

BÁNYÁSZATI ÉS KOHÁSZATI LAPOK

Kohászat

A felsőoktatás minőségének javítása kiválósági központok fejlesztésére alapozva a Miskolci Egyetem stratégiai kutatási területein
TÁMOP-4.2.1.B-10/2/KONV-2010-0001

Vaskohászat

Öntészet

Fémkohászat

Anyagtudomány

Hírmondó

145. évfolyam

2012/3. szám



Az Országos Magyar Bányászati és Kohászati Egyesület lapja.

Alapította Péch Antal 1868-ban.

TARTALOM

1 Alkalmazott Anyagtudomány és Nanotechnológia Kiválósági Központ működése a Miskolci Egyetemen

Vaskohászat

2 **Károly Gyula – Lengyel Attila – Gyerák Tamás – Szabó Zoltán:** A gumibroncsok újrahaznosítása során elkülöníthető cordacélhuzal-hulladékok kohászati hasznosíthatósága

6 **Török Tamás – Dénes Éva – Fajger János:** Fejlesztések a folyamatos tűzi mártó szalaghorganyzásban

Öntészet

12 **Molnár Dániel – Dúl Jenő – Fodor Krisztina:** Az öntészeti szimuláció alkalmazása a technológiatervezésben

16 **Gergely Gréta – Gácsi Zoltán:** Az alumínium-szilícium eutektikum módosítási mechanizmusa

Fémkohászat

21 **Zupkó István – Szabó Gábor:** Plattírozási kísérletek a Von Roll hengerállványon brazing alapanyagok hengerléséhez

25 **Szabó Gábor – Mertinger Valéria:** Alumínium lemezek plattírozási technológiájának optimalizálása

29 **Radányi Ádám – Sycheva Anna – Gácsi Zoltán:** Ön tükrisztály képződés vizsgálata ölommentes forrasztási technológiáknál

Anyagtudomány

34 **Kardos Ibolya – Gácsi Zoltán:** Színes maratás alkalmazása öntöttvasak szövetszerkezetének jellemzésére

39 **Ferenczi Tibor – Dobó Zsolt:** Aerogél tartalmú tűzálló falazatok vizsgálata

43 **Lukács János:** Módszer fáradásos repedésterjedésre érvényes tervezési görbék meghatározására és annak alkalmazása nagyszilárdságú acélokhoz

48 **Tomolya Kinga – Janovszky Dóra – Svéda Mária – Roósz András:** Amorf ötvözetek előállítási lehetőségei az MTA-ME Anyagtudományi Kutatócsoportban

54 **Rontó Viktória:** Cu-Hf-Ti amorf ötvözetek mechanikai tulajdonságai és kristályosodási mechanizmusa

Hírmondó

59 **Interjú dr. Voith Mártonnal,** a Miskolci Egyetem professor emeritusával

61 **Interjú dr. Gulyás Józseffel,** a miskolci egyetem professor emeritusával

63 **Száz éve született Gillemot László** akadémikus

65 **Hírek**

69 **Köszöntések**

70 **Nekrológok**

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

FROM THE CONTENT

Gyula Károly, Attila Lengyel, Tamás Gyerák, Zoltán Szabó: Steelmaking utilization of steel cord made in end-of-life-tyres recycling 2

Even though waste utilization is subsidized and increased efforts directed to it, the utilization of the annually generated 5 000 tons of waste steel wires from used tyres is still unsolved. In this paper we report on the utilization of waste tyre steel wires at two different Hungarian steel plants (ÓAM Ltd. and Dunafer Co.). We concluded that the wires can be utilized in steelmaking and can serve as a low cost raw material by the developed technology. Feeding of the steel wires can be carried out in the form of a loose block, however, metallic yield has increased by compaction due to the higher specific weight.

Tamás Török, Éva Dénes, János Fajger: Novel developments in the continuous hot dip galvanizing 6

There are lots of new technological improvements made in the past few decades on the process of continuous hot dip galvanizing. Following the course of such developments the present study starts with the description of the traditional Sendzimir-type technology which has been the only continuous hot dip galvanizing system in Hungary, then it demonstrates also the advantages in corrosion resistance of the highly alloyed Zn bath with Al and with Al and Mg (Zn-5% Al; Al-2% Al-2% Mg; respectively). A short description of the new possibilities based on the Double Dip galvanizing is also given, and the main aspects and tendencies of the replacement of the traditional post-treatments using aqueous solutions containing Cr(VI) compounds are also reviewed.

Dániel Molnár, Jenő Dúl, Krisztina Fodor: Foundry simulation in technology process planning 12

Gating- and feeding system design, as casting technology problems, are coeval with the history of the casting industry. In the beginning design was only the experimentation of solution proposals. Later the application of manufacturing knowledge and the description of natural phenomena were the key methods to solve foundry questions. Computer simulation of foundry processes also applies these experimental and natural phenomena to solve casting processes on a quick, economical and reproducible way. In this paper we demonstrate the application of computer simulation via the example of a large dimension compression pump casting to fulfill customer requirements.

Gréta Gergely, Zoltán Gácsi: Modification mechanism of the Al-Si eutectic 16

Typical aluminum-silicon alloys have two major microstructural components, namely primary

aluminum and aluminum-silicon eutectic. While nucleation and growth of the primary aluminum in the form of dendrites have been well understood, the understanding of the formation of the Al-Si eutectic is still incomplete. The microstructural changes caused by the addition of strontium to these alloys are another important phenomenon that still puzzles the scientific community. This article summarized the most important results in this topic.

István Zupkó, Gábor Szabó: Experimental plating on the "Von Roll" roll mill stand producing base material of brazing technology 21

Nowadays the use of multi-layered alloys is constantly increasing. These alloys are composed by different behaviour of metals. One of the methods of multi-layered alloys productions is plating by rolling. In this study the process of aluminium alloys plating by hot rolling and technological parameters of bonding properties was investigated. The capability of laboratory environments plating of the "Von Roll" experimental roll mill stand was demonstrated.

Gábor Szabó, Valéria Mertinger: Optimization of plating technology of aluminium sheets 25

Plated aluminium sheets with different properties were investigated. The examinations were performed on Von Roll roll mill in the Institute of Physical Metallurgy, Metalforming and Nanotechnology of University of Miskolc. The start temperature of plating was 480 °C. An optimization of rolling schedule was worked out for ensure the proper bonding quality. Bonding faults and a method for testing the goodness of bonding are showed in this paper.

Ádám Radányi, Anna Sycheva, Zoltán Gácsi: Investigation of tin-whiskers formation in a lead-free soldering technology 29

The use of lead-free solders is often accompanied by whisker formation, which is undesired. The process of whisker formation is influenced by several factors, out of which in this paper the effect of mechanical stress and that of thickness of the tin layer being on the contact surface have been studied taking into consideration the oxidation processes, too. As a result of our studies, we can conclude that increase of both the mechanical stress and exposition time increases the number of whiskers formed in the first 4 hours of exposition. Increasing the thickness of the tin layer from 2 micrometers to 4 micrometers leads, on average, to a 4-fold increase in the number of whiskers formed, while heat treatment – to a 6-fold decrease (due to the effect of a thicker oxide layer).

• **Szerkesztőség:** 1051 Budapest, Október 6. utca 7., III. em. • **Telefon:** 06-1-201-7337 •

• **Levél cím:** 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, Lengyelné 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. •

Internet cím: www.ombkenet.hu/bkl/kohaszat.html



A projekt az Európai Unió támogatásával,
az Európai Szociális Alap
társfinanszírozásával valósul meg.



Alkalmazott Anyagtudomány és Nanotechnológia Kiválósági Központ működése a Miskolci Egyetemen

A Miskolci Egyetemen az anyagtudományok és technológiák, valamint a multidiszciplináris műszaki tudományok (energetika, gépészet) területén magas színvonalú tudományos kutatás folyik, erre alapozva Egyetemünk pályázata 2011-ben, „A felsőoktatás minőségének javítása kiválósági központok fejlesztésére alapozva a Miskolci Egyetem stratégiai kutatási területein” a Társadalmi Megújulás Operatív Program (TÁMOP) keretében több mint 2 milliárd Ft támogatást nyert (TÁMOP-4.2.1.B-10/2/KONV-2010-0001 számú projekt, az Európai Unió és az Európai Szociális Alap segítségével).

Ennek a projektnek alapvető célja a Miskolci Egyetem vonzerejének növelése a kiválóságon és a minőség javításán keresztül, az alábbi négy stratégiai cél elérésével: a szellemi potenciál növelése; a kutatási infrastruktúra fejlesztése; a stratégiai kutatási területek minőségi javítása; illetve az intézményi kapcsolatrendszer jelentős bővítése.

A gyakorlatban ez a gazdaság és a társadalom szempontjából kiemelt fontosságú stratégiai kutatási területeken létrehozott kiválósági központokon keresztül valósul meg, melyekben nemzetközi színvonalú tudományos műhelyekben folyik a kutatómunka. A központok építenek az egyetem tudásbázisára, karainak szinergiájára és az interdiszciplinaritásra, valamint a régió kulcsszereplőivel való partnerségre. Megteremtik a feltételeket a fiatal kutatók helyben tartására és régióbeli letelepítésére, megalapozva mindezzel a Miskolci Egyetem tudományos teljesítményének számottevő növekedését.

A projekt keretében négy kiválósági központ jött létre és működik:

1. Fenntartható Természeti Erőforrás Gazdálkodás Kiválósági Központ
2. Alkalmazott Anyagtudomány és Nanotechnológia Kiválósági Központ
3. Mechatronikai és Logisztikai Kiválósági Központ
4. Innovációs Gépészeti Tervezés és Technológiák Kiválósági Központ

Elsősorban a Műszaki Anyagtudományi Karhoz, s részben az Egészségügyi Karhoz kötődő Alkalmazott Anyagtudomány és Nanotechnológia Kiválósági Központban folyó kutatások megszervezésekor abból indultunk ki, hogy az európai ipar versenyképességének javításához elengedhetetlen a tudásintenzív ipar kialakítása, ebben a folyamatban az újszerű tulajdonságokkal rendelkező anyagok kulcsszerepet töltenek be, és számos területen megalapozzák a műszaki haladást. A kiválósági központ legfontosabb célja kapcsolódni az anyagtudományi, anyaginformatikai, nanotechnológiai és nanotoxikológiai kutatásban és fejlesztésében élenjáró nemzetközi trendekhez, alkalmazni a legmodernebb tudományos módszereket, eljárásokat és tapasztalatokat. Fontos törekvés a különleges tulajdonságokkal rendelkező anyagokra vonatkozó tudás bővítése, ismeretlapú, igényre szabott és előre jelezhető jellemzőkkel rendelkező anyagok kutatása. A létrejött tudományos műhelyek: tudásintenzív anyaggyártás (vezeti: dr. Roósz András), multifunkcionális anyagok (vezeti: dr. Gácsi Zoltán), nanotechnológia (vezeti: dr. Kaptay György), mikro- és makro-funkcionalitás integrálása a vegyipari technológiába (vezeti: dr. Lakatos János), anyaginformatika és képelemzés (vezeti: dr. Barkóczy Péter), kísérletes és diagnosztikai élettudományok (vezeti: dr. Barkai László).

A következőkben a Műszaki Anyagtudományi Kar tudományos műhelyeiben folyó kutatások legfontosabb eredményeit ismertető dolgozatok adnak áttekintést a TÁMOP-4.2.1.B-10/2/KONV-2010-0001 projekt keretében folyó kutatásokról.

Gácsi Zoltán

Miskolci Egyetem TÁMOP szakmai vezető

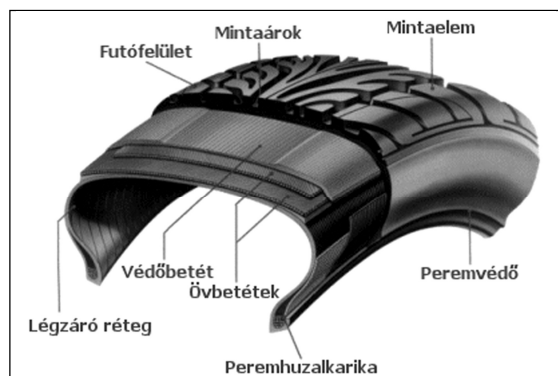
Roósz András

Miskolci Egyetem TÁMOP kiválósági központ vezető

KÁROLY GYULA – LENGYEL ATTILA – GYERÁK TAMÁS – SZABÓ ZOLTÁN

A gumiabroncsok újrahasznosítása során elkülöníthető cordacélhuzal-hulladékok kohászati hasznosíthatósága

A termékdíj bevezetésével a hulladékok újrahasznosítása hazánkban is felgyorsult aktuális feladat. A gumiabroncsok újrahasznosítása során hazánkban évente képződő mintegy 5 000 tonnányi cordhuzal-hulladék hasznosítása azonban máig megoldatlan. Jelen cikkben röviden összefoglaljuk e téren az Ózdi Acélművek Kft.-ben ill. a Dunaferr Zrt.-ben végzett kísérleteink eredményeit, melyek alapján látunk esélyt arra, hogy adott újrahasznosítási technológia mellett a cordhuzal-hulladékok költségtakarékos betétanyagként a jövőben hasznosíthatók acélgyártásunkban.



1. ábra. A járművek gumiabroncsának szerkezete [2]

Bevezetés

Világszerte gond a használt gumiabroncsok újrahasznosítása. A termékdíj bevezetése arra ösztönzi az újrahasznosítással foglalkozó szakembereket, hogy a gumiabroncsok pirolízissel történő ártalmatlanítása helyett egyre inkább abba az irányba menjenek el [1], hogy a használt gumiabroncsok alkotó elemeit (1. ábra) anyagában hasznosítsák: a burkolatokat adó, többnyire vegyi adalékanyagokkal gyártott gumit, a szilárdságot biztosító acélhuzalt, s a vázba beépített textilanyagokat.

Gumiabroncs hasznosító technológiák

Dr. Károly Gyula szakmai életrajzát 2011/5. számunkban közzéltük.

Dr. Lengyel Attila 1969-ben szerzett vas- és fémkohómérnöki oklevelet a Nehézipari Műszaki Egyetem Kohómérnöki Karán. 1975-ig a Csepeli Fémmű kutatója volt, 1975–1988 között a Fémkohászattani Tanszéken dolgozott különböző kutatói beosztásban. 1988-ban kandidátusi címet szerzett. 1988-tól a Kémiai Intézet docense, 2008-tól nyug-

Napjainkban a gumiabroncsok hasznosítására az alábbi technológiák használatosak (1, 3–8):

- együttes égetés klinkerégető kemencékben
- szedrezés, őrlés atmoszférikus nyomáson és hőmérsékleten, atmoszférikus nyomáson folyékony nitrogénnel hűtve (kriogén technika), ultrahangos aprítás
- pirolízis
- nagynyomású vízszugaras lefejtés
- gumibitumen előállítás

A felsoroltak közül az első két megoldás a leginkább elterjedt a világban. A klinkerégető kemencéket, mint hatékony energiahasznosító berendezéseket az USA-ban előszeretettel használják a gumihulla-

dék hasznosítására, Európában azonban egyre inkább terjed az anyagában történő hasznosítás. Mind a kriogén, mind az ultrahangos technika drága, leginkább atmoszférikus nyomáson és környezeti hőmérsékleten aprítják és őrlik a gumiabroncsot.

Figyelemre méltó technikai megoldásában a nagynyomású vízszugaras leválasztás, már csak azért is, mert hazai szellemi termék [7]. A leválasztott por morfológiája miatt műanyag adalékként használható, sőt a pár μm -es szemnagyságú frakció a gumiabroncsgyártásba is visszajáratható (vulkanizálható).

A pirolízis inkább tekinthető a gumiabroncsra is kiterjesztett adaptált

dijazásáig (2011) az intézet igazgatója, 2001–2008-ban a Mechatronikai és Anyagtudományi Kooperációs Kutatási Központ igazgatója volt. Szakmai/kutatói területe: ipari (veszélyes) hulladékok hasznosítása.

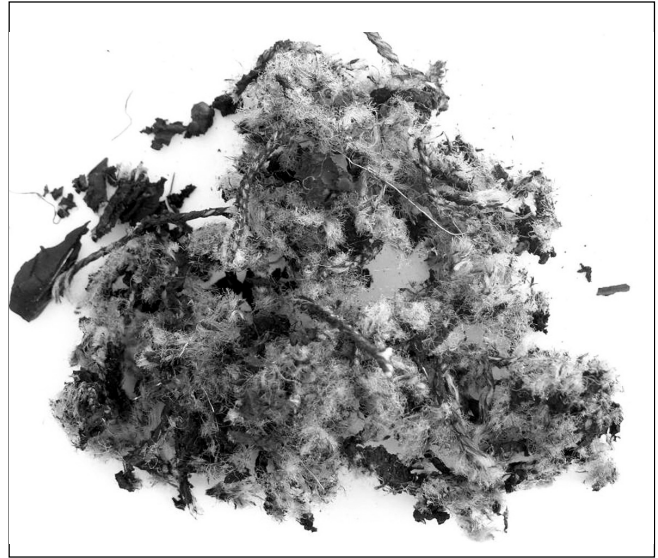
Gyerák Tamás 1979-ben Miskolcon a Nehézipari Műszaki Egyetemen szerzett kohómérnöki oklevelet a metallurgus szak vas- és fémkohász ágazatán. A Dunai Vasműben dolgozik, 2007-től az ISD Du-

nafer Zrt.-ben – gyárvezető titulussal – az Acélmű vezetője.

Szabó Zoltán a Dunaujvárosi Főiskolán szerzett metallurgus kohómérnöki diplomát, majd egy fél éves mérnöktovábbképző tanfolyamon vett részt a Freibergi Akadémián. 1985-től a diósgyőri kohászatban dolgozott különböző beosztásban, végül 2000-ben üzemvezetőként ment át az ÓAM-ba, ahol ma az acélmű vezetője.



■ **2. ábra.** Szedderezett cordhuzal-hulladék a hulladéktárolóból kiemelve



■ **3. ábra.** Szedderezett cordhuzal-hulladék nemfémes része (gumi + textil)

ciónak, mint gazdaságosan működtethető technológiának [8].

A gumibitumen vélhetőleg fényes karrier előtt áll. A nagyterhelésű utakon végzett kísérletek szerint nyomvályúsodás-mentesen legalább kétszeres élettartam érhető el, miközben a járművek fékútjai is csökkennek [6].

Hazánkban napjainkban útjainkon mintegy 3–3,5 millió hazai gépjármű közlekedik. Ha abroncsaik harmadanegyede évente cserére szorul, az újrahasznosítandó gumiabroncs mennyisége az évenkénti 40-50 kt-t is eléri, melynek mintegy 12-15%-a acél, tehát összességében 5-6 ezer tonna cordhuzal-hulladék újrahasznosíthatósága a feladat.

A hazánkban környezeti hőmérsékleten működő gumi-szedderező üzemekből (Újszilvás, Pécs, Tamási) kikerülő cordhuzal-hulladékok jelen állapotukban alkalmatlanok vaskohászati felhasználásra. Alkalmatlanok, mert a cordacélok Fe-tartalma ugyan 97-98%, vagyis ötvözetlen C-acélnak minősülnek (0,7-1,1%-nyi C-tartalom mellett 0,2-0,5%-nyi Mn-t tartalmaznak csupán, szennyezőelem-tartalmuk elenyésző, ill. acélgártás során kezelhető), viszont a gumiőrlés során a cordhuzalokra tapadó nemfémes (gumi és textil) anyagok maradványa jelentős [3]. Mivel a gumimaradvány károsan befolyásolhatja a füstgázsűrítők működését, ha a rajtuk maradó C-maradék meghaladja a 4-5%-ot; laza hulladékként várhatólag tonnánként csak 50–80 USD áron adha-

tók el acélműveinknek, ha egyáltalán átveszik. Ez olyan eszmei ár, ami nem teszi lehetővé további költséges tisztító műveletek alkalmazását, kellő színvonalú bálázást, költséges szállítást. (Megjegyzendő, hogy a termékár jelenleg 52 Ft/kg gumiabroncs [9]).

Üzemi kísérletsorozat alapján Ózdon és Dunaújvárosban felmértük, hogyan lehet hazánkban a felhasználhatóságot egyáltalán biztosítani, a kereskedők és a felhasználók egyidejű érdekeltségét szem előtt tartva.

A cordhuzal-hulladékok vizsgálata

A gumiabroncsoknál használatos cordhuzal-hulladékok viszonylag egyszerű acélösszetétellel, de változó nemfémes (textil + gumi) tartalommal bírnak. Nyilván ez azzal függ össze, hogy az újrahasznosításhoz sokféle típusú és főleg sokféle méretű gumiabroncs kerül, aminek válogatása a nemfémes anyag tartalma szerint lehetetlen feladat. Napjainkban már adott gyártó különböző típusú abroncsait is válogatva, külön-külön szedderozik, őrlik és osztályozzák, a speciálisabb tulajdonságok biztosítása céljából.

A gumiőrlés során szedderozéssel összegyűjtött cordhuzal-hulladékokban (2. ábra) a tipikus cordhuzal-fonatok mellett vékonyabb-vastagabb kör-, ill. lapos huzaldarabok találhatók, sok huzaldarab fémes ragyogású, ami a bevonat hatásaként (is)

jelentkezik. A huzaldarabokra tapadva gyakori a gumimaradvány, a textilmaradvány pedig többnyire szétfoslódva pamacsokként jelenik meg a huzalhulladékok között.

A fémösszetétel meghatározása ilyen mintából nem lehetetlen, de nagy hibával terhelt, hiszen közel sem tekinthető homogénnek. Az MTA Anyag- és Környezetkémiai Intézetben (Bp., Pusztaszeri út 59–67.) a következő átlageredmény adódott:

Fe:	97,80%
C:	0,91%
Mn:	0,59%
Cr:	0,17%
Cu:	0,28%
Zn:	0,17%
egyéb:	0,08%

Az adatok közül kiemelendő a nagy Cu- ill. a Zn-tartalom, aminek oka, hogy a huzalok felületét beépítés előtt bevonatolják.

A hulladéktárolóból kiemelt minta nemfémes anyagtartalmának meghatározása ugyancsak nem könnyű, hiszen a gumi részben a fémes részhez tapadt, részben a textilanyagfoszlányokhoz (2. ábra). A minta egy részének aprólékos megtisztítása adott lehetőséget a nemfémes anyag rész tömegarányának közelítőleges meghatározásához, mely szerint a nemfémes anyag rész tömegaránya (mennyisége) 8–12%-nyi.

A 3. ábra mutatja a fémes hulladékokból kiemelt nemfémes anyag részét. Becsléssel megállapítható, hogy a gumi és a textil tömegaránya hason-

ló, azaz 5-8%-nyi a cordhuzal-hulladékokban. (Meg kell jegyezni, hogy sok-sok mintánál ezt a vizsgálatot elvégezve adódik, hogy a gumimaradvány inkább a felső határértéken van, a textilmaradvány mennyisége pedig többnyire az alsó értéken). És a probléma ebből is adódik!

Az 5-8%-nyi gumimaradvány mellett a cordhuzal-hulladék kohászati hasznosítása kockázatos, főleg azért, mert a kereskedők, akik ilyen betétanyagot kínálnak az üzemek számára, közel sem tudják a reprodukálhatóságot biztosítani, ami pedig az acélműi technológia kialakításának elengedhetetlen feltétele! Ezért a hasznosíthatóság vizsgálatának kezdetekor a gumimaradvány csökkentését tűztük ki célul. Ez valamilyen tisztítóberendezéssel, vagy annak hiányában ismételt (azaz kétszeres) szredderezéssel biztosítható.

Kétszeresen szredderezett cordhuzal-hulladékok viselkedése elektroacél-gyártás során

A kétszeres szredderezéstől azt vártuk, hogy a megismételt szredderezés letördeli a huzalokhoz tapadt gumimaradványok egy részét, így a gumimaradvány mennyisége csökkenthető. Ennek ellenére a kétszeresen szredderezett cordhuzal-hulladékok (4. ábra) a 2. ábrához hasonlóan néznek ki.

A minta egy részének aprólékos válogatásával jól szétválasztható a fém (5. ábra) és nemfém (6. ábra) rész.



■ 4. ábra. Kétszeresen szredderezett cordhuzal-hulladékok

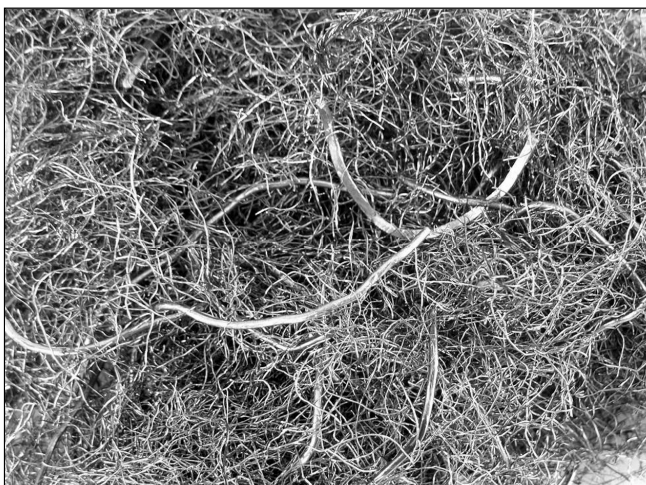
A fém rész rendkívül tiszta, összetételében az egyszer szredderezett cordhuzal-hulladékokhoz képest érdemi és jellegszerű eltérés nincs, nem mutatható ki. Az viszont megfigyelhető, hogy az acélhuzalra tapadt gumi mennyisége lényegesen csökkent (a megismételt szredderezés során letöredező gumidarabok leperregnek, eltávolíthatók a szredderezőgépnél). Viszont az 5. ábra szerint a kétszeres szredderezés sem távolította el teljesen a textilmaradványokat és a gumit, így a kétszer szredderezett cordhuzal-hulladékoknál összességében a gumitartalom ugyan 1,5-3% alá csökkenthető, de teljesen el nem távolítható, a textilmaradvány mennyisége pedig változatlanul magas, 2-8% közötti.

Ózdra 19,7 tonna kétszeresen szredderezett cordhuzal-hulladék jutott

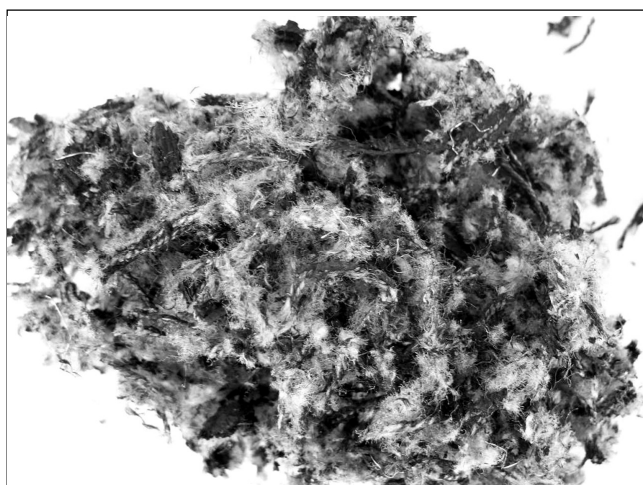
el, szemrevételezés alapján nedvesgéttartalom mentesen, 1,5-3%-nyi gumimaradvánnyal, s 2-3%-nyi textilmaradvánnyal.

2012. február 24-én éjszaka egy adagban felhasználtak az MGU Gumihasznosító Kft.-től próbaszállítmányként beérkezett mintegy 20 tonnányi cordhuzal-hulladékot. A felhasználás az acélmű vezetője szerint [10] problémamentes volt, csupán 20-30 °C-os füstgázhőmérséklet-emelkedés volt észlelhető a huzalon lévő 1-2%-nyi gumimaradvány hatására, egyébként minden tekintetben lehetségesnek látszik a próbaolvasztás alapján az ilyen tisztaságú cordhuzal-hulladék felhasználása.

Kétszeresen szredderezett cordhuzal-hulladékok viselkedése konverteracél-gyártás során



■ 5. ábra. Kétszeresen szredderezett cordhuzal-hulladékok fém része



■ 6. ábra. Kétszeresen szredderezett cordhuzal-hulladékok nemfém része



■ 7. ábra. Cordhuzal-hulladékok pakettálása (oldalnézet)



■ 8. ábra. Cordhuzal-hulladékok pakettálása (felülnézet)

2012. április 4-én 17,3 t kétszeresen szedredezett cordhuzal-hulladékot a Dunaferre is eljuttattunk, s ott a konverterben felhasználták. Az eredmények [11] pozitívek; bár az analízis csak tájékoztató jellegű volt, de egyértelműen arra utalt, hogy a gumi + textilmaradvány 3-5% közötti lehetett. Az viszont megnyugtató, hogy olvasztás során a szokásoshoz képest semmi rendkívüli nem volt tapasztalható, s a gyártott acélok összetételére sem mutatott semmiféle kedvezőtlen hatást a felhasznált cordhuzal-hulladék.

Tehát a konverteres acélgártás során is jól hasznosítható a cordhuzal-hulladék, valószínűleg itt kisebb arányú betétként semmilyen negatív hatás nem jelentkezhet. Elvben adott a lehetőség a térfogatsúly növelésére brikettálással, erre végeztünk is próbabrikettálásokat (a térfogatsúly kb. ötszörösére növelhető, 7–8. ábra). Viszont a brikettálással csökken a lehetősége a szennyezettség ellenőrzésének, s mivel a dunaújvárosi kísérleteknél igazolódott, hogy ezen cordhuzal-hulladékok berakása egyszerű, gyors, nincs szükség a költségeket növelő brikettálásra. Mindkét üzemünkben belátták, hogy a cordhuzal-hulladékok ugyan lazák (térfogatsúlyuk ~ 0,4-0,7 t/m³), ez brikettálással 2,2-3,2 t/m³-re növelhető, viszont e laza hulladékok – ha a tárolás során nem gabalyodtak össze – jól adagolhatóak, s összetételük egyértelműen jól ellenőrizhető. A brikettálástól ezért nem várható olyan felhasználásbeli előny, ami a költségeket ellensúlyozná, viszont kizárható minden összetételbeli meglepetés.

Összefoglalás:

- Gyakran hirdetjük büszkén, hogy a vaskohászat minden vastartalmú hulladéka hasznosítható, a cordhuzal-hulladékok ennek ellenére máig nem kívánatos betétanyagok kohászati üzeminkben, mert eredeti állapotukban adagolhatóságuk kedvezőtlen, összetételük ellenőrizhetetlen, a reájuk tapadt gumimaradvány a porszűrők károsodását okozhatja.
- Igazoltuk, hogy a gumiőrlés során kellő figyelemmel a cordhuzal-hulladékok gumi + textilmaradványa 5% alá csökkenthető. Ekkor akár brikettálás nélkül is minden káros hatás nélkül hasznosítható vagy az elektroacélgártásban, vagy a konverterezésnél a laza hulladékokra kialakult árnál is kedvezőbb árszínvonalon.

Köszönetnyilvánítás

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

Irodalom

- [1.] G. Ramos, F. J. Alguacil, F. A. López: The recycling of end-of-life tyres. Technological review, Rev.metal, 47.(3), 273–284 (2011)
- [2.] www.tyretrans.hu /Gumi ABC
- [3.] B. Husson-Tissier, P. Russo, B.

Gros, C. Clauzale: A new scrap grade for the steel industry: steel wire recycling from the treatment of end-of-life tires. Revue de Metallurgie 107, 345–351 (2010)

- [4.] Evaluation of Health Effects of Recycled Waste Tires in Playground and Track Products. Contractor's Report to the Integrated Waste Management Board. California Environmental Protection Agency, Publication #622-06-013
- [5.] *Silvestraviciūtė I, Karaliūnaitė I: Comparison of End-of-life Tyre Treatment Technologies: Life Cycle Inventory Analysis.* Environmental research, engineering and management, 2006. No. 1(35). p. 52–60.
- [6.] *Bartha L: Gumibitumenek előállítása és alkalmazása.* Innovációs lehetőségek a Petrol-kémiában. Tiszaújváros (TVK), 2012. 04. 24
- [7.] *Moldovan Gy: An outstanding technology.* EU-Recycling, April 2011. www.eu-recycling.com
- [8.] Hőbontáson alapuló gumi- és műanyag hulladék hasznosítása, hazai fejlesztésű pirolízis üzem bemutatása (Charmol-pirolízis). Magyar Találmányok Napja, Dunaharaszti, 2011. 09. 29.
- [9.] 2011. évi LXXXV. törvény a környezetvédelmi termékdíjról
- [10.] *Szabó Zoltán* acélműi vezető szóbeli értékelése, Ózd, 2012. febr. 27.
- [11.] *Csőregi L.: A Cord-huzalhulladékok hatásainak elemzése.* Dunaferre, 2012. 04. 10

Fejlesztések a folyamatos tűzi mártó szalaghorganyzásban

Az utóbbi évtizedek sok olyan változást és fejlesztést hoztak a folyamatos sorokon történő tűzi mártó szalaghorganyzás területén, melyek közül néhányat már elégségesen kiforrottnak találtunk ahhoz, hogy ezekre a kohászati tudományok művelőinek és a potenciális beruházóknak a figyelmét felhívjuk. Erre tekintettel bemutatjuk a hagyományos Sendzimir-rendszerű szalaghorganyzás hazánkban megvalósított technológiáját, az alumíniummal nagyobb mértékben valamint az alumíniummal és magnéziummal is ötvözött cinkoldatokkal történő tűzihorganyzás jelentős korrózióvédelmi előnyeit. Röviden ismertetjük a kétszeres mártással (DoubleDip) történő bevonásban rejlő új lehetőségeket, és a hagyományos kromátos (króm(VI)-tartalmú vizes oldatos) utókezelés kiváltására irányuló kutatások fontosabb szempontjait és főbb tendenciáit.

Bevezetés

Vas- és acéltermékek korrózióvédelmére a viszonylag alacsony olvadáspontú (~419 °C) horganyalapú fém- és fémötvözet-olvadékokba mártással, vagy ilyen olvadékokon történő áthúzással kialakítható bevonatok alkalmazása és fejlesztése már évszázadosnál hosszabb múltra tekint vissza a világban és Magyarországon is [1]. A szakaszos, ún. darabáru horganyzásról a közelmúltban magyarul ugyan jelent meg útmutató az elérhető legjobb technikák (ELT illetve 'BAT') meghatározásához [2], és a „Folyamatos tűzi bevonatkészítés” témaköréről is tájékozódhatunk két magyar nyelvű friss 'IPPC' dokumentumból [3], mégis, a legújabb fejlesztési trendekről időszzerűnek éreztük – legalább e rövid közlemény keretei között – tájékoztatni a tűzihorganyzás iránt érdeklődőket.

A tűzi horganyzás általános gyakorlata

Manapság a legkényesebb autóiipari igényeket is kielégíteni képes hor-

ganyzó technológiák közül a folyamatos sorokon megvalósított tűzihorganyzást mintegy harminc évvel megelőzték a vizes oldatos elektrolitikus (galván) horganyzó eljárások [4, 5]. Az 1930-as évektől a Tadeusz Sendzimir által kifejlesztett és róla elnevezett horganyolvasó folyamatos bevonó technológia is gyorsan elterjedt a világban [6]. Amíg folyamatos sorokon a világon galvánhorganyzással (EG = Electro Galvanized) és tűzihorganyzással (HDG = Hot Dip Galvanized) gyártott cinkbevonatos acéllemez összes mennyisége az 1950-es években még csak pár millió tonna volt, addig ez napjainkra meghaladta a 100 millió tonnát. E kétféle horganyzó technológiával gyártott acéllemez termékek arányának egymáshoz képesti alakulását pedig – Európa fejlettebb részén – az 1. ábrán szemléltetett adatok alapján elemezhetjük. Szembetűnő, hogy évtizedek óta meghatározó a tűzihorganyzott lemeztermékek jóval nagyobb aránya.

A világon közel 500 folyamatos tűzihorganyzó sor üzemel, Magyarországon egyedül az ISD Dunaferr Zrt.

rendelkezik ilyen berendezéssel 1993-tól [7]. Ennek a Sendzimir-rendszerű hazai bevonósornak a technológiai sémáját a 2. ábrán láthatjuk. Ezen a soron 750–1500 mm szalagszélességű, és 0,50–1,50 mm vastag acél-szalagok horganyzása folyik az MSZ EN 10346:2009 szabvány szerinti acélok bevonása céljából.

A folyamatos tűzihorganyzó sorokon alkalmazott horganyolvasók túlnyomó többségénél, a dunaujvárosihoz hasonlóan, legfeljebb 0,3%-nyi mennyiségben adnak alumíniumot a tiszta cinkhez, melynek hatására a 3.a ábrán szemléltetethez hasonló bevonatstruktúra kiépülésével lehet számolni, vagyis a nagyon vékony Al_2Fe_5 intermetallikus réteg fölötti bevonat szövete sokkal egyöntetűbb, mint a szakaszos, ún. darabáru horganyzásnál szokásosan kiépülő szövetszerkezet (3.b ábra).

Fejlesztési trendek a horganyötvözetek területén

A horganybevonattal ellátott acéltermékeknel természetesen a hordozó vasalapú ötvözetek összetétele és felületállapota is összhangban kell legyen a velük érintkezésbe hozott horganyötvözet olvadékokkal. Cél, hogy a kialakuló termodiffúziós kötési erőssége, a bevonat megszilárdult szövete (és mechanikai tulajdonságai) az adott továbbfeldolgozási műveletekhez (hidegalakítás, hegesztés, festés stb.) jól igazodjon és a legfontosabb hosszú távú bevonattechnikai célnak, azaz a korrózióvédelmi feladatnak is megfeleljen [6, 9]. Az utóbbi időben mind a galván-technikai úton leválasztható cinkalapú ötvözetek (Zn-Ni, Zn-Fe, Zn-Co,

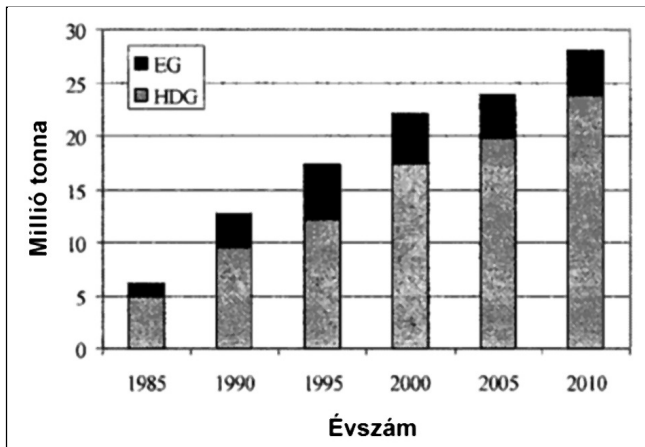
Dr. Török Tamás okl. kohómérnök, az MTA doktora, a Miskolci Egyetem Műszaki Anyagtudományi Kar, Metallurgiai és Öntészeti Intézetének igazgatója.

† **Dr. Dénes Éva** okl. vegyészmérnök, okl. környezetvédelmi analitikai szakmér-

nök, PhD-fokozatot szerzett. Az ISD Dunaferr Zrt. Innovációs Igazgatósága acélfelület elemzési főosztályának vezetője, a Dunaújvárosi Főiskola oktatója volt 2012 júliusában bekövetkezett haláláig.

Fajger János okl. kohómérnök, diplomá-

ját 2005-ben a cikkel kapcsolatos tárgykörben írt diplomaterv alapján védte meg. Okl. hegesztő szakmérnök, nemzetközi hegesztő szakmérnök (IWE, EWE), műszaki szakértő, a Fajger Mérnöki Iroda Kft. megalapítója.



■ 1. ábra. Folyamatos galván- illetve tűzihorganyzott acélszalag termelés adatai Nyugat-Európában az utóbbi évtizedekben [5]

Zn-Sn, Zn-Ni-Fe, Zn-Co-Cr-SiO₂), mind a tűzihorganyzással kialakított cinkalapú bevonatok között felbukkannak újabb és újabb ötvözetek (Zn-Al, Zn-Al-Si, Zn-Al-Mg stb.), melyek közül néhánynak az ipari bevezetésére már sor is került a közelmúltban.

Növelt alumíniumtartalmú és Zn-Al-Si-tartalmú horganybevonatok

Az ArcelorMittal acélipari világcég kínálatában [10] is szereplő Galfan-bevonatok (közel eutektikus összetételű Zn-Al ötvözet (5% Al) korrózióval szembeni ellenállóképessége például közel kétszerese a szokásos Zn-bevonatos acéltermékekének. Ez annak tudható be, hogy a Zn-Al ötvözet-bevonatos acéltermékek korróziója ugyan a horgany oxidációjával előbb-utóbb megkezdődik, de ennek következtében a fémbevonat felületi alumíniumtartalma nagyobbá válik, és ennek a módosult összetételű felületi Zn-Al rétegnek ezáltal lecsökken

a reakcióképesége (passzívabbá válik).

Emellett ennek a Zn-Al ötvözetnek a felületi oxidos-hidroxidos korróziós termékének a porózitása is kisebb, mint az alumíniumot nem tartalmazó, tiszta cinkbevonatokon keletkező cink-oxid-hidroxidos korróziós termékéé,

és emiatt is kisebb lesz a későbbi korróziósebesség. Egy harmadik ok pedig önmagában az eutektikus mikroszerkezetben (4. ábra) rejlik, melynek eleve kisebb a kémiai reakcióképessége, mint a tiszta cinké.

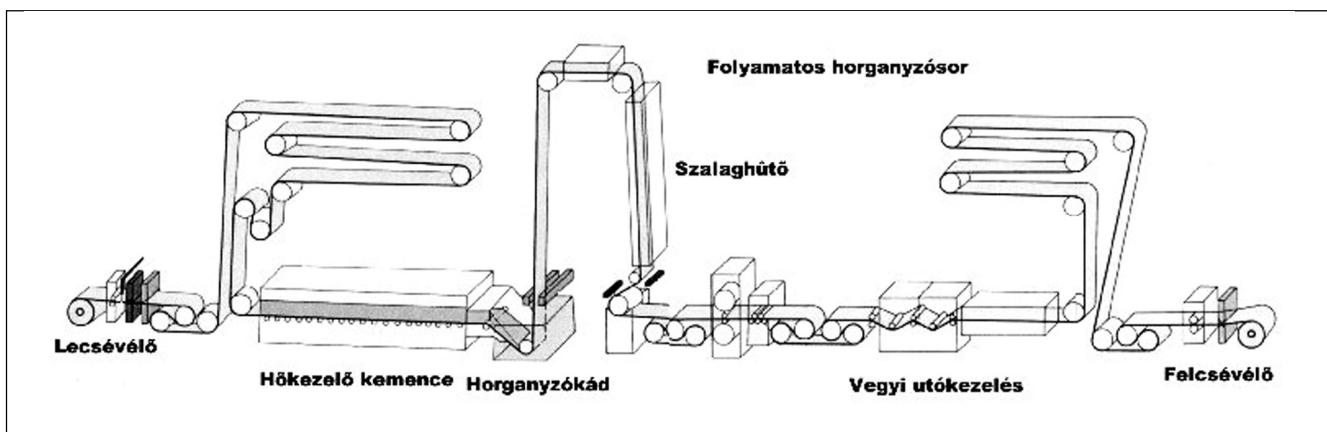
A Galfan-ötvözetnél jóval nagyobb Al-tartalmú kétfázisú ötvözeteknél (amilyen például az Aluzinc®, 55% Al; 43,4% Zn; és 1,6% Si) és amelyben a mintegy 80%(v/v)-nyi és alumíniumban gazdag dendrites szövetben a dendritek közötti zónákban (kb. 20%(v/v)-os arányban) szilíciumban dús fázisok találhatóak. Az ötvözzel közvetlenül érintkező acéllal való reagálás után általában 1-2 µm-es AlZnFeSi intermetallikus határfelületi réteg alakul ki. Ennek a bevonatnak igen magas alumíniumtartalma következtében, a korrózióállósága is – különösen nagyobb hőmérsékleteken – kiváló. Emellett ezeknél az Al-Zn-Si ötvözeteknél a levegőn spontán kialakuló felületi vékony és transzparens alumínium-oxidos film egyben jó

abrázíós kopásállóságot és kellemes fémes fényt is kölcsönöz ezeknek a bevonatoknak.

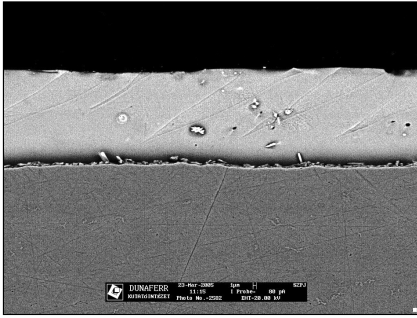
Magnéziummal és alumíniummal ötvözött horganybevonatok

Az utóbbi 30-40 évben a világban több helyen is jelentős erőfeszítéseket tettek még jobb korrózióállóságú Zn-Al-Mg ötvözetek kifejlesztésére. Japánban 0,2...11,0% Al-tartalmú és 0,1...3,0% közötti Mg-tartalmú ötvözetekkel kísérleteztek. Európában valamivel kisebb ötvöző-tartalmú (Al: 0,4...2,0%; Mg: 1,0... 2,0%) horganyolvadékokat teszteltek (5. ábra) [11].

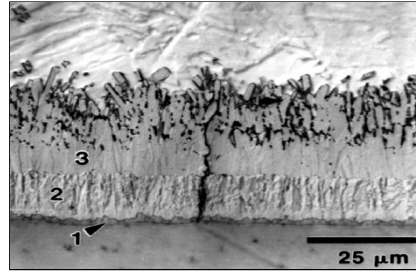
Európában a Zn-Mg bevonatok első ipari alkalmazására 2006-ban került sor a ThyssenKrupp Acélműben [12]. Ez a technológia – kisebb módosításokkal – megegyezik a hagyományos Sendzimir-szalaghorganyzással, azonban a magnéziummal ötvözött fürdőknél azt is figyelembe kell venni, hogy az erősen reakcióképes Mg miatt a fürdő hajlamosabb a salakképzésre, így a fürdő összetételének és hőmérsékletének az ellenőrzése és szabályozása a szokásosnál igényesebb feladat. Attól függően, hogy a felhasználók a bevonat mely tulajdonságát tartották fontosnak, illetve milyen alapanyagra kívánták azt alkalmazni, a fejlesztők az utóbbi évtizedben számos eltérő összetételű bevonatot használtak (1. táblázat). Az 1. táblázatban felsoroltakon kívül, természetesen újabb Zn-Al-Mg bevonatok kifejlesztésére is folynak laboratóriumi kísérletek, például az Austeel és a Kínai Központi Fém- és Acélipari Kutatóintézetben.



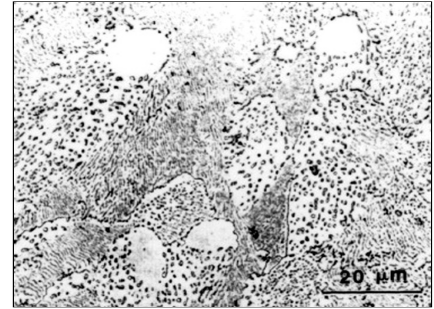
■ 2. ábra. Sendzimir-típusú horganyzó sor technológiai sémája. A technológiai sor részletes ismertetése nélkül jelezzük, hogy a vegyi utókezelés, az ún. fehérrozsdá kialakulásának megelőzésére, a szalagnak 50 °C-os kromátfürdőben való áthúzását jelenti



■ **3. a ábra.** Folyamatos soron (ISD Dunaferr Rt.) kiépült vékony (~ 20 µm) horganybevonat alumíniummal adalékolt fűrdőből [8]. Nagyítás: ~ 750 x



■ **3. b ábra.** Tiszta (alumíniumot sem tartalmazó) cinkolvadékban 5 perc alatt, nagyon kis C-tartalmú (ULC) acélon és 450 °C-on kiépült horganybevonat mikroszerkezete: 1: γ-fázis; 2: δ-fázis; 3: ζ-fázis. [9]. Nagyítás: ~ 700 x



■ **4. ábra.** A Galfan (Zn+5%Al) bevonat jellegzetes lamellás mikroszerkezete a bevonattal párhuzamosan készült mikroszkópos csiszolati képen [9]. Nagyítás: ~ 1000 x

1. táblázat. Magnéziummal és alumíniummal ötvözött cinkolvadékos bevonó technológiák [13]

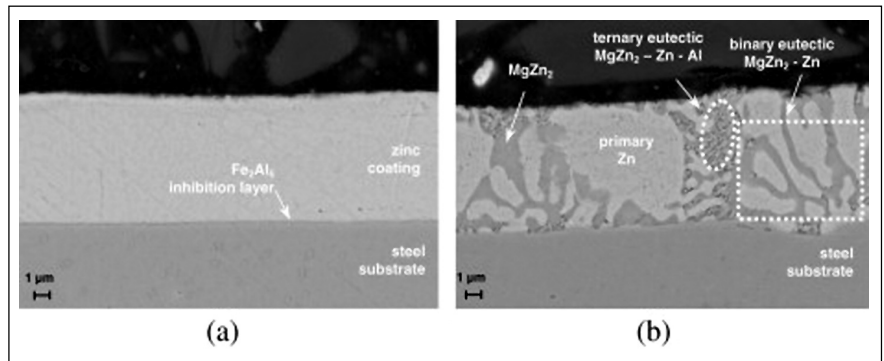
Technológia	Bevonat	Jelölés	Összetétel	Bevezetés éve	Bevonat min-max
Tűzi mártó szalag-horganyzás	Zn-Mg-Al <i>Super Dyma</i>	nincs adat	11% Al, 3% Mg, 0,2% Si	2004	10-45 µm
	Zn-Mg-Al	ZAM	6% Al, 3% Mg	2000	10-45 µm
	Zn-Mg-Al <i>MagiZinc</i>	MZ	1,6% Mg, 1,6% Al	2006	7-15 µm
	Zn-Mg-Al <i>Corrender</i>	ZM	2% Al, 2% Mg	2007	> 8 µm
	Zn-Mg	ZMg	1% Mg		
	Zn-Mg-Al <i>Strongcoat</i>	ZM	1-2% Mg, 1-2% Al	2008	5-10 µm
	Zn-Mg-Al <i>Magnelis</i>	nincs adat	3% Mg, 3% Al	2011	nincs adat

Tulajdonságait tekintve, a Zn-Al-Mg-típusú bevonatok elsősorban rendkívül jó korrózióállóságukkal tűnnek ki: atmoszférikus kültéri vizsgálatokkal például kimutatták, hogy ezeknek a bevonatoknak a korróziós ellenállása kétszerese a Zn-5% Al bevonatokénak, és négyszerese a hagyományos Zn-bevonatokénak [14]. Amennyiben szükséges és/vagy a bevonat színezése is egy további elvárás, akkor maga a korrózióállóság is még tovább javítható, erre alkalmas szerves fedőréteg(ek) kialakításával, melyet ugyancsak folyamatos sorokon (ún. coil-coating technológiával) visznek fel. Ilyen kiváló korrózióállóságú bevonatokat elsősorban az építőiparban, és különösen a tengeri/tengerparti környezetben használatos acéllemezekre alkalmaznak.

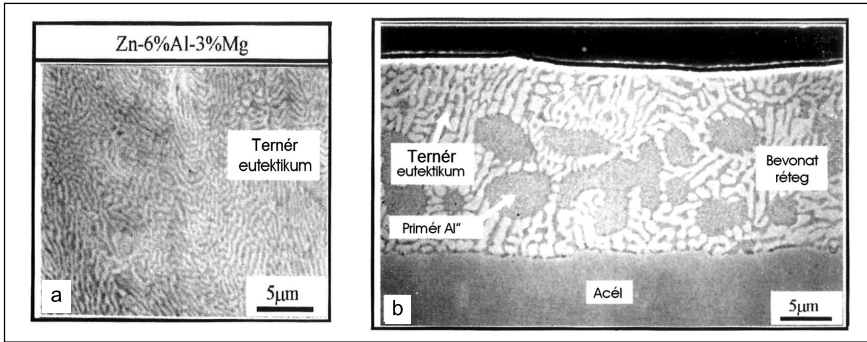
Az így bevont lemezeknél a felületi nagyon vékony és a vágott éleken is viszonylag tömör korróziós (védő)réteg kialakulása figyelhető meg a

hidroxil-ionoknak a Zn²⁺, és a Mg²⁺-ionokkal való reakciója következtében. A kialakuló tömör korróziós termék befedi a keletkezett sérülést, ezáltal csökkenti az oxigén redukcióját a vason (katódos folyamat), automatikusan csökkentve ezzel az anódos folyamatot, a cink további oxidálódását is [14]. A kísérletek eredményei alapján 2008-ban Németor-

szágban hatóságilag engedélyezték a szerves bevonatos, Zn-Al-Mg alapú horganyzott termékek építőiparban való felhasználását. Ezt követően Európában is jelentősen növekedett ezeknek a termékeknek a piaci felhasználása [15]. A Thyssen-gyár új fejlesztéseként indított Solabs-projektben [12] a Zn-Al-Mg bevonatú lemezek festhetőségét optimalizálták úgy, hogy egy speciális – napkollektorként működő – szerves bevonatot húzhasználnak rá. Az 1-2% Al-tartalmú illetve 1-2% Mg-tartalmú horganyzott bevonatok előnyeit és hátrányait is összehasonlították a hagyományosan horganyzott (GI) és a horganyzott és lágnyított (GA, „galvanneal”) bevonatokkal ipari soron gyártott acéllemezekre. A fent említett Mg-tartalmú bevonatok nagyon jól (a legtöbb tesztnél első helyen) szerepeltek a gépkocsigyártók speciális tesztjein: az általános és a kozmetikai korróziós, valamint a vágott széleken bekövetkezett delaminációs vizsgálatokban. Az alumínium és a magnézium hozzáadásával a bevonat keményebbé, törekenyebbé vált. Ez ugyan nem



■ **5. ábra.** Pásztázó elektronmikroszkópos (SEM) felvételek a hagyományos (a) tűzhorgany bevonattal (Z), illetve a cink- alumínium- magnézium ötvözet bevonattal (ZM) (b) horganyzott acéltermékek keresztmetszeti csiszolatairól [11]. Nagyítás: ~ 3000 x



■ 6. ábra. a) A jelölt összetételű Zn-Al-Mg ötvözet bevonat felszíne. Nagyítás: ~ 2500 x; b) A jelölt összetételű Zn-Al-Mg bevonat keresztmetszeti szövetképe. Nagyítás: ~ 2500 x

kedvez a kopási és a súrlódási tulajdonságoknak, viszont észrevették, hogy a kopás mértéke ezeknél a bevonatoknál nem függ a szerszám hőmérsékletétől (ellentétben a Zn- és Zn-Al-bevonatokkal), így ezt az állandó értéket ismerve, beállítható az optimális rétegvastagság. Hátrányként meg kell említeni, hogy a Zn-Al-Mg-bevonattal ellátott acéllemezek ponthegeztésekor a gyártó rövidebb elektróda-élettartamra számíthat, mint a hagyományos Sendzimir- vagy GA-bevonatoknál [16].

A Zn-6% Al-3% Mg összetételű bevonat felülete a 6. a ábrán, keresztmetszete pedig a 6. b ábrán látható. A felület jelentős része Zn/Al/Zn₂Mg ternér eutektikumból áll. Szobahőmérsékleten a bevonat felületén egy vékony, oxidálódott cinkréteg van, amely magnéziumot tartalmaz. Többek között ez a magnéziumtartalmú

réteg az oka a kitűnő korróziós ellenállásnak [16,17].

A korrózió előrehaladtával (tengeri klímában vagy sópermetkamrás kísérlet során) ez a réteg átalakul egy cink-klorid-hidroxid réteggé, ami megakadályozza a cink-oxid és a cink-hidroxid (fehér rozsdá) kialakulását.

A legtöbb magnézium a felső, cink-tartalmú korróziós rétegbe kerül, és a korrózió előrehaladtával lemosódik, míg az alumínium stabil Zn-Al termékeket képezve a felületen marad, és a megmaradt magnéziummal hosszú távon védi a bevonatot és magát az acélfelületet.

Az ausztriai Voest Alpine Stahl GmbH linzi üzemében 2-2% Al és Mg ötvözésű horganyzott acéllemezeknek sós, vizes oldattal érintkezett horganyzott felületén kétféle színű elváltozást észleltek. A fehéres részeken zömében cink- és kevesebb

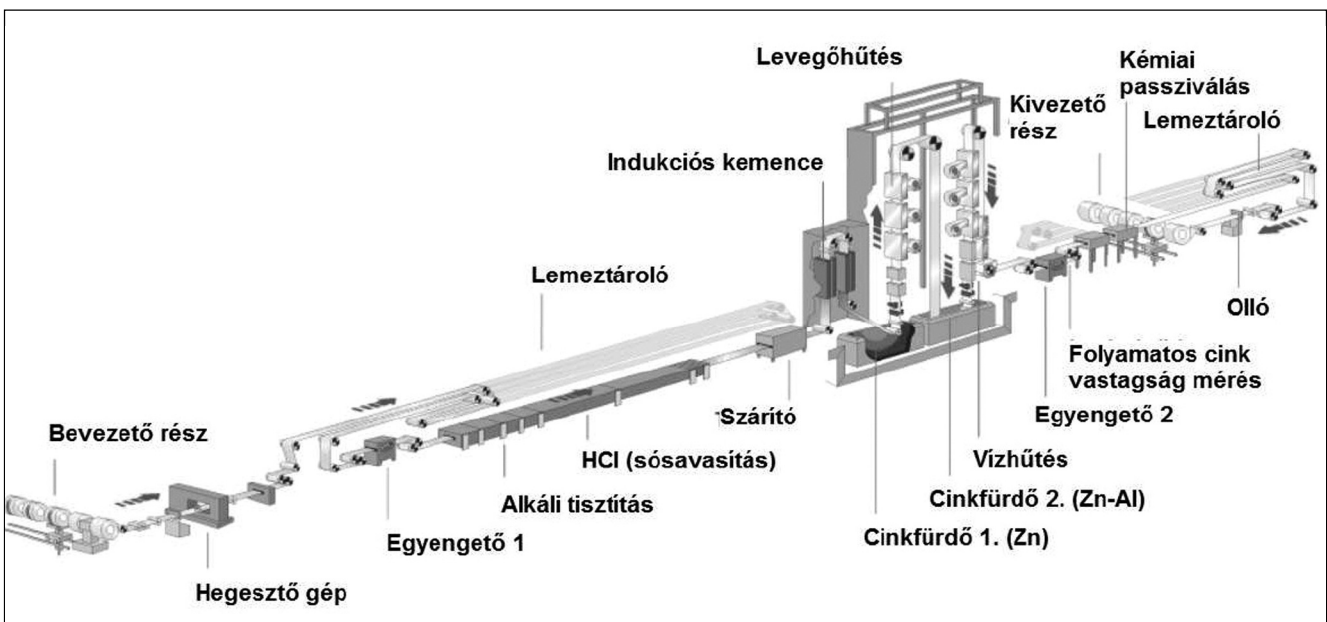
magnézium-karbonát vegyületeket, pl. Zn₅(OH)₆(CO₃)₂; továbbá cink-karbonátot és cink-hidroxidot azonosítottak. A szürkés részeken Zn₅(OH)₈Cl₂•H₂O, Zn₅(OH)₆(CO₃)₂, továbbá ZnCO₃ és főleg Zn(OH)₂ vegyületfázisokat tudtak kimutatni.

A vizsgált 2-2% Al+Mg ötvözésű horganyzott termékek kiváló korróziós ellenállóképességét Schürz és munkatársai [11] a bevonás után gyorsan kialakuló stabil, jól tapadó és alumíniumban gazdag felületi (pasz-szív) védőfilmnek (zömében: Zn₆Al₂(CO₃)(OH)₁₆•4H₂O vegyület) tulajdonították.

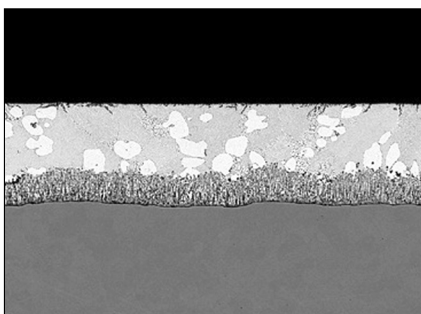
Folyamatos szalaghorganyzás kétszeri mártással

Japán tudósok jöttek rá arra, hogy dupla merítéses technológiával és a második kádban az alumíniumkoncentráció növelésével kiváló korrózióállóságú huzalt tudnak gyártani. Az acélhuzalt először egy ötvözetlen Zn-tartalmú, majd egy Zn-11% Al-3% Mg összetételű fürdőn vezetik keresztül. Ha a huzalok felületét még külön érdesítik is – a kitűnő korrózióállóság mellett –, a tapadási tulajdonságok jelentősen javulnak [18].

A horganyötvözet bevonatok fejlesztésével párhuzamosan arról is gondoskodni kellett, hogy a megfelelően tisztított (zsírtalanított) és (például sósavas pácolással) aktívá tett acélfelületre felvitt hagyományos



■ 7. ábra. Folyamatos szalaghorganyzó sor kétszeres mártással (Agozal rendszere [22])



■ **8. ábra.** Kétszeres mártással készült tűzhorgany bevonat (szubsztrát: acél; felette: hagyományos összetételű cinkréteg; legfelül: Zn+5% Al ötvözet bevonat /fehér, nagy primer cinkben dús kristályokkal).

összetételű ($ZnCl_2 + NH_4Cl$ sók keveréke), ún. flux védőfilmek kémiai szempontból is összeférjenek a horganyötvözet olvadékok nagyon reakcióképes és nagyobb koncentrációban alkalmazott alumínium, illetve magnézium ötvözőivel. A horganyolvadék oldott alumíniumtartalma ugyanis könnyen a horganyzott termék ún. fekete foltosodását ($AlCl_3$ -os laza szerkezetű kiválását [19]) okozhatja. Ennek a problémának az orvoslására vagy a flux összetételét kell módosítani, vagy áthidaló megoldás lehet a kétszeri mártással bevonó technológia alkalmazása, amikor a már jól bevált tiszta horganyolvadékos bevonást követően egy második mártási műveletben viszik fel kívülré az erősebben ötvözött horganybevonatot. Ezzel a technológiai megoldással a külső réteg összetételét lehet kisebb technológiai kötöttségek mellett kiválasztani és alkalmazni [21], akár annak ötvözéssel történő színezése által is [20].

A korrózióállóság növelése céljából Japánban kifejlesztett egyik fajta Zn-Al ötvözetet (7% Al-tartalommal) már csaknem húsz éve tesztelik az Atlanti-óceán partján (Shirahama közelében) és ezt a horganyötvözetbevonatot ugyancsak kétszeri mártással vitték fel szerkezeti acél próbalemezekre, mindösszesen 70-75 μm -es vastagságban. A hosszú idejű tengerparti, ún. kitéti vizsgálatok eredményei a már eltelt 10 éves periódus után azt mutatták, hogy a külső Zn-7% Al ötvözet bevonat csaknem négyszerre kisebb korróziósebességgel degradálódott a sós tengerparti levegőn, mint a hagyományos ötvözetlen tűzhorgany bevonat.

Ugyancsak alumíniummal, és közél a fentebbi példához hasonló arányban ötvözött, ún. Galfan-típusú Zn-5% Al ötvözet bevonatok előnyös korrózióállóságát kihasználva, és ezt a Galfan bevonatot az alakíthatóság szempontjából kedvezőbb tulajdonságú ötvözetlen horganybevonatokkal összeházasítva, a Thyssen/Krupp Stahl AG csoport egyik leányvállalatánál (Agozal [22]) is egyfajta kétszeri mártásos bevonó eljárást fejlesztettek ki. Itt a lúgos vizes oldatos felület-tisztítás és sósavas pácolás után, a megfelelő védősó (flux) filmmel bevont acélszalagot először szintén horganyolvadékon vezetik át, majd levegővel hűtés után, folytatólagosan még egy második kádon is átbuktatják, mely utóbbiból kristályosodik a horgannyal vékonyan már egyszerű bevonó szalagra a második, a Zn-5% Al ötvözet bevonat. Ennek a bevonó sornak a folyamatvázlatát a 7. ábrán, míg az Agozal kétszeres mártással nyerhető bevonat sajátos struktúráját a 8. ábrán szemléltetjük.

Kromátmentes utókezelések fejlesztése

Az alumíniummal legfeljebb 0,3%-os mértékben ötvözött cinkolvadékból képzett tűzhorgany bevonatok egyik kellemetlen hibajelensége az ún. fehérrozsdá (nagyon laza szerkezetű $Zn(OH)_2$ -os korróziós termék). Ilyen nemkívánatos korróziós termék megjelenését például gyakran észlelték a frissen horganyzott termékek felületén olyankor, ha túlságosan és tartósan nedves körülmények között tárolták és/vagy szállították a csupaszfelületű horganyzott terméket. A horganyzott felületek passziválására, és egyben a fehérrozsdá ellenszereként, évtizedekig nagyon jól bevált módszer volt a híg krómsavas vizes oldatos utókezelés, viszont a króm(VI)-vegyületek alkalmazásának jelenlegi korlátozása az utóbbi években gondot okoz a tűzhorganyzó üzemeknek. A megfelelő hatékonyságú helyettesítő szerek és kezelések felkutatása érdekében közben kiterjedt alap- és alkalmazott kutatások is indultak a világban több-kevesebb sikerrel. Az új generációs és egyébként nagyon vékony amorf védőfilmek leválasztására alkalmas vizes oldatos

utókezelő szerek között például megjelentek különféle szerves- és szervetlen foszfátok, szilánok és ritkaföldfém sók [23], továbbá molibdátos, cirkonátos, mangánatos és más hasonló, környezetre kevésbé ártalmas szervetlen vegyületeket tartalmazó kompozíciók, és újabb olajos jellegű szerves vagy hibrid kezelőszerek egyaránt [24]. Az adott célra legalkalmasabb króm(VI)-mentes utókezelő szerek kiválasztásánál természetesen arra is figyelemmel kell lenni, hogy a horganyzott acéltermék milyen további feldolgozásra (hidegalakítás [25], hegesztés, beltéri, illetve kültéri felhasználás stb.), vagy milyen jellegű szerves bevonatképzésre (festés, lakkozás, laminálás) kerül.

Köszönetnyilvánítás

A dolgozat a TÁMOP 4.2.1.B-10/2/KONV-2010-0001 jelű pályázat és az Új Magyarország Fejlesztési Terv keretein belül, az Európai Unió támogatásával, az Európai Szociális Alap társfinanszírozásával valósult meg.

Irodalom

- [1.] *Antal Árpád*: 125 éves a magyar tűzhorganyzó ipar, Magyar Tűzhorganyzók Szövetsége, Dunaújváros, 2006.
- [2.] http://www.ippc.hu/pdf/tuzi_horganyzas.pdf (Útmutató az elérhető legjobb technika meghatározásához a szakaszos tűzimártó horganyzás terén, Budapest, 2007)
- [3.] IPPC /Integrált szennyezés megelőzés és csökkentés/ referencia dokumentumok: http://www.ippc.hu/pdf/vasfemfeldolgozas_osszefoglalo.pdf http://www.ippc.hu/pdf/vasfemfeldolgozas_bref.pdf
- [4.] *H. Geduld*: Zinc Plating, Finishing Publ. Ltd, Trowbridge, 1988
- [5.] *J. Faderl*: Continuous galvanizing in Europe: yesterday – today – tomorrow, GALVA-TECH'07, Osaka, (2007) 14–21
- [6.] *Dénes Éva*: Merre tart a folyamatos szalaghorganyzás napjainkban? BKL Kohászat 141(2), 2008, 1–5
- [7.] *Horváth Ákos, Szabó Zoltán*: A gyártástechnológiák fejlődése a

- Dunai Vasműben az elmúlt 60 év alatt (2. rész) ISD Dunaferri Műszaki Gazdasági Közlemények 49(2), 2011 68–83.
- [8.] *Fajger János*: Folyamatos szalaghorganyzással gyártott cink-alapú ötvözet bevonatok. Diplomamunka, Miskolci Egyetem, 2005
- [9.] *A. R. Marder*: The metallurgy of zinc-coated steel, *Progress in Materials Science* 45 (2000) 191–271
- [10.] http://www.arcelomittal.com/fce/repository/Brochures/Metalliccoated_usermanual_FR.pdf
- [11.] *S. Schürz, G. H. Luckeneder, M. Fleischanderl, P. Mack, H. Gsaller, A. c. Kneissl, G. Mori*: Chemistry of corrosion products on Zn-Al-Mg alloy coated steel, *Corrosion Science* 52 (2010) 3271–3279
- [12.] *K.-P. Imlau, K.-J. Peters, B. Schuhmacher*: Opportunities and Challenges for Galvanized Steel Sheets in Europe, *Galvatech 2011, Genova*
- [13.] *B. van Veldhuizen, J. Niermeijer*: Galvanized Steel for the Construction Industry, the Past, Present, and the Future, *Galvatech 2011, Genova*
- [14.] *T. Shimizu, F. Yoshizaki*: Atmospheric Corrosion Behavior of Hot-Dip Zinc Alloy Coated Steel Sheet Subjected to Forming, *Galvatech 2011, Genova*
- [15.] *J. Schulz, O. Bendick, B. Werner, R. Wittowski*: Zn-Mg Coatings – Innovation for Coil Coated Steel Sheets, *Galvatech 2011, Genova*
- [16.] *M. Vlot, N. Van Landschoot, R. Bleeker*: ZnAlMg Coatings Versus Galvannealed (http://www.tatasteelautomotive.com/file_source/StaticFiles/Automotive/MagiZinc)
- [17.] *T. Tsujimura, A. Komatsu, A. Andoh*: Influence of Mg Content In Coating Layer and Coating Structure On Corrosion Resistance of Hot-Dip Zn-Al-Mg Alloy Coated Steel Sheet, *Galvatech 2001, Brüsszel*
- [18.] *S. Sugimaru, N. Hikita, A. Yoshie, S. Tanaka, H. Ohba, S. Nishida*: Zinc Alloy Coated Steel Wire with High Corrosion Resistance, *Nippon Steel Technical Report No.96 (2007) 34–38*
- [19.] *M. Manna*: Effect of fluxing chemical: An option for Zn-5wt%Al alloy coating on wire surface by single hot dip process. *Surface & Coatings Technology* 205 (2011) 3716–3721
- [20.] *T.I. Török, G. Lévai, A. Ender*: Revisiting 'Colour' Hot Dip Galvanizing by Titanium Bath Alloying, *Int. Conf. Proceedings. INTERGALVA 2012, Paris June 11–14 (2012)*
- [21.] *K. Tachibana, Y. Morinaga, M. Mayuzumi*: Hot dip fine Zn and Zn-Al alloy double coating for corrosion resistance at coastal area. *Corrosion Science* 49 (2007) 149–157
- [22.] www.agozal.de/e_index.htm (2002)
- [23.] *Kőszegi Szilvia, Paszternák András, Felhősi Ilona, Kálmán Erika*: Cérium-, és lantán sóoldattal kezelt horganyzott acélelemek felületének morfológiai és korróziós vizsgálata. *Korróziós Figyelő* 47/5 (2007) 133–140
- [24.] *B. Wilson, N. Fink, G. Grundmeier*: Formation of ultra-thin amorphous conversion films on zinc alloy coatings Part 2: Nucleation, growth and properties of inorganic-organic ultra-thin hybrid films. *Electrochimica Acta* 51 (2006) 3066–3075
- [25.] *J. Brinkbäumer, K.-D. Flechtner, P. Heidebüchel, S. Janssen, G. Nothacker, R. Wormuth*: Lubri Treat A functional nanocoating for the automotive industry. *ThyssenKrupp techforum* 16 (2011) 13–17

Fazola Fesztivál (VI. Fazola-napok) 2012. szeptember 14–16.

Az OMBKE és miskolci szervezetei, az MMKM Kohászati Múzeuma a helyi civil szervezetekkel összefogva ez évben is tervezik megrendezni a Fazola-napokat.

A rendezvény szeptember 14-én Miskolc főutcáján a műszaki élethivatás népszerűsítésével kezdődik. Ezután a Miskolci Egyetem Műszaki Földtudományi Kara által szervezett konferenciát tartják meg „Energia és környezet” címmel ipari, bányászati és urbanisztikai témákkal a MAB Erzsébet-téri székházában. Este a selmeci szellem folyamatossága érdekében az újdíósgyőri Bartók Béla Művelődési Házban bányász, erdész, kohász hagyományápoló szakestélyt rendeznek.

Szeptember 15-én szakmai és kulturális programokkal várjuk bányász, kohász, erdész barátainkat és az e szakmák iránt érdeklődőket a Garadna völgyi ipartörténeti emlékhelyre, az újmassai műemlékhoz. Az interaktív szakmai bemutatók keretében az anyag- és földtudomány iránti tiszteletet és vonzalmat, az erdő szeretetére való nevelést kívánjuk erősíteni. A szakmai bemutatókat művészi, kulturális műsorok teszik színesebbé.

Előkészületben van a Fazola Frigyes által épített Hámori tó 200 éves évfordulójának megünneplése, melyre szeptember 16-án Lillafüreden különleges barlangtúrákat, kulturális, irodalmi műsorokat, gasztronómiai és borászati különlegességeket, vízi parádét, interaktív műszaki technikai látványosságokat tervezünk.

Szakmáink, ipartörténeti emlékeink és kulturális hagyományaink iránt érdeklődő tagtársainkat, családtagjainkat, baráti társaságainkat tisztelettel várjuk!

A rendezvény megrendezhetőségét, sikerét elősegítő önzetlen támogatásaikat köszönettel vesszük.

Bankszámlánkat vezető pénzüintézet:

Tokaj és Vidéke Takarékszövetkezet

Számlaszám: 56100048-11060053-00000000

(Északkelet-Magyarország Ipartörténetének Ápolásáért Alapítvány)

A szervezők nevében dr. Nyitrai Dániel

MOLNÁR DÁNIEL – DÚL JENŐ – FODOR KRISZTINA

Az öntészeti szimuláció alkalmazása a technológiatervezésben

Az olyan öntészeti technológizálási problémák megoldása, mint a beömlőrendszer tervezése és a tömörre táplálás megvalósítása egyidős az öntvények gyártásának kialakulásával. Kezdetben az egyes megoldási lehetőségek próbálgatásával, majd a felhalmozódó szakmai tapasztalat alapján végezték a méretezéseket, később ezt egészítették ki a természeti jelenségek magyarázataival (Fourier-törvény, Navier–Stokes-egyenletek), melyeket folyamatosan alkalmaztak az öntészeti jelenségek leírására is. Az öntészeti folyamatok számítógépes szimulációja szintén ezeket a tapasztalati és természeti törvényeket alkalmazza, és a nagy számítási igényű folyamatok elvégzésével lehetővé válik az egyes részfolyamatok gyors, gazdaságos és könnyen reprodukálható vizsgálata. Cikkünkben egy nagyméretű gömbgrafitos vasöntvény példáján keresztül mutatjuk be a szimuláció alkalmazását, melynek célja a vevői követelmények kielégítése.

Öntészeti szimulációs módszerek

Az öntés közben lejátszódó folyamatok fő jellemzőik alapján két részre oszthatóak: anyag- és hőtranszport folyamatok. Ha ezeknek a folyamatoknak a vizsgálata a célunk, akkor a rendelkezésre álló szimulációs módszerek közül az alapján kell választanunk, hogy melyik részfolyamatot kívánjuk megfelelő pontossággal számítani. Az anyagtranszport folyamatok számítása a Navier–Stokes áramlási egyenlet alkalmazásával történhet, mellyel egy kétegyenletes turbulencia modellt írunk fel. Ez a közelítés a szabadságfokok mindhárom dimen-

ziója esetén alkalmas az áramlási karakterisztikák számítására. A hőtranszport folyamatok, ún. tapasztalati, részben tapasztalati és fizikai alapokon nyugvó szimulációs programokkal számíthatóak:

- A tapasztalati programokkal olyan egyszerű, ismétlődő folyamatokat lehet leírni, ahol a változók kis határon belül alternálnak (pl. hőcentrum számítása).
- A részben tapasztalati programok megfelelően tudják modellezni az olyan folyamatokat, ahol a változók intervalluma limitált, és a lejátszódó fizikai változások egyszerűek és követhetőek.
- A fizikai alapokon nyugvó programok alkalmazásával az öntés közben lejátszódó legtöbb folyamat megfelelő pontossággal számítható. Az eljárás a legtöbb ötvözet-forma-környezet rendszer esetén jól alkalmazható modellt eredményez. Az ilyen programok általában a Fourier hőátadási egyenletet alkalmazzák, amely háromdimenziós hőátadást feltételez és a konvektív hőátadást is figyelembe veszi, amely főleg nagy öntvényke-

resztmetszetek esetén lényeges. Az alkalmazott anyagok részletes hőfizikai adatai lehetővé teszik a hővezetés, a hőáramlás és a hőszugárzás számítását egyenletrendszerrel, amiket így a teljes folyamatra ki lehet terjeszteni. A közelítés lépcsőzetes, időtől függő analízis és lehetővé teszi a hőmérséklet extrapolálását minden helyen és időpillanatban [1].

Az öntészeti szimuláció folyamata

Elmondható, hogy ugyanazon vizsgált rendszerhez (öntvény-forma-környezet), elhanyagolva annak lényegtelen jegyeit, különféle számítási modelleket rendelhetünk hozzá annak függvényében, hogy a valóságos rendszerben lejátszódó folyamatok melyik aspektusát kívánjuk vizsgálni. A számítási modell megalkotását két, ellentétes kívánalom teljesítése befolyásolja:

- a modell minél jobban helyettesítse a valóságos testet és annak körülményeit,
- a keresett jellemzők lehetőleg kevés időráfordítással, jó közelítéssel meghatározhatók legyenek.

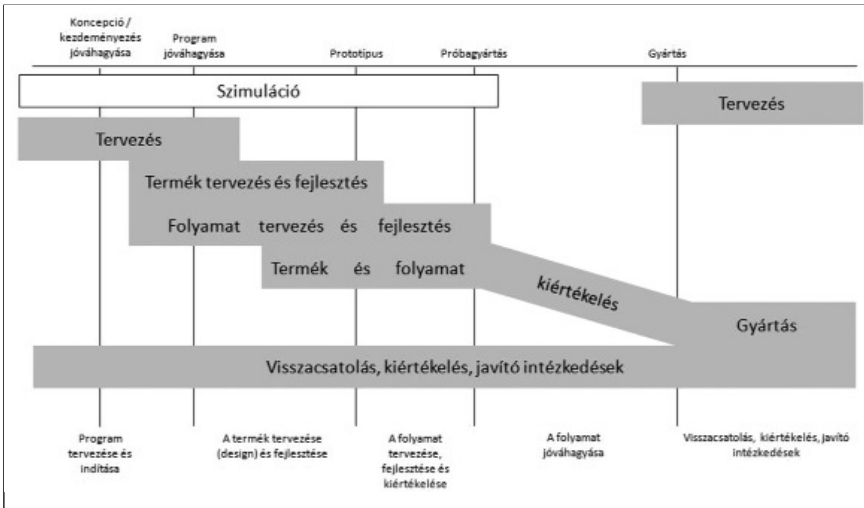
A modellezés során több tényezőt kell mérlegelni: a környezeti hatásokat, a testek kölcsönhatását, az anyag szerkezetét, a geometriai alakot stb. Az elvégzendő műveletek első lépése a matematikai modell megalkotása. Ez az áramlásra és a hőmérséklettől leírására vonatkozó alapegyenletek és határfeltételek (kezdeti- és peremfeltételek) előállítását jelenti. Az öntés közben lejátszódó folyamatok leírása parciális differenciálegyenlet-rendszerekkel történik.

A matematikai modell előállítását követően szükséges egy diszkre-

Dr. Molnár Dániel szakmai életrajzát 2011/1. számunkban közzeltük.

Dr. Dúl Jenő szakmai életrajzát 2010/2. számunkban közzeltük.

Fodor Krisztina 1981-ben szerzett öntő ágazatos diplomát a Nehézipari Műszaki Egyetemen. Ezután technológusként dolgozott a Diósgyőri Vasöntödében, az Esztergomi Marógépgyár vasöntödéjében, majd 1996-tól a Csepel Metall Vasöntöde Kft.-ben, ahol egyedi/kissorozatú öntvények és gömbgrafitos öntvények gyártásával foglalkozik.



■ 1. ábra. A szimuláció integrálása a minőségtervezési folyamatba

tizációs módszer kiválasztása. Ez egy olyan közelítő módszer alkalmazását jelenti, amely során a rendelkezésre álló differenciálegyenleteket a bennük szereplő változók térben és időben felvett értékeinek felhasználásával egy algebrai egyenletrendszer formájában írjuk fel. Öntészeti folyamatok vizsgálata esetén általában végeselem-módszert (FEM) és a szabályozott térfogatok módszerét (CV) alkalmazzák. Azokat a diszkrét helyeket a vizsgált térben, ahol a változók értékeit a számítás végrehajtása során határozzuk meg, a felhasználó által létrehozott numerikus háló rögzíti. A numerikus háló a vizsgált tartomány egy szükségszerűen diszkrét reprezentációja, mely felosztja a megoldási tartományt véges számú résztartományra (véges elemekre, véges térfogatokra).

A háló típusának kiválasztása után a következő feladat az alkalmazásra kerülő diszkrétizációs módszereken belül a közelítések meghatározása. A szabályozott térfogatok alkalmazása esetén az egyenletekben szereplő deriváltaknak a háló pontjaiban való közelítés formáját, végeselem-módszernél pedig az elemeken belül értelmezett alakfüggvény és a súlyfüggvény alakját kell megválasztani.

A diszkrétizáció eredménye egy nagyméretű nem-lineáris algebrai egyenletrendszer. A megoldás módszere függ a megoldandó problémától. Instacioner esetben közönséges differenciálegyenletek kezdeti érték problémáinak időben léptetett megoldása történik. Stacioner problémákat

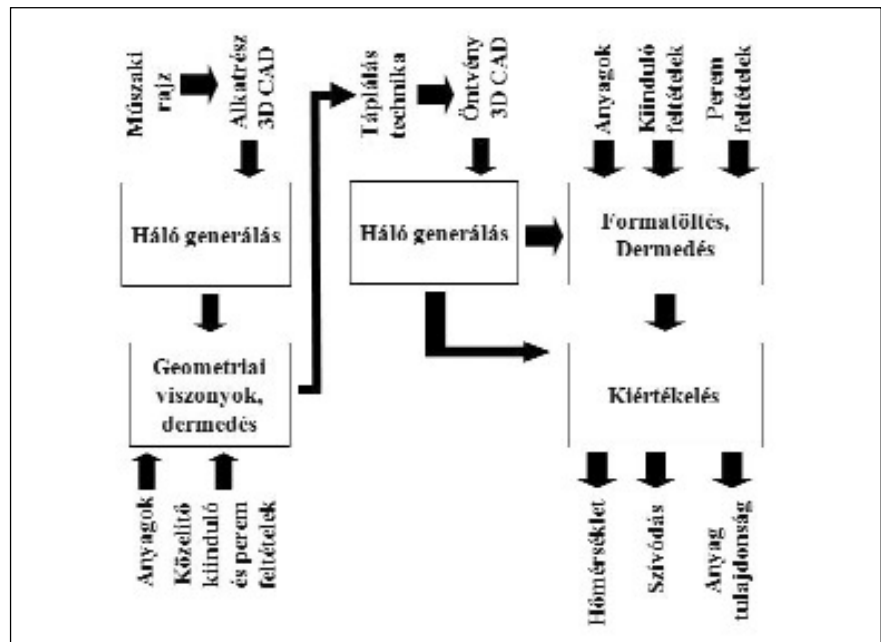
általában iterációs eljárások alkalmazásával oldunk meg [2].

Szimuláció alkalmazása a technológiatervezésben

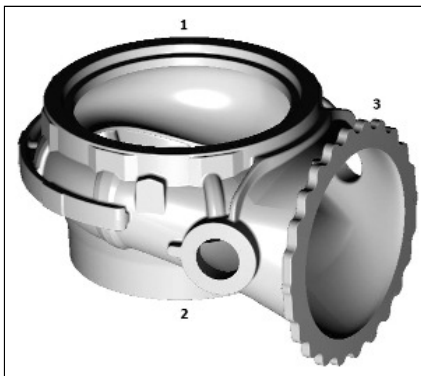
Az öntészeti szimulációt a teljes technológiai tervezés során integráltan kell alkalmazni. A megrendelő által átadott alkatrészt rajz alapján készített 3D CAD geometriát már a beömlő- és táplálórendszer méretezése és tervezése során vizsgálni lehet szimulációs programok segítségével. A geometriai viszonyok, a redukált falvastagság és a hőcentrumok vizsgálata a szimulációs programokon belül lehetséges, az eredmény figyelembevételével kell

kidolgozni az alkalmazandó öntés-technológiát. A szükséges geometriai módosítások vevővel való elfogadtatását is segíti a szimulációval előállított prezentáció. Következő lépésben a szimulációval ellenőrzött formától és táplálási viszonyok vizsgálatára alapján módosítható az öntvénycsokor geometriája, majd a végleges CAD geometria átadható a minta- illetve szerszámkészítőknek, hogy ily módon a már ellenőrzött geometriai variáció kerüljön gyártásba.

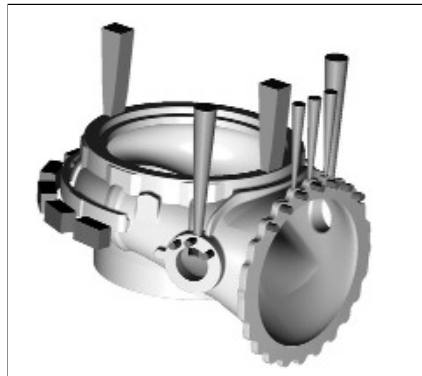
Ahhoz, hogy a szimuláció ne csak színes ábrák sokaságát jelentse, és eredményei visszacsatolhatóak legyenek a tervezési-gyártási folyamatba, érdemes azokat valamely minőségbiztosítási rendszerbe integrálni. Az 1. ábrán a minőségtervezési folyamatba illesztettük az öntészeti folyamatok szimulációját, melynek segítségével így meghatározhatóak és végrehajthatóak azok a tevékenységek, melyek biztosítják, hogy az előállított termék megfeleljen a vevő igényeinek. A szimuláció minőségtervezési folyamatba való integrálásával megvalósítható az erőforrások irányítása a vevői elégedettség eléréseért, a szükséges változások és változtatások korai felismerése és azonosítása, a folyamat kései szakaszában végrehajtható változások megelőzése és a jó minőségű termék biztosítása a szükséges időben, az elérhető legalacsonyabb költségszinten [3].



■ 2. ábra. Öntészeti technológia tervezése szimulációval



■ 3. ábra. Öntvény az öntési helyzetben és a táplálандó öntvényrészek



■ 4. ábra. Öntvénycsokor geometria

A vizsgált öntvény bemutatása

A technológia tervezés szimulációval való megoldását egy gáz- és diesel-motoroknál alkalmazott nagyméretű kipufogóház-öntvény példáján mutatjuk be. Az öntvény anyagminősége EN-GJS-400-15 típusú gömbgrafitos öntöttvas ötvözet. Az öntvényvel szemben támasztott legfontosabb követelmény a tömörre táplálás, azaz, hogy minél kisebb mennyiségben tartalmazzon szívódási üreget, porozitást. A porozitás mennyiségét a megrendelő az öntvény egyes részein százalékosan írja elő, a legszigorúbb követelmény szerint a porozitások mennyisége nem lehet nagyobb öt százalékánál.

Az öntés- és táplálástechnológia tervezését és a kialakuló szívódási üregek ellenőrzését a 2. ábrán látható algoritmus szerint végeztük.

A táplálástechnika méretezését a NovaFlow&Solid CV szimulációs program segítségével valósítottuk meg. Ennek során az alkatrész 3D CAD geometriája alapján számoltuk a redukált falvastagság értékeket és határoztuk meg az adott öntvényrész kitáplálásához szükséges tápfejek méreteit. Az alkatrész 3D CAD geometriáját Solid Edge alakelem alapú parametrikus modellező szoftver segítségével állítottuk elő.

Az anyagtulajdonságok, a kiindulási- és peremfeltételek definiálása után meghatároztuk a beömlő és táplálórendszer nélküli öntvény (ún. natúr öntvény) dermedési viszonyait. Ennek során, mivel az öntvényhez tartozó beömlőrendszer geometria még nem állt rendelkezésünkre, azt a kiindulási helyzetet vettük alapul, hogy a formaüreg azonos hőmérsékletű olvadékkal

van megtelve, és ettől az időpillanattól számítjuk a dermedési folyamatot.

A redukált falvastagság értékek alapján meghatároztuk azokat a geometriai helyeket, melyek táplálása szükséges. Az alkatrész geometriája, valamint a táplálást igénylő öntvényrészek azonosítása a 3. ábrán látható.

A redukált falvastagságon túl bevezettük a termikus redukált falvastagság fogalmát, mely a geometriai viszonyok kívül figyelembe veszi az öntvény szimulációval meghatározott helyi dermedési viszonyait is. A termikus redukált falvastagság a vizsgált öntvényrész dermedési idejének és egy arányossági tényezőnek a szorzata, mely arányossági tényező egy olyan 1 cm redukált falvastagságú gömb dermedési idejének reciprokja, mely esetén az ötvözet és a forma anyagai és hőmérsékletei megegyeznek a vizsgált kiindulási feltételekkel.

A szimulációs programon belül a szakirodalomból ismert összefüggések alapján lehetőség van a vizsgált öntvényrész tömörre táplálásához szükséges tápfej méreteinek meghatározására.

1. táblázat. Formaszekrény, tápfejek és hűtővasak méretei

Tápfej modul	1	cm	2
	2	cm	2.4
	3	cm	1.8
Tápfej méret (magasság*átmérő)	1	mm	383x(40x90) (szögletes)
	2	mm	577x40
	3	mm	383x20
A típusú hűtővas	37 db	mm	70x70x70x60, r25
B típusú hűtővas	21 db	mm	150x90x70

Üzemi technológia kidolgozása

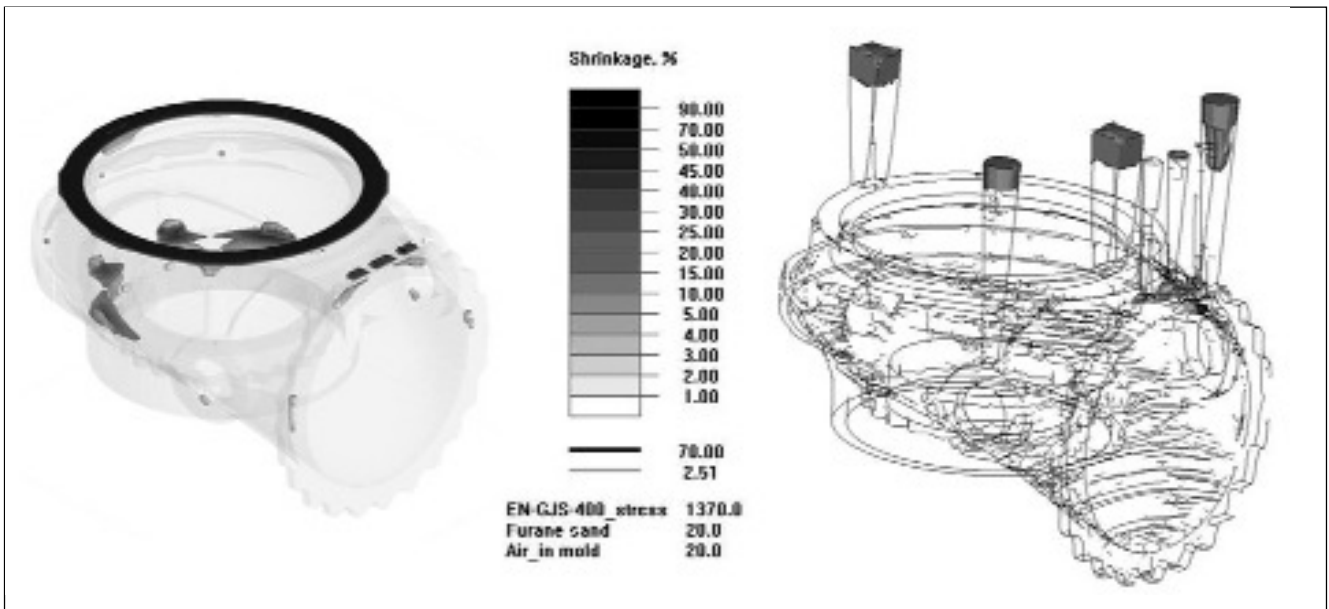
Az üzemi technológia meghatározása során a szimulációs szoftverrel végzett méretezési eredmények alapján határoztuk meg az öntvény tömörre táplálásához szükséges technológiát. Az üzemi technológiát az ún. műszaki lapon foglaltunk össze, melyen jelöltük az osztósíkot, a magok pozícióját, a tápfejek és az alkalmazni kívánt hűtővasak pozícióját és méreteit. A tápfejeket a szimulációval számított várható porozitások figyelembevételével pozícionáltuk. Az üzemi tapasztalatok és a szimuláció eredményei alapján csak tápfejek alkalmazásával nem táplálható tömörre az öntvény, ezért az irányított dermedés megvalósítására hűtővasakat is alkalmazunk. A tápfejek és a hűtővasak méretei az 1. táblázatban láthatóak.

A beömlőrendszer méretezését nem kívánjuk részleteiben bemutatni. Ennek kialakításakor azt tartottuk szem előtt, hogy a dagadó öntéssel történő formatöltés során minél kisebb legyen az olvadék turbulens áramlása. Az állót és az elosztócsatornát a felső formaszekrényben, míg a bekötőcsatornákat az alsó formaszekrényben alakítottuk ki úgy, hogy az öntvényhez alulról egymástól 90°-ban elforgatva négy darab rávágás helyezkedik el [4].

A kialakított táplálástechnika a hűtővasakkal a 4. ábrán látható.

Szimulációs eredmények

A szimulációs vizsgálatokat a végelem-módszert alkalmazó Simtec/WinCast és a szabályozott térfogatok módszerét alkalmazó NovaFlow&Solid szimulációs programokkal végeztük.



■ 5. ábra. A natúr öntvényben és az öntvénycsokorban kialakuló porozitások

tük. Kiindulási feltételként EN-GJS-400 olvadékot (1370 °C), furános homokkeverékből készült formát (20 °C) és lemezgrafitos öntöttvasból készült hűtővasakat (20 °C) definiáltunk. A kialakuló porozitási viszonyokat a szobahőmérsékletre lehűlt öntvényben határoztuk meg. A táplálás nélküli öntvényben és az öntvénycsokorban kialakuló porozitási viszonyok az 5. ábrán láthatóak.

Összefoglalás

Vizsgálataink során egy nagyméretű szivattyú alkatrész példáján keresztül mutattuk be a gömbgrafitos öntöttvasak táplálásának különböző méretezési megoldásait. A méretezés eredményeinek kiértékelése alapján megállapítható, hogy a szakirodalmi alapon elvégzett számítás egy alulméretezett, míg az üzemi módszer egy túlméretezett, biztonsági megoldást eredményez. Továbbá megállapítható, hogy az üzemi méretezési módszer eredménye áll közelebb a megvalósíthatósághoz, mivel ekkor lehet ténylegesen figyelembe venni az olyan valós gyártási körülményeket, mint a formaszekrény mérete, az alkalmazható tápfej geometriák és a hűtővasak alkalmazása. Az üzemi méretezésnél figyelembe vettük a szimulációval számított natúr öntvényben kialakuló porozitási eredményeket, és elkészítettük a vizsgálni kívánt öntvénycsokor 3D CAD geometriáját.

A szimulációs vizsgálatok során először az öntvény beömlő- és táplálórendszer nélküli geometriáját vizsgáltuk a dermedési és lehülési viszonyok szempontjából, és a számítási eredmények alapján meghatároztuk a geometriai viszonyokat és a várható szívódásokat. A vizsgálat következő részében a komplett öntvénycsokor esetén kialakuló dermedési és lehülési viszonyokat, valamint a kialakuló zsugorodásokat számítottuk. Mindkét szimulációs módszerrel elvégzett vizsgálat azt mutatta ki, hogy az öntvénycsokor utoljára megdermedő öntvényrésze a tápfejek környezetében, az öntvény felső gyűrű alakú részében alakul ki. A szabályozott térfogatok módszerével elvégzett szimuláció csak a tápfejekben mutatott ki fogyási üreget, míg a végeselem-módszerrel végzett szimuláció a hármasszám azonosított öntvényrészen kismértékű porozitást mutatott (5. ábra). A szimulációs vizsgálatok alapján javasolt a vizsgált öntvényrészhez csatlakozó, tápfejként is funkcionáló túlfolyók oly módon történő geometriai módosítása, hogy azok segítségével az öntvény tömörre táplálható legyen.

Köszönetnyilvánítás

Köszönetünket fejezzük ki az üzemi háttérrel nyújtó Csepel Metall Vasöntőde Kft. vezetőinek és munkatársainak, és köszönjük *Budavári Imre* szigorló kohómérnök munkáját.

A tanulmány/kutatásunk 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.

Köszönetnyilvánítás

Köszönetnyilvánítás

Felhasznált irodalom

Felhasznált irodalom

- [1.] O. Göser, M. Aloe: Der virtuelle Weg zum Gussteil. Giesserei-Praxis Special, 2007/6
- [2.] Dr. Kalmár László et al.: Hő- és áramlástan feladatok numerikus modellezése. Miskolci Egyetem, 2005
- [3.] Erdei János et al.: Minőségmenedzsment. Oktatási segédlet, BME, Budapest, 2010
- [4.] Budavári Imre: Gömbgrafitos vasöntvény technológiai tervezése és szimulációja. Miskolci Egyetem, Diplomamunka, 2011

Az alumínium-szilícium eutektikum módosítási mechanizmusa

A tipikus alumínium-szilícium ötvözeteknek két fontos mikroszerkezeti eleme van: a primer alumínium és az eutektikum. Amíg a primer alumínium keletkezése és növekedése, azaz a dendrites kristályosodás sokoldalúan és részletesen elemzett folyamat, addig az alumínium-szilícium eutektikum kialakulása máig nem tisztázott. A stronciumnak a mikroszerkezetre gyakorolt hatását több modell is bemutatja. A cikk a legfontosabb megállapításokat foglalja össze.

Bevezetés

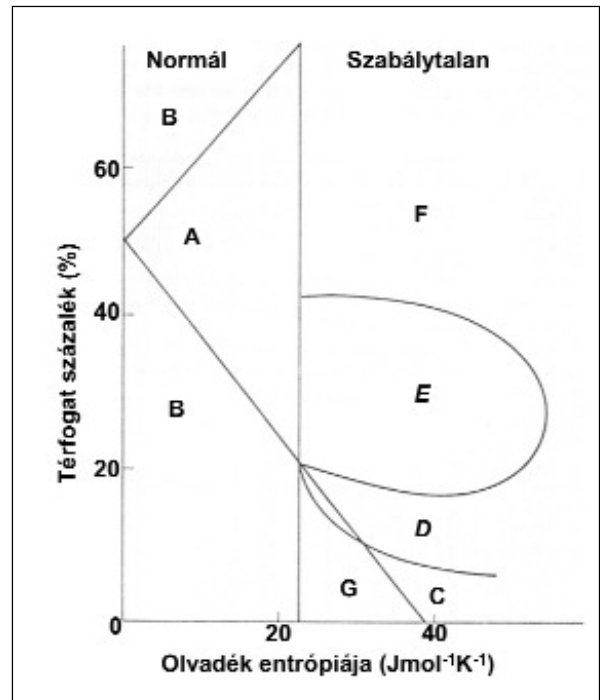
A hazai alumíniumöntvényekben a leggyakrabban használt ötvözetek az alábbiak: AISi10Mg, AISi9Cu3, AISi7Mg, AISi12 stb. Ezekre az alapanyagokra jellemző, hogy jó öntéstechnikai tulajdonságokkal – a réztartalmú ötvözet kivételével, ami csak részlegesen –, jó korrózióálló képességgel rendelkeznek, valamint bonyolult és vékonyfalú öntvények kialakítására kiválóan alkalmazhatóak.

Az ötvözetek módosítására azért van szükség, hogy elkerülhető legyen a nagy méretű sík lapok, tűk formájában kristályosodó szilícium, ami a mechanikai tulajdonságokra rendkívül előnytelen. Az üzemek döntő többsége ezért előmódosított, általában meghatározott mennyiségű módosító anyaggal rendelkező alapanyagot vásárol. Módosító anyagra példa az antimon, a nátrium, de a legelterjedtebb a stroncium. Ennek megfelelően az előmódosított ötvözetek általában 100-200 ppm közötti stronciumtartalmúak. Az öntvényekben bevett gyakorlat, hogy – attól függetlenül, hogy az alapanyag előmódosított – AISr10 segédötvözet-pálcák formájában további stronciumot adagolnak az olvadákhöz.

A tudományos életben a mai napig nincs egységes álláspont a módosító anyagok hatásmechanizmusával kapcsolatban. Az alumínium-szilícium eutektikum kristályosodását és növekedését, valamint azt, hogy az elmúlt közel száz évben pontosan milyen elméletek és elképzelések születtek a szilícium módosítási mechanizmusáról, cikkünkben bemutatjuk.

Az alumínium-szilícium eutektikum kristályosodása és növekedése

A módosítás folyamatának megisméréséhez mindenféleképpen szükséges áttekinteni az eutektikum kristályosodását és növekedését. Az eutektikum kristályosodása csíráképződéssel és növekedéssel megy végbe. A csíráképződés az eutektikus hőmérséklet alatt kezdődik el úgy, hogy az eutektikus fázisok egyike heterogén csíráként alakul ki az olvadékban, majd heterogén csíráképződéses folyamat során az első fázis

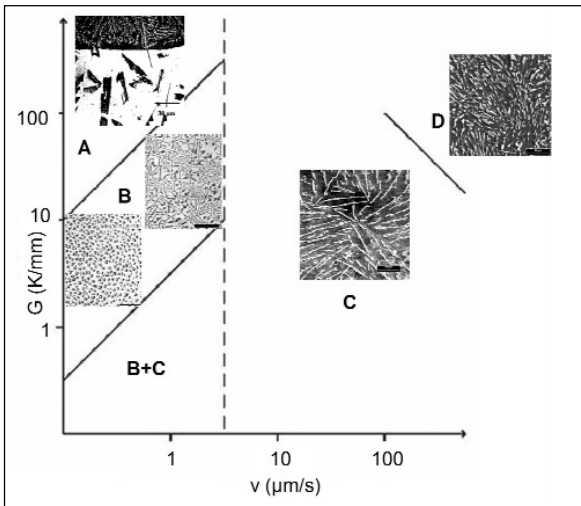


■ 1. ábra. Az eutektikus mikroszerkezetek osztályozása a térfogat% és az entrópia függvényében 5 $\mu\text{m/s}$ -os növekedési sebességnél. A: reguláris lamellás, B: reguláris rúd, C: irreguláris törött lamellás, D: irreguláris pehely, E: komplex irreguláris, F: kvázi-irreguláris, G: irreguláris szál [2]

son megjelenik a második fázis. Az eutektikum kristályosodásának vizsgálatára a legalkalmasabb az irányított kristályosítási technika. Ilyen módszerrel készült vizsgálatok eredményeit szemlélteti az 1. ábra, ami az eutektikus mikroszerkezetek osztályozását mutatja be [1, 2]. A 23 $\text{Jmol}^{-1}\text{K}^{-1}$ olvadék entrópia olyan határérték, mely különválasztja az atomosan sík felület kialakítására („facettálásra”) hajlamos fázisokat tartalmazó rendszereket, azaz a reguláris és irreguláris szerkezetű eutektikumokat. Reguláris eutektikumról akkor beszélünk, mikor egyik fázis sem sík atomosan, míg irreguláris eutektikumról akkor, ha a második fázis hajlamos az atomosan sík felület kialakítására. Az atomosan sík felülettel történő növekedés azt jelenti, hogy mindig alacsony Miller-indexű kristálylap alakul ki ép, betöltött formában, s határolja a kristályt. Ez mindig lassú kristálynö-

Dr. Gergely Gréta 2005-ben a Miskolci Egyetem Műszaki Anyagtudományi Karának anyagmérnöki szakán szerzett anyagtechnológia-hulladékgazdálkodás egyetemi, majd 2007-ben minőségbiztosítás területen kiegészítő diplomát. 2008-ban PhD-fokozatot szerzett. Jelenleg tudományos munkatársként az MTA Természettudományi és Kutatóközpontban dolgozik.

Dr. Gácsi Zoltán szakmai életrajzát lapunk 29. oldalán közöljük.



■ 2. ábra. Különböző morfológiájú szilícium régiók a G és v függvényében [2,4]

vekedést, nagy kinetikus túlhűlést ($\Delta T_K \sim 1-5$ °C) jelent. Az atomosan nem sík növekedés során a szilárd olvadék fázishatár alakját nem a kristálytani viszonyok, hanem a kristályosodás körülményei, gyakorlatilag a hőelvonás, illetve a diffúziós viszonyok befolyásolják. Ilyenkor az atomok beépülése a szilárd fázisba gyors, a kinetikus túlhűlés kicsi ($\Delta T_K \sim 0,01-0,05$ °C) [1]. Az alumínium-szilícium ötvözetek irreguláris eutektikumúak.

Day és Hellawell [2] az eutektikum növekedésének vizsgálatával kapcsolatban egy olyan kísérletet végeztek, melyben meghatározták az eutektikus szilícium különböző morfológiáját a „ G ” (hőmérséklet gradiens, K/mm) és a „ v ” (növekedési sebesség, $\mu\text{m/s}$) függvényében.

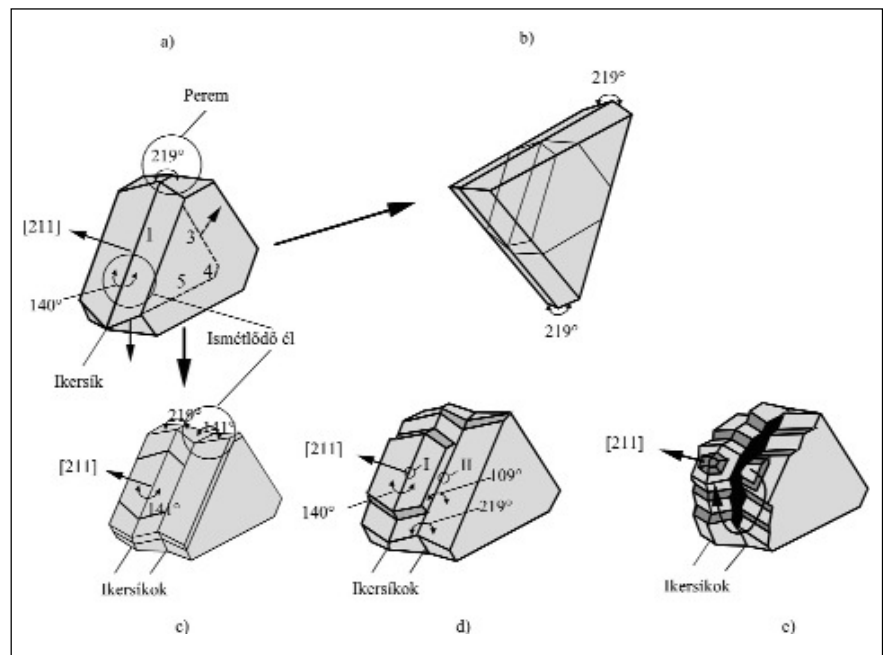
Irányítottan kristályosított Al-Si ötvözetet használtak és négy régiót különböztettek meg (2. ábra). Az „A” régió azzal jellemezhető, hogy nagy szilícium-részecskék nőnek hosszú távú diffúzióval, valamint a kristályosodási front sík [2, 3, 4]. A „B” régióban a hőmérséklet-gradiens nagyságának függvényében a Si különböző morfológiájú lehet. Nagy hőmérséklet-gradiens esetében a szerkezet hasonló az „A” régióéhoz, viszont ha lecsökken a G/v arány, akkor a „C” régióhoz hasonló szilícium is kialakulhat [2, 3, 4]. A „C” régióba tartozik a hagyományos ötvözetek nagy része. Ebben a tartományban a szilícium-kristályok növekedése során nagy jelentőségű az ikersíkképződés [2, 3, 4]. A „D” régióban nagyobb „ v ” és „ G ”

értéknél a Si morfológiája megváltozik, és nagy mértékben hasonlít ahhoz, amit nátrium és stroncium adagolással lehet elérni. Habár van egy nagy különbség közöttük: ez az ikersíkok számbeli különbsége – a módosított eutektikus szilícium több ikersíkot tartalmaz, mint a D régióra jellemző szilícium morfológiájú szilícium [2, 3, 4, 5, 6].

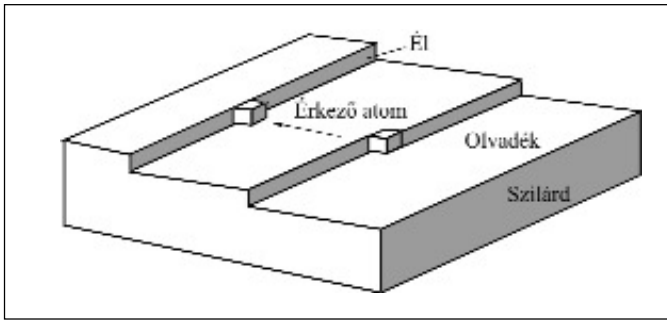
A „C” régióba sorolható a gyakorlatban kialakuló eutektikus szilícium, így a szilíciumszemcsékkel kapcsolatos növekedési elméletek megismerése rendkívül fontos. Két elfogadott modell létezik. Az egyik a TPRE (Twin Plane Re-entrant Edge – ismétlődő éllel végbemenő ikersíkképződés) mechanizmus, amit először Hamilton és Seindensticker [7] vezetett be a germániumdendritek növekedésének értelmezéséhez, majd később ezt terjesztették ki a szilíciumra is.

A szilícium egyensúlyi viselkedése a nyolc síklappal határolt oktaéderre $\{111\}$ alapul. A kettős kristály az

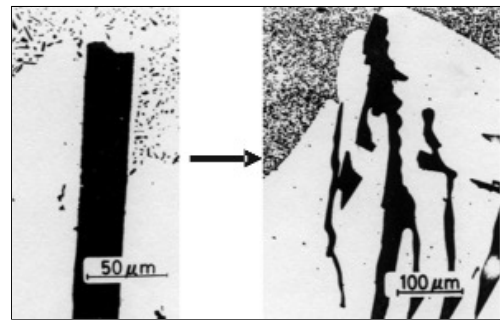
egyensúlyban lévő kristály felének a visszamaradó szilárd anyagon történő áttükrözéséből kapható, a kettős képződési síkra vetítve. Így a kettős szilícium kristály külső körvonala, az egymást metsző síkpárok $\{111\}$ hat éléből áll össze (3.a ábra). Ebben az esetben a határoló síkok külső szögei 141° és 219° . A 141° -os külső szöget bezáró határoló síkok egy ismétlődő éllel, míg a 219° -os külső szöget bezáró síkok egy peremet alkotnak. Tekintettel arra, hogy egy ismétlődő élhez kapcsolódó atom kedvezőbb kötéssel rendelkezik, mint egy peremhez csatlakozó, az éllel kedvezőbb helyek a csíranövekedés szempontjából, mint a peremek. Tehát egy ismétlődő él jelenléte gyors növekedéshez vezet a $[211]$ irányban. Ez a gyors növekedés viszont megáll, amikor egy háromszög alapú szilárd test keletkezik, amit kizárólag peremek vesznek körbe (3.b ábra). Azonban amikor a kristály egy helyett két ikersíkkal rendelkezik (3.c ábra), akkor annak hat ismétlődő éle lesz a $\langle 211 \rangle$ irány mentén. Az éleken bekövetkező növekedés további ismétlődő éllel kialakulását eredményezi (3.d ábra), így az újonnan képződött ismétlődő éllel feloldják a csíranövekedési blokádot, amit korábban a peremek



■ 3. ábra. Ismétlődő éllel végbemenő ikersíkképződés: a) kristály egyetlen ikersíkkal, b) ikersík bezáródása a peremképződés következtében, c) kristály két ikersíkkal, d) további ismétlődő éllel képződése, I és II, e) kristály növekedése az ismétlődő éllelnek köszönhetően [7]



■ 4. ábra. Réteges növekedési mechanizmus sematikus ábrája [8]



■ 5. ábra. Nem módosított és módosított „A” régióba tartozó szilícium [12]

képződése okozott. A 3.e ábra egy olyan kristályt mutat be, ami egyidejűleg növekvő, több fokozatot ábrázol, amit az ismétlődő éllel történő növekedés vált ki.

A másik elfogadott elmélet a réteges növekedési modell. A nagy entropiájú anyagok, mint a szilícium, hajlamosak sima, egyenletes határfelületeket kialakítani. Így ha egy atom kilépve az olvadékból csatlakozni szeretne, megnöveli a határfelületi energiát. Ebben az esetben valószínűsíthető, hogy rögtön vissza is ugrik az olvadékba. Azonban ha a határfelület réteges, az atomok könnyen csatlakoznak a szilárd részekhez anélkül, hogy megnövelnék a határfelületi energiát (4. ábra). Hellawell [8, 9] és társai megállapították, hogy a szilícium valószínűleg ezzel a mechanizmussal nyeri el formáját, ugyanis a szerzők lemérték a lassan hűtött darabokban az ikersíkok távolságát. Megállapították, hogy a távolságok szélesebbek, mint az az ismétlődő éllel végbemenő ikersíkképződésnél (TPRE) elvárható.

Az alumínium-szilícium eutektikum módosítása

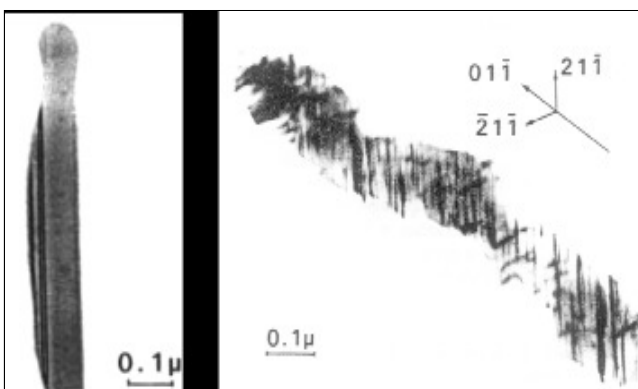
Módosítás során az eutektikus szerkezet „finomabbá” válik, így hozzájárul a nagyobb szakítószilárdsághoz, nyúláshoz és a nagyobb alakíthatósághoz. Ha a módosítóelemektől eltekintünk, a szilíciumszemcsék finomodása akkor is bekövetkezik, ha nagy hűtési sebességet alkalmazunk. Azonban teljes módosítás nem hozható létre csak a hűtési sebesség növelésével, szükség van a módosítóanyagok hozzáadására is [10, 11]. A módosítóanyagok a Day és Hellawell [2] által az alumínium-szilícium növekedésével kapcsolatos vizsgálatok eredményeit összefoglaló diagram (1. ábra) régióit a következőképpen változtatják meg. Az „A” régióra jellemző síklapok helyett irreguláris szilícium jelenik meg (5. ábra). Major és társai [12] irányítottan kristályosítottak mintákat stronciummal és nélküle az „A” régióban. Azt találták, hogy 0,03% stronciumot adagolva – ami bőven elég a „C” régió módosítására – nem változott meg a szilícium morfológiája. 0,3% stronciumot kellett

felhasználniuk ahhoz, hogy az 5. ábrán látható szilícium „finomodást” elérjék. A szilícium morfológiája a „B” régióban a módosítóanyag esetében is változatlan maradt. A „C” régióban a szilícium morfológiája kicsi nagytávolságban már gömbszerűnek látszik.

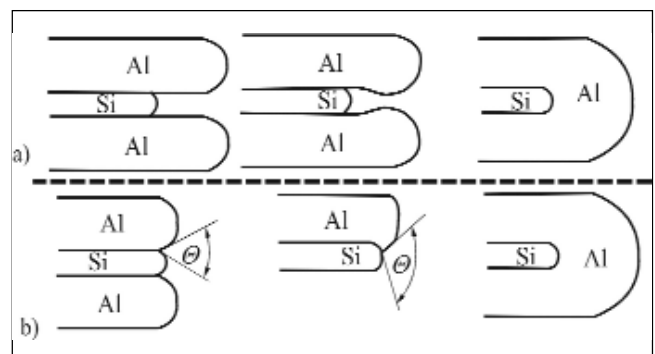
A „D” régióban kimutatható, hogy az egyébként sima, egyenletes felületű szilícium, a módosítóanyagok hatására érdessé válik (6. ábra). A fontos változás, ami a stroncium hozzáadásából adódik, az ikrek számával van kapcsolatban. Normál esetben az ikersíkok száma nagyon kicsi, viszont stronciumot adagolva az ikrek (twinek) száma megnő, így érve el a teljesen módosított állapotot [9].

A magyar származású Pacz Aladár 1921-es szabadalma óta, mely szerint az eutektikus szilícium morfológiája módosítható, számos kutató figyelmét felkeltve több, különböző elmélet is napvilágot látott a stroncium lehetséges hatásmechanizmusával kapcsolatban, melyeket a következőkben tárgyalunk.

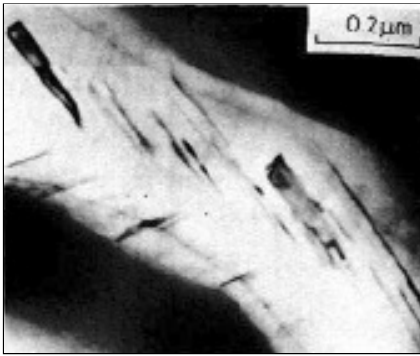
A csiraképződést gátló elméletet 1922-ben Guillet [13] és Search [14] terjesztették el, akik szerint az



■ 6. ábra. Nem módosított és módosított „D” régióba tartozó szilícium [12]



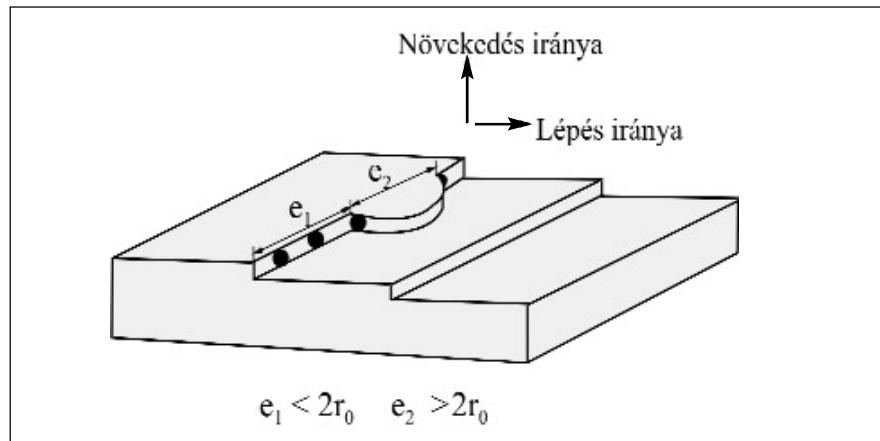
■ 7. ábra. Felületi energiával kapcsolatos mechanizmus: a) nem módosított, kokillában hűtött ötvözet esetében, b) nátriummal módosított ötvözetnél [17]



■ 8. ábra. Módosított szilícium-TPRE gátlás [20]

eutektikus szerkezet változása a nátrium-fluorid és kálium-fluorid hozzáadásával a szennyezők és oxidok eltávolítása következtében – mint például az alumínium-oxid, szilícium-oxid komponensek kivonásával – megy végbe. Curran azonban [15] megcáfolta ezt a gondolatmenetet és bebizonyította, hogy ez az eljárás nem játszik szerepet a módosításkor, viszont egyéb csírák, mint például a fel nem oldódó szilícium, az alumínium-foszfid és a szilícium-hidrid már lehetnek a potenciális csírái a szilíciumnak. Crosley és társai 1966-ban [16] megfigyelték, hogy a nátrium gátolja az alumínium-foszfidok csíráit, így eredményezve a szilícium módosítását.

1949-ben Chalmers és Thall [17] a felületi energiához kötődő elméletük lényegét az alábbi módon foglalták össze. A határfelület előrehaladása függ a hőáramnak az olvadékból a szilárd határfelületre történő áramlásának, és az olvadáshőnek (ami a kristályosodás során felszabadul) az egyensúlyától. A tiszta alumínium és szilícium hővezető képessége a 220,98 és 85,51 W/mK, ezek látens hői: 400 és 1656,4 KJ/kg. A hővezető képesség és a látens hő közötti különbsége a tiszta alumíniumnak és szilíciumnak nagy, így az alumínium jóval gyorsabban fog kristályosodni, mint a szilícium, ezáltal az alumínium növekedése a vezető szerep az eutektikum kristályosodása során. Ahogy nő a hűtés sebessége, az alumínium növekedése úgy múlja felül a szilíciumét, amit ezáltal „becsomagol” (7.a ábra). Úgy vélték, hogy nagy hűtési sebességeknél ez lehet a magyarázata a módosított eutektikum kialakulásának. Kémiai módosítás



■ 9. ábra. Sematikus ábra, mely bemutatja a réteges növekedési mechanizmussal növekvő szilícium esetében a szennyező atomok által indukált ikersikképződést (Impurity Induced twinning-IIT) [9]

során lecsökken a felületi energia az alumínium-szilícium szilárd határfelületen, minek hatására a kémiai módosítóanyag megnöveli a felületi θ szöveget (7.b ábra). Ezáltal elfojtja a szilíciumkristály növekedését, így az eutektikus szerkezet módosítását és túlhűlését okozza.

Tzumura és társai [19] a múlt század közepén bemutatott elmélete azon alapszik, hogy a nátrium oldhatósága a szilárd alumíniumban és szilíciumban alacsony. Így a nátrium szegregálódik a növekvő határfelület előtt, ami korlátozza a szilícium diffúzióját az olvadékból. Diffúzióval kapcsolatos kísérleteik rávilágítottak, hogy a nátrium csökkenti a szilícium diffúziós sebességét, minek következtében megváltozik a szemcsék morfológiája. Ezt a mechanizmust azonban ki lehet zárni Davies és West nagyon alapos 1964-es tanulmánya után [18]. A szerzők nem módosított eutektikus ötvözetet kristályosítottak „lépcsős hőmérséklet gradiensű kemencében”, alacsony hűtési sebességgel, hogy a szilíciumnak legyen elég ideje a diffúzióra. Nátriumgőzt adtak hozzá, minek következtében a mikroszerkezet teljes módosítást mutatott. Ez alapján azt a következtetést vonták le, hogy a diffúzió csökkentésével nem lehet módosítást létrehozni.

Mcleod és társai már egy sokkal szélesebb körben elfogadott elméletet mutattak be. Ez az ismétlődő éllel végbemenő ikersíkú növekedés (TPRE) gátlása. Ebben az esetben a módosítóanyagok gátolják az

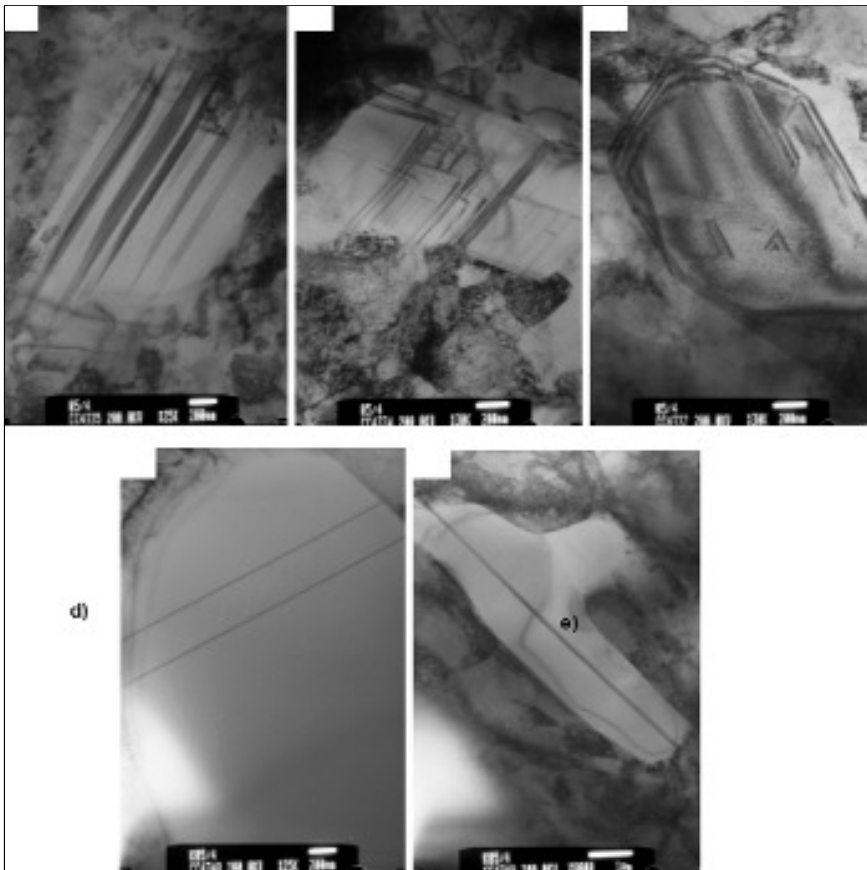
ismétlődő éleket, azaz a TPRES-féle növekedési mechanizmust gátolják. A szennyező atomok akadályozása miatt a szál növekedésében irányváltás megy végbe (8. ábra), minek a következtében kialakul a szilícium módosított morfológiája [20, 21].

Shu-zu-lu és Hellawell [9] szintén egy olyan módszert mutattak be, ami ma már széles körben ismert. Ennek értelmében a módosítók (nátrium, stroncium) gátló szerepet játszanak az atomi rétegek növekedése során. A szennyezők a felületre abszorbeálódnak, így akadályozva meg újabb atomok vagy molekulák felülethez való csatlakozását (9. ábra). Ezek a szennyező atomok képesek ikersikképződést gerjeszteni azáltal, hogy megváltoztatják az atomi rétegek beépülési sorrendjét azért, hogy a szennyezőket körülönjék.

Nogita és Dahle [22] röntgenfluoreszcens berendezéssel készült vizsgálatai kimutatták, hogy a stroncium az eutektikus szilíciumszemcsékben jelent meg, az eutektikus alumíniumban pedig csak egészen elenyésző mértékű volt a koncentrációja. Kísérleteik során arra is fény derült, hogy a stroncium a szilícium részecskék szélein jelent meg, morfológiailag teljes mértékben a szilíciumkristályok részeként.

Saját kísérletek

Különböző kísérleteket végeztünk A356-os ötvözet felhasználásával és a stronciumos módosítás hatásmechanizmusát vizsgáltuk. A mérések



■ 10. ábra. TEM-felvételek Si-kristályokról: a) ikersík-sokszorozódás, b) szennyezők által okozott ikersíkképződés (IIT), c) ismétlődő éllel végbemenő ikersíkképződés (TPRE-gátlás), d) és e) egy-két ikersíkkal rendelkező Si-kristály (A felvételeket dr. Daróczi Lajos készítette.)

leírása és az eredmények részletes ismertetése a [23]-as irodalomban megtalálható, illetve a Miskolci Egyetemi Közleményekben fog megjelenni. Vizsgálataink során megállapítottuk, hogy a „C” és „D” régiókba tartozó mintáinkban módosító anyag hatására ikersík-sokszorozódás következett be és megfigyelhető volt a réteges növekedési és az ismétlődő éllel végbemenő ikersíkképződési (TPRE) mechanizmus és a gátlásuk, míg nem módosított esetben a szilícium-kristályokban csak egy-két ikersík jelent meg (10. ábra).

Összefoglalás

Napjainkban a módosítási mechanizmusok közül a szennyezők által okozott ikersíkképződésnek (IIT) tulajdonítanak nagy jelentőséget, de az is általánosan elfogadott tény, hogy emellett párhuzamosan esetleg más mechanizmusok is szerepet játsza-

nak. Itt elsősorban az ismétlődő éllel gátlásával (TPRE gátlás) kapcsolatos elméletet emelik ki, mint lehetséges módosítást kiváltó folyamatot. Saját kísérleteink alapján is arra jutottunk, hogy a módosítás az a szennyezők által okozott ikersíkképződési és az ismétlődő éllel végbemenő ikersíkképződés gátlási mechanizmusokkal meg végbe, amit az atomosan oldott stroncium vált ki.

Köszönetnyilvánítás

A kutatás megvalósításához támogatást nyújtott a TÁMOP-4.2.1.B-10/2/KONV-2010-0001 és a MICAST ESA-MAP AO-99-031 program.

Irodalom

- [1] Nehézipari Műszaki Egyetem: Úrtechnológiai kutatások IV. Kutatási jelentés, Miskolc 1987
- [2] Day, M.G.; A. Hellawell: Proc.

- Roy. Soc. A. p.473. 1968
- [3] R. Elliott: Eutectic Solidification Processing. Butterworths, London, 1983.
- [4] M. M. Makhlof, H. V. Guthy: J. of Lig. Met. 1, pp 199–218. 2001.
- [5] F. Yilmaz, O. A. Atasoy, R. Elliott: J. Crys. Gro. 118, pp 377–384. 1992
- [6] R. Elliott: Mat. Sci. and Eng. 65, pp. 85–92. 1984
- [7] Hamilton, D. R., R., G. Seidensticker: J. appl. phy., 31, pp 1165–1168. 1960
- [8] Shu-zu-lu, A. Hellawell: J. Cryst. Growth, p 316. 1985
- [9] Shu-zu-lu, A. Hellawell: Met. Trans 18A, pp 1721–1733. 1987
- [10] S. S. Sreeja Kumari, R. M. Pillai, B. C. Pai: Mat. Sci. and Eng. A 460–461, pp 561–573. 2007.
- [11] M. Lebyodkin, A. Deschamps, Y. Bréchet: Mat. Sci. and Eng. A 234–236, pp 481–484. 1997.
- [12] Major, J. F.: A Study of ultra-low growth rates of the effects of chemical additons on the solid/liquid interface of the Al/Si interface. 1989, University of Toronto
- [13] Guillet. Rev. Mét. 1922
- [14] Search, R. E.: Metal industry. 1922
- [15] Curran, J. J.: Chem. And Met. Engg. 27(8), p 860. 1922
- [16] Crosley, P. B. Mondolfo L. F: Modern Castings 49, pp 89–100. 1966
- [17] Thall B. M., B. Chalmers: J. Inst. Metals 78, p 79. 1949.
- [18] Davies V. d. L., J. M. West: J. inst. Metals 92, p 175. 1963-64
- [19] Tzumura Y.: Nippon Kinzoku Gakkasi, p 69. 1957
- [20] Mcleod A. J, L.M. Hogan: J. Crsyt. Growth, p 61. 1971
- [21] Mcleod A. J, L. M. Hogan, C. M. Adam: J. Cryst. Growth, p 301. 1973
- [22] K. Nogita, H. Yasuda, K. Yoshida, K. Uesugi, A. Takeuchi, Y. Suzuki and A. K. Dahle. Scri. Mat. 55, pp. 787–790. 2006
- [23] G. Gergely, Z. Gács, O. Bánhidí, J. Kovács, A. Rónaföldi: Mat. Sci. For. Vol. 589. (2010), pp. 305–310.

ZUPKÓ ISTVÁN – SZABÓ GÁBOR

Plattírozási kísérletek a Von Roll hengerállványon brazing alapanyagok hengerléséhez

A különböző fémekből, vagy eltérő összetételű ötvözetekből előállított többrétegű lemezek felhasználási részaránya napjainkban jelentős mértékben nő. A több rétegből álló szalagok (lemezek) gyártásának egyik lehetséges módja az ún. plattírozás. Cikkünkben alumíniumötvözetek meleghengerléssel történő plattírozásánál lejátszódó folyamatok vizsgálatára, és az egyes rétegek között megfelelő kötést biztosító technológiai paraméterek meghatározására irányuló első kísérleteinkről számolunk be. Egyúttal bemutatjuk a tanszéken található és nemrég felújított Von Roll kísérleti hengerállvány adottságainak [1] hatását a lehetséges laboratóriumi hengerlési technológia kialakítására.

Bevezetés

A vizsgálatainkhoz választott többrétegű lemezek külső borító anyaga a felhasználónál történő alkatrészgyártáskor megfelelő hőmérsékleten megőmlő forrasztóanyagot biztosító alumíniumötvözet. Erre a forrasztási eljárásra nincs magyar nyelvű megnevezés, a szakmai szóhasználatban az angol nyelvű „brazing” terjedt el. A technológia lényegéből adódik, hogy a nagy hőmérséklet miatt a szabvány szerint a „keményforrasztás” elnevezés sem használható.

A plattírozott lemezt hidegen továbbhengerelt állapotban használják fel. Vastagsága egyes alkalmazási területeken mindössze néhány tized milliméter.

A plattírozási művelet az egyes rétegek előírt méreteit biztosító vastagságú lemezek felület-előkészítése után az érintkező felületeken megfelelően nagy nyomófeszültséget biztosító hideghengerléssel is elvégezhe-

tő [2]. Ez a technológia hagyományos hideghengersorokon olyan átalakításokat és segédberendezéseket feltételez, amelyek csak nagy termelési volumen mellett lehetnek gazdaságosak. Az általunk vizsgált technológia hagyományos könnyűfém hengerművek gyártási programjába beilleszthetően meleghengerléssel végzett plattírozó kezdő szűrésokból és készre hengerlésből, majd hideghengerlésből, és szükség szerinti hőkezelés(ek)ből áll.

A technológia sajátossága, hogy a szennyeződésektől megtisztított magötvözetből (felületein mart tuskó) és borítórétegekből, valamint esetleges közbenső rétegekből összeállított „pakett” hengerléshez történő előmelegítése során oxidálódik. Ennek az oxidrétegnek az eltávolítására a hengerlés megkezdése előtt már nincs lehetőség, és ez kötési hibákat okozhat.

A plattírozásnál az egymással érintkező ötvözetek közötti kötés kialakulásának mechanizmusára, a lehetséges mechanikai, diffúziós, fémtani-fémfizikai folyamatokra vonatkozóan a szakirodalomban többféle lehetséges magyarázatot közölnek [2–6]. A kötés létrejöttében szerepet játszó folyamatok egy része minden valószínűség szerint szubmikroszkópikus, atomi nagyságrendű mérettartományra terjed ki. A folyamat lejá-

szódására vonatkozó feltételezések a rendelkezésre álló vizsgáló eszközökkel nem bizonyíthatók. Mai ismereteink mellett a technológia kidolgozását elsősorban kísérleti hengerlési tapasztalatokra kell alapozni.

1. A hengerlési kísérletek technikai feltételei

Hengerlési kísérleteinket a Miskolci Egyetem Fémtani, Képlékenyalakítási és Nanotechnológiai Intézetének Von Roll hengerállványán végeztük el.

A hengerson megengedhető legnagyobb hengerlési erő 1 MN
A megengedhető hengerlési nyomaték 1 kNm
A hengerelhető legnagyobb lemezszélesség 200 mm
Legnagyobb vastagság táblalemez meleghengerléskor 65 mm
Előmelegítő kemence: légkeveréses
Kamraméret: $h = 350$ mm,
 $b = 440$ mm, $l = 760$ mm

Kenés:

- Hideghengerléshez hűtő-kenő olaj, porlasztó fűvókákkal kiépítve.
- Meleghengerléshez ipari koncentrátumból alkalmanként kevert emulzió, kísérleti eszközzel porlasztva.

2. A kísérletek tervezésének szempontjai

A plattírozó hengerlés rétegei közötti kötést befolyásoló fontosabb paraméterek:

- a kötésben résztvevő ötvözetek (rétegek) anyaga, vastagságuk;
- az érintkező felületek hőmérséklete;
- az érintkező felületeken kialakuló nyomás;
- az érintkezési felületi nyomás hatásának időtartama;
- az érintkező felületek érdessége,

Dr. Zupkó István 1971-ben okleveles kohómérnöként végzett a Nehézipari Műszaki Egyetem Kohómérnöki Karán. Jelenleg a Miskolci Egyetem Fémtani, Képlékenyalakítási és Nanotechnológiai Intézetének egyetemi docense. A képlékenyalakító MSC-szakirány vezetője.

Szabó Gábor szakmai életrajzát a 25. oldalon közöljük.

és a felületek tisztasága;
– a felületi oxidréteg tulajdonságai.

A felsoroltakat szem előtt tartva, a meleghengerrési technológia és a hengerlés sajátosságait, illetve a laboratóriumi kísérleti hengersor adottságait alapul véve kísérletsorozatunkat az alábbiak szerint állítottuk össze.

A plattírozni kívánt ötvözeteket az Alcoa Kőfém Kft. bocsátotta rendelkezésünkre. Anyagminőségük, összetételük, illetve a hengerlésre kerülő pakettek mag- és borítólemez rétegvastagságai az üzemi gyártási technológia nem publikus adatai.

Vizsgálatainkhoz a háromrétegű kísérleti pakett vastagságát 30 mm, az ötrétegűt 19,3 mm-re terveztük. A méretek hidegméretek, az előmelegítés során a hőtágulás következtében megváltoznak. Ez a méretváltozás a plattírozáshoz tervezett kis alakváltozásokkal végzett szúrásokban (legnagyobb mértékben az első szúrásban) hibát okozna, ezért a beállítandó hengerrés értékét a mindenkori melegmérettel számoltuk.

Az érintkező felületek hőmérséklete a hagyományos hengerlés kiinduló hőmérsékletétől jelentősen nem térhet el. A $\approx 350\text{--}360\text{ }^\circ\text{C}$ hengerlési véghőmérséklet biztosítása érdekében $\approx 460\text{ }^\circ\text{C}$ alá nem csökkenthető a hengerlés kezdési hőmérséklete. Vizsgálataink során a $460\text{--}500\text{ }^\circ\text{C}$ előmelegítési hőmérséklet-tartományt terveztünk. A hengerállítási időigénye, és a hengerek erőteljes hűtőhatása miatt „túlhűlő” darabokat az előmelegítő kemencében tudtuk utánmelegíteni. Az érintkező felületeken kialakuló nyomás a plattírozási kötés kialakítása szempontjából a legfontosabb paraméter. A hengerek és a hengerelt lemez között az alakváltozási zónában az alakváltozás mértékétől, a hengerelt anyag alakítási szilárdságától, az alakváltozási zóna geometriai viszonyaitól és az érintkező felületen érvényes sűrűdési tényezőtől függő nyomófeszültség (alakítási ellenállás) ébred. Ennek a nyomott felület mentén változó nagyságú felületi nyomásnak kell biztosítania a hengerrésen történő áthaladás során az egyes rétegek közötti kötés kialakulását.

A hengerelhető darabok kiinduló vastagságát és hosszát az utánmelegítés szükségességét és a hideghengerlést is figyelembe véve a lég-

keveréses előmelegítő kemence méretei alapján határoztuk meg.

A kísérleti hengerállványon hengerlési erő szempontjából alumínium-ötvözetek hengerlésekor sem a próbatetek kiinduló méreteinek tervezésekor, sem az alakváltozások mértékét tekintve nem ütköztünk korlátba.

A hengerlési nyomaték esetében azonban az 1 kNm megengedhető hengerlési nyomaték korlátozza a tervezhető alakváltozás mértékét. Annak érdekében, hogy a tervezett alakváltozáshoz tartozó hengerlési nyomatékot a rendelkezésre álló hajtónyomatékkal összhangba hozzuk, kényszerűen csökkenteni kellett a próbatetek csőellességét.

A hengerelhető pakettek méretei az elmondottak alapján:

$h = 30$ mm ill. $19,3$ mm,

$b = 45$ mm, $l = 200$ mm.

Az érintkező felületen ható nyomás hatásának nagyobb időtartama a kialakuló kötés erősségét növeli [2–4]. Ez azt jelenti, hogy a kötés kialakulása szempontjából legfontosabb első szúrást, és lehetőleg a következő második és harmadik szúrást is kisebb hengerlési sebességgel kell végezni.

A sebesség csökkentésénél azonban korlátot jelent a hengerelt darab hengerekkel érintkező felületi rétegeinek erőteljes lehűlése. A Von Roll állványon egy hengerlési sorozat megkezdése előtt hőlégfúvókkal és előmelegítő „tuskókkal” a hengereket $65\text{--}70\text{ }^\circ\text{C}$ -ra elő tudjuk melegíteni, de a hengerlés megkezdése után a táblalemez-hengerlés sajátosságaiból adódóan kisebb mértékű hűtőpótlás miatt folyamatosan hűlnek. A hengerlési sebességeket ezen ellentmondást is figyelembe véve úgy határoztuk meg, hogy a daraboknak az alakváltozási zónán történő áthaladási ideje az ipari meleghengerművek szúrásaihoz hasonló tartományba essen. Az azonos időtartamot biztosító szúrás következtében a szúrásonként azonos mértékű alakváltozások ($\varepsilon_{ipari} = \varepsilon_{Labor}$) és alakváltozási sebességek ($\dot{\varepsilon}_{ipari} = \dot{\varepsilon}_{Labor}$) tervezhetőségét, és ezzel az ipari viszonyokra történő átszámítást is lehetővé teszi.

A kísérletekhez választott hengerlési sebességtartomány a plattírozó szúrásokhoz $v_{heng} = 4\text{--}6$ m/min, a további meleghengerréshez $v_{heng} = 8\text{--}15$ m/min volt.

Az egyes szúrásokban megvalósított alakváltozás mértéke alapvetően befolyásolja az alakítási ellenállást, és ezen keresztül kötést létrehozó nyomást. Mint már utaltunk rá, a hengersorvonó motor nyomatéka szab határt a kifejthető hengerlési erőnek. Ez a kis alakváltozással végzett plattírozó szúrásokban nem, de a további szúrásokban, majd a hideghengerlés során már korlátot jelent az egy szúrásban megvalósítható vastagságcsökkenés szempontjából.

Előkísérleteink során szerzett tapasztalataink alapján az alakváltozás mértékének hatását $\Delta h = 0,2\text{--}0,63$ mm vastagságcsökkenési tartományban vizsgáltuk.

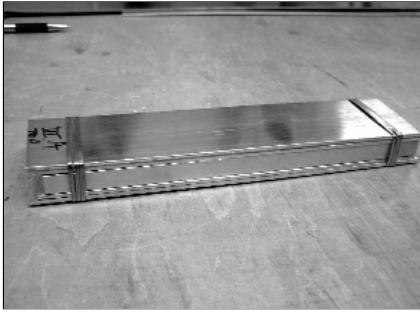
A hengerek és a hengerelt darab érintkező felületén fellépő sűrűdés biztosítja a befogást, és az alakítás elvégzését.

Az alumínium és ötvözetek meleghengerrésnél fokozottan hajlamosak az alakító hengerek felületén történő feltapadásra. Megakadályozására a meleghengerművekben a hengerek és a hengerrésbe befutó darab felületére nagy mennyiségű hűtőkenő emulziót juttatnak. Ez a módszer erős hűtőhatása miatt a kísérleti hengerlés során nem használható, ezért gondoskodni kellett arról, hogy a hűtőkenőanyag csak a szükséges minimális mennyiségben kerüljön fel a munkahengerekre. Az első plattírozó szúrásokat a kenőanyagok a pakett rétegei közé történő bejutás kizárása érdekében kenőanyag nélkül, szárazon végeztük.

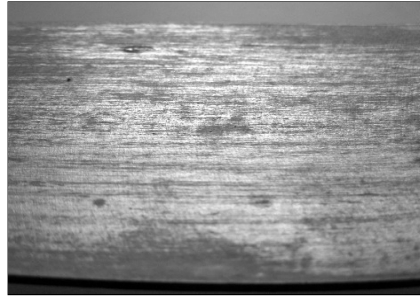
A rétegek vastagsági arányának, felületi érdességüknek, illetve a hengerek felületi érdességének a plattírozási folyamatra gyakorolt hatásának vizsgálatával ebben a kutatási fázisban nem foglalkoztunk.

3. A kísérleti pakettek kialakítása

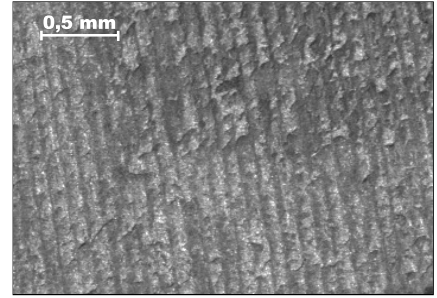
A kísérleti pakettek előmelegítő kemencébe történő berakása, kivétele, és a hengerek közé történő beadása is kézi fogó segítségével történt. Az egyes rétegek elmozdulásának megakadályozásához a paketteket összeállításuk után hengerléssel ellapított vékony, lágy alumínium huzallal kötöttük át (1. ábra). A pakettek összeállítása során az érintkező felületeket alkoholos lemosással zsírtalanítottuk.



■ **1. ábra.** Előmelegítéshez összepántolt kísérleti pakett a laboratóriumban



■ **2. ábra.** Elégtelen hegedés miatt oxidálódott felületrészek a borítólemezen a szétválasztás után (1. szűrés, $\Delta h = 0,25$ mm)



■ **3. ábra.** Kis hőmérséklet miatt elégtelen kötés nyomai a maglemezen (2. szűrés, $\Delta h = 0,4$ mm, $T \approx 390$ °C)

4. Elvégzett kísérletek

A kiinduló hőmérséklet, az első plattírozó szűrésokban alkalmazható alakváltozás, és a hengerlési sebesség hatásának vizsgálatára vonatkozóan előzetes hengerlési kísérleteket végeztünk. A szerzett tapasztalatok alapján azon tartományra végeztünk párhuzamos hengerlési kísérleteket, amelyen belül jönnek minősített (mint a későbbiek során kiderült, több esetben csak annak látszó) kötéseket is sikerült létrehozni.

A háromrétegű pakettek hengerlését $\Delta h = 0,25$ mm, $0,4$ mm, és $0,63$ mm vastagságcsökkenésekkel végeztük el. A hengerlési sebességet az első szűrésokban $5,6$ m/min-ra állítottuk be, majd a lehűlés csökkentése érdekében $11,2$ m/min-ra növeltük. A hengerlési kezdő hőmérséklet a kísérletsorozatnál 480 °C volt.

5. Eredmények

Az egyes kísérletek eredményességének ellenőrzésére hengerlés közben nem volt lehetőségünk. A nyilvánvalóan sikertelen kísérleteknél azonnal látható volt, hogy a rétegek között nem, vagy csak a darab végein, ill. más esetekben a darab középső részének környékén jött létre összehégedés. A vizuális megítélésnél biztosabban jelezte a kötés létrejöttét a felületi hőmérséklet gyors beállású hőmérővel (tüskés termoelempár) történő mérése. A nem megfelelő kötés esetén a fedőlemez felületi rétegének túlhevülése következett be, és ezt nem kompenzálta a maglemezről is kiáramló hőmennyiség, ezért lényegesen alacsonyabb hőmérsékletet mérünk. Az egyes jónak minősített paraméterekkel hengerelt darabok közül

további vizsgálatok céljára mintákat tettünk félre.

A $\Delta h = 0,25$ mm magasságcsökkenéssel végzett sorozatnál csak néhány esetben volt megállapítható, hogy létrejött a mag és a fedőrétegek közötti kötés. A 2. ábra az első szűrés után félretett háromrétegű mintadarab fedőrétegének közel hat hónap után elvégzett lefejtése után készült a borítólemez belső felületéről.

Az ábra a darab felületét teljes szélessége mentén mutatja be. A ténylegesen összehégedt, a levegő oxigéntartalmával történő érintkezést kizáró helyeken a szétválasztáskor felszakadt fényesebb felület mellett mintegy 30% oxidálódott, sötét színű rész jelzi a kötés helyi hiányát. A hengerlést rövid idővel követő szétválasztás után ez a jelenség még nem látszott.

Hasonlóan elégtelen hegedésre példa a 3. ábrán bemutatott felvétel, amelyet Zeiss Discovery V12 típusú sztereomikroszkópon készítettünk.

A darab $\Delta h = 0,4$ mm vastagságcsökkenéssel végzett sorozat első szűrése előtti résállítási korrekció következtében lehűlt és kisebb hőmérsékleten (kb. 390 - 400 °C) tudtuk hengerelni. Az utánmelegítés nélkül végzett második szűrés után a felületen mért hőmérséklet 360 °C volt, és a kötés vizuális megítélés alapján létrejött.

A borítólemez leválasztása után készült ábrán azonban jól látható, hogy a maglemez marógépen történő forgácsolásakor kialakult körív alakú forgácsolási nyomok bár alakjuk változott, de jól felismerhetően megmaradtak. Az ábrán látható az érdeségcsúcsok (kiemelkedő, ívesen futó érdeség „hegyek”) részleges kiszakadozása. Ezen területek aránya nyilvánvalóan arra utal, hogy a kötés a

kisebb hőmérsékleten a második szűrés után is csak kisebb területekre kiterjedően jött létre.

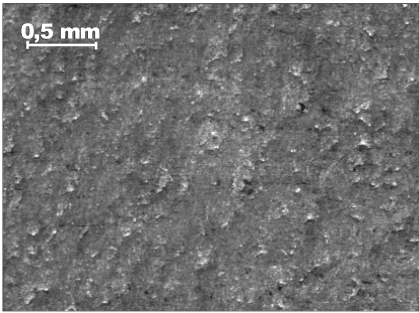
A tervezettnél megfelelő hengerlés szerint ≈ 468 °C hőmérsékleten végzett második szűrés után meggyógyt minta szétválasztása után kapott maglemezfelületről készült a 4. ábrán bemutatott felvétel. A vele érintkező borítólemez-felületről készült kép az 5. ábrán látható.

Az ábrán lévő vízszintes vonalszerű nyomok a borítólemezeknek a pakett kialakításához történő előhengerléskor behengerelt hengermegmunkálási nyomokra vezethetők vissza.

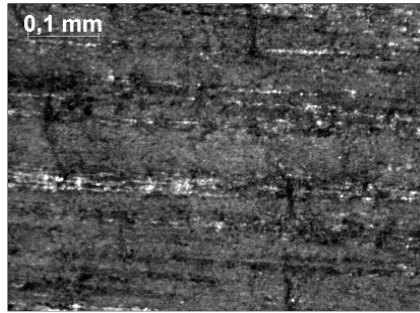
A $\Delta h = 0,63$ mm vastagságcsökkenés kísérleti körülményeink között túl nagyak bizonyult. Úgy találtuk, hogy ha létrejött is a hengerrésben a kötés, a hengerek közül való kilépéskor valószínűleg a hengerfelületeken fellépő tapadás miatt (kenőanyag nélküli hengerlés!) a hengerek felszakították a fedőlemezeket.

Az ötrétegű lemezek hengerlésére végzett kísérletünk során a harmadik szűrást követően félretett minta kötéseinek szétbontása után az ötvöztelen alumíniumból készített közbenső réteg fedőlemez oldali felületén durva újrakristályosodás nyomai látszódtak (6. ábra).

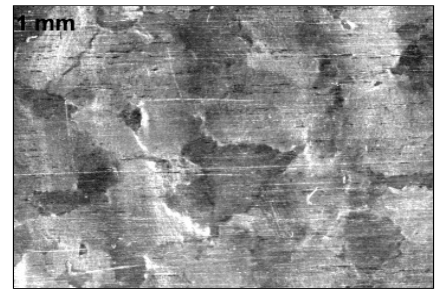
A fotó a felületek szétválasztása után a szabadabbá tett felületről készült. Az egyes kristallitok eltérő orientációjából adódó különböző keménységű, és ennek megfelelően különböző mértékű alakváltozás következtében a felület egyenetlen, tapintással „érdesnek” érzékelhető. Ez arra utal, hogy az újrakristályosodás megelőzte a hengerlést, vagyis a közbenső réteg alapanyagának hideghengerléssel történő előkészítéskor alkalmazott alakváltozás, és az előmelegítő kemencében való tartózkodás



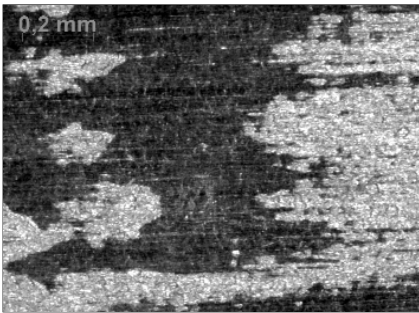
■ **4. ábra.** A maglemez felülete jónak minősített kötés szétbontása után (2. szűrés, $\Delta h = 0,4$ mm, $T \approx 468$ °C)



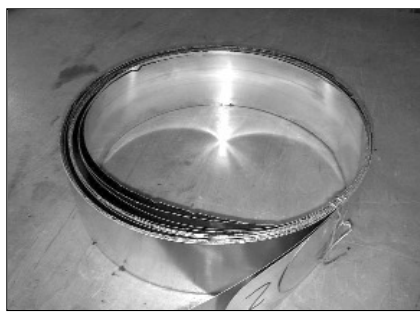
■ **5. ábra.** A borítólemez felülete jónak minősített kötés szétbontása után (2. szűrés, $\Delta h = 0,4$ mm, $T \approx 468$ °C)



■ **6. ábra.** Ötrétegű lemez közbenső rétegének fedőlemez felé eső oldala a kötés szétbontása után (3. szűrés, $\Delta h = 0,4$ mm, $T \approx 462$ °C)



■ **7. ábra.** Ötrétegű lemez fedőlemezének belső oldala a kötés szétbontása után (3. szűrés, $\Delta h = 0,4$ mm, $T \approx 462$ °C)



■ **8. ábra.** Plattírozott lemez hideghengerlés után (kész vastagság 0,22 mm)

(hőmérséklet és időtartam) hatására jöttek létre a nagyméretű kristallitok.

A borítólemeznek az ezzel a felülettel érintkező oldalán foltokban láthatók a közbenső rétegből kiszakított több négyzetmilliméter területű anyagrészek (7. ábra világosabb területei). A közbenső réteget alkotó lemez mag felé eső oldalán a mag marási megmunkálásából adódó nyomok benyomódása érzékelhető.

6. Hideghengerlés

Hideghengerlési kísérleteink során a melegen, majd az utolsó két-három szűrésben kényszerűségből félmelegen hengerelt pakettekből nyert többrétegű lemezeket csévézők használata nélkül hengereltük tovább 0,22 mm méretre. Az így kapott szalagot kardosodása miatt esetenként csak több darabra szétvágva, és a kardosodást korrigáló szűrésokat alkalmazva tudtuk teljes hosszában kihengerelni, ahogy az a 8. ábrán is látható. A hengerállvány maximális nyomatékából adódóan szükségszerűen kis szűrásonkénti alakváltozások miatt csak sok szűréssel sikerült a tervezett hideghengerlési végméret elérése. A melegen (esetenként az utolsó szűrés-

sokban félmelegen) hengerelt lemezt újrakristályosító hőkezelés előtt olyan vastagságra kellett hengerelni, hogy kemencébe történő berakáshoz „tekercs formára” összehajtható volt. Ez azzal is járt, hogy a szalag szélei az alakváltozás növekedésével erősen berepedeztek (szélezésre nem volt lehetőség).

7. Következtetések

Az elvégzett vizsgálatokból megállapítható, hogy a melegghengerléssel történő plattírozás technológiájának kialakításához szükséges kísérletek a Von Roll hengerállványon kompromisszumok árán ugyan, de elvégezhetőek. Az első egy-három plattírozó szűrés után végzett vizsgálataink szerint csak az érintkezési felület egy részére kiterjedő kötés-kialakulást állapítottunk meg, a további nagyméretű összes alakváltozással járó szűrés során azonban rétegek összehegedése valószínűleg a teljes érintkezési felületre kiterjedhet.

8. Köszönetnyilvánítás

A cikk megjelenését a „A felsőoktatás minőségének javítása kiválósági köz-

pontok fejlesztésére alapozva a Miskolci Egyetem stratégiai kutatási területein” TÁMOP-4.2.1.B-10/2/KONV-2010-0001 projekt támogatja.

Felhasznált szakirodalom

- [1] Zupkó I., Roósz A.: A Von Roll kísérleti hengerállvány telepítése a Miskolci Egyetemen. Bányászati és Kohászati Lapok, Kohászat, 142. évf. 2. sz., (2009) 36–39
- [2] Junkers Von D. et al.: Walzplattiertes Blech, Umformtechnik Plastomechanik und Werkstoffkunde (1997) 776–784 ISBN 3-514-00402-1
- [3] Eizadjou M., et al.: Investigation of structure and mechanical properties of multi-layered Al/Cu composite produced by accumulative roll bonding (ARB) process. Composites Science and Technology 68 (2008) 2003–2009
- [4] Jea-Sung R. et al.: Brazeability of cold rolled three layer Al–7.5 Si/Al –1.2 Mn–2Zn–(0.04–1.0) Si/A–7.5Si (wt.%) clad sheets. Journal of Materials Processing Technology 130–131 (2002) 240–244
- [5] Hwang Y.-M. et al.: Analytical and experimental study on bonding behavior at the roll gap during complex rolling of sandwich sheets. International Journal of Mechanical Sciences 42 (2000) 2417–2437
- [6] Szabó G., et al.: Plattírozott alumíniumlemezek előállításakor fellépő jelenségek vizsgálata. XIV. Képlékenyalakító Konferencia (2012) 268–274. ISBN 978-963-661-985-5

Alumínium lemezek plattírozási technológiájának optimalizálása

Kutatásunkban eltérő tulajdonságú alumínium lemezeket plattíroztunk. A plattírozást a Miskolci Egyetem Fémtani, Képlékenyalakítási és Nanotechnológiai Intézetének Von Roll hengerállványán 480 °C-on végeztük. Kidolgoztunk egy modellt, melyet egy, az ALCOA Köfém Kft.-ben járatos anyagpárra teszteltünk is, és amellyel a plattírozás során a rétegek közötti kötés nagy sikerrel kialakult. Az így kialakult kötés esetén megvizsgáltuk a jellegzetes kötési hibákat, és kidolgoztuk a kötés erősségének mérési módszerét is.

Előszó

Jelen cikkünk közvetlenül kapcsolódik az előző, Zupkó István – Szabó Gábor: Plattírozási kísérletek a Von Roll hengerállványon brazing alapanyagok hengerléséhez c. cikkhez, ezért az ott ismertetett technológiai sajátosságokat itt nem ismételjük meg.

Bevezetés

Napjainkban a hagyományos járműipari alapanyagokat egyre szélesebb körben váltják fel az új, innovatív anyagok. Az egyre dráguló energia arra ösztönzi az autógyártókat, hogy minél több alumíniumterméket építsenek be a járművekbe. Cikkünkben egy régóta ismert technológiával, a „brazing” lemezek plattírozással történő előállításával foglalkozunk. A plattírozással előállított termékeket mára nem csak az autógyártás, hanem egyéb iparágak is széles körben használják. A technológia fontos szerepet tölt be, mivel egy adott tulajdonságú ötvözet felületére egy merőben más tulajdonságú réteget vihetünk fel. Az így előállított kompozit anyag pedig magában hordozza mindegyik réteg pozi-

tív tulajdonságát, pl. nagy alakváltozó képesség, megnövekedett felületi szilárdság stb.

Korábban számos tanulmány készült, amely az alumínium plattírozás technológiájával foglalkozott. Kimondták, hogy a hengerléssel történő plattírozás egy olyan nyomásos hegesztési eljárás, ahol a kötés a képlékeny alakítás hatására jön létre [1–2]. A kialakult kötés erőssége arányos az alakítás nagyságával, azonban a kötés kialakulásához az alakítás mértékének egy alsó határértéket el kell érnie [1–3]. Ezt az alsó határértéket meghaladva azonban a kötés erőssége dinamikusan nő, és végül eléri az alapanyag szakítószilárdságát [1–2]. Továbbá kimondták azt is, hogy ezek a megállapítások közel azonos geometriával rendelkező lemezekre igazak, és az alakítási küszöbérték minden anyagra más és más [4]. Azonban nem vizsgálták, hogy hogyan alakul ki a kötés egészen eltérő vastagságú rétegek plattírozása során.

A kísérleteink során olyan szendvicslemezt állítottunk elő, ahol egy jól alakítható ötvözetből öntött tuskó olvadáspontú fedőlemezt plattíroztunk, amely a „brazing” technológia

leolvadó rétegeként szolgál. Az így előállított lemezek kötésének erősségét lefejtő vizsgálatokkal számszerűsítettük. A vizsgálat során T-peel tesztet alkalmaztunk, ahol a keresztfej-elmozdulás függvényében ábrázoltuk a fajlagos lefejtő erő nagyságát.

A kísérletek leírása

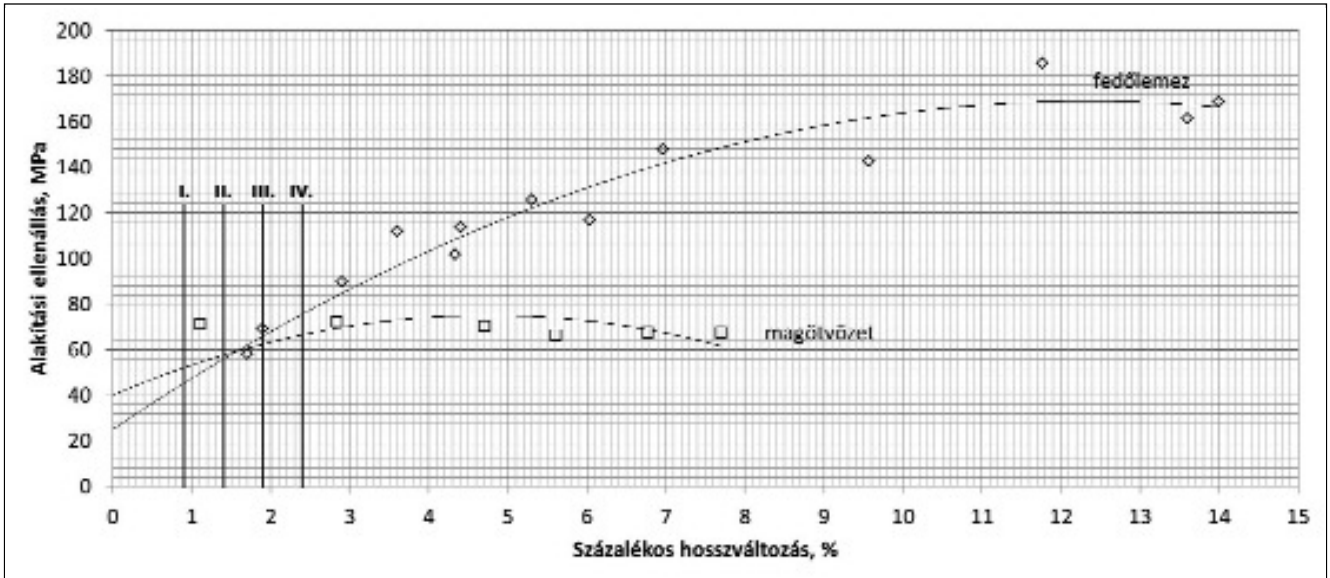
A szűrőterv kidolgozásához elengedhetetlen volt ismerni az alapanyag alakítási szilárdságát a plattírozás hőmérsékletén, ezért melegszakító-vizsgálatok segítségével állandó alakváltozási sebesség mellett meghatároztuk azokat. Korábbi előkísérleteink azt mutatták, hogy az alakítás mértéke nagyban befolyásolja a kötés kialakulását, tapasztalataink szerint túl kicsi és túl nagy alakítás hatására sem alakul ki a kötés. Ezért szükséges volt különböző szűrőtervek kidolgozása, melyekhez ismernünk kellett az alakítási ellenállás változását a különböző vastagságú és anyagú rétegek esetében.

Az alakítási ellenállás a hengerlési erő és a nyomott felület hányadosaként számítható, a hengerlési erő regisztrálásával egy könnyen számítható mennyiség, amely anyagfüggő és az alakítás mértékével arányos. A nyomott felület a darab szélesség és a nyomott ívhossz szorzata. Az így regisztrált mérési pontokra egy görbe illeszthető. A közepes alakítási ellenállás Geleji szerint:

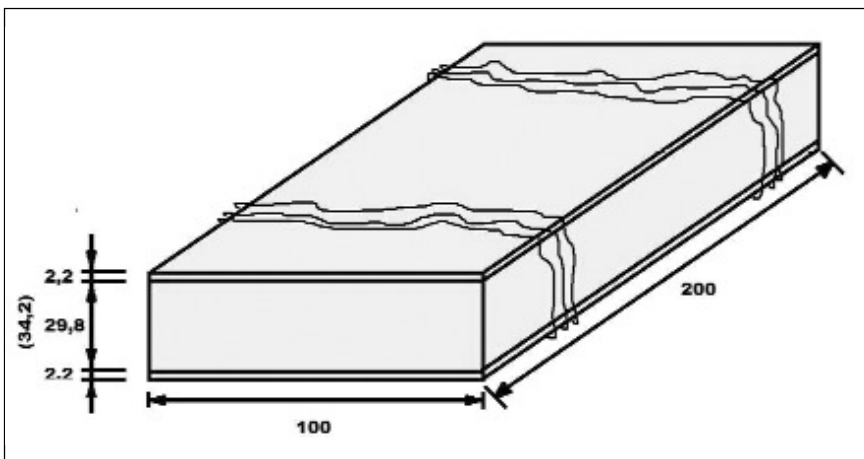
$$k_k = k_{fk} \left(1 + C\mu \frac{l_d}{h_k} \right) \quad (1)$$

Szabó Gábor 2006-ban Gépgyártás-automatizálási Szakirányon végzett a Miskolci Egyetem Gépészmérnöki Karán, majd 2009-ben szerzett anyagmérnöki diplomát a Műszaki Anyagtudományi Kar Hőkezelő és Képlékenyalakító szakirányán, Anyaginformatikai ágazaton. 2010 szeptemberétől nappali tagozatos PhD-hallgató a Kerpely Antal Anyagtudományok és Technológiák Doktori Iskolában. Doktori témája a plattírozott alumínium lemezek gyártástechnológiájának optimalizálása.

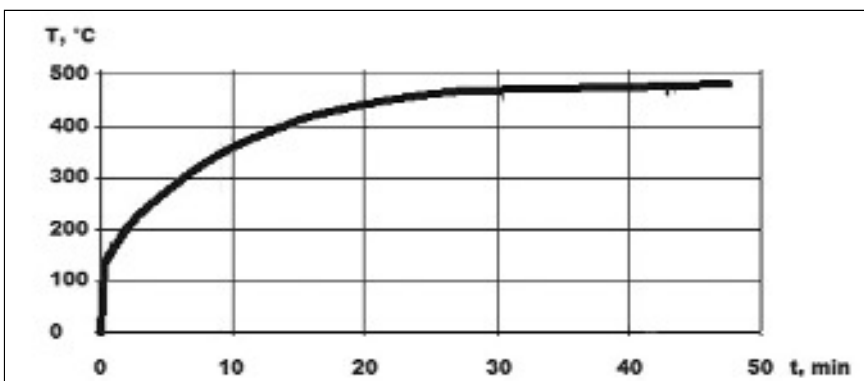
Dr. Mertinger Valéria 1990-ben a Miskolci Egyetem Kohómérnöki Karán fémalakító szakon, fémtani ágazaton, 1994-ben pedig a Kossuth Lajos Tudományegyetemen mérnök-fizikus szakon szerzett oklevelet. PhD-fokozatát 1994-ben szerezte a Miskolci Egyetemen. A Műszaki Anyagtudományi Kar docense, a Kerpely Antal Anyagtudományok és Technológiák Doktori Iskola tisztagja. Témavezetésével eddig két hallgató szerzett PhD-fokozatot. Jelenleg három fő, köztük Szabó Gábor témavezetője.



■ 1. ábra. Alakítási ellenállás a megnyúlás függvényében



■ 2. ábra. A kiinduló pakett méretei



■ 3. ábra. A pakett felmelegedése 500 °C-os kemencében.

nyúlni. Itt kell megjegyeznünk, hogy ezek az értékek az ALCOA Kőfém Kft.-től kapott anyagpárra igazak, azonban ötvözetfajtánként változnak. A 60 MPa kb. 1,5%-os megnyúlásnak – ha a szélesedést elhanyagoljuk – vastagságcsökkenésnek felel meg. A szűrőstervek kidolgozásánál a százalékos megnyúlás értékeket vettük alapul és az ábrán római számokkal jelöltük, az egyes megnyúlásokhoz tartozó szűrősterveket.

Továbbá a szűrőstervek kidolgozásánál nem elhanyagolható az a tény sem, miszerint a darabok a kezdetben tökéletesen illeszkednek egymásra, ezért célszerű a tapasztószűrőket egymás után több lépcsőben megismételni. Ezáltal a kötés nagyobb valószínűséggel kialakul. A hengerlési sebességet úgy kell megválasztani, hogy a felületi nyomás a lehető leghosszabb ideig rendelkezésre álljon, a fedőlemezek nagymértékű elhülése nélkül.

Ezeket és a végállapotban kívánatos vékonyréteg vastagságát figyelembe véve az általunk elkészített kiinduló szendvics geometriai méreteit a 2. ábra, az ehhez használható szűrősterveket az 1. táblázat mutatja. A pakettek elkészítéséhez a fedőlemezeket a megfelelő méretre hidegen hengereltük, míg a magtuskót öntött állapotban marással munkáltuk ki. Jelen tanulmányunkban a felületi érdesség hatásával nem foglalkoztunk. A hengerlés kezdő hőmérsékletét 480 °C-nak, a hengerlési sebességet pedig 5 m/percnek választottuk.

ahol k_{fk} közepes alakítási szilárdság
 C állandó
 μ súrlódási tényező a hengerrésben
 l_d nyomott ívhossz
 h_k közepes darabvastagság

A modellkísérletek során az 1. ábrán jól látható, hogy a fedőlemez alakítási ellenállása folyamatosan nő, míg a magötvözet esetében nem változik. Továbbá látható, hogy 60 MPa alakítási ellenállás alatt a fedőlemez, míg fölötte a maglemez fog jobban

1. táblázat. Szűrastervek a tapasztószűrásokhoz

I. szűrasterv						
Sorsz.	h_{ber} , mm	Δh , mm	h_{kir} , mm	ϵ , %	$\epsilon_{össz}$, %	Kötés?
1.	34,2	0,3	33,9	0,88%	0,88%	✗
2.	33,9	0,3	33,6	0,88%	1,75%	✗
3.	33,6	0,3	33,3	0,89%	2,63%	✗
4.	33,3	0,3	33	0,90%	3,51%	✗
5.	33	0,4	32,6	1,21%	4,68%	✗
6.	32,6	0,4	32,2	1,23%	5,85%	✗
7.	32,2	0,5	31,7	1,55%	7,31%	✗

II. szűrasterv						
Sorsz.	h_{ber} , mm	Δh , mm	h_{kir} , mm	ϵ , %	$\epsilon_{össz}$, %	Kötés?
1.	34,2	0,4	33,8	1,17%	1,17%	✓
2.	33,8	0,4	33,4	1,18%	2,34%	✓
3.	33,4	0,4	33	1,20%	3,51%	✓
4.	33	0,4	32,6	1,21%	4,68%	✓
5.	32,6	0,5	32,1	1,53%	6,14%	✓
6.	32,1	0,5	31,6	1,56%	7,60%	✓
7.	31,6	0,6	31	1,90%	9,36%	✓

III. szűrasterv						
Sorsz.	h_{ber} , mm	Δh , mm	h_{kir} , mm	ϵ , %	$\epsilon_{össz}$, %	Kötés?
1.	34,2	0,5	33,7	1,46%	1,46%	✓
2.	33,7	0,5	33,2	1,48%	2,92%	✓
3.	33,2	0,5	32,7	1,51%	4,39%	✗
4.	32,7	0,5	32,2	1,53%	5,85%	✗
5.	32,2	0,6	31,6	1,86%	7,60%	✗
6.	31,6	0,6	31	1,90%	9,36%	✗
7.	31	0,8	30,2	2,58%	11,70%	✗

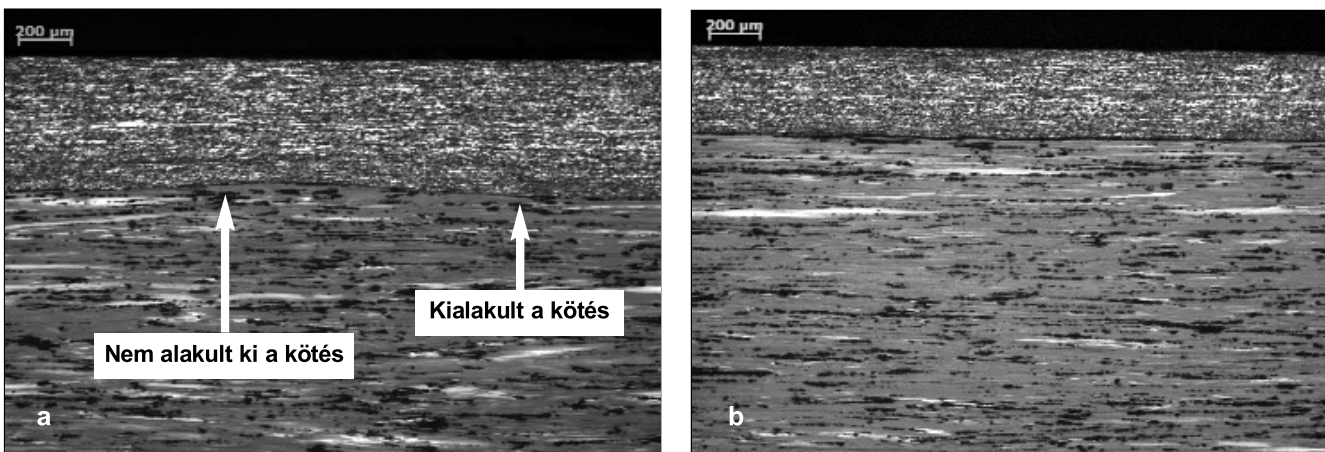
IV. szűrasterv						
Sorsz.	h_{ber} , mm	Δh , mm	h_{kir} , mm	ϵ , %	$\epsilon_{össz}$, %	Kötés?
1.	34,2	0,6	33,6	1,75%	1,75%	✗
2.	33,6	0,6	33	1,79%	3,51%	✗
3.	33	0,6	32,4	1,82%	5,26%	✗
4.	32,4	0,6	31,8	1,85%	7,02%	✗
5.	31,8	0,8	31	2,52%	9,36%	✗
6.	31	0,8	30,2	2,58%	11,70%	✗
7.	30,2	1,2	29	3,97%	15,20%	✗

tuk. A darabok érintkező felületeit a pakett összeállítása előtt denaturált szesszel zsírtalanítottuk. Az összeállított darabok hevítését egy légkeveréses kemencében végeztük. A hőtartás ideje 1 óra volt. A kis méretek és a gyors felületi hőelvonás hatását kiküszöbölendő a darabokat minden tapasztó szűrás után visszahelyeztük a kemencébe visszamelegítés céljából. A visszamelegítés idejét az elérni kívánt hőmérséklet határozta meg. A darabok átmelegedésének időbeni változását a 3. ábra mutatja.

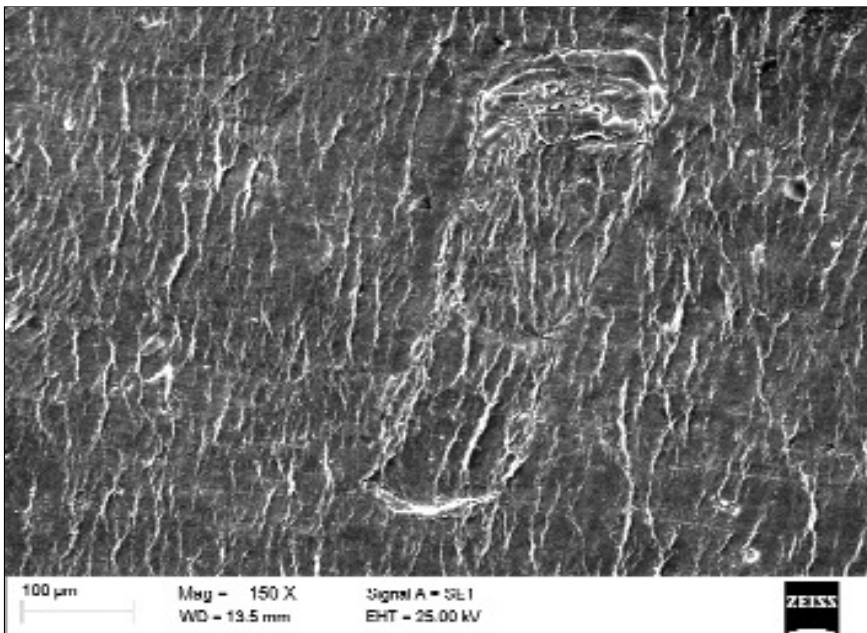
Látható, hogy az egyes szűrastervekben a első szűrások 0,9; 1,2; 1,5 és 1,8% körül mozognak. Az utolsó oszlopban jelöltük, hogy a kötés a

magtuskó mindkét oldalán szabad szemmel látható hiba nélkül kialakult-e. Amennyiben csak az egyik oldalon, vagy szemmel láthatóan nem teljes hosszban, úgy a plattírozást nem tekintettük elfogadhatónak. Látható, hogy a II. szűrasterv biztosította az elvárt kötés kialakulását. Sajnálatos, hogy a többi szűrasterv nem vezetett eredményre. Részben kialakult ugyan a kötés, de a hengerrésből kifutó darabon szabad szemmel is látható kötési hibák keletkeztek, több ízben csak az egyik oldalon jött létre a kötés. Ezeket a lemezeket a szűrastervnek megfelelően továbbhengereve a kötés nem alakult ki. Mivel létrejön a kötés, a rétegek együtt nyúlnak tovább, azon-

ban túl nagy alakváltozás még itt sem engedhető meg, mert a kötés erőssége kicsi, és a rétegek felszakadhatnak. Tapasztalataink szerint, ha az első három szűrásban nem alakul ki a kötés az egyes rétegek között, akkor a továbbhengerezés során sem várható, hogy a rétegek összehegedjenek. Azonban ha kialakul a kötés a rétegek között, és a kötés a kialakulást követő harmadik-negyedik szűrásban nem szakad fel, akkor a továbbhengerezés során sem várható felszakadás. Ezért az ötödik-hatodik. szűrás után az alakítás mértékét folyamatosan szükséges volt emelni, hogy a magötvözetet teljesen áthengerejlük.



4. ábra. Jellegzetes kötési hibák. a.) nem teljes hosszban kialakult kötés. b.) nem alakult ki a kötés



■ 5. ábra. Folyási vonalak a fedőlemezen és egy jellegzetes kötési hiba

Eredmények

Több szűrőterv kidolgozása segítségével meghatároztuk, hogy a kötés kialakulása egy szűk alakítási tartományban megy végbe. Ha az első ún. tapasztósűrítés ennél kisebb, a felületi nyomás nem elegendő a kötés kialakulásához, ha ennél nagyobb, akkor kialakul ugyan a kötés, de a mag nagyobb megnyúlása miatt rögtön fel is szakad. Ebből következik, hogy olyan tapasztósűrítés-tervet kell alkalmaznunk, ahol a fedőlemez megnyúlása nem kisebb a magénál és a felületi nyomás elegendő ideig áll rendelkezésre a fedőlemez jelentős hőmérsékletcsökkenése nélkül.

Az így előállított szendvicslemezeket 0,5 mm vastagságig hengereltük. A hengerlés során minden szűrítés után mintát vettünk, melyekről optikai mikroszkópos és SEM-felvételeket készítettünk. A 4. ábrán néhány jellemző kötési hiba látható. A mintákat Barker marószerszettel marattuk, hogy láthatóvá tegyük a kötési hibák mellett a szemcseszerkezetet is.

Látható, hogy a kötés kialakulása nem hibamentes, ezért a kötés erősségének minősítésére is szükség van, melyet lefejtő vizsgálat segítségével végeztünk. Korábbi tanulmányokban [3] a minősítéshez peel tesztet alkalmaztak. Tapasztalataink szerint a T-peel teszt ugyanúgy alkalmas a kötés erősségének minősítésére,

mint a peel teszt, azonban egyszerűbben és gyorsabban elvégezhető. A vizsgálatok részletes ismertetésével egy másik publikációban foglalkozunk [5].

A plattírozás után a fedőlemezeket a magtuskó két végén 90°-ban, 20 mm sugarú hajlítószerrel segítségével visszahajtottuk, majd szakítógépre fogtuk. A vizsgálat során a keresztfej sebességét 20 mm/perc értékre állítottuk. Az így regisztrált erő értékeket a plattírozás utáni szélességgel elosztva kaptuk a fajlagos lefejtőerő értékét, amely a kötés erősségével arányos.

A lefejtő vizsgálatok után elválasztott felületekről SEM-felvételeket készítettünk, a kötési hibákra fókuszálva. Az 5. ábrán láthatóak a folyási vonalak, valamint egy jellegzetes kötési hiba, mely egy légbeszűrődésre, vagy egy benyomódásra utal.

Megállapítások

Igazolható volt, hogy a kötés csak egy adott alakítási tartományban alakul ki, ennél kisebb tartomány esetén nem elegendő a felületi nyomás a kötés kialakulásához, nagyobb alakítás mellett ugyan kialakul a kötés, de a hengerrészből kilépve az eltérő nyúlásnak köszönhetően részben, vagy teljes egészében rögtön fel is szakad. Hogy minden anyagkombinációra igaz-e a megállapítás, az további

vizsgálatokat igényel. Továbbá igazolható, hogy ha az első néhány tapasztósűrítésben nem alakul ki a kötés, a későbbi szűrések alatt sem várható.

Összefoglalás

A plattírozás ugyan egy régóta ismert és széles körben alkalmazott eljárás, de a technológia egyes részei máig kiforratlanok, ezért a kutatása a mai napig nagyon fontos területe az anyagtudománynak. A megnövekedett vevői igények, az anyagokkal szembeni egyre nagyobb követelmények, folyamatos fejlesztésre kényszerítik az alapanyaggyártókat. Kutatásunk során kidolgoztunk egy olyan modellt, mellyel viszonylag kevés kísérlettel optimálható a plattírozó szűrőterv, valamint kidolgoztunk egy mérési módot, mellyel a létrejött kötés jól és gyorsan minősíthető.

Köszönetnyilvánítás

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

Irodalomjegyzék

- [1] Bay N.: Cold welding. Part I. Characteristic, bonding mechanisms, bond strength, Met Construct (1986) 369–372.
- [2] Wright P. K., Snow D. A., Tay C. K: Interfacial conditions and bond strength in cold pressure welding by rolling. Met Technol (1978) 24–31.
- [3] Eizadjou M., Danesh Manesh H., Janghorban K.: Mechanism of warm and cold roll bonding of aluminum alloy strips. Materials and Design (2009) 4156–4161.
- [4] Zhang W., Bay N.: Cold welding-theoretical modeling of weld formation. Weld J (1997) 417–420.
- [5] Szabó G., dr. Mertinger V.: Plattírozott alumíniumlemezek előállítása során fellépő jelenségek vizsgálata. XIV. Képlékenyalakító Konferencia (2012) 268–274. ISBN 978-963-661-985-5

Őn tűkristály képződés vizsgálata ólommentes forrasztási technológiáknál

Az ólommentes forrasztóanyagok felhasználását sok esetben nem kívánt tűkristály képződés is kíséri. Ezt a folyamatot sok tényező befolyásolja, melyek közül cikkünkben a mechanikai feszültség hatását illetve a csatlakozó felületen lévő ónréteg vastagságának hatását vizsgáltuk, figyelembe véve az oxidációs folyamatokat is. Tapasztalataink szerint mind a mechanikai feszültség emelése, mind a terhelési idő növelése több tűkristályt eredményez a terhelés első négy órájában. Az ónréteg vastagságát kettőről négy mikrométerre emelve átlagosan négyszer több tűkristály képződött, hőkezelés után pedig hatszor kevesebb (a vastagabb oxidréteg hatására).

Bevezetés

Az elmúlt néhány évtizedben az elektronikai ipar termelése jelentős mértékben növekedett, ráadásul az iparág termékei igen gyorsan avultak el a dinamikus technológiai fejlődés miatt. Ezen okok miatt az elektronikus hulladékibocsátás az egész világon megnőtt.

Komoly feladat ennek a folyamatnak a környezetre és az emberi egészségre gyakorolt hatását minimalizálni. Ezt a jelenséget a világ minden részén igyekeznek szabályozni, ami miatt a gyártók kénytelenek átállni a korábban használt ólommentes forrasztási technológiákra [1–5]. Az új rendszerben használt forrasztóötvetek előnyösek a környezetvédelem és az emberi egészségvédelem szempontjából. Viszont az új technológiákra való átállás (mint az esetek döntő többségében) a következő komoly problémákat veti fel:

- Pontosabb folyamatszabályozásra van szükség a rendszerben.
- A nagyobb forrasztási hőmérséklet

kicsivel magasabb energiaköltséget is jelent.

- A forrasztószerszám élettartama jelentősen csökken.
- Az új forrasztóötvetek legjelentősebb alkotóeleme az ón, ami drágább, mint az ólom, ezért az új forrasztóanyag is drágább lesz. Ha olyan ötvözetet használnak, ami ezüstöt is tartalmaz, akkor az árkülönbőség még nagyobb lesz.
- Az új ötvözetek nedvesítőképessége különbözik a hagyományostól.
- A magasabb óntartalom miatt az ón tűkristályok képződhetnek, ez igen jelentős veszélyforrás, ugyanis az egyre csökkenő méretű elektronikai alkatrészekben zavart, rosszabb esetben zárlatot okoznak (5–20% ólomtartalmú forrasztó/bevonatoló ötvözet még tűkristály mentesnek tekinthető) [6–8].

Az előbbi problémák közül a cikkben az ón tűkristály képződésével foglalkozunk. A két leggyakrabban használt anyag az új forrasztási és bevonatolási technológiáknál a réz és az ón. Ezért a kísérleteket az iparból származó ónnal bevont réz alkat-

részeken (csatlakozófelületeken) végeztük el. Célunk volt egy olyan kísérletsorozat elvégzése, amelynek segítségével ismereteket szerezhettünk a csatlakoztatás során fellépő mechanikai feszültség hatására a tűkristályok képződésére és növekedésére vonatkozóan, hogy ezáltal megérthessük a tűkristály képződésének mechanizmusát a csatlakozófelületen, a terhelési idő és a terhelő mechanikai feszültség [9], valamint az ón felületi rétegvastagságának függvényében.

Kísérleti körülmények

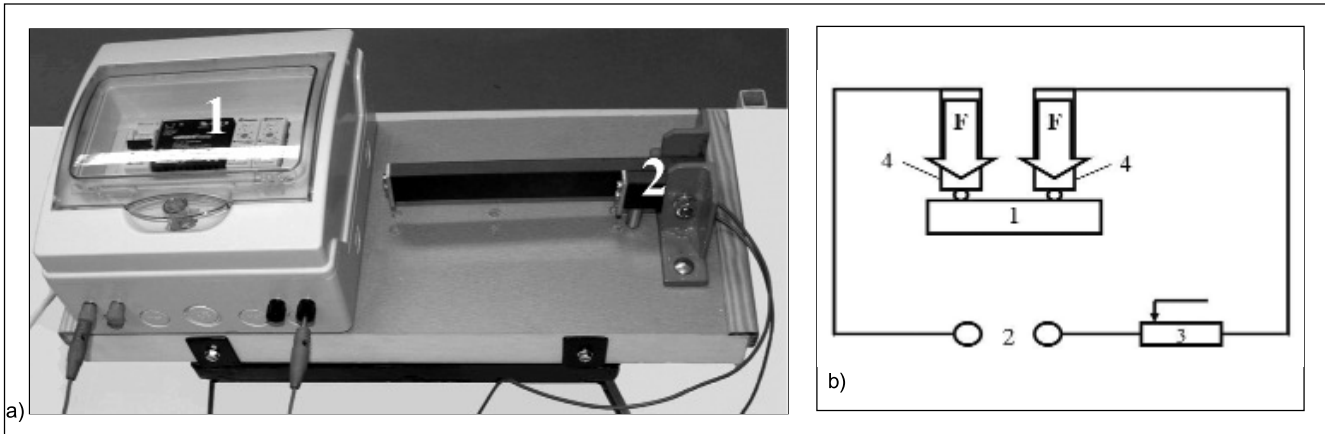
A kísérleti berendezés bemutatása

Hogy reprodukálható módon tudjunk kísérleteket végezni, el kellett készíteni egy speciális berendezést, amellyel képesek vagyunk mechanikai- és elektromos feszültség akár egyidejű vizsgálatára is. A berendezés fényképe az 1. ábrán, a berendezés működésének vázlata és az elektromos feszültség kapcsolási rajza az 1. b. ábrán látható. A megépített készülék a vizsgálni kívánt érintkezők felületén előállított mechanikai feszültséget úgy hozza létre, hogy azt egy 2 mm átmérőjű réz rúddal vagy pedig egy gömbön ($r_1 = 1,5$ mm, illetve $r_1 = 3,5$ mm sugarú acélgolyón) keresztül F erővel terheli. Ebben az esetben a terhelési ponton fellépő mechanikus feszültség a Hertz-feszültség. Hertz-feszültség számítása a gömb-sík érintkezési pontjában:

Radányi Ádám BSc-oklevelet szerzett anyagmérnök szakon (2010), valamint MSc-oklevelet kohómérnök szakon (2012) a Miskolci Egyetemen. 2009 óta foglalkozik az ólommentes forrasztással, 2010-től pedig junior kutató a Miskolci Egyetem Fémteni, Képlékenyalakítási és Nanotechnológiai Intézetében.

Sycheva Anna MSc-fokozatát kémia szakon (2003), PhD-fokozatát elektrokémiából szerezte a (2006) Kubányi Állami Egyetemen (Krasznodar, Oroszország). 2010 óta dolgozik a Miskolci Egyetem Fémteni, Képlékenyalakítási és Nanotechnológiai Intézetében, és 2012-től ezzel párhuzamosan a Magyar Tudományos Akadémia Anyagtudományi Kutatócsoportjában végez pásztázó elektronmikroszkóppal és energiadiszipatív mikroszondával vizsgálatokat.

Gácsi Zoltán 1974-ben szerzett a Nehézipari Műszaki Egyetemen kohómérnöki diplomát, kohásztechnológia szakon. 1974-től tudományos ösztöndíjas gyakornok, 1975-től tanszéki mérnök, 1979-ben szerezte doktori fokozatát, 1993-ban lett a műszaki tudomány kandidátusa. 1988-tól egyetemi adjunktus, 1994-től egyetemi docens, 2004-től a Miskolci Egyetem Anyagtudományi Intézetének egyetemi tanára, a Műszaki Anyagtudományi Kar dékánja, s az MTA doktora. Érdeklődési területei: fémkompozitok előállítása, szerkezetvizsgálat, számítógépes képfeldolgozás és képelemzés.



■ **1. ábra.** A mechanikai és elektromos feszültség vizsgálatára kialakított berendezés fényképe a) 1– egyenáramú tápegység, 2 – lenyomatképző érintkezők; és kapcsolási rajza b) 1 – próbadarab, 2 – egyenáramú tápegység 24V, 3 – változtatható ellenállás, 4 – csatlakozó segédérintkezők

$$\sigma = (1/\pi) \{ [1,5 F E^2] / [r (1 - \lambda^2)]^2 \}^{1/3} = (F^{1/3}) (1/\pi) \{ [1,5 E^2] / [r (1 - \lambda^2)]^2 \}^{1/3} \quad (1)$$

ahol F – a felületeket összenyomó erő; $E = 2 [E_1 E_2 / (E_1 + E_2)]$ a rugalmassági modulus harmonikus középértéke, ha az érintkező anyagok rugalmassági modulusai E_1 és E_2 ; r – a gömb sugara; λ – az érintkező anyagának (jelen esetben az érintkezőt bevonó anyagnak, az ónnak) a Poisson-tényezője.

A vizsgálandó felületekre az F erő „segédérintkezők” által adódik át. A terhelő mechanikai feszültség szabá-

lyozására az F erő változtatása mellett a segédérintkező alakjának változtatásával is van lehetőségünk.

A vizsgált alkatrész bemutatása

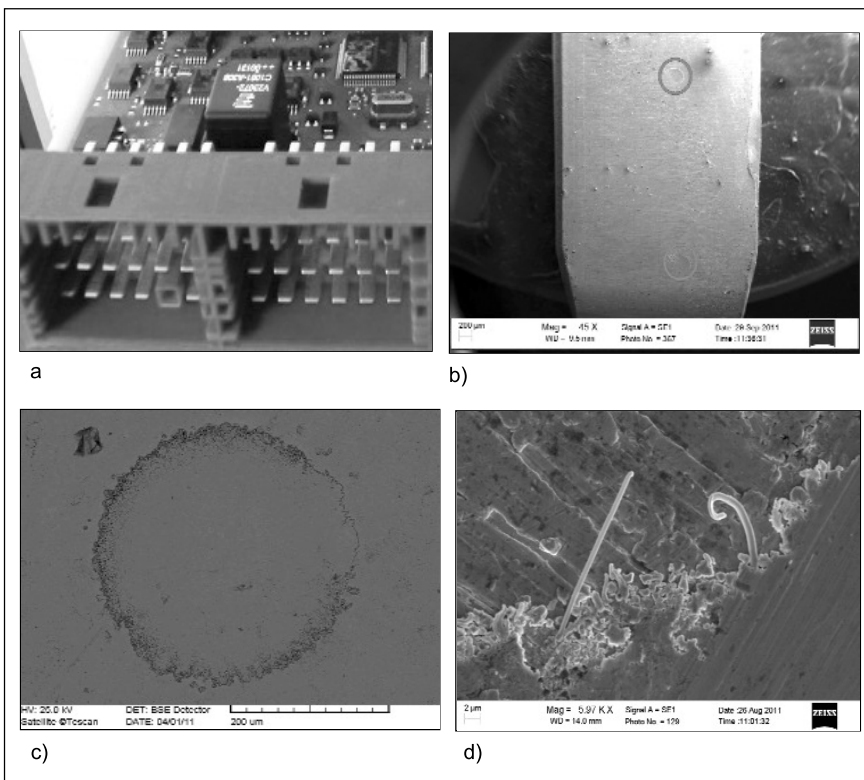
A vizsgált felület egy motorvezérlő berendezés csatlakozó felülete volt (2 a, b ábra). A réz hordozó felületen az ónréteg vastagsága körülbelül 2 mikrométer. Külön kísérletsorozatban megvizsgáltunk egy másik mintát is, ame-

lyen az ónréteg vastagsága 4 μ m volt. A csatlakozó felületek egy berendezésről származnak, így az anyagszerkezeti tulajdonságok közel állandóak, azonban kis különbségek is befolyásolhatják a túkristály képződését.

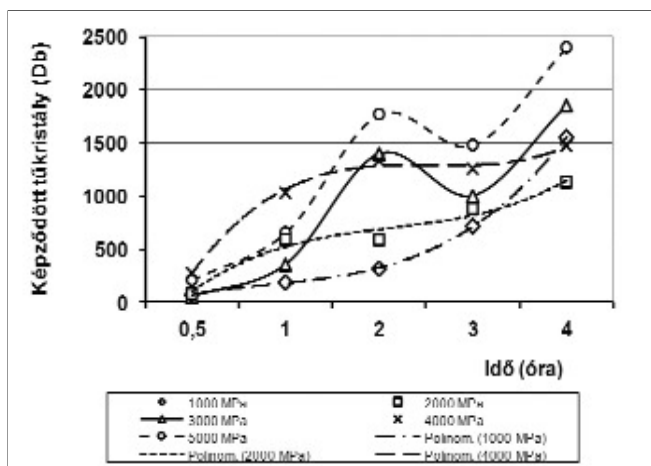
A kísérlet leírása

A kísérletünkben szereplő terhelő mechanikai feszültségeket a korábbi tapasztalatokból határoztuk meg, értékei: 1000 MPa, 2000 MPa, 3000 MPa, 4000 MPa, 5000 MPa. Ebben a kísérletben célunk volt meghatározni azt, hogy a terhelés első néhány órájában milyen intenzíven képződnek és növekednek a túkristályok, ezért a következő terhelési időket alkalmaztuk: 0,5 óra, 1 óra, 2 óra, 3 óra, 4 óra.

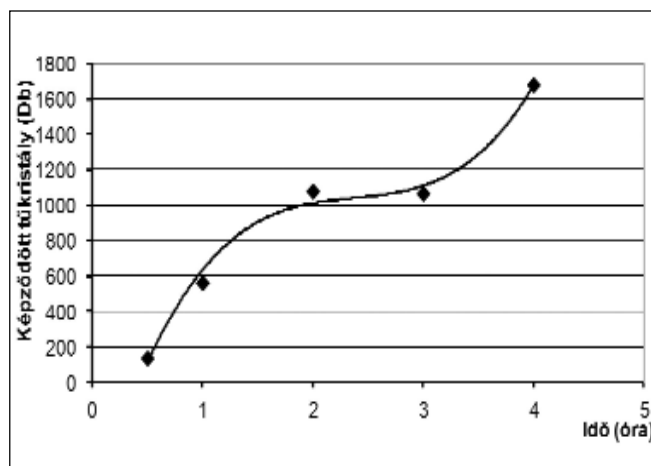
A fenti paramétereket felhasználva 25 darab lenyomatot hoztunk létre, melyekről SEM-felvételek készültek (2 c. ábra). A lenyomatok szabályos kör alakúak és az esetek döntő többségében túkristály az alakváltozott felület határain képződik (2 d. ábra). Részletesebb felvételeket 3000–6000-szeres nagyítással is kellett készíteni, hogy a túkristály csirákat és hosszúságokat pontosan meg lehessen határozni. A hosszúságértékeket egy lenyomaton úgy számítottuk ki, hogy kiválasztottuk az öt leghosszabb túkristályt és annak vettük az átlagát. A külön kísérletben a vizsgált darabot 150 Celsius fokon 1 óráig keresztül hőkezeltük normál atmoszférában azzal a céllal, hogy vastagabb és tömörebb legyen az ón-oxidréteg a felületen. Ez a várakozásaink



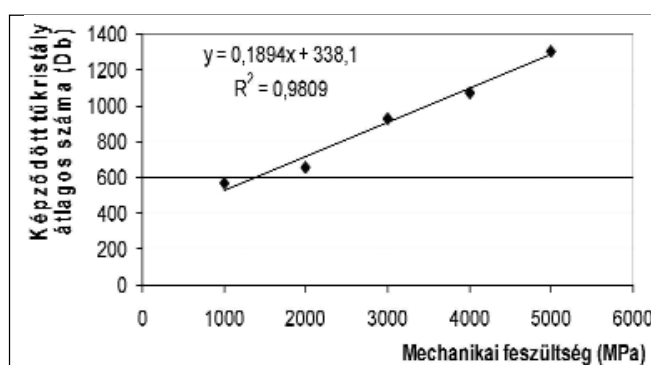
■ **2. ábra.** A motorvezérlő berendezés fényképe (a), és a csatlakozók felülete lenyomatokkal (b), felvétel a teljes lenyomatról (c), valamint a lenyomat egy részletéről (d)



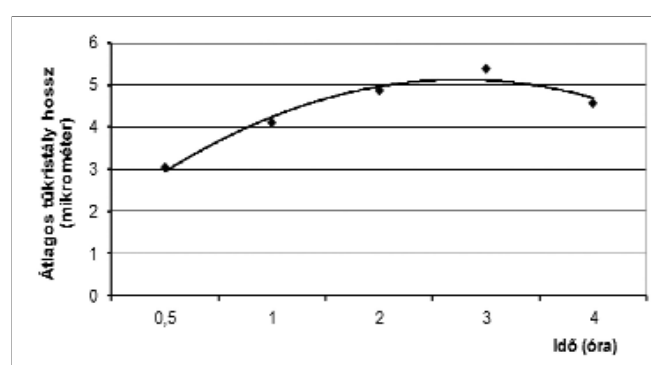
■ 3. ábra. Képződött tűkristályok száma egy lenyomaton az idő függvényében



■ 4. ábra. Képződött tűkristályok átlagos darabszáma az idő függvényében



■ 5. ábra. Képződött tűkristályok átlagos darabszáma a mechanikai feszültség függvényében



■ 6. ábra. Átlagos tűkristály hosszúságok az idő függvényében

szerint gátolja a tűkristály képződését, amint az a szakirodalomban is olvasható [10,11].

Következő kísérletünkben az ónréteg vastagságának hatását vizsgáltuk meg az ón tűkristály képződésére és növekedésére. A fő kísérletben is használt csatlakozófelületen az ónréteg vastagsága 2 μm , míg a másik csatlakozófelületünkön 4 mikrométer. A terhelési idő öt nap volt, míg a terhelő mechanikai feszültség 3000 MPa.

Eredmények

Tűkristály képződés kísérleti eredményei az idő függvényében mechanikai feszültség hatására

Megállapításunk szerint mind a mechanikai feszültség emelése, mind a terhelési idő növelése több tűkristályt eredményez a terhelés első négy órájában. A képződött tűkristály darabszámokat kétféle módon is ábrázoltuk, a terhelési idő valamint a terhelő

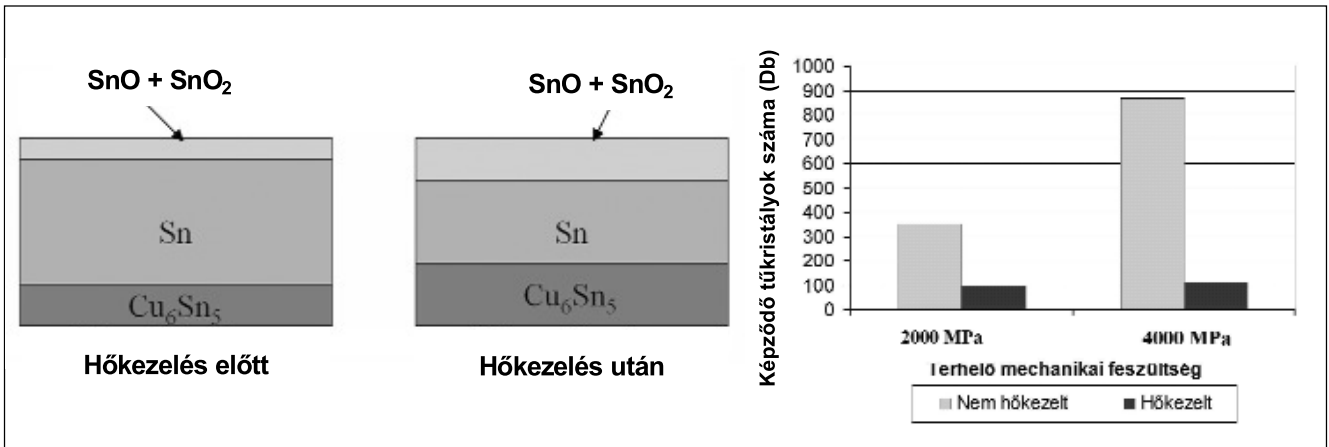
mechanikai feszültség függvényében. A 3. ábrán a terhelési idő hatása látható. Megfigyelhető egy tendencia, ami szerint minél tovább tartott a mechanikai terhelés, annál több tűkristály képződött. Ez alól a 2 órás értékek a kivételek, azon belül pedig a 3000 MPa-os és az 5000 MPa-os. A növekvő tendencia igazolásához átlagoltuk a mérési eredményeket. A 4. ábrán ábrázoltuk egy diagramon az egy terhelési időhöz tartozó tűkristály átlagolt darabszámokat. (Az 1000, 2000, 3000, 4000, 5000 MPa terhelés esetén észlelt darabszámokat átlagoltuk és a kapott átlag értékeket ábrázoltuk az idő függvényében.)

Ebben az esetben is látható egy növekedési tendencia. A legdinamikusabb tűkristály képződés a 0,5–1 órás terhelési idők között tapasztalható, 1 óra alatt háromszor annyi, 4 óra alatt pedig nyolcszor annyi tűkristály képződik, mint fél óra alatt. Szerettük volna a mechanikai feszültség hatását is megvizsgálni, ezért az egy feszültségponthoz tartozó tűkristály

darabszámokat (0,5 órás, 1 órás, 2 órás, 3 órás, 4 órás terhelési idő) átlagoltuk, és az így megkapott értékeket ábrázoltuk a mechanikai feszültség függvényében (5. ábra). Ebből megállapítottuk, hogy közel lineáris a növekedés értéke, és 5000 MPa esetén több mint kétszer annyi tűkristály képződik, mint 1000 MPa esetén (5000 MPa terhelés esetén átlagosan 1300 tűkristály képződött). Az $y = Ax + B$ függvény egyenletében az „A” koefficiens 0,2 körül van. Ez azt jelenti, hogy a mechanikai feszültség 5 MPa-os növekedése esetén eggyel több tűkristály képződés várható.

Következő fontos paraméter a tűkristály hossza. A 6. ábrán lehet látni az átlagos tűkristály hosszúságot az idő függvényében. Egy pontot a diagramon úgy számítottunk ki, hogy az 1000, 2000, 3000, 4000, 5000 MPa-hoz tartozó tűkristály hosszúságokat átlagoltuk.

Itt dominánsnak mutatkozik a növekvő tendencia az idő függvényében, azonban 4 órás terhelés esetén



■ 7. ábra. Hőkezelés hatása az anyagszerkezetre (a), és a képződő tűkristályok darabszámra (b)

már rövidebb tűkristályok képződnek. Általánosságban megállapítható az, hogy minél nagyobb volt a terhelési idő, annál hosszabb volt a képződött tűkristályok átlagos hosszúsága. A fél órás terhelési idő esetében a hosszúság 3 mikrométer, míg 2 órás esetén 5 mikrométer. Ennél nagyobb terhelési idő esetén pedig már nem növekszik lényegesen. Méréseink során a leghosszabb tűkristály 24 mikrométeres volt.

Hőkezelés hatása az ón tűkristály képződésre

A kísérlet során a vizsgált darabot 150 Celsius fokon 1 órán keresztül hőkezeltük normál atmoszférában, tehát az ón-oxid réteg feltehetőleg vastagabb lett, mint a nem hőkezelt esetben.

Hőkezelés hatására három jelenség figyelhető meg (7 a ábra):

- Normál atmoszférában történt a hőkezelés. Ezért az oxidréteg megvastagodik. Ez nehezíti az ón tűkristály képződést;

- Magasabb hőmérsékleten felgyorsul a diffúzió, ezért a Cu₆Sn₅ réteg megvastagodása valószínű;
- Az előbbi két esemény miatt az ónréteg elvékonyodik, így egyrészt kevesebb ón marad az ón tűkristály képzéséhez, másrészt pedig vastagabb lesz az oxidréteg. A szakirodalom szerint minél vastagabb az oxidréteg, annál kevesebb tűkristály képződik [10–12].
- Emelt hőmérsékleten az ón újrakristályosodik, ezért megváltozhat a szemcseszerkezet [13].

A fent említett jelenségek előre láthatólag csökkentik a tűkristály képződést. A hőkezeletlen valamint a hőkezelt darabokat összehasonlítva ez a kísérletek során is igazolódott, ugyanis a hőkezelés hatására átlagosan 1/6-od részére lecsökkent a képződött tűkristályok darabszáma (7 b ábra). 2000 MPa terhelő mechanikai feszültség esetén több mint háromszoros csökkenés tapasztalható, míg 4000 MPa esetén már körülbelül nyolcszoros.

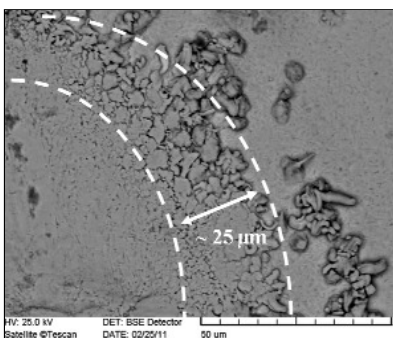
Ónrétegvastagság hatása a tűkristály képződésére

Szakirodalmi adatok szerint, ha megnöveljük az ónréteg vastagságát a felületen, akkor kevesebb tűkristály képződik [8]. Ennek az állításnak a megvizsgálása végett elvégeztünk egy mérést vastagabb ónréteggű csatlakozón is.

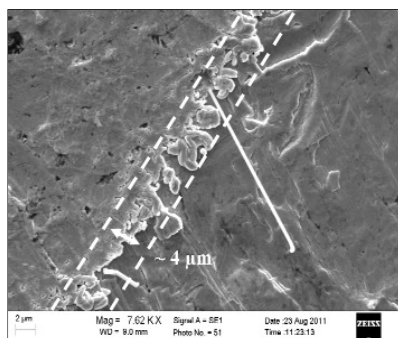
Az előző kísérletekben 2 mikrométer ónrétegvastagságú mintadarabokat használtunk, ehhez a kísérlethez pedig 4 mikron rétegvastagságút. Az eredményeket összehasonlítottuk.

Az ónréteg vastagságának növekedésével a következő lehetséges hatásokat kell figyelembe venni:

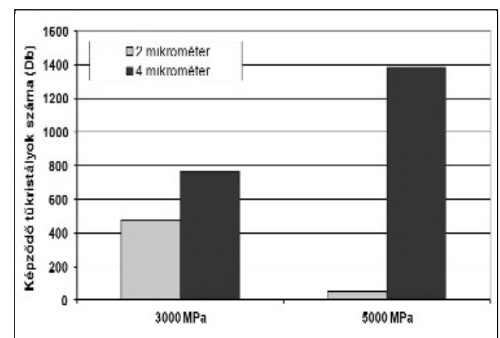
- Vastagabb rétegen a terhelő mechanikai feszültség jobban eloszlik, így kevésbé fejti ki a hatását;
- A rideg Cu₆Sn₅ réteg kevésbé tudja erősíteni a mechanikai feszültség hatását;
- Több ón áll rendelkezésre a tűkristály képződéséhez (kétszeres rétegvastagság, tehát kétszeres mennyiségű az ón).



a



b)



c)

■ 8. ábra. Ón tűkristályok a felületen 4 mikrométeres (a), és 2 mikrométeres (b), ónrétegvastagság esetén, illetőleg a képződő tűkristályok darabszáma (c)

A 8. ábrán jól látható az, hogy a 4 mikrométeres ön-rétegvastagságú mintánkon körülbelül hatszor szélesebb sávban képződnek a túkristályok. A kétszeres rétegvastagság esetén is jelentős mértékű a túkristály képződés a szakirodalmi adatok ellenére (3000 MPa mechanikai feszültség esetén 50%-kal több túkristály képződött 4 mikrométeres ön-rétegvastagság esetén, 5000 MPa terhelésnél pedig már több mint tízszeres a különbség).

A túkristályok átlagos hosszúsága a rétegvastagság növekedésével kisebb mértékben csökken, mint ahogy a darabszám nő (3000 MPa mechanikai feszültség esetén az átlagos hosszúság a 2/3 részére, 5000 MPa esetén pedig a 3/4 részére csökken). Megállapítható, hogy önmagában a rétegvastagság növelése nem elégséges a túkristályok kiküszöböléséhez, de a meghibásodás veszélyét csökkenti (ugyanis csökken a túkristályok átlagos hosszúsága).

Összefoglalás

Elvégeztünk egy kísérletsorozatot, amellyel az volt a célunk, hogy a mechanikai feszültség hatására keletkező ön túkristályok képződését és növekedését megvizsgáljuk. Cikkünkben figyelembe vettük az anyagszerkezeti tényezők hatását is. A kísérletek eredményeként a megállapításaink a következők:

1. Az ön túkristály képződés folyamatát sok tényező befolyásolja, amelyek közül a mechanikai feszültség hatását illetve a csatlakozó felületen lévő ónréteg vastagságának hatását vizsgáltuk, figyelembe véve az oxidációs folyamatokat is.

2. Kidolgoztunk egy mérési módszert, amelynek segítségével reprodukálható módon hoztunk létre lenyomatokat. Ezek segítségével ki tudtuk értékelni a túkristály képződés és növekedés folyamatát.
3. Tapasztalataink szerint mind a mechanikai feszültség emelése, mind a terhelési idő növelése több túkristályt eredményez a terhelés első négy órájában.
4. A terhelő mechanikai feszültség növekedésével megnőtt a képződött túkristályok darabszáma. Például 5000 MPa terhelés esetén átlagosan 1300 túkristály képződött, 1000 MPa esetén pedig 570.
5. A túkristály hosszúság mérésének eredményei azt mutatják, hogy domináns a növekedés a terhelés első három órájában. Fél óra alatt átlagosan 3 mikrométeres túkristályok képződnek, 3 óra alatt pedig 5,5 mikrométer hosszúságúak.
6. Az ónréteg vastagságát 2-ről 4 mikrométerre emelve átlagosan négyszer több túkristály képződött, hőkezelés után pedig hatszor kevesebb (a vastagabb oxidréteg hatására).

Köszönetnyilvánítás

A kutatási munka „A felsőoktatás minőségének javítása kiválósági központok fejlesztésére alapozva a Miskolci Egyetem stratégiai kutatási területein” TÁMOP-4.2.1.B-10/2KONV 2010-0001 projekt keretein belül készült. A szerzők köszönetet mondanak *dr. Rónaföldi Arnoldnak* a kísérleti berendezés megtervezéséért és megépítéséért, valamint *Kovács Árpádnak* a SEM-felvételek elkészítéséért.

Irodalom

1. *M. Abtew, G. Selvaduray*: Materials Science and Engineering 27 (2000) pp. 95–141.
2. *K. – S. Kim, Ch. – H. Yu, J. – M. Yang*: Thin Solid Films 504 (2006) pp. 350–354.
3. *K. – S. Kim, Ch. – H. Yu, J. – M. Yang*: Microelectronics Reliability 46 (2006) pp. 1080–1086.
4. *Y. Nakadaira, S. Jeong, J. Shim, J. Seo, S. Min, T. Cho, S. Kang, S. Oh*: Microelectronics Reliability 48 (2008) pp. 83–104.
5. *T. Shibusaki, J. Wuc, Q. Yu, M. Pecht*: Microelectronics Reliability 48 (2008) pp. 1613–1627.
6. *B. D. Dunn*: Circuit World 2 (1976) pp. 32–40.
7. *G. T. Galyon*: A History of Tin Whisker Theory: 1946 to 2004, IBM eSG Group, SMTAI International Conference, September 26-30, 2004 (Chicago, IL) pp.1–11.
8. *B. – Z. Lee, D. N. Lee*: Acta Materialia 46 (1998) pp. 3701–3714.
9. *Y.-j. Chen, C.-m. Chen*: J. Electronic Materials 38 (2009) pp. 415–419.
10. *T.-h. Chuang*: Metallurgical And Materials Transactions A 38A (2007) pp. 1048–1055.
11. *Sungil Cho, Jin Yu, Sung K. Kang, Da-Yuan Shih*: Journal of Electronic Materials 34 (2005) pp. 635–642.
12. *R. K. Hart*, Proceedings of the Physical Society. Section B 65 (1952) P 12.
13. *S.-j. Shin, J.-j. Kim, Y.K. Son, J. Mechanical Science And Technology 23 (2009) pp. 2885–2890.*

Az OMBKE Fémkohászati Szakosztálya és Egyetemi Osztálya

2012. november 16-án a Miskolci Egyetemen rendezi meg a

XIII. Fémkohász Szakmai Napot

Előzetes program:

14:00–17:00 Szakmai előadások
17:30 Kamarahangverseny
18:00 Szakestély

A részletes programot a szervezőbizottság az érdeklődőknek megküldi.

KARDOS IBOLYA – GÁCSI ZOLTÁN

Színes maratás alkalmazása öntöttvasak szövetszerkezetének jellemzésére

Az öntöttvas szövetszerkezetében számos fázis lehet jelen, a minőség és a hőkezelési eljárások függvényében. A színes maratás lehetőséget nyújt arra, hogy pontosan mérhetővé és azonosíthatóvá váljanak a különböző fázisok, pl. a karbidok. A szövetszerkezetben jelenlévő vas-karbid (cementit) vagy más típusú karbidok nagy hatással vannak az öntvény tulajdonságaira, így annak mennyiségére szigorúak az előírások, főleg az autóiipari öntvények esetén. A színes maratási kísérleteinkben bemutattuk, hogy a karbid kimutatható és egyes reagensek használata során annak mennyisége digitális képfeldolgozással meghatározható. A színes maratási reagensek segítségével más szövetszerkezeti sajátosságok is láthatóvá válhatnak. A vizsgálatok során azt tapasztaltuk, hogy egyes ferrit szemcsék különböző színűre maródnak. Valószínűleg kapcsolatban vannak a szemcsék orientációjával, mivel a különböző orientációjú anódos fázisokon más az interferenciafilm vastagsága és így különböző színárnyalatokban színeződnek el.

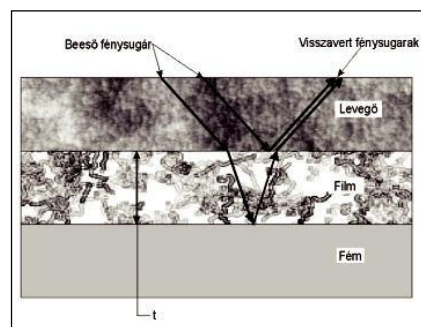
Bevezetés

Az öntöttvas felhasználási területe nagyon széles, köszönhető ez annak, hogy igen változatos szövetszerkezetű és grafit morfológiájú minőségeket állítanak elő, melyek jelentős változatosságot eredményeznek a várható tulajdonságok tekintetében. Az öntöttvas öntvényeknek széles körű a felhasználási területe. Alkalmazzák autóiipari alkatrészek, mezőgazdasági gépek, csövek, szerelvények, láncszemek és kéziszerszámok, vagy akár speciális kopásálló hengerek és görgők alapanyagaként [1]. A grafitnak, mint az öntöttvas szövetszerkezetében jelenlévő rideg fázisnak döntő jelentősége van az öntvény mechanikai tulajdonságai szempontjából. A grafit befolyásoló hatása pedig leginkább annak alakjától függ [2].

Ezért a gyártás során kiemelt jelentőséget kap a grafit alakjának meghatározása. Mindamelllett hangsúlyos szerepe van az öntöttvas szövetszerkezetének is, amely ugyanolyan alakú grafit mellett lényeges különbségeket okozhat a mechanikai tulajdonságokban. A szövetszerkezetben jelenlévő fázisok előhívására különböző maratási eljárásokat alkalmaznak. A leggyakrabban alkalmazott oldódási (korróziós) maratás mellett egyre nagyobb teret nyernek a színes maratási technikák, amelyek segítségével olyan részletek is láthatóvá válhatnak, melyek hagyományos oldódási maratással csak igen nehezen különíthetők el.

Színes maratás alapjai

A színes maratás során alkalmazott marószereket a megfelelő elszínező-



■ 1. ábra. A levegő–film–fém interferenciahatás vázlatos rajza [3]

dés érdekében kémiai úton úgy állítják be, hogy a minta felületén egy stabil, általában 0,04–0,5 μm vastagságú filmet képezzenek. Ezek a vékony filmek oxid, szulfid, komplex molibdát, szelén vagy kromát típusú filmek lehetnek, melyek az interferencia hatásnak köszönhetően különbözőképpen színeződnek. Az interferencia erősen függ a keletkezett film vastagsától, így a passzíváló filmek, amelyek alumínium vagy saválló anyagok felületén jelentkeznek, nem teszik láthatóvá a mikroszerkezetet, mivel túl vékonyak. Az interferencia jelenség annak eredményeként figyelhető meg, hogy a filmréteggel bevont fém felületre beeső fénysugarakat a film felülete és a fém felülete is visszaveri. Ez a jelenség függ a fényforrás levegőben mért hullámhosszától (λ), a film vastagságától (t) és a film törésmutatójától (n). A levegő–film–fém interferenciahatás vázlatos rajza az 1. ábrán látható. Interferencia jöhet létre abban az esetben, ha a két felület által visszavert fény effektív úthossza egymásnak a $\lambda/2$ páratlan számú többszöröse.

Színes maratási reagensek a karbid kimutatására

A színes maratás során az interferen-

Kardos Ibolya 2000-ben szerzett a Miskolci Egyetem Anyag- és Kohómérnöki Karán anyagmérnök diplomát anyagminősítő szakirányon. 2000-től dolgozik az ISD Dunaferri Zrt. Innovációs Igazgatóságán, jelenleg szakértői beosztásban. A Miskolci Egyetem Műszaki Anyagtudományi Kar Kerpely Antal Anyagtudományok és Technológiák Doktori Iskolában 2010-ben szerzett doktori fokozatot. 2011 óta a ME Metallurgiai (ISD Dunaferri) Kihelyezett Intézet Tanszék tanszékvezetője. Szakterülete a metallográfia. **Gácsi Zoltán** szakmai életrajzát lapunk a 29. oldalán közöljük.

cia jelenség hatására különböző színekben jelennek meg a mintában lévő eltérő fázisok. A fémek, ötvözetek széles családja maratható ezzel az eljárással, és nem kivétel ez alól az öntöttvas sem. Az öntöttvas szövetszerkezetében számos fázis lehet jelen, a minőség és a hőkezelési eljárások függvényében. Gyakori feladat például a ferrit mennyiségének meghatározása, amely a metallográfiai laboratóriumokban található egyszerű képelemző szoftver segítségével is megoldható. Probléma akkor merül fel, ha a maratás hatására a világosan (fehér) látszó ferrit mellett más olyan fázis is van, amely szintén világosnak látszik, például a karbid. A színes maratással viszont a különböző fázisok eltérő módon színeződnek, és így lehetőség adódik a fázisok elkülönítésére és azok mennyiségének képelemzővel történő meghatározására. A következőkben néhány, a karbid kimutatására és elkülönítésére alkalmas színes maratási reagenst mutatunk be. (A karbid a szokásos összetételű öntöttvas esetén a cementitet jelenti, egyéb ötvözött esetekben pedig más típusú karbid is lehet.)

Nátrium-metabiszulfid vagy kálium-metabiszulfid és sósav

A színes maratás előtt nagyon fontos lépés a minták előkészítése. A csiszolást követő polírozás során törekedni kell arra, hogy tökéletes felületet hozunk létre. Gyakran sokkal finomabb végpolírozást kell alkalmazni, mint amilyet egy hagyományos, korróziós

maratás során megkívánna a minta felülete. A színes maratás eredményét nagymértékben befolyásolja a felület minősége. Az első két reagens a következő komponensekből áll:

– nátrium-metabiszulfid reagens: 100 ml H₂O, 1 g Na₂S₂O₅, 1 ml HCl (Beraha 0, általunk módosított reagens) [3]

– kálium-metabiszulfid reagens: 100 ml H₂O, 1 g K₂S₂O₅, 1 ml HCl (Beraha 0 reagens) [4].

A legtöbb színes reagensnél a mintát maratás előtt kis mértékben elő kell maratni (ennek célja a csiszolással és polírozással képlekenyen alakított felületi réteg, az úgynevezett Beilby-réteg eltávolítása). Az előmaratáskor általános korróziós marószert alkalmazunk, amelyeket acélok esetén a legtöbb esetben a fázisok előhívására használunk, pl. Pikral (4%-os pikrinsav) vagy 2% Nital.

A kísérletek során a maratási időt változtattuk, és négy különböző időpontban (10, 15, 20 és 25 másodperc) vizsgáltuk meg a mintát. 15 másodperces maratás után megfelelő elszíneződés tapasztalható, de a kálium-metabiszulfid reagensnél még nem alakult ki megfelelően nagy területen a csapadék-réteg. A karbid mind a két reagensnél jól látható, de a kálium-metabiszulfid reagensnél még nem egyenletes a ferriten kialakult csapadék és így helyenként még világosnak látszik. A 2–3. ábrán jól látható, hogy mind a két reagensnél a karbid világos (fehér), így egyértelműen elkülöníthető az alapszövettől.

Megállapítottuk a mikroszkópos és

a makroszkópos vizsgálat eredményeiből, hogy mindkét reagens esetén 25 másodperces maratás után érhető el az optimális eredmény. A 15 másodperces maratáskor a nátrium-metabiszulfitos – általunk módosított reagens – kedvezőbb, mivel a minta felületén nagyobb területen alakult ki csapadék, és így nagyobb a vizsgálható felület.

A reagens nem érzékeny a maratási körülmények változásaira (a minta felületén található szennyeződésekre), ezért robusztusnak nevezhetők. A kidolgozott maratási eljárások könnyen reprodukálhatók, és így bármely metallográfiai laboratóriumban alkalmazhatók [3].

Beraha kadmium-klorid (Beraha CdS) reagens

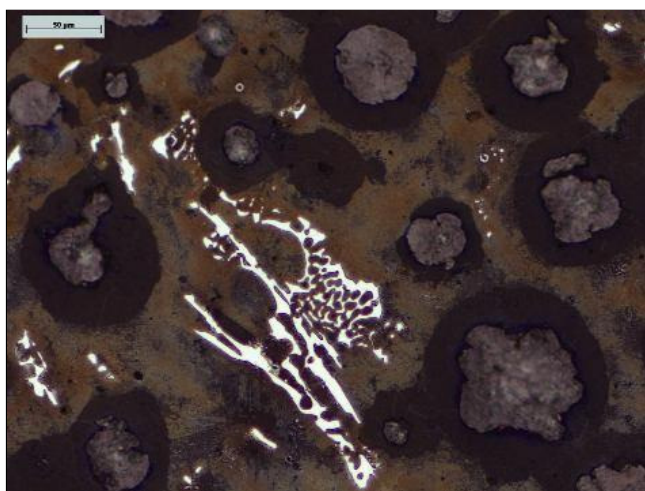
A következő reagens a kadmium-kloridot (CdCl₂) tartalmazó, Beraha nevéhez fűződő marószert. Az összetétele a következő:

– Beraha CdS: 1000 ml H₂O, 240 g Na₂S₂O₃•5H₂O, 20-25 g CdCl₂, 30 g C₆H₈O₇ [4].

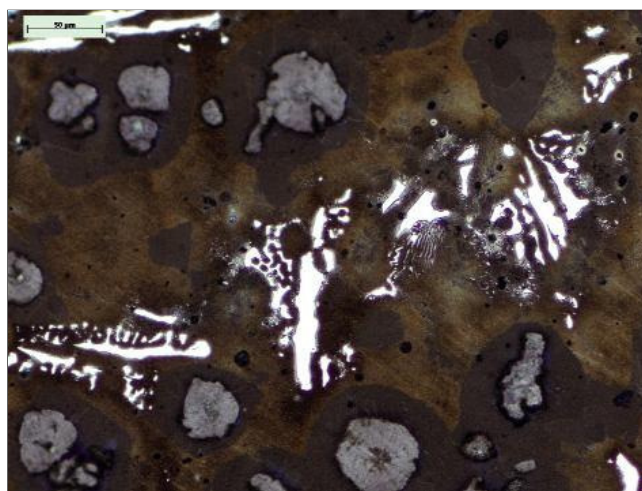
Maratási paraméterek: szobahőmérséklet, 3 másodperces előmaratás Pikrallal, maratási idő 15 másodperc.

A marószert hatására a ferrit fehér, a perlit kék, és a karbid narancssárgás színűnek látszik (4–5. ábra). A fázisok jól elkülöníthetők, és így digitális képfeldolgozás segítségével bármely fázis mennyisége jól meghatározható.

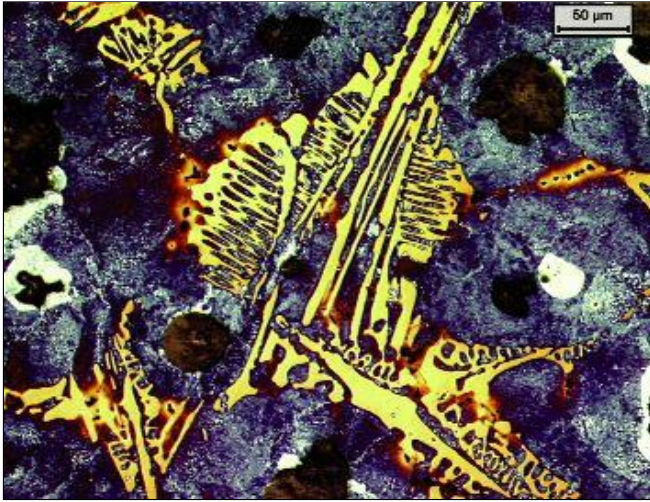
Megállapítottuk, hogy az optimális maratási idő 15 másodperc. A rea-



■ 2. ábra. Öntöttvas szövetszerkezetéről készült fénymikroszkópos felvétel 20 másodperces maratás után. (Eredeti nagyítás: 200x, nátrium-metabiszulfid reagens) [3]



■ 3. ábra. Öntöttvas szövetszerkezetéről készült fénymikroszkópos felvétel 20 másodperces maratás után. (Eredeti nagyítás: 200x, kálium-metabiszulfid reagens) [3]



■ **4. ábra.** Öntöttvas szövetszerkezetéről készült fénymikroszkópos felvétel 15 másodperces maratás után. (Eredeti nagyítás: 200x, Beraha CdS reagens) [3]



■ **5. ábra.** Öntöttvas szövetszerkezetéről készült fénymikroszkópos felvétel 15 másodperces maratás után. (Eredeti nagyítás: 500x, Beraha CdS reagens) [3]

gens rendkívül érzékeny a maratás során fellépő zavaró körülményekre (mint a felületén található szennyeződésekre). A maratási eljárás nehezen reprodukálható [3].

Beraha nátrium-molibdát (Beraha Na-Mo) reagens

Az alkalmazott reagens szintén Beraha nevéhez fűződik, amely a következő komponensekből áll [4]:

- Beraha Na-Mo I.: 100 ml H₂O, 1 g Na₂MoO₄ • 2H₂O, pH 2,5-3,0, a maratási kísérletekben a reagens pH-értéke 3,
- Beraha Na-Mo II.: 100 ml H₂O, 1 g Na₂MoO₄ • 2H₂O, 0,1 g-0,5 g NH₄FHF, pH 2,5-3,5, a maratási kísérletekben a reagens pH-értéke 3 és 0,3 g NH₄FHF-ot használtunk. Maratási paraméterek: szobahőmérséklet, 3 másodperces előmaratás Pikrallal [3].

A reagens hatására a karbid narancssárga színűnek látszik (6–8. ábra).

Megállapítottuk, hogy mindkét reagens hatása azonos, csak a megjelenő színben van különbség. A Beraha Na-Mo I. reagens esetén narancssárga, a Beraha Na-Mo II. reagensnél pedig kékes színű a karbid. A rövidebb maratási időnél a ledeburitban lévő karbid látható, a maratási idő növekedésével pedig egyre jobban láthatóvá válnak a perlit cementit lemezei. A marószerek nem reagálnak érzékenyen a maratási körülmények változásaira [3].

Beraha által módosított Klemm I reagens

A következő maratási kísérleteinkben olyan marószert alkalmaztunk, amelyet Beraha fejlesztett tovább Klemm I reagenséből.

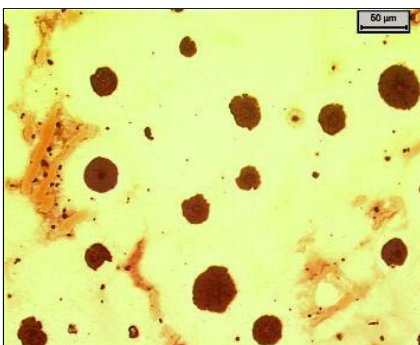
- Klemm I-Beraha 10/3 reagens: 100 ml H₂O, 10 g Na₂S₂O₂, 3 g K₂S₂O₅ [4].

Maratási paraméterek: szobahőmérséklet, előmaratás Pikrallal, maratási idő négy perc.

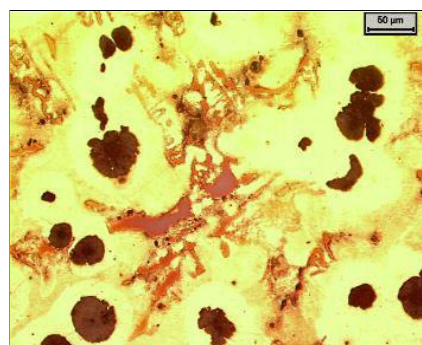
Megállapítottuk, hogy a reagens hatására a karbid fehér, a perlit barnássárga, a ferrit pedig a kék szín különböző árnyalataiban látható. Azok a színes reagensok, melyek az anódos fázist színezik el, érzékenyek a fázisok orientáció különbségére, ezért figyelhető meg az, hogy a ferrit szemcsék eltérő kék színekben jelennek meg (9–10. ábra) [3].

Az öntöttvas ferrit orientációjának meghatározása visszaszórtelektron diffrakcióval (EBSD)

Az anódos fázist elszínező színes reagensok érzékenyek a fázis orientációjára, és ezért a megjelenő színben különbségek érzékelhetők az orientáció függvényében. A Klemm I-Beraha 10/3 reagens alkalmazása során



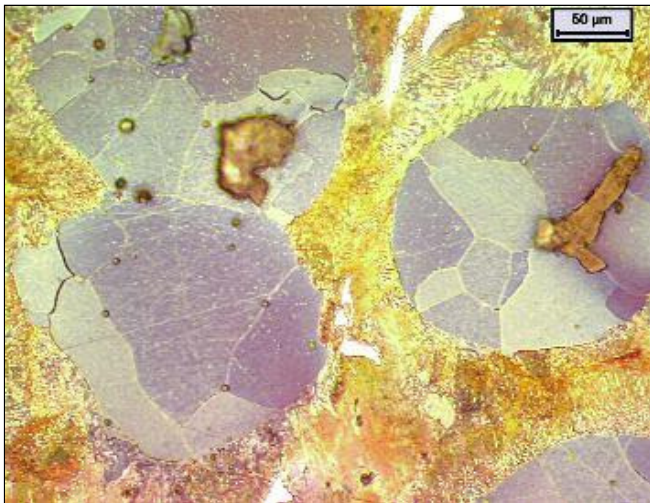
■ **6. ábra.** Öntöttvas szövetszerkezetéről készült fénymikroszkópos felvétel 10 másodperces maratás után. (Eredeti nagyítás: 200x, Beraha Na-Mo I. reagens) [3]



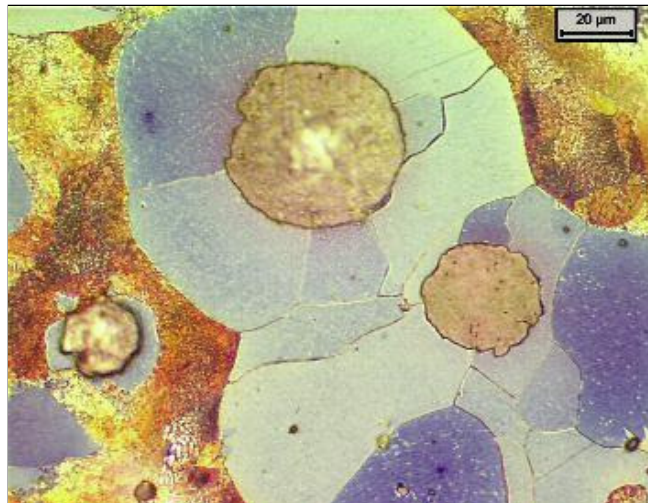
■ **7. ábra.** Öntöttvas szövetszerkezetéről készült fénymikroszkópos felvétel 20 másodperces maratás után. (Eredeti nagyítás: 200x, Beraha Na-Mo I. reagens) [3]



■ **8. ábra.** Öntöttvas szövetszerkezetéről készült fénymikroszkópos felvétel 30 másodperces maratás után. (Eredeti nagyítás: 200x, Beraha Na-Mo II. reagens) [3]



■ **9. ábra.** Öntöttvas szövetszerkezetéről készült fénymikroszkópos felvétel négyperces maratás után (Eredeti nagyítás: 500x, Klemm I-Beraha 10/3 reagens) [3]



■ **10. ábra.** Öntöttvas szövetszerkezetéről készült fénymikroszkópos felvétel négyperces maratás után (Eredeti nagyítás: 500x, Klemm I-Beraha 10/3 reagens) [3]

jól láthatóvá vált orientációs eltérések bizonyítására EBSD-s méréseket végeztünk. A színes maratást a Klemm I-Beraha 10/3 reagensnél megállapított optimális paraméterekkel végeztük el. A maratást követően kiválasztott látóteret karctű segítségével megjelöltük, hogy az EBSD-vel történő vizsgálat során ismét megtaláljuk a látóteret. A színes maratás után a minta felületét 30 percig szilika-géllal políroztuk, hogy a színes maratás hatására kialakult csapadékfilmet és a finom, vékony karcokat eltávolítsuk. A polírozás hatására a bekarcolt jelölés nem tűnt el, mivel ez a végpolírozás nem távolít el vastag réteget a minta felületéről. A vizsgálatot Philips XL 30 pásztázó elektronmikroszkóppal és EDAX TSL EBSD rendszerrel a BME

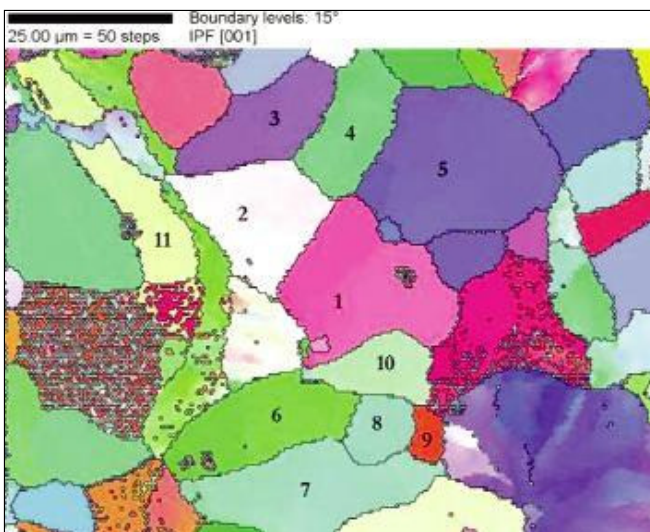
Anyagtudomány és Technológia Tanszéken, dr. Szabó Péter János segítségével végeztük el. A pásztázó elektronmikroszkóp működési paraméterei a következők voltak: 25 KV gyorsító feszültség, 12-13 mm munkatávolság.

Az EBSD mérések során a kijelölt vizsgálati területen minden mérési pontban felvesszük a Kikuchi-vonalakat, majd ezt követően a szoftver elvégzi a vonalak indexelését és elkészíti az orientáció térképet. Az orientáció térkép, vagyis az egyes mérési pontok orientációjának megadása az inverz pólusábra egységháromszögének színkódolásával történik. A kiválasztott terület orientációs térképe és a számozott színes maratott szövetszerkezet fénymikroszkópos

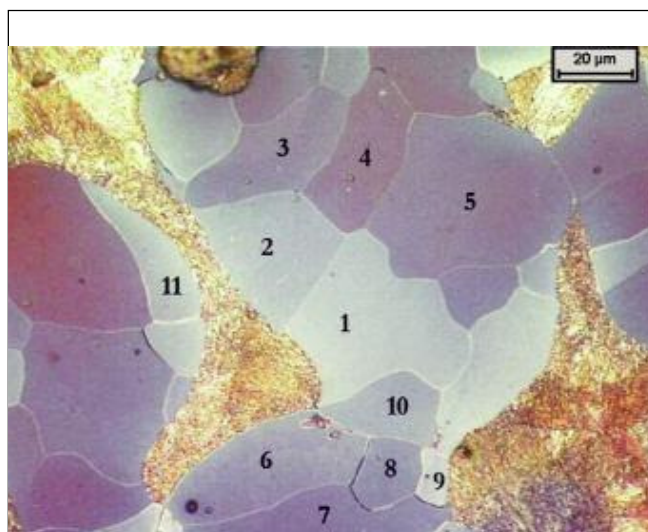
felvétele a 11–12. ábrán található.

A felvételeken megfigyelhetők olyan területek, amelyek nem egy színből állnak, hanem több rendszeresen elhelyezkedő színt foglalnak magukba. Ezek a perlitén elvégzett mérések eredményei, vagy olyan szemcsék mérési eredményei, amelyek valamilyen okból rosszul értékelhetők (szennyeződés, luncker stb.). Láthatók olyan ferrit szemcsék, amelyekben kis mértékben változik a színárnyalat, ez a szemcsén belüli lokális orientációkülönbségre utal. A 12. ábrán beszámozott szemcsék makroszkópikus felületével párhuzamos síkok normálisának iránya az 1. táblázatban található [3].

Ezen síkok közötti szögeltérést a következő képlettel határoztuk meg:



■ **11. ábra.** A vizsgált látótérről készült orientációs térkép [3]



■ **12. ábra.** A vizsgált látótérről készült számozott fénymikroszkópos felvétel. (Eredeti nagyítás: 500x, Klemm I-Beraha 10/3 reagens) [3]

$$\cos\varphi = \frac{h_1 \cdot h_2 + k_1 \cdot k_2 + l_1 \cdot l_2}{\sqrt{h_1^2 + k_1^2 + l_1^2} \cdot \sqrt{h_2^2 + k_2^2 + l_2^2}}$$

A szemcsék színe jól jellemezhető az RGB színrendszerben, ahol a színnek a három alapszín: a vörös (R – red), zöld (G – green), kék (B – blue) összeadásával állíthatók elő, ez tulajdonképpen az additív színkeverés, tehát a három alapszín egyforma intenzitású keverése fehér, hiányuk fekete színt eredményez. Az YUV színtérben egy színt a fényerő vagy luminancia jellel (Y) és két ún. színkülönbségi jel (U és V) segítségével adunk meg. Az $Y=0,299 \cdot R+0,587 \cdot G+0,114 \cdot B$, amelyben az R, G és a B a közepes intenzitású vörös, zöld és kék komponens [3, 5, 6]. A vizsgált szemcsék közötti szögműködés (φ), fényerőkülönbségeket (ΔY) és az R, G, B komponensek különbségeit megvizsgálva meghatározhatók a korrelációs együttható (r) értékei. Az intenzitáskülönbség r értéke 0,51, a vörös komponens különbségének r értéke pedig 0,52. Ennek a két paraméternek legnagyobb a korrelációs együtthatója, amely bizonyos korrelációra utal [3].

A makroszkóposan is megfigyelhető, hogy a sötétebb szemcsék, pl. az 5 és a 6 szemcsék sötétkék színűek (12. ábra), amelyben piros szín is megfigyelhető.

Megállapítottuk, hogy a Klemm I–Beraha 10/3 reagenssel történő színes maratás során a ferrit szemcsék különböző színárnyalatúra színeződtek a közöttük lévő orientáció különbségből adódóan, amelyet EBSD-vel történő mérésekkel lehetett igazolni. Ugyanis a ferrit szemcsék felületi normálisai közötti szögműködés összefüggésben van a kialakult színárnyalattal, s az azt számszerűsítő Y (luminancia) jellel (YUV színtér), illetve az R (vörös komponens) értékével (RGB színtér). Ha nagy a szögműködés, akkor nagy a luminancia, illetve nagy a vörös komponens közötti különbség [3].

Összefoglalás

Az öntöttvasban található grafit szemcsék mellett hangsúlyos szerepe van a szövetszerkezet egyéb elemeinek

is, amelyek ugyanolyan alakú grafit mellett lényeges különbségeket okozhatnak a mechanikai tulajdonságokban. A szövetszerkezetben jelenlévő fázisok előhívására különböző maratási eljárásokat alkalmaznak. A leggyakrabban alkalmazott oldódási (korróziós) maratás mellett egyre nagyobb szerephez jutnak a színes maratási technikák, amelyek segítségével olyan részletek is láthatóvá válhatnak, melyek hagyományos oldódási maratással csak igen nehezen különíthetők el. A színes maratás lehetőségét nyújt arra, hogy pontosan mérhetővé és azonosíthatóvá váljanak a különböző fázisok, pl. a karbidok. A szövetszerkezetben jelenlévő vas-karbid (cementit) vagy más típusú karbidok nagy hatással vannak az öntvény tulajdonságaira, így annak mennyiségére szigorú előírások vannak, főleg az autóiipari öntvények esetén. A maratási kísérleteinkben olyan színes maratási reagensekkel foglalkoztunk, amelyekkel az öntöttvas szövetszerkezetében található karbid kimutatható, és a mennyisége digitális képfeldolgozással meghatározható. A maratási paramétereket kísérletekkel kidolgoztuk, így azok alkalmasak reprodukív módon a karbid jellemzésére [3].

A színes maratási reagensek segítségével más szövetszerkezeti sajátosságok is láthatóvá válhatnak. Az alkalmazott Klemm I–Beraha 10/3 reagens hatására az öntöttvas szövetszerkezetében található ferrit szemcsék különböző színárnyalatokban váltak láthatóvá. Mindez valószínűleg kapcsolatban van a szemcsék orientációjával, mivel a különböző orientációjú anódos fázisokon más az interferenciafilm vastagsága, ezért különböző színárnyalatokban színeződnek el. Az orientációs különbségek bizonyítására EBSD-vel (Electron Back Scattering Diffraction) méréseket végeztünk, amellyel meghatározható a ferrit szemcsék normálisának iránya és így a szemcsék közötti szögműködés. Az eredményekből megállapítottam, hogy a ferrit szemcsék közötti szögműködés összefüggésben van a kialakult színárnyalattal az Y (luminancia) illetve az R (vörös komponens) értékével (RGB színtér) [3].

1. táblázat. A vizsgált látótéren található számozott szemcsék makroszkópikus felületével párhuzamos síkok normálisainak iránya [3]

Szemcsék azonosítói	[hkl]
1	[2 3 9]
2	[5 2 9]
3	[8 7 13]
4	[2 10 9]
5	[5 8 6]
6	[10 1 15]
7	[2 5 6]
8	[5 15 17]
9	[1 0 8]
10	[2 10 7]
11	[4 1 8]

Köszönetnyilvánítás

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] *John Gloag, Derek Bridgwater: A History of Cast Iron in Architecture.* Allen and Unwin, London, 1948.
- [2] *Do ru M. Stefanescu University of Alabama: Properties and Selection: Irons, Steels, and High Performance Alloys, Section: Cast Iron, Classification and Basic Metallurgy of Cast Iron, Vol 1, ASM Handbook, ASM International, 2005., pp. 17–33.*
- [3] *Kardos Ibolya: Digitális képfeldolgozás és színes metalográfia alkalmazása gömbgrafitos öntöttvasak szövetszerkezetének jellemzésére, Doktori értekezés, 2009. Miskolc, Kerpely Antal Anyagtudományok és Technológiák Doktori Iskola*
- [4] *George F. Vander Voort, Buehler Ltd.: Metallography and Microstructures, Color Metallography, Vol 9, ASM Handbook, ASM International, 2007., pp. 1223–1382.*
- [5] *H. D. Cheng: Pattern Recognition* 34, 2001., pp. 2259–2281.
- [6] *Szűcs Tibor: A H. 264 video szabvány bemutatása. Debreceni Egyetem, szakdolgozat, 2008.*

Aerogél tartalmú tűzálló falazatok vizsgálata

Az aerogélek igen nagy fajlagos felületű, nagyon porózus, nyílt cellás belső struktúrával rendelkező szárított gélek, melyek sűrűsége és hővezető-képessége legkisebb a ma ismert szilárd anyagok között, emiatt a legígéretesebb, nagy hatékonyságú szigetelő anyagokként tartják számon. Az aerogélek ezen tulajdonságai vezettek a kemencék tűzálló falazataiban történő felhasználásához. A cikk összefoglalást ad a különböző aerogelekről, majd leírja a Hőker Kft. által gyártott kemencék különböző aerogél- és a kovaföld tartalmú tűzálló falazatainak hőtani szempontból történő vizsgálatát. A vizsgálatok alapvető célja volt a falazatok különböző vastagságaiban mért hőmérséklet értékek összehasonlítása és ez alapján javaslat az alkalmazhatóságra. A vizsgálatok eredményei megmutatták, hogy a 30% aerogél tartalmú tűzállóanyag keverékek alkalmasak kemenceépítésre.

1. Bevezetés

Az első aerogélt 1931-ben Samuel Kistler készítette Kaliforniában. Vízüvegből (Na_2SiO_3 vizes oldatából) gyártott szilika aerogélt. A létrehozott anyagot pontosabb lenne habnak nevezni, azonban az aerogél név terjedt el leginkább. Azóta több, különböző alapanyagból is elő tudtak állítani aerogélt. Az aerogélek különleges tulajdonságaik porózus szerkezetükből következnek. Így például az aerogélek pórusméretétől függ, milyen hullámhosszúságú fényt engednek át. A fokozatos terhelést jól viselik, de hirtelen, nyíró hatásokra könnyen hasadnak. Erősen higroszkóposak, ezért vagy távol kell tartani tőlük a nedvességet, vagy kémiailag szükséges módosítani a szerkezetüket. A fizikai paraméterek és az adalékanyagok megválasztásával gyártáskor szabályozni tudjuk az aerogélek pórusméretét, így akár molekula specifikus szűrőket is előállíthatunk [1]. Csoportosításuk fő alkotójuk szerint történik a következők alapján.

1.1. Szilika aerogél tulajdonságai és előállítása

A világ legkisebb sűrűségű szilárd anyagai. 2003-ban sikerült előállítani $1,9 \text{ mg/cm}^3$ sűrűségű szilika aerogélt (összehasonlításként a levegőé $1,2 \text{ mg/cm}^3$). Ipari méretekben $10\text{--}300 \text{ mg/cm}^3$ sűrűségű, $600\text{--}1000 \text{ m}^2/\text{g}$ fajlagos felületű szilika aerogélt gyártanak. A laza, porózus szerkezetet felépítő elemi részecskék mérete $2\text{--}10 \text{ nm}$, azaz nemcsak a pórusok nanoméretűek, hanem a szilárd vázát alkotó részecskék is. A világ legjobb hőszigetelő anyaga a rendkívül kicsi hővezetőképességének köszönhetően ($0,03\text{--}0,004 \text{ W/mK}$). Kiváló hőszigetelő képessége annak köszönhető, hogy a nanoporózus szerkezet miatt a levegő nem tud körüljárni az aerogél pórusrendszerében. A szilika aerogélek kiváló elektromos szigetelők, erősen nedvszívók és rendkívül kis törésmutatójú anyagok ($1,03$). A nyomószilárdságuk jó, annak ellenére, hogy a laza szerkezetük miatt igen törékenyek.

Előállításuk során először fém-

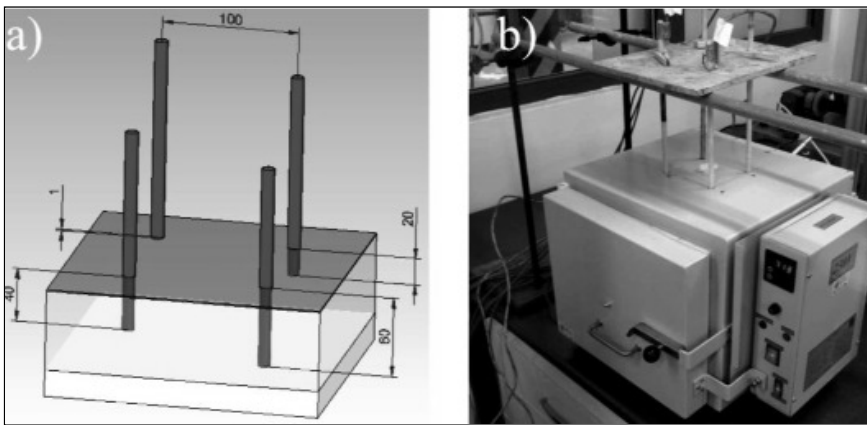
alkoxidokból oldószer felhasználásával gélt készítenek. Ezekben a gélekben a háromdimenziós térháló üregeit nem levegő, hanem oldószer tölti ki. Az alkoxidok gélesítésének két alapfolyamata van: a hidrolízis és a kondenzáció. Alapvetően a gél savanyúsága (pH) határozza meg, hogy a két alapfolyamat közül melyik sebessége lesz a meghatározó, illetve ezek a folyamatok befolyásolják, hogy milyen méretű részecskék és pórusok jönnek létre. Az így létrejövő oldószeres géleket meg kell szárítani, el kell távolítani belőlük az oldószert, úgy, hogy a gélek laza háromdimenziós térhálójára ne omoljon össze, mert csak a laza szerkezet tudja biztosítani a nagy porozitást. Ezt szuperkritikus szárítással érik el, melyben szuperkritikus folyadékra cserélik ki a meglévő oldószert. A szuperkritikus folyadék az oldószercsere után gázként távozik a légköri nyomás és szobahőmérséklet elérésekor.

1.2. Szén aerogélek tulajdonságai és előállítása

A szén aerogélek kovalens kötésekkel összetartott, szénvázú (--C--C--) porózus rendszerek. Két típusuk van: kolloidális ($12\text{--}15 \text{ nm}$ -es részecskék lazán összekötve grafitzalagokkal); illetve polimeres ($7\text{--}9 \text{ nm}$ -es részecskék, melyek kiszélesedett nyakukon keresztül kapcsolódnak egymáshoz). A szén aerogélek előállításának első lépése egy polimer aerogél rendszer készítése, amelynek alapanyagai általában rezorcinol ($\text{C}_6\text{H}_4(\text{OH})$) és formaldehid (CH_2O). Második lépésben a polimer aerogélt $1050 \text{ }^\circ\text{C}$ -on pirolizálják inert, oxigénmentes atmoszférában. A szén aerogélek jellemző paraméterei: pórusméretük általában $2\text{--}50 \text{ nm}$; fajlagos felületük $400\text{--}1000 \text{ m}^2/\text{g}$; sűrűségük $7\text{--}50 \text{ mg/cm}^3$. A szén aerogélek egyik legfontosabb tulajdonsága, amely egyúttal meg is különbözteti a szén aerogéleket a szilika szerkezetektől, az elektromos vezetőképességük. E tulajdonságuk

Ferenczi Tibor okl. kohómérnök 1988-ban végzett a Nehézipari Műszaki Egyetemen metallurgus memókként. Munkahelyei: DIMAG Rt., Hengermű Kft. Jelenleg a Miskolci Egyetem Metallurgiai és Öntészeti Intézetében dolgozik memóktanár beosztásban. Az integrált Metallurgiai és Öntészeti Laboratórium vezetője. Oktatási területei: Pormetallurgia, Különleges hidrát és timföldtermékek, Felülettisztítás, Precíziós Öntészet.

Dobó Zsolt PhD-hallgató és junior kutató a Miskolci Egyetem Energia- és Minőségügyi Intézetében. 2011-ben kohómérnök MSc-szakra szerzett diplomát. Energiagazdálkodással, megújuló- és alternatív energiákkal foglalkozik.



■ **1. ábra.** Kísérleti berendezés a) a hőelemek elhelyezése a tűzálló falazatban, b) a kemence mérés közben

alapján szuper-kondenzátorként alkalmazhatók; 2000–5000-szer kisebb méretűek, mint az ugyanilyen teljesítményű hagyományos kondenzátorok.

1.3. Aerogélek alkalmazási lehetőségei

A szűrő és szeparációs technikai alkalmazásuk szorosan kötődik a pórusos szerkezetükhöz. A gázok, folyadékok át tudnak áramlani az aerogélek pórusain és lyukain, nagyobb molekulák azonban nem, ezért ultra-, mikro-, molekulaszűrőkként, membránokként hasznosítják az aerogéleket. Érdekes alkalmazási példa a víztisztítás, vagy az aerogél-fésűk között átvezetett emberi vérből az AIDS-vírus kiszűrésére folytatott kísérletek. Az egyik legismertebb szeparációs célú felhasználásuk (NASA) a csillagközi porok gyűjtése. A szigeteléstechikai hasznosításuk is elterjedt (épületekben, járművekben: ablakként, szigetelő réteggént). A hűtőszekrényekbe való beépítésüket ipari méretekben a környezetvédők harcolták ki, annak érdekében, hogy az ózonréteget károsító poliuretánhabot kiváltsák [2].

A legfigyelemreméltóbb szigetelőréteggént való felhasználásuk szintén a NASA-hoz kapcsolódik: a Mars Roverben fogják alkalmazni a szilika aerogélt. Már a Mars-béli űrhajósok ruhájának prototípusát is elkészítették. Először 2000 körül állítottak elő hajlékony aerogélt, majd az így létrehozott szálakat különböző anyagokkal keverve az aerogélek alkalmazási területei tovább szélesedtek. Hasznosíthatók katalízisnél katalizátor-

hordozóként, teniszütőkben (növelik a keménységet, a kontrollálhatóságot, rezgéscsillapító hatásúak), gyógyszerhatóanyag célba juttatásra (polimer aerogélek tervezett felhasználási célja), hidrogéngáz-tárolásra (fosszilis fűtőanyagok helyettesítésére hidrogén-meghajtású gépkocsikban, mely a szén aerogélek ígéretes hasznosítási terve), valamint energiatárolásra is (a szén aerogélek az infravörös sugárzásnak csak 0,3%-át tükrözik vissza, mely napenergia-tárolásnál fontos szempont) [2].

2. Kísérleti módszerek leírása

A Hőker Kft. által átadott, azonos típusú kemencék falazatát kovaföld és szilika aerogél meghatározott arányú keverékből készítették úgy, hogy a tűzállófalazatok kovaföld tartalma 0, 10, 30, 50, 100 tömegszázalék volt. A kemence belső terét először kovaföld alapú szigetelőanyag veszi körül. Ezután következik a vizsgálandó szigetelőanyag 6 cm vastagságban, majd a külső acélborítás. A kemencék tetején egy 10 cm élhosszúságú négyzetet jelöltünk ki, melynek sarkain 1 cm átmérőjű furatokat készítettünk. A falazat különböző vastagságaiban uralkodó hőmérséklet mérése érdekében, az elkészített furatokba 0, 20, 40, és 60 mm mélységben, valamint a belső térben K-típusú hőelemeket helyeztünk el. Az *1a ábra* a hőelemek helyét mutatja a falazatban, míg az *1b ábrán* a kemence fényképe látható.

A kutatómunka célja két szerkezetileg egyforma, hagyományos, csak kovaföldből készült és különböző

mértékű aerogélt tartalmazó falazattal ellátott kemence párhuzamos, összehasonlító vizsgálata volt. A mérések során az adatok rögzítését egy ADAM 4000 szériás modulokból összeállított mérő regisztrálóegység végezte. A mérőszoftver 30 másodpercenként rögzítette a hőmérsékletet. A kemencék hőmérséklete 700 °C-ig növekedett, felfűtési idejük minden esetben legalább 5 óra időtartamot vett igénybe. Ezután a fűtés kikapcsolása, majd legalább 1 napos hűlési szakasz következett. A felfűtési adatokból 5 óra, a lehűlési adatokból 15 óra időtartamot rögzítettünk.

Az aerogél alapú tűzállóanyag használatának a magas hőszigetelő képességen túl további fontos előnye, hogy a kovaföldhöz képest kisebb a tömege. A vizsgált különböző keverékek látszólagos (tömörítetlen) sűrűségadatait az *1. táblázat* foglalja össze.

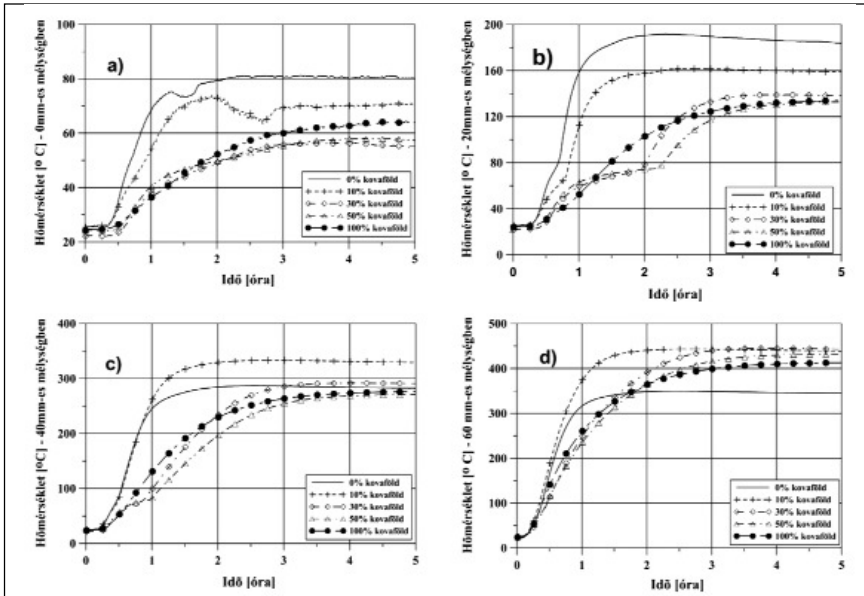
1. táblázat. A sűrűség változása a kovaföld-tartalom függvényében

Kovaföld-tartalom, tömeg%	Sűrűség, g/cm ³
0	78,6
10	102,5
40	154,9
50	180,6
100	243,1

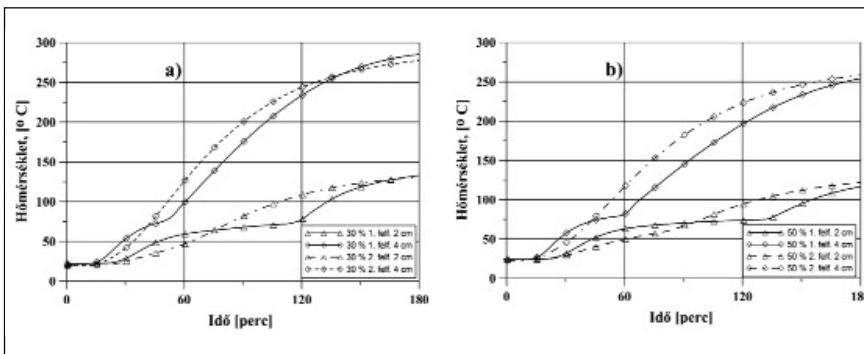
A mérés alapján megállapítható, hogy az alkalmazott aerogél sűrűsége harmada az alkalmazott kovaföldének.

3. A mérési eredmények

Különböző vegyi anyagok hevítésekor az ásványi összetételtől függően számos tömeg- és entalpiaváltozással járó folyamat játszódik le, amely termogravimetriás mérési módszerrel követhető. A minőségi kiértékelés alapja a DTA-görbe, amelyről megítélhető a folyamat jellege (exoterm, endoterm) és a DTA-csúcs hőmérsékletéből következtetni lehet a lejátszódó folyamatra. A tömegváltozással járó folyamatoknál minőségi vizsgálatra használható a DTG-görbe is. A mennyiségi kiértékelésnél meghatározandó a folyamat kezdete és



■ 2. ábra. A hőmérséklet változása az idő függvényében különböző mélységű mérési helyeken I.



■ 3. ábra. A hőmérséklet változása az idő függvényében a különböző mélységű mérési helyeken II.

vége, majd a TG-görbéről leolvasható a tömegváltozás. A hőmérséklet-mérés adatainak az idő, a kovaföld-tartalom és mérés helye szerint rendszerezett értékeit a 2. és 3. ábra foglalja össze.

Az első felfűtési görbéken erős töréspontok figyelhetők meg. A második felfűtés során az észlelt töréspontok kisimulnak (3. ábra). A 2. ábrán megfigyelhető töréspontoknál kb. 70 °C környékén megkezdődik az

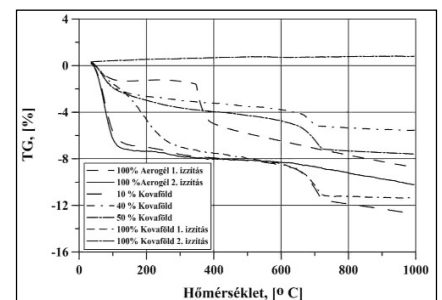
2. táblázat. A derivatogramokból számított tömegvesztés adatai a kovaföldtartalom és a hőmérséklet függvényében

Minta megnevezés	Tömegváltozás, %					
	Hőmérséklet-tartomány, °C					Teljes
	0-200	200-400	400-600	600-800	800-1000	
aerogél +0 (m/m)% kovaföld	1,56	3,74	1,47	1,23	1,01	9,01
aerogél +0 (m/m)% kovaföld ismételt izzítás	7,54	0,66	0,29	0,90	1,01	10,40
aerogél+10 (m/m)% kovaföld	7,22	0,91	0,61	3,35	0,82	12,91
aerogél+40 (m/m)% kovaföld	2,83	0,59	0,55	1,57	0,21	5,75
aerogél+50 (m/m)% kovaföld	3,12	0,98	0,81	2,57	0,25	7,73
100 (m/m) % kovaföld	4,84	2,83	0,93	2,78	0,10	11,48

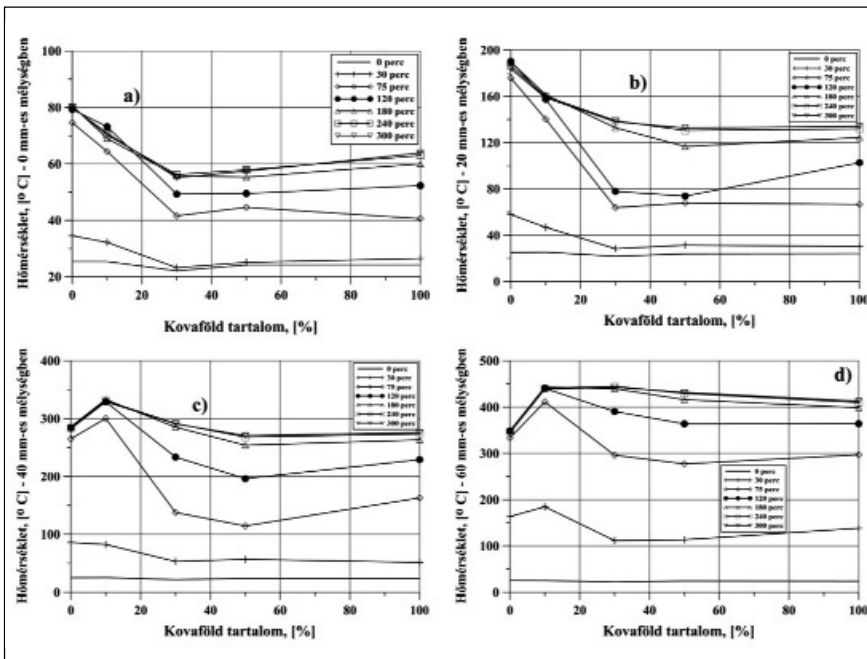
adszorbeált víz eltávozása. A víz párolgása hőelvonással jár, ennek hatására csökken a hőmérséklet, ezért láthatók töréspontok. Ezt a feltételezést igazolják a derivatogrammal készített felvételek is, amelyeken közel 10% víz eltávozás figyelhető meg a 0–200 °C tartományban. A derivatogramok (4. ábra) és a belőlük készített 2. táblázat adatait tanulmányozva megállapítható, hogy minden esetben két határozott hőmérséklet intervallumban történik jelentős tömegvesztés.

A kovaföld izzítási vesztesége közel megegyezik az aerogélével, ismételt (második) izzítás azonban már nem okoz további tömegvesztést. A tiszta aerogél minták esetében közel 10% tömegvesztés volt kimutatható a kezeletlen és az előkezelt aerogél esetében is. Ennél az összetételnél a tömegvesztés hőmérséklet-tartománya a második izzítás esetében lejjebb tolódik, ami azt jelentheti, hogy a második tömegvesztéssel új adszorpcióra képes felület jöhet létre. Az észlelt tömegvesztés függ az aerogél/kovaföld keverési arányától. A legkisebb tömegvesztés a kb. 30% tömeg% kovaföld tartalmú minták esetében volt mérhető. Megállapítható továbbá, hogy minél nagyobb a tűzállóanyag-keverék kovaföldtartalma, annál nagyobb hőmérséklet-különbségek mérhetők a mélység függvényében.

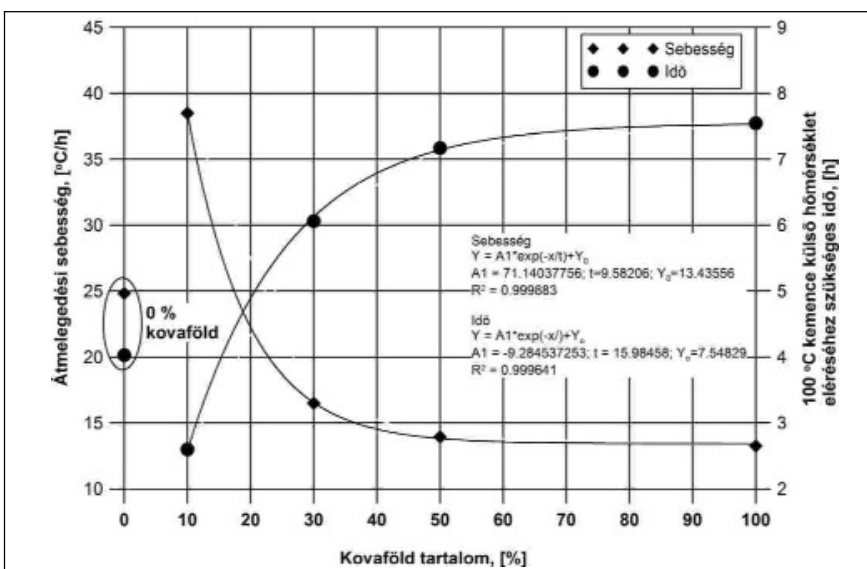
Tiszta aerogél szigetelő falazat esetében a kemence külső felületén nagyobb, 6 cm mélységben pedig sokkal kisebb értékeket lehet mérni a többi más összetételű falazat azonos mélységben mért értékeivel összehasonlítva. Keverék szigetelőanyagok esetében jobb szigetelő hatás figyelhető meg. Az 5. ábra adatai alapján



■ 4. ábra. Termogravimetriás (TG) görbe a hőmérséklet függvényében különböző tűzálló anyagok esetén



■ 5. ábra. Hőmérséklet-változás a kovaföldtartalom függvényében különböző mérési helyek esetén



■ 6. ábra. A kemence átmelegedési sebessége különböző keverékek esetén

megállapítható, hogy a nagy aerogél tartalmú keverékek esetében az aerogél jobb hőszigetelő hatása nem érvényesül.

A 30% (m/m) kovaföld tartalmat elérve az egyes mélységekben már nem nő tovább a zónák hőmérséklete az idő függvényében. A mérési eredmények igazolták, hogy a legkülső zónában a hőmérséklet minden esetben magasabb, mint 40 °C, ami folyamatosan üzemelő kemencék esetében kockázatot jelent.

A felfűtési adatokból látható, hogy

a különböző tűzállóanyag keverékek és azonos kemencetér hőmérséklet esetében a kemence egyensúlyi külső hőmérséklete változik. A vizsgált esetekben (adott kemenceszerkezetnél) a külső (fal) hőmérséklet magasabb, mint az előírt 40 °C. A legnagyobb eltérés a 100% aerogél falzatnál volt kimutatható, de az eltérés már 30% (m/m) kovaföld tartalomnál lecsökken a 100% kovaföldével közel megegyező értékre. A mért adatok alapján meghatározható a kemencék „átmelegedési sebessége”, valamint

a sebesség ismeretében a 100 °C hőmérséklet eléréséhez szükséges idő. Az eredmények a 6. ábrán láthatók.

Látható, hogy a 100%-os aerogél falazat gyors átmelegedését már 30% (m/m) kovaföld adagolás is jelentősen lecsökkenti. Az 1. táblázat adatait felhasználva kimutatható, hogy a javasolt 30% (m/m) kovaföld tartalmú kemencefalazat tömege a fele a 100% kovaföldet tartalmazó falazat hasonló adatának.

4. Összefoglalás

A tiszta aerogél szigetelőanyag nem nyújt elegendő védelmet a konvektív hőáram ellen. 30% (m/m) aerogél tartalmú keverék esetében a legkisebb a melegítés hatására bekövetkező tömegváltozás. Ilyen keverék alkalmazása esetén – az eredetileg tisztán kovaföldet tartalmazó konstrukciójú – kemencék falazatának tömege felére csökkenthető. A felfűtési görbén észlelt töréspontok a vízvesztéssel magyarázhatók. A töréspont megfigyelhető a második felfűtésnél is, azonban, mivel kovaföld esetében ekkor nem mutatható ki tömegváltozás, a töréspont az aerogél szerkezetváltozásával kell, hogy következzen. A mérési eredmények alapján 30% (m/m) aerogél tartalmú tűzállóanyag keverékek használata tűnik célszerűnek.

Köszönetnyilvánítás

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 valósul meg.

Felhasznált irodalom

- [1] Pásztor Balázs: Aerogél a sokoldalú anyag – A megszilárdult füst, Élet és tudomány 63. évf. 47/2008 1482–1483 oldal
- [2] Sinkó Katalin: Aerogél a megszilárdult füst, <http://www.chem.elte.hu/departments/kolloid/szakirany/letoltes/Aerogel.pdf>

Módszer fáradásos repedésterjedésre érvényes tervezési görbék meghatározására és annak alkalmazása nagyszilárdságú acélokhoz

A kutatómunka célja különböző acélok fáradásos repedésterjedéssel szembeni ellenállásának, a fáradásos repedésterjedésre érvényes tervezési görbék meghatározási módszerének bemutatása, majd tervezési görbék meghatározása szerkezeti és nagyszilárdságú acélokra és hegesztett kötéseikre, különböző feltételek mellett. A módszer alapja a vizsgálatok eredményeinek matematikai-statisztikai feldolgozása és a Paris–Erdogan összefüggés. Az eredmények összevetésre kerülnek irodalomban publikált adatokkal. A módszerrel meghatározott tervezési görbék érvényesítik az ésszerű kockázatvállalás és a biztonságra való törekvés kompromisszumát.

1. Bevezetés

A repedéseket, illetve repedésszerű hibákat tartalmazó, ismétlődő igénybevételű szerkezetek, szerkezeti elemek megbízhatóságát a szerkezeti elem és a hibák geometriája, a terhelési feltételek, valamint a szerkezet anyagának fáradásos repedésterjedéssel szembeni ellenállása határozza meg. Abban az esetben, ha hegesztett szerkezetről van szó, akkor a hegesztés körülményei, továbbá a hegesztett kötés tulajdonságai is befolyásolják mind a lokális, mind a globális viselkedést.

Különböző közleményekben [1–3], szabványokban és előírásokban [4–6] található olyan tervezési- vagy határgörbék, amelyek segítik a repedést tartalmazó szerkezeti elemek műszaki-kritikai értékelését, nemcsak adatokkal, hanem módszertanilag [7] is. A határgörbék és a számítások (az értékelések) háttérben két alapvető elem áll, egyrészt a fáradásos repedésterjedési sebesség vizsgálatok eredményeinek sta-

Dr. Lukács János okl. gépészmérnök (1981), okl. hegesztő szakmérnök (1984), a Miskolci Egyetem Gépészmérnöki és Informatikai Karának Mechanikai Technológiai Tanszékén egyetemi tanár. Műszaki egyetemi doktor (1985), a műszaki tudomány kandidátusa (1994), amely alapján PhD-fokozatot kapott (1997), majd habilitált (1999). Szakterülete: anyagvizsgálat, törésmechanika; szerkezetek integritása; csövezetékek.

tisztikai feldolgozása, másrészt a repedésterjedést leíró valamilyen összefüggés, leggyakrabban a Paris–Erdogan összefüggés [8]:

$$\frac{da}{dN} = C \Delta K^n, \quad (1)$$

ahol da/dN a fáradásos repedésterjedési sebesség, ΔK a feszültségintenzitási tényező tartománya, C és n pedig állandók.

A kutatómunka célja kettős, egyrészt különböző acélok fáradásos repedésterjedéssel szembeni ellenáll-

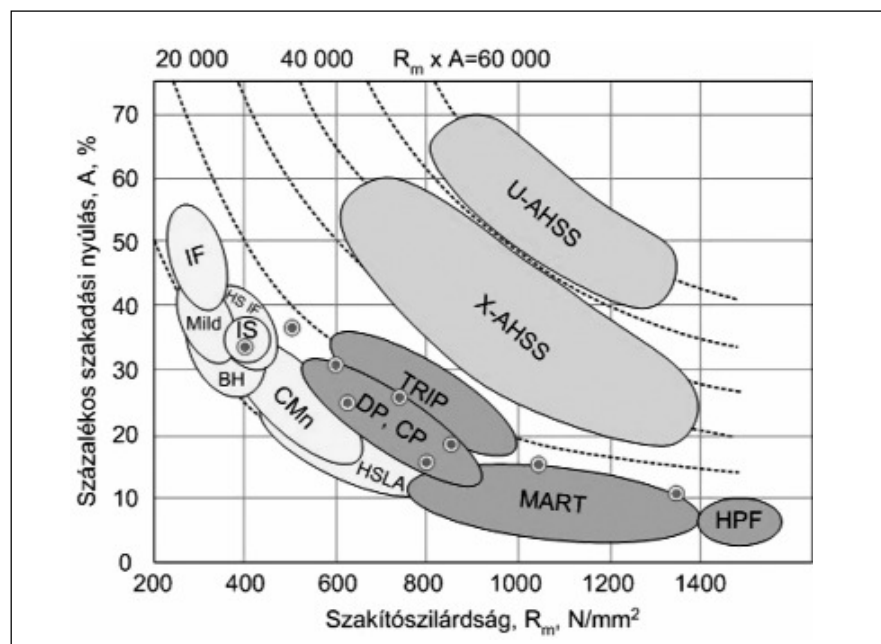
lásának meghatározása; másrészt tervezési görbék [9–10] származtatása különböző szerkezeti acélokhöz, valamint az egyre nagyobb szerephez jutó nagyszilárdságú acélokhöz [11] és hegesztett kötéseikhez, I és I+II terhelésmódokban.

2. Vizsgálatok

A vizsgálatokhoz használt anyagminőségek és hegesztett kötéseik legfontosabb sajátosságait az 1. táblázat, mechanikai tulajdonságait és az azokból származtatott mennyiségeket pedig a 2. táblázat foglalja össze.

A vizsgált anyagminőségeket, az acélok típusait a százalékos szakadási nyúlás-szakítószilárdság ($A-R_m$) kapcsolat [12] alapján bemutató diagramban, az 1. ábra szemlélteti.

Az alapanyagok és a hegesztett kötések vizsgálatára, I terhelésmódban, kompakt szakító (CT), három ponton terhelt hajlító (TPB) és egy oldalon bemetszett szakító (SENT) próbatesteken, a varratfémek vizsgá-



■ 1. ábra. A vizsgált acélok a szakítószilárdság és a százalékos szakadási nyúlás közötti kapcsolatot bemutató diagramban

1. táblázat. A vizsgált anyagminőségek és hegesztett kötéseik legfontosabb sajátosságai

Acéltípus	Anyagminőség	Hegesztő eljárás	Védőgáz	Hozaganyag
mikroötözött	37C	védőgázos ívhegesztés	100 CO ₂	VIH-2
alacsonyan ötvözött	DP-25156	–	–	–
mikroötözött	E420C	védőgázos ívhegesztés	80 Ar + 20 CO ₂	Union K56
nagyszilárdságú	TRIP-28670	–	–	–
nagyszilárdságú	X80TM	védőgázos ívhegesztés	82 Ar + 18 CO ₂	X-90 IG
nagyszilárdságú	QStE690TM	–	–	–
nagyszilárdságú	S960Q	kidolgozás alatt (lásd a Következtetések részt)		
nagyszilárdságú	XABO 1100	–	–	–

2. táblázat. A vizsgált anyagminőségek és hegesztő hozaganyagok mechanikai tulajdonságai (fehér oszlopok) és az azokból származtatott mennyiségek (szürke oszlopok)

Anyagminőség	$R_y^{(1)}$ N/mm ²	R_m N/mm ²	R_y/R_m –	A_5 %	$R_m * A_5$ N/mm ² * %
37C alapanyag	270	405	0,666	33,5	13567
VIH-2 varrat(fém)	410-485	535-585	0,766-0,829	22,0-24,8	≥11770
DP-25156 alapanyag	350-380	790-820	0,427-0,481	12,5-19,8 ⁽²⁾	9875 ⁽²⁾
E420C alapanyag	450	595	0,756	30,7	18266
Union K56 varrat(fém)	≥ 500	560-720	0,694-0,893	≥22,0	≥12320
TRIP-28670 alapanyag	430-490	730-745	0,577-0,671	24,2-28,6 ⁽²⁾	17666 ⁽²⁾
X80TM alapanyag	540	625	0,864	25,1	15687
QStE690TM alapanyag	780	850	0,918	18,3	15555
Böhler X90-IG varrat(fém)	≥890	≥940	≥0,947	≥16,0	≥15040
S960Q alapanyag	1007	1045	0,964	16,0	16112
XABO 1100 alapanyag	1125	1339	0,840	11,0 ⁽³⁾	14729 ⁽³⁾

(1) R_y jelentése R_{eH} vagy $R_{p0,2}$

(2) Ezeknél az anyagminőségeknél A_5 helyett A_{80}

(3) Ennél az anyagminőségnél A_5 helyett A_{97}

latára pedig TPB próbatesteken került sor. A repedések valós szerkezeti elemekben lehetséges terjedési irányainak figyelembevétele céljából, ahol azt a geometriai méretek lehetővé tették, az alapanyagokból próbatesteket munkáltunk ki a hengerlési irányral párhuzamos, az arra merőleges és a vastagság irányban terjedő repedések vizsgálatára. A hegesztett kötéseket esetében a kötés tengelyével párhuzamosan, az arra merőlegesen, valamint a vastagság irányban terjedő repedéseket egyaránt vizsgáltuk, tekintettel a hőhatásövezet különböző zónáira is. A próbatestek ilyen kimunkálása, amely egyfajta fizikai szimulációnként is értelmezhető, biztosította a statisztikai szemléletmód minél teljesebb megközelítését.

A I+II terhelésmódban elvégzett vizsgálatokhoz kompakt szakítónyíró (CTS) próbatesteket használtunk. A próbatesteket a hengerlési irányral párhuzamosan munkáltuk ki, a két terhelésmód arányát a próbatestek befogásának változtatásával

változtattuk [13], így a repedés a hengerlési irányhoz képest különböző szögeket bezáróan terjedt.

A vizsgálatokra a [14] előírás alapján, MTS-gyártmányú, univerzális, elektrohidraulikus anyagvizsgáló rendszeren került sor. A vezérlési mód ΔK -csökkentéses és állandó terhelésamplitúdójú, a terhelés aszszimmetria tényező pedig állandó értékű ($R = 0,1$) volt. A vizsgálatokat szobahőmérsékleten, laboratóriumi közegben és szinusz alakú terhelési függvénnyel végeztük, a terjedő repedést pedig optikai úton és/vagy compliance módszerrel követtük.

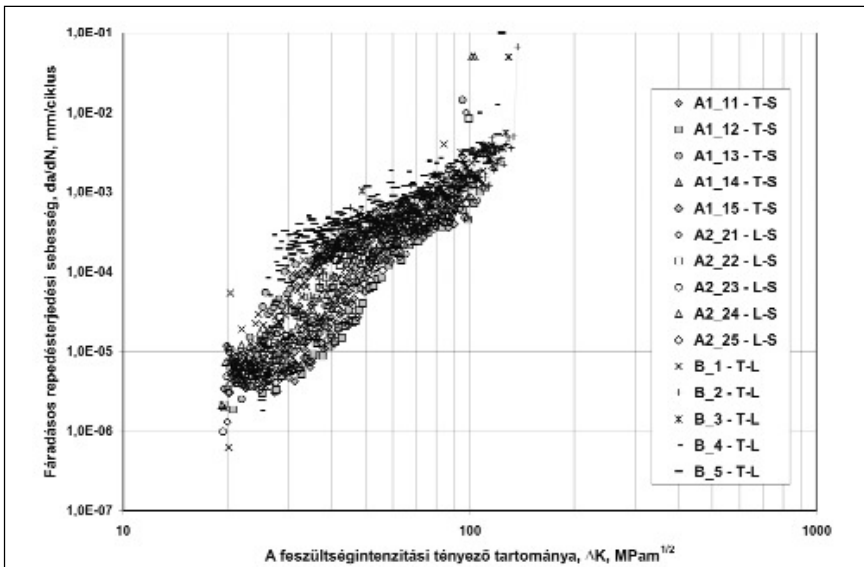
A 2. ábra – példaként – bemutatja a fáradásos repedésterjedés véges differenciák módszerével [14] számított kinetikai diagramjait (fáradásos repedésterjedési sebesség-feszültségintenzitási tényező tartománya, $da/dN-\Delta K$) a vizsgált S960Q alapanyagra. Az ábra jól szemlélteti, hogy az alapanyag fáradásos repedésterjedéssel szembeni viselkedése a vastagság irányában (T-S és L-S ori-

entációk) és a hengerlési irányral párhuzamosan (L-T orientáció) terjedő repedésekkel szemben eltérő.

3. A fáradásos repedésterjedésre érvényes tervezési görbék meghatározása

A fáradásos repedésterjedésre érvényes tervezési görbék meghatározására, jelen közleményben alkalmazott módszer hat lépésből áll.

Első lépés: a fáradásos repedésterjedési sebesség vizsgálatok kiértékelése, vagyis a mérési eredmények meghatározása. A feszültségintenzitási tényező tartománya küszöbértékének (ΔK_{th}) és a Paris–Erdogan összefüggés két állandójának (C és n) meghatározására a [14] előírás alapján került sor. A fáradásos repedésterjedési sebesség értékeket a véges differenciák módszerével vagy a hét ponton átmenő polinomos módszer segítségével számítottam. A ciklikus törési szívósságértékeket (ΔK_{fc}) a töretfelületeken, sztereómikro-



■ 2. ábra. A fáradásos repedésterjedés kinetikai diagramjai az S960Q anyagminőségből készült, különböző orientációjú próbatesteken

szköppel mért repedésméreték felhasználásával határozta meg.

Második lépés: a mérési eredmények statisztikai mintákba rendezése. A mérési eredmények ismeretében anyagminőségként megvizsgáltam, hogy a különböző orientációjú próbatesteken elvégzett vizsgálatok eredményei, mint statisztikai minták, szignifikánsan különböznek-e egymástól, vagy sem. Ennek eldöntésére a Wilcoxon-próbát alkalmaztam, $\varepsilon = 0,05$ kétoldali szignifikanciaszinten [15]. Azokat a mintákat, amelyek szignifikánsan nem különböztek egymástól, összevontam egy közös mintába. Ezek után számítottam a kapott minták legfontosabb statisztikai jellemzőit: átlag, szórás és szórási együttható. A 3. táblázat – ezúttal is példaként – az S960Q anyagminőségre mutatja be az alap és az összevont mintákat, valamint azok jellemzőit. A táblázat adatai megerősítik a 2. ábra kapcsán tett megállapítást.

Harmadik lépés: az eloszlásfüggvény típusának megválasztása. Ebben a lépésben annak vizsgálatára került sor, hogy melyik eloszlásfüggvény alkalmas az összes minta leírására, a műszaki gyakorlatban általánosan elterjedt normális, a fáradástörvizsgálatok értékelésénél használatos logaritmikusan normális és a küszöbparaméterrel bíró háromparaméteres Weibull-eloszlás közül. Erre a célra a Shapiro–Wilk, a Kolmogorov-féle egymintás, valamint a χ^2 -próbákat [15–17] használtam, minden próba esetén $\varepsilon = 0,05$ szignifikanciaszinten. Eredményül az adódott, hogy csak a háromparaméteres Weibull-eloszlás esetében fogadható el az illeszkedés minden mintára, vagyis ez az eloszlásfüggvény alkalmas az összes minta leírására.

Negyedik lépés: az eloszlásfüggvények paramétereinek meghatározása. Ebben a lépésben az

$$F(x) = 1 - \exp\left[-\left(\frac{x - N_0}{\beta}\right)^{1/\alpha}\right] \quad (2)$$

eloszlásfüggvény küszöbparamétereinek (N_0), alakparamétere (α) reciprokának és léptékpáraméterének (β) meghatározására került sor.

Ötödik lépés: az eloszlásfüggvények karakterisztikus értékeinek megválasztása. A meghatározott háromparaméteres Weibull-eloszlásfüggvényekből, az egyes mennyiségek élettartamra gyakorolt hatása alapján, kiválasztásra kerültek a ΔK_{th} , az n és a ΔK_{fc} karakterisztikus értékei. Ezen értékek segítségével megbízható módszer származtatható a fáradásos repedésterjedésre érvényes tervezési görbék meghatározására, a következők szerint:

- a feszültségintenzitási tényező tartományának küszöbértéke, ΔK_{th} , a vonatkozó eloszlásfüggvény 95%-os valószínűséghez tartozó értéke;
- a Paris–Erdogan összefüggés kitevője, n , a vonatkozó eloszlásfüggvény 5%-os valószínűséghez tartozó értéke;
- a Paris–Erdogan összefüggés állandója, C , a két állandó (C és n) közötti korrelációs kapcsolatból számítható érték;
- a ciklikus törési szívósság, ΔK_{fc} , a vonatkozó eloszlásfüggvény 5%-os valószínűséghez tartozó értéke.

Hatodik lépés: a fáradásos repedésterjedésre érvényes tervezési görbék paramétereinek számítása. A meghatározott tervezési görbék paramétereit a 4. táblázat foglalja össze, maguk a görbék pedig a 3. ábrán láthatók. Azokban az esetekben, amikor az egyes orientációkban meghatározott n , illetve ΔK_{fc} értékek szignifikánsan különböztek, a vonatkozó értékek közül a kisebbet kell figyelembe venni.

3. táblázat. Az S960Q anyagminőségen elvégzett fáradásos repedésterjedési sebesség vizsgálatok eredményeiből kapott statisztikai minták

Orientáció	A minta elemszáma	Mérőszám	Mértékegység	Átlag	Szórás	Szórási együttható
T-S	5	n	–	3,959	0,946	0,2390
L-S	5			3,735	0,273	0,0731
T-S és L-S	10			3,847	0,667	0,1734
T-L	5	ΔK_{fc}	MPam ^{1/2}	2,441	0,615	0,2519
T-S	5			100,22	6,685	0,0667
L-S	5			102,68	4,574	0,0446
T-S és L-S	10			101,45	5,553	0,0547
L-T	5			125,11	8,385	0,0670

4. táblázat. A fáradásos repedésterjedésre meghatározott tervezési görbék paraméterei

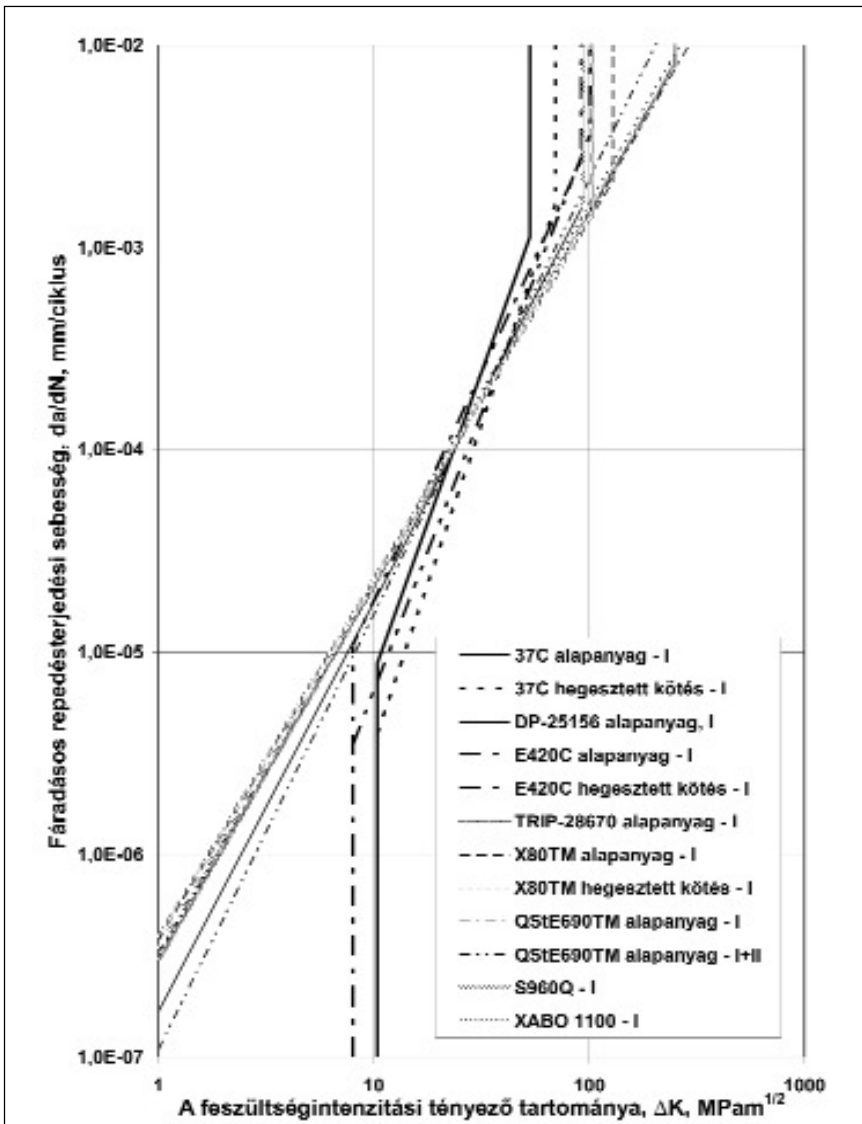
Anyagminőség	ΔK_{th} MPam ^{1/2}	n	C	ΔK_{fc} MPam ^{1/2}
		MPam ^{1/2} és mm/ciklus		
37C alapanyag, I terhelésmód	10,4	2,98	8,22E-09	53
37C hegesztett kötés, I terhelésmód	– (1), (2)	3,6	2,42E-09	70
DP-25156 alapanyag, I terhelésmód	–	2,02	1,68E-07	95
E420C alapanyag, I terhelésmód	8,0	2,26	9,78E-08	92
E420C hegesztett kötés, I terhelésmód	– (1), (3)	2,74	1,16E-08	101
TRIP-28670 alapanyag, I terhelésmód	–	1,84	3,06E-07	250
X80TM alapanyag, I terhelésmód	–	1,78	3,74E-07	129
X80TM hegesztett kötés, I terhelésmód	– (1)	1,86	3,13E-07	–
QStE690TM alapanyag, I terhelésmód	–	1,82	3,27E-07	–
QStE690TM alapanyag, I+II terhelésmód ⁽⁴⁾	–	2,15	1,09E-07	–
S960Q alapanyag, I terhelésmód	–	1,80	3,50E-07	94
XABO 1100 alapanyag, I terhelésmód	–	1,76	4,00E-07	104

(1) A konkrét érték a maradó feszültségek jellegének és nagyságának megítélése után, az alapanyagra meghatározott értékből származtatható

(2) Nyomó maradó feszültségek jelenlétében elvégzett 16 vizsgálat átlaga: $\Delta K_{th} = 16.9 \text{ MPam}^{1/2}$

(3) Nyomó maradó feszültségek jelenlétében elvégzett 4 vizsgálat átlaga: $\Delta K_{th} = 16.3 \text{ MPam}^{1/2}$

(4) ΔK helyett ΔK_{eff} értendő



■ 3. ábra. A bemutatott módszerrel meghatározott, fáradásos repedésterjedésre érvényes tervezési görbék

4. Az eredmények értékelése

A vizsgált anyagminőségek és hegesztett kötéseik esetében mind a feszültségintenzitási tényező tartományának küszöbértéke (ΔK_{th}) mind a Paris–Erdogan összefüggés kitevője (n) a szilárdság növekedésével tendenciájában csökken, a ciklikus törési szívósság (ΔK_{fc}) esetében ilyen jellemző irány nem állapítható meg.

A vizsgált anyagminőségeknél mind a Paris–Erdogan összefüggés kitevője (n), mind a ciklikus törési szívósság (ΔK_{fc}) nagyobb értékű a hegesztett kötések esetében, mint az alapanyagoknál.

A módszer nemcsak a I terhelésmód, hanem a I+II terhelésmód esetén is alkalmazható fáradásos repedésterjedésre érvényes tervezési görbék meghatározásához. Ilyenkor a feszültségintenzitási tényező tartománya (ΔK) helyett annak effektív értékét (ΔK_{eff}) kell használni.

A meghatározott tervezési görbék a feszültségintenzitási tényező tartományának küszöbértékének (ΔK_{th}) környezetében nyitottak. Ennek értelme kettős. Azokban az esetekben, amikor a feszültségintenzitási tényező tartományának küszöbértéke nincs megadva, akkor a vonatkozó irodalmi forrásokban (például [18]) található adatok alkalmazhatók. Hegesztett kötések esetében, akár adott ΔK_{th} értéke, akár nem, a maradó feszült-

5. táblázat. A saját vizsgálatok eredményei átlagértékeinek (fehér sorok) és irodalomban található egyedi adatoknak (szürke sorok) az összehasonlítása

Anyagminőség	R_y	R_m	ΔK_{th}	n	ΔK_{fc}
	N/mm ²	N/mm ²	MPam ^{1/2}	MPam ^{1/2} és mm/ciklus	MPam ^{1/2}
37C	270	405	7,69	3,60	62,70
St38b-2	280	440	5,5	3,7	45
DP-25156	350-380	790-820	–	2,20	261,01
E420C	450	595	5,72	2,55	100,41
H60-3	500	630	5,9	3,8	50
TRIP-28670	500	560-720	–	2,06	320,73
X80TM	540	625	–	2,49	136,57
H75-3	600-680	–	4,3-5,2	2,5-2,7	70-75
QStE690TM	780	850	–	2,39	–
N-A-XTRA 70	810	850	2,7	2,7	88
S960Q	1007	1045	–	2,44	125,11
XABO 1100	1125	1339	–	2,00	116,41

ségek jellegének megítélése és nagyságrendjének becslése után az adott érték módosítható, illetve annak figyelembevételével választandó meg. Nyomó maradó feszültségek esetében ΔK_{th} értéke növelhető, míg húzó maradó feszültségek esetében csökkenteni kell azt.

A számított tervezési görbék a különböző forrásokban megadott tervezési görbék környezetében, illetve azok között helyezkednek el. Ezt az magyarázza, hogy a hivatkozott források nem konkrét anyagminőségekre, hanem szilárdsági tulajdonság intervallumokat kielégítő anyagminőségek összességére adnak meghatároztat. A jelen közleményben szereplő anyagminőségek ezeken az intervallumokon részben kívül esnek (magasabb szilárdságúak), ami egyrészt az alkalmazott módszer megbízhatóságát, másrészt a konkrét anyagminőségekre vonatkozó görbék szükségességét egyaránt alátámasztja.

Az 5. táblázat összefoglalja a saját vizsgálatok eredményeinek átlagértékeit, valamint irodalmi forrásból [19] származó egyedi mérési eredményeket is tartalmaz. A táblázatban közölt adatokból megállapítható, hogy a saját mérések eredményei és az irodalmi adatok összhangban vannak egymással.

5. Következtetések

Az elvégzett vizsgálatok, azok eredményei, az eredmények feldolgozása és az irodalomban található vonatko-

zó adatok, illetve az azokkal elvégzett összehasonlítások alapján az alábbi következtetések fogalmazhatók meg.

– A bemutatott módszer általánosan alkalmazható fáradásos repedésterjedésre érvényes tervezési görbék meghatározására, szerkezeti és nagyszilárdságú acélokhoz és hegesztett kötéseikhez, I és I+II terhelésmódokban. A módszer további anyagminőségekhez – fémekhez és ötvözetekhez (például nyomástartó edények anyagai, alumínium-ötvözetek, ausztemperált gömbgrafitos öntöttvas), illetve nemfémes anyagokhoz (például szilícium-nitrid kerámiák, polimerek, polimer mátrixú kompozitok) – való alkalmazhatóságáról további saját közleményekben [10, 20–23] található információk.

– A [6] előírás bemutatja a fáradásos repedésterjedésre érvényes tervezési görbék olyan típusát is, amely a kinetikai diagram középső tartományát nem egy, hanem két egyenes segítségével írja le. A jelen közleményben vizsgált anyagminőségek, illetve a vizsgálati körülmények ilyen sajátosságot nem mutatnak, így ennek a típusnak az alkalmazására nem került sor.

– A bemutatott és alkalmazott módszer érvényesíti az ésszerű kockázatvállalás (nem a legkedvezőtlenebb esetet vesszük figyelembe) és a biztonságra való törekvés (tudjuk, hogy milyen bizonytalansággal dolgozunk) kompromisszumát.

– A meghatározott, fáradásos repe-

désterjedésre érvényes tervezési görbék segítségével repedést vagy repedésszerű hibát tartalmazó szerkezetek, szerkezeti elemek integritásának megítélését lehetővé tevő, illetve segítő számítások végezhetők.

A számítások az alábbiakra terjedhetnek ki:

- = a terjedőképes és a kritikus (érsd: tönkremenetelt okozó) repedésméret meghatározása;
- = a terjedőképes repedésméret-hez tartozó élettartam meghatározása;
- = a maradó élettartam függvény meghatározása, az azt befolyásoló hatások feltérképezése (paraméter- vagy érzékenységvizsgálat);
- = a maradó élettartam becslése megbízhatóságának megítélése;
- = károsodási paraméter(ek) és károsodási függvény(ek) számítása [24].

– A hegesztett kötésekre vonatkozó vizsgálatokat tovább kell folytatni. Ezek keretében – különösen a nagyszilárdságú acélok esetében – ki kell térni a hegesztéstechnológiára, illetve a hegesztési paraméterekre és azok hatásaira, hiszen azok alapvetően befolyásolják a hegesztett kötések tulajdonságait, illetve megfelelőségét [25, 26].

6. Köszönetnyilvánítás

A több évvel ezelőtt megkezdett kutatómunka a TÁMOP-4.2.1.B-10/2/KONV-2010-0001 jelű projekt része-

ként – az Új Magyarország Fejlesztési Terv keretében – az Európai Unió támogatásával, az Európai Szociális Alap társfinanszírozásával folytatódott, illetve folytatódik.

7. Irodalomjegyzék

- [1] Allen, R. J. – Booth, G. S. – Jutla, T.: Fat. Fract. Eng. Mater. Struct. Vol. 11 (1988) p. 45.
- [2] Allen, R. J. – Booth, G. S. – Jutla, T.: Fat. Fract. Eng. Mater. Struct. Vol. 11 (1988) p. 71.
- [3] Ohta, A. – Maeda, Y. – Kosuge, M. – Machida, S. – Yoshinari, H.: Trans. Jap. Weld. Soc. Vol. 20 (1989) p. 17.
- [4] Merkblatt DVS 2401 Teil 1: Bruchmechanische Bewertung von Fehlern in Schweissverbindungen. Grundlagen und Vorgehensweise (Oktober 1982).
- [5] Det norske Veritas, Classification Notes, Note No. 30.2: Fatigue strength analysis for mobile offshore units (August 1984).
- [6] BS 7910: Guide on methods for assessing the acceptability of flaws in fusion welded structures (1999).
- [7] Merkblatt DVS 2401 Teil 2: Bruchmechanische Bewertung von Fehlern in Schweissverbindungen. Praktische Anwendung (April 1989).
- [8] Paris, P. – Erdogan, F.: Journ. Bas. Eng., Trans. ASME. (1963) p. 528.
- [9] Lukács, J.: Repedést tartalmazó hegesztett kötések megbízhatósága ismétlődő igénybevétel esetén. Kandidátusi értekezés, Miskolc-Budapest, 1992.
- [10] Lukács, J.: Publ. Univ. Miskolc, Series C. Mech. Engng. Vol. 46 (1996) p. 77.
- [11] Balogh, A. – Török, I. – Gáspár, M. – Juhász, D.: Journ. Prod. Proc. Syst. Vol. 6, No. 1 (2012) p. 79.
- [12] Tisza, M.: in: Műszaki tudomány az észak-alföldi régióban 2010 Konferencia Előadásai, Debreceni Akadémiai Bizottság Műszaki Albizottsága, Debrecen, (2010) p. 1. (ISBN 978-963-7064-24-1)
- [13] Lukács, J.: in: Proceedings of the Sixth International Fatigue Congress (FATIGUE'96). Eds.: Lütjering, G. – Nowack, H. Elsevier Science Ltd., Vol. II (1996) p. 1189.
- [14] ASTM E 647: Standard test method for measurement of fatigue crack growth rates (1988).
- [15] Owen, D. B.: Handbook of statistical tables. Vychislitel'nyjj Centr AN SSSR, Moskva, 1973. (Orosz nyelven).
- [16] Vincze, I.: Matematikai statisztika ipari alkalmazásokkal. Műszaki Könyvkiadó, Budapest, 1975.
- [17] Balogh, A. – Dukáti, F. – Sallay, L.: Minőségellenőrzés és megbízhatóság. Műszaki Könyvkiadó, Budapest, 1980.
- [18] Taylor, D.: A Compendium of Fatigue Thresholds and Growth Rates. EMAS Ltd., Warley, 1985.
- [19] Bruchmechanische Werkstoffcharakterisierung. Ed.: Blumener, H. Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig, 1991.
- [20] Lukács, J.: in: Pipeline Technology. Ed.: Denys, R.. Proceedings of the 3rd International Pipeline Technology Conference, Elsevier Science B. V., Vol. 2 (2000) p. 127.
- [21] Török, I.: Publ. Univ. Miskolc, Series. C, Mech. Engng. Vol. 46 (1996) p. 33.
- [22] Lukács, J.: in: FATIGUE 2002. Ed.: Blom, A. F. Proceedings of the Eighth International Fatigue Congress, EMAS, West Midlands, Vol. 3/5 (2002) p. 1179.
- [23] Lukács, J.: Mater. Sci. Forum Vols. 414-415 (2003) p. 31.
- [24] Lukács, J.: in: Metal Structures – Design, Fabrication, Economy. Eds.: Jármai K. – Farkas, J. Millpress, Rotterdam, (2003) p. 33.
- [25] Gáspár, M. – Balogh, A.: in: The Publications of the XXVI. microCAD International Scientific Conference, University of Miskolc, Miskolc, (2012) CD-Rom. (ISBN: 978-963-661-773-8)
- [26] Gáspár, M. – Balogh, A.: in: 26. Hegesztési Konferencia és Hegesztéstechnikai Kiállítás Kiadványa, Óbudai Egyetem, Budapest, (2012) p. 173.

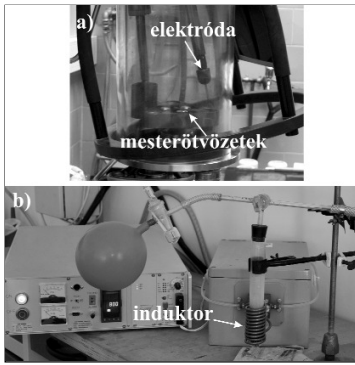
TOMOLYA KINGA – JANOVSKY DÓRA – SVÉDA MÁRIA – ROÓSZ ANDRÁS

Amorf ötvözetek előállítási lehetőségei az MTA-ME Anyagtudományi Kutatócsoportban

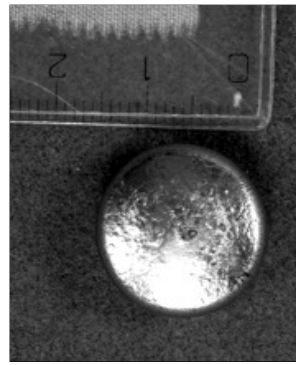
A cikk a Miskolci Egyetemen lévő Anyagtudományi Kutatócsoport kutatási területébe nyújt betekintést. A kutatócsoportban amorf és (nano)kristályos ötvözetek létrehozásával és vizsgálatával foglalkozunk. Három jelentős előállítási technikával dolgozunk, így öntéssel tömbi amorf fémet, őrléssel amorf vagy amorf/kristályos porokat és lézeres felületkezeléssel amorf/nanokristályos réteget állítunk elő. Bemutatjuk az alkalmazott berendezéseket és összegezzük a darabok készítésénél és vizsgálatánál felmerült tapasztalatokat és eredményeket.

Bevezetés

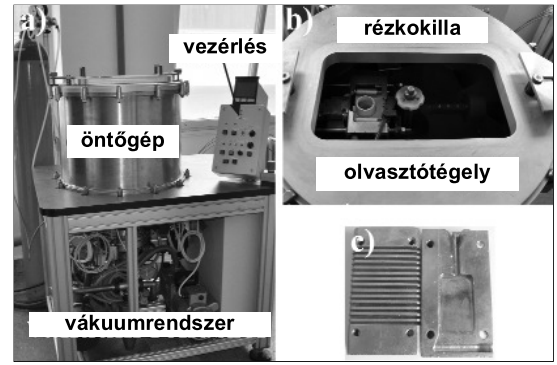
A használati fémötvözetek köztudottan kristályos szerkezetűek. Léteznek azonban olyan fémes elem kombinációk (ötvözetek), amelyek bizonyos behatás következtében nem rendelkeznek a már jól ismert szerkezettel, hanem amorf szerkezetűek. Színfém-



■ 1. ábra. Olvasztóberendezések fényképei a) ívfényes b) indukciós



■ 2. ábra. A mesterötvözet képe



■ 3. ábra. Centrifugál öntőgép fényképe

ből eddig nem sikerült amorf szerkezetet létrehozni, ahhoz legalább két alkotó szükséges. Az amorfizálható ötvözetek minél több elemet tartalmaznak, annál könnyebben lehet létrehozni ezt a termodinamikailag instabil állapotú szerkezetet. Az első amorf ötvözeteket vékony réteg és szalag formájában állították elő, maximum 50-60 μm vastagságúak voltak. Az utóbbi 20 évben kezdődött az ún. tömbi amorf ötvözetek (bulk amorphous alloy: BMG) előállítása. Ezeket nevezzük második generációs amorf ötvözeteknek. A kutatók és a felhasználók hamar rájöttek, hogy ezek a fémek kitűnnek tulajdonságaikkal az ugyanolyan összetételű kristályos ötvözetekből. Az egyedi mechanikai, kémiai és mágneses tulajdonságaik miatt méltán kerültek a kutatások középpontjába. Az alapfém tekintve beszélhetünk Mg-, La-, Zr-, Fe-, Co-, Ni-, valamint Cu-alapú tömbi amorf ötvözetekről. Tömbi amorf fémeket először a hadiipar számára készítettek, majd ezt követte az elektronikai ipar és az ékszeripar. A hadiipar számára készült termék a cirkónium bázisú alapanyagból készült nyílhegy, az elektronikai ipar

számára a Zr/Ti alapanyagú „okos telefon” tokok, borítások és az óratokok is. Valamennyi említett felhasználási terület a kitűnő szilárdságot (háromszor akkora, mint a kristályos titáné), karcállóságot és korrózióállóságot követeli meg az anyagtól, amelyet a tömbi amorf fémek teljesíteni tudnak. További információ olvasható a www.liquidmetal.com honlapon.

A legtöbb tömbi amorf ötvözet azonban törekeny, rideg, amelyért elsősorban az atomok kismértékű mozgékonyosságát lehet okolni. Ez a törekenység többféle módon javítható. Egyrészt ötvözéssel, például ha a Cu-Zr ötvözethez alumíniumot adagolunk, akkor a szívósság növelhető. Másrészt akkor szívósabb az amorf ötvözet, ha valamilyen módon kristályos részek vannak az amorf mátrixban. Ezek a jellemzően néhány (tíz-)nanométertől mikrométer nagyságrendig terjedő méretű kristályos részek létrehozhatók, oly módon, hogy részben kristályosítjuk az amorf szerkezetet vagy kristályos szemcséket adagolunk az amorf alapanyaghoz.

Tömbi amorf ötvözetet előállítunk olvadékból gyors hűtéssel vagy szilárd, kristályos állapotból kiindulva

örléssel és mechanikai ötvözéssel, majd pormetallurgiai úton való feldolgozással. Amorf/nanokristályos réteg létrehozható lézeres ötvözéssel és átolvasztással. Mindhárom előállítási mód legfontosabb befolyásoló tényezője a tisztaság. Így nagy tisztaságú fémeket, védőgázt, tégelyeket, illetve egyéb eszközöket kell használni az előállítás során.

Az MTA-ME Anyagtudományi Kutatócsoportban az idei év kezdetéig jórészt réz alapú amorf ötvözetek készítésével és vizsgálatával foglalkoztunk. Az alapfémhez cirkóniumot, hafniumot, mint amorfképző fémeket adagolunk. Emellett alumíniumot, ezüstöt, berilliumot, nikkelt is adagolunk, hogy a tulajdonságokat változtassuk. A műszerezettség lehetővé teszi, hogy mind öntéssel, mind pedig örléssel állítsunk elő amorf, és amorf/nanokristályos fémeket, illetve azok vizsgálatát teljes körűen elvégezzük.

1. Alapanyaggyártás

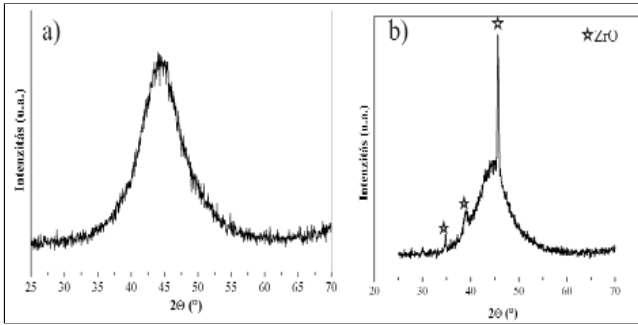
Először ún. mesterötvözetet állítunk elő, amely a többi művelet alapanyagául szolgál. Az előállítás egyrészt a

Mizser-Tomolya Kinga okleveles anyagmérnök, a Magyar Tudományos Akadémia (MTA) Miskolci Egyetemen lévő Anyagtudományi Kutatócsoportjában dolgozik, mint tudományos munkatárs. 2007-ben PhD-fokozatot szerzett alumínium mátrix szemcsékkel erősített kompozitok témakörben. Jelenleg fő kutatási területe ötvözetek amorfizálása örléssel és a kapott porok pormetallurgiai feldolgozása.

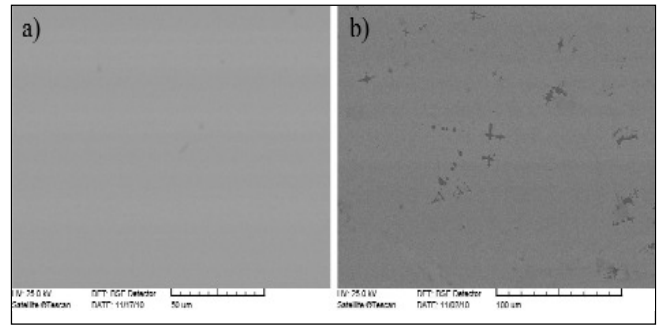
Czél Györgyné Janovszky Dóra okleveles kohómérnök, az MTA Miskolci Egyetemen lévő Anyagtudományi Kutatócsoportjában dolgozik, mint tudományos főmunkatárs. 1996-ban PhD-fokozatot szerzett ausztenites szerszámacélok hőkezelése tárgyában. Kutatási területe az amorf ötvözetek metallurgiai és porkohászati előállítása, valamint vizsgálata.

Kissné Svéda Mária okleveles anyagmérnök, az MTA Miskolci Egyetemen lévő Anyagtudományi Kutatócsoportjában dolgozik, mint tudományos munkatárs. 2007-ben PhD-fokozatot szerzett monotektikus felületi rétegek létrehozása lézersugaras felületkezeléssel témakörben. Jelenleg fő kutatási területe fémemulziók előállítása elektromágneses keveréssel.

Roósz András okleveles kohómérnök, egyetemi tanár, az MTA rendes tagja, a Magyar Tudományos Akadémia Miskolci Egyetemen lévő Anyagtudományi Kutatócsoport vezetője. 1983-tól a műszaki tudomány kandidátusa, 1994-től a műszaki tudomány doktora. 2006-tól a Kerpely Antal Anyagtudományok és Technológiák Doktori Iskola Doktori Tanácsának elnöke. Fő kutatási területei: fémek fázisátalakulásai, kristályosodás, modellezés, úranyag-technológia.



■ 4. ábra. A $\text{Cu}_{36}\text{Zr}_{48}\text{Ag}_8\text{Al}_8$ (at%) ötvözet röntgendiffrakciós felvétele különböző hűtési sebesség alkalmazása esetén, a) $3000\text{ }^\circ\text{C/s}$ b) $< 1300\text{ }^\circ\text{C/s}$



■ 5. ábra. A $\text{Cu}_{36}\text{Zr}_{48}\text{Ag}_8\text{Al}_8$ (at%) ötvözet SEM szövetképe különböző hűtési sebesség alkalmazása esetén, a) $3000\text{ }^\circ\text{C/s}$ b) $< 1300\text{ }^\circ\text{C/s}$

Debreceni Egyetem Szilárdtest Fizikai Tanszékén lévő ívfényes olvasztó berendezésben (1. ábra a) képe), másrészt a Miskolci Egyetem Anyagtudományi Intézetében lévő indukciós olvasztóban (1. ábra b) képe) történik.

Az ívfényes olvasztóberendezés középpontjában egy vízzel hűtött réz téglgy áll, amelybe az olvasztandó elemi fémek kerülnek. A lezárt berendezésben vákuum (10^{-4} – 10^{-5} mbar) hozható létre. Kis mennyiségű, nagy tisztaságú argon beengedésével alkalmassá válik a tér az ívfény kialakítására. Az ívfény megolvastja a jelen lévő elemi fémeket, amelyek néhány másodperc alatt ötvözetet képeznek. Az ötvözet a felületi feszültség miatt közel gömb alakot vesz fel. Az olvadék áramlása szabad szemmel látható. Az olvasztást négyszer-öttször ismétljük az ötvözet forgatását követően. A végeredmény egy átlagosan 15 g tömegű, kb. 2 cm átmérőjű ötvözet (2. ábra). A mesterötvözet argonnal érintkező felületén a minimális hűlési sebesség $50\text{ }^\circ\text{C/s}$, amely egy becsült érték. A mesterötvözet alján, mely a vízzel hűtött réz próbatartóval érintkezett, a hűlési sebesség természetesen nagyobb,

egzakt eredménnyel nem rendelkezünk. Ennek eredményeként számos esetben már a mesterötvözetben is található bizonyos mértékű amorf térfogathányad. A berendezés előnye, hogy biztosítható a nagy tisztaság, amely elsősorban az oxigén kizárását jelenti. Az olvasztás terében működésbe hozunk egy ún. segédelektrodát, amely segítségével megolvastunk és folyamatosan olvadt állapotban tartunk egy titán darabkát. Ez az ún. titán getter, aminek a feladata az olvasztás során felszabaduló oxigén megkötése. Ezzel 150 ppm alatti oxigéntartalmú mesterötvözetet lehet készíteni. Mivel a cirkónium és a hafnium az oxigénnel szemben agresszíven viselkedik, így szükség van az oxigén jelenlétének elkerülésére vagy minimálisra szorítására, mert a keletkezett oxidok rontják az amorfizálhatóságot. A további öntési kísérletekhez kiválóan alkalmazható az így kapott mesterötvözet.

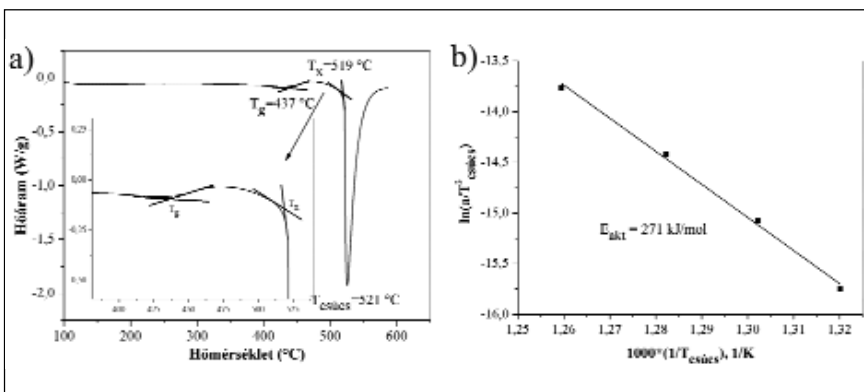
Az indukciós olvasztással készült mesterötvözet hűlési sebessége jóval kisebb, mivel nincs jelen nagy felületű hűtőközeg. Ebben az esetben egy kb. 2-5 cm átmérőjű kvarccsövet körbe veszünk egy induktorral, és mág-

neses teret generálva olvasztja meg a csőben lévő vákuumozott elemeket. Az előállítás hátránya, hogy a tisztaság nem kontrollálható olyan mértékben, mint az előző esetben (oxigéntartalom < 1500 ppm), illetve ha hosszabb ideig tart az olvasztás, akkor az alapanyagával reakcióba léphet az ötvözet. Előnye, hogy nagyobb mennyiségben állítható elő, így akár az előzőekben kapott 15 gramm tömegű mesterötvözet többszöröse is előállítható. Az örlési kísérletekhez megfelelőek ezek a mesterötvözetek.

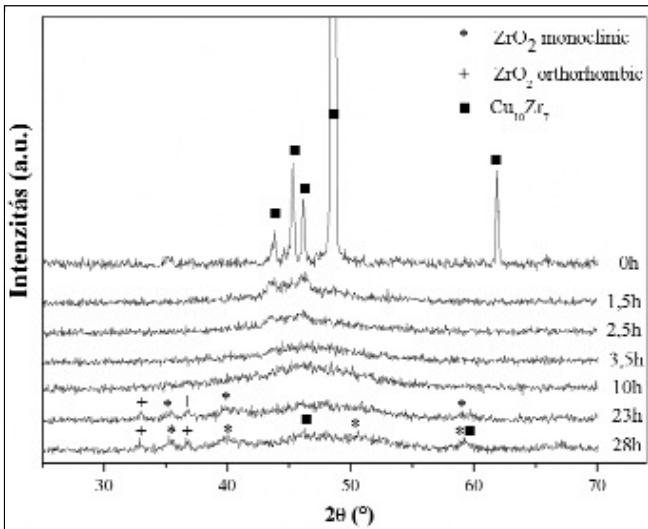
2. Amorf fém előállítása öntéssel

Olvadékból gyors hűtéssel amorf szerkezetű ötvözetet úgy tudunk létrehozni, ha a csíráképződést meggátoljuk az úgynevezett üvegesedési hőmérséklet eléréséig. Az olvadék viszkozitása ezen a hőmérsékleten olyan nagy lesz, hogy az olvadék befagy anélkül, hogy kristályosodna, s így amorf szerkezet alakul ki. A hűtési sebességtől függően különböző tulajdonságú amorf szerkezet alakítható ki. A mesterötvözetből egy vákuumozható (10^{-3} mbar), majd argon atmoszférával feltölthető centrifugál öntőgépben ék formájú próbákat öntünk. A 3. a) ábrán az öntőgép látható, a b) képen felülnézetből az öntőgép (belső részén az olvasztótégely és a kokilla) látható, míg a c) ábrán az ék alakú darab kiöntésére alkalmas kokilla tekinthető meg.

Az öntőforma rézből készül a gyors hűtés biztosítása érdekében, segítségével egy $30\text{ mm} \times 20\text{ mm} \times 3\text{ mm}$ -es ék forma hozható létre. Az ékformát azért használjuk, hogy az eltérő hűtési sebesség hatását tudjuk vizsgálni. Tehát így egy maximum 3



■ 6. ábra. A $\text{Cu}_{36}\text{Zr}_{48}\text{Ag}_8\text{Al}_8$ (at%) ötvözet a) DSC-felvétele b) Kissinger-egyenese



■ 7. ábra. Különböző ideig örlött $\text{Cu}_{58}\text{Zr}_{42}$ por röntgendiffrakciós felvételei

mm vastag amorf ötvözet önhető. Ha a kritikus hűtési sebességnél gyorsabban hűl a darab, azaz a folyamatos hűtésre vonatkozó átalakulási diagram kristályosodásra vonatkozó C-görbe orrát elkerüljük, akkor teljesen amorf szerkezet alakul ki. Az amorf szerkezet röntgenfelvételén jól látható az amorf anyagokra jellemző ún. amorf domb (4. ábra). Ha viszont a kritikus hűtési sebességet nem érjük el, akkor részlegesen amorf vagy teljesen kristályos lesz a szerkezet. Az $1300\text{ }^\circ\text{C/s}$ -nál kisebb hűtési sebességgel hűtött ötvözet röntgenfelvételén az amorf domb mellett már a kristályos fázishoz (ZrO) tartozó csúcsok is láthatók.

A fent említett próbákról pásztázó elektronmikroszkóppal (SEM) készült visszaszórt elektronmikroszkópos, rendszámérzékeny felvételeken jól látható, hogy a $\text{Cu}_{36}\text{Zr}_{48}\text{Ag}_8\text{Al}_8$ (at%) ötvözetnél a $3000\text{ }^\circ\text{C/s}$ -os hűtési sebesség elegendő volt a teljesen amorf állapot létrehozásához, valóban nem láthatók kristályok. Az $1300\text{ }^\circ\text{C/s}$ -nál kisebb hűtési sebességnél az amorf mátrixban a ZrO mellett már Al-ban dús kristályok is találhatóak (5. ábra), de ezek mennyisége még oly kevés, hogy nem detektálható a röntgenes vizsgálatokkal.

Az ékek termikus vizsgálatával meghatározhatóak az amorf ötvözetekre jellemző paraméterek, az üvegesedési hőmérséklet (T_g), a kristályosodás kezdő hőmérséklete (T_x), a likvidusz hőmérséklet (T_l). A pásztázó szkennig kaloriméterrel (DSC) ké-

T_x (ΔT) hőmérséklet között az amorf ötvözet az ún. túlhűlt olvadék állapotban van, ahol plasztikusan deformálható az amorf anyag, pl.: fröccsönthető. A ΔT a tömbi amorf anyagoknál általában $30\text{ }^\circ\text{C}$ -tól $90\text{ }^\circ\text{C}$ -ig tart és minél nagyobb az értéke, annál könnyebben feldolgozható ebben a hőmérséklet tartományban. Ez a hőmérsékletköz $82\text{ }^\circ\text{C}$ a $\text{Cu}_{36}\text{Zr}_{48}\text{Ag}_8\text{Al}_8$ (at%) ötvözetnél (6. ábra).

A Kissinger-módszer alkalmazásával a különböző sebességgel elvégzett DSC-mérések csúcshőmérsékletei alapján meghatározható a kristályosodás aktiválási energiája. Ennél az ötvözetnél 271 kJ/mol , ami az amorf ötvözeteknél elég kis energiának számít, de ez azt is jelenti, hogy ebben az amorf ötvözetben az atomok képesek elmozdulni a képlékenyalakítás hatására, vagyis szívós az ötvözet.

3. Amorf por előállítás a örléssel

A másik amorf előállítási mód az örlés, amikor kristályos anyagot örlve amorf/kristályos szerkezetű por állítható elő. A bolygóműves örlés során a bevitt energia hatására alakul ki

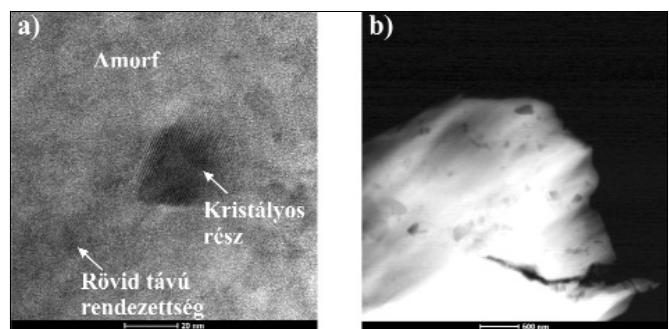
szült felvételen az alapvonalától az endoterm irányba való eltérésnél lehet kijelölni az üvegesedési hőmérsékletet, majd az első éles exoterm irányú csúcs kezdőhőmérséklete adja meg a kristályosodás kezdő hőmérsékletét, azaz azt a maximális hőmérsékletet, ameddig az amorf szerkezet fennáll. A T_g és

az amorf szerkezet. Az örléshez Fritsch által gyártott Pulverisette 5 golyósmalmot használunk, amely egyidejűleg két tégely helyezhető el. Esetünkben argonnal feltölthető, saválló acél tégelybe saválló acélból készült golyókat tettünk, amelyek átmérője 5, 7 és 10 mm. Az örlés paramétereit kikísérletezve 20:1 golyó/örlendő anyag aránnyal dolgoztunk.

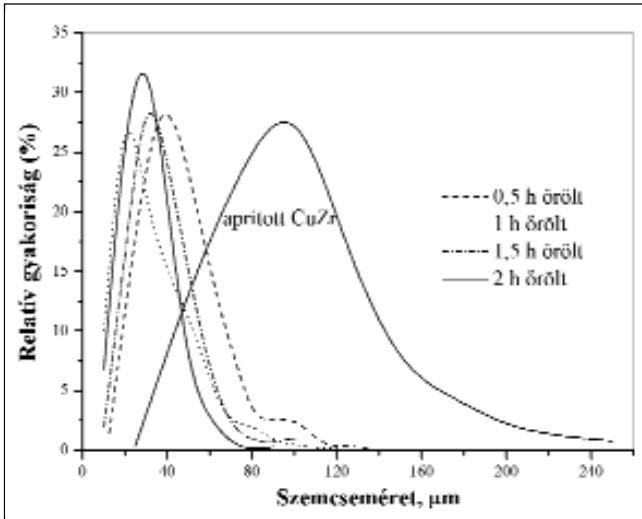
Az örlés előtt a mesterötvözet aprítását végeztük el, majd a felaprított szemcséket fémszita segítségével fracionáltuk. Így a kiinduló porunk szemcsemérete $<320\text{ }\mu\text{m}$ volt. A kiinduló por és golyó bemérését követően a lezárt tégelyt argonnal feltöltöttük, majd 200 fordulatszám/perc sebességgel különböző ideig örlöttünk.

Különböző szerkezetvizsgáló technikákkal figyeltük az amorf térfogathányad változását az örlési idő függvényében. Az örlési időt tekintve bizonyítottá vált, hogy a kristályos \rightarrow amorf \rightarrow kristályos átalakulás ciklikus folyamat (7. ábra). $\text{Cu}_{58}\text{Zr}_{42}$ (at%) kristályos port örlve viszonylag rövid időn belül (2 h) 90% amorf térfogathányadú a por. 3,5 órát követően 100% az amorf térfogathányad, ún. röntgen-amorf a szerkezet. A röntgen-amorf szerkezet a valóságban nem 100% amorf térfogathányadot jelent, mivel a röntgenes berendezésnek van egy kimutathatósági határa, amely $\sim 10\text{ nm}$. Az idő előre haladtával (23 h) az amorf örlemény röntgendiffrakciós felvételén megjelennek a kristályos csúcsok. Először oxidok képződnek, majd a 28 órás örlést követően $\text{Cu}_{10}\text{Zr}_7$ fázis keletkezik a porban.

Egy általunk fejlesztett GerKiDo szoftver és egy ingyenes, az interneten megtalálható Fityk nevű szoftver kombinációja a görbe simítását követően különválasztja az amorf és kris-



■ 8. ábra. A 3,5 óráig örlött $\text{Cu}_{58}\text{Zr}_{42}$ por TEM-felvételei, a) nagy feloldású kép b) világos látóterű kép



■ 9. ábra. Különböző ideig őrölt $\text{Cu}_{58}\text{Zr}_{42}$ por szemcseméret eloszlása

tályos térfogathányadhoz tartozó részt, majd kiszámolja az amorf térfogathányadot.

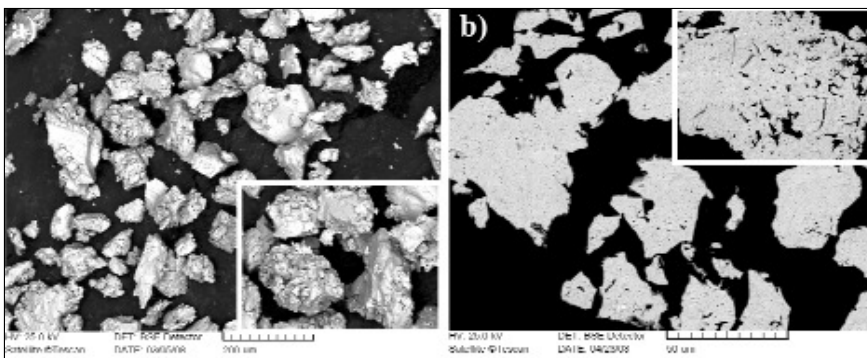
Transzmissziós elektronmikroszkóp segítségével kimutathatók a 10 nm-nél kisebb méretű fázisok (8. ábra). A 3,5 órát őrölt $\text{Cu}_{58}\text{Zr}_{42}$ (at%) porban 10 nm-nél kisebb méretű ún. rövid távú rendezett részek (short range order regions (SROR)) és 10-20 nm nagyságú kristályos részek találhatóak, amelyeket $\text{Cu}_{10}\text{Zr}_7$ fázisként azonosítottunk. További őrléssel ezek a fázisok is eltűntek. 28 órás őrlést követően 20-30 nm nagyságú kristályos részek mellett nagyobb, 100 nm-nél nagyobb kristályok is láthatók a porban, amelyek cirkónium-oxidok (ZrO). Hosszú idejű őrlést követően az előállítási technika következményeként már nyomokban megtalálható a porban a Si, Fe és Ni, mint szennyező, amely a tégelyből és a tégelytisztító homokból származhat.

Őrlés során lezajló folyamatok eredményeképp a porok aprózódása

kiinduló $\sim 90 \mu\text{m}$ -es átlagos szemcseméretű por a két órás őrlés végére $\sim 25 \mu\text{m}$ -es átlagos szemcseméretű por lett.

Az őrlés során lejátszódó folyamatok eredményeképpen a nagyobb szemcséket összehegedt apró kis szemcsék alkotják (10. ábra). A pásztázó elektronmikroszkópos felvételek a $\text{Cu}_{58}\text{Zr}_{42}$ (at%) por szerkezetét mutatják be 1,5 órás őrlést követően. A keresztcsiszolaton látható (a b) kép kinagyított része), hogy egy-egy szemcsén belül üregek találhatóak, a szemcsék szerkezete lyukakkal teli, egyértelműen megfigyelhetők az alakváltozás nyomai.

A porok termikus vizsgálata bonyolultabb, mint a kristályosé. DSC-vizsgálatoknál nem a jól megszokott és így elvárt határozott, jellegzetes tulajdonságokkal rendelkező görbét kapjuk. Az amorf vagy részben amorf porok DSC-görbéi kevésbé éles csúcsokat tartalmaznak. Ennek oka a keletkezésükben keresendő, amely



■ 10. ábra. A 1,5 óráig őrölt $\text{Cu}_{58}\text{Zr}_{42}$ por SEM-felvétele a) felülnézet b) keresztcsiszolat

és hideghegedése tart egymással egyensúlyt. A szemcseméret változását a 9. ábra szemlélteti, amelyet képelemzővel mértünk meg. A kiinduló por szemcséinek nagy része 60 és $130 \mu\text{m}$ nagyságú. Az őrlési idő növekedésével a mérettartomány szűkül és a kisebb átlagos szemcseméret felé tolódik el. A

során nagy energiát közlünk a porral, aminek hatására feszültség marad bennük, amelynek relaxációs jele elfedi a mért értékeket, amely a 11. ábra diagramjain jól látható. Egy viszonylag alacsony hőmérsékleten hőkezelve, azaz relaxáltatva a port (11. ábra) láthatóvá válik a T_g hőmérséklet, azonban a görbe alatti terület erősen lecsökken. A relaxálást 350°C -on hajtottuk végre, amely egyértelműen a T_x és T_g alatt van.

4. Amorf réteg előállítása lézeres felületkezeléssel

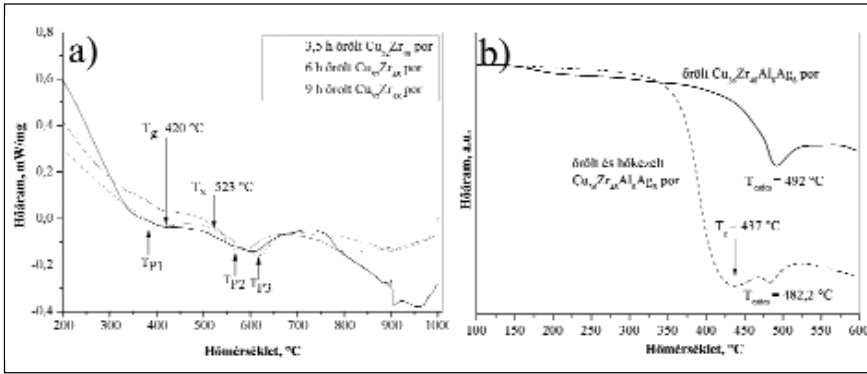
Lézersugaras felületkezeléssel amorf/nanokristályos szerkezetű réteget hoztunk létre. Kísérleteink a Bay Zoltán Alkalmazott Kutatási Közhasznú Nonprofit Kft. Anyagtudományi és Technológia Intézetének (BAYATI) Lézer technológia Osztálya berendezéseivel történtek:

- folyamatos üzemmódú 5 kW teljesítményű CO_2 gázlézer (12. a) ábra),
- impulzus és folyamatos üzeme-lésű 2,7 kW Nd:YAG szilárdtest lézer (12. b) ábra).

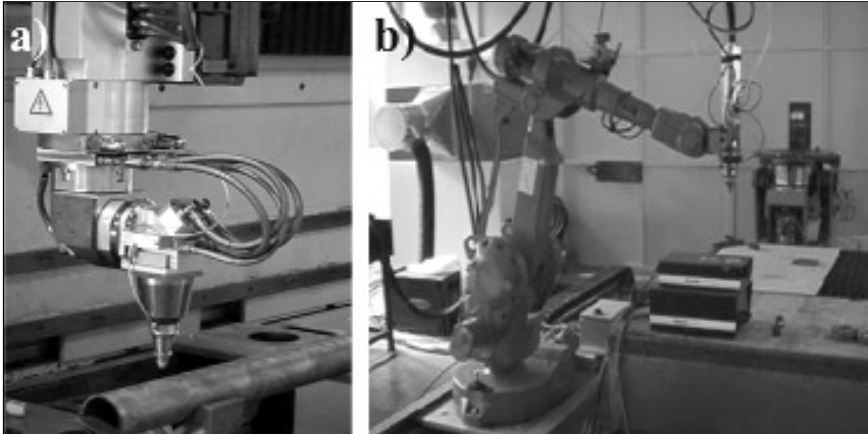
A lézersugaras felületkezelés során a felületi réteg tulajdonságait megváltoztathatjuk átolvasztással, bevonással és ötvözéssel. A felületkezelésekkel csak a felületi réteg tulajdonságait (pl.: mechanikai és kémiai) változtatjuk meg, míg a próbadarab többi része változatlan marad.

A kísérletek során különböző beállítási paraméterekkel dolgoztunk. Kétféle berendezéssel folyamatos és impulzus üzemmódban hoztunk létre rétegeket. A lézer teljesítményének, a lézersugár mozgatási sebességének és a kezelési időnek a manipulálásával meghatároztuk, hogy milyen beállítási paraméterek szükségesek a kritikus lehűlési sebesség eléréséhez, amely esetén a csíráképződést meg lehet akadályozni és amorf felületi réteget lehet létrehozni.

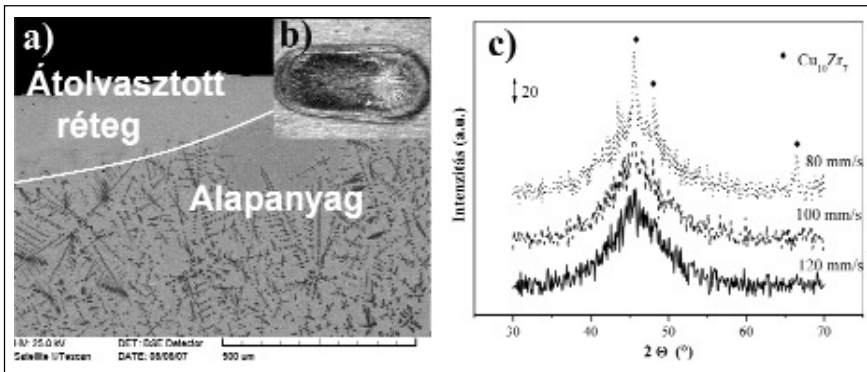
Megállapítottuk, hogy a lézersugár mozgatási sebességének emelkedésével növekedett, a kezelési idő növekedésével csökkent az amorf térfogathányad az átolvasztott rétegben. Több kísérlet során nem sikerül amorf bevonatot vagy felületi réteget létrehozni, mert az epitaxiális növekedés miatt az igen gyors hűtés hatá-



11. ábra. Különböző őrlött porok DSC-felvételei



12. ábra. Lézerberendezések a BAYATI-ban, a) CO₂ gázlézer b) Nd:YAG szilárdtest lézer



13. ábra. Lézeresen átolvasztott Cu₄₆Zr₄₂Al₇Y₅ minta (P=1,5 kW v=120 mm/s) a) SEM-felvétele, b) felülnézete, c) röntgendiffrakciós felvételei

sára is részben vagy egészben kristályos rétegek keletkeznek.

A Cu_{54,8}Zr_{39,7}Al_{5,5} (at%) ötvözetben részben amorf szerkezetű (60% térfogathányad) felületi réteget alakítottunk ki impulzus üzemmódu, Nd:YAG berendezéssel 1,5 kW teljesítménnyel és 20 ms kezelési idővel.

Az indukciós olvasztással készült Cu₄₆Zr₄₂Al₇Y₅ mesterötvözetet folyamatos üzemmódu CO₂ lézer berendezéssel átolvasztottuk. A lézeres felületkezelés során a lézer teljesítménye 1,5 kW, a lézersugár mozga-

tási sebessége 120 mm/s volt és 10 l/perc mennyiségű argon védőgázt alkalmaztunk. Ezzel a beállítással 100% amorf térfogathányadú felületi réteget hoztunk létre ~250 mm vastagságban, amelynek szövetszerkezetét a 13. a) ábra mutatja be, míg a 13. b) ábra a létrehozott réteg felülnézetét szemlélteti.

A 13. c) ábra ennek az ötvözetnek a röntgendiffrakciós felvételeit mutatja be különböző kezelési idő alkalmazása mellett. A lézersugár mozgatási sebességének növekedésével növe-

szik az amorf térfogathányad az átolvasztott zónában. 120 mm/s-nál kisebb sebességet alkalmazva kis mennyiségű Cu₁₀Zr₇ fázis található az átolvasztott zónában.

Összefoglalás

Az Anyagtudományi Kutatócsoportunk 10 éve foglalkozik az amorf ötvözetek kutatási területével. A kutatások során többféle előállítási módot próbáltunk ki, az ehhez szükséges berendezéseket beszereztük. Vertikumunk bővült az elmúlt évek alatt egy vákuumozható centrifugál öntőgéppel, egy ívfényes olvasztóberendezéssel, valamint meleg- és hidegsajtoló szerszámokkal. Az ismertetett három előállítási területen sikerült amorf szerkezetű próbákat előállítani, és az eredményeket nemzetközi konferenciákon és folyóiratokban bemutatni.

Köszönetnyilvánítás

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 valósul meg.

Irodalom

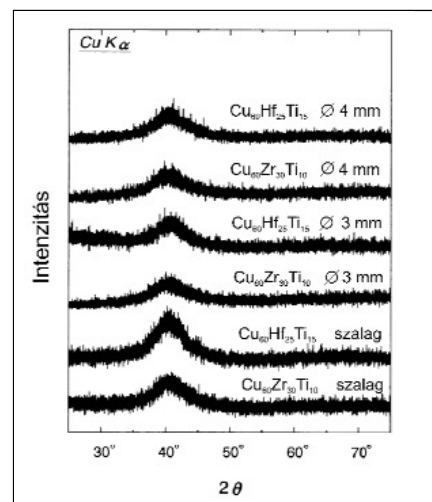
1. Tomolya K., Janovszky D., Janvari T., Sycheva A., Tranta F., Sólyom J., Ferenczi T., Roósz A.: Consolidation of Cu₅₈Zr₄₂ amorphous/nanocrystalline powders by PM. Journal of Alloys and Compounds 1: Paper 10.1016/j.jallcom.2011.12.107. 6 p. (2012)
2. Janovszky D., Tomolya K.: Amorf/kristályos szerkezetű Ag₈Al₈Cu₃₆Zr₄₈ ötvözet előállítása öntéssel és őrléssel. In: Bikfalvi Péter (szerk.) MicroCAD 2012, N szekció: XXVI. Nemzetközi Tudományos Konferencia. Miskolc, Magyarország, 2012. 03. 29.–2012. 03. 30. Miskolc: pp. D91–D98. (ISBN:978-963-661-773-8)
3. Janovszky D., Tomolya K., Sveda M., Roósz A.: Survey of BGFA criteria for the Cu based bulk amorphous alloys. Journal of

- Metallurgy 2011: Paper 895146. 6 p.(2011) doi:10.1155/2011/895146
- Sveda M., Janovszky D., Tomolya K., Sólyom J., Kálazi Z., Buza G., Roósz A.: Ni content surface layer produced by laser surface treatment on amorphisable Cu base alloy, Materials Science Forum 649: pp. 101–106. (2010)
 - Tomolya K., Janovszky D., Sveda M., Hegman N., Roósz A.: Analysis of Cu-Zr-Al amorphisable alloys produced by centrifugal casting. Materials Science Forum 649: pp. 93–99. (2010)
 - Janovszky D., Tomolya K., Sveda M., Sólyom J., Roósz A.: Analysis of Cu-Zr-Ag amorphisable alloys produced by centrifugal casting. Materials Science Forum 649: pp. 75–80. (2010)
 - Tomolya K., Janovszky D., Sveda M., Hegman N., Sólyom J., Roósz A.: CuZrAl Amorphous Alloys Prepared by Casting and Milling, Journal of Physics-Conference Series 144: p. 012032. (2009)
 - Janovszky D., Tomolya K., Sveda M., Sólyom J., Roósz A.: New bulk glassy alloys in Cu-Zr-Ag ternary system prepared by casting and milling, Journal of Physics-Conference Series 144: Paper 012033. 6 p. (2009)
 - Nagy E., Janovszky D., Sveda M., Tomolya K., Varga L.K., Sólyom J., Roósz A.: Investigation of crystallization in an amorphous Cu-based alloy by X-ray, Materials Science Forum 589: pp. 131–136. (2008)

RONTÓ VIKTÓRIA

Cu-Hf-Ti amorf ötvözetek mechanikai tulajdonságai és kristályosodási mechanizmusa

A Cu-alapú Cu-Hf-Ti ötvözetek a kísérletek szerint nemcsak szalag, hanem tömbi amorf szerkezet létrehozására is alkalmasak öntéssel. Az öntött próbák szerkezete röntgendiffraktométerrel (XRD) és átvilágítósos elektronmikroszkóppal (TEM) ellenőrizhető. Az amorf szerkezetűnek bizonyuló néhány mm átmérőjű próbákon nyomó-, ill. szakítóvizsgálatot végeztek. A mechanikai tulajdonságok vizsgálata megmutatta, hogy az amorf Cu-Hf-Ti ötvözetek igen nagy szilárdságúak, kemények, a nyúlásuk viszont igen kicsi. Összetételtől függően a szakító/nyomószilárdság 2000-2300 MPa között változhat. A szilárdság kis mértékben, a nyúlás jelentősen növelhető, ha az amorf mátrixban kristályos fázis is előfordul. Amorf állapotból történő hevítéskor az ötvözetek átalakulási folyamatokon mennek át. Először lejátszódik az ún. relaxáció, majd a T_g hőmérsékleten a túlhűlt olvadék tartományba kerül az ötvözet. A T_x hőmérsékleten megindul a kristályos fázis(ok) kialakulása az amorf mátrixból. A kristályosodási folyamat több lépcsőben mehet végbe, amelynek során metastabil, ill. stabil fázisok keletkeznek. A cikk az irodalomban található kísérletek, s azok eredményeinek összefoglalása.



■ 1. ábra. Az egyes atomok közötti keveredési hő és atomméret arány

1. Bevezetés

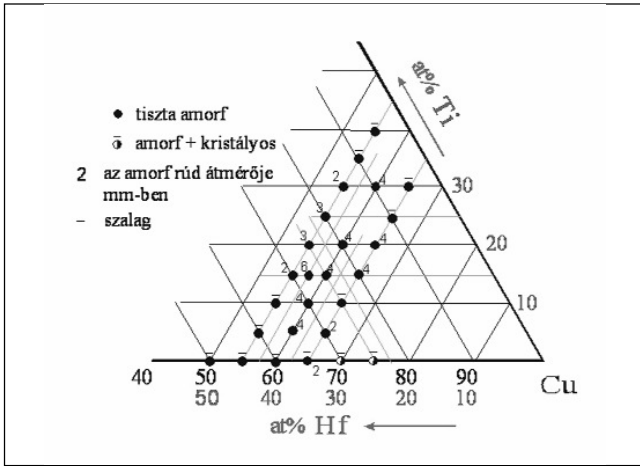
Néhány éve Cu-alapú ötvözetrendszerek is bekerültek az amorfképző ötvözetek körébe. A legjobb amorfképző ötvözeteknek a Cu-Zr, Cu-Zr-Al, Cu-Zr-Ti, Cu-Ti-Zr-Ni, Cu-Hf-Ti ötvözetek és ezek többkomponensű rendszerei [1-4] bizonyultak. Az ötvözetek amorfizálhatósága termodinamikai paramétereik alapján megbecsülhető, ezért az ehhez szükséges differenciál szkenningskaloriméteres

(DSC) méréseket minden új összetétel esetében elvégzik. A Cu-Hf-Ti ötvözetrendszer termodinamikai tulajdonságairól készült összefoglalás korábbi cikkünkben olvasható [5]. A Cu-alapú amorf ötvözetek azért is keltettek nagy érdeklődést, mert néhány ötvözetben igen nagy szakítószilárdságot mértek. A Cu-Hf-Ti ötvözetrendszerben azonban csak néhány összetétel esetében ismertek a szilárdsági tulajdonságok amorf állapotban. A jó amorfképző képesség

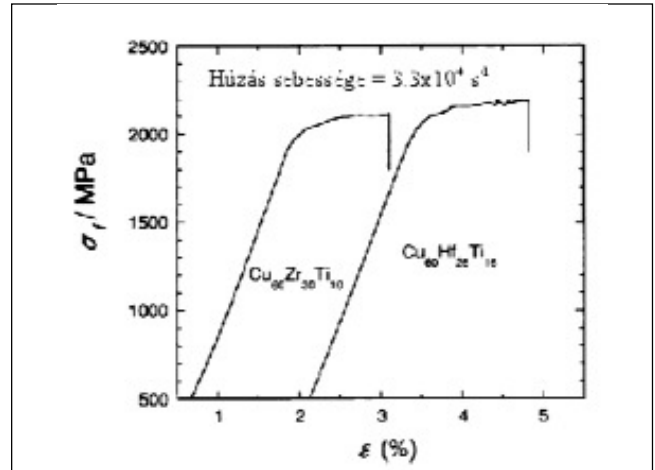
párosulva kedvező szilárdsági tulajdonságokkal, kedvező lehet további kísérletek és a jövőbeni felhasználás szempontjából.

Felhasználhatóság szempontjából másik fontos tulajdonság, hogy milyen az adott ötvözet termodinamikai stabilitása, azaz meddig marad amorf. Hőhatásnak kitett ötvözetekben különböző folyamatok játszódnak le először amorf, majd T_x felett amorf/kristályos állapotban. Néhány ötvözet esetében a folyamatos hevítés, ill. az izoterm hőntartás hatására bekövetkező átalakulás mechanizmusát vizsgáltam.

Dr. Rontó Viktória szakmai életrajzát lapunk 2012. évi 2. számában közzeltük.



■ 2. ábra. Cu-Hf-Ti rudak röntgendiffrakciós felvételei. CuK α [6]



■ 3. ábra. Az irodalomban eddig vizsgált összetételek a Cu-Hf-Ti rendszerben [5–8]

2. A mesterötvözetek és az amorf próbák előállítás

A mesterötvözet készítésének folyamatát korábban már részletesen ismertettük [5], ezért most csak néhány szóval ismételjük meg. A különböző összetételű ötvözeteket nagy tisztaságú színtémekből (Cu, Hf, Ti 99,5–99,8%) állították elő ívfényes olvasztással. Az olvasztandó elegy egy vízűtésű rézkokillába került, majd a vákuumozás és argongázzal való öblítési lépések ismétlése után először a Ti-gettert olvasztották meg a maradék oxigén felszippantásához. Ezután került sor az ötvözet olvasztására. A mesterötvözet darabok olvasztásakor a 'pogácsákat' többször kell forgatni és újraolvasztani a lehető legjobb homogenitás elérése érdekében. A mesterötvözet 'pogácsa' egy részét különböző vizsgálatokhoz használták, a többi részéből pedig szalag vagy rúd alakú mintát öntöttek. A minták szerkezetét röntgendiffrakcióval és néhány esetben transzmissziós elektronmikroszkóppal ellenőrizték. Az amorf szerkezetűnek bizonyult darabok vizsgálata a termodinamikai tulajdonságok meghatározásával folytatódott differenciál szkennig kalori méterrel és termikus analízissel (DSC, DTA). A szilárdsági tulajdonságokat keménységméréssel, szakító-, ill. nyomóvizsgálatokkal határozták meg.

3. Az amorf próbák szerkezetvizsgálata

A különböző összetételű szalagok és

rudak szerkezetét öntés után röntgendiffrakcióval ellenőrizték. A darabok amorf szerkezetét egy $2\theta = 40^\circ$ körül rajzolódó széles diffrakciós 'domb' mutatja, kristályos fázisra jellemző éles csúcsok jelenléte nélkül. Az 1. ábra a $\text{Cu}_{60}\text{Hf}_{25}\text{Ti}_{15}$ és $\text{Cu}_{60}\text{Zr}_{30}\text{Ti}_{10}$ ötvözetek különböző méretű próbáinak diffrakciós felvételeivel igazolja amorf szerkezetüket.

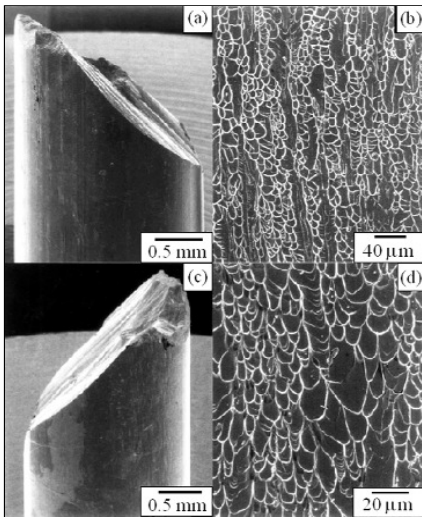
A Cu-Hf-Ti ötvözetrendszer Cu oldalán vizsgált ötvözetek közül számos összetételnél érhető el amorf szerkezet különböző vastagságokban. A 2. ábrán összefoglaltuk az irodalomban eddig vizsgált különböző összetételeket, megadva a maximálisan elérhető amorf szerkezetű darab méretét. Az ábrán vonal jelzi, ahol csak szalag önthető, fekete kör egy számmal jelzi az amorf rúd átmérőjét mm-ben, és félig telt kör jelenti a részben kristályos, részben amorf szerkezetet.

4. Mechanikai tulajdonságok

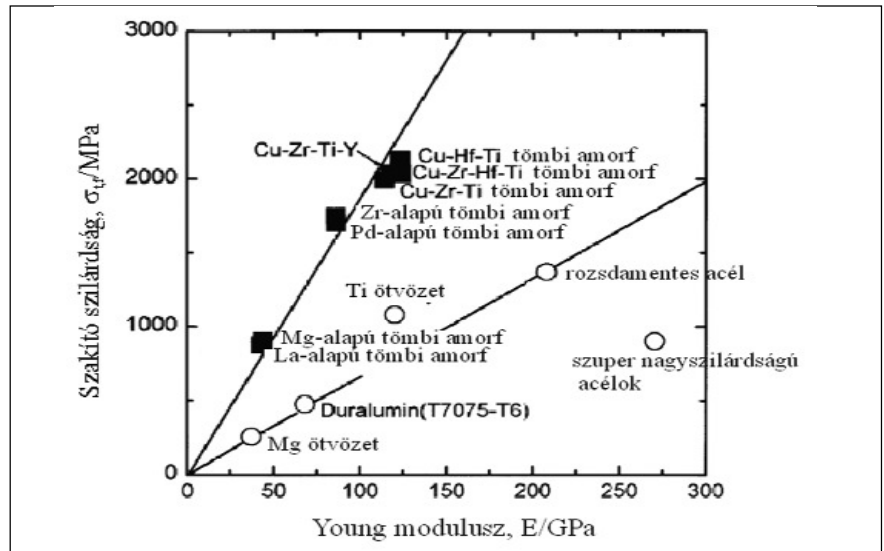
Amorf ötvözetek mechanikai tulajdonságait mikrokeménységméréssel, nyomó-, ill. szakítóvizsgálattal határozták meg. Legtöbb esetben inkább a nyomóvizsgálatot választották, mivel könnyebb a kivitelezése, a szakítópróbák kimunkálása amorf ötvözetből nagyon nehéz. W. Zhang és társai elvégezték ugyanannak az ötvözetnek a nyomó- és szakítóvizsgálatát és csak kis eltérés mutatkozott a szilárdsági értékekben [6]. A 3. ábra két amorf ötvözet nyomószilárdság-görbéjét mutatja. Az 1–1,5%-os rugalmas alakváltozást követően végbemegy a

próbadarabok képlékeny alakváltozása. Néhány esetben azonban a rugalmas alakváltozásnál már bekövetkezik a darab törése. A törés síkja a vizsgált eseteknél általában 45° , ill. 54° , amely a terhelés iránya és a törési felület által bezárt szög. A törési felületen jellegzetes ezetes minta látható (4. ábra). Mivel az amorf ötvözetekben nincsenek diszlokációk, kristálysíkok, csúsztási síkok, amelyek mentén el tud mozdulni feszültség hatására az anyag, a deformáció mechanizmusa más lesz. Amorf ötvözetekben az ezetes minta a szűk nyírási sávok deformációjából származik.

Különböző elméletek vannak arra nézve, hogy hogyan megy végbe a törés/szakadás amorf anyagokban. Az egyik elmélet szerint a nyíró sávok terheléskor hasonlóan viselkednek, mintha egy vékony viszkózréteg lenne két párhuzamos sík között. Sekély üregek keletkeznek, amelyek között lévő anyag eltörik, ezetet hagyva a darabban. Egy másik elmélet szerint a viszkózitás csökkenését a kritikus nyíró felület mentén helyi hőmérséklet-növekedés okozza, mivel adiabatikus hő szabadul fel az alakítás hatására. Egy harmadik elmélet a viszkózitás csökkenését a 'szabad térfogat' jelentős növekedésével magyarázza, amely a nagy hidrosztatikai feszültség hatására képződik a nyírási sávban. A második magyarázatra lehet bizonyíték egy Zr-alapú amorf ötvözet elvégzett nyomószilárdság-vizsgálata, amelynek során a darab törésekor fényvillanást észleltek. A fényjelenség, valamint a



■ 4. ábra. A $\text{Cu}_{60}\text{Hf}_{25}\text{Ti}_{15}$ (a, b) és $(\text{Cu}_{60}\text{Hf}_{25}\text{Ti}_{15})_{96}\text{Nb}_4$ (c, d) amorf ötvözetek törési felülete nyomószilárdsági vizsgálatot követően. a-b) [6]; c-d) [11]



■ 5. ábra. Tömbi amorf és hagyományos kristályos ötvözetek mechanikai tulajdonságainak összehasonlítása. [8]

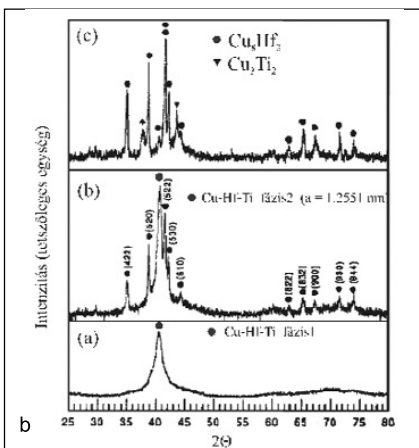
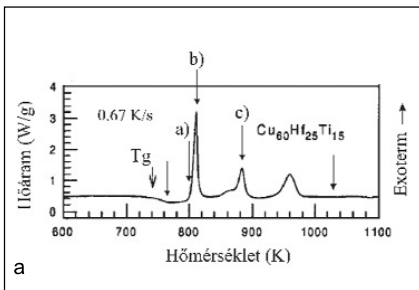
a dendritek keménységének.

7. A kristályosodás mechanizmusa

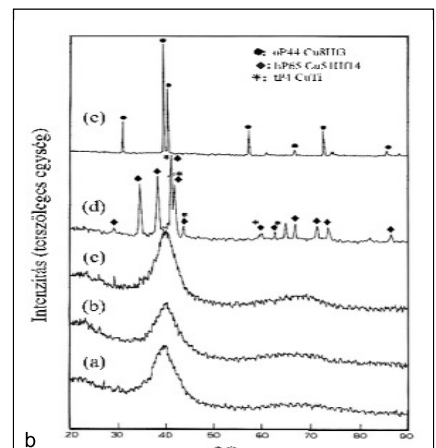
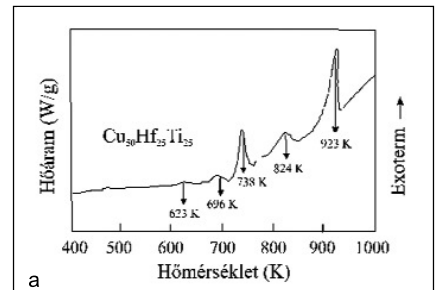
Amorf ötvözetek kristályosodási mechanizmusának vizsgálatok a hevítési DSC-görbéből indulunk ki. A DSC-görbe egy amorf szalag vagy rúddarab átalakulását mutatja, miközben szobahőmérsékletre felhevít-

jük. Endoterm mélyedés jelöli a próba üvegesedési hőmérsékleténél bekövetkező átalakulást, amikor az ötvözet a túlhűlt olvadék tartományba kerül. Exoterm csúcsok mutatják a kristályos fázisok megjelenését az amorf mátrixban. Az egyes átalakulási folyamatokban keletkező fázisok vizsgálatához izoterm hűntartási kísérleteket végeztek egy-egy hőmérsékleten, majd a próbadarabokat röntgen-difrakcióval (XRD), ill. átvilágítós elektronmikroszkóppal (TEM) elemezték. A hűntartási hőmérséklet általában az exoterm csúcs maximumánál vagy az átalakulási folyamat végén, a csúcs után jelölték ki. A 10-20 perces hűntartás során olyan méretű kristályos fázis alakult ki, amelynek szerkezetét már lehetett vizsgálni. A Cu-Hf-Ti ötvözetrendszerben két ötvözetnek a kristályosodási mechanizmusát vizsgálták részletesen. A 6a és 7a ábrán a $\text{Cu}_{60}\text{Hf}_{25}\text{Ti}_{15}$ és a $\text{Cu}_{50}\text{Hf}_{25}\text{Ti}_{25}$ összetételű ötvözetek DSC hevítési görbéi láthatók, bejelölve rajtuk a próbák hűntartási hőmérsékletét [13,14]. A 6b és 7b ábrán az átalakulás különböző fázisaiban hűntartott próbák röntgendifrakciós felvételei láthatók. A $\text{Cu}_{60}\text{Hf}_{25}\text{Ti}_{15}$ ötvözet esetében jól látszik a T_g hőmérséklet, majd három exoterm folyamatban alakul át az amorf mátrix. A 6a ábrán a betűjelölések megfelelnek azoknak a hőmérsékleteknek (802 K, 810 K, 883 K), amelyeken a hűntartott minták diffrakciós felvételeit ábrázolja a

6b ábra. A felsoroltakon kívül végeztek még hűntartást a T_g - T_x hőmérséklet-tartományban 772 K-en, ill. jóval a harmadik átalakulás után, 1030 K-en. A röntgendifrakciós és TEM-vizsgálatok szerint az átalakulás a következőképpen megy végbe ebben az ötvözetben: öntött, ún. 'as-quenched' állapotban már megtalálható egy ismeretlen kristályos fázis



■ 6. ábra. A $\text{Cu}_{60}\text{Hf}_{25}\text{Ti}_{15}$ ötvözet átalakulási folyamatát ábrázoló a) DSC hevítési görbéi, b) a hőkezelt minták XRD-görbéi. [13]



■ 7. ábra. A $\text{Cu}_{50}\text{Hf}_{25}\text{Ti}_{25}$ ötvözet átalakulási folyamatát ábrázoló a) DSC hevítési görbéi, b) a hőkezelt minták XRD-görbéi. [14]

nyoma, későbbiekben fázis 1. Ezek néhány nm méretű szemcsék az amorf mátrixban. A 802 K-en hőntartott mintában ugyanezt a fázist találták. Az első exoterm reakció csúcánál, 810 K-en hőntartott mintában már egy fázis 2 nevű kristályos részt azonosítottak az amorf mátrix mellett. A fázis 1 tehát egy átmeneti metastabil kristályos rész volt, ami átalakult. A második exoterm folyamat maximumánál, azaz 883 K-en történő hőntartáskor három fázist azonosítottak, a fázis 2-t, az egyensúlyi Cu_8Hf_3 és a Cu_3Ti_2 fázisokat. A kristályos fázisok mellett még mindig található minimális mennyiségű amorf rész. A harmadik csúcs után 883 K-en történt hőkezelés során pedig már nem találtak amorf fázist, eltűnt a fázis 2 is, maradtak az egyensúlyi kétalkotós vegyületfázisok, a Cu_8Hf_3 és a Cu_3Ti_2 .

A $\text{Cu}_{50}\text{Hf}_{25}\text{Ti}_{25}$ ötvözetnél öt exoterm folyamat jelzi az átalakulásokat amorf állapotból kristályosba (7a ábra). A T_g átmenet nem látható a görbén. Mindegyik reakció csúcánál végeztek hőkezelést és a következőképpen megy végbe az átalakulás ebben az ötvözetben: az első három csúcánál, azaz 623 K, 696 K és 738 K hőmérsékleteken a diffrakciós görbe amorf szerkezetet mutat, bár a 40° -nál lévő 'domb' egyre hegyesedik. A 623 K-en hőkezelt darabon végeztek TEM-vizsgálatot is, amelynek során ~20-30 nm-es kristályos foltokat találtak az amorf mátrixban. A további két reakció azt mutatja, hogy keletkezhetnek kristályos fázisok, de kis méretük miatt csak a diffrakciós domb hegyesedése utal erre. 824 K-en már két fázist azonosítottak, a $\text{Cu}_{51}\text{Hf}_{14}$ és CuTi egyensúlyi fázisokat. Még nagyobb hőmérsékleten, 923 K-en pedig eltűnt az előző két fázis és csak a Cu_8Hf_3 fázist azonosították.

A két bemutatott példa jól szemlélteti az átalakulási folyamatok bonyolultságát, bár összetételben közeli ötvözetekről van szó.

8. Összefoglalás

Ez a cikk a Cu-Hf-Ti amorf ötvözetek mechanikai tulajdonságait foglalja össze. Az ötvözeteket nagy tisztaságú színtémekből ívfényes olvasztással állították elő, majd a mesteröt-

vözetből öntéssel különböző átmérőjű amorf, ill. amorf/kristályos szerkezetű próbadarab készült. A próbák szerkezetét röntgennel vagy transzmissziós elektronmikroszkóppal vizsgálták. A Cu-Hf-Ti ötvözetrendszerben maximum 6 mm átmérőjű, a legtöbb esetben 4 mm átmérőjű tisztán amorf szerkezetű rudat sikerült önteni.

A mechanikai tulajdonságok vizsgálata megmutatta, hogy a Cu-Hf-Ti amorf ötvözetek igen nagy szilárdságúak (1700–2300 MPa), kemények (HV ~630–670), a nyúlásuk viszont igen kicsi (1,5–2%). A próbadarabok töretfelülete jellegzetes ezretes mintát mutatott. Az amorf próbák szakadásának/törésének egyik lehetséges folyamata lehet, hogy a húzás/nyomás hatására hő fejlődik a szűk nyírási sávokban, ahol az anyag viszkozitása lecsökken. Ezekben a sávokban megfolyik az anyag, végül elszakad/törik.

További vizsgálatokat végeztek az ötvözet amorfképző képességének javítására különböző ötvözők adagolásával az alapötvözethez. Az eddigi eredmények alapján nem sikerült jelentősen növelni az alapötvözet GFA tulajdonságát. Az ötvözetek szilárdsága és képlékeny alakváltozása azonban jelentősen javítható kristályos/amorf kompozitötvözetek létrehozásával.

Az amorf ötvözet kristályosodási mechanizmusát csak néhány esetben vizsgálták a Cu-Hf-Ti rendszerben. A hevítési DSC-görbéről leolvashatjuk a reakciók számát, hőmérsékletét. Hogy melyik reakcióban mi történik, ahhoz izoterm hőkezeléseket végeztek, majd a kialakult szerkezetet röntgendiffrakcióval, ill. átvilágítós elektronmikroszkóppal vizsgálták. A $\text{Cu}_{60}\text{Hf}_{25}\text{Ti}_{15}$ és a $\text{Cu}_{50}\text{Hf}_{25}\text{Ti}_{25}$ ötvözetek vizsgálatából megállapíthatjuk, hogy már amorf állapotban is előfordulhatnak kisméretű kristályos fázisú részek, amelyek a T_x hőmérsékleten elkezdnek növekedni. A reakciók során metastabil fázisok keletkeznek, átalakulnak, majd végül kialakulnak az egyensúlyi stabil fázisok.

Köszönetnyilvánítás

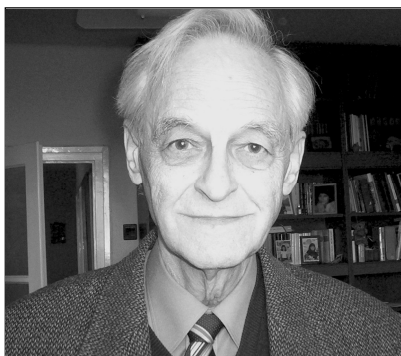
A kutatómunka a TÁMOP-4.2.1.B-10/2/KONV-2010-0001 jelű projekt részeként – az Új Magyarország Fej-

lesztési Terv keretében – az Európai Unió támogatásával, az Európai Szociális Alap társfinanszírozásával valósul meg.

Irodalom

- [1] Lin, Tao – Jiang, Jiang, – Bian, Xiu-fang – Dong, Ying: Transactions of Nonferrous Metals Society of China, Vol. 16, Issue 3, (2006), 604–606.
- [2] Kim, Y. C. – Lee, J. C. – Cha, P. R. – Ahn, J. P. – Fleury, E.: Materials Science and Engineering: A, Vol. 437, Issue 2, (2006), 248–253.
- [3] Men, H. – Pang, S. J. – Zhang, T.: Materials Science and Engineering: A, Vol. 408, Issues 1–2, (2005), 326–329.
- [4] Figueroa, I. A. – Davies, H. A. – Todd, I. – Verduzco J. A. – Hawthorn, P.: Journal of Materials Online, AZojomo 3,(2007), 1–8.
- [5] Rontó V.: Cu-Hf-Ti amorf ötvözetek termodinamikai tulajdonságai, Bányászati és Kohászati Lapok, (2012), 145/2, 35–38.
- [6] Inoue, A. – Zhang, W. – Zhang T. – Kurosaka, K.: Acta Materialia, 49, (2001), 2645-2652.
- [7] Xing, L. Q. – Bertrand, C. – Dallas, J. P. – Cornet, M.: Materials Science and Engineering A, 241, (1998), 216–225.
- [8] Choi-Yim, H. – Conner, R. D.: Journal of Alloys and Compounds, 459, (2008), 160–162.
- [9] Inoue, A. – Zhang, W. – Zhang T. – Kurosaka, K.: Journal of Non-Crystalline Solids, 304, (2002), 20–209.
- [10] Figueroa, I. A. – Rawal, R. – Stewart, P. – Carroll, P. A. – Davies, H. A. – Jones, H. – Todd, I.: Journal of Non-Crystalline Solids, 353, (2007), 839–841.
- [11] Qin, C. – Zhang, W. – Asami, K. – Ohtsu, N. – Inoue, A.: Acta Materialia, 53, (2005), 3903–3911.
- [12] Bian, Z. – Kato, H. – Qin, C. – Zhang, W. – Inoue, A.: Acta Materialia, 53, (2005), 2037–2048.
- [13] Louzguine, D.V. – Inoue, A.: J. Mater. Res., Vol. 17, (2002), 2112–2120.
- [14] Basu, J. – Ranganathan, S.: Intermetallics, 17, (2009), 128–135.

Interjú dr. Voith Mártonnal, a Miskolci Egyetem professor emeritusával



Dr. Voith Márton a Miskolci Egyetem professor emeritusa. 1986–1989, valamint 1991–1995 között a miskolci Nehézipari Műszaki Egyetem Kohómérnöki Karának dékánja volt. 1987–1999 között tanszékvezető professzorként irányította a Kohógéptani és Képlékenyalakítástani Tanszékét. Több mint negyven éves oktató-kutatómunkája alatt sokat tett nemcsak a Kohómérnöki Kar megújításáért, súlyának megtartásáért, hanem az egyetem fejlődéséért, különösen az egyetemi akkreditáció sikeres megvalósításáért is. 1990–1997 között a Magyar Tudományos Akadémia Metallurgiai Bizottság, Fizikai Metallurgiai Bizottságának elnöke volt. Az MTA Metallurgiai Bizottságának elnöki teendőit 1997 óta látja el.

Nagy örömmel fogadtam el a felkérést, hogy *dr. Voith Mártonnal* interjút készítsék. Már egyetemi hallgatóként, miként az általa oktatott sok száz kohómérnök hallgató, megismerhettem Voith Márton professzor urat – a mindenki által szeretett és tisztelt „Marci tanár urat”. A szakma iránt elkötelezett, a tanítványaiért mindenre kész és a hivatalos oktatási alkalmakon túl is mindig rendelkezésre álló közvetlen, barátságos oktatóként tartjuk számon. A kohómérnökök mint az egyik legkedvesebb tanárt, és mint tisztelt és szeretett kollégát emlegetik. Voith Mártonnal több mint 15 évig dolgozhattam egy tanszéken. Ma is kedves emlékeim közé tartoznak a sokszor éjszakába nyúló, parázs szakmai vitákkal színesített kutatómunkák, majd az elvégzett munka feszültségét feloldó szenvedélyes tarokkpartik. Voith Márton közvetlensége, segítőkészsége, emberi tartása és szakmai elhivatottsága ma is példaképül szolgál sokunk számára.

Mi indított el ezen a pályán? Milyen ösztönzők hatására választottad ezt a hivatást?

• Sajnos, látszólag kiábrándító lesz a válaszom (de a végén mégiscsak optimista lesz a befejezés), hiszen Édesapám korai halála miatt már érettségi előtt (17 éves koromban) dolgoznom kellett. Munkahelyem a

Lenin Kohászati Művek Nagykovácsműhelye lett, ahova „protekciónal” vettek fel. Akkor még divatban volt az üzemek közötti labdarúgó-bajnokság, és annak érdekében, hogy én szombaton már „igazolt” játékosként szerepelhesek a Nagykovácsműhely csapatában, rövidített felvételi folyamaton estem át. Ez abból állt, hogy az üzem személyzeti vezetője személyesen(!) várt az egyik kapunál, és végigvitte a már akkor is sok macerával járó teljes és soklépcsős folyamatot. Sajnos nem emlékszem arra, hogy vajon győztünk-e a másnapi meccsen, amit a DVTK Stadion nagy, füves pályáján vívtunk meg...

Magántanulóként fejeztem be a gimnázium utolsó osztályát, és esti tagozatos hallgatóként kezdtem el tanulmányaimat a miskolci Nehézipari Műszaki Egyetem Kohómérnöki Karán. Ez nekem akkor nagyon nagy szomorúság volt, mert én villamosmérnök szerettem volna lenni, de az üzem vezetői közölték, ha nem megyek kohászni, akkor semmiféle képzésre nem javasolnak. Ezért (kényszerűségből) lettem esti tagozatos kohász hallgató. Ez azt jelentette, hogy naponta rendszeresen 4-től 8-ig négy tanórát tartottak számunkra az egyetem oktatói.

Majd, mivel feltehetően behívtak volna katonának, a második év végén kértem Patyi bácsit (*Pattantyús Imre*

professzor urat, akkori dékánunkat), engedélyezze átlépésemet a nappali tagozatra. Ehhez ő több mint egy tucatnyi (pontosan: 15) különbözőzeti vizsga, illetve gyakorlati jegy megszerzéséhez kötötten hozzájárult, így én csak a harmadik év elején csatlakozhattam a nappali évfolyamhoz. Mivel a különbözőzeti vizsgák letétele mellett a tanulmányi átlagom is igen fontos volt (az ösztöndíjból éltem), jószerezve minden szabadidőmben tanultam. Ráadásul Miskolcon (Diósgyőrben) laktam, ami bizonyos szempontból kétszeres hátrányt jelentett: részben kétszer egy óra ment rá az akkor még igencsak rossz közlekedésre, részben nem eléggé (nézőpont kérdése) vettem részt az úgynevezett közösségi munkákban. Ennek majdnem katasztrófális következménye lett: akik a fenti nézőpont „másik” oldalán álltak, fegyelmit készítettek elő ellenem, amiről az 1956-ban visszakapott személyi anyagom tájékoztott. Tehát én tulajdonképpen '56-nak az oklevelemet is köszönhetem.

Mik voltak egyetemi éveid alatt azok a hatások, amelyek elmélyítették a szakma iránti elkötelezettségedet, hivatástudatodat? Kik voltak azok a professzorok, oktatók, akik szakmai, emberi példájukkal hatottak rád, mit tanultál tőlük?

• A szakma iránti elkötelezett-

ségem tulajdonképpen már a Nagykovácsműhelyben kialakult. Igen sok olyan komoly feladatot kellett megoldanom, amelynek megtervezése után annak igen rövid idő alatti tényleges kivitelezésénél is jelen lehettem.

Végső kicsengésében kudarcnak lehet tekinteni, hogy nem valósult meg a „vas és acél országa”, hiszen meg kellett teljes részletességgel tervezni egy új Nagykovácsműhelyt, ami a jelenlegi vendégház és a már lebontott „tatterzál” helyén lett volna. Működött volna benne egy 10 ezer tonna (ma 10 MPa) nyomóerejű hidraulikus sajtó is, ami alkalmas lehetett volna – többek között – az úgynevezett monoblokk vasúti és villamos kerekek egy lépéses gyártására is (nem kellett volna a tárcsát is és az abroncsot is külön-külön gyártósoron elkészíteni, és hőzsugorodással összekapcsolni). Itt kell emlékeztetnem arra, hogy abban az időben igen sok motorvonat készült hazánkban Egyiptom és Argentína számára. Ennek a túlzott iparosítási tendenciának Rákosi Mátyás halála és Nagy Imre első kormánya vetett véget. Példaképeim (a teljesség igénye nélkül):

Verő József professzor úr, aki az egyik félévben négy egymás utáni órát tartott, elsötétített teremben, igen tömör, de nagyon pontos fogalmazásban, és ráadásul nem volt sem jegyzet, sem tankönyv. Felértékelődtek azoknak a sajátkezű jegyzetei, akik nem aludtak el...

Geleji Sándor professzor úr több évtizedes szakmai tudását és szakmaszeretetét oltotta belénk. Akkor még az ipar vezető emberei is hajlandók voltak egyetemi oktatóvá válni. Geleji prof a Csepeli Fémmű műszaki igazgatója volt, és többek között ő hozta létre az alumínium táblalemez hengerművet (kellett a háborúban a repülőgépek gyártásához). Elmesélte, hogy amikor megindult a termelés, hívatta Weisz báró (így mondta), és „a köszönő szavak mellé egy vastag borítékot nyomott a kezembe, amiért nem kellett semmit aláírnom. Az első WC-be bementem és megszámláltam: 10 ezer pengő volt, amiből Óbudán egy emeletes házat tudtam építeni.”

Díószeghy Dániel professzor úr („nem is kohász az kérem, aki még nem robbant..., én igen”) például a föld alatti elgázosítást is szerette volna

megvalósítani. Ma ott vagyunk, hogy lehet, hogy a szénbányák újra megindulnak, és mellettük gáztermelő generátorok lesznek (mennyibe is kerül a földgáz?).

Uray Vilmos professzor urat sokszor láttuk Csepelen is dolgozni (a tanszékünknek akkor volt Csepelen is állandó laboratóriuma), amint éppen villamos motorokat vizsgált. Az első órát azzal kezdte, hogy felejtünk el mindent, amit eddig az alaptárgyi oktatás keretében villamosságtanból tanultunk (pl. div, grad, rot, nábla, delta operátorok...).

Pattantyús professzor úr műszaki igazgató volt korábban a Győri MÁVAG-ban. Kohászati elektrotechnikát is oktatott. Nem lényeges ugyan, de emlékszem: engem pont három órán keresztül kérdezett a különbözőzeti vizsgámon, még az apró betűs részeket is firtatta a Gépek üzemtana vizsgán. (Ma ehhez hasonló gyakorlati oktatás nem igazán van.)

Az egyetemi évek után hogyan alakult a pályád? Az Egyetemen egy nemzetközi elismertségű szakmai műhelybe kerültél, mi volt a titka ennek a jó szakmai közösségnek? Mi volt az, ami hosszú távú műnői adottságokat adott szakmai pályádra?

• Mivel az V. év második feléve sztrájkhangulatban indult, én január végén „visszakéredzkedtem” előző munkahelyemre, a Lenin Kohászati Művek Nagykovácsműhelyébe. Geleji Sándor professzor úr hívó szava itt talált rám, és az ő hívására még az 1957-es év nyarán visszajöttem az Egyetemre, de már nem hallgatónak, hanem „gyakornoknak”. (Ez pontosan fél annyi fizetést jelentett, mint amit a gyárban otthagytam. De hát a tudomány...)

A számlálóra sok fokát végigjárva ehhez a munkahelyhez (régi nevén: Kohógéptani és Képlékenyalakítástani Tanszék) a nyugdíjazásomig hű maradtam. Ennek elsődleges oka a főnökünk igen nagy aktivitása (sok munkát kaptunk) és a kollektíva igen jó emberi összetartozása. Mindig volt „nagyüzemi” technológiai kísérlet, ami bizony sokszor éjszakai munkákat is jelentett. Az eredmények legtöbbször nagyon biztatóak voltak, de sajnos nem mindig voltak meg a feltételek ahhoz, hogy az eredmények alkalmazásra is kerüljenek...

Diákéveim alatt engem is tanítottál. Így közvetlenül is meg tudom erősíteni, hogy az egyetemi hallgatók nagyon szeretnek és tisztelnek, sokkal szoros szakmai kapcsolatot tartasz az egyetemi évek után is. Hogyan egyeztetted össze a szakmai szigort az emberi kapcsolatokkal, a szakmai ismeretátadást a neveléssel?

• Erre nekem nehéz válaszolni, de talán összefoglalva: mindig rossz főnöknek éreztem magam (valószínűleg az is voltam), és inkább a kollektív és (az egyeztető megbeszélések utáni) önálló tevékenységet szerettem.

Hosszú ideig voltál aktív oktató, több reformot, átalakítást megéltél az Egyetemen. Milyen hatásokkal szembesültél, hogyan tudtad elközelítéidet megvalósítani?

• Valóban szinte állandó reformok keresztüztében dolgoztunk. Állandóan új és új tanterveket és tematikákat kellett készíteni. Jött az akkreditáció is, ami az elején igen sok papimunkát jelentett, de *Róna-Tass András* professzor úr, az Akkreditációs Bizottság akkori elnöke egy nyugati rektori konferencia után megfogalmazta: a nem akkreditált egyetemnek nem is adhatnának ki érvényes (mármint a világ többi országában is érvényes) oklevelet. Igaza volt, ezért elindult a lázas munka. Egyetemünkről teherautó szállította Budapestre a sokpéldányos és nagy terjedelmű beadványokat. Bár én ellenpéldát is tudnék felhozni: Svédországban *Strandell* professzor úr 1956-ban két, oda emigrált hallgatónk indexét kezébe véve, egy-két tanár aláírásának felismerése után elfogadta a miskolci eredményeket. Úgyszintén Aachenben is beszámították az itthoni eredményeket.

A képlékenyalakítás területén jelentős eredményeket értél el, szakmai műhelyt, iskolát alakítottál ki. Mit tartasz legjelentősebb szakmai eredményeidnek?

• Tudományos értekezéseim közül jelentősnek tartom doktori értekezéseimet: A pilgerhengerlés teljesítményszükségletének pontosabb meghatározása (1967); A sík szalagfektetést biztosító hidegszalag-hengerlési technológia optimalizálása (1977); A hőmérsékleti hatások figyelembevételével

tele a képlékenyalakító technológiák optimalizálásakor (1984).

Fő kutatási és oktatási területeim a képlékenyalakítás, a nagy alakváltozások témakörében voltak, ezen belül különösen: lapos termékek meleg- és hideghengerlése – profilhengerlés – csőgyártás, huzal-, rúd- és csőhúzás – kovácsolás és sajtolás – kisajtolás (extrúzió). További kutatási témáim: alumínium féltermékek gyártása, alakítógépek tervezése, üzemeltetése, a hőmérsékleti hatások tervezése a képlékeny alakításban – termomechanikus alakítás, képlékenyalakító technológiák számítógéppel segített interaktív tervezése, illetve optimalizálása.

Az oktatásban 41 évet töltöttem. Ezen idő alatt mintegy 14 tantárgyat oktattam.

Hét elnyert pályázat témavezetője lehettem, hat könyvet, könyvrészletet írtam, négy egyetemi jegyzetet készítettem. Szakmai közleményeim száma 22.

Hogyan élted meg a szakma presztízsének csökkenését, az iparág jelentőségének visszaesését? Hogyan látod a szakma jövőjét?

• A képlékenyalakítás, mint termék- illetve féltermék-kibocsátó iparág mindenképpen életképes marad. Sajnos a kohászat fogalomkörébe sorolt szakma közutálat tárgyát képezi, pedig hosszabb távon ez feltétlenül életképes. A fémeknek a műanyaggal, vagy például a betonnal szemben az is az előnyük, hogy természetbarátok, az elhasznált fém alkatrészek külön beavatkozás nélkül sem szennyezik a környezetet. Viszont mindenképpen szükséges az, hogy jobb és könnyebb, nagyobb teherbírási és pontosabb méretű, illetve jobb mechanikai tulajdonságokkal rendelkező fémötvözeteket állítsunk elő!

Milyen szakmai és az egyetemi oktatási kitérései lehetőségeket látsz? Milyen tanácsokat adsz a

Kohászati Lapok olvasóinak – az egyetemistáknak, a pályakezdő és a pályájukat művelő kollégáknak?

• Mindenképpen szükségesnek látom a tervezőmérnök és a művezető jellegű képzés különválasztását, ami már a szakiskolánál kell kezdődjön (meg kell teremteni a szakmunkások becsületét). A régi felsőfokú technikusképzéshez hasonló oktatás lenne kívánatos, a bolognai folyamat ellentétben, ahol a 3+2 év alatt mindent elvárnak a hallgatótól.

Egyébként a szakmánk bizonyos területei, mint például az öntészet, Magyarországon hosszú távon vonzó lesz, a fém és a javított fémötvözetek előretörését várom. Kellene a jól képzett szakemberek, de ők ne elméleti, hanem mérnöki alapképzést kapjanak mind a főiskolákon, mind az egyetemen!

Imre József

Interjú dr. Gulyás Józseffel, a miskolci egyetem professor emeritusával



Dr. Gulyás József a Miskolci Egyetem professor emeritusa. 1957–1993 között a Miskolci Egyetem, illetve korábbi nevén a Nehézipari Műszaki Egyetem Kohómérnöki Kara Kohógéptani és Képlékenyalakítástani Tanszékének, majd a Műszaki Anyagtudományi Kar Fémteni és Képlékenyalakítástani Tanszékének, később Anyagtudományi Intézetének oktatója és kutatója.

Türelemes, segítőkész, a hallgatókkal is mindig előzékeny tanárként ismeri mindenki. A kísérleti mérések során a tanár úr precizitása, átszellemült kiselőadásai, újszerű megoldásai, problémaérzékeny gondolkodásmódja és a közös munka élménye minden diák számára emlékezetes marad. Mindenki csodálta széleskörű ismereteit és fantasztikus memóriáját. Tanszéki legenda, hogy Geleji professzor úr a tanszéki értekezleteken a hivatalos ügyek lezárását követő beszélgetések során egy általa felvetett, sokszor szakmán kívüli témában gyakran „vizsgáztatta” a kollégákat. A vége legtöbbször „Apuskáim, maguk nem tudnak semmit!” megállapítás volt. Egyszer Gulyás Jóska, aki közismert memóriáját gyakran lexikonok olvasásával is tréningezte, éppen előző napon olvasta a Révai-lexikonban a professzor úr által aznap felvetett témát, és a lexikoni szöveget szó szerint fel is mondta. Geleji professzor döbbszent ámulattal hallgatta.

Gulyás tanár urat hallgatóként ismertem meg, és utána oktatóként dolgoztunk együtt több mint 15 éven át a tanszéken. Ma is szívesen gondolok az együtt végzett kísérletek komoly szakmai kihívásaira és segítőkész, nyitott, közvetlen egyéniségére.

Mi indított el ezen a pályán? Milyen ösztönzők hatására választottad ezt a hivatást?

• Világéletben erősen vonzódtam a technikai dolgok iránt. Ma is jól emlékszem, hogy kiskoromban, mivel egy vasútállomás közelében laktunk,

nagyon gyakran kimentem oda, és elbűvölten tanulmányoztam a 376-os típusú rövid, szerkocsi nélküli mozdonyt és annak gépezetét. Gyerekként ez egy életre szóló élményt és determinációt jelentett.

Középszkolás koromban érdeklőd-

sem az elektrotechnika felé fordult, még egy működőképes kis mellékáramkörű motort is barkácsoltam.

De a végső befolyást a pályaválasztásomra az az erős emocionális hatás tette, amely egy középiskolai gyárlátogatás során ért. Ezt a megha-

tározó élményt – ma sem tudom elfelejteni – akkor éltem át, amikor a Diósgyőri Vasgár durvahengerdejében működő Lauth-triön folyó lemez-hengerlést láttam. Lenyűgözött az ideoda futó izzó acéllemez látványa, a hengerlési folyamatot precízen kiszolgáló billenőasztal működése, és a hengerészek magabiztos tevékenysége.

Mik voltak egyetemi éveid alatt azok a hatások, amelyek elmélyítették a szakma iránti elkötelezettségedet, hivatástudatodat? Kik voltak azok a professorok, oktatók, akik szakmai, emberi példájukkal hatottak rád, mit tanultál tőlük?

• Annak a hallgatói generációnak, amelynek tagja lehettem, nagy szerencséje volt, hogy a kohómérnöki kar utolsó soproni éveit oktató nemzetközi hírű tudós professorok számai alá kerülhetett. Hogy csak a legnevezetesebbeket említssem: *dr. Geleji Sándor*, akinek egyik könyve Tokióban japán nyelven is megjelent; *dr. Verő József*, aki a Vasipari Kutató Intézet igazgatója is volt, és *dr. Mika József* kémiaprofessor. Csupa akadémikus, csupa Kossuth-díjas, nemzetközileg elismert tudós. De nem kevésbé híres professorok oktatták az alaptárgyakat is.

Oktatóink munkájában is éreztük a felénk irányuló emberi, gyakran baráti megnyilvánulásukat. Személyesen ellenőrizték és korrigálták a hallgatók feladatait, segítették a munkavégzést. A szaktárgyak oktatásán túl is figyelemmel kísérték munkánkat, gyakran megvédték érdekeinket bizonyos adminisztratív túlkapásokkal szemben. Emberi tartásukat és szakmai munkájukat tekintve követendő példaképnek tartottuk őket.

Az egyetemi évek után hogyan alakult a pályád? Az Egyetemen egy nemzetközi elismertségű szakmai műhelybe kerültél, mi volt a titka ennek a jó szakmai közösségnek? Mi volt az, ami hosszú távú munkát adott szakmai pályádra?

• Amikor én végeztem, a diplomatervet a gyakornoki év első felében kellett elkészíteni és megvédeni. Első munkahelyem a Csepeli Vas- és Fémművek Kovácsológára volt, diplomatervem témájául viszont egy blokkhengergörgetés tervezését kaptam. Végül is az egyetemet 1954 decemberében piros

színű dokumentum birtokában hagytam el. A fent nevezett gyárban három munkahelyen is dolgoztam, míg 1955 nyarán áthelyeztek a csepeli Fémműve, ahol meleg, családi munkahelyi légkör fogadott. Bő egy évi tevékenykedés után a vezetőség három éves külföldi (oroszországi) aspirantúrára javasolt, ami az októberi forradalom miatt meghiúsult.

1957 januárjának utolsó hetében a Nagykörúton találkoztam *Geleji Sándor* professzor úrral, aki azonnal felvett a miskolci Nehézipari Műszaki Egyetem Kohógéptani és Képlékenyalakítástani Tanszékére tudományos munkatársi beosztásba. Utólag rájöttem, hogy számomra kedvezőbb volt ez a státusz, mint az oktatói. Hiszen így az időm nagyobb részét fordíthatam kutatásra, mintha oktatói státuszba kerültem volna. Ily módon mintegy hét-nyolc év alatt elsajátíthattam a kísérleti eszközök megtervezésének, kivitelezésének és azok működtetésének minden titkát. Aktív részese, később irányítója lehettem a tanszék kutató laboratóriuma kialakításának. Eközben természetesen oktatói feladatokat is elláttam.

Visszatérve a tanszéki közösség jó baráti szellemének a titkára, ennek magyarázata egyszerű, mindnyájunkat áthatott az új ismeretek feltárásának vágya, azaz a tudomány művelése, és ez az anyagi gyarapodás vágyát is másodlagossá tette. Ez akkor belémivódott és pályám teljes időtartama alatt alapvető motivációt jelentett.

Diákéveim alatt engem is tanítottál. Így közvetlenül is meg tudom erősíteni, hogy az egyetemi hallgatók nagyon szeretnek és tisztelnek, sokukkal szoros szakmai kapcsolatot tartasz az egyetemi évek után. Hogyan egyeztetted össze a szakmai szigorat az emberi kapcsolatokkal, a szakmai ismeretátadást a neveléssel?

• Könnyű volt a hallgatóimmal jó kapcsolatot teremteni, hiszen a tudás iránti vágy őket is áthatotta, és ez önmagában is jó hallgatói közösséget teremtett. Ha az oktató méltányolja és elismeri a hallgatók teljesítményét, akkor ez nagyon szoros emberi kapcsolatokat is megalapozhat, és ők is szívesen befogadják az oktatót szakmai közösségükbe.

Hosszú ideig voltál aktív oktató, több reformot, átalakítást megéltél az Egyetemen. Milyen hatásokkal szembesültél, hogyan tudtad elképzeléseidet megvalósítani?

• A memókképzés fő feladata a magas szintű elméleti és gyakorlati oktatás. Ehhez pedig nem kevés pénz kell! Ha ez biztosítva van, semmiféle reformra nincs szükség. Sajnos a reformok titkolt célja a költségek egy részének megtakarítása, lefaragása volt, eddig ugyanis mindig ezt tapasztaltam. Egy jól felszerelt laboratóriumban folyó gyakorlati oktatást, a saját kísérletek meghatározó élményét semmiféle elméleti modellezés, vagy üzemi gyakorlat nem pótolhatja.

A képlékenyalakítás területén jelentős eredményeket értél el, szakmai műhelyt, iskolát alakítottál ki. Mit tartasz legjelentősebb szakmai eredményeidnek?

• Új felismeréseim közül a rúdszelvények hengerlésekor az alakító üregek kopási profilja meghatározásának módszerét, modelljét emelném ki. A szakma akkori technikai színvonalához illő további két új összefüggést dolgoztam ki, és kísérleti kipróbálását, igazolását is irányítottam: az idomvasak zárt üregeiben a maximális nyújtási szám kiszámítási módszere, valamint a csövek hengerlésekor a pilgerhengerek minimális szélesedést biztosító hosszirányú profiljának számítási modellje.

Mivel kutatásaim köre túl széles volt, ezért egy-egy téma lezárásakor minden energiámat már a következő probléma előkészítésére, megoldására fordítottam, így intenzívebb publikációs tevékenységre sajnos nem maradt elég időm és energiám. Alapvető motivációim és elkötelezettségeim is a folytonos kutatásra ösztönöztek.

Hogyan élted meg a szakma presztízsének csökkenését, az iparág jelentőségének visszaesését? Hogyan látod a szakma jövőjét?

• Azt hiszem, hogy már a hatvanas években minden kohász szakember tudta, hogy a magyar vaskohászat – Dunaújváros kivételével – mind szerkezetét, mind technológiáit tekintve elavult. Ennek kezelésére az akkori Országos Tervhivatal szakembereinek megvolt a józan, világos terve (köz-

ponti acélmű Sajókeresztúr térségében, acélszállítás torpedó üstben stb.). Nem így történt, hogy miért – no comment. Nos 1980-ban megindult az iparág lejtmenete, amit a rendszerváltás csak felerősített. Sajnos az iparág egyre nehezebb helyzete is azokat sújtotta, illetve sújtja, akiknek semmi lehetőségük nem volt az alapvető folyamatokat befolyásolni.

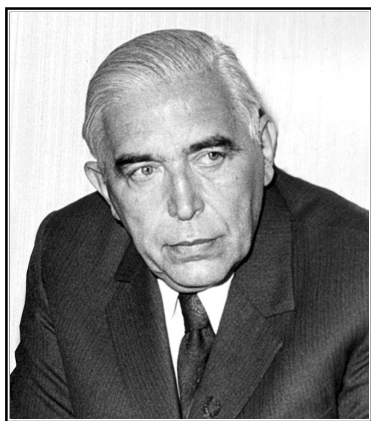
Milyen szakmai és egyetemi oktatási kitérési lehetőségeket látsz? Milyen tanácsokat adsz a Kohászati Lapok olvasóinak – az egyetemistáknak, a pályakezdő és a pályájukat művelő kollégáknak?

• Ne áltassuk magunkat, Magyarországon a belátható jövőben jelentősebb acélipari beruházás csak a Dunai Vasműben képzelhető el. Az

elektromos autók forradalmi áttörése miatt elképzelhető a hazai rézbányászat fejlődése és az ehhez kapcsolódó beruházások. Az egyetemen már most célszerű lenne ilyen irányban fejleszteni. Az oktatói háttér jelenleg biztosított.

Imre József

Száz éve született Gillemot László akadémikus



A száz éve született *Gillemot László* tiszteletére a BME Anyagtudomány és Technológia Tanszék vezetőjének javaslatára ez az év centenáriumi emlékévvé nyilvánították. Illő és kívánatos, hogy Gillemot professzorról a kohászat is megemlékezzen, mert Gillemot professzornak szakmánk területén is elévülhetetlen érdemei vannak. Rá már csak az idős korosztály emlékezik. E sorok írójának a Fémipari Kutató Intézetben 15 évig tisztelt és szeretett igazgatója volt.

Gillemot László Budapesten született 1912. október 7-én, meghalt 1977. augusztus 20-án. Egyetemi tanulmányait az akkori nevén a Magyar Királyi József Nádor Műszaki Egyetemen végezte 1930–35-ben. Az utóbbi évben szerezte meg jeles gépészmérnöki diplomáját. Széleskörű érdeklődésére és műveltségére jellemző, hogy gimnazista korában az országos matematikai tanulmányi versenyen – *Hajós Alfréd* mögött – a 2. helyezést érte el, és hogy műegyetemistaként az akkori Pázmány Péter Tudományegyetemen rendkívüli hallgatóként fizikai, matematikai és filozófiai tanulmányokat is folytatott.

1935-ben rövid ideig a Standard Villamossági Művekben dolgozott, de ez év novemberében már a Mechanikai Technológia Tanszéken találjuk. Itt először gyakornok, tanársegéd, majd adjunktus. Tanszékvezetője, *Misángyi* professzor 1944 végén Németországba távozott, és szerencsétlenül magával vitte a műegyetemi hallgató-ság egy részét. Gillemot-t adjunktusként megbízták helyettes tanárnak. Ezután pályája szédületes gyorsasággal emelkedett. Pályázattal hamarosan és véglegesen elnyerte a tanszékvezetést. 1947 szeptemberében már egyetemi rendkívüli tanár, ez év novemberében pedig egyetemi nyilvános rendes tanár, ami megfelel a mai tanszékvezető egyetemi tanári címenek. De mindeközben tovább képezte magát, 1941-ben műszaki doktor: a Hegesztés röntgenvizsgálata c. disszertációjával, melynek reprint kiadását az Akadémián a Gillemot-emlékülés minden résztvevője megkapta ajándékba.

1944-ben egyetemi magántanár lett. 1948-ban beválasztották az akkor megalakult Magyar Tudományos Tanács tagjai sorába. A Nehézipari Központban megalakulásától megszüntéig a tudományos osztály vezetője volt, egyetemi állásával párhuzamosan. 1949-ben az MTA levelező tagja lett. Székfoglalójának témája: A gömbszemcsés grafit kristályosodása (I. Öntöde, 2. 1951. 3. sz. 49–56. old.).

1965-ben az MTA rendes tagja lett, székfoglalójának témája: A fémek tulajdonságainak jellemzése a fajlagos alakváltozás munkájával. 1949-ben megkapta a Kossuth-díj arany fokozatát a hegesztett szerkezetű Kossuth-híd építésével kapcsolatos

röntgenvizsgálatokért, 1957-ben pedig a Kossuth-díj ezüst fokozatát a hazai nyersanyagokon alapuló titányártási technológia kidolgozásáért és kísérleti megvalósításáért.

Elnöke volt az MTA Kohászati Főbizottságának, majd Gépészeti Főbizottságának, valamint az MTA Elméleti Technológiai Bizottságának. Tagja volt a Kohó- és Gépipari, a Nehézipari és a Művelődési Minisztériumok kollégiumának, a Vasipari Kutató Intézet tudományos tanácsának. Az OMFB elnöke mellett működő Műszaki Kutatásokat Koordináló Bizottságnak ügyvezető alelnöke volt. 1954–57 között a Mémöki Továbbképző Intézet elnöki tisztségét is betöltötte.

Munkásságát külföldön is értékelték. Tagja volt az International Institut of Welding (London) kormányzó tanácsának, e szervezet alelnöke volt 1971–77 között. Tagja volt a következő egyesületeknek: Metals Society (USA), a C.I.E.P. College International pour Etude Scientifique des Techniques de Production Mecanique-nek (Párizs), a Congress of Fracture-nak (Japán). Elnökként betöltötte e szervezet Magyar Nemzeti Bizottságának elnöki posztját. A Jugoszláv Tudományos Akadémia levelező tagjának választotta.

A Gépipari Tudományos Egyesületben 1958-ban megkapta a Pattantyús Á. Géza-éremet, a Bánki Donát-emlékérem arany fokozatát pedig 1975-ben. Kétszer kapott (1965, 1967) az Oktatásügy Kiváló Dolgozója kitüntetést. 1972-ben a Munka Érdemrend arany fokozatával jutalmazták. Birtokosa volt a Francia Tudományos Akadémia kitüntetése parancsnoki fokozatának (1966), a Society of Fracture-nak.

Szívesen foglalkozott kohászati témákkal is, mutatja ezt két Kossuth-díjának előbb ismertetett indoklása is, valamint első akadémiai székfoglalója. Gillemot professzor legnagyobb érdemének tartom, hogy minden hazai előzmény nélkül megszervezte hazánk első két kutatóintézetét. 1948-ban megbízták az akkori nevén Alumínium és Könnyűfémipari Kutató Intézet (későbbi nevén Fémipari Kutató Intézet, végül Aluterv-FKI), majd egy évvel később – az azonos komplexumban lévő – Vasipari Kutató Intézetet (későbbi nevén Vasipari Kutató és Fejlesztő Vállalat) vezetésével. Az egymástól független két kutatóintézetnek igazgatója volt, az előbbinek 1969 júliusáig, az utóbbinak 1952 szeptemberéig. A két intézet a mai viszonyokhoz képest elképzelhetetlen gyorsasággal épült fel és lett berendezve. A két intézet egyidejű felavatására 1951. szeptember 2-án került sor. Mindez Gillemot professzor elvülhetetlen érdeme, jellemző kitűnő szervezőképességére és hihetetlen munkabírására, hiszen három intézménynek volt egyidejű vezetője. Ezen túl jutott még ideje arra is, hogy egyesületünkben megszervezze az Alumínium Szakosztályt (1949. febr. 9.), melynek első elnöke volt 1952 februárjáig. Ez ekkor alakult át a mai Fémkohászati Szakosztálya. Az Alumínium Szakosztály a Fémkuttal közösen új szaklapot jelentetett meg, az Alumíniumot. Szakosztályi elnöksége alatt Gillemot prof. a választmányának is tagja volt.

Ezért volt okos, hogy a mai utód-tanszék Gillemot-centenáriumát évvel szervezték meg, mert a mai fiatal és középkorú szakemberek erről az időszakról vajmi keveset tudnak. A kezdeménye-

zéshez egyesületünk is csatlakozott, részben e megemlékezés megírásával, részben azzal, hogy eddig két szakosztályunk, a Fémkohászati és az Öntészeti ünnepélyesen megemlékezett Gillemot akadémikusról.

Az emlékévként a professzor tanszék előtti mellszobrának koszorúzásával kezdődött. Ezt 2012. május 14-én a Gillemot László Tudományos Emlékonferencia követte az MTA dísztermében, melyet főleg az idősekből, de mai hallgatókból és doktoranduszokból is álló hallgatóság teljesen megtöltött. Az egész napos rendezvény délutánján *Verő Balázs* elnökölt, mint a konferencia társelnöke, egyben mint az MTA Műszaki Tudományok Osztálya Anyagtudományi és Technológiai Tudományos Bizottságának elnöke. Mindenekelőtt üdvözölte a Gillemot család megjelent tagjait: *dr. Gillemot Ferenc* és *László okl. gépészmérnököt*, valamint *Várkonyiné Gillemot Katalint*. Ezt különben minden előadó megismételte.

A megnyitót és köszöntéseket után *Ginszler János* egyetemi tanár, az MTA rendes tagja tartotta meg előadását: Gillemot László (1912–1977), életéről és művéről családi és társadalmi fotók kíséretében. Kitért a professzor kimagasló előadóképességére, jellemző humorára, amely élénk derűtséget váltott ki.

Tóth László egy. tanár A műszaki anyagvizsgálat fejlődésének 100 éve Magyarországon c. előadásában beszélt a roncsolásmentes vizsgálatok dinamikus fejlődéséről, a kontrakciós munkával kapcsolatos kutatásokról.

Danyi József, a Kecskeméti Főiskola rektora: A gépészeti képlékenyalakítás fejlődésének 100 éve Ma-

gyarországon c. előadását Rejtő professzor munkásságával kezdte, de megemlékezett Geleji akadémikus érdemeiről is, folytatva a korszerű törésmechanikával, a fémek törése okainak vizsgálatával.

Gáti József, az Óbudai Egyetem kancellárja, a GTE Hegesztési Szakosztályának elnöke méltatta a bevonatolt és volfrám elektróda, az argon-védőgázos eljárások, a kétpálcsás eljárás, az alumínium-hegesztés és az automatizálás jelentőségét.

Ezt követően a szervezők, az MTA, a Magyar Roncsolásmentes Vizsgálati Szövetség és a BME már említett tanszéke ebédre invitálta a résztvevőket.

A délutáni plenáris ülés elnöki posztját *Dévényi László* tanszékvezető, társelnök vette át.

Verő Balázs a kohászat és öntészet 100 éve hazánkban c. előadásában a súlypontot az utóbbi évtizedekre és a jelenre tette. Bevezetésként Gillemot professzor 147 dolgozatát csoportosította szakirányok szerint: tudománypolitika, felsőoktatás, bauxit-feldolgozás, titánkohászat, roncsolásmentes anyagvizsgálat, hegesztés, anyagfejlesztés, mechanikai anyagvizsgálat (törésmechanika) és képlékenyalakítás (52), méretezés. Majd az ISD Dunaferr, az ALCOA Kőfém Kft., a Fémalk Kft., a Magyarmet Finomöntöde Bt. működését vette górcső alá.

A további négy előadás kevésbé érinti a kohászokat, ezért ezek ismertetésétől eltekintek.

Befejezésül még két megjegyzés: október–novemberben a BME-n Gillemot-émlékiállítás lesz, míg október 8-án Gillemot-émlékezés.

Dr. Pilissy Lajos tiszteleti tag

Az OMBKE Öntészeti Szakosztálya

megalakulásának 60. évfordulója alkalmából
2012. szeptember 22-én kiállítással egybekötött ünnepi

Emlékkülést

tart az Öntödei Múzeumban.

A Szakosztály az elmúlt 10 év eseményeit az „50 éves könyv” kiegészítéseként összefoglalja, és ezt a Kohászati Lapokban megjelenteti.
A részletes programot a későbbiekben tesszük közzé.

XIX. Szigetközi Szakmai Napok

Az OMBKE Ferencz István Észak-dunántúli Regionális Kohász Szervezete szervezésében tartották meg 2012. június 29–30-án a XIX. Szigetközi Szakmai Napot, mintegy 95 kohász és bányász kolléga részvételével, új helyszínen, Dunakilitin, a Diamant hotelben.

A rendezvény gyárlátogatással kezdődött a mosonmagyaróvári Mofém Zrt.-ben, majd 12 órától a mosonmagyaróvári Polgármesteri Hivatalban Nagy István polgármester fogadta a résztvevőket. Délután a következő öt szakmai témájú elő-

adás hangzott el:

Dr. Vitális György: Ásványkincsek bányászatának kezdetei a Kárpát-medencében

Doboczky István – dr. Molnár Dániel: Sárgaréz kokillaöntvény technológiai fejlesztése

Papp Szilárd: Öntöttvas motorblokk az AUDI-nál

Dr. Dúl Jenő – Leskó Zsolt: Öntészeti kutatások „A felsőoktatás minőségének javítása kiválósági központok fejlesztésére alapozva a Miskolci Egyetem stratégiai kutatási területein” című TÁMOP-4.2.1.B-10/

KONV-2010-0001 jelű projektben *Zubács Róbert:* Mészektől a cementig, avagy a Lábatlani Cementgyár a múlt szigete

A vacsorát követően hagyományos szakestélyre került sor, amelyhez cigányzenekar szolgáltatja a zenét.

Összegezve: a rendezvény jelentős létszámú, eredményes és jó hangulatú volt. Reméljük, 2013-ban, a jubileumi XX. Szakmai Napon is minél többen találkozunk.

 **Katkó Károly**

Öntészeti szimulációs fórum

A Miskolci Egyetemen 2012. június 7-én rendezték meg az „Öntészeti szimulációs fórum 2012” c. szakmai-tudományos konferenciát, amely „A Miskolci Egyetem Technológia- és Tudástranszfer Centrumának kialakítása és működtetése” c. (TÁMOP-4.2.1-08/1-2008-0006) projekt Öntészeti kutató-oktató labor (PP5) mintaprojekt eredményeinek fenntartását segítő kezdeményezésként valósult meg.

A rendezvény a Metallurgiai és Öntészeti Intézet öntészeti műhelycsarnokában kezdődött, ahol a nagyszámú érdeklődő szakmai közönségnek bemutattuk az öntészeti oktatás és kutatás feltételeit segítő projektek eredményeit. Az öntészeti szimulációs laborban a korábbi kutatási együttműködésekhez tartozó eredményekből tartottunk bemutatókat.

Ezután az alábbi szakmai előadások hangzottak el:

Dr. Dúl Jenő tanszékvezető egyetemi docens, Öntészeti Tanszék: Az öntészeti szimuláció alkalmazásának első 10 éve a Miskolci Egyetemen

Dr. Molnár Dániel adjunktus, Öntészeti Tanszék: Az öntészeti szimulá-

ció alkalmazásának második 10 éve a Miskolci Egyetemen

Szabó Richárd értékesítési vezető, Prec-Cast Kft.: Az öntészeti szimuláció szerepe a nyomásos öntészeti termék és technológia fejlesztésében

Walczér Csaba MSc kohómérnök, Kienle+Spiess Hungary Kft.: Öntészeti szimuláció alkalmazása a rotoröntvények gyártási technológiájának fejlesztésében

Dr. Dúl Jenő ügyvezető, Foundry-Solid Kft.: Öntészeti szimulációs szolgáltatások a Foundry-Solid Egyetemi Innovációs Közhasznú Nonprofit Kft. közreműködésével

A Miskolci Egyetem az Öntészeti oktató-kutató laboratórium kialakítása és működtetése érdekében együttműködési megállapodásokat kötött a projekt teljesítése érdekében a hazai öntödékkel. A rendezvényen vette át az egyetem szenátusa által jóváhagyott együttműködési megállapodást *Kuttor György*, az Ecseri Kft. ügyvezető igazgatója és *Tóth László*, a TM Öntöde Kft. igazgatója.

A rendezvény kiemelkedő jelentőségű eseménye volt *Győri Imre*, a

Magyarmet Finomöntöde Bt. ügyvezető igazgatójának bejelentése egy precíziós öntészeti viaszmintá- és kerámiakészítő laboratórium kialakítására irányuló együttműködési megállapodás létrehozásáról. A laboratórium eszközeit, működtetésének feltételeit a finomöntöde önerőből biztosítja.

Az Öntészeti szimulációs fórum résztvevői meggyőződhetnek arról, hogy az elmúlt években végzett sokrétű fejlesztési tevékenység eredményeként a Miskolci Egyetemen egy korszerű öntészeti oktató-kutató centrum jött létre, mely alkalmas az öntészeti technológia- és tudástranszfer feladatok teljesítésére. Az öntészeti szimuláció az elmúlt 20 évben folyamatosan fejlődött, és a rendelkezésre álló speciális szaktudás, a hardver- és szoftver-feltételek biztosítják az üzemi alkalmazás kiterjesztését, melyet a Miskolci Egyetem és a Magyar Öntészeti Szövetség által létrehozott közös tulajdonú Foundry-Solid Egyetemi Innovációs Közhasznú Nonprofit Kft. tevékenysége keretében valósítunk meg.

 **D.J.**

Átadták a 2012. évi MÖSZ-díjakat

A Magyar Öntészeti Szövetség (MÖSZ) 2012. május 23-án Rác-kevény, a Savoyai-kastélyban tartotta 21. közgyűlését. A közgyűlés 5. napirendi pontja a 2012. évi MÖSZ-díjak átadása volt. A díjakat *dr. Sohajda József*, a MÖSZ elnöke adta át.

A **2012. évi MÖSZ Életmű-díjat** a MÖSZ elnökségének döntése alapján *dr. Dúl Jenő* egyetemi docens (Miskolci Egyetem – ME) kapta.

Dr. Dúl Jenő a Nehézipari Műszaki Egyetem (ma Miskolci Egyetem) docense, a Metallurgiai és Öntészeti Tanszék, valamint az Öntészeti Kutató-Oktató Labor vezetője. Számtalan hazai és külföldi előadás, publikáció, tananyag szerzője. Az egyetemen töltött több mint 40 év során kohómérnökök százainak volt gyakorlatvezetője, oktatója, doktori konzulense. Több évtizedes oktatói és kutatói tevékenysége az egyetemen túl az egész magyar öntészeti szakma számára példaértékű, országos és nemzetközi elismertségű. A díjazottat több évtizedes eredményes munkássága, a magyar öntészet fejlődése érdekében kifejtett tevékenysége egyértelműen méltóvá tette a MÖSZ Életmű-díjra.

A **2012. évi MÖSZ-díjat** a kuratórium a jelentős technológiai fejlesztés megvalósítása tárgykörben benyújtott pályázata értékelése alapján a *Nemak Győr Kft.*-nek ítélte.

A Nemak Győr Kft. szakemberei a társaság legnagyobb darabszámmal gyártott terméke, az Opel FAMO típusú, négyhengeres motor hengerfej-öntvény gyártásánál egy új öntési technológiát fejlesztettek ki. Az ún. TSPP technológia esetében a kokillában végzett dagadó öntéshez képest megváltoztatták a forma töltésének a módját. Az első szakaszban a beömlő rendszeren keresztül alulról töltik a

formát a tápfej 1/3-áig, majd felső öntéssel friss folyékony fémmel töltik fel a tápfejet, ezzel biztosítva az öntvény hatékony táplálását. A jobb dermedési viszonyok eredményeként 5-10%-ot javultak a mechanikai tulajdonságok, a tápfej optimalizálásával javult az öntvénykihozatal, az öntőrobot működésének optimalizálásával nőtt a termelékenység, csökkent a selejt. Egy 50 000 db-os kísérleti széria legyártásának tapasztalatai alapján indult el a szériagyártás.

A „**Kiváló fiatal öntész**” MÖSZ-díj pályázatot nyolcadik alkalommal írták ki. 2012-ben két pályázat érkezett a kutatás, illetve technológiai fejlesztés területén kifejtett eredményes alkotó tevékenységek eredményeinek bemutatásával. A pályázatok a kiírásnak mind formai, mind tartalmi szempontból megfelelték. Az elért eredmények bemutatása és azok értékelése alapján a MÖSZ-díj kuratóriuma a 2012. évi „Kiváló fiatal öntész” MÖSZ-díjat *dr. Svidró József Tamásnak* adományozta. A díjazott okleveles kohómérnök az ME doktorandusz képzésében 2011-ben szerzett abszolutóriumot. Pályázatának címe a „Lemezes és gömbszemes öntöttvasak penetrációs vizsgálata” volt. A pályázó az öntvényhibák megelőzése érdekében végzett kutatásokat, a fém/formázókeverék határfelületén lejátszódó fém-, hő-, illetve gáztranszport



■ A 2012. évi MÖSZ-díjak kitüntetettjei, jobbról balra: dr. Svidró József, dr. Dúl Jenő és dr. Fegyverneki György, a Nemak Győr Kft. képviselője

folyamatokat vizsgálta, kísérleteket végzett az öntöttvas foszfor-, illetve a formázókeverék kéntartalmának hatása penetráció kialakulására témakörben. A pályázó munkájának – a hőfizikai tulajdonságok vizsgálata és annak eredményei – segítségével a szimulációs szoftverek formázókeverékre vonatkozó adatai váltak pontosíthatóbbakká, a formázókeverékben lejátszódó gázfelszabadulással járó folyamatok elemzésével a formák és a magok felhevülési és bomlási folyamatáról kaphatunk bővebb információkat, melyeknek az öntvényhibák szimulációval végzett előrejelzésében van jelentősége.

A 2012-ben MÖSZ-díj kitüntetést elnyert szakemberek a korábbi szokásrendnek megfelelően pályamunkáikról előadást tartanak a 22. Magyar Öntőnapok (2013. október) rendezvényen is.

HP

Győri Imre, a Magyar Öntészeti Szövetség tagvállalata, a Magyarmet Finomöntőde Bt. ügyvezető igazgatója az „Év vállalkozója” díjat kapott. A díjat a Fejér Megyei Kereskedelmi és Iparkamara 2012. május 24-i küldöttgyűlésén adták át. A kamara elnöksége ezzel a megtisztelő kitüntetéssel a Fejér megyében kiemelkedő tevékenységet, eredményes, példaértékű munkát végző vállalkozókat ismeri el.

A Magyar Öntészeti Szövetség tagvállalatai nevében ezúton is gratulálunk Győri úrnak a kitüntetéshez, és további sikeres munkát, jó egészséget kívánunk.

Dr. Hatala Pál, Magyar Öntészeti Szövetség

Múzeumok Éjszakája az Öntödei Múzeumban

Ebben az évben tizedik alkalommal rendezték meg a Múzeumok Éjszakája című rendezvénysorozatot, amelyen az Öntödei Múzeum is aktívan részt vett. A helyszínen ezen az estén is segített a Magyar Öntészeti Szövetség és az OMBKE Öntészeti Szakosztálya.

A múzeum a program szerint csak este 6 órától várta az érdeklődőket, de sokan már előbb érkeztek, hogy itt kezdhesék el sétájukat a gyűjtemények világában és a programok sokaságában.

Este 7 órától a Ganz-öntöde utolsó munkanapját megőrkítő „Itt felejtették” című filmet vetítettük le az öntöde csarnokában. Nyolc órától a költészeté lett a főszerep. „Lírai Víziváros” címmel fiatal budai költők, *Baksa-Soós Attila* és *Csepregi János*, valamint *Képes Gábor* gyűjteményvezető olvastak fel írásaikból. A rendezvény együttműködő partnere a Fiatal Írók Szövetsége volt.



■ Oláh Gergely Máté felvétele

Kilenc órától *Oláh Gergely Máté* II. kerületi fotóművész kiállítása nyílt meg a múzeum galériáján. Mint megtudtuk, a 2008 óta a kerületünkben lakó fotóművészt lenyűgözte a környék rejtélyessége, sok érdekes fekete-fehér felvételt készített a kerületről és lakóiról. A kiállítás számunkra legbecsesebb felvétele az a két fotó, melyet a művész az Öntödei Múzeumból készített, és a múzeumnak ajándékozott (1. kép).

A hangulatos este zárásaként *Lamm Dávid* gitárművész jazzmuzsikával szórakoztatta a látogatókat.

„Itt minden évben változatos és érdekes programokkal várják az embert a Múzeumok Éjszakáján. Érdemes volt újra eljönni!” – mondta éjfél tájban egy kedves hölgy, aki már évek óta visszajáró látogatónk a Múzeumok Éjszakáján. Reméljük, hogy hasonló élményben lesz része jövőre is!

Csibi Kinga

■ HÍREK

Apcon tartotta tisztújító Közgyűlését a Fém szövetség

Az Alu-Block Kft. székhelyén, az apci ipartelepen 2012. június 7-én tartotta tisztújító közgyűlését a Fém szövetség. *Vincze Gábor* leköszönő elnök az elmúlt négy évet értékelte, amelyből kiemelte a Szövetség érdekérvényesítő képességének megerősödését, elfogadottságának növekedését.

Sőregi Csaba, az Alu-Block Kft. ügyvezetője a Társaságnál végrehajtott műszaki-fejlesztési tevékenység eredményességét (új olvasztó-, K-tömb-öntőberendezés), az öntöde korszerűsítését vázolta.

Ezt követően az Alapszabály módosítására és a tisztségviselők megválasztására került sor, melynek eredményeként a Szövetség elnöke ismét *Vincze Gábor* (Inter-Metalex Kft.), alelnöke *Jeff Kimball* (Loacker Kft.) lett. A felügyelő bizott-

ság tagjai *Penk Márton* (Martin Metals Kft.), *Somogyi Ferenc* (Inotal Kft.) és *Erős András* (Scholz-Alu Kft.) lettek.

Vincze Gábor székfoglalójában vázolta az újrahasznosító szakma előtt tornyosuló kihívásokat, a Szövetség mozgásterét és feladatait.

A közgyűlést üzemlátogatás követte, melynek legérdekesebb látnivalója volt az új forgódobos kemence, annak adagoló rendszere és korszerű öntőlánc. A tartalmas szakmai program az Éden Csárdában egy kitűnő vacsorával végződött.

Szablyár Péter



A Csepel Metall Vasöntöde Kft. 37 M Ft támogatást nyert

A Csepel Metall Vasöntöde Kft. 37 M Ft támogatást nyert a KMOP-1.5.3/C-11-2011 jelű, „A Csepel Metall Kft. telephelyének fejlesztése” címmel elkészített pályázattal.

A telephelyfejlesztési projekt három célterületet foglal magába:

1. Az irodaépület felújításával az energiaköltségek mérséklése és a nyáron is kedvezőbb hőmérsékleti körülmények kialakítása válik lehetségessé.
2. Egy különálló laboratóriumi részleg kialakításával biztosíthatók a kor-

szerű mérési körülmények. Az épület teljes építészeti és gépészeti felújításával a vizsgáló műszerpark is megújul, így lehetővé válik újabb auditálások megszerzése, és ezáltal új piacok meghódítása.

3. A VAS IV. elnevezésű épület teljes felújításával egy szociális blokk és egy mintakészítő és mintatároló egység is létesül. A felújítás után az új, saját fekete-fehér öltöző 150 fő számára korszerű, kényelmes tisztálkodási, öltözési lehetőséget biztosít. A gyártás kiemelten fontos

gyártóeszköze a vevő tulajdonában lévő mintagarnitúra, amelynek tárolása és állagmegóvása kiemelt fontosságú. A jelenleg tárolt mintegy 3000 db nagy értékű mintagarnitúra egy új, speciálisan erre a célra kialakított területen biztonságosan, jól azonosíthatóan és nyomon követhetően tárolható, a vevői kívánalmaknak megfelelően.

A beruházások teljes értéke meghaladja a 250 M Ft-ot.

Sohajda J.

Miska huszár Rácalmáson

A Metalloglobus Fémöntő és Kereskedelmi Kft. projektzáró konferenciáját a rácalmási Jankovich-kúriában tartották 2012. június 28-án. *Vlaszák Mihály* ügyvezető igazgató megnyitóját követően a résztvevők beszámolókat hallgattak meg a pályázat célkitűzéseiről, a megvalósult eredményekről. A Metalloglobus két éve kezdte meg a modellfémek fejlesztését, melyhez elnyerte az Új Magyarország Fejlesztési Terv támogatását. A modellfémek alacsony olvadáspontú, különböző összetételű, ólom-, ón-, bizmut-, antimontartalmú ötvözetek, melyeket a hobbi figuraöntéshez használnak, és a modellezéssel foglalkozó vállalkozások számára alkalmas alapanyagok.

Szoros együttműködés alakult ki a cég és a Miskolci Egyetem között. *Dr. Barkóczy Péter*, az Anyagtudományi Intézet docense beszámolt az ötvözetfejlesztés módszereiről. Az egyetem fiatal kutatói jól előkészített, színvonalas előadásokban ismertették kutatásaikat, az öntési kísérletek tapasztalatait, az ötvözetek metallográfiai, mechanikai vizsgálatának eredményeit.

Ezután következett a nap legérdekesebb programja: a készülő Miska huszár megtekintése, amely 12 méteres magasságával a világ legnagyobb ólomkatonája lesz. A szobor elkészítésének ötlete *Vlaszák Mihály*tól

származik, a szobrász *Rohonczy István*, Dunaújvárosban élő és tanító művész. A hatalmas szobor gipszmodelljét a közeli lovarda udvarán készítették és állították fel. A szobor születéséről, a tervezés, kivitelezés nehézségeiről *Rohonczy István* beszélt. A tervek szerint a végleges szobor ólombevonatot kap, a kezében tartott zászló színeit fémekkel – rézzel, ónnal – jelenítik meg. A szobor végleges helye a tervek szerint Pákozdi közelében lesz, az autópályáról is jól látható helyen.

Az utolsó előadást *dr. Görög István*, a pákozdi Katonai Emlékpark ügyvezetője tartotta, aki látványterveket is mutatott, a huszárszobrot a tájba illesztve.

A program befejezésekként a résztvevők is szerephez jutottak, mindenkinek lehetősége volt saját kezűleg



■ A résztvevők a Miska huszárnál, a bal oldalon *Vlaszák Mihály*

ólomkatonát önteni, és a kész darabot kifesteni.

Köszönet a rendezőknek a hasznos tudnivalóért és a szíves vendéglátásért!

SA

70. születésnapját ünnepelte

Dr. Nyitrai Dániel 1942. január 4-én született Kisvárdán. 1960-ban a Miskolci Közgazdasági Technikumban érettségizett. A Miskolci Egyetem Kohómérnöki Karán 1967-ben szerzte kohómérnöki oklevelét vas- és fémkohász szakon, ahol később megvédte doktori értekezését is.



Végzés után a tanulmányait ösztöndíjjal segítő vállalatához, a diósgyőri Lenin Kohászati Művekhez tért vissza. Szakmai pályáját az Acélmű gyáregységénél kezdte, ahol először az Elektroacélműben acélgyártó, majd a gyáregység technológiai vezetője lett. 1975-ben nevezték ki a gyár technológiai osztályvezetőjévé, később mint főmetallurgus a technológiai feladatok mellett a gyár kutatási tevékenységét is irányította. 1978-ban kezdődött meg a diósgyőri kohászat legnagyobb beruházása, a Kombinált Acélmű építése. Az új mű beindításához a japán szakemberekkel közösen dolgozták ki az üzem teljes technológiai folyamatának számítógépes irányítását. A korszerű acélgyártó technikák nagy lehetőségeket adtak nagy tisztaságú, szigorú felhasználói igényeket kielégítő acéltípusok fejlesztésére. A Miskolci Egyetemmel és a Vasipari Kutató Intézettel együttműködve, munkatársaival több versenyképes termék kifejlesztésében vett részt, melyeket országos szintű innovációs díjakkal ismertek el. A kohászati lapokban, illetve az egyesület által szervezett tudományos konferenciákon adta közre a diósgyőri kutatások eredményeit. Nagy szerepet vállalt a gyár dolgozóinak szakmai továbbképzésében. Ennek kiemelkedő eseménye volt a folyamatos öntés nemzetközi tudományos tanácskozásának diósgyőri megrendezése. A rendszerváltást követően a diósgyőri kohászat alaptermékgyártó magába foglaló önálló gazdasági társaságoknál műszaki igazgatói, illetve minőségbiztosítási vezetői feladatokat látott el. A borsodi kohászati

társaságok egyesítésére alakult Borsodferr Zrt.-ben mint műszaki vezérigazgató-helyettes tevékenykedett. 2002-ben minőségbiztosítási főosztályvezetőként vonult nyugdíjba. Néhány év „kikapcsolódást” követően 2007-től 2012 márciusáig az MMKM Kohászati Múzeum tudományos munkatársa volt.

Szakmai munkájáért több esetben kapott kiváló dolgozói elismerést.

Az OMBKE-nek 47 éve tagja. A kohászati hagyományok helyi ápolásában, a szervezetek közötti kapcsolattartásban jelentős munkát vállalt. Betöltötte a Vaskohászati Szakosztály alelnöki tisztségét is. Vezető szerepe volt az OMBKE miskolci szervezetei együttműködését összehangoló Miskolci Koordinációs Szervezet létrehozásában. 2007-ben egyik elindítója volt és jelenleg is főszervezői között van az évente rendezett Fazolnapoknak, melybe a selmeci hagyományoknak megfelelően a helyi erdész szervezetet is bevonta. 2008-ban a helyi kohászok összetartására indította el és vezeti a diósgyőri kohász klubot.

Egyesületi kitüntetései: OMBKE emléklap, Soltz Vilmos-emlékérem, Kerpely Antal-emlékérem.

Horváth Gábor 1942. május 5-én ötödik gyerekként, munkáscsaládban született Budapesten. A mintakészítő szakmát kiváló mestereitől tanulta a SORVAS-ban. 1960-ban szabadult, öntőipari technikus oklevelét 1971-ben kapta meg, szintén kiváló tanáraitól. Elsősorban a formázóanyagok és technológiák el-sajátítása érdekelte. A SORVAS-ban tübingek, szerszám-gépek öntőmintáit készítette, javította. 1966-ban a Budapesti Vegyipari Gépgyárban mintakészítőként, majd öntőipari technikusként dolgozott. Érdemei közt említhetjük a Komfort kazánkelemléket (I.-II.-III.), valamint csőregiszterek, ipari centrifugák és palackmosó sorok technológizálását és felszerszámozását. 1971-ben újra a SORVAS-ban művezetőként, üzemvezetőként dol-



gozott. A rendszerváltás előtt nem volt olyan TKG a magyar utakon, amelynek alumínium fékdob mintáját ne készítette volna el.

1984-ben Süllyáson vállalt munkát MEOS-ként, telepvezetőként, ahol bedolgozóként 16 telephelyen kb. 65 szakmunkást foglalkoztatott. Itt készült az Ikarus székesfehérvári kísérleti üzemének műanyag karosszéria elemeinek sablonjai, melyek a szélcsatornához kellettek. Nyolc év után a Kohászati Karbantartó Kisszövetkezet bedolgozójaként öt csapatot irányított. Egy év elteltével az Öntészeti Szolgáltató Kft.-hez léptek át, ahol szintén bedolgozói rendszerben dolgoztak. A privatizáció során, így kénytelen volt fizikai munkát vállalni. Három kollegájával kommersz öntvények öntőmintáit készítették. Ilyen volt a 2-es villamos korlátsora, a Váci utcai kandeláber, padok, virágtartó ládák, bronz csatornafedlapok, az 1-es metrő feljáró korlátsorának felújítása, a Nyugati pályaudvari McDonald's étterem öntöttvas elemeinek mintakészítése, a Budai várban az Ybl-korlátsor, a Sándor Palota lépcsőlejárójának korlátsora, a Budavári Sikló „Sóhajok-hídja” felszerszámozása. Sokat dolgozott az egykori PRIBLICO Kft.-nek, akiknek körkémence sablonokat, égőköveket, a Queen Mary II. hajóhoz hulladékégető-kemence idomkő sablonjait készítette el. Az esztergom-párkányi híd címereinek öntőmintája volt a szakmája csúcsa. Munkái sikereihez kollégái jelentős mértékben hozzájárultak.

1945 óta Heine-Medin-körben szenved, 54,5 év munka áll mégis mögötte.

Az OMBKE rendezvényein több mint 10 éve rendszeresen részt vesz. 2009-ben szakmai elismerésként megkapta a Ganz Ábrahám-díjat.

Mindezekért nagy köszönettel tartozik feleségének, két lányának, öt lány és egy fiú unokájának és egy fiú dédunokájának.

Horváth István az OMBKE Dunaújvárosi Helyi Szervezetének egykori elnöke, 2012. június 17-én töltötte be 70. életévét.

Budapesten született, Keszthelyen

érettségizett. Villanyszerelőként kezdett dolgozni, és munka közben a BME-n szerzett villamosmérnöki diplomát. Munkásságának döntő része Dunaújvároshoz kötődik.

A vasmű lemezfeldolgozó gyár részlegében végigjárta a szakmai ranglétrát, közben megszervezte a rádiatorgyártást, -forgalmazást, idetelepfítette az ország legnagyobb kapacitású könnyű-acélszerkezeti gyárát, meghonosította a szerkezeti tűzihorganyzást, életre hívta az acélszerkezeti fővállalkozói szervezetet. A vasmű fejlesztési igazgatójává történt kinevezését követően ő irányította az egész vállalat műszaki fejlesztéseit és beruházásait.

1991-től 2000 végéig vezérigazgatóként – a piacgazdaságra való áttérés időszakában – munkatársaival

olyan stratégiát dolgozott ki és valósított meg, mely biztosította a piacgazdaságra való áttérés időszakában és azt követően is a vállalat talpon maradását. Nagyon lényeges volt az exportnak 25-ről 66%-ra való növelése és az, hogy 1995-től a Dunafer Rt. az Euroferr tagjaként részesévé vált az európai kooperációnak. A társaságcsoporthoz exportjának így több mint 70%-a az EU országokban realizálódott.

Első számú vezetőként sok társadalmi munkát vállalt és tisztséget töltött be. A BME, a Budapesti Közgazdaságtudományi Egyetem, a Pécsi Janus Pannonius Egyetem szenátora



volt. Az MTA Gazdasági Vezetők Albizottsága, a Technika Alapítvány Kuratóriuma, az MVA, a Magyar Ipari Konzernek Országos Szövetsége elnöki tiszttét töltötte be. Az Európai Minőségügyi Szervezetnek és még számos szövetségnek volt elnökségi tagja.

Kiemelkedő tevékenységét több magas szintű kitüntetéssel ismerték el. Az Ifjúságért Érdemérem, z. Zorkóczy Samu-emlékérem, Eötvös Loránd-díj, Magyar Köztársasági Érdemrend tisztikeresztje, Közbeszerzési Tanács alapítótág aranyfokozat, Királyi Régióért Díj birtokosa.

Dunaújváros és három magyar egyetem díszpolgára. Jelenleg is aktív, vállalkozásokat irányít. Szabadidejét családjával, unokáival tölti, és kapcsolatot tart egykori kollégáival.

■ NEKROLÓGOK

Dr. Dénes Éva (1964–2012)



Dr. Dénes Éva egész életpályáját a műszaki tudományos kutatásnak szentelte. Következtesen törekedett a műszaki törvényszerűségek, új igazságok felismerésére és azok azonnali ipari alkalmazására.

Dénes Éva 1964. november 20-án Szatmárnémetiben született. Általános és középiskolai tanulmányait is itt végezte. 1988-ban kitűnő minősítéssel vizsgázott a Temesvári „Traian Vuia” Műszaki Egyetem Vegyész-mérnöki Karának szerves kémiai szakán. Az egyetem elvégzése után 1988-tól 1990-ig a Slatina-i Alumíniumgyárnak a Nagyvárad-i Timföldgyárhoz kihelyezett minőségbiztosítási felügyelője volt.

1990-ben családjával áttelepült Magyarországra. Első magyarországi munkahelye a Dunai Vasmű Kokszevegyszereti Gyáregységénél volt. 1992-ben a Dunafer Kutatóintézetbe került, ahol – végigjárva a szakmai ranglétrát – főmérnöki kinevezését 2001-ben kapta meg. A vállalatnál történt reorganizáció után, 2007-től haláláig az ISD Dunafer Zrt. Innovációs Igazgatóságának Acélfelület-elemzési főosztályát vezette.

Munkája mellett folyamatosan tovább képezte magát. Előbb környezetvédelmi analitikai szakmérnöki diplomát szerzett, majd 2003-ban védte meg doktori disszertációját a Budapesti Műszaki Egyetem Gépészmérnöki Karán „A szállí-

cium és nikkelt együttes hatása gyengén ötvözött szerkezeti acélok reaktivációs folyamatára” címmel. A hazai képzéseken túlmenően külföldön is bővítette ismereteit.

A tudományos kutatómunkája mellett aktívan részt vett a szakmai egyesületek munkájában, rendszeresen adott elő a helyi OMBKE üléseken, és publikált a Dunafer Műszaki Gazdasági Közlemények folyóiratban. Szakmai kapcsolatban állt számos hazai kutatóműhellyel és külföldi kutatóintézettel.

A vállalatnál felmerülő különböző műszaki problémák megoldására több sikeres kutatási projektet menedzsel. Rendszeresen részt vett hazai és nemzetközi konferenciákon, ahol magyar és idegen nyelven egyaránt nagy sikerű előadásokat tartott. 2006-ban munkájának elismeréseként a Dunafer Zrt. kiváló dolgozója címet kapott.

Szakmai önmegvalósítása példaértékű volt. Rendkívüli tudását, tapasztalatait kollégáival is megosztotta. Emberi nagysága abban is megmutatkozott, hogy otthoni környezetében, már súlyos betegen is aktívan részt vett a főosztály munkájában, munkatársait segítve észrevételeivel, kiemelkedő szakmai tapasztalatával.

Egy kiváló kutatóval és nagyszerű emberrel szegényebbek lettünk.

Dr. Kardos Ibolya

Gombás László (1926–2012)



Fájó, megtört szívvel állok itt hamvaidd mellett. Szomorú szívvel figyeltem fegyelmezett küzdelmedet a halálos kórral, mert Te tudtad, hogy rád szükség van, hogy szeretett életpárodnak, Magdinak még segítségére lehessél, és a jó Isten adott még pár évet.

Sopronban születted 1926. szeptember 21-én. Elemi iskolai, majd gimnáziumi tanulmányaidat is szülővárosodban végezted, az utóbbit a jeles bencések-nél. Itt 1945-ben érettségiztél, majd beiratkoztál Sopronban az egyetem bányá-, kohó- és erdőmérnöki karára kohómérnök hallgatónak. Arra a főiskolára, amit Trianon miatt a cseh légiók elől menekülve el kellett hagyni jó 20 évvel korábban, Selmecről Sopronba futva, és amelynek épületeit, botanikus kertjét a szovjet megszállók hadikórházként tönkretették, kirabolták a II. világháború végén. Nemzeti szellemiségedtől átítatva Te mondtad el híres javaslatodat, hogy az Ifjúsági Kör oszlassa fel önként magát, mert így a kommunista ifjúsági szervezet nem tudja bekebelezni. Rendszerellenes cselekedetedért szerencsére csak fegyelmi megrovást kaptál, és tanulmányaidat folytathattad. De ez egészségedet is megviselte, ezért csak 1951. szeptember 22-én vehetted át kohómérnöki diplomádat. A végzetek közül egyetlenként munkahelyül számodra Dunapentelét jelölték ki. Így kerültél „a szocialista ipar fellegvárába”, a Sztálin Vasműbe, ennek vasöntődjébe. Itt dolgoztál 13 évig különböző munkahelyeken és beosztásokban. A Martin-acél-műben végre felfigyeltek tehetségedre, mert műszaki osztályvezető lettél, majd az új meleghengerműbe helyeztek, ezt követően pedig a gyár igazgatóságán belül az értékesítési osztály vezetője lettél. A hengereltárak kiszállításának irányítója voltál. Ekkor egészségi állapotod ismét megromlott. A Dunai Vasmű volt műszaki igazgatója, Pilter Pál sietett segítségedre, aki közben a Vaskut igazgatóhelyettese lett. Felkerültél a Vaskut acélméteallurgiai osztályára tudományos munkatárnak. Lakásigéret ellenére nyolc évig az intézet munkásszállásán laktál, és csak a hétvégeken mehettél haza Dunaújvárosba, míg Budán lakást tudtatok venni. A Vaskutban 22 évig dolgoztál nyugdíjba meneteledig. Itt többek között a jól forgácsolható szerkezeti acélok fejlesztésével, vizsgálatával fog-

lalkoztál. E munkádért a Budapesti Nemzetközi Vásáron megkaptad a Nagydíjat, és a lipcsei vásáron pedig aranyéremmel jutalmaztak. Másik elismert témád a mangán–vanádium segédötvtözet kidolgozása és acélművi alkalmazása volt pályád vége felé (1978–1982). 1986-ban, 60 éves korodban mentél nyugdíjba.

Szeretted a szakirodalmat. Sokat olvastál, hiszen németül és franciául olvastál és beszéltél. A jövőkutatóknál a neves Korán Imrének is segítőtje voltál. Érdekelt azonban szülővárosod helytörténetírása is: lektora voltál dr. Németh Alajos paptanárnak (Papok a rács mögött, Sopron könnyes-véres napjai, Sopron bombázásai az áldozatok névsorával).

Egyesületünkbe, az OMBKE-be a DV-ben léptél be 1953-ban, és voltál tagja 1985-ig, majd 2009-től ismét halálig. Társadalmi munkaként a Kohászati Lapok szerkesztésében vettél részt, mint a főszerkesztő, Óvári Antal jobbkeze. Kezdetben anonim, majd 1982–1985 között a szerkesztőség tagjaként. Több dolgozatot publikáltál a BKL és a Vaskut Közlemények hasábjain.

A Miskolci Egyetemen 2001-ben az aranydiplomát, 2011-ben a gyémántot kaptad meg, amelyeket nagy örömmel fogadtál.

Felségeddel, Magdival 58 évig éltek szeretetben, egymást segítő házasságban.

Szeretett Laci barátom! Hittél a teljes gyógyulásban, de az utóbbi évben egyre többet panaszkodtál. Fájdalmad nem volt. A jó Isten ettől megkímélt, ágy-nak esve végül is örökre elaludtál 2012. május 4-e éjjelén.

Kedves Laci barátom! Küzdelmes életed után a Mindenható adjon neked örök nyugalommal! És az ősi kohász köszöntéssel, fájó szívvel, Téged mindig hiányolva mondom utolsó

Jó szerencsét!

Pilissy Lajos

Gombás Lászlót 2012. május 24-én helyezték örök nyugalomra a felsőkrisztinavárosi templom urnatemetőjében a katolikus egyház szertartása szerinti gyászmisét követően. Az urnaelhelyezés a Bányász- és Kohász-himnusz hangjai mellett történt.

Dr. Dutkó Lajos (1938–2012)



Május végén villámgyorsan terjedt a megmásíthatatlan szomorú hír, hogy dr. Dutkó Lajos, a magyar vaskohászat megbecsült szakembere, sokunk barátja, egyesületünk aktív tagja földi életpályáját befejezte.

Dutkó Lajos 1938. június 17-én született Megyaszón. A diósgyőr-vasgyári Kohóipari Technikumban érettségizett. Ezt követően a miskolci Nehézipari Műszaki Egyetem Gépészmérnöki Karán folytatta tanulmányait. A technikai évek, a diósgyőri kohászat mindennapos látványa oly mély benyomást hagytak benne, hogy harmadéves korában átiratkozott az egyetem Kohómérnöki Karára, ahol 1963-ban képlékenyalakítási szakon szerezte meg kohómérnöki oklevelét.

Első munkahelye a Lenin Kohászati Művek Húzó-Hőkezelő Gyáregysége volt, ahol kezdetben üzemmérnökként dolgozott, majd 1966-ban megbízták a Hőkezelő üzem vezetésével. 1975-ben a technológiai és kutatási főosztály élén, majd 1978-tól termelési főmérnökként szervezte az új termékek kifejlesztését és a minőségi acéltermékek előállítását. Új szakmai fejlődési tervterveket nyitott meg számára a Kombinált Acélmű beruházás elindítása. Irányította az új acélgyártási fázis beillesztését a gyár termelési vertikumába. Tisztában volt azzal, hogy a magas technikai színvonalú berendezéseket csak jól képzett szakemberek tudják sikerrel működtetni, ezért szakmai vetélkedőket szervezett, így ösztönözve a gyár fiatal szakembereit az önképzésre.

Először hőkezelő szakmérnöki képesítést, majd 1985-ben az ötvöztött acélok gyártástechnológiájának korszerűsítése tárgyában egyetemi doktori fokozatot szerzett. 1985-ben megbízták a diósgyőri kohászat kereskedelmi vezérigazgató-helyettesi feladatainak ellátásával, amit 1992-ig töltött be. Az új megbízás arra inspirálta, hogy tovább képezze magát. 1992-ben az üzleti filozófia javítása témakörben oxfordi menedzser diplomát szerzett. 1993-ban felkérték a nehéz helyzetben lévő Diósgyőri Nemesacél Művek ügyvezető-igazgatói, majd kereskedelmi igazgatói teendőinek ellátására. Ez időben is biztatta kollégáit, próbált enyhíteni a borús jövőképen elhíresült mondásával, hogy „válság menedzselésében jók vagyunk”. Felelősséget érzett a diósgyőri kohászat megmaradásáért és dolgozóinak életkörülményeiért. Mindent tette amíg lehetősége volt rá. 1995-ben vált meg a diósgyőri kohásztól.

A Dunaferri Rt. vezetőinek felkérésé-

re szervezte meg a miskolci Dunaferri Centert, amit 1998-ig irányított. A termelési folyamatokban való aktív részvétel vonzotta, így örömmel vállalta a Dunaferri Lőrinci Hengermű Kft. ügyvezető-igazgatói teendőit, amit a 2005-ben bekövetkezett privatizációig látott el, majd egy évig mint vezérigazgatói tanácsadó segítette az ott folyó munkát.

Az aktív munkát 2006-ban hagyta abba, Miskolc lett újra a fő élettere. Engedte, hogy napjait szeretett családjá, de legfőbbsként unokái irányítsák.

Egyetemi évei alatt, 1961-ben lett tagja az OMBKE-nek, 1975-től a diósgyőri helyi szervezet titkára, majd elnöke volt. Fővárosi munkássága alatt a budapesti helyi szervezet egyesületi munkájába kapcsolódott be. Egyesületi munkáját 2006-ban Szent Borbála-éremmel ismerték el.

Vidám, mindig segítőkész, őszinte, de sohasem bántó, szókimondó természetével sok barátot szerzett. Dunaújvárosi, budapesti, miskolci szakmai baráti körök rendszeresen várták összejöveteleikre, aminek örömmel tett eleget. Ez év februárjában kaptuk tőle az első aggodalomra okot adó jelzéseket. A kór, mely megtámadta szervezetét azonban erősebbnek bizonyult, széttépett minden optimista várakozást, egy szép, a családi életében szeretetben gazdag, szakmai munkásságát nagy szorgalommal és tisztelettel végzett életutat zárt le.

Miskolcon a diósgyőri temető ravatalozójában június 6-án szeretett családjá mellett, rokonai, ismerősei, barátok, egykor volt munkatársak, mintegy félezren búcsúztatták a református szertartás szerint. Az OMBKE, a hazai kohász társadalom és a barátok nevében dr. Tolnay Lajos, egyesületünk ex-elnöke köszönt el. Az utolsó földi útján a diósgyőri, dunaújvárosi, budapesti barátok sorfala között kísértük végső nyughelyéhez, ahol szülőfalujá nevében Hajnal János, a diósgyőri kohászat nyugdíjas acélgyártó-olvasztára búcsúzott, majd a falu férfi kórusának szolgálata és a bányász, kohász himnuszok éneklése mellett történt a sírbatétel.

A diósgyőri kohász helyi szervezet tagsága 2012. július 2-án a selmeci hagyományoknak megfelelően gyászszakestélyen búcsúzott.

Kedves Lajos barátunk! A magyar kohász társadalom és barátok nevében végtelen égi utadhoz szomorú szívvel kívánok Neked utolsó

Jó szerencsét!

Dr. Nyitrai Dániel

Ibolya Kardos, Zoltán Gácsi: Application of color etching to characterize of cast iron ...

... .. 34
A lot of phases can be present in the structure of cast iron depending on the quality and the heat treatment processes. By using the colour etching, the different phases – e.g. the carbides – can exactly be measured and identified. The carbide of iron (cementite) or other types of carbides existing in the structure have a significant influence on the properties of cast product therefore strict prescriptions regulate their quantity mainly in case of making cast products for the motor-car industry. In the course of our experiments performed by using the colour etching, I proved that the carbide can be detected and its quantity can be determined by using the digital image processing method by means of the different reagents. Other different characteristics of the structure can become visible by means of the reagents used during the colour etching. During the investigations, it was experienced that some of the ferrite grains are etched in different colour. They are probably connected to the orientation of grains as the thickness of interference-film is different on the anode phases having different orientation and therefore they colour in different tones.

Tibor Ferenczi, Zsolt Dobó: Examination of aerogel contained furnace lining ...

... .. 39
Aerogels are porous materials, due to their high specific surface and open cell structure, their density and thermal conductivity is the lowest among all known materials. They are the most promising, high-efficiency thermal

insulators and for this reason they are considered as a material to choose for furnace wall lining. This paper summarizes refractory linings of furnaces manufactured by Hőker Ltd., that were made from aerogels and diatomite at various compositions and the analysis of their thermal properties. The investigation aimed to compare the temperatures measured at various thickness of the walls. Based on the results, a mixture with 30% aerogel could be suitable material for furnace lining.

János Lukács: Method for determination of fatigue crack propagation limit curves and their applicability for high strength steels ...

... .. 43
The research work aimed to characterise the fatigue crack propagation resistance of different steels using limit curves and determination of limit curves for different structural steels and high strength steels, and their welded joints, under different conditions, based on statistical analysis of test results and the Paris-Erdogan law. Our testing results were compared with the testing results can be found in the literature. The limit curves calculated by the method represent a compromise of rational risk and striving for safety.

Kinga Tomolya, Dóra Janovszky, Mária Svéda, András Roósz: Production processes of amorphous alloys in the HAS-UM Materials Science Research Group ...

... .. 48
This paper presents the Materials Science Research Group working at the University of Miskolc. We are dealing with preparing and analysing of amorphous and amorphous

(nano)crystalline alloys. We use three significant techniques, so bulk amorphous alloys are produced by casting, amorphous and amorphous (nano)crystalline powders are prepared by milling and amorphous and amorphous (nano)crystalline layers are created by laser techniques. We introduce the applied equipments and summarize the experiences and results of our work.

Viktória Rontó: Mechanical properties and crystallization behaviour of Cu-Hf-Ti amorphous alloys ...

... .. 54
Not only ribbon but rod samples with amorphous structure with a diameter in a few mm can be produced by casting in case of Cu-Hf-Ti alloys. Structure of the samples are examined by XRD and TEM. In case of an amorphous structure mechanical tests are carried out in order to determine yield strength, Young modulus, fracture strength and elongation of an alloy. The results show very high strength but at the same time low plasticity. The fracture strength can vary between 2000-2300 MPa according to the composition. Strength and plastic strain can be increased by producing amorphous/crystalline composition. Crystallization of amorphous alloys takes place in transformation steps during heating. First relaxation, then at T_g amorphous alloys reach the supercooled liquid region. Crystallization of some crystalline phases starts at T_x from the matrix. Crystallization process can take place in several steps, in which metastable and/or stable phases form from the amorphous matrix. This work is a literature summarize of experiments and their results.

IV. Ózdi Ipari Örökségvédelmi Konferencia

Az Ózdi Ipari Örökségvédők Baráti Köre és az Ózdi Művelődési Intézmények 2012. május 24-én rendezte meg az immár hagyományosnak mondható ipari örökségvédelmi konferenciát. Az Ózd Város Önkormányzata és a FÉMIKSZ Kft. támogatásával létrejött rendezvény a XIV. Ózdi Napok nyitó eseménye volt, melyen több mint 100 fő regisztrált résztvevő volt jelen.

A színvonalas program a gyáralapító *Rombauer Tivadar* emléktáblájánál lezajlott megemlékezéssel kezdődött. A gyári dudaszó és a Kohász himnusz elhangzása után *Pöczos József*, az Ózdi Acélművek Kft. műszaki igazgatója tartott méltató beszédet. Ennek során kiemelte *Rombauer Tivadarnak* a gyáralapításán kívüli, a település kialakulásában betöltött jelentős szerepét is. Beszédét követően az Önkormányzat, az Ózdi Acélművek Kft., az OMBKE helyi csoportja és a Baráti Kör, valamint az Ózdi Honismereti Kör képviselői koszorúztak.

Ezt követően, a Rendezvények Háza (Kaszinó) tükörtermében folytatódott a program, ahol a megjelenteket *Benyhe László* levezető elnök, a

Baráti Kör alapító tagja köszöntötte.

Fürjes Pál, Ózd város polgármestere megnyitó beszédében a gyár és a város ipari örökségét, hagyományait, mint gyökereket jellemezte, amelyek ismerete és ápolása megfelelő alapul szolgálhat a jövő megcélzott tervezéséhez.

Dr. Nagy Lajos, az OMBKE elnöke előadásában a 120 évvel ezelőtti, Selmecbányán megalakult egyesület örökségvédelmi tevékenységéről szólt, mely megtettesül a szakmai múzeumok munkájában, a bányász-kohász emlékhelyek, hagyományok gondozásában.

Dr. Török Béla, a Miskolci Egyetem docense az archeometallurgiáról, mint viszonylag újnak tekinthető tudományról, és annak kutatási módszereiről, eredményeiről beszélt, mindenki számára közérthető módon.

Bíró Ferenc, az Ózdi Vízmű Kft. ügyvezető igazgatója a saját vízbázissal nem rendelkező (az Észak-Magyarországi Regionális Vízműtől kap Ózd vizet) társaság szolgáltató tevékenységét mutatta be.

A délutáni program *Bokor Sándor* – a Baráti Kör tagja – elnöklete mellett folytatódott.

Szkálosi László, a nyugalmazott főosztályvezető, a mára sajnos már megszűnt Borsodnádasdi Lemezgyár 125. évéről tartott szenvedélyes hangvételű előadást.

Fórizs Zoltán, a MANDA projekt igazgatója nagy érdeklődéssel várt előadásában – mely találoan a „Digitális kohászat” címet kapta – szólt az Ózdra tervezett archívum szolgáltató szerepéről és lehetőségeiről.

Benyhe László az ipari örökség turisztikai célú hasznosíthatóságáról, a Baráti Kör által a közelmúltban készített tanulmányban kifejtett javaslatok egy részét mutatta be a résztvevőknek. Hangsúlyozta, hogy az örökül maradt tárgyak valós lehetőségeket hordoznak magukban az idegenforgalmat elősegítő események, látványosságok megvalósításához. Ezek alátámasztására mutatott be már megvalósult és lehetséges ötleteket.

A jelenlévők véleménye alapján egyértelműen pozitív minősítésű konferencia *Bokor Sándor* befejező gondolataival és a Bányászhimnusz elhangzásával ért véget.

 **Benyhe László**



MISKOLCI EGYETEM

MŰSZAKI ANYAGTUDOMÁNYI KAR

A Műszaki Anyagtudományi Kar az anyagmérnök képzés hazai kezdeményezője volt, s ma a képzés vezető intézménye.

Végzett anyagmérnökeinket rendkívül széles ipari háttér, számos iparág várja: polimer-alapanyag-gyártó és -feldolgozó üzemek, vegyiművek, gumiiipar, valamint építőanyag-ipari, mikroelektronikai anyagokat gyártó cégek, és a fémiparban működő öntödék, hőkezelő, képlékenyalakító vállalatok.



Miskolci Egyetem

MŰSZAKI ANYAGTUDOMÁNYI KAR

3515 Miskolc-Egyetemváros

telefon:

+36 46 565 090

fax:

+36 46 565 408

e-mail:

makdekani@uni-miskolc.hu

web:

www.mak.uni-miskolc.hu



FELSŐFOKÚ SZAKKÉPZÉS

A felsőfokú szakképzés (Fsz) során tanult tárgyak egy részét alapszakunkon elismerjük, így a végzett hallgatók továbbléphetnek, és második évfolyamon folytathatják a BSc képzést.

Energetikai mérnökasszisztens, valamint fémtechnológiai mérnökasszisztens felsőfokú szakképzéseink keretében olyan szakembereket képezünk, akik az energiafelhasználás, illetve a fémipar területén dolgozó mérnökök munkáját segítik.

ALAPSZAK

Anyagmérnök alapszakunkon (BSc) olyan anyagmérnökök végeznek, akik a különböző anyagok: fémek, fémötvözetek, kerámiák, műanyagok szerke-

zetének és tulajdonságainak ismerői. Képesek a korszerű anyagtechnológiák működtetésére, valamint új szerkezeti és funkcionális anyagok fejlesztésére, gyártására és felhasználási lehetőségeinek felkutatására.

MESTERSZAK

Anyagmérnök, kohómérnök mesterszakunkra (MSc) a megfelelő jellegű műszaki, természettudományos alapképzésben szerzett oklevél birtokában lehet jelentkezni.

DOKTORI KÉPZÉS

A Kerpely Antal Anyagtudományok és Technológiák Doktori Iskolába műszaki vagy természettudományos mesteroklevél birtokában lehet jelentkezni.