány a Dunaferri Tanácsosa és a Dunaferri Főtanácsosa cím odaítélésével jutalmazza.

Az idei évben kiemelkedő szakmai tevékenysége elismeréseként az ISD Dunaferri főtanácsosa címet *Hevesiné Kővári Éva* minőségügyi és környezetvédelmi igazgató vehette át.

A Dunaferri Szakmai Publikációért Nívódíj harmadik fokozatát kapta *Harcsik Béla*, *dr. Károly Gyula*, *dr. Tardy Pál*, *Józsa Róbert* (cikkünk szerzője egyben – a szerk.) és *dr. Szabó Zoltán* „A reoxidáció hatása az acél folyamatos öntése közben kialakuló kagylószerűkúlásra” című munkájukért. A Szakmai Publikációért Nívódíj második fokozatát *Bereczki Péter*, *Portás Attila*, *dr. Verő Balázs* és *Józsa Róbert* közösen vehették át. Pályázati anyaguk a „Molibdénrel ötvözött X80 szilárdsági szintű acélcső-alapanyag előnyűjtői és készsori hengerléstechnológiájának meghatározása” címet viselte. A Szakmai Publikációért Nívódíj első fokozatát *Portás Attila* a „HSLA acélok szívósságának javítása” címmel beadott publikációjával nyerte.

**Józsa Róbert**

## Ipartörténeti kerekasztal-konferencia lesz Tokajban

Az Országos Magyar Bányászati és Kohászati Egyesület (OMBKE) elnöke, *dr. Nagy Lajos* szeptember 5-én látogatást tett az Északkelet-Magyarország Ipartörténetének Ápolásáért Alapítványnál. Az OMBKE elnöke az ipartörténeti alapítvány diósgyőri székházába *Drótos László*, a Közép-Európai Ipari Örökség Útja Egyesület általános alelnöke és *Molnár Attila* gazdasági és ügyviteli alelnök társaságában érkezett.

Az alapítványnál *Sipos István* kuratóriumi elnök, *Simon István* kuratóriumi titkár és *Tóth Lajos* alapító kura-

tóriumi tag tájékoztatta a vendégeket az ipartörténeti tevékenységről. Ezek közül kiemelten szóltak a szeptember 14-én és 15-én tartandó Fazola Fesztivál (VI. Fazola Napok) közös szervezésének állásáról, az ipartörténeti kiállításokról. Ismertették a nyersvasgyártás történetét bemutató kiadvány előkészítésének állását, a pályázati lehetőségek kihasználását. Szó esett azokról a nehézségekről is, amelyek akadályozzák a kohászatban folytatandó ipartörténeti gyűjtő munkát. Beszámoltak a Kohászati Múzeum helyze-

tével kapcsolatban megteendő együttes lépésekről is.



■ Tanácskozás az ipartörténeti tevékenységről – © Simon István

### Közös álláspont

A hatékonyabb ipartörténeti munkához az OMBKE saját eszközeivel segítséget fog nyújtani – jelentette ki dr. Nagy Lajos. Azt az álláspontot alakították ki, hogy egyeztetni kellene a témával foglalkozó civil szerve-

zetek erőforrásait, és közösen kell fellépni az állami, az önkormányzati és a civil szervezeteknél. A résztvevők megállapodtak abban, hogy az OMBKE választmányának állásfoglalása után 2-3 hónappal a javaslatok kidolgozására egy kohászati,

öntészeti, bányászati kerekasztal-konferenciát szerveznek Tokajban az ipari örökség védelmének témájában. A rendezvény házigazdájának szerepét Tóth Lajos alapító, kuratóriumi tag vállalta.

🐾 **Sipos István, Simon István**

## Vízierővel működő hámorok rekonstrukciója Szászországban

A Keleti-Érchegységben, az úgynevezett Ezüstút mentén számos hámor épült ki a középkortól a XIX. századig. Ezek nagy része századunkig is fennmaradt, de állapotuk igen elhanyagolt volt. Az elmúlt évtizedben egyik-másik hámor rekonstrukciója megindult, és ezek egyike a Dorfchemnitzben található hámor. A község a Chemnitz-patak partján, Freibergtől 18 km-re található.

A Chemnitz-patak vize több hámort is működtetett évszázadokon keresztül. 1567-ben Ágost szász választófejedelem (1553–1586) koncessziót adott a drezdai polgármesternek, *Hans Hasenak* vashámor működtetésére, amelyhez külfejtéses ércbánya is tartozott, főként magnetit tartalmú ércel.

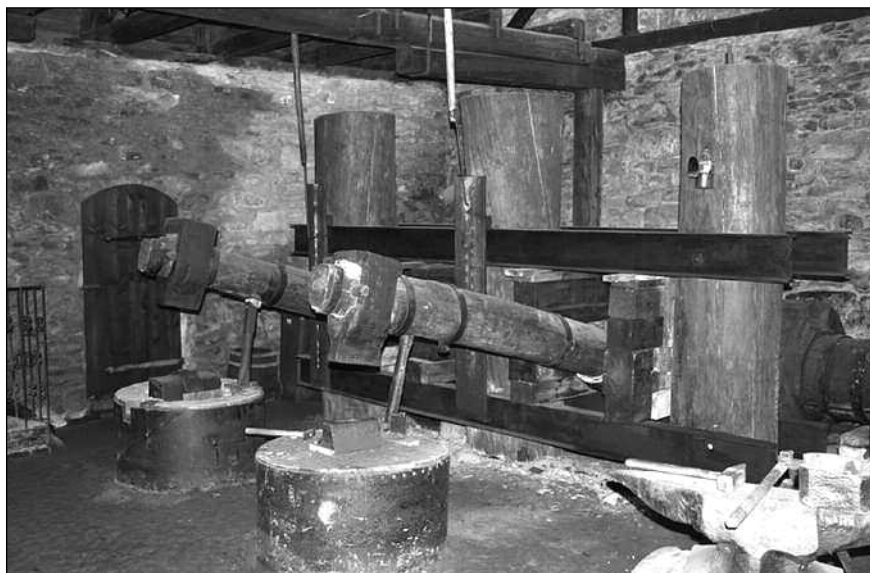
A dorfchemnitz-i hámor nál a XVIII. század közepéig csak az érc olvasztása történt, amelyhez a szükséges nagy mennyiségű faszenet az érchegységi hatalmas erdők szolgáltatták.

A dorfchemnitz-i hámor főként szerzőszámokat és munkaeszközöket gyártott a freibergeri és brand-erbisdorfi bányaüzemek számára.

Miután kimerült az ércbánya készlete, 1844-ben a korábbi olvasztókemencét kovácskemencévé építették át. A nyersvasat a környező hámorokból szállították ide feldolgozásra.

A XX. század elején a dorfchemnitz-i hámor munkaeszközöket és speciális termékeket szállított kohászati előkészítés és feldolgozás céljaira (pl. olvasztótégelyek, törőpofák stb.).

Miután Freibergben az ércbányászatot 1903 és 1913 között tervszerűen leállították, a dorfchemnitz-i há-



■ Farkaskalapácsok a dorfchemnitz-i hámorban

mornak ismét termelésátalakítást kellett végezni. Gépalkatrészek, tengelyek, szivattyúalkatrészek készültek kovácsolási eljárással. Végül 1931-ben, a nagy világválság idején a hámor véglegesen megszűnt.

Már a '30-as évek közepe óta felflerült a gondolat, hogy a hámort múzeummal alakítsák, mivel a freibergeri hámor mellett csupán az egyetlen hámor volt a Keleti-Érchegységben, és ezzel jelentős kulturális emléket képviselt. 1939-ben Dorfchemnitz község megszerezte a tulajdonjogot, hogy a Szász Kultúrvédelem és az Érchegység Egyesület támogatásával a berendezést restaurálják és múzeummal alakítsák. A II. világháború meghiúsította a tervet, de 1949-ben ismét megindultak – bár nagyon elhúzódóan – az állagmegóvási munkák. Végül csak 1969 májusától lehetett a berendezést a nyilvánosságnak

bemutatni. 1991–2000 között pedig felújítási és rekonstrukciós munkák folytak a hámorban.

A hámor mindmáig abban az állapotban van, ahogyan 1844-ben kovácsolóhámorra átépítették. 420 m hosszú hámorárkon jut a Chemnitz-patak vize a 4 m átmérőjű és 1 m széles felülsapott vízikerekre, amely kb. 3,6 kW teljesítményű. A vízikereket 9 m hosszúságú, tölgyfából készült tengely kapcsolja a két farkaskalapáchoz (*l. kép*).

A nagykalapács tömege 300 kg, ütéseje 500 kp (max. 60 ütés percenként), míg a kisebb kalapács (lapító vagy húzó kalapács) 150 kg tömegű, ütéseje 250 kp (percenként 100 ütés maximumig). Egy kisebb vízikerek pedig a kovácsoló tüzet tápláló fűjtatót működteti.

🐾 **Dr. Harald Gottstein**  
**Fordította: Klug Ottó**

### 70. születésnapját ünnepelte

**Hajnal János** 1942-ben született Lovasberényben. Az általános iskola befejezése után, 1958-ban az akkori iparosítás hatására és apja segítségével fiatalkorúként felvették magkésztőnek a székesfehérvári Vas- és Fémöntödébe. Hamar kiderült érdeklődése az öntészet iránt, hiszen olyan mesterektől sajátíthatta el az öntőszakmát, mint Szalma Ferenc, Blazsur István. A munka mellett tett öntészetből szakmunkásvizsgát, és szerzett általános gépésztchnikus oklevelet 1969-ben. 1960-tól 1974-ig öntő formázóként dolgozott a vasöntés megszüntetése után már új néven működő Nehézfémöntödében. 1974-ben kinevezték a homokformaöntödébe művezetőnek. Ebben az időben 72 fő tartozott az irányítása alá, és három bronzöntési technológiát alkalmaztak.



Több köztéri alkotás öntészeti kivitelezésében vett részt, illetve irányította annak munkáit. Jelentős munkája pl. a székesfehérvári millenniumi emlékmű, a birkózók szobra Lausanneban, az Öntődei Múzeum panteonjának egyes mellszobrai, Fa Nándor vitorlásának tőkesúlya. Az öntöde vezetése igényes munkáját több alkalommal Kiváló Dolgozó címmel ismerte el. 1987-től négy társával gmk-t alapított könnyűfémöntésre. 1990-től egyéni vállalkozóként dolgozik saját műhelyében, ahol kokillaöntést végez.

1966-tól nős, felesége a közigazgatásban dolgozott. Mérnök fia, közgazdász lánya van, valamint öt unoka boldog nagyapja.

**Sas István** 1942. augusztus 16-án született Székesfehérváron. Az általános iskola befejezése után gépipari technikum felvételt nyert. A tanulmányok megkezdése előtti 10 hónapos üzemi gyakorlatát a Székesfehérvári Általános Mechani-



kai Gépgyárban töltötte. A technikus oklevél megszerzése után a Székesfehérvári Könnyűféműben kezdett dolgozni. Itt töltötte munkás éveit három műszakos, ill. folyamatos munkarendben a Prémű gyáregységben, az 1997-es kordedvezményes nyugdíjba vonulásáig. Volt csoportvezető, művezető, műszakvezető főművezető, majd az új szervezeti felépítésben előmunkás.

Az OMBKE-be 1962. január 1-jén lépett be. Egyesületi munkáért elismerő oklevelet kapott 1997-ben, OMBKE-plakettet 2005-ben, és 40 éves egyesületi tagságáért Soltz Vilmos-emlékérmet.

Nős, két gyermeke, egy unokája van, fia is az alumíniumiparban dolgozik.

Nyugdíjas éveiben is részt vesz a székesfehérvári OMBKE-csoport tevékenységében, és hódol a régi hobijának, a kaktuszok tartásának.

**Dr. Tóth Lajos Attila** egy Hernádmenti kis faluban, Felsődobszán született 1942. június 19-én. 1960-ban érettségizett a Debreceni Református Kollégium Gimnáziumában. Mivel az érettségi után – református lelkész édesapja és középiskolája miatt – nem nyert felvételt felsőfokú intézménybe, ezért az akkori Lenin Kohászati Művekben kezdett dolgozni, mint vegyelemző.



Egyetemi tanulmányait a gyár ösztöndíjasaként kezdte meg 1962-ben a Miskolci Nehézipari Műszaki Egyetem Kohómérnöki Karán, ahol 1967-ben kapta kézhez vas- és fémkohómérnöki oklevelét.

Mérnöki tevékenységét a Lenin Kohászati Művekben kezdte, majd egy év után az egyetem Vaskohászati Tanszékére került, ahol a Magyar Tudományos Akadémia Kohászati Tanszéki Munkaközösségében mint tudományos segédmunkatárs, később mint tudományos munkatárs dolgozott.

Kezdetben az acélmetallurgia, majd a nyersvasmetallurgia és az ércelőkészítés szakterületén tevékenyke-

dett. 1991-ben szerezte meg a műszaki tudomány kandidátusa tudományos fokozatot, melynek alapján megkapta az egyetemi doktori, illetve a PhD-oklevelet. 1989-től egyetemi adjunktusként, 1992-től nyugdíjba vonulásáig, 2005-ig egyetemi docensként tevékenykedett. 1984 és 1986 között a Kohómérnöki Kar Dékáni Hivatalának, 1995 és 2003 között a Vaskohászati Tanszéknek volt a vezetője.

Oktatómunkája során a Vaskohászati és a Nyersvasmetallurgia gyakorlatait és előadásait, a Kohászati ismeretek, a Metallurgia alapjai, a Vasmetallurgia, a Ferroötvözetek metallurgiája, a Vaskohászati anyag- és energiagazdálkodás, a Vaskohászati hulladékok hasznosítása című tantárgyakat oktatta. Részt vett a kar doktorandusz képzésében.

Szoros kapcsolatot tartott a hazai kohászati üzemek szakembereivel. Kutatási tevékenységéről, közös kutatásai eredményeiről kutatási zárójelentésekben, hazai és külföldi konferenciákon, szaklapokban számolt be. Szakmai ismereteit az aacheni, a duisburgi, a freibergi, a leobeni, a kassai, az osztravai egyetemek társtantervéin tett szakmai tanulmányútjain bővítette.

Tagja, illetve titkára volt a Magyar Tudományos Akadémia Metallurgiai Bizottságának és Kémiai Metallurgiai Albizottságának, a Miskolci Akadémiai Bizottság Kohászati Szakbizottságának, Metallurgiai Munkabizottságának. Az OMBKE Egyetemi Osztályának 1966-tól tagja.

Szakmai tevékenységét Miniszteri Dicsérettel, OMBKE Egyesületi Munkáért Plakettel, Péch Antal Emlékéremmel, Kiváló Oktató diplomával ismerték el. A 2001–2002. tanévben végzett kohómérnök hallgatók tiszteletbeli évfolyamtársukká választották.

Mint a Rotary Club Miskolc alapító tagja, 2000 és 2010 között jelentős részt vállalt a Fazola Henrik Nemzetközi Díszműkovácsverseny elindításában és szervezésében.

Nyugdíjas éveiben rendszeresen részt vesz az OMBKE és az egyetem szakmai rendezvényein. Szabadidejét kitölti családjával, felesége, a Miskolcon élő és dolgozó két fia, menyei és három unokája.

**Soltész István** okl. kohómérnök, az OMBKE exelnöke és tiszteleti tagja, a Csepel Vas- és Fémművek vezérigazgatója, kohó- és gépipari miniszter 2012. szeptember 15-én, életének 85. évében elhunyt. Temetése 2012. október 4-én a Farkasréti temetőben volt. A szertartáson az OMBKE nevében dr. Tardy Pál, a csepeli kollégák nevében dr. Albert Béla mondott búcsúztatót. Az OMBKE Fémkohászati Szakosztálya 2013. márciusi ünnepi ülésén fog megemlékezni Soltész Istvánról. Nekrológiát a következő közös számunkban közöljük.

## **Szaniszló Ágnes** (1944–2012)



Szaniszló Ágnes okleveles kohómérnök élt 68 évet. Elment kedves „Ágikánk”, az évfolyam legszeretettelőbb tagja, s a minket legjobban szerető évfolyamtársunk.

Szaniszló Ágnes 1944. június 18-án Szöllöske helységben (ma Szlovákia) született.

1962-ben a miskolci Kilián György Gimnáziumban érettségizett. 1963-ban családi indíttatásra a műszaki pályát választotta. Felvették a Miskolci Nehézipari Műszaki Egyetemre, ahol a Kohómérnöki Kar metallurgus szakán szerzett vas- és fémkohász diplomát.

1968-ban a Lenin Kohászati Művek nagyolvasztó gyáregység műszaki osztályán technológusi beosztásban kezdett dolgozni. 1975-ben gazdasági mérnök diplomát szerzett, s ezután a Beruházási Igazgatóság pénzügyi osztályára helyezték. Az LKM és jogutódjainál 1985-től egészen nyugdíjba vonulásáig, 1995-ig, osztályvezetőként tevékenykedett.

A '80-as években kiemelkedő szakmai munkát végzett az LKM kombinált acélmű beruházásának előkészítésében és megvalósításában. Később részt vett a folyamatos acélöntőmű korszerűsítésének további két szakaszában, a durvahengermű léptető gerendás izzítókemence telepítésében, az UHP-kemence intenzifikálásának kidolgozásában és a nagyolvasztók korszerűsítésében. Fegyelmzett, precíz munkájának köszönhető, hogy a vállalat a beruházási költségek kifizetését rendszerben, ütemesen teljesítette. Szigorú pénzügyi fegyelmet tudott tartani. Gazdasági szaktanácsai miatt az ÁTB, a kormány és az OMF részére szükséges előterjesztések kialakításában meghatározó személylé vált.

Nagy odaadással, körültekintéssel,

hihetetlen szorgalommal és munkabírással dolgozott, nem egyszer éjszaka kába menőben. Munkája elismeréséül több vállalati és miniszteri kitüntetést kapott.

Kiváló emberi kapcsolatai és segítőkészsége miatt nagy népszerűségnek örvendett a gyárban. Szaniszló Ágnes jó humorú, örök vidám, szorgalmas volt. Mindenki kedvelte szerénységéért, emberségességéért, természetes viselkedéséért.

Az OMBKE-be 1968-ban lépett be. Több mint 20 éven keresztül a Diósgyőri Helyi Szervezet vezetőségi tagja volt. A miskolci konferenciák szervezésében nagy részt vállalt. 2008-ban megkapta a 40 éves OMBKE-tagságért járó Sóltz Vilmos-emlékérmet.

Kiemelkedő érdemei voltak a Központi Kohászati Múzeum és az Öntődei Múzeum működési feltételeinek biztosításában. A sporttal is foglalkozott, tagja volt a DVTK ellenőrző bizottságának.

2012. június 16-án halt meg, temetése 2012. június 25-én, Miskolcon a Vasgyári temetőben a református egyház szertartása szerint volt. Szeretett családjá, rokonai, barátai, munkatársai és tanuló társai vettek tőle végső búcsút. Hamvait évfolyamtársai a Selmeci Akadémia hagyományai szerint klopacska hangjai mellett kísérték a sírig.

Óriási szíve volt, de az élet további folytatásához már nem volt elég ereje.

Kedves Ági! Pihenj békében, mi soha nem felejtünk el, mindig emlékezni fogunk Rád!

Utolsó jó szerencsét!

 **Schmidt György**

## Enyingi Kálmán (1932–2012)



1932. szeptember 7-én született Lencsetomajon. A sümegi Kisfaludy Sándor Gimnáziumban érettségizett 1952-ben. Utána a Miskolci Nehézipari Műszaki Egyetem Kohómérnöki Karán folytatta a tanulmányait technológus szakon, és ott kapott diplomát 1957-ben.

Az üzemi munkát a Győri Rába Magyar Vagon- és Gépgyárban kezdte el művezetőként, majd anyagtechnológusként. 1961 decemberében kinevezték a gyár újonnan épült hőkezelő üzemébe üzemvezetőnek, ahol 1965 januárjáig dolgozott. Azután fejlesztőmérnöki beosztást kapott az induló Rába-Man Motorgyár Licencátvételi Főosztályán. 1969 júniusától a Győri Mezőgépgyárban az általa tervezett anyagvizsgáló laboratórium vezetője

lett. 1966-ban a Miskolci Egyetemen kohóipari gazdasági mérnök diplomát szerzett. 1971 októberétől a vállalatnál szervezési és ellenőrzési főosztályvezetőnek nevezték ki.

1976-tól a Győri Közlekedési és Távközlési Műszaki Főiskola Anyagismeret és Technológia Tanszékén adjunktus volt, ahol hőkezelés és fémes szerkezeti anyagok tantárgyakból tartott előadásokat. 1992-ben kerkedvezményes nyugdíjba vonult. 1999-től Győrben, az X-Meditor Lapkiadó Kft. kiadásában megjelentetett „Autótechnika” című szakmai folyóiratba anyagtechnológiai tárgyú tanulmányokat készített.

Enyingi Kálmán 2012. január 2-án hunyt el.

Emlékét megőrizzük.

## Pöstényi Balázs (1936–2012)



Halálhíre váratlanul ért bennünket, noha tudtuk, hogy néhány, az életkorával járó betegséggel küszködött. Május 18-án a Technika Házában már e miatt nem tudta átvenni a 40 éves OMBKE tagságáért odaítélt Sóltz Vilmos-emlékérmet. Egy héttel ezután kórházba került, gyenge volt, végül légszomja támadt és június 2-ára örökre elaludt. Elmondható, hogy tartalmas, teljes életet élt.

Hetvenötödik születésnapja alkalmából múlt évi 5. számunkban köszöntöttük Őt és méltattuk kiemelkedően eredményes szakmai életpályáját. 1960 és 1996 között mindvégig a Dunai Vasműben munkálkodott. Szorgalma, higgadsága és vezetői alkalmassága gépészmérnökként gépész és kohász szakterületek irányítására egyaránt alkalmassá tették. Így volt gépészeti műszakos üzemvezető és vezető technológus a hengerműben, a kohászati gyárrészleg (a kohó-, a tűzálló- és az acélmű gyáregységek) vezetője 1974–1983 között, majd 13 éven át a központi karbantartás főmérnöke, ill. vezetője. Minden területen tehetséges munkatársakkal vette körül magát, mindenki véleményére odafigyelt, a jó szándékú javaslatokat igyekezett hasznosítani. Emberséges, a dolgokat esetenként ironikusan megközelítő, jó kollegaként ismerte mindenki, de a mun-

kában volt tartása és tudott távolságot tartani, így nem hozott elfogult, részrehajló döntéseket.

Teljesítményét felettesei nagyszámú kitüntetéssel is elismerték. Egyebek mellett megkapta a Munka Érdemrend ezüst fokozatát és 2000-ben a Dunaferri Díjat is.

Kedveltük Őt, mindannyiunk számára Ő „a Balázs” volt.

A gyári teendők sokasága miatt időnként kevesebb ideje maradt a családjára, de megértő felesége, Marika segítségével két leánygyermeket oldott légkörben, szeretetben neveltek fel. Két unokáját imádtá, tőlük idős napjaiban sok szeretetet kapott.

A dunaújvárosi temetőben nagy részvét mellett június 14-én búcsúztattuk. Ravatalánál gépész munkatársai és az OMBKE tagjai álltak díszőrséget. Vezetőtársai képviselőként Tenyér Misi megható szavakkal idézte az átélt közös élményeket. Urnáját kohász díszgyenruhások sorfala közt kísértük a családi sírhoz. Több száz gyászoló vett Tőle végső búcsút és nyilvánította részvétét családjának.

Kedves Balázs! Munkatársaid és a magam nevében is kívánom, nyugodj békében, s ezzel mondok kohászok-szöntéssel utolsó jó szerencsét.

**Dr. Takács István**

## Prohászka János (1920–2012)



Október 22-én elhunyt Prohászka János, az MTA rendes tagja, a BKL Kohászat szerkesztőbizottságának egykori elnöke. Az egész kohásztszadalom búcsúzik tőle.

1920. április 26-án született Budapesten. Nagytétényben nőtt fel, járt iskolába, alakította meg társaival az élete végéig működő cserkészcsapatát, s itt kezdett el kétkezi munkásként dolgozni. A második világháború idején a hadiüzemként működő Magyar Optikai Művek munkása volt. 1950-ben szerzett gépészmérnöki oklevelet a budapesti Műegyetemen, a Gillemot-tanszéken. Kiváló teljesítménye eredményeként az első aspiránsok egyike lett a Vasipari Kutató Intézetben, ahol Gillemot, Verő, Geleji, Zorkóczy és Millner professzor segítségével vált nagyon gyorsan az anyagtechnológia elkötelezett kutatójává.

1956-ban kitűnő eredménnyel védte meg „A titán hatása az acélban lezajló széndiffúzió sebességére és a betétben edzhető acélok tulajdonságaira” című kandidátusi értekezését. Tudományos kutatóként dolgozott a Híradástechnikai Kutatóintézetben (1955–57), majd az MTA Műszaki Fizikai Kutatóintézete tudományos osztályvezetőjeként a volfrámkutatás egyik vezetője volt. Fontos szerepet játszott az anyagtudomány fémfizikai szemléletének korszerűsítésében az 1963-ban megvédett akadémiai doktori értekezése: „Diszlokációk képződése a dendrites kristályosodás során”.

1970-ben választották az MTA levelező tagjává, majd 1982-ben az MTA rendes tagja lett. Tagja volt az MTA elnökségének, majd az 1990-es években, két cikluson át a Műszaki Tudományok Osztályának elnöke (1993-1999).

Tudományos elismertsége eredményeként hívták meg a Műegyetemre tanszékvezető professzornak; a Villamosipari Anyagtechnológia Tanszék-re, 1964-ben. Ezt a tanszéket 1986-ig

vezette, egyetemi tanárként pedig 1990-ig dolgozott a Gépészmérnöki Karon. Meghatározó tudományos vezetője és példaképe volt a budapesti és a miskolci műegyetemen még ma is dolgozó számos egyetemi oktatónak és kutatónak. Az 1960-as évek elejétől 2001-ig írt tankönyvei még ma is nélkülözhetetlen segítséget jelentenek a gépészmérnök és a villamosmérnök egyetemi hallgatók számára az anyagtechnológiai alapok megismerésében.

Tudományos alkotói és egyetemi oktatói szemléletére rendkívül erős hatást gyakorolt az 1966–67-ben, a Harvard Egyetemen vendégprofesszorként eltöltött időszak. A fizikai és a mechanikai metallurgia olyan kiválóságaival dolgozott együtt, mint Bruce Chalmers, David Turnbull, Morris Cohen, John Werner Cahn.

Tanszékvezetői feladata mellett 1971 és 1977 között igazgatóhelyettese, 1977-től 1986-ig igazgatója volt a Mechanikai Technológiai és Anyagszerkezetani Intézetnek, valamint 1977-től 1995-ig vezette a tanszéken működő akadémiai, Fémtechnológiai Kutatócsoportot. Teljes aktivitású kutató professzorként végzett munkáját e kutatócsoportban fejezte be 2005-ben.

Prohászka János a magyar műszaki anyagtudomány egyik legmeghatározóbb szereplője volt. Mérnökgenerációk szemléletét formálta az anyag és a technológia jelentőségének felismerésére. Méltán számíthat a szakma örök tiszteletére.

**✍ Dobránszky János**

Dr. Prohászka Jánost 2012. november 10-én helyezték örök nyugalomba a Farkasréti temetőben.

Sírjánál Gyulai József, Dévényi László és Tóth László búcsúztatta az MTA, a munkatársak és a tanítványok nevében.

Nyugodjék békében!



# 60 éves fennállását ünnepelte az öntészeti szakosztály

Az OMBKE öntészeti szakosztálya alapításának 60. évfordulója alkalmából 2012. szeptember 22-én tartotta ünnepi megemlékezését az Öntödei Múzeumban. A szakosztály vezetőségi tagjaiból, aktívtagjaiból alakult szervezőbizottság néhány hónappal előbb vállalta, hogy az 50. évforduló óta eltelt évtizedre emlékezve ismét egy emlékeztető eseményt szervez.

Az ünnepi ülésre meghívtuk a szakosztály tagjait, köztük tiszteleti tagjainkat, az egyesület vezetőit, választmányát, a pártoló tagvállalatok képviselőit, a múzeum vezetőit. Vendégeink voltak a Magyar Öntészeti Szövetség elnöke és ügyvezetője, a társszakosztályok képviselői, valamint a miskolci és dunajvárosi kohász oktatók és hallgatók képviselői.

Az ünnepség dr. Vörös Árpád tiszteleti tag beszédével kezdődött, „Az öntészeti szakosztály 60 éve képekben” című fotókiállítás megnyitójával. A dr. Lengyelné Kiss Katalin által összeállított tablók felidéztek a kezdeteket, a hat évtized eseményeit. A köszöntő tablón annak a 19 cégnek, magánszemélynek és intézménynek a neve szerepelt, akik a méltó ünnepi megemlékezéshez és az erre az alkalomra összeállított kiadvány, a BKL Kohászat 64 oldalas különszámának finanszírozásához nyújtottak támogatást.

Az ünnepi ülés Katkó Károly szakosztályelnök üdvözlő szavaival folytatódott. Beszédében visszatekintett az alapítás körülményeire, a szakosztály 60 év alatt folytatott tevékenységére. A szakmai és egyesületi munka 29, döntően vállalatokhoz kapcsolódó helyi szervezetben és a szakterületek szerinti hét szakcsoportban folyt. Az öntészek először 1959-ben rendeztek országos szakmai konferenciát, melyet Magyar Öntőnap néven még 20 követett, összesen közel 5800, köztük mintegy 400 külföldi résztvevővel. Kiemelte a soproni temper- (majd vasöntészeti) és mintakészítő napok, a csepeli fejlesztési szemináriumok, a győri járműgyártási napok, a nyomásos- és fémöntészeti napok, a diósgyőri mintakészítő napok, a szigetközi szakmai napok jelentőségét, s a társadalmi eseményeket, így a 2000-tól évente megtartott öntész bálót. Nemzetközi vonatkozásban nagy jelentőségű, hogy 1978-ban és 1998-ban szakosztályunk rendezte az öntészeti világkongresszust, ill. 1987-ben dr. Vörös Árpád személyében magyar elnöke is volt a világ öntészeti szakembereit összefogó CIATF szervezetnek.

„Az elmúlt 60 év során jelentős változások történtek társadalmunkban, eredményekben gazdagabb, sikeresebb időszakok és nehéz, problémákkal terhelt idők váltották egymást. Elég csak a közelmúlt privatizációs eseményeire gondolnunk. Az egyesület, a szakosztály megléte, az itt kialakult szakmai és baráti közösségek sok kollégát, tagtársunkat

átsegítették az adott időszak nehézségein. A szakosztály vezetése ezen emlékülés megrendezésével szeretne emlékezni az elődeink által elért eredményekre és tisztelni azon kollégák emlékét, akik áldozatos munkájukkal megszervezték az öntészeti szakma összefogását, szervezték a szakosztály életét. Kívánom, hogy az eredményekben és sikerekben gazdag 60 év tapasztalata legyen segítségünkre, hogy szakosztályunk életében legalább ilyen, vagy még sikeresebb 60 év következzen.”

Az üdvözlést követően a klopacska hangjai mellett, dr. Takács Nándor felolvasásában emlékeztünk meg az utóbbi tíz évben elhunyt tagtársainkról.

A meghatározó pillanatok után dr. Nagy Lajos, az OMBKE elnöke és dr. Sohajda József, a MÖSZ elnöke köszöntötte meleg szavakkal a szakosztályt. Mindketten az olyan szakmai-társadalmi civil szerveződések fontosságáról beszéltek, mint amilyen az egyesület is. Az ilyen szervezetek nélkülözhetetlenek a szakmai információk terjesztésében, a szakmaszeretet elmélyítésében. Örülhetünk annak, hogy mindig voltak áldozatkész, a többiekért tenni akaró és tevékenykedő kollégák, akik továbbvitték az elődök munkáját, szívügyüknek tekintették az egyesületi tevékenységet.

A köszöntések után Katkó Károly a szakosztály tevékenységéről, dr. Hatala Pál, a MÖSZ ügyvezető igazgatója a hazai öntvénygyártás helyzetéről és dr. Dül Jenő c. egyetemi tanár a szakmai felsőoktatásról tartott nagy érdeklődéssel kísért vetített képes előadást. Ezek megjelentek a már említett BKL különszámában is. A kiadvány további fejezetei fényképekkel gazdagon illusztrálva ismeretik a hatodik évtized krónikáját, a szervezeti és szakmai élet jellemzőit, a szaklap történetét, a magyar öntészeti kiadványokat, a szakmúzeum tevékenységét és a nemzetközi szervezetekben folytatott munkát.

Ezután egyesületünk elnöke z. Zorkóczy Samu-emlékérem kitüntetéssel nyújtotta át dr. Sohajda Józsefnek és OMBKE emléklap kitüntetéssel Demeter Lajosnak, az apci helyi szervezet elnökének. A 2002-ben alapított OMBKE Öntészeti Szakosztályért-érem kitüntetését Bán Attila, Csukásné Kővári Etelka, Sipos István és Szarka István tagtársunk vehette át a 10 év alatt leghosszabb ideig szakosztályelnökként tevékenykedő dr. Sohajda Józseftől.

A Miskolci Egyetem és a Csepel Metall Öntöde Agricola könyve alapján készült öntöttvas metszetekkel, a Nehézfémöntöde bronz emléklappal, az L-Pivo Öntöde pedig öntött emléktárggyal ajándékozta meg a szakosztályt.

A szakosztályelnök zárszava és a szakmai himnuszok elhangzása után 12

egyenruhás fiatal egyszerre koszorúzta meg a múzeum kertjében álló 11 híres kohász és öntész mellszobrát, valamint a múzeumalapító Kiszely Gyula emléktábláját, s emlékük előtt dr. Ládai Balázs cantus praeses intonálásával „A mindnyájan jártunk egyszer az Akadémián” című dal eléneklésével tisztelegünk.

A szakosztály vezetősége által adott állófogadás, a közös beszélgetések, az idős kollégákkal való találkozások, a régi fényképalbumok lapozgatása, valamint a szakmúzeumi környezet a mintegy 120 résztvevő számára az együvé tartozás megerősítésének élményét adta. A jó hangulatú és az eseményhez méltó ünnepség, a kiadvány és a kiállítás megvalósításáért köszönetet illeti dr. Bakó Károly, dr. Dül Jenő, Fegyverneki György, dr. Hatala Pál, Huszics György, Katkó Károly, dr. Lengyel Károly, dr. Lengyelné Kiss Katalin, Schudich Anna, dr. Sohajda József és dr. Vörös Árpád tagtársakat, a csepeli helyi szervezet tagjait és a múzeum munkatársait.

Az „50 éves az OMBKE Öntészeti Szakosztálya” című könyv, valamint a 60. évfordulóra megjelentetett BKL különszám a [www.ombkenet.hu](http://www.ombkenet.hu) honlapon érhető el.

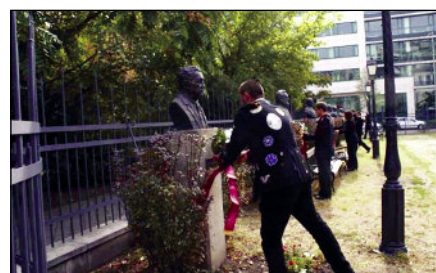
LKK



■ Dr. Nagy Lajos OMBKE-elnök köszönti a szakosztályt. Katkó Károly, az Öntészeti Szakosztály elnöke és dr. Sohajda József MÖSZ-elnök foglalnak helyet az elnöki asztalnál



■ Dr. Hatala Pál előadását hallgatják a megjelentek



■ A hallgatók elhelyezik a tiszteletadás koszorúját



# Szemelvények kohászatunk múltjából

## Libetbánya (németül Libethen, szlovákul Ľubietová)

A Zólyom vármegyei Libetbányát német hospesek alapították a 13. században, 1382-ben szabad királyi bányaváros lett. Aranybányái kimerülvén, a vasbányászatra tértek át, egy bucakemencét és hámost 1632-ben említenek először. Ennek helyén 1692-ben építtetett fel a kamara, a sziléziai *Carl Philip Kropf* kezdeményezésére, egy 7 láb magas és 1 láb 8 hüvelyk széles nagyolvasztót, amely az első volt Magyarországon. A kohó 13 fős személyzetét Kropf Jägerdorfból hozta magával. Naponta 8–9 bécsi mázsa nyersvasat termeltek, amely jelentős foszfortartalma miatt jól önthető volt, közvetlenül a nagyolvasztóból tűzhelylapot, konyhai edényt, mozsarat öntöttek. Miután Kropf viszonya a kamarai tisztviselőkkel és a munkatársaival megromlott, 1695 végén hazament Sziléziába, s a nagyolvasztó rövidesen leállt. A Rákóczi-szabadságharc alatt, 1704 szeptemberétől 1708 őszéig ágyúgolyót és bombát öntöttek a kurucoknak, majd ezek visszavonulása után, a szatmári békéig a császáriak számára.



1. kép. A háromvízi helyreállított nagyolvasztó

*Modori Keller Sámuel* beszercebányai polgár odaváló kereskedővel, valamint Beszercebánya és Libetbánya város részvételével egy bányatársulatot alapított, és 1726-ban a régi helyett új, nagyobb kohót helyezett üzembe Libetbányán, amely évente 36 hétig dolgozott, és hetente 80–100 mázsa vasat termelt. Erről *Francisci András* – az első magyarországi vaskohászati üzemleírásban – többek között ezeket írta: „Az olvasztó jósága következtében öntenek különféle csatornákat, csöveket és teherfelvonó csigákat, melyeket Selmecebányára és Óhegyre szállítanak a vízemelő gépekhez; továbbá üstöket, fedőket, vedreket, olajtartókat, háromlábú lábasokat, mozsarakat s más efféléket.” A nyersvas fennmaradó részét frissítésre a kosztivjarszkai hámorba vitték. A társulat a Libetbányától délre fekvő Pojnikon is létesített egy nagyolvasztót. A kamara 1767-ben betársult a vállalkozásba, s megszerezve a kuxok (bányarészvények) többségét, a két vasművet a rhónici igazgatás alá rendelte. Libetbányán 1774–86 között – nem számítva néhány rövidebb üzemszünetet – az évi vastermelés 4200 mázsa körül járt.

Egy libetbányai és beszercebányai polgárok által alapított társulat Libetbánya keleti határában, Háromvízen (Trivody) is üzembe helyezett 1797-ben egy nagyolvasztót (1. kép). Mivel hámor létesítésére a kamarától nem kaptak engedélyt, a termelt nyersvas kétharmad részét áruba bocsátották, a többiből öntvényeket gyártottak. Az 1840-es években a kohó *Prihradny Dániel* és *Würsching Péter* tulajdonába került, akik Bujakova határában frissítőhámost és hengerművet létesítettek. 1846-ban 8600 mázsa nyersvasat és 3600 mázsa öntvényt gyártottak. A háromvízi kohó 1868-ban már üzemben kívül volt, maradványa ma ipartörténeti emlék.

A libetbányai vasművet a kincstár 1859–61 között felújította, de a termelés így sem érte el a nagyolvasztó teljesítőképességének felét, mivel a nyersvaskihozatal a kis vastartalmú érc miatt 30% alatt volt. Az öntödében két kupolókemencét létesítettek. 1868-ban 60 t öntvényt készítettek, főleg a környék igényeinek kielégítésére, 730 t nyersvasat pedig a vaskovai frissítőhámorokban dolgoztak fel. 1907-ben még 1035 t nyersvasat és 202 t öntvényt gyártottak Libetbányán, két év múlva azonban végképp megszüntették a nagyolvasztó működését.

✍ K. L

### Források

*Heckenast G.*: A magyarországi vaskohászat története a feudalizmus korában. Bp., 1991.

*Szterényi J.* (szerk.): A magyar korona országainak gyáripára az 1898. évben. II. füzet. Vas- és fémipar I. Bp., 1911.

Dejny hutníctva na Slovensku. Košice, 2006.