

# Dunaújváros

A Dunaújvárosi Egyetem online folyóirata 2017. V. évfolyam II. szám

Műszaki-, Informatikai és Társadalomtudományok

AGÓCS MIHÁLY–KOCsó ENDRE–  
PÓR GÁBOR  
Automatizált ultrahangos be-  
rendezés – anyagokban lévő  
folytonossági hiányok felderíté-  
sére

BERECZKI PÉTER –GALGÓCZI  
VIVIEN  
Eltérő technológiai állapotú  
többszfázisú acélok mechanikai  
tulajdonságainak vizsgálata

DURDA ÁDÁM ATTILA–HÁRI  
LÁSZLÓ  
A gömbgrafitos öntöttvas minő-  
ségének javítása a technológiai  
előírások betartásával



Auditori Salutem

# Dunakavics

A Dunaújvárosi Egyetem online folyóirata 2017. V. évfolyam II. szám

Műszaki-, Informatikai és Társadalomtudományok

MEGJELENIK ÉVENTE 12 ALKALOMMAL

SZERKESZTŐBIZOTTSÁG

András István, Király Zoltán, Kukorelli Katalin, Palotás Béla,  
Rajcsányi-Molnár Mónika, Szabó Csilla Marianna.

SZERKESZTŐSÉG

Ladányi Gábor (Műszaki)

Nagy Bálint (Informatika és matematika)

Szakács István (Gazdaság és társadalom)

Klucsik Gábor (technikai szerkesztő)

Felelős szerkesztő Németh István

Tördelés Duma Attila

Szerkesztőség és a kiadó címe 2400 Dunaújváros, Táncsics M. u. 1/a.

Kiadja DUE Press, a Dunaújvárosi Egyetem kiadója

Felelős kiadó Dr. habil András István, rektor

A lap megjelenését támogatta TÁMOP-4.2.3-12/1/KONV-2012-0051

„Tudományos eredmények elismerése és disszeminációja  
a Dunaújvárosi Főiskolán”.

<http://dunakavics.uniduna.hu>

ISSN 2064-5007

## Tartalom

AGÓCS MIHÁLY–KOCSÓ ENDRE–PÓR GÁBOR

*Automatizált ultrahangos berendezés – anyagokban lévő folytonossági hiányok felderítésére*

5

BERECZKI PÉTER –GALGÓCZI VIVIEN

*Eltérő technológiai állapotú többesfázisú acélok mechanikai tulajdonságainak vizsgálata*

19

DURDA ÁDÁM ATTILA–HÁRI LÁSZLÓ

*A gömbgrafitos öntöttvas minőségének javítása a technológiai előírások betartásával*

41

*Galéria*

(Zakota Zoltán fotói)

56



## *Automatizált ultrahangos berendezés – anyagokban lévő folytonossági hiányok felderítésére*

**Összefoglalás:** Az általunk kifejlesztett Pásztázó akusztikus mikroszkópot kereskedelmi forgalomban kapható ultrahangos szenzorokból és berendezésekből állítottuk össze. A mozgatót ISEL léptető motorok segítségével végezzük. A berendezés első változatában a mérési-felbontás 1mm volt, - ma már a fókuszált ultrahangos fejnek köszönhetően 1mm alatt van. Jelenleg a mozgatóban a lépésközök 0,1 mm-el történnek, és meg tudjuk különböztetni a 0,1 mm-nél is kisebb felületi bemetszéseket. LabVIEW segítségével létrehozunk egy 3D-s modellt, amely lehetővé teszi a detektált hibák mozgását, forgatását, valamint tomográfias jellegű képeket is elő tudunk állítani a fémben észlelt folytonossági hiányokról. A mi rendszerünk a kereskedelmi forgalomban lévő rendszerek negyedébe, ötödébe kerül csupán. A rendszert először speciálisan kifejlesztett etalonokon teszteltük, amelyek furatokat és bemetszéseket tartalmaztak. Az autóiparban használt fröccsöntött elektronikai alkatrészekben lévő hiányok és légbuborékok vizsgálatából is mutatunk eredményeket. Végül, a ponthegeesztések területén elért eredményeket mutatjuk be, ahol a rendszerrel képesek vagyunk a hegesztés lencséjének függőleges irányú szeletelésére 0,2 mm-nél vékonyabb rétegekre.

**Kulcsszavak:** Akusztikus vizsgálat, pásztázó ultrahangos mikroszkóp, bemerítési vizsgálat, ultrahangos hibakeresés.

**Abstract:** The scanning acoustic microscope we have developed is made up of ultrasound sensors and equipment available in retail trade. Moving is made by ISEL step motors. The measurement resolution of the first version of the equipment was 1 mm, today it is under 1 mm due to the focused ultrasound head. Presently the setting can be adjusted in 0.1 mm increments, and surface grooves under 0.1 mm can be distinguished. A 3D model has been created with the help of LabVIEW, which makes it possible to move, rotate the de-

\* *Dunaiújvárosi Egyetem*  
E-mail: agocsm@uniduna.hu

\*\* *Dunaiújvárosi Egyetem*  
E-mail: kocsoee@uniduna.hu

\*\*\* *Dunaiújvárosi Egyetem*  
E-mail: porg@uniduna.hu

[1] Lemons, R. A.–Quate, C. F. (1974): Acoustic microscope-scanning version. *Appl. Phys. Lett.* 24. Pp. 163–165.

[2] Severin, F. et al. (2013): Industrial applications of Scanning Acoustic Microscopy. *ME Technical Paper Materials Evaluation*.

ected faults and tomographic images can also be created of the flaws detected in the metal. Our system costs only a quarter or a fifth of the systems available in retail trade. The system was first tested on specifically developed calibration test pieces that had bore-holes and grooves. We also present results from the tests of flaws and air pockets found in injection moulded electronic spare parts in the automotive industry. Finally we present the results achieved in the field of spot welding, where the system is capable of cutting vertical layers thinner than 0.2 mm.

**Keywords:** Acoustic test, scanning ultrasound microscope, immersion test head, ultrasound flaw inspection.

## Bevezetés

A pásztázó akusztikus mikroszkóp (PAM) egy olyan eszköz, amely fókuszált ultrahangot felhasználva megvizsgál egy tárgyat, amelynek részei különböző akusztikai impedanciával rendelkeznek. Az első pásztázó akusztikus mikroszkópot 1974-ben fejlesztette ki Lemons és Quate [1]. A pásztázó akusztikus mikroszkóp egy távadóból származó fókuszált hanggal működik. A visszaverődött hangot ugyanaz az ultrahangos szonda érzékeli „vevő” üzemmódban. A reflexiókat felhasználva az ultrahangos berendezés megfelelő képeket állít elő.

A pásztázás (letapogatás) ipari felhasználása, főleg a bemerüléses típusú ultrahangos technikákkal együtt alkalmazva, egyre elterjedtebbé váltak az elmúlt évtizedben [2]. Ezen ipari berendezéseket azonban, elsősorban viszonylag nagy méretű tárgyak vizsgálatára alkalmazzák.

Az eredeti fejlesztési feladatot az autóipar kezdeményezte, ahol a tokozott elektronikákat széles körben használják. Ezekben a fröccsöntött műanyagokban áramkörök vannak. Az eredeti feladatunk az volt, hogy a gyantában lévő légbuborékokat detektáljuk. Látni fogjuk, hogy ez egy nagyfrekvenciás ultrahangos fejjel lehetséges. A saját rendszerünk elvét és összetevőit 2. és 3. fejezetben mutatjuk be. A *Sikerés felhasználások* fejezetben pedig látható, hogy akár jobb, mint 0,1 mm-es felbontást is el tudunk érni.

Amint sikerült elérni a 100 mikronnál is jobb felbontást, akkor a rendszer már nem csak elektronikák átvilágítására használtuk, hanem elkezdünk kisméretű ponthegesztéseket is vizsgálni. Azok eredményei is a negyedik fejezetben láthatók.

## Az összeállításban szerepelő eszközök jellemzői

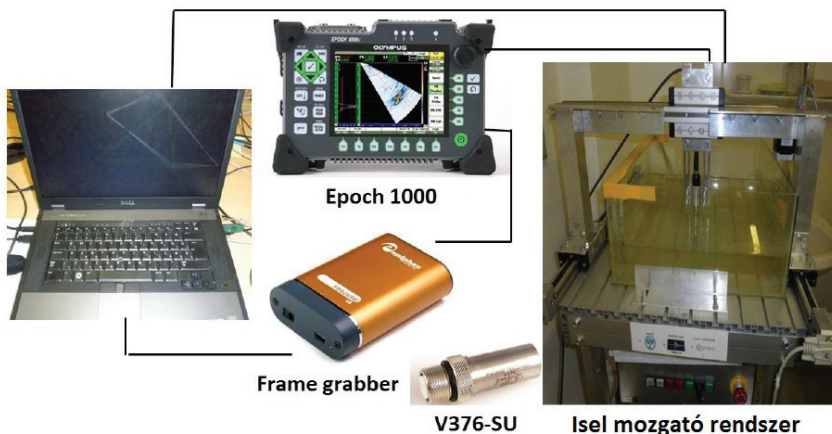
A rendszer része egy üvegmedence, ahol a vizsgált mintadarabokat el lehet helyezni a víz alatt (1. ábra). A medence felett egy mozgatható híd helyezkedik el, amin az ultrahangos fej található. Az ISEL mozgató rendszer akár 10 mikronos pontossággal is képes léptetni a rögzített fejet [3]. Ezt máig az ISEL ProNC szoftver vezérli, de hamarosan át fogjuk alakítani, hogy a vezérlés is LABVIEW-al [4] történjen. Jelenleg egy Olympus [5] által forgalmazott V376-SU típusú bemeztetéses fókuszált ultrahangos fejet használunk, amelyet egy szintén az Olympus által forgalmazott Epoch 1000-i-hez csatlakoztatunk, amely hagyományos A-képeket állít elő a fej minden egyes megállásánál.

[3] <http://www.isel.hu/index.php/klub-7/piac/1882/mechanika/golyosorsos-linearis-egység/les-4-golyosorsos-linearis-egység.html>

[4] LABVIEW: <http://www.ni.com/labview/>

[5] <http://www.produkte24.com/cy/olympus-ndt-1219/ultraschallkoepfe-3312/v376-su.html>

1. ábra. A Pásztázó Akusztikus Mikroszkóp összetevői.

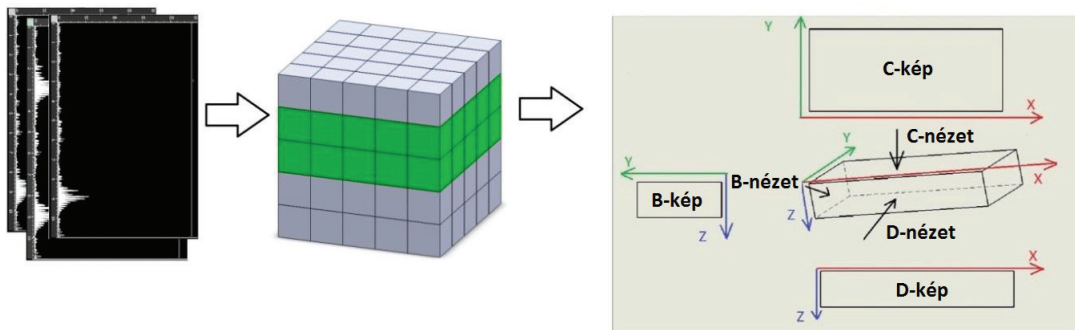


Az Epoch 1000-i nem rendelkezik digitális kimenetekkel, amivel az A-kép elérhető lenne, ezért kell használnunk frame grabber-t, amely az Epoch VGA kimenetén lévő analóg jeleket digitalizálja a számítógép számára, így az A-képeket ott már fel tudjuk dolgozni.

## Az ultrahangos A-képek feldolgozása számítógéppel

Az A-kép (2. ábra) információt tartalmaz a visszaverődött hang visszaérkezési idejéről. Minden egyes csúcs az A-képen a vízszintes skálán jelenik meg a hang érkezési ideje szerint, valamint a függőleges skálán a jel intenzitása látható, amely elsősorban a reflektor méretétől és elhelyezkedésétől függ. Az elmentett adatokból a számítógép egy 3D-s tömböt készít (2. ábra).

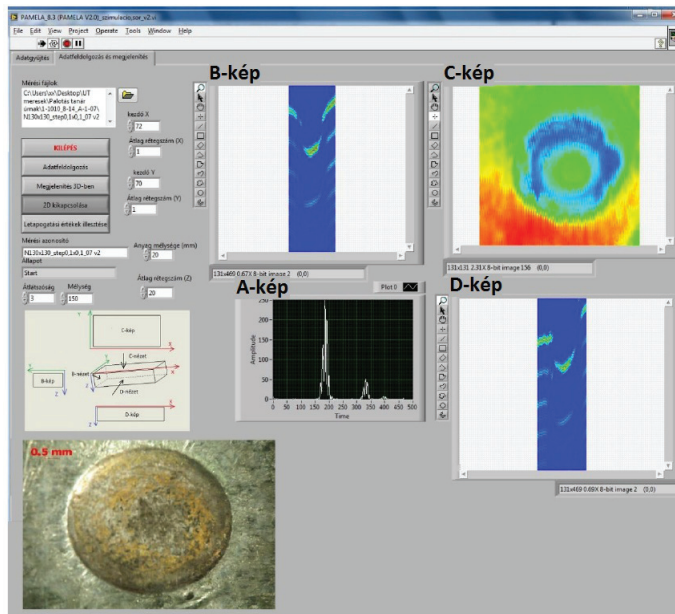
2. ábra. Hagyományos A-képek átalakítása egy tömbön keresztül B-képpé, C-képpé és D-képpé.



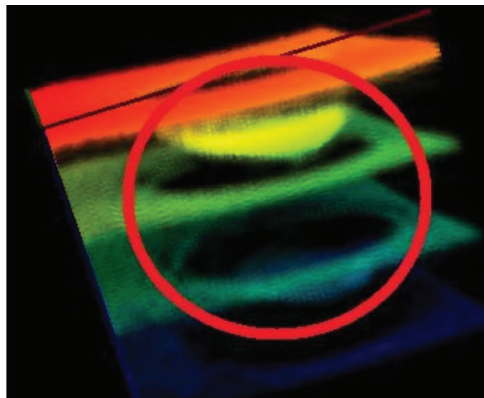
Az előállított 3D-s tömbből állítjuk elő a különböző 2 dimenziós ultrahangos nézeteket (vö. 2. ábra). A tömb minden egyes eleme információkat tartalmaz 3D-ban lévő elhelyezkedésről, valamint a reflexió intenzitásáról az adott helyen. Az elkészült eredmények láthatóságát számos képjavító eljárással tudjuk fokozni (élsimítás, élkimelés). Előállítunk B-képet, C- képet és D- képet, egy felhasználóbarát kezelőfelületen keresztül (3. ábra), de a leghatékonyabb segítség a felhasználónak a 3D-s modell (4. ábra), melyet manuálisan lehet forgatni, így lehetőség van megtalálni a tárgy belsejében lévő folytonossági hiányokat (amennyiben vannak).



3. ábra. A felhasználói kijelző.



4. ábra. A tömb 3D-s forgathatóságának bemutatása.



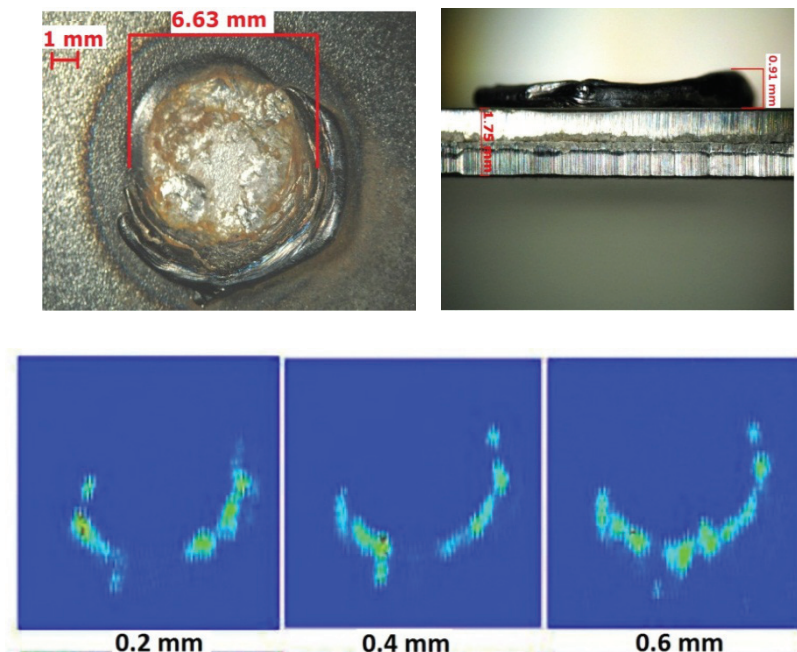
[6]<http://www.ge-mcs.com/en/ultrasound/portable-flaw-detectors/spotchecker.html>

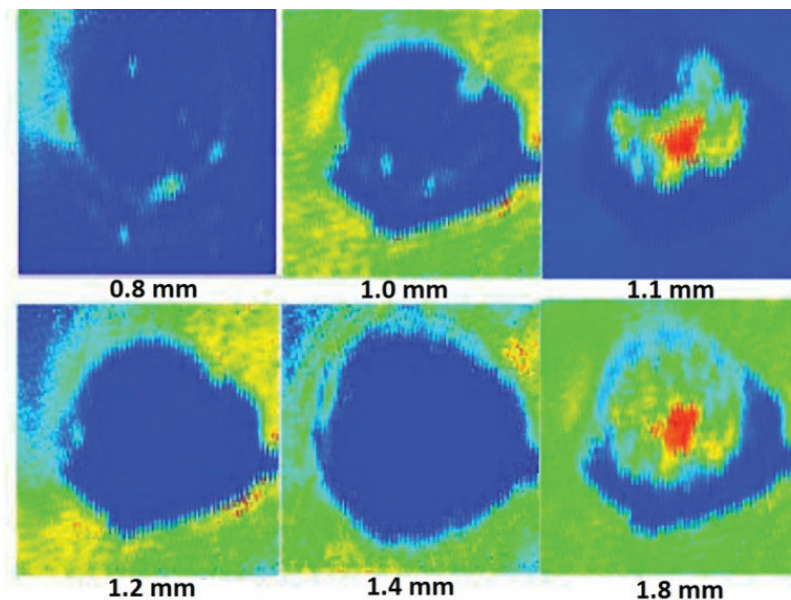
## Sikeres felhasználások

### EGY PONTHEGESZTÉS VIZSGÁLATA SORÁN ELÉRT FELBONTÁS BEMUTATÁSA

Mivel a ponthegesztés széles körben használt eljárás, meglehetősen fontos megvizsgálni a hegesztések minőségét, amelyek a hegesztési paramétereiktől függenek. A gyors ellenőrzéshez helyszíni ellenőrző rendszereket alkalmaznak [6]. Azonban ez csak egy gyors betekintést ad a hegesztésbe különösebb részletek nélkül. Egy ponthegesztést megvizsgálva (5. ábra) jól bemutatható rendszerünk felbontása.

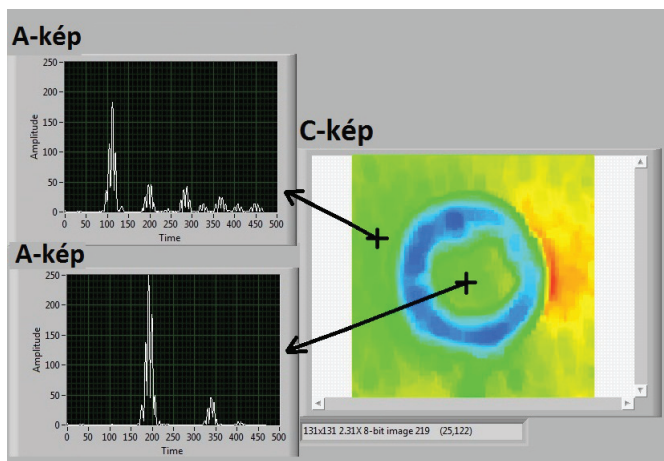
5. ábra. A hegesztés rétegei.





A vizsgálat alatt lévő ponthegeztés nem volt elfogadható minőségű, mivel a hegyvarrat túlságosan ki-türemkedett. De ez lehetővé tette, hogy bizonyítani tudjuk, mennyire hatékony módszerünk az általunk definiált rétegek leképezésére. Látható, hogy képesek vagyunk a hegesztett kötés különböző rétegeit vissza-számolással előállítani: az adott vizsgálatban a felbontás legalább 0,06 mm-nek felel meg. Először a „rossz minőségű” varrat legfelső rétegei (0,2–0,4–0,6 mm) láthatók, majd mélyebbre megyünk, amíg hegesztési pontot körülvevő fémlamezt nem látjuk (1,0 mm). Jól látható, hogy a felső szinten a „lencse” mélyebb, mint a külső fémlamez szintje (1,2 mm). Ugyanakkor a kinyomódásban és körülötte nincsenek reflexiók (kék). Az 1,2 mm-es rétegnél látható a felső lemez hátfal visszhangja. Végül a ponthegeztésből származó „lencse” hátfalát figyelhetjük meg 1,8 mm-nél.

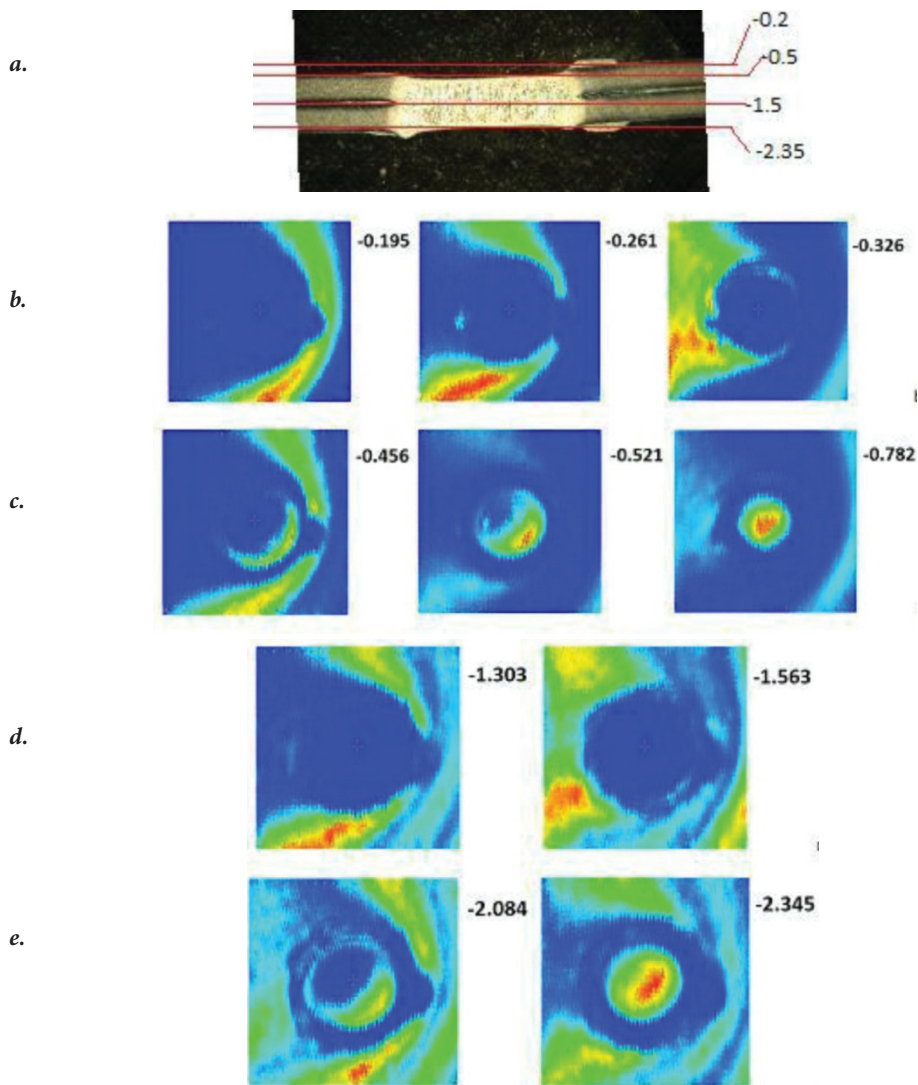
6. ábra. Egy jó ponthegesztés ultrahangos A- és C-képének eredménye.



#### EGY JÓ PONTHEGESZTÉS SZELETTELÉSE

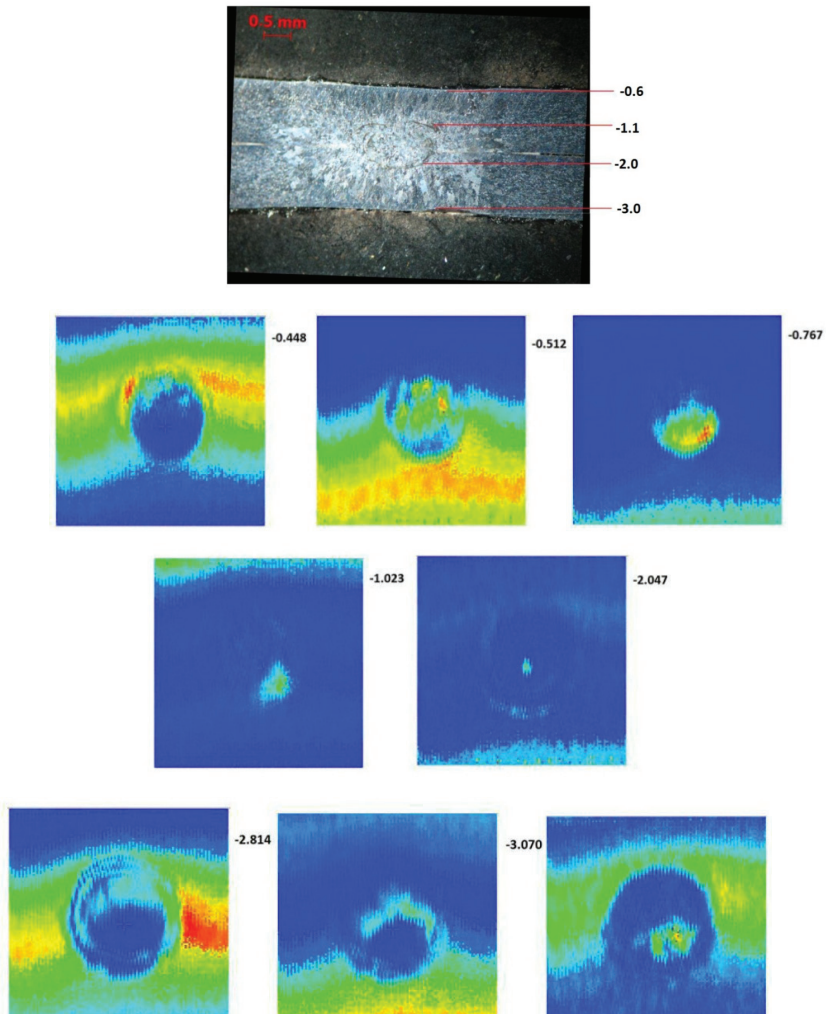
A 7. ábrán láthatók egy jó ponthegesztésről készült rétegek. Mivel a varrat nem volt teljesen vízszintes a vizsgálat során, a felső fémlemez felső felülete három különböző mélységben is látható (7/b. ábra). Emiatt a lencse felszíne is három képen (7/c. ábra) szerepel. A lencse mélyebben helyezkedett el, mint a felső lemez felülete. A 7/d. ábrán a felső lemez hátfal-reflexióját láthatjuk.

7. ábra. A ponthegesztés keresztmetszete (a), és a különböző mélységekből származó szeletelt ultrahangos visszaverődések (b-e) /számok mm-ben értendők/.



EGY ROSSZ PONTHEGESZTÉS SZELETTELÉSE

8. ábra. Beágyazott mikroszkópos felvétel és a kettévágott ponthegesztés különböző mélységekből származó szeletelt ultrahangos visszaverődései.



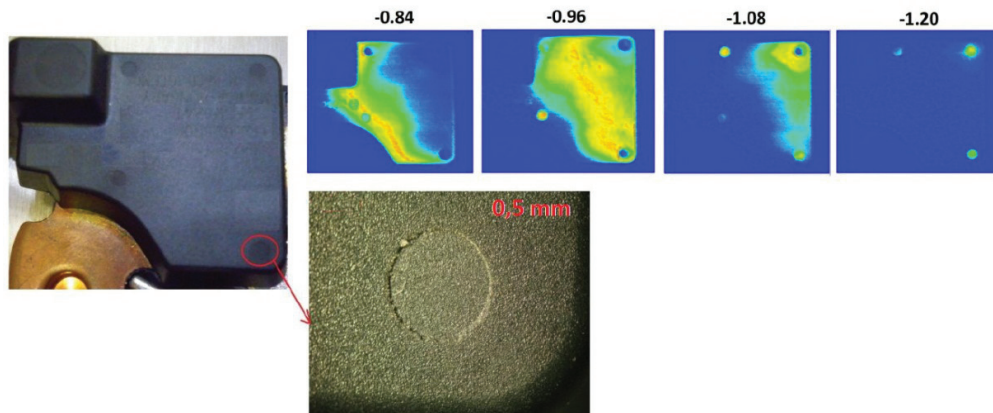
Egy rossz ponthegeesztés esetében onnan kaptunk belső visszaverődéseket, ahol a nem tökéletes fúzió miatt a reflektorok találhatóak. A metallográfiában használatos szabványos eljárásnak [7] megfelelően a hegesztés gondos előkészítésével készült a mikroszkópos felvétel (8. ábra teteje). A vizsgálat során a lemezek 2 fokkal meg voltak döntve, a fénykép is ezt demonstrálja. Az első sorban látható a felső lemez homlokfal-reflexiója (az első kettő), valamint a lencse felületi reflexiója (első sor harmadik kép). A középső sor mutatja a lencsében lévő reflektorokból származó visszaverődéseket. Végül a harmadik sorban a hátfal-reflexiók figyelhetőek meg.

[7] <http://img03.mysteelcdn.com/wz/uploaded/ste-el/2009/09/09/File/tgpdf/ASTM%20E3-95%20.pdf>

### ELEKTRONIKÁK SZELETELÉSE

Másik felhasználás lehet a műgyantába öntött elektronikák ellenőrzése. Amint az már a bevezetésben is szerepelt, ez volt az eredeti cél, amikor elkezdtük a fejlesztést. Műgyantába öntött elektronikákat széles körben használnak az autóiparban, mivel a nedves környezet nincs rájuk hatással. Gyártáskor tipikus hiba lehet, hogy buborék marad a műgyantában.

9. ábra A műgyanta felső felületének képe és a különböző mélységből származó ultrahangos szeletelések (mm-ben).



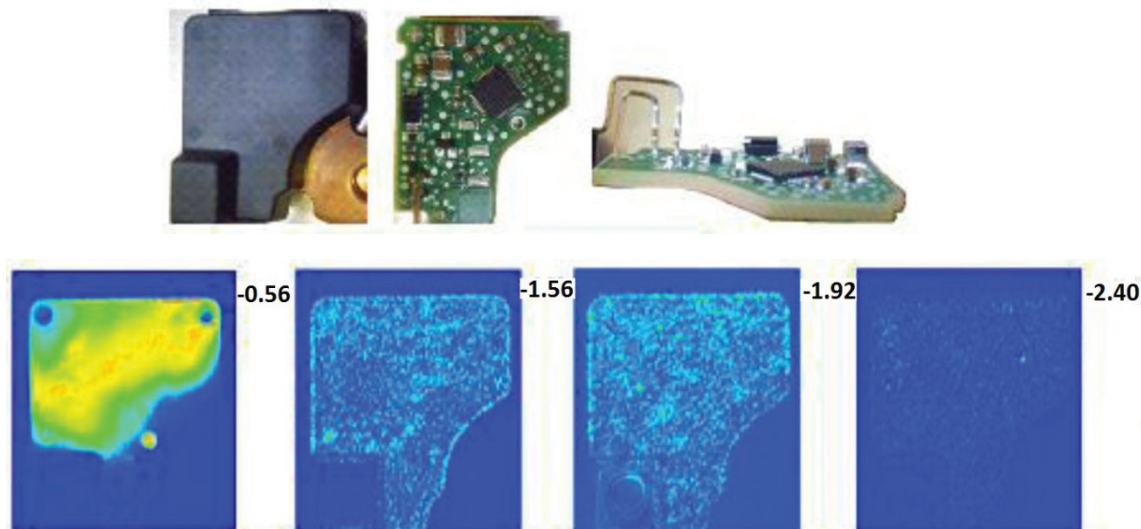
A 9. ábrán látható a szeletelési technológiánk eredményessége. A műgyanta felületén lévő benyomódás mélysége kisebb, mint 0,1 mm. A benyomódás mégis egyértelműen megkülönböztethető a szeletelt képeken, annak ellenére, hogy a hagyományos fényképen nehéz felismerni a benyomódást.

Ahhoz, hogy megértsük a 10. ábrán lévő szeletelt képeket, az ábra felső részén láthatóak a műgyanta felszínéről és a műgyantában öntött elektronika felépítéséről készült fotók. Ezek a képek segítik a könnyebb megértést, amit a szeletelt képeken láthatunk.

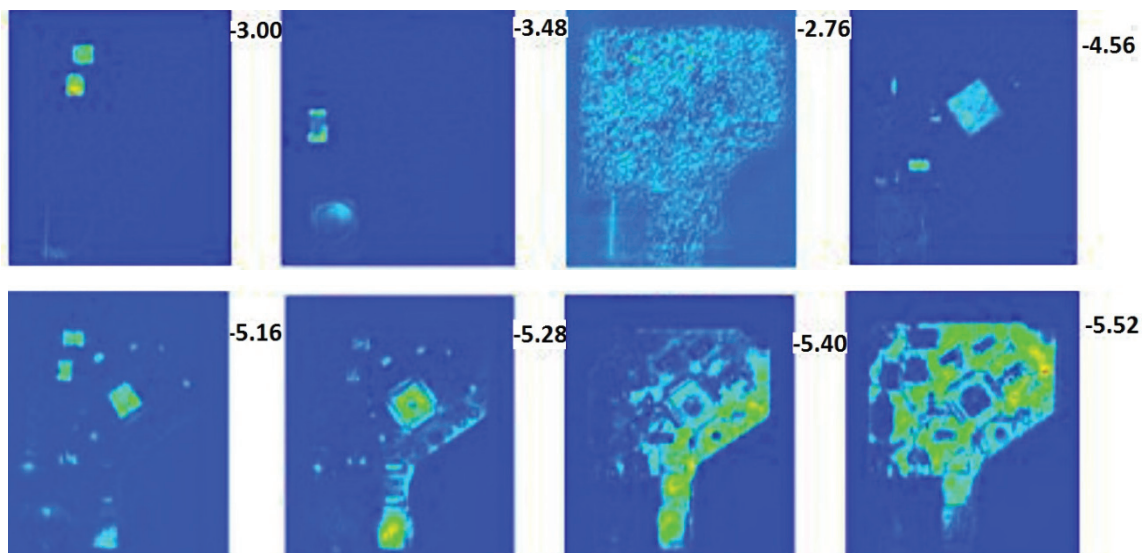
A második sorban az első képen a műgyanta felülete szerepel (lásd 9. ábra). Mélyebbre menve számos pöttyöt látunk a képeken, ezek apró buborékok a műgyantában.

Érdekes felhívni a figyelmet a -3,00 mm-nél lévő két jól érzékelhető reflexióra. Azokat összehasonlítva a jobb felső sarokban lévő képpel, egyértelművé válik, hogy az a két elektronikai elem, amelyet a nyáklap felületére illesztettek. A -3,48 mm mélységnél a következő elektronikai alkatrész látható, ennek a magasságbeli különbségét a többihez képest nehéz észrevenni a fényképről. Ezek a képek már a műgyanta belsőjéről készültek! A legnagyobb integrált áramköri elem felülete látható -4,56 mm-nél, ami egy IC. Ahogy haladunk lefelé -5,16 mm-nél az IC-ben lévő fém reflexiója is látszik, amely maga a chip. A következő mélységi ponton (-5,28 mm) még az IC nyákra szerelt lábai is látszanak (-5,28-5,52 mm).

10. ábra. Az elektronika fényképei (felső sor) és a különböző mélységből származó ultrahangos szeletelések (mm-ben).







### Következtetések és kilátások

Sikerült kifejlesztenünk egy új, viszonylag olcsó és célirányos Pásztázó Akusztikus Mikroszkópot, amely egy bemeztéses típusú fókuszált ultrahangos fejjel működik. Az ultrahangos A-képeket sorozatban összegyűjtve (minimális lépésköz akár 10 mikron) adattömböt állíthattunk elő a visszavert intenzitás mértékeiről a tér megfelelő pozícióiban. Ebből a tömbből számítógépes képfeldolgozó technikákkal A-, B-, C-, D-képet és forgatható 3D-s modellt állítunk elő, vagy vízszintesen szeletelve az objektumokat akár 100 mikronnál is jobb pontosságot tudunk elérni. A szeletelt képeket sokkal könnyebb átlátni. A 0,1 mm-es felbontásnak köszönhetően a ponthegesztés esetében észre lehet venni a belső, nem elégséges fúzióból származó visszaverődéseket. Mindemellett látható volt, hogy milyen sokat számít a lencse felületének minősége, hogy meghatározhassuk a két lemez közötti hegesztés minőségét.

A műgyantában öntött elektronikák esetében ki tudtuk mutatni akár a gyantában lévő buborékokat akár a hibásan nyomtatott áramköri elemeket, ha azok nagyobbak 0,1 mm-nél.

További javulásokat várunk a beszerzés alatt lévő 50 MHz ultrahangos fejtől, a kialakítás alatt lévő jobb mozgó mechanikától és a fejlesztés alatt lévő új szűrési módszerektől. Nagy előnye a mérőrendszerünknek, hogy könnyen adaptálható az adott célokhoz.



# *Eltérő technológiai állapotú többesfázisú acélok mechanikai tulajdonságainak vizsgálata*

**Összefoglalás:** Jelen kutatási munkában saját tervezésű ötvözetekből, előzetes meleg-, majd különböző mértékű hideghengereléssel készült, interkritikus lágyítással DP- és TRIP-állapotnak megfelelő szövetszerkezetre hőkezelt lemezek szilárdsági és alakíthatósági mérőszámait határoztuk meg és hasonlítottuk össze. A precíziós direktöntéssel gyártott kisbugákból előbb laboratóriumi körülmények között, duó hengerállványon egy meghatározott szűrásterv szerinti meleghengerléssel előlemezeket állítottunk elő, amelyek egy részét a továbbiakban különböző mértékben hidegen hengereltük. A lemezek DP- és TRIP-acélnak megfelelő szövetszerkezetét Gleeble 3800-as fizikai szimulátorban végrehajtott, interkritikus lágyítás majd szabályozott hőmérsékletvezetésű hűtés kombinációjából álló hőkezeléssel hoztuk létre. A hőkezelt darabok és a melegen hengerelt, ferrit-perlites szövétű referencia-próbatestek műszerezett, szobahőmérsékletű szakítóvizsgálatait szintén a Gleeble-szimulátorral végeztük el. Eredményeink szerint mind a DP-, mind pedig a TRIP-acélunk esetében a 20%-os előzetes hideghengerlés biztosítja a legnagyobb szilárdságot. Az ilyen mértékű hideghengerlés a DP-acél esetében ugyan csökkenti a szakadási nyúlást, azonban a kontrakciót gyakorlatilag nem befolyásolja, míg a TRIP-acélnál a jelentős szilárdságnövekedés a melegen hengerelt állapotra jellemző alakíthatósági tulajdonságok megtartása mellett valósul meg. Emellett mindkét acéltípusnál jelentős keményedőképességet tapasztaltunk, amely az  $R_m/R_{p0,2}$ -hányados közel kettes nagyságrendjében is megnyilvánul.

**Kulcsszavak:** Hideghengerelés, hőkezelt lemezek, szűrásterv, referencia-próbatestek, szakítóvizsgálat, keményedőképesség.

**Abstract:** In the course of this research work we determined and compared the strength and ductility indexes of plates made from our own alloy de-

\* *Dunaiújvárosi Egyetem,  
Műszaki intézet*  
E-mail: bereczkip@uniduna.hu

\*\* *Dunaiújvárosi Főiskola,  
Műszaki intézet*  
E-mail: iviven.galgoczi@gmail.com

[1] Jeanneau, M.–Pichant, P. (2000): The trends of steel products in the European automotive industry. *La Revue De Metallurgies – CIT*. Pp. 1399–1408.

[2] Takehide, S. (2001): Physical Metallurgy of Modern High Strength Steel Sheets. *ISIJ International*. 41(6). Pp. 520–532.

sign using preliminary hot and then different types of cold rolling with intercritical tempering into the texture suitable for the DP and TRIP standards. First hot rolled sheet bars were produced from small billets made on a dual roll mill stand through precision casting under laboratory conditions, using and following a specific rolling schedule, some of which were later cold rolled to different extents. The texture of the plates complying with DP and TRIP steels was created using the combination of intercritical tempering in a Gleeble 3800 physical simulator then controlled temperature conductivity cooling. The tensile tests of the heat treated pieces and the hot rolled hypopercritic steel reference specimens were also conducted in a Gleeble simulator. According to our results both the DP and TRIP steel types it is the 20% preliminary cold rolling that ensures the highest strength. Although this extent of cold rolling decreases the breaking strain in the case of the DP steel, it does not influence contraction, while in the case of TRIP steel, a significant increase in strength is realised with retaining the ductility characteristics typical of the hot rolled condition. In addition, significant work-hardening capacity was found in the cases of both steel types, which is shown by the magnitude order of nearly 2 of the  $R_m/R_{p0,2}$  ratio. **Kulcsszavak:** Cold rolling, heat-treated plates, rolling schedule, reference specimen, tensile test, work-hardening capacity.

## Bevezetés

Napjainkban a mérnöki szerkezeteinkben felhasznált fémek és ötvözetek tulajdonságaival szemben egyre összetettebb, iparág-specifikus igényeket fogalmaznak meg a felhasználók. Az acélok autóiipari felhasználásának tekintetében például a nagy szilárdság, a jó vagy kiváló alakíthatóság és a megfelelő hegeszthetőség által definiálható tulajdonság-együttes szinte alapvető követelménynek számít. Az ilyen irányú követelmények kielégítésére az acélipar számos, különböző fémtani mechanizmuson alapuló acéltípust fejlesztett ki. Ezeket összefoglaló néven AHSS (Advanced High Strength Steels – korszerűsített nagyszilárdságú acélok) acéloknak nevezik. Ebbe a csoportba sorolhatóak a HSLA (High Strength Low Alloy – nagyszilárdságú, alacsony ötvöztartalmú acélok), a bénites, az alakítás hatására kiválásosan keményedő (PH – Press Hardening) és a többes- vagy komplexfázisú (CP – Complex-Phase) acélok [1, 2].

A többesfázisú acélok családjába tartozó minőségek közül a két, talán legelterjedtebb változat a DP- (Dual Phase – kétfázisú) és a TRIP- (TRansformation Induced

Plasticity – képlékeny alakváltozás indukálta átalakulás) acél. A duálfázisú acélok mikroszerkezetüket tekintve két fázis által alkotott kompozitként foghatók fel, amelyben a fő alkotóelem a ferrit, míg a második fázis a martenzit, amely diszpergálva, hálószerűen vagy a ferrittel együtt duplex struktúrában helyezkedik el az alpmátrixban. A fázisok aránya igen széles tartományban változhat, azonban a leggyakoribb változatok 15–20% martenzitet és 80–85% ferritet tartalmaznak.

A TRIP-acélok szövetszerkezete három fő komponensből, ferritből, béntitből és maradék ausztenitből épül fel, amelyek aránya jellemzően 50–60%, 25–45% és 5–15%. Mindkét acéltípus közös tulajdonsága, hogy a szövetszerkezetüket alkotó keményebb és lágyabb fázisok együttes jelenléte jelentős keményedőképességet és kiváló alakíthatóságot eredményez, így az autóiparban használt lemezek képlékeny alakítási műveleteihez szükséges alakváltozó-képesség biztosítható, amely az alakítási folyamat végére elért nagy szilárdsággal párosul.

Különösen igaz ez a TRIP-acélokra, amelyekben a karbonban túltelített maradék ausztenit a képlékeny alakítás hatására martenzitté alakul [3, 4].

Kémiai összetételüket tekintve mindkét acéltípus a szerkezeti acélokhoz hasonlóan alapvetően C-Mn-Si/Al ötvöztetésű, azonban Mn, Si illetve Al tartalmuk az előbbieknél magasabb. Az említett ötvözőknek a gyártástechnológia szempontjából van kiemelt jelentősége. A technológiai változatokat tekintve mindkét acéltípust gyártják megleghengersoron, illetve hidegen hengerelt lemezből kiindulva szalaglágyító- vagy tűzihorganyzó soron. A két technológiai út közös jellemzője, hogy egy közbenső lépésben, az ún. interkritikus tartományban ferritet és ausztenitet tartalmazó, heterogén szövetszerkezetet hoznak létre, amelyből különböző hűtési stratégiákkal állítják elő a DP- illetve a TRIP-állapotnak megfelelő mikroszerkezetet.

Ehhez azonban el kell kerülni a perlit keletkezését, azaz a karbidképződés beindulását. Az említett ötvözők növelik a ferrit stabilitását, illetve a karbon oldhatóságát az ausztenitben, gátolva ezzel a karbidkiválást és növelve az ausztenit edzhetőségét. A gyártósor hűtési kapacitásait figyelembe véve, a mangántartalmat 2–2,5%, míg a szilíciumtartalmat 1–1,5%-ban határozzák meg. Alkalmazzák még a Nb-Ti mikroötvöztést is, amely további szilárdságnövekedést eredményez az alakíthatósági tulajdonságok jelentős lerontása nélkül [4, 5].

[3] El-Sesy, I. A.–El-Baradie, Z. M. (2002): Influence carbon and/or iron carbide on the structure and properties of dual-phase steels. *Materials Letters*. 57. Pp. 580–585.

[4] Hofmann, H.–Mattissen, D.–Schaumann, T. W. (2009): Advanced Cold Rolled Steels for Automotive Applications. *Steel Research International*. 80. Pp. 22–28.

[5] Oliver, S.–Jones, T. B.–Fourlaris, G. (2007): Dual phase versus TRIP strip steels: Microstructural changes as a consequence of quasi-static and dynamic tensile testing. *Materials Characterization*. 58. Pp. 390–400.

[6] Movahed, P.–Kolahgar, S.–Marashi, S. P. H.–Pouranvari, M.–Parvin, N. (2009): The effect of intercritical heat treatment temperature on the tensile properties and work hardening behavior of ferrite–martensite dual phase steel sheets. *Materials Science and Engineering A*. 518. Pp. 1–6.

[7] Huseyin, A.–Havva, K. Z.–Ceylan, K. (2010): Effect of Intercritical Annealing Parameters on Dual Phase Behavior of Commercial Low-Alloyed Steels. *Journal of Iron and Steel Research, International*. 17(4). Pp. 73–78.

[8] Gündüz, S. (2009): Effect of chemical composition, martensite volume fraction and tempering on tensile behaviour of dual phase steels. *Materials Letters*. 63. Pp. 2381–2383.

[9] Meng, Q.–Li, J.–Wang, J.–Zhang, Z.–Zhang, L. (2009): Effect of water quenching process on microstructure and tensile properties of low alloy cold rolled dual-phase steel. *Materials and Design*. 30. Pp. 2379–2385.

[10] Sodjit, S.–Uthaisangsuk, V. (2012): Microstructure based prediction of strain hardening behavior of dual phase steels. *Materials and Design*. 41. Pp. 370–379.

[11] He, Z.–He, Y.–Ling, Y.–Wu, Q.–Gao, Y.–Li, L. (2012): Effect of strain rate on deformation behavior of TRIP steels. *Journal of Materials Processing Technology*. 212. Pp. 2141–2147.

[12] Curtze, S.–Kuokkala, V. T.–Hokka, M.–Peura, P. (2009): Deformation behavior of TRIP and DP steels in tension at different temperatures over a wide range of strain rates. *Materials Science and Engineering A*. 507. Pp. 124–131.

DP- és TRIP-acélok vizsgálatával számos tanulmány foglalkozik. A legtöbb kísérletben szobahőmérsékletéről történő hevítés során, a már említett interkritikus lágyítással és az azt követő intenzív hűtéssel hozzák létre a kettő- illetve három komponensű szövetszerkezetet. A kutatások egy részében az interkritikus hőkezelés paramétereinek, illetve a hűtés körülményeinek [6, 7], valamint az ezt követő megeresztésnek [8] a szövetszerkezetre és a mechanikai tulajdonságokra gyakorolt hatását vizsgálják. A tanulmányok egy másik része az interkritikus tartományban végzett alakításnak és az egyes fázisok újrakristályosodásának a hatását vizsgálja a végtermék tulajdonságaira nézve [9], valamint a mikroszerkezet egyes jellemzőinek és a makroszkopikus deformációs mechanizmusoknak a kapcsolatát elemzi [10, 11]. A hivatkozott kutatások közös jellemzője, hogy a DP- és TRIP-acélok mechanikai tulajdonságait szakítóvizsgálatok során tanulmányozzák, egyes esetekben igen széles alakváltozási sebesség és hőmérséklet tartományban [12]. Jelenleg bemutatásra kerülő kutatómunkánkban is egy-egy DP- és TRIP-acél mechanikai tulajdonságait vizsgáltuk szakítóvizsgálatokkal, azonban nem az előbbieken felsorolt technológiai adatok, hanem az előzetes hideghengerlés mértékének függvényében.

### A kísérleti ötvözetek gyártása és a különböző mértékben alakított, kiindulási darabok előállítás

Alakítási kísérleteinkhez a bevezetésben említett ötvözesi koncepciók figyelembe vételével gyártott, Mn–Si–Al ötvözésű DP- és TRIP-acélminőségeinket használtunk. Mindkét acéltípust precíziós direktöntéssel, hengeres és hasáb alakú, kisméretű bugák formájában állítottuk elő. Az öntéshez szükséges olvasztást és beötvözést indukciós elven működő, felső betáplálású üstökben végeztük.

Az üstök alsó és felső részén argon védőgáz-hozzávezetést alkalmaztunk a leégési veszteségek csökkentéséhez. Az ötvözők mennyiségét 60 kg-os bemenő rendszerre számítottuk úgy, hogy az alumínium – mint dezoxidáló elem – mennyisége minimális legyen az elkészült ötvözetben. Az ötvözt, a homogenizálást valamint az öntést követő mintavételezés során SpektroLab M100 típusú optikai emissziós spektrofotométerrel ellenőriztük az adagok kémiai összetételét. A kísérleteinkhez továbbiakban használt hasáb alakú öntvények névleges mérete körülbelül 20x20x215 mm, tömegszázalékos (m/m%) kémiai összetételüket pedig az 1. táblázat tartalmazza.

1. táblázat. A DP- és TRIP-acélminőségnek megfelelő öntvények kémiai összetétele.

<b>m/m %</b>	<b>C</b>	<b>Mn</b>	<b>Si</b>	<b>S</b>	<b>P</b>	<b>Cr</b>
<b>DP</b>	<b>0,152</b>	<b>1,85</b>	<b>0,494</b>	<b>0,015</b>	<b>0,009</b>	<b>0,026</b>
<b>TRIP</b>	<b>0,183</b>	<b>2,33</b>	<b>2,02</b>	<b>0,015</b>	<b>0,011</b>	<b>0,033</b>
<b>m/m %</b>	<b>Ni</b>	<b>Al</b>	<b>Ti</b>	<b>V</b>	<b>Mo</b>	<b>Nb</b>
<b>DP</b>	<b>0,014</b>	<b>0,044</b>	<b>0,062</b>	<b>0,002</b>	<b>0,001</b>	<b>0,011</b>
<b>TRIP</b>	<b>0,018</b>	<b>0,004</b>	<b>0,033</b>	<b>0,002</b>	<b>0,002</b>	<b>0,011</b>

A bevezetésben megfogalmazott kutatási célkitűzések megvalósításához különböző mértékben alakított DP- és TRIP-lemezekre van szükségünk. Első lépésben a négyzet keresztmetszetű öntvények öntött struktúrájának homogenizálására volt szükség. A homogenizáláshoz és a lemez próbatestek alakjához közelítő előgyártmány előállításához meleghengerléssel előlemezeket gyártottunk az öntvényekből. A hengerlési szűrasterv meghatározása és a meleghengerlés végrehajtása után a körülbelül 6 mm-es előlemezek különböző mértékben történő hideghengerlésével állítottuk elő az eltérő alakíthatósági állapotoknak megfelelő, még ferrit-perlites szövetszerkezetű, de kémiai összetételét tekintve DP- illetve TRIP-acélminőségnek megfelelő darabokat.

#### A MELEGHENGERLÉSI SZÜRÁSTERV MEGHATÁROZÁSA

A meleghengerlés szűrastervének elkészítéséhez először meghatároztuk a hengerlési folyamat végére előállítandó előlemez vastagságát. Az öntött minta vastagsága körülbelül  $H_0=20\text{mm}$ . Az előlemez vastagságát  $H_v=6\text{ mm}$ -ben határoztuk meg, figyelembe véve a meleghengerlés utáni alakhibák lemunkálásának szükségességét és a hideghengerlés okozta vastagságcsökkenést. A kiindulási és a végső vastagsági méret felhasználásával, a hengerlési folyamat során megvalósított vastagságirányú, egyenértékű logaritmikus alakváltozás, azaz az összalakváltozás ( $\varphi_0$ ) az alábbi összefüggéssel számítható:

$$\varphi_0 = \ln \left( \frac{H_o}{H_v} \right) = \left( \frac{20}{6} \right) \cong 1,204 \quad (1)$$

Az összalakváltozás nagyságát figyelembe véve, a teljes hengerlési folyamatot 6 szúrára osztottuk fel a 2. táblázatban látható  $\varphi^{(i)}$  szúrásonkénti egyenértékű logaritmikus alakváltozási mértékeknek megfelelően. A tervezett szúrásterv szerint a lépésenkénti képlékeny alakváltozás mértéke az első, bevezető alakításnál a legkisebb, míg a második szúráásban az újrakristályosodás beindítása érdekében a legnagyobb. Az ezt követő hengerlési lépésekben a képlékeny alakváltozás mértéke folytonosan csökken. A  $\varphi^{(i)}$  értékek felhasználásával, az előlemez  $i$ -ik szúrást utáni, közbenső vastagsága az alábbi összefüggéssel számítható:

$$\ln(\varphi^{(i)}) = \frac{H_0^{(i)}}{H_v^{(i)}} \rightarrow H_v^{(i)} = \frac{H_0^{(i)}}{e^{\varphi^{(i)}}} \quad (2)$$

ahol:  $H_0^{(i)}$  az előlemez vastagsága az  $i$ -ik szúrást előtt [mm];  
 $H_v^{(i)}$  az előlemez vastagsága az  $i$ -ik szúrást után [mm].

A fenti képlettel meghatározott vastagságértékekből pedig egyszerűen számítható a fogyás ( $\Delta H^{(i)}$ ) nagysága az egyes szúráásokban, amely alapján a hengerrés csökkentésének mértéke beállítható (2. táblázat). Az egyes hengerlési lépésekben tervezett, növekvő egyenértékű alakváltozási sebességeket ( $\varphi^{(i)}$ ) szintén a 2. táblázat tartalmazza. A hengerművön beállítandó hengerfordulatszámok kiszámításához az alakváltozási sebességen és a  $\Delta H^{(i)}$  vastagságcsökkenésen kívül minden egyes szúrást meg kell határozni a közepes lemezvastagságot és a nyomott ív hosszát is. A  $H_k^{(i)}$  közepes lemezvastagság az  $i$ -ik szúrástban az alábbi képlettel számítható:

$$H_k^{(i)} = \frac{H_o^{(i)} + H_v^{(i)}}{2} \quad (3)$$

A nyomott ív  $l_d^{(i)}$  hossza az  $i$ -ik szúrástban:

$$l_d^{(i)} = \sqrt{R \cdot \Delta H^{(i)}} \quad (4)$$

ahol:  $R$  a munkahenger sugara [mm].

A síklemez hengerlésére jellemző egyenértékű alakváltozási sebességet közelítő alábbi összefüggés felhasználásával, a hengerfordulatszám az  $i$ -ik szúrástban az alábbi összefüggéssel adható meg:



$$\dot{\varphi}^{(i)} \cong \frac{\Delta H^{(i)}}{H_k^{(i)}} \cdot \frac{v_h^{(i)}}{l_d^{(i)}} \rightarrow n^{(i)} \cong \dot{\varphi}^{(i)} \cdot \frac{H_k^{(i)}}{\Delta H^{(i)}} \cdot \frac{1000 \cdot l_d^{(i)}}{2R \cdot \pi} \quad (5)$$

ahol:  $v_h^{(i)}$  a henger kerületi sebessége az  $i$ -ik szűrésben [m/min];  
 $n^{(i)}$  a henger fordulatszáma az  $i$ -ik szűrésben

A meleghengelés fentiekben meghatározott technológiai adatait a 2. táblázat összegzi. Az egyes szűrésok előtt az alakítási folyamat végrehajtásához használt Von Roll duó hengerállványon a táblázatban kiemelt értékeket, azaz a fogyás mértékét és a hengerfordulatszámot állítottuk be.

2. táblázat. A meleghengelés szűrástervének adatai.

Szűrés-szám	Egyenértékű logaritmikus alakváltozás, $\varphi^{(i)}$ [-]	Az előlemez szűrés utáni vastagsága, $H_p^{(i)}$ [mm]	Fogyás, $\Delta H^{(i)}$ [mm]
1.	0,13	17,6	2,4
2.	0,24	13,8	3,8
3.	0,22	11,0	2,8
4.	0,23	8,8	2,2
5.	0,21	7,1	1,7
6.	0,17	6,0	1,1
Szűrés-szám	Egyenértékű alakváltozási sebesség, $\dot{\varphi}^{(i)}$ [1/s]	Henger kerületi sebessége, $v_h^{(i)}$ [m/min]	Henger fordulatszáma, $n^{(i)}$ [1/min]
1.	1,5	11,4	16,4
2.	2,8	14,3	20,7
3.	4,1	19,3	27,9
4.	5,4	22,4	32,3
5.	6,7	25,9	37,6
6.	8,0	31,3	45,3

## A MELEGHENGRELÉS HŐMÉRSÉKLETVEZETÉSÉNEK MEGHATÁROZÁSA

A meleghengrelés hőmérsékletvezetését a tervezett 6 szúráshoz igazítottuk. Az ötvények hengerlés előtti ausztenítését két, 1200°C-ig programozható laboratóriumi kemencében végeztük. Az ötvényeink alacsony ötvözőanyag tartalma miatt, az ausztenit szemcsedurulásának elkerülése érdekében az ausztenítés hőmérséklete a DP-acélnál 1060°C, míg a TRIP-acélnál 1080°C volt, egyaránt 30 perces ausztenítési időtartam mellett. A szúrák száma és a munkadarabok kis mérete miatt várható volt az előlemezek túlzott mértékű lehűlése és az allotróp átalakulás megindulása még a hengerlési folyamat befejezése előtt. Ennek elkerüléséhez a 3. és a 4. szúrák között a kemencébe 15 percre visszahelyezve, újrahevítettük az előlemezeket. A 4. és az 5. szúrák között a megnövekedett hosszúságú előlemezeket a túlzott oldalirányú elferdülés kiküszöbölése érdekében kettévágtuk. A meleghengrelés munkarendjét tekintve, az egyes szúrák előtt beállított hengerréssel és hengerfordulatszámmal az összes, anyagminőségként 4–4 db ötvényt egy menetben lehengereltük, majd ezt követően minden egyes darabot visszahelyeztünk a kemencékbe, mialatt beállítottuk a következő szúráshoz szükséges fogyást és fordulatszámot. A hengerpár közül kijövő előlemez hőmérsékletét ( $T_{ki}$ ) pedig infravörös pirométerrel mértük. A következő táblázat a DP-acél minták meleghengrelésének tervezett és mért hőmérsékleti értékeit összegzi. A  $T_{névl}$  hőmérséklet a kemencén beállított, míg a  $T_{kemence}$  a kemence saját termoeleme által mért valós munkatér hőmérsékletet jelenti.

3. táblázat. A DP-acélminőségre vonatkozó meleghengrelési hőmérsékletvezetés.

		1. szúrák	2. szúrák	3. szúrák	Közbenső művelet
Ausztenítés: 30 min, 1060°C	Munkadarab	$T_M$	$T_M$	$T_M$	Újrahevítés: 15 min, 1040°C
	1. db	930	949	950	
	2. db	956	956	952	
	3. db	954	968	929	
	4. db	972	974	937	
	$T_{M6}$	1060	1060	1060	
	$T_{kemence}$	1055	1035	1012	

	4. szűrés	Közbeneső művelet		5. szűrés	6. szűrés
<b>Munkadarab</b>	$T_M$	<b>Kettévágás lemezzelővel</b>	<b>Munkadarab</b>	$T_M$	$T_M$
1. db	930		1. db	892	899
2. db	922		2. db	890	891
3. db	901		3. db	895	897
4. db	906		4. db	960	870
$T_{M\bar{M}}$	1040		5. db	890	910
$T_{M\bar{M}2}$	1032		6. db	885	896
			7. db	875	882
			8. db	875	867
			$T_{M\bar{M}}$	1040	1040
			$T_{M\bar{M}2}$	1015	985

Az utolsó szűrást követően az előlemezeket homok alatt, lassan hűtöttük le. A meleghegerlés végével 8–8 db, körülbelül 6 mm vastag, DP- illetve TRIP-acélminőségnek megfelelő kémiai összetételű, de jelenleg ferrit-perlites szövetszerkezetű előlemez állt rendelkezésünkre.

#### AZ ELŐLEMEZEK KÜLÖNBÖZŐ MÉRTÉKŰ HIDEGHENGERLÉSE

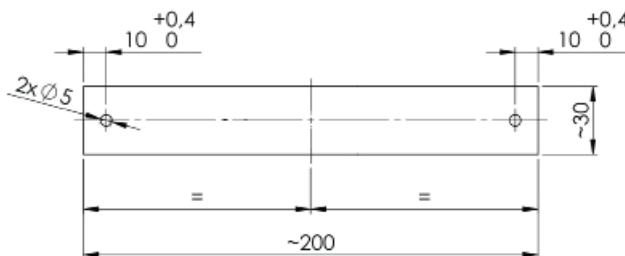
Az előlemezek különböző mértékű hideghengerlése előtt, a kísérleti hengerállvány korlátozott terhelhetősége miatt a meleghegerlés során elért 6 mm-es lemezvastagságot csökkenteni kellett. Homlokmarással mind a 16 darab előlemez vastagságát ~2,5 mm-re csökkentettük. A próbatetek közül anyagminőségként 1–1 darabot 10, 20, 30, 40 illetve 50%-os névleges fogyást eredményező hideghengerlésnek vetettünk alá, egy-egy szűrésben 10%-kal redukálva a lemezek aktuális vastagságát. A lemezek hengerlését követően, a szélek levágásával körülbelül 200x30 mm-es, különböző vastagságú lemezcsíkokat kaptunk. Az eltérő mértékben hidegen hengerelt lemezek alakítás utáni eredő vastagságát a 4. táblázat tartalmazza. Az adatok a két anyagminőségre vonatkoztatott átlagos vastagságot reprezentálják.

4. táblázat. A hidegen hengerelt lemezek átlagos végvastagság értékei.

Hideghengerlés mértéke [%]	10	20	30	40	50
Alakítás utáni vastagság [mm]	2,25	2,03	1,78	1,48	1,18

Az 5 pár különböző mértékben hidegen hengerelt lemez mellett anyagminőségenként 2–2 db csak melegen hengerelt, 200×30×2,5 mm-es lemezcsíkot is kimunkáltunk. Az 5–5 db melegen, majd hidegen hengerelt lemezről illetve 1–1 db csak melegen hengerelt lemezről az alábbi ábra szerinti próbatesteket állítottuk elő. A DP- és a TRIP-állapotnak megfelelő szövetszerkezet ezeken a furatokkal ellátott lemez próbatesteken, a Dunaújvárosi Egyetemen üzemelő Gleeble 3800-as termomechanikus szimulátor lemez-hőkezelő egységével hoztuk létre (2(b) ábra).

1. ábra. A DP- és TRIP- állapotnak megfelelő szövetszerkezet létrehozásához használt próbatestek műhelyrajza.



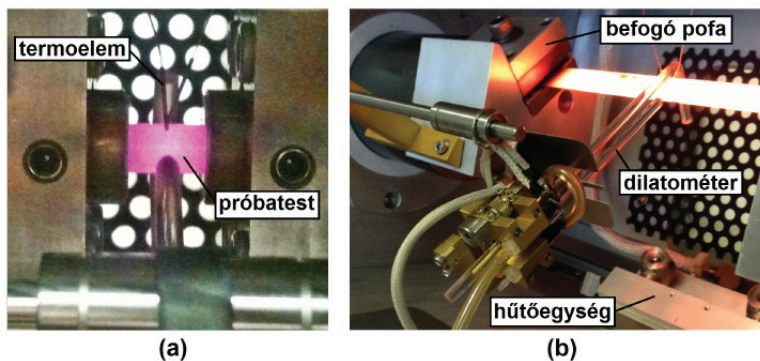
A fennmaradó, anyagminőségenként 1–1 db melegen hengerelt lemezcsíkon nem végeztünk a szövetszerkezet módosítására irányuló hőkezelést. Ezeken a darabokon, mint ferrit-perlites szövetű referencia mintákon hajtottunk végre szobahőmérsékletű szakítóvizsgálatot.

## A lemez próbatestek szövetszerkezetének beállítása

A DP- és TRIP-acélok bevezetőben említett gyártástechnológiai változatai közül a kettős illetve hármas szövetű mikroszerkezet előállításához jelen munkában a szobahőmérsékletről történő interkritikus lágyítás technikáját alkalmazzuk. A DP- és TRIP-állapotnak megfelelő szövetszerkezet létrehozásához elsőként

meg kellett határozni azokat az interkritikus hőmérsékleteket, ahol adott hevítési sebesség mellett a DP-acélminőségnek megfelelő összetételű anyagban az ausztenit-ferrit arány 20–80%, a TRIP-acélminőségnek megfelelő összetételű anyagban pedig 45–55%. Ehhez az előbbi anyagminőségek öntvényeiből hengeres,  $\varnothing 10 \times 15$  mm-es próbatesteket munkáltunk ki, amelyeken dilatométeres fázisátalakulási vizsgálatot hajtottunk végre. A 2(a) ábrán látható elrendezéssel, Gleeble-szimulátorban végrehajtott szimuláció során a próbatestet  $0,5^\circ\text{C/s}$  sebességgel  $1000^\circ\text{C}$ -ra hevítettük, majd 10s hőntartást követően hőmérsékletszabályozás nélkül szobahőmérsékletig szabadon hűtöttük. A szimuláció alatt egy  $1\mu\text{m}$  felbontóképességű dilatométerrel mértük a próbatest átmérőjének változását a termoelemekkel megegyező keresztmetszeten.

2. ábra. (a) A dilatométeres fázisátalakulási vizsgálat kísérleti elrendezése.  
(b) Az interkritikus hőkezelés mérési összeállítása.



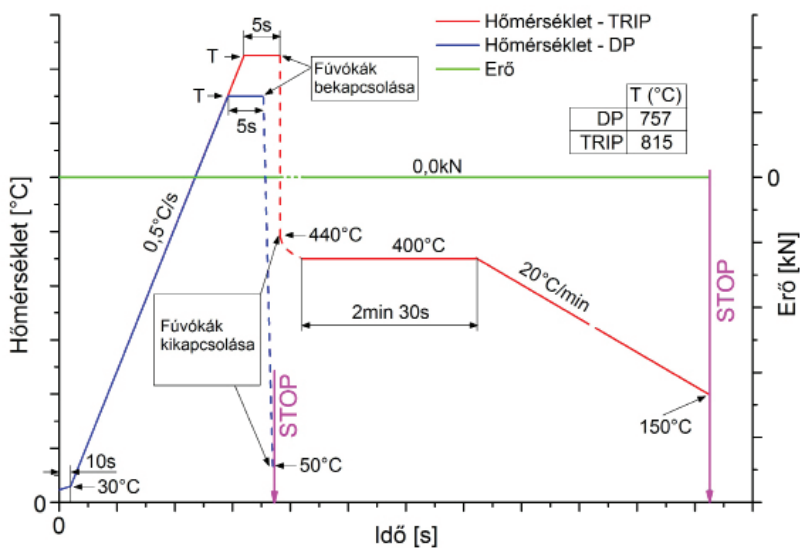
A Gleeble-szimulátor ellenállásfűtéssel működő termikus rendszerében a próbatest hőmérséklete – annak felületére hegesztett termoelem-pár jelére – zárt, digitális szabályzókörben, az idő függvényében szabályozható. Emellett a hasonló elven működő mechanikai rendszerben különböző mérőműszerek (útjeladók, nyúlásmérők, erőmérő cellák, stb.) jele alapján a befogópofákat tartó munkahengerek mozgása is szabályozható. A fázisátalakulási vizsgálat során a mechanikai rendszert állandó,  $-0,5$  kN-os nyomóterhelés fenntartására programoztuk, ezzel kompenzálva a próbatest hosszirányú hőtágulását.

A fázisátalakulási vizsgálatok során mintavételezett adatokból megszerkesztett hőmérséklet-dilatáció grafikonból, azaz dilatogramból a jól ismert szögfelosztásos módszerrel mindkét anyagminőségre meghatároztuk az említett fázisarányokhoz tartozó interkritikus hőmérsékletet. Számításaink alapján a DP-acél előállításához szükséges interkritikus hőmérséklet  $757^\circ\text{C}$ , míg a TRIP-acél esetében  $815^\circ\text{C}$ . A DP, illetve TRIP-minőségnek megfelelő szövetszerkezetet ezeken a hőmérsékleteken végrehajtott interkritikus lágyí-

tással és az azt követő egy- vagy többlépéses hűtéssel, a Gleeble-szimulátorban megvalósított hőkezelési ciklusok során állítottuk elő. A szimuláció programjának vázlatát a 3. ábra szemlélteti.

A szimuláció kezdetén a DP- és TRIP-minőségnek megfelelő kémiai összetételű lemezeket egyaránt a fázisátalakulási vizsgálatoknál alkalmazott  $0,5^\circ\text{C/s}$ -os sebességgel hevítettük az említett interkritikus hőmérsékletekre. Az adott izotermán történő 5s-os hőntartást követően a 2(b) ábrán látható levegő-víz porlasztásos hűtőegység használatával hajtottuk végre a 3. ábrán szaggatott vonallal jelölt edzési lépéseket. A DP-minőségű próbatestek esetében a fúvókákon keresztül addig áramoltattuk a levegő-víz keveréket, amíg a lemez hőmérséklete elérte az  $50^\circ\text{C}$ -ot, míg a TRIP-lemezeknél a program  $440^\circ\text{C}$ -on kikapcsolta a hűtőegységet, majd a termikus rendszer a fűtőáram bekapcsolásával  $400^\circ\text{C}$ -ra állította be a próbatest hőmérsékletét. A bénites átalakuláshoz szükséges  $400^\circ\text{C}$ -os izoterma értékét a TRIP-lemezek kémiai összetétele alapján, a JMatPro-szoftver segítségével számított izotermikus átalakulási diagramból határoztuk meg. Az átalakulási diagram szerint, 150s-os hőntartási idő mellett a szövetszerkezetben jelenlévő 45% ausztenit 89%-a alakul át bénitté, amely a teljes térfogat 40%-ának felel meg, azaz mintegy 5%-nyi karbonban túltelített ausztenit marad vissza a hőntartás végére. Képlékeny alakváltozás hatására ez a metastabil ausztenit-hányad alakul át martenzitté, előidézve a TRIP-hatást. A hőntartási szakaszt követően, a maradék ausztenit stabilizálása érdekében lassú hűtéssel ( $20^\circ\text{C/perces}$ ) csökkentettük a próbatest hőmérsékletét  $150^\circ\text{C}$ -ig.

3. ábra. Az interkritikus hőkezelési szimulációk programjának vázlatja.



A próbatestek tehermentesítése érdekében a hevítési illetve hűtési szakaszok alatt a szimulátor mechanikai rendszerét 0,0 kN-os eredő erőértékre vezéreltük, kompenzálva ezzel a lemezek hőtágulását.

## A szakítóvizsgálatok elvégzése

A lemezek DP- és TRIP-állapotra való hőkezelését követően anyagminőségként 7 db, különböző szövet-szerkezetű próbatest állt rendelkezésünkre. 1–1 db DP- és TRIP-acélnak megfelelő összetételű lemez csak meleghengерlésen esett át, míg további 1–1 db melegen hengerelt lemezcsíkot DP-, illetve TRIP-állapotra hőkezeltünk. Ehhez hasonlóan az 5–5 db, melegen-, majd különböző mértékben hidegen hengerelt lemezt is DP-, illetve TRIP-állapotra hőkezeltük. A 14 db, különböző vastagságú lemez szobahőmérsékletű szakítóvizsgálatához olyan geometriát terveztünk, amellyel az arányos szakító próbatestre meghatározott kritériumok (MSZ EN ISO 6892-1:2009 Magyar Szabvány) az eredeti jeltávolság változtatásával minden esetben teljesíthetők.

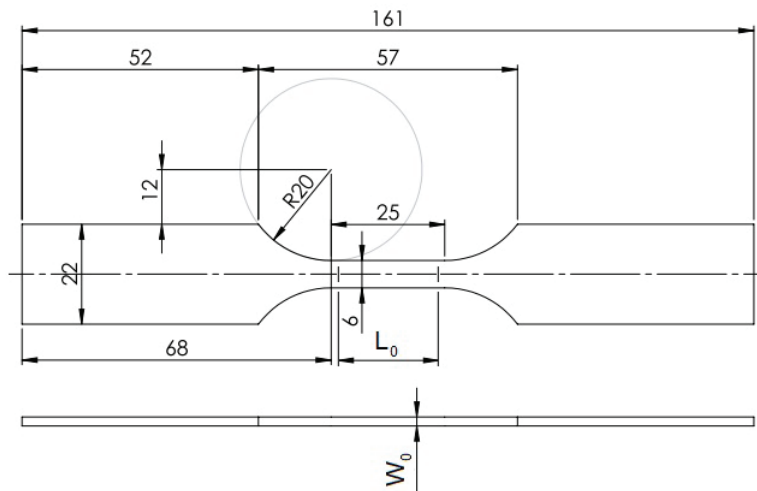
Az 5. táblázatban láthatóak a meleghengерlés (0%-kal jelölve) és a különböző mértékű hideghengерlések során kialakult átlagos lemezvastagságok ( $W_0$ ). A próbatestek kimunkálásának megkönnyítése érdekében a vizsgálati szakasz szélességét ( $b_0$ ) egységesen 6 mm-re választottuk. Az előbbi két méretből lemezvastagságonként megkapjuk az eredeti keresztmetszet területét ( $S_0$ ). Ebből az eredeti jeltávolság ( $L_0$ ) értékét az  $L_0 = \sqrt{k} \cdot S_0$  összefüggéssel számítottuk ki, ahol a  $k$  szorzótényező értéke arányos szakító próbatest esetében 5,65. A táblázat utolsó oszlopában feltüntetett méret a próbatest párhuzamos vizsgálati szakaszának hossza ( $L_c$ ), amely a vonatkozó szabvány értelmében legalább a lemez  $b_0$  méretének felével hosszabb, mint az eredeti jeltávolság. A legnagyobb eredeti jeltávolság 22 mm-re adódott, így az  $L_c$  méretet egységesen 25 mm-re választottuk. A szakítóvizsgálatok során az így meghatározott eredeti jeltávolságokra helyeztük fel a nyúlásmérőt (5. ábra).

5. táblázat. Az arányos szakító próbatestek jellemző méretei.

Hideghengерlés mértéke	$W_0$ [mm]	$b_0$ [mm]	$S_0$ [mm <sup>2</sup> ]	$L_0$ [mm]	$L_c$ [mm]
0%	2,53	6,0	15,15	22,0	25
10%	2,25		13,5	20,8	25
20%	2,03		12,15	19,7	25
30%	1,78		10,65	18,5	25
40%	1,48		8,85	16,8	25
50%	1,18		7,05	15,0	25

A fenti táblázatban összefoglalt méreteket figyelembe véve, az alábbi műhelyrajznak megfelelő szakító próbatesteket munkáltuk ki.

4. ábra. A szakító próbatestek műhelyrajza.



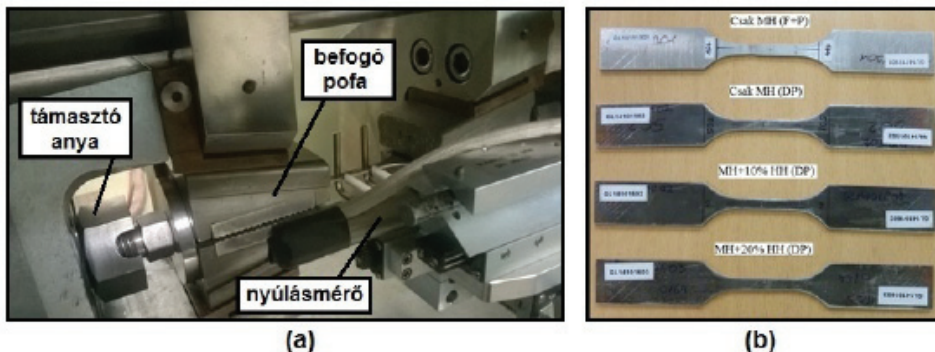
A szakítóvizsgálatokat szintén a Gleeble-szimulátoron hajtottuk végre. Az 5(a) ábrán látható kísérleti elrendezésben a 4 db ék alakú befogópofa között elhelyezett lemez próbatest a támasztóanyákkal előfeszítettük, majd tehermentes állapotból indítva, az említett szabványban előírt  $0,00025s^{-1}$  alakváltozási sebességet biztosító keresztfej-mozgási sebességgel szakadásig húztuk. Az alábbi ábrán látható nyúlásmérő kerámia mérőszárait minden esetben az előzetesen feljelölt eredeti jeltávolságon rögzítettük a próbatesthez. A mérések során a terhelőerőt és nyúlásmérő által mért értékeket is regisztráltuk.



5. ábra. (a) A szakító vizsgálat mérési elrendezése.

(b) Különböző kiindulási állapotú szakított DP-próbatestek.

(MH = melegen hengerelt; HH = hidegen hengerelt; DP = duálzfázisú; F+P = ferrit-perlites)



Az 5(b) ábrán pedig néhány szakítóvizsgálaton átesett próbatest látható, szakadt keresztmetszetüknél összeillesztve. A DP-jelölésű próbatesteken jól látszik a Gleeble-szimulátorban végzett vizes edzéssel kombinált hőkezelés után létrejött finom oxidréteg.

#### A SZAKÍTÓVIZSGÁLATOK KIÉRTÉKELÉSÉNEK ELVI HÁTTERE

A szakítóvizsgálatok végrehajtását követően a mintavételezett adatok felhasználásával próbatestenként meghatároztuk a mérnöki- illetve a valódi feszültség-alakváltozás grafikonokat valamint a 0,2%-os maradó alakváltozáshoz tartozó, terhelt állapotban mért egyezményes folyáshatárt, a szakítószilárdság, a szakadási nyúlás és a kontrakció értékét. A kiértékelést szintén a szobahőmérsékletű szakítóvizsgálatra vonatkozó MSZ EN ISO 6892-1:2009 Magyar Szabványban foglaltak szerint végeztük el.

A kísérletek során használt nyúlásmérő az eredeti jeltávolság ( $L_0$ ) megnyúlást ( $\Delta L$ ) regisztrálta. Ezen adatok és az eredeti jeltávolság felhasználásával a mérnöki alakváltozás ( $\varepsilon$ ) mértéke az alábbiak szerint számítható:

$$\varepsilon = \frac{\Delta L}{L_0} = \frac{L - L_0}{L_0} \quad (6)$$

ahol:  $L$  a mérőhossz pillanatnyi nagysága [mm].

A mérnöki feszültség ( $\sigma$ ) a pillanatnyi terhelőerő ( $F$ ) és az eredeti keresztmetszet ( $S_0$ ) hányadosaként, a következő összefüggéssel számítható:

$$\sigma = \frac{F}{S_0} = \frac{F}{W_0 \cdot b_0} \quad (7)$$

A valódi alakváltozás ( $\varphi$ ) értékét a következő összefüggés szerint határozzuk meg:

$$\varphi = \ln \frac{L}{L_0} = \ln \frac{L_0 + \Delta L}{L_0} \quad (8)$$

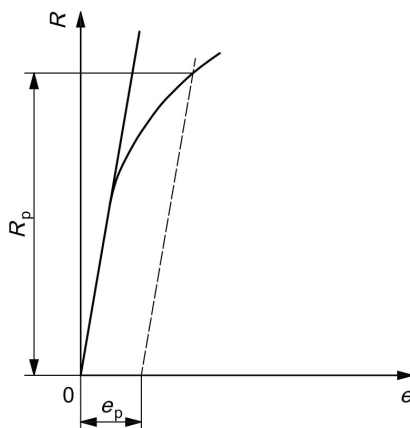
A keresztmetszet pillanatnyi területének számításához szükséges a próbatest aktuális szélességének ismerete is, amelyet a szakítóvizsgálat alatt nem tudunk mérni. A térfogat-állandóság elvét felhasználva, a pillanatnyi keresztmetszet területét az eredeti mérőhosszból és -keresztmetszetből, valamint a mérőhossz megnyúlásából határoztuk meg, így a valódi feszültség ( $\sigma'$ ) az alábbi összefüggés szerint számítható:

$$\sigma' = \frac{F}{S} = \frac{F}{b \cdot W} = \frac{F \cdot L}{L_0 \cdot S_0} = \frac{F \cdot (L_0 + \Delta L)}{L_0 \cdot S_0} \quad (9)$$

ahol:  $S$  a pillanatnyi keresztmetszet területe [mm<sup>2</sup>];  
 $b$  a próbatest vizsgálati szakaszának pillanatnyi szélessége [mm];  
 $W$  a próbatest vizsgálati szakaszának pillanatnyi vastagsága [mm].

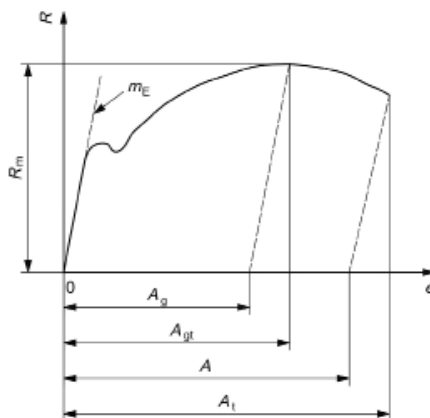
Az  $R_{p0,2}$ , vagyis a 0,2%-os maradó alakváltozáshoz tartozó, terhelt állapotban mért egyezményes folyáshatár szerkesztési elve a 4. ábrán látható. A szerkesztéseket minden esetben a mérnöki feszültség-mérnöki alakváltozás diagramban végeztük el. A szakítógörbe rugalmas szakaszára egyenest illesztettünk, majd ezzel az egyenessel párhuzamos, az „x” tengelyen a 0,2%-os alakváltozást, vagyis a 0,002 értékét kimetsző másik egyenest szerkesztettünk. Az  $R_{p0,2}$  értékét az egyenes és a szakítógörbe metszéspontjának ordinátája adja meg.

6. ábra. A 0,2%-os maradó alakváltozáshoz tartozó egyezményes folyáshatár szerkesztési elve. ( $e$  = mérnöki nyúlás;  $R$  = mérnöki feszültség)



A 7. ábrán feltüntetett szakítóvizsgálati mérőszámok közül jelen kiértékelés során a szakítószilárdság ( $R_m$ ) és a terhelt állapotban mért szakadási nyúlás ( $A_t$ ) értékeit határozzuk meg. A szakítószilárdságot a maximális mérnöki feszültség, míg a terhelt állapotban mért szakadási nyúlást a szakítógörbe utolsó pontjához tartozó mérnöki alakváltozás adja meg.

7. ábra. A szakítógörbéből leolvasható szakítószilárdság és szabványosított nyúlásértékek.



Végül minden egyes próbatestnél meghatároztuk a szakadás után mérhető százalékos keresztmetszet-csökkenés, azaz a *kontrakció* értékét. A szakadt felek tengelyszimmetrikus összeillesztése után a kontrahált zónában többször lemértük a próbatest vastagságát ( $W_u$ ) és szélességét ( $b_u$ ), azok minimális méreteit keresve. A kontrakció az alábbiak szerint:

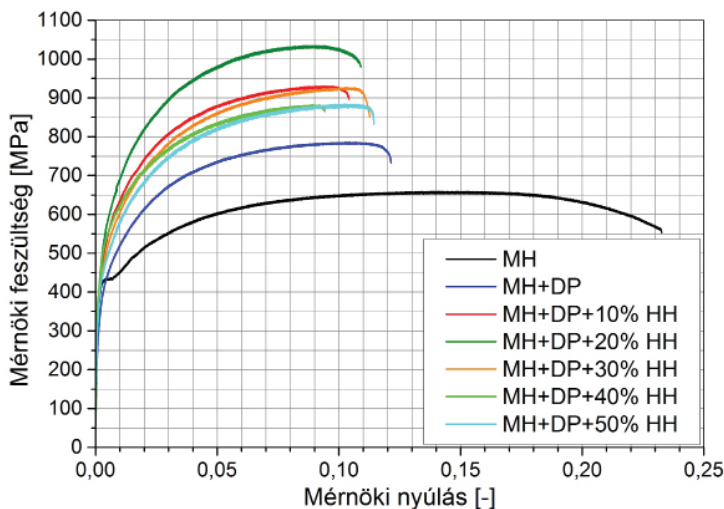
$$Z = \frac{S_0 \cdot S_u}{S_0} \cdot 100\% = \frac{W_0 b_0 - W_u b_u}{W_0 b_0} \cdot 100\% \quad (10)$$

ahol:  $S_u$  a próbatest szakadás után mért legkisebb keresztmetszetének területe [mm<sup>2</sup>].  
 $S_0$  a próbatest kezdeti keresztmetszetének területe [mm<sup>2</sup>].

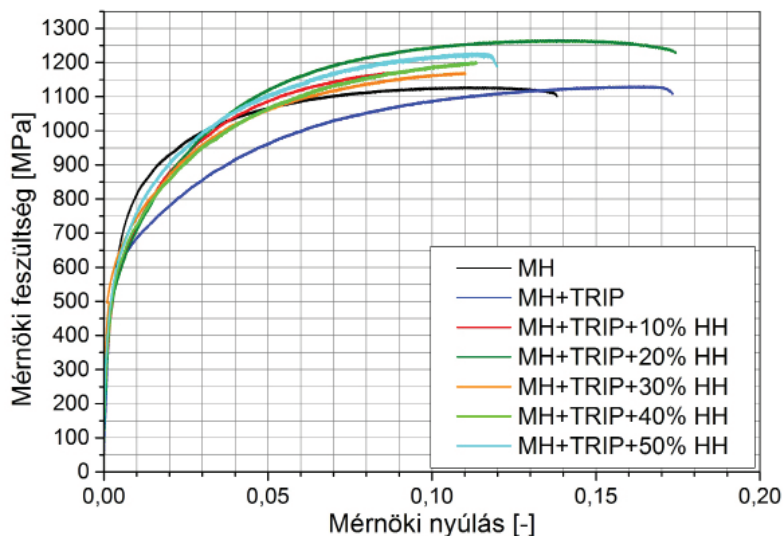
#### A KÜLÖNBÖZŐ KIINDULÁSI ÁLLAPOTÚ DP- ÉS TRIP-ACÉLOK MECHANIKAI TULAJDONSÁGAINAK ÖSSZEHASONLÍTÁSA

Az előző fejezetben definiált összefüggések segítségével, a mintavételezett adatok felhasználásával, mind a 14 szakítóvizsgálatra meghatároztuk a mérnöki feszültség–mérnöki alakváltozás értékpárokból álló szakítógörbéket. Ezeket a DP- illetve a TRIP-acélminőségekre külön-külön összesítve az alábbi két ábra szemlélteti.

8. ábra. A DP-acél próbatestek szakítógörbéi. (MH = melegen hengerelt; HH = hidegen hengerelt)

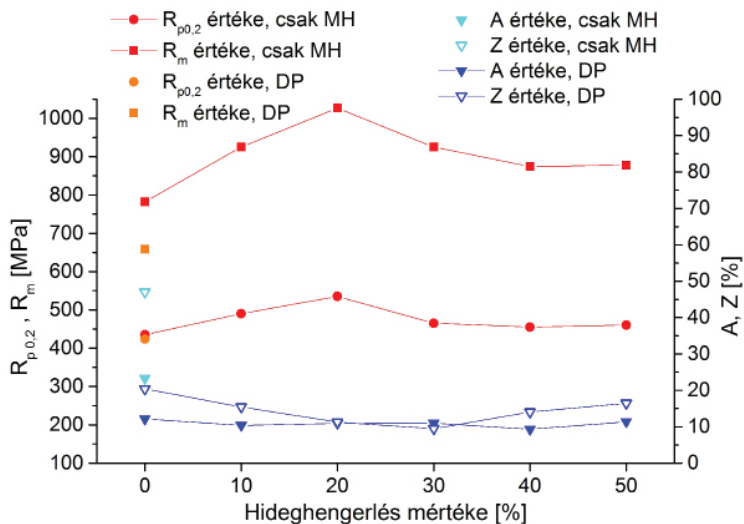


9. ábra. A TRIP-acél próbatetek szakítógörbéi. (MH = melegen hengerelt; HH = hidegen hengerelt)

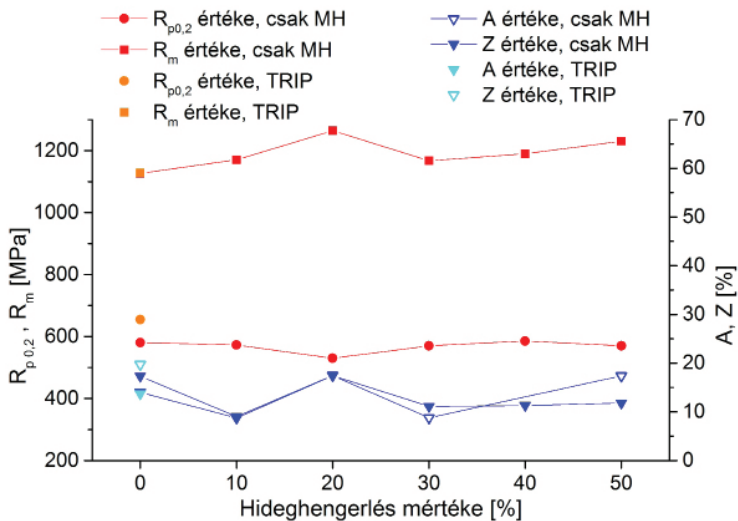


Az alábbi két ábrán külön-külön a DP- illetve TRIP-acélra láthatóak a szakítógörbékből meghatározott, előzőekben ismertetett összefüggések szerint számított szabványos mechanikai mérőszámok a hideghengerlés mértékének függvényében ábrázolva. Narancssárga és világoskék színekkel mindkét anyagnál a melegen hengerelt, ferrit-perlites szövetszerkezetű próbatetek megfelelő mechanikai mérőszámait jelöltük, amelyekhez értelemszerűen 0%-os hideghengerlési mértéket rendeltünk.

10. ábra. A DP-acél próbatetek szakítóvizsgálatból meghatározott mechanikai mérőszámai.



11. ábra. A TRIP-acél próbatetek szakítóvizsgálatból meghatározott mechanikai mérőszámai.



A DP-acélnál egyértelmű trend látható mind a szilárdsági, mind pedig a szívóssági mérőszámok alakulását vizsgálva. A maximális szakítószilárdság, illetve egyezményes folyáshatár értékeket egyaránt az előzetesen 20%-os hideghengerlésen átesett próbatestnél mértük. Az ennél kisebb vagy nagyobb mértékű hidegalakítás kisebb mértékben, de szintén növeli az előbbi szilárdsági mérőszámokat a melegen hengerelt állapothoz képest. Ugyanakkor, a tapasztalatoknak megfelelően, a szakadási nyúlás és a kontrakció értéke, azaz az anyag alakíthatósága a szilárdsági tulajdonságokhoz viszonyítva inverz módon változik, és a 20%-os előzetes hideghengerlésnél a legkisebb. Összehasonlítva a referenciaként szerepeltetett, melegen hengerelt ferrit-perlites szövétű próbatest és a 20%-os hidegalakításon átesett DP-szövetszerkezetű minta szilárdsági értékeit, látható, hogy míg a folyáshatár közel 30%-kal emelkedett, addig a szakítószilárdság mintegy kétszeresére növekedett. Emellett a szakadási nyúlás közel a felére csökkent, azonban a kontrakció értéke gyakorlatilag nem változott.

A TRIP-próbatestek mechanikai mérőszámai és a hideghengerlés mértéke között nem tapasztalható egyértelmű reláció. Az egyezményes folyáshatárokat és a szakítószilárdság értékeit összevetve viszont látható, hogy az  $R_m/R_{p0,2}$  hányados minden próbatestnél közelítőleg kettő, amely az általunk gyártott TRIP-acél kiváló keményedő képességét támasztja alá. A TRIP-próbatestek esetében is a 20%-os előzetes hideghengerlés eredményezte a legnagyobb szakítószilárdságot, amely meghaladja az 1260 MPa-t. Emellett a DP-acélnál tapasztaltakkal ellentétben, a szakadási nyúlás és a kontrakció értéke is közelítőleg 20% maradt, amely gyakorlatilag megegyezik a melegen hengerelt állapotú, ferrit-perlites szövétű próbatest alakíthatósági mérőszámaival. Érdekes eredmény, hogy a TRIP-szövetszerkezetű próbatestek egyezményes folyáshatára gyakorlatilag nem függ az előzetes hideghengerlés mértékétől és minden esetben kisebb, mint a ferrit-perlites állapotban mért folyáshatár.

Összességében megállapítható, hogy a DP- illetve TRIP-szövetszerkezetet kialakító interkritikus hőkezelés előtt alkalmazott, 20%-os fogyást eredményező hideghengerlés biztosítja a legjobb szilárdsági tulajdonságokat úgy, hogy a TRIP-acél esetében még az alakíthatóságot sem rontja le.





## *A gömbgrafitos öntöttvas minőségének javítása a technológiai előírások betartásával*

**Összefoglalás:** A gömbgrafitos öntöttvas előnyös mechanikai és öntészeti tulajdonságainál, valamint kisebb önköltségénél fogva egyre nagyobb teret hódít el az acélok felhasználási területéből. Magyarország is egyre nagyobb részarányban gyárt gömbgrafitos öntöttvasat a hagyományos lemezgrafitos minőség mellett. A gyártónak a szabványok szerint garantálnia kell vagy az öntvény keménységét, illetve a szakítószilárdságot és a nyúlást. Az előírt mechanikai tulajdonságokat a gyártó, saját belátása alapján, a kémiai összetétel valamint az olyan gyártástechnológiai paraméterek helyes beállításával biztosítja, mint a csapolási és öntési hőmérséklet vagy a magnéziumadagolás helyes mértéke. A szerzők vizsgálatait azt mutatják, hogy a vegyi összetétel előírt értékét kombinálva a gyártástechnológiai paraméterek helyes beállításával, az esetek többségében elérhető a megkívánt mechanikai tulajdonság.

**Kulcsszavak:** Gömbgrafitos öntöttvas, lemezgrafitos minőség, csapolási és öntési hőmérséklet, magnéziumadagolás.

**Abstract:** Due to its advantageous mechanical and casting characteristics as well as its lower manufacturing cost, spheroidal graphite iron is gaining more and more ground among the methods of application of steels. An increasing part of the Hungarian production is spheroidal graphite iron besides the traditional grey cast iron quality. According to the standards, manufacturers must guarantee either the hardness of the cast product or its tensile strength and normal strain. The specified mechanical characteristics are ensured at manufacturer's discretion through the correct settings of the chemical composition and production technology such as tapping temperature and casting temperature or the correct dosing of magnesium.

\* *Csepel Metall Kft.*

E-mail: durda12@freemail.hu

\*\* *Dunaiújvárosi Egyetem,*

*Műszaki Intézet*

E-mail: harilaszo50@gmail.

com

The research of the authors show that combining the specified values of chemical composition with the correct settings of production technology, the desired mechanical characteristics can be achieved in most cases.

**Keywords:** Spheroidal graphite iron, grey cast iron quality, tapping temperature and casting temperature, dosing of magnesium.

## Bevezetés

Az öntvények gyártásának és a minőség kialakításának alapproblémája a világon mindenhol az, hogy a legszigorúbb előírások ellenére is, a tényleges minőség (pl. mechanikai tulajdonságok tényleges értéke) jóval a gyártást követően derül ki.

Az öntvénygyártásra jellemző napjainkban, hogy a formázás, olvasztás, öntés, hűlés technológiájának műszaki színvonalából adódó – és csak kis mértékben felderített – fizikai-kémiai és hőtechnikai adottságai, ezek reprodukálhatósági szintje, kiegészítve a szubjektív hibákkal, a termékekben jelentős tulajdonságbeli különbségeket okoznak, melyet a gyártók technológiai szigorításokkal, helyes alapanyag választással vagy pl. az SPC módszereivel igyekeznek feltárni, illetve kiküszöbölni. A technológiára jellemző bizonytalanságok miatt a gyártók túlbiztosítással dolgoznak.

Ennek következménye egyrészt egy általános többletköltség, másrészt még így is előfordul, hogy nem sikerül egy-egy paraméter alsó értékét sem teljesíteni.

Ilyen esetekben a gyártó – tömegcikk esetében – még átminősítheti termékét egy másik eladható minőségi osztályba és veszteség nélkül megúszhatja a kisiklást, de egyedi gyártás esetében ez az út nem járható.

Ebben az esetben a selejt általában hőkezeléssel korrigálható, de ha nem, akkor véglegesen leselejteznek a gyártott darabot és ezzel nemcsak az olvasztási energia veszik el, hanem az ennek többszörösét kitevő formakészítés és élőmunka költsége is.

## A gömbgrafitos öntvénygyártás fő jellemzői

### AZ ÖNTÖTTVAS OLVASZTÁSA

Gömbgrafitos öntöttvas gyártása tiszta, gömbösödést zavaró szennyezőktől mentes betétanyagból oldható meg. A fő zavaró elemek a következők: S, P, As, Sn, Sb. Ezenkívül zavaró elem minden karbidképző is, mely akadályozza a grafitos kristályosodást. Mivel a bizonyos elemeknél a karbidosító hatás csak nagyobb

ötvöző-tartalomnál jelenik meg, bizonyos karbidképző elemek 0–1% intervallumban szilárdságnövelő ötvözőként felhasználhatók a Göv gyártásához. Ilyen elemek elsősorban a Mo és a Cr. Ezeket főleg a nagyszilárdságú öntvényekhez használják. A Göv gyártás betétanyaga a felületi szennyezőktől is mentes acélhulladék, szürkenyersvas vagy a nagy tisztaságú Sorel-vas.

Mivel az ötvözetlen acéllemez ára kb fele a szürkenyersvasénak és kb harmada a Sorel vasénak a betét általában sok acélhulladékot tartalmaz, ami mellé karbonizálószerrel kell alkalmazni. Általában ezt is a hidegbetéttel együtt adagolják, és a felkarbonizáció a beolvadás alatt megy végbe. A Göv-gyártás egyik kritikus pontja – és a gömbösítés egyik próbája – a megfelelő értékű nyúlás elérése (főleg a kisszilárdságú minőségeknél). Ezt az acélok nyúlásával is vetekedő nagy nyúlást a szövetszerkezet beállításával érik el. Ennek módja a kis perlit- és karbidtartalom biztosítása a ledeburit szövet kizárásával. A kis perlittartalom csak kis Mn-tartalmú betétből érhető el.

A rendelkezésre álló vagy beszerezhető hulladékok sajátja a nagy Mn-tartalmú (kb 0,5–0,7 %-os) acélhulladék és a különböző Mn-tartalmú (általában 0,5–1,0 % Mn-tartalmú) acélnyersvas. Az öntészeti nyersvas Mn-tartalma az előbbieknél alacsonyabb (kb. 0,4–0,6 %), de ezzel sem biztosítható a kellő nyúlás. Az elektromos nagyolvasztókban savas eljárással gyártott Sorel-vas Mn- tartalma a legjobb (kb. 0,1–0,2 %).

A gömbgrafitos öntöttvasgyártás berendezései az utóbbi évtizedben jelentő fejlődésen mentek keresztül. A kb. 30 évvel ezelőtt beindult Göv-gyártás kupolókemencéket használt, melynek nagy kéntartalmú vasát kemencén kívül kénteleníteni kellett. Az utóbbi 10 évben végbement korszerűsítési munkák során a vasöntődék jelentős része indukciós kemencékben olvasztja a vasat. Ezzel előállítható a kívánt tisztaság és hőmérséklet. Az adagvezetést és a fémösszetétel finom beállítását spektrométer segíti, amit az olvasztóművel csőposta köt össze.

#### AZ ÖNTÖTTVAS BEOLTÁSA

A megolvasztott öntöttvasolvadék hagyományos kezelése a beoltás melynek célja az öntöttvas szövet-szerkezetének befolyásolása azáltal, hogy megfelelő számú és minőségű csírákat biztosítunk a kristályosodási folyamatokhoz, akár lemezgrafitos, akár gömbgrafitos minőségről van szó. Ezzel az általános célú beoltással lecsökken a grafitképződéshez szükséges túlhűlés, így csökken a karbidképződési (fehéredési) hajlam. Anyaga általában valamilyen Si-alapú ötvözet. kb. 0,10 % Si mértékben. Az egyéb célú beoltások közül említésre méltó pl. a kemény kéreg kialakulását megakadályozó Zr-tartalmú kezelés. Jellemző rájuk, hogy hatásuk ideiglenes, ugyanis az olvasztás, hőntartás, túlhevítés során az alapanyagból örökölt „saját” csírák, és az idegen csírák a túlhevítés mértéke és a hőntartás idejétől függően felolvadnak, elbomlanak.

Az ilyen állapotú vasból öntött öntvény durva szerkezetű, grafitban szegény, fehéresedésre hajlamos lesz. A beoltás során külsőleg visszük az olvadékba a megfelelő számú csírákat, ami alapot ad a megfelelő alakú

[1] Szerző  
nélkül:  
ELKEM  
Technical  
Information  
26. Fading of  
Nodularity in  
Ductile Iron.

grafit kristályosodásához. A grafitosító módosítás (beoltás) lényege a grafitcsírák számának növelése, valamint a grafitos és karbidos kristályosodás közötti hőmérsékletkülönbség megnövelése, így a vékonyabb falú öntvényrészekben sem jelentkezik a fehéredés. Mivel a beoltóanyag salakot, egyéb szennyezőt nem képez, arra kell törekedni, hogy a beoltás után minél előbb, az erős csíraszám-csökkenés előtt meginduljon a kristályosodás az öntvényben.

#### AZ ÖNTÖTTVAS GÖMBÖSÍTÉSE

A gömbgrafitos öntöttvasgyártás legjellemzőbb művelete a gömbösítés, melynek következményeként a grafit gömb alakban kristályosodik, ezzel jelentősen megváltoztatva a termék mechanikai tulajdonságait. A gömbösítés során a vasolvadék felületi feszültségét rontó kén és oxigén szennyezőket távolítják el. A kezelés során MgS vegyület képződik, mely a kezelést követően felszáll és feloldódik a salakban. A vasolvadékba juttatott magnézium egy része tehát kéntelenít, fémbe maradó rész egy része elpárolog, míg a maradék a fémbe oldva marad. A korábbi évtizedekben a gyártók az olvadék kezelésére a szintén erősen kéntelenítő hatású Ce-La ritkaföldfém ötvözetet használták, melynek kellemetlen mellékhatása volt, drágasága mellett, a karbidos kristályosodás. Korábban voltak próbálkozások a színmagnézium használatával is, de a fém bevitele a kezelést – a nagy gőznyomás miatt – tulajdonképpen robbanások sorozatává tette, ami a balesetveszélyen túl nagy alapfém veszteséget és rossz magnézium-kihozatalt eredményezett. A fejlődés útja az 5–10 % Mg-tartalmú MgFeSi beoltóanyagok alkalmazásához vezetett. Más országokban a nagy Ni- és Cu-tartalmú gömbgrafitos öntöttvasokhoz használatosak Cu- és Ni-alapú Mg-ötvözetek is. Az utóbbi években a MgFeSi ötvözetekben ismét megjelenik a Ce és a La. Ez esetben a segédötvözet 5–10 % Mg-tartalma mellett megjelenő 1–2 % Ce és La szerepe a káros kísérőelemek (Pb, As, Sb) semlegesítése és ezáltal a kedvező grafitalak létrehozásának elősegítése [1].

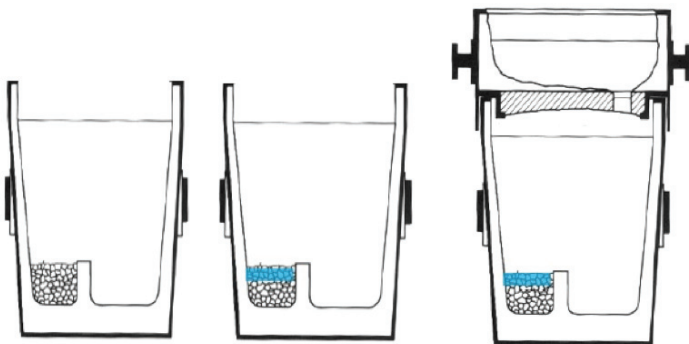
A gömbösítő kezelés következménye is ideiglenes, azaz hatása közvetlenül az olvadékba vitel után a legerősebb, ez után az eredményesség erősen csökken, lecseng. A kezelőszer gömbösítő hatására, ill. a technológiára jellemző, hogy a kezelést követő 15–20 percig hat. A lecsengést befolyásoló tényezők közül meg kell említeni a beoltó anyag összetételét, a kezelt vas kéntartamát, hőmérsékletét és felületi feszültségét.

A gömbösítő kezelés kivitelezésére többféle lehetőség áll rendelkezésre áll, úgymint: a csapolás közbeni bejuttatás, befúvatás inertgázzal, rácsapolás, merülőharangos bevétel, nyomás alatt végzett kezelés. Az utóbbi időkben a kezelési technológia az egyszerűsödés felé tolódott el.

### A TUNDISH-ELJÁRÁS JELLEMZÉSE

A Csepel Metall Kft-ben a Tundish-üstben végzett kezelés terjedt el, mely különböző változataival világszerte az egyik legelterjedtebb eljárás, mivel igen egyszerű szerkezetű és nagyon jó a magnézium-kihozatala. A berendezés lényege a speciális üstfedél, amely meghatározott sebességgel engedi csak a folyékony vasat az üstbe, ami eközben elzárja az egyetlen nyílást és túlnyomást hoz létre. Ez a két hatás a magnézium-kihozatal növekedéséhez vezet, akár elérheti a 95%-ot. A jó hatásfokhoz szükséges az üstfedél és az üst megfelelő zárása, azért, hogy a fellépő nyomás a kedvező hatását kifejtse.

*1. ábra. A gömbgrafitos öntöttvas beoltásához használatos Tundish-üst rajza és a segédötvözet fedése. [2]*



Az 1. ábrán látható Tundish-üst kettős fenékkiképzése a beolvadás késleltetését szolgálja, mégpedig úgy, hogy a folyékony vas elsőként a fedőhulladékra jut, ami által lehül és ez a lehült olvadék jut a kezelőanyagra, miközben az üst már jelentős mértékben megtelt. A kevésbé meleg olvadék és a nagyobb metallosztatikus nyomás egyben jobb magnézium hasznosulást okoz.

A segédötvözet betakarásának helyes megválasztása érdekében a vállalat korábban több kísérletet végzett. Ezt követően napjainkban már rutinszerűen történik a Göv gyártása. Új segédötvözet alkalmazása esetén vagy a kezelési technológia további javítása céljából alkalomadtán még végeznek kísérleti kezeléseket. A segédötvözet betakarásának helyes megválasztása érdekében a vállalat korábban több kísérletet végzett.

[2] Hartung, C. (2014): How to Make Ductile Iron using MgFeSi in an Optimized Ladle Treatment combined with Preconditioning. 7th Int. Ankiros Foundry Congress.

Ezt követően napjainkban már rutinszerűen történik a *Göv* gyártása melyet egy-egy új gömbösítőszert bevezetésekor néha újra elvégeznek. A gömbösítő kezelés után a vasat dobüstökbe öntik át, melyből max. 15–20 perc alatt megtörténik a vegyi kötésű homokformák leöntése.

*2. ábra. Öntés formaszekrénybe. Az atmoszférikus viszonyok alatti oxidáció és párolgás hatására a kezelőszert hatása lassan megszűnik.*



## A Csepel Metall művekben gyártott gömbgrafitos öntvények adatbázisa

### AZ ADATOK BESZERZÉSE

A vállalat rendelkezésünkre bocsátotta a 2015. első negyedévére vonatkozó olvasztási naplókat. Ezek a naplók tartalmazzák mindazokat az információkat, adatokat melyek az egyes műszakokban legyártott öntvények azonosítására kerülnek. A Kft-nél különböző minőségű gömbgrafitos anyagminőségeket gyártanak, melynek adataiból adatbázist készítettünk. Ez alapvetően a gyártástechnológia olyan input-output adatait tartalmazza, mint a kémiai összetétel, csapolási hőmérséklet, öntési hőmérséklet, az egy üstből leöntött anyag tömege és a leöntött darabok száma.

Arra nem volt lehetőség, hogy az olvasztási napló alapján csoportosítsuk az egyes adagokhoz tartozó anyagminőségeket, ugyanis a Kft-nél az öntöttvas minőségeket öntvényenként határozzák meg, tehát naplószerűen kezelik az adatokat és nem használják ki a táblázatkezelők által kívánt lehetőségeket. Egy nap átlagban 8–10 öntést és kezelést végeznek az üzemben, a munka két műszakban folyik a reggeli és a délutáni műszakban.

Az ötvözőket a következő sorrendben rögzítik: FeSi, FeMn, FeCr, FeMo, Ni, Cu, Sn. A kezelőanyag típusa (6% Mg-tartalmú) FeSiMg. Gyorselemzés adatai (C-tartalom %-ban, Si-tartalom és a belőlük képzett C-egyenérték) %-ban. Kémiai összetétel spektrométerrel mérve C, Mn, Si, S, P, Mn, Mg, továbbá Cu, Ni, Cr ha értékük 1% felett van. Öntési adatok: csapolási hőmérséklet, öntési hőmérséklet, folyékony fém tömege, módosító anyag tömege kg-ban, öntődob száma, öntés ideje, mintaszám. Minden öntésnél Y25 típusú próbatest készül, melyből megvizsgálják a kimunkált próbatest mechanikai tulajdonságait úgymint  $R_m$  (szakítószilárdság),  $R_{p0.2}$  (folyáshatár), HB (Brinell keménység),  $A_5$  (nyúlás).

A metallográfiai jellegű adatok közül rögzítésre kerül a ferrittartalom (F), a grafit alakja (GA) és mérete (GM). A grafit alakjának és méretének meghatározása az MSZ EN ISO 945-1 szabvány szerint történik. Rögzítésre kerül még továbbá a cementittartalom (C). A mechanikai adatokat külön jegyzőkönyvben iktatják [3].

#### AZ ADATBÁZIS VIZSGÁLATA ADATCSOPORTOSÍTÁSSAL

Az többszöri átvizsgálás és szűrés után megmaradt gyártási adatokból 808 sort tartalmazó Excel-adatállományt hoztunk létre melynek segítségével gyakorisági diagramokat, regressziós egyeneseket és különféle statisztikai kimutatásokat készítettünk. Ezek képezték alapját a megállapításainknak.

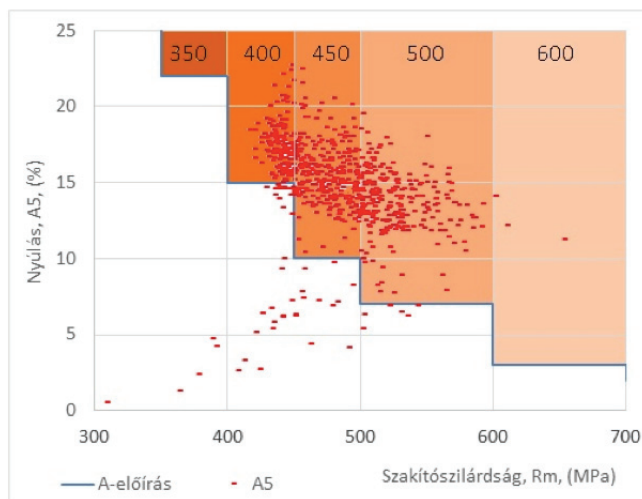
Az adatokból  $R_m$ - $A_5$  értékpárokat képezve kaptuk a 3. ábrát, mely rávilágít a tapasztalható hiányosságokra. [4]

Az ábrából kitűnik, hogy a vállalat az adott időszakban nem gyártott GJS350-es minőséget, a termékek zömét a GJS400, GJS450 és GJS 500-as minőség tette ki és csak 3 termék található a GJS600-as minőség között. Ugyanakkor az is látszik, hogy a 400–450–500-as szilárdsági kategóriában számos értékpár nyúlása nem elégíti ki a szabványos követelményeket. A továbbiakban ezen eltérések okait szeretnénk tisztázni.

[3] Csepel Metall Kft. (2015): *LC olvasztási napló*.

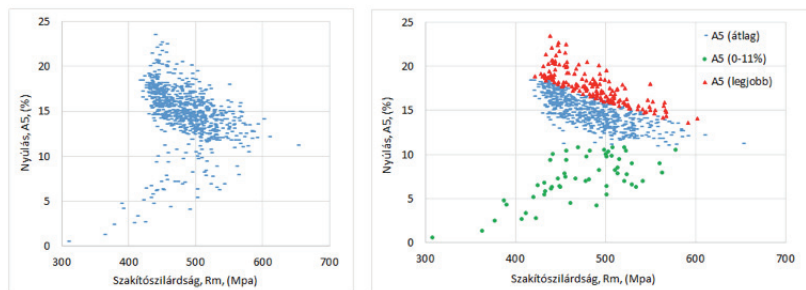
[4] [http://www.steelnumber.com/en/standard\\_steel\\_comparison\\_eu](http://www.steelnumber.com/en/standard_steel_comparison_eu)

3. ábra. Az elért szakítószilárdság-nyúlás-eredmények a szabványos előírásokhoz képest.



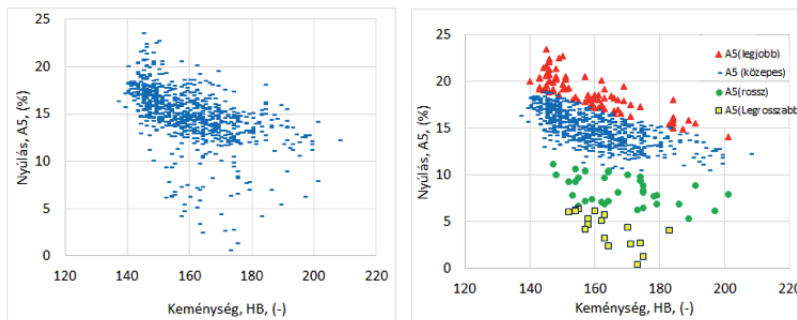
Az adott szakítószilárdsági értékekhez tartozó, de a világos mezőbe eső (selejt) nyúlási adatokat két csoportra bonthatjuk. Ezek első csoportja a szabványos nyúlási határhoz közel van, és nyúlási értékük legfeljebb 1–3 %-kal marad el az előírásoktól. Ez a kismértékű nyúlási eltérés hőkezeléssel korrigálható. A kilógó adatok másik csoportja kb. a 0–11 % nyúlási intervallumba sorolható, és jól láthatóan helyzetük tendencia szerint is élesen elüt a fő adatok közel hiperbolikus lefutásától. Az  $R_m$ -A5 valamint a HB-A5 értékpárokat további vizsgálat alá vetettük.

4. ábra. Az összes, valamint a különböző értékű nyúlási értékek ábrázolása az  $R_m$ -függvényében (rendellenes értékek száma 58 db).





5. ábra. Az összes, valamint a különböző értékű nyúlási érték ábrázolása a HB-függvényében (rendellenes értékek száma 58 db).



A nyúlási csoportokra bontott klaszterek értékes tendenciákat tártak fel. Ezt mutatja a 4. és az 5. ábra. Először is szembeűnt, hogy mindkét diagramban a hozzávetőlegesen hiperbolikus tendenciából kilógó rendellenes adatok ugyanazok voltak. Mindkét diagramcsoportból megállapítható volt, hogy ugyanolyan szakítószilárdsághoz igen tág határközű nyúlások is tartozhatnak, az  $R_m = 500$  MPa-as értékhez pl. 11% és 20%. Ugyanez a tendencia figyelhető meg a HB-A5 értékpárok esetében is.

Az ugyanolyan szilárdsági paraméterekhez tartozó nyúlási értékek csökkenését tulajdonságmrolásnak kell értékelnünk, melynek fel kívántuk tártani a közvetlen és a közvetett metallurgiai vagy technológiai okait.

#### REGRESSZIÓS VIZSGÁLATOK

A célszerű csoportosítási vizsgálatokat regressziószámítással egészítettük ki, melynek célja az input jellegű változóknak a mechanikai tulajdonságokra gyakorolt hatásainak kimutatása volt. A standard jellegű regresszió számítás többváltozós lineáris esetre a Backward-féle eliminációs módszer szerint végeztük el, úgy hogy az ún. optimális regressziós egyenletben csak a szignifikáns tagok maradjanak. A regressziós egyenletek a következők:

$$HB = 7 + 56 \cdot Mn + 990 \cdot P + 0,046 \cdot T_o + 0,21 \cdot Mg/S \quad r=0,808; \text{ Sth}=7,5$$

$$t_i = \begin{matrix} 18 & 25 & 2,7 & 1,8 \end{matrix}$$

$$R_m = 398 + 200 \cdot Mn + 2650 \cdot P + 0,074 \cdot T_o + 1,28 \cdot Mg/S - 44 \cdot CE \quad r=0,768; \text{ Sth}=25$$

$$t_i = \quad 19 \quad 20 \quad 1,3 \quad 3,2 \quad -3,4$$

$$A5 = 47,35 - 7 \cdot Mn - 82 \cdot P - 0,010 \cdot T_o + 0,3 \cdot Mg/S - 4,0 \cdot CE \quad r=0,570; \text{ Sth}=2,6$$

$$t_i = \quad -6,3 \quad -5,9 \quad -1,9 \quad 7,4 \quad -3,1$$

Mindegyik paraméter után megtalálható a regressziós egyenlet szorosságát jelző  $r$  érték és a becslés pontosságát mutató standard hiba értéke. Az egyenletek alatt található az egyes koefficiensek statisztikai pontosságát mutató Student-szám ( $t_i$ ) mely (két eset kivételével)  $t_i > t_{krit}$  ( $t_{krit} \sim 2$ ). Fentiek miatt a regressziós egyenletek minden koefficiense 95%-os konfidenciaszinten szignifikáns, (két másik tag pedig csak 90 %-os szinten).

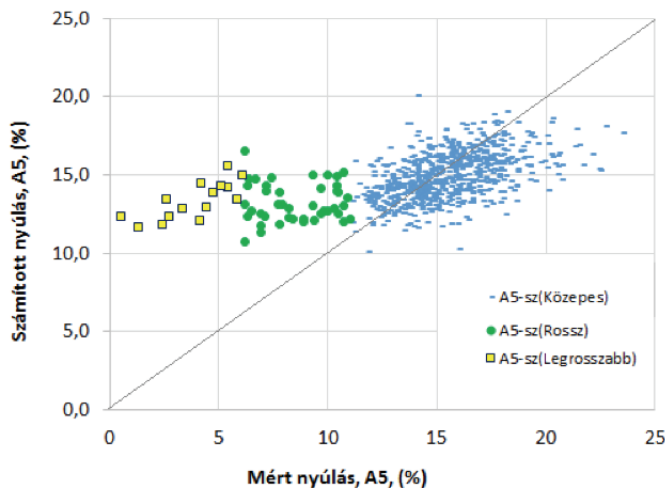
A regressziós egyenletekből megállapítható, hogy:

- a nyersvas Mn- és P-tartalma, valamint az öntési hőmérséklet és az Mg/S arány növelése növeli a keménységet, a szakítószilárdságot és csökkenti a nyúlást;
- A CE (karbon-egyenérték) növelése nem hat a keménységre, de egyaránt csökkenti a szakítószilárdságot és a nyúlást.
- A vizsgálatba vont egyéb változók (pl. csapolási hőmérséklet), leöntött tömeg, öntési darabszám) nem hatnak a fenti mechanikai tulajdonságokra.
- A vizsgálatok szerint nagyon valószínű, hogy a mechanikai eltérések okai az ajánlott technológiai előírásoktól való eltérés. Ezek szerint a mechanikai tulajdonságok az esetek nagy részében kezelhetők.
- Adatok híján viszont nem lehetett kideríteni, hogy az idő tényező milyen szerepet játszott a selejtek alakulásában, mivel a lecsengések kiértékelésére nem volt lehetőség.

A regressziós egyenletek jóságának tesztelése történhet a saját adatbázisával vagy más adatbázisból vett adatok összehasonlításával. Jelenleg csak a saját mintákkal való összehasonlításra van mód. A validáció alapján a regressziós egyenletből számolt adatokat a meglevő (mért) adatokkal hasonlítjuk össze. Az adatok x-y koordináta-rendszerben egy 45 fokos egyenes körül fognak elhelyezkedni, annál közelebb az egyeneshez, minél pontosabb a becslés.

Az előbbi példát a nyúláson keresztül mutatja a 6. ábra. Ebből is megállapítható, hogy az  $r = 0,57$  mutató alapján gyenge szorosságot mutató regressziós egyenes egy bizonyos tartományban jó becsléseket ad, de a tendenciából kiugró 58 db rendellenes adat a vártnál jóval nagyobb (egyébként hamis) értékeket mutat. Ez esetben a regressziós egyenletek készítésének célja nem a becslés, hanem a hibafeltárás volt.

6. ábra. A nyúlás mért és becsült értékeinek eltérései.



## A selejtokok feltárása

A különböző adatpárosításokban vizsgált adagok eltérő mechanikai tulajdonságokat mutató alcsoportjai nem véletlenszerűen alakulnak ki, hanem az olvasztás, beoltás és öntés műveletei alatt olyan, eddig csak részben ismert folyamatok révén, melyeknek napjainkban csak részben ismertek.

Napjainkban a lecsengést kiváltó okok között elsősorban nem állapotjelzőket, hanem folyamatokat keresünk, elsősorban is a hőmérséklet csökkenését, Mg-párolgást vagy pl. a reoxidációra visszavezethető reszulfurációt. Ezen okok tisztázására megvizsgáltuk a nyúlási értékek szerint négy csoportra bontott adatállomány adatait. A részletes vizsgálatokat mellőzve, a számtani átlagokat adja meg az 1. táblázat.

1. táblázat. Az állandó szakítószilárdsághoz tartozó, de különböző nyúlási minták mechanikai és technológiai adatai.

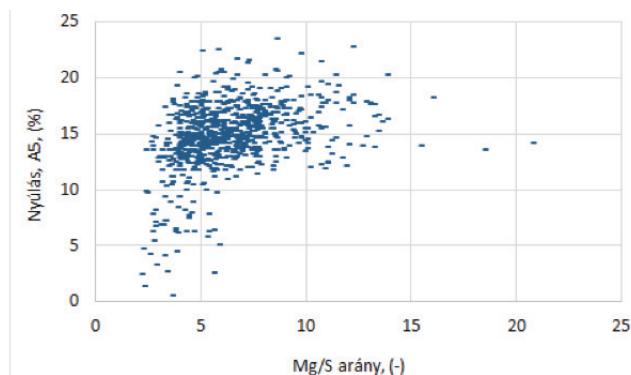
	A <sub>5</sub> %	Mn %	P %	CE %	Mg/S	T <sub>önt</sub>	T <sub>csap</sub>
Legjobb nyúlású	17,8	0,264	0,042	4,37	7,24	1380	1504
Normál nyúlású	15,4	0,284	0,042	4,38	6,42	1379	1505
Kisnyúlású	7,2	0,315	0,047	4,42	4,11	1386	1504
Legkisebb nyúlású	4,5	0,301	0,046	4,43	3,82	1385	1500

Az 1. táblázatból kiolvasható tendenciák hasznosnak bizonyulnak a minőségromlás jellemzésére.

A kapott tendenciák megerősítik az üzemi megfigyeléseket és jó összhangban vannak a regressziószámítás eredményeivel is. Legfeltűnőbb, hogy a legkisebb nyúlás együtt jár a legkisebb Mg/S aránnyal. Az egyéb nyúlást befolyásoló tényezők közül is ki kell emelni a Mn- és P- és CE-tartalom kedvezőtlen irányú, ámbrá kismértékű alakulását. A téma szempontjából a csapolási hőmérséklet értéke állandónak vehető, míg az öntési hőmérséklet 5°C-ot emelkedett. Véleményünk szerint az utóbbi adatok nem játszanak jelentős szerepet a nyúlás értékének leromlásában. Figyelmünket ezután a Mg és a S vonatkozására koncentráltuk.

A továbbiakban elkészített és vizsgálatba vont S-A5, Mg-A5 és Mg/S-A5 diagramok közül sem a S-tartalom, sem a Mg-tartalom nem mutatott olyan szoros összefüggést, melyből a nyúlást befolyásoló valamilyen kritikus határértékre következtethettünk volna. Ezt a jellegzetességet csak a Mg/S-A5 diagramban lehet felfedezni melyet a 7. ábrán mutatunk be. A diagram szerint, ha az Mg/S érték a 6-os érték alá csökken akkor az adagok között jelentősen megnő a kis nyúlást mutató adagok aránya, ami általában a rendellenes grafitformák megjelenésének köszönhető.

7. ábra. A nyúlási értékek függése az Mg/S aránytól.

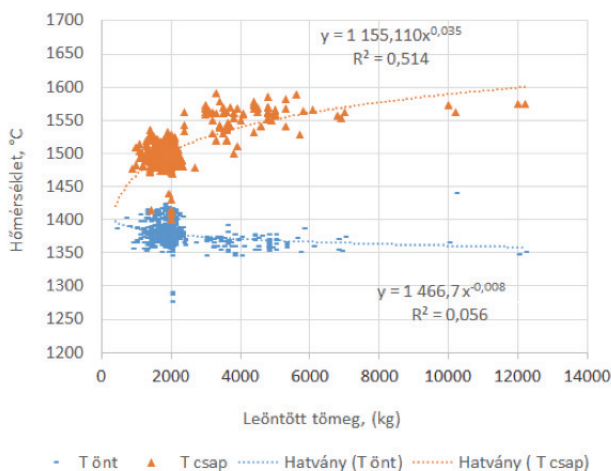


A továbbiakban az adatbázist arra használtuk, hogy a meghatározzuk a Mg/S-arányt befolyásoló tényezőket. Ennek keretében A hőmérsékleti tényező szerepét sikerült tisztázni. Megállapítható volt, hogy sem a kén tartalom, sem a magnéziumtartalom értéke nem függ a csapolási és öntési hőmérséklettől. A vashőmérséklet szerepét tehát sikerült kizárni a drasztikus nyúláscsökkenéssel járó selejtek között.

Egyéb tekintetben, akár a közvetett okok tekintetében is, a vashőmérséklet értéke jellegzetes viselkedést mutat. A 8. ábráról megállapítható, hogy a csapolást követő hőmérsékletek értéke attól függ, hogy mennyi a csapolt folyékony tömeg, azaz milyen tömegű öntvényről van szó. Ennek következtében az öntési hőmérséklet jellemzően 1340 és 1420 °C között alakul ki [3].

[3] Csepel Metall Kft. (2015): *LC olvasztási napló*.

8. ábra. A leöntött tömeg és a hőmérsékleti viszonyok összefüggése.



A hőmérséklet kizárását követően a Mg/S-arányt befolyásoló tényezők közül még számos tényező létezik. Ezek közül elsősorban az öntés alatt beinduló reoxidációra kell gondolni, melynek révén a



reakció lejátszódása miatt a vasolvadék reszulfurizálódik. Az öntés alatti kénfelvétel sebessége és mértéke már a további finomítások részét képezik, mely egyszerre egyensúlyi és időfüggő folyamat.

Egy másik kézenfekvő ok lehet a segédötvtözet pontos kimérésének a hiánya is. A beoltóanyag mennyiségének pontos meghatározásához nélkülözhetetlen a vasolvadék tömegének, kén tartalmának és a beoltási veszteségnek az ismerete. Lényeges tényező a beoltási technológia és a beoltóanyag állandóságának a biztosítása is.

## Javaslatok

A Csepel Metall Kft-ben a gömbgrafitos öntöttvasgyártás során tapasztalt selejt és az egyéb nonkonformitások csökkentése érdekében vizsgálataink alapján az alábbi gyártástechnológiai javaslattal élünk:

- Közvetlen javaslatunk a gyártástechnológiai utasítások áttekintése, esetleges átdolgozása, különös tekintettel az öntés alatti Mg/S-arány állandóságának a biztosítására.
- Célszerű bevezetni az öntőüstben levő vas hőmérsékletének időfüggő mérését és az értékek regisztrálását.

A gyártási folyamatok általános találati biztonságának javítására és az általános gyártási kultúra emelésére szolgáló javaslataink az alábbiak:

- A vállalatnál meglévő adatbázist célszerű lenne olyan változatban is továbbfejleszteni, hogy a naplószerű funkció mellett elláthassa az adatfeldolgozási funkciókat is. Ehhez pl. megfelelő lehet a dátumalapú követés.
- A meglévő, illetve az ajánlott adatokat célszerű lenne kiegészíteni olyan változókkal is, mint a próba jellege (Y vagy egybeöntött); darab mértékadó falvastagsága; a beoltástól eltelt idő; egyes darabok öntési hőmérséklete és ideje; öntőüst tömege.
- Az 1. táblázatban ajánlott paraméterek értékét célszerű felülvizsgálni, különös tekintettel a S-, Mg- és CE-értékekre.
- Fel kell jegyezni az olyan eseményeket is, mint a hűtővas-adagolás az üstbe.
- Szerepeltetni kell az adatbázisban a metallográfiai adatokat is.
- Az új bővített adatbázis kialakítása után be kell vezetni és alkalmazni kell az SPC-módszert.
- A gyártástechnológia pontosításával a vállalat előkészítheti a nagyobb szilárdságú, tehát jövedelmezőbb minőségek gyártását.

## Összefoglaló

A szerzők a Csepeli Vasöntödében kivitelezésre kerülő gömbgrafitos öntöttvasgyártás adatbázisának vizsgálatával megpróbálták feltárni azokat a hiányosságokat, melyek a kis nyúlásra visszavezethető selejtet okozzák. Vizsgálataik alapján a selejt kialakulásában a legfontosabb tényező a kis Mg/S-arány volt.

A problémák feltárásával a szerzők elősegítik a pontosabb mechanikai tulajdonságokkal rendelkező és nagyobb jövedelmezőségű öntvények gyártását.

# Galéria

Zakota Zoltán fotói











































