

# ACTA MATERIALIA TRANSYLVANICA

Anyagtudományi Közlemények

3. évfolyam, 2020. 1. szám



ERDÉLYI MÚZEUM-EGYESÜLET  
Kolozsvár  
2020

A folyóirat megjelenését támogatta a Magyar Tudományos Akadémia, a Bethlen Gábor Alapkezelő Zrt. és az EME Műszaki Tudományok Szakosztálya / The publication of this magazine was supported by the Hungarian Academy of Sciences, by the Bethlen Gábor Fund and by the TMS – Department of Engineering Sciences



**Főszerkesztő / Editor-in-Chief:** Bitay Enikő

**Nemzetközi Tanácsadó testület / International Editorial Advisory Board:**

Prof. Biró László Péter, MTA Energiatudományi Kutatóközpont, Budapest, Magyarország  
 Prof. emer. B. Nagy János, University of Namur, Namur, Belgium  
 Prof. Czigány Tibor, Budapesti Műszaki és Gazdaságtudományi Egyetem, Budapest, Magyarország  
 Prof. Diószegi Attila, Jönköping University, Jönköping, Svédország  
 Dobránszky János, MTA–BME Kompozittechnológiai Kutatócsoport, Budapest, Magyarország  
 Prof. Dusza János, Institute of Materials Research of Slovak Academy of Sciences, Kassa, Szlovákia  
 Prof. Gyenge Csaba, Technical University of Cluj-Napoca, Kolozsvár, Románia  
 Prof. emer. Gyulai József, Budapesti Műszaki és Gazdaságtudományi Egyetem, Budapest, Magyarország  
 Prof. Kaptay György, Miskolci Egyetem, Miskolc, Magyarország  
 Dr. Kolozsváry Zoltán, Plasmaterm Rt., Marosvásárhely, Románia  
 Prof. Mertinger Valéria, Miskolci Egyetem, Miskolc, Magyarország  
 Prof. Porkoláb Miklós, Massachusetts Institute of Technology, Cambridge, MA, USA  
 Prof. Réger Mihály, Óbudai Egyetem, Budapest, Magyarország  
 Prof. emer. Réti Tamás, Óbudai Egyetem, Budapest, Magyarország  
 Prof. emer. Roósz András, Miskolci Egyetem, Miskolc, Magyarország  
 Dr. Spenik Sándor, Ungvári Nemzeti Egyetem, Ungvár, Ukrajna  
 Prof. Zsoldos Ibolya, Széchenyi István Egyetem, Győr, Magyarország

**Lapszámszerkesztők / Editorial Board:**

Dobránszky János, MTA–BME Kompozittechnológiai Kutatócsoport, Budapest, Magyarország  
 Csavdári Alexandra, Babeş–Bolyai Tudományegyetem, Kolozsvár, Románia  
 Gergely Attila, Sapientia Erdélyi Magyar Tudományegyetem, Marosvásárhely, Románia  
 Kovács Tünde, Óbudai Egyetem, Budapest, Magyarország

**Kiadó / Publisher:** Erdélyi Múzeum-Egyesület

**Felelős kiadó / Responsible publisher:** Biró Annamária

**Olvasószerkesztő / Proofreader:** Szenkovic Enikő (magyar), David Speight (English)

**Szerkesztőségi titkár / Editorial secretary:** Kisfaludi-Bak Zsombor

**Borítóterv / Cover:** Könczey Elemér

**Nyomdai munkálatok / Printed at:** F&F International kft., Gyergyószentmiklós

**Copyright** © a szerzők / the authors, EME/ TMS 2020

ISSN 2601-1883, ISSN-L 2601-1883

DOI: 10.33923/amt-2020-01

**A folyóirat honlapja:** <https://www.eme.ro/publication-hu/acta-mat/mat-main.htm>

**The journal website:** <https://www.eme.ro/publication/acta-mat/mat-main.htm>

*Acta Materialia Transylvanica. Anyagtudományi Közlemények* az Erdélyi Múzeum-Egyesület (EME) Műszaki Tudományok Szakosztályának folyóirata, amely az anyagtudományok területéről közöl tudományos közleményeket: szakcikkek, összefoglalókat (szemléket), tanulmányokat. A folyóirat célja összképet adni kiemelten a Kárpát-medencei kutatási irányokról, tudományos eredményeiről, s ezt széles körben terjeszteni is. A folyóirat az EME felváltott céljaihoz híven a magyar szaknyelv ápolását is támogatja, így a nyomtatott folyóirat magyar nyelven jelenik meg, mely az Erdélyi digitális adattárban elérhető (<https://eda.eme.ro/handle/10598/30356>). A széles körű nemzetközi terjesztés érdekében a folyóirat teljes angol nyelvű változatát is közzéteesszük.

*Acta Materialia Transylvanica* – Material Sciences Publications – is a journal of the Technical Sciences Department of the Transylvanian Museum Society, publishing scientific papers, issues, reviews and studies in the field of material sciences. Its mission is to provide and disseminate a comprehensive picture focusing on research trends and scientific results in the Carpathian basin. In accordance with the general mission of the Transylvanian Museum Society it aims to support specialized literature in Hungarian. The printed version of the journal is published in Hungarian and is available in the Transylvanian Digital Database (<https://eda.eme.ro/handle/10598/30356>). However, we would like to spread it internationally, therefore the full content of the journal will also be available in English.

## Tartalom / Content

---

HEGEDŰS Gergely, CZIGÁNY Tibor .....	1
<i>Polimer kompozitok állapotelemzése üveg fényvezető szállal és távközlési eszközökkel</i>	
<i>State Monitoring of Polymer Composites with Glass Optical Fibre and with Equipment Used in Telecommunication</i>	
ANDRÁS József, KOVÁCS József, ANDRÁS Endre, KERTÉSZ Ildikó, TOMUŞ Ovidiu Bogdan.....	10
<i>A marótárcsás kotrógépek gémszerkezete maradék élettartamának meghatározása roncsolásmentes módszerrel</i>	
<i>Remaining Lifetime Assessment of Bucket Wheel Excavator's Boom Structure by Using Non-destructive Method</i>	
ASZTALOS Lilla, LEVELES Borbála .....	15
<i>Tetoválótűhegyek károsodásának vizsgálata</i>	
<i>Damage Analysis of Tattoo Needle Tips</i>	
KOVÁCS Dorina, SZABÓ Annamária, KEMÉNY Alexandra .....	20
<i>Az aktív ernyő anyagának szerepe a plazmanitridálás során</i>	
<i>The Role of the Material of Active Screen During the Plasma Nitriding Process</i>	
KULCSÁR Klaudia, KÓNYA János .....	26
<i>Zárt és nyitott cellás szerkezeti formák vizsgálata végeelem-analízissel</i>	
<i>Evaluation of Closed and Open-cell Structural Lattices with Finite Element Analysis</i>	
NAGY András, NÉMEDI Imre .....	33
<i>Mágneses anyagvizsgáló berendezés fejlesztése</i>	
<i>Development of Magnetic Material Testing Equipment</i>	
SCHWEITZER Bence, BENKE Márton, HLAVACS Adrienn, MERTINGER Valéria.....	38
<i>Normál- és keresztthengerelt, lágyított AW-5056 Al-lemezek fülesedésének becslése {h00} pólusábrák alapján</i>	
<i>Earing Prediction of Unidirectionally and Cross-rolled, Annealed AW-5056 Al Sheets from {h00} Pole Figures</i>	

SZABÓ Attila, SÁNTA Róbert, LOVAS Antal, NOVÁK László .....	43
<i>A FINEMET-ötvözet tulajdonságváltozásának vizsgálata hagyományos, impulzusos és mechanikai feszültség alatt végzett hőkezelést követően</i>	
<i>Investigation of the Property Change in FINEMET Alloy After Conventional, Pulse and Mechanical Stress Annealing</i>	
TÓTH László, KOVÁCS Tünde, NYIKES Zoltán, UMESH Mhatre .....	50
<i>Az X40CrMoV5-1 jelű acél kopási viselkedése különböző felületkezelések hatására</i>	
<i>The Abrasion Behaviour of X40CrMoV5-1 Steel Under Various Surface Treatments</i>	
WIZNER Krisztián, KŐVÁRI Attila .....	55
<i>Folyamatosan öntött acélok gyártási körülményeinek hatása a melegen hengerelt termék leminősülésének mértékére</i>	
<i>Effect of the Production Conditions of Continuously Cast Steels on the Degree of Hot Rolled Product Downgrading</i>	

# Polimer kompozitok állapotelemzése üveg fényvezető szállal és távközlési eszközökkel

## State monitoring of polymer composites with glass optical fibre and with equipment used in telecommunication

Hegedűs Gergely,<sup>1</sup> Czigány Tibor<sup>1, 2</sup>

<sup>1</sup>Budapesti Műszaki és Gazdaságtudományi Egyetem, Gépészmérnöki Kar, Polimertechnika Tanszék, Budapest, Magyarország

<sup>2</sup>MTA–BME Kompozittechnológiai Kutatócsoport, Budapest, Magyarország, [czigany@eik.bme.hu](mailto:czigany@eik.bme.hu)

### Abstract

Thanks to the widespread use of optical fibers in telecommunication, they, and their accompanying equipment have become cost-effective and easily accessible. We have proved that the changed attenuation of a monomodal optical fiber built into a polymer composite can indicate the elongation of the structure compared to its original, unloaded state, before the optical fiber breaks. We also proved that the location of deformation in polymer composite structures can be found with OTDR equipment (used for checking the coupling of optical fibers).

**Keywords:** *polymer composite, deformation monitoring, optical fiber, attenuation meter, OTDR.*

### Összefoglalás

A nagy mennyiségű felhasználásnak köszönhetően a távközlési fényvezető szálak és a hozzájuk kapcsolódó berendezések költséghatékonyra és könnyen elérhetővé váltak. Célunk annak bemutatása, hogy a polimer kompozitba épített, egymódusú fényvezető szál megváltozott csillapításának mérésével következtetni lehet a szerkezet kezdeti, terhelésmentes állapotához képest bekövetkezett nyúlására, még a fényvezető szál szakadása előtt. Bizonyítottuk továbbá, hogy a polimer kompozit szerkezetekben létrejövő alakváltozások helye, helyei a távközlési hálózatok száltoldásainak ellenőrzésére használt OTDR-műszerrel kimutathatók.

**Kulcsszavak:** *polimer kompozit, állapotelemzés, fényvezető szál, csillapításmérő, optikai visszaszórásmérő.*

### 1. Bevezetés

A polimer kompozitok napjainkig töretlen fejlődésének köszönhetően egyre nagyobb szerepet kap az anyagi viselkedésük megismerésének szükségessége. Összetett szerkezetüknek köszönhetően viselkedésük szimulálása [1, 2] bonyolult feladat, amelynek figyelembe kell vennie a kompozitok különböző felépítési szintjeit, kezdve a nanoszintű anyagi összetevőktől, a mikroszintű alkotók (szál, mátrix) kapcsolatán keresztül egészen a makroszintű (rétegek) felépítésükig. Ennek köszönhetően nagy szerepet kap a kom-

pozitok állapotának fizikai módszerekkel való megismerése, ellenőrzése roncsolásmentes, üzem közbeni (*in-situ*) módszerekkel [3]. Összetett szerkezetük lehetőséget nyújt állapotelemző szenzorok integrálására, amely nagymértékben növeli versenyképességüket más szerkezeti anyagokkal szemben [4]. Beépített optikai szenzorokkal meg lehet figyelni a kompozit teljes élettartama alatt (laminálás, térhálósodás, formából való kiemelés, összeszerelés, használat) bekövetkező alakváltozásokat, feszültségeket és az ebből eredő károsodásokat, hibákat. Az optikai szenzorok fényvezető

szálában terjedő fény valamely jellemzője (teljesítménye, fázisa, polarizációja, hullámhossza, időzítése, spektrális eloszlása) megváltozik a külső körülmények hatására (mint például a szálát ért terhelés, deformáció) [5]. A különböző típusú optikai szenzorokban közös, hogy a jelfeldolgozó eszköz a fényvezető szálról leválasztható, külön egység, azt nem szükséges beépíteni [6]. Az optikai szenzorok alkalmazása laboratóriumi körülmények között egyre gyakoribb, de költségérzékeny iparágakban (pl. járműipar) nem terjedt el, mert viszonylag bonyolult, drága rendszer beépítését teszi szükségessé.

Az optikai szenzorok jelének közvetítésére az érzékelő- és feldolgozóegység között gyakran fényvezető szálát használnak. Napjainkban a fényvezető szálak és a hozzájuk kapcsolódó távközlési berendezések könnyen beszerezhetővé váltak. A távközlésben az optikai hálózatokban alkalmazott kötések (csatlakozások, hegesztések) állapotának vizsgálatára legáltalánosabban elterjedt eszköz az optikai beiktatásos csillapításmérő. A beiktatásos csillapításmérő műszer az optikai hálózat egyik végére csatlakoztatható meghatározott hullámhosszúságú (leggyakrabban 1310 és 1550 nm) fényforrásból és a hálózat másik végére csatlakoztatható csillapításmérő egységből áll. A csillapítás ( $\alpha(\lambda)$  [dB]) a szálba betáplált ( $P_{be}$ ) és a szál kimenetén megjelenő ( $P_{ki}$ ) sugárzott teljesítmény hányadosa decibelben kifejezve [7] (1):

$$\alpha(\lambda) = 10 \cdot \lg(P_{be}/P_{ki}) \quad (1)$$

A csillapítás számításához szükséges sugárzott teljesítmény a sugárzás formájában kibocsátott, áteresztett vagy felfogott teljesítményt (watt) jelenti [8]. Az optikai hálózatok vizsgálatára használt további, általánosan elterjedt eszköz az optikai visszaszórásmérő műszer (OTDR optical time-domain reflectometry), amely a Rayleigh-szórás jelenségéből adódó visszavert fényt használja. A Rayleigh-szórás a fényvezető szálban található mikrométerű egyenetlenségek miatt alakul ki. Az egyenetlenségek hatására a szálban a fényenergia egy része minden irányban szétszóródik. Minél közelebb van a fény hullámhossza a mikrométerű hibák nagyságához, annál nagyobb a szóródás mértéke. A szórt fény azon része, amely a fényvezető szál köpenyére a határszögnel nagyobb szögben érkezik, arról visszaverődik, és a szálon belül akár visszafelé terjed. A visszafelé terjedő fényt mérve információt kaphatunk az egyes szálszakaszok inhomogenitásáról vagy akár azok megváltozásáról. A mérőműszer fényimpul-

zust küld a szálba, és figyeli az abból visszatérő fényt. A visszaérkező jel az idő múlásával egyre gyengül, ugyanis a fény egyre hosszabb utat tesz meg. Ismerve a fény terjedési sebességét, következtethetünk a visszaérkező jel kiindulási helyére. A Rayleigh-szórás segítségével lokalizálhatjuk a szálhegesztéseket, esetleges mikrohajlatokat, a csatlakozós kötések, szálhibákat, repedéseket, az esetleges töréseket és elágazásokat az optikai hálózaton belül. Az OTDR segítségével az egyes hibák helye a fényvezető szálon méteres nagyságrendű pontossággal meghatározhatók [9]. A mérés előnye, hogy az a fényvezető szál egyik végéről elvégezhető, hiszen a műszer a fényvezető szálból visszaverődő impulzusokat méri.

Többen kimutatták, hogy a fényvezető szálak mikro- és makroszintű hajlítása megjelenik a szálon átvitt fény teljesítményében [10–12]. Többen vizsgálták a kompozit összetett szerkezetének állapotát beépített fényvezető szálak segítségével, és eredményeik alapján a kompozit sérüléséből eredő szálonrcsolódás miatt a fényvezető szál végén kilépő fény teljesítményének csökkenése felhasználható a károsodás helyének kimutatására [13–15]. Ebben az esetben a módszer megfelelő a károsodás helyének meghatározására, de a károsodás nagyságáról nem kapunk információt.

Korábbi munkáinkban [16, 17] már vizsgáltuk az üveg fényvezető szál felhasználhatóságát polimer kompozitok alakváltozásának kimutatására. Jelen munkánk keretein belül továbbra is a távközlésben elterjedt üveg fényvezető szálak és eszközök felhasználhatóságát vizsgáltuk polimer kompozit szerkezetek állapotellenzéséhez. Célunk volt a beépített fényvezető szálban terjedő fény megváltozott jellemzőjéből következtetni a kompozit kezdeti, terhelésmentes állapotához képesti változására, ismétlődő igénybevétel hatására. Ennek érdekében beépített fényvezető szálát tartalmazó kompozit próbatestet kisfrekvenciás, lüktető húzóterhelésű fárasztása közben mértük a fényvezető szál csillapításának változását a távközlésben általánosan elterjedt optikai mérőműszerek segítségével. Célunk volt az alakváltozás kimutatása a tönkremenetel okozó, kritikus állapot előtti, és ehhez kapcsolódóan módszerünk továbbfejlesztése. Célunk volt annak bemutatása, hogy ha a megengedettnél nagyobb a szál csillapításának növekedése, tehát ha valahol a polimer kompozit károsodása miatt a fényvezető szál roncsolódott, egy külsőleg csatlakoztatott, a távközlésben elterjedt OTDR-műszer alkalmas lehet-e a hiba megtalálására.

## 2. Felhasznált anyagok, berendezések

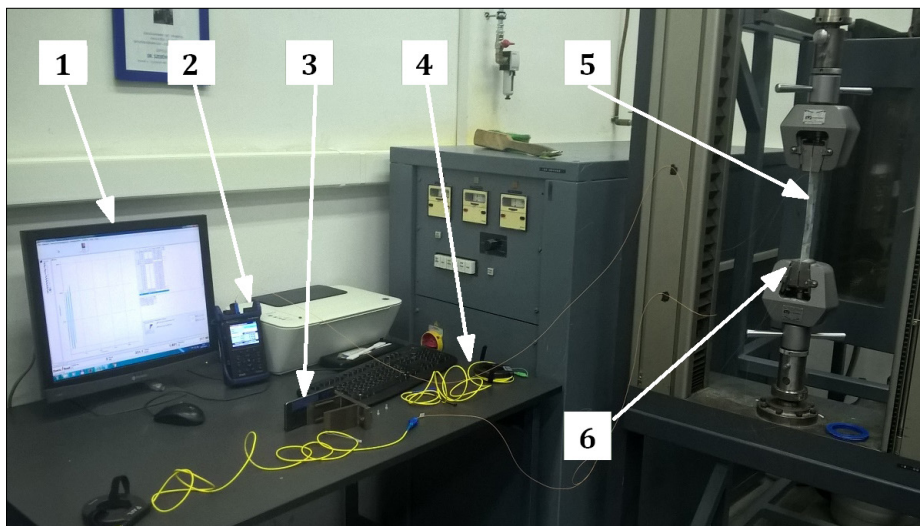
A kísérletekben felhasznált fényvezető szál G.652.D egymódusú, 125  $\mu\text{m}$  külső-, és 9  $\mu\text{m}$  magátmérőjű üvegszál (gyártó: Corning) volt, merőleges szálvég kialakítással.

Két réteg nulla és kilencven fokszövesű (ortotróp) előfeszített üvegszövet (300 $\pm$ 5% g/m<sup>2</sup>, RT 300 N, Keltex) rétegei közé 140 mm hosszan befűzött, összesen 3 m hosszú fényvezető szállal próbatestet készítettünk, úgy, hogy a fényvezető szálát a szakítógép befogópofái előtt kivezettük a próbatestből, így a szakítógép befogópofái a fényvezető szálát közvetlenül nem terheltek. A fényvezető szál a kompozitból való kilépési és belépési pontnál nagyon sérülékenynek bizonyult, mert a kézi laminálás után a szál környékét körbeölelő gyanú a szálát nagyon merevvé tette, és az könnyen eltört, ezért a szál mechanikai védelméül szolgáló, 250  $\mu\text{m}$ -es lakkreteget csak középen, 100 mm-es szakaszon távolítottuk el kábelcsupaszító fogóval, így a beépített fényvezető szálon oldalanként 20-20 mm lakkos szakasz beépítve maradt. A beépített fényvezető szál után (140 mm-en túl) a próbatestet további erősítőszövettel megerősítettük befogófülként, és a mérés kiértékelésénél a deformálódó próbatest eredeti hosszát 140 mm-rel számoltuk. A próbatesteket nem darabonként alakítottuk ki, hanem többet, egyetlen lemezként, kézzel lamináltuk (így a kézi laminálás alatt a szövetrétegeket előfeszítve rögzíteni lehetett, és azok nem gyűrődtek a mátrixanyag felhordása miatt), majd a laminált lemezből a próbatesteket kivágtuk. Mátrixanyagként telítetlen poliésztergyantát

(AROPOL M105 TB, Ashland SpA) és 1,5% iniciátort (PROMOX P200TX, PROMOX SRL) alkalmaztunk, majd szobahőmérsékleten történtő, 24 órás térhálósítás után a lemezből a próbatesteket kivágtuk. A próbatest 25 mm széles, 1,3 mm vastag, teljes hossza 250 mm, befogási hossza 195 mm, a fényvezető szál beépített hossza 140 mm volt. Minden vizsgálathoz 3 próbatest készült.

A fényvezető szál toldására száltörőt (Fujikura, CT-30) és szálhegesztő berendezést (Fujikura, FSM 12 S) használtunk. A fényvezető szál egyik végénél 1550 nm hullámhosszúságú fényt csatoltunk be (AFL Telecommunications, FlexScan FS-200 fényforrásból), és a másik végén 0,01 dB felbontású csillapításmérő és egyben OTDR-műszerrel (AFL Telecommunications, FLX380-304 FlexTester OTDR) vizsgáltuk a szál csillapításának változását.

A fényvezető szálát és a kompozit próbatesteket szakítógépben (Zwick, BZ050/TH3A) terheltek, és a keresztfej-elmozdulásból számoltuk a nyúlást (a keresztfej-elmozdulás és a kezdeti befogási hossz hányadosaként). A csillapításmérő műszernek saját adatgyűjtője nincsen, de a kijelzőjén leolvasható az aktuális csillapításérték. Annak érdekében, hogy a mért elmozdulás és erőértékekhez ezen csillapításértékeket hozzá tudjuk rendelni, videón rögzítettük a szakítógép szoftvere által megjelenített értékeket és a csillapításmérő műszer kijelzőjét (1. ábra). E felvételek segítségével később egyértelműen hozzá lehetett rendelni a szakítógép által rögzített értékekhez a csillapításértékeket.



1. ábra. Mérési elrendezés (1 – szakítógép által mért értékek, 2 – csillapításmérő, 3 – videokamera, 4 – fényvezető szál, 5 – kompozit próbatest, 6 – szakítógép befogópofái)



### 3. Elvégzett vizsgálatok

#### 3.1. Az ismétlődő, húzó igénybevétel hatása

Nullkezdésű, ismétlődő húzás közben vizsgáltuk a szakítógépre befogott próbatestebe épített fényvezető szál csillapításának változását három próbatesten. A próbatestekbe épített fényvezető szálak csillapításértéke a befogás után közel 0 dB volt. A vizsgálatoknál a fel- és leterhelés sebességét 1,5 mm/min-re állítottuk be, ciklusonként 0,1 mm növekvő elmozdulással. Egy próbatest esetében a mért értékeket a 2. és 3. ábra mutatja.

A diagramok alapján megállapítható, hogy a nyúlás és a fényvezető szál csillapításának változása összefügg, ami másodfokú függvénykapcsolattal leírható 94%-nál nagyobb determinációs együttható mellett (3. ábra szaggatott vonalával jelölve). Ezek alapján elmondható, hogy a megváltozott csillapítás mérése alkalmas a nyúlás kimutatására.

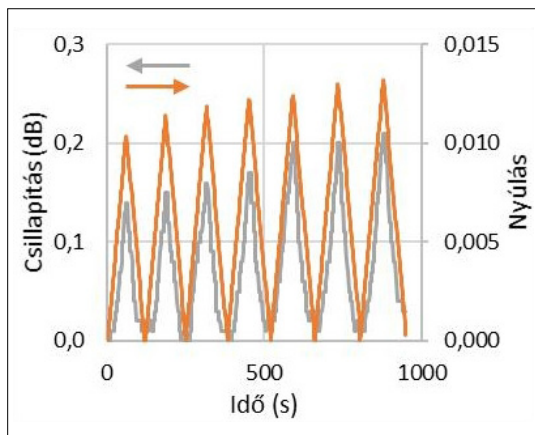
A próbatestek mérési eredményei alapján a 4. ábra összesítve mutatja a csillapításváltozás értékeit a nyúlás függvényében.

A mérési eredmények alapján megállapítható, hogy a nyúlással szoros összefüggésben áll a fényvezető szál csillapítása. A megnyúlással növekszik a mért csillapítás. Bár nagy a szórása a mért csillapításértékeknek, elmondható, hogy 1% nyúlás fölött, 0,1 dB-nél nagyobb a fényvezető szál csillapításának változása. Ez nem tesz lehetővé pontos nyúlásmérést, de a megváltozott csillapítás segítségével a kompozitelem deformációs állapota kategorizálható: 0,1 dB csillapításváltozás alatt a kompozit megfelelő állapotban van, 0,1 dB csillapításváltozás fölött célszerű egyéb kiegészítő módszerrel az elem deformációs állapotát vizsgálni.

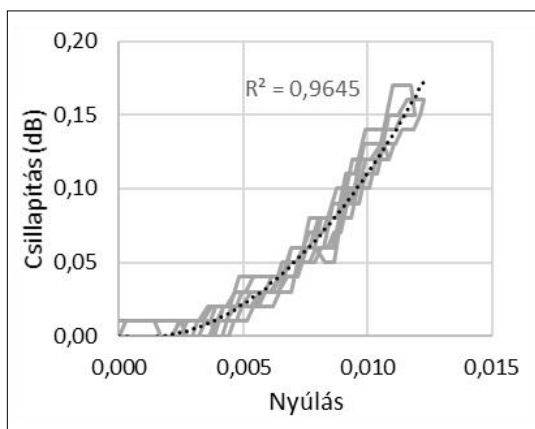
Az eddigi méréseknél 140 mm hosszú szálszakasz volt a próbatestekbe beépítve, és (ideális esetben) a beépített szakasz teljes egészében terhelődött. Következő kísérlet sorozatunkkal a fényvezető szál egynél több terhelte szakaszának a hatását vizsgáltuk.

#### 3.2. Ismétlődő húzó igénybevétel hatása a fényvezető szál több terhelte szakaszán

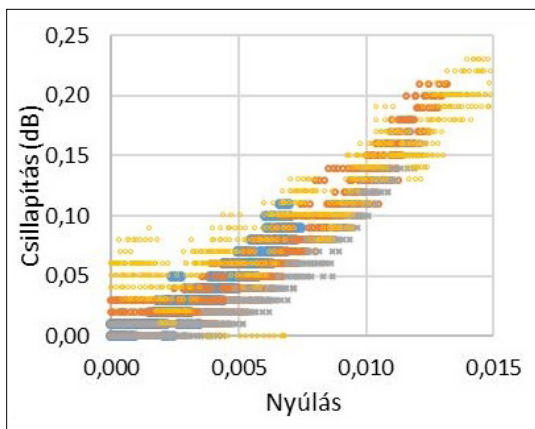
A fényvezető szál több terhelte szakaszának vizsgálatához 2 db próbatestet egymás mellett fogtunk be a szakítógépre, és a próbatesteket együtt húztuk (hasonló elrendezésben, mint az a 9. ábrán látható). A befogott próbatestekbe épített fényvezető szálakat, 10 m-es betétszállal, egymással összehegesztettük (a próbatesteket 1,5 + 1,5 + 10 = 13 m terheletlen fényvezető szál kötötte



2. ábra. A csillapítás és a nyúlás változása az idő függvényében ismétlődő húzásnál

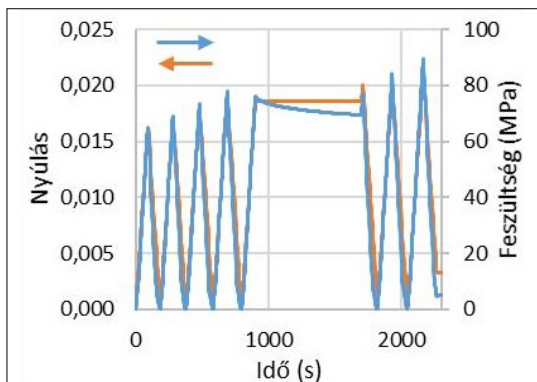


3. ábra. A csillapítás a nyúlás függvényében ismétlődő húzásnál

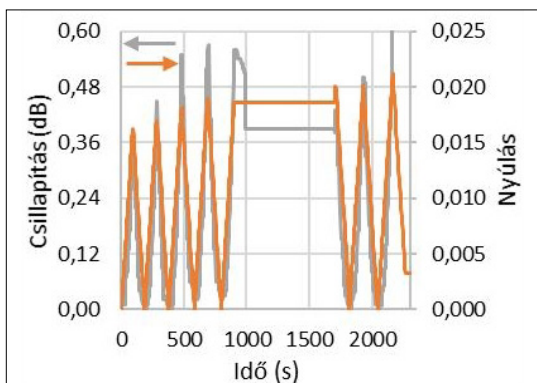


4. ábra. A próbatestek ismétlődő húzása során mért csillapításértékek a nyúlás függvényében (a különböző próbatesteknél mért értékek eltérő színnel jelölve)

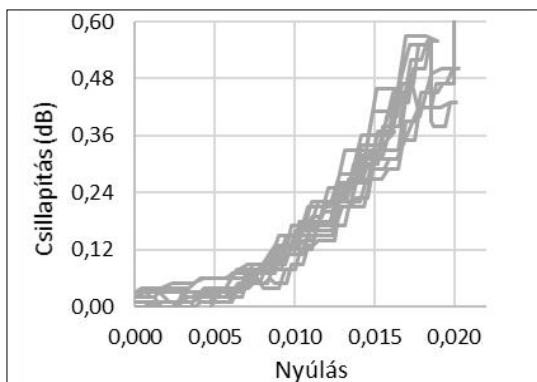




5. ábra.  $2 \times 140$  mm hosszúságú szakaszon terhelt, kompozitba épített fényvezető szál vizsgálata alatt mért nyúlás- és feszültségértékek az idő függvényében (jól azonosíthatóan megjelenik az ábrán a mérés megállítása az OTDR-rel történő vizsgálathoz)



6. ábra.  $2 \times 140$  mm hosszúságú szakaszon terhelt, kompozitba épített fényvezető szál vizsgálata alatt mért csillapítás- és nyúlásértékek az idő függvényében (jól azonosíthatóan megjelenik az ábrán a mérés megállítása az OTDR-rel történő vizsgálathoz)



7. ábra.  $2 \times 140$  mm-en terhelt fényvezető szál csillapításának változása a nyúlás függvényében

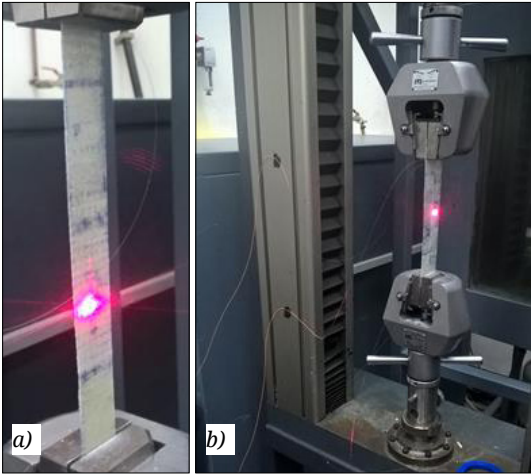
össze), így végeredményben a szakítógépen tudtuk modellezni egy beépített fényvezető szál több ponton való terhelését. A terhelt fényvezető szál hossza  $2 \times 140$  mm volt. A fel- és leterhelést az előző kísérletsorozattal megegyezően,  $1,5$  mm/min sebességgel végeztük, ciklusonként  $0,2$  mm növekvő max. elmozdulással. A mérést az 5. ciklus közben megállítottuk, és a csillapításmérés helyett OTDR-műszert használtunk, amely mérés eredményét a 3.4. fejezetben mutatjuk be. Miután OTDR-műszerrel elvégeztük a vizsgálatot, a csillapításmérő műszert visszakötöttük a fényvezető szálra, és folytattuk a mérésorozatot. A 7. ciklusnál a beépített fényvezető szál elszakadt, és a csillapításmérő  $40$  dB fölötti értéket mutatott. Ekkor újra OTDR-műszert csatlakoztattunk rá, majd látható fénnel is megvilágítottuk a fényvezető szálát, aminek eredményét a 3.3. fejezetben mutatjuk be. A mérésorozat alatt kapott értékeket az 5. és 6. ábra mutatja. A vizsgálat során mért csillapításértékeket a nyúlás függvényében a 7. ábra mutatja.

Az ábrán látható, hogy a fényvezető szál csillapítása nagyobb mértékben változik a nyúlás függvényében, mint az az előző kísérletsorozatoknál tapasztalható volt. Ennek oka egyértelműen a terhelt szálszakasz nagyobb hosszúsága. A fényvezető szál mindkét,  $140$  mm-es terhelt szakaszán jelentkezik csillapításváltozás, aminek összegét érzékeli a csillapításmérő műszer.

A mérés rámutat, hogy a terhelt szálszakasz hosszát ismernünk kell, hogy egyértelműen megállapítható legyen a fényvezető szál csillapításváltozása alapján a kompozit alkatrész vizsgált helyének deformációs állapota. Amennyiben egy fényvezető szálát több helyen is terhelünk, a csillapításmérő műszerrel nem lehet következtetni külön-külön a terhelések nagyságára. Amennyiben a fényvezető szál környezetében fellépő nagymértékű alakváltozás a szál tönkremenetelét okozza, az egyértelműen kimérhető a csillapításmérő műszerrel, de egyéb, kiegészítő eszközök szükségesek a tönkremenetel helyének megállapításához, amit a következőkben vizsgáltunk.

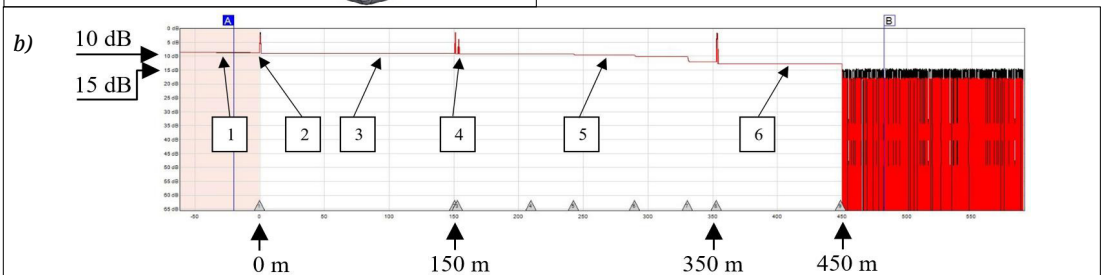
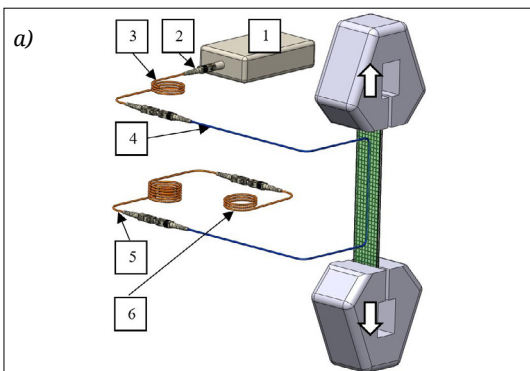
### 3.3. A nagy deformáció helyének megállapítása látható fény segítségével

A csillapításmérő műszerrel végzett kísérletek rámutatnak, hogy a kompozit nyúlásának hatására változik a beépített fényvezető szálak optikai csillapítása. A szálba becsatolt fény a szál nyúlásának köszönhetően elnyelődik, szóródik. A kompozit próbatest nagymértékű nyúlásakor a fényvezető szál el is szakadhat. A szál szakadása



**8. ábra.** A szálszakadás helyén kilépő látható fény egy (a) és két (b) befogott próbatetest esetén

esetén a tönkremenetel helyén a fény kilép a szálból. A csillapításmérő műszer megvilágítási hullámhossza az infravörös sugárzási tartományba esik, ezért ennek fénye szabad szemmel nem látható. A száliba becsatolt látható fény kilépése a szakadás helyén egyértelműen azonosítható, amely jelenség alkalmas lehet a károsodás helyének megállapítására (8. ábra).



**9. ábra.** OTDR-es mérési elrendezés (a) és az OTDR-es mérés terheletlen próbatesten (b) (1 – OTDR-műszer beépített előtétzással, 2 – optikai csatlakozó, 3 – 150 m hosszú előtétszál, 4 – próbatestbe épített, 3 m hosszú szálszakasz, 5 – 200 m hosszú utótétszál, 6 – kis sugárral feltekert, 100 m hosszú szál a visszaverődés kiküszöbölésére)

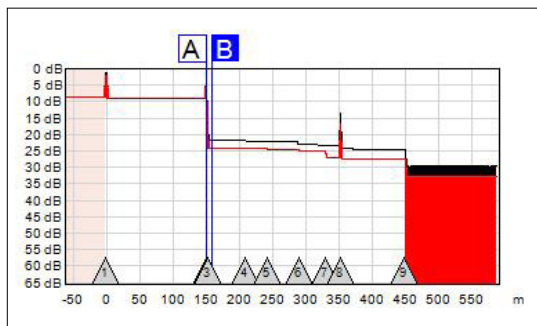
### 3.4. A nagy deformáció helyének megállapítása OTDR-műszer segítségével

Az eddigi mérések alapján elmondható, hogy a fényvezető szál környezetének alakváltozása a szál csillapításának változását eredményezi. Célnak volt megvizsgálni, hogy a távközlési hálózatok ellenőrzésénél is használt OTDR-műszer segítségével kimutatható-e a kompozitszerkezetben a nagy deformáció helye. Az általánosan elterjedt, kereskedelmi forgalomban lévő távközlési hálózatok vizsgálatára szolgáló OTDR-műszerek nem alkalmasak folyamatos megfigyelésre, mivel viszonylag hosszú idő szükséges a fényvezető szálba becsatolt, majd visszavert fény elemzéséhez és a mért paraméterek kiértékeléséhez. A módszer nem alkalmas kis időfelbontású, in-situ állapotellenőrzésre (a kiértékelés perces nagyságrendű), de megfelelő kiegészítője lehet a korábban bemutatott, csillapításmérés ellenőrzésnek egy időszakos állapotvizsgálatnál. A kompozitba épített fényvezető szálat vizsgálva a módszer alkalmas lehet a beépített szál környezetében jelentkező nagy deformációk érzékelésére és a deformáció helyének megállapítására. Ennek bizonyítása érdekében, amikor a 3.1. fejezetben bemutatott húzóterhelés alatti próbatestbe épített fényvezető szál csillapításában a csillapításmérő műszer nagy ugrást mutatott (1 dB fölöttit, minden esetben 0,8%-nál nagyobb nyúlásnál), akkor a szakítógépet keresztfejének mozgását megállítottuk, és a csillapításmérő műszer helyett a befogott kompozit próbatestbe épített fényvezető szál kivezetését – a 9. ábra szerinti mérési elrendezéssel – az OTDR-műszerhez újracsatlakoztattuk.

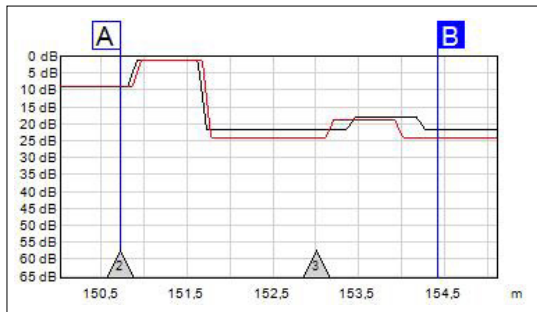
Az OTDR-műszer holttere miatt a műszer után 150 m fényvezető szálat kapcsoltunk, és a kompozit próbatestbe épített fényvezető szálnak a próbatestből kilépő, kb. 1,5 m hosszú végét ehhez csatlakoztunk mechanikus optikai csatlakozóval.

A próbatestbe épített fényvezető szálnak a próbatestből kilépő másik, kb. 1,5 m hosszú szálvégére – a szál végéről visszaverődő zavaró hatás elkerülése érdekében – mechanikus optikai csatlakozó segítségével kb. 200 m hosszú fényvezető szálat, majd ezután további, 100 m hosszú, kis sugárral feltekert fényvezető szálat kapcsoltunk. A műszerrel 1310 nm és 1550 nm hullámhosszon is megvizsgáltuk a szál hossza mentén a csillapítást. Az OTDR-műszer a csillapításbeli ugrások helyét és értékét azonosítja 0,1 m és 0,01 dB pontossággal. Ezen ugrásokat a kiértékelőszoftver próbálja azonosítani az optikai hálózatokban használt elemekkel, szakadásokkal, amely kompozitok vizsgálatánál nem értelmezhető, de a hossz menti csillapításváltozás helye és értéke jól megfigyelhető. A terheletlen próbatesten mért OTDR-es csillapítás- és távolsáértékeket a **9. ábra** mutatja.

A 3.1. fejezetben bemutatott próbatest húzását ~ 20 dB csillapításértéknél megállítottuk, és az előbb bemutatott módon rákapcsoltuk az OTDR-műszert. A mért értékeket a **10. és 11. ábra** mutatja.



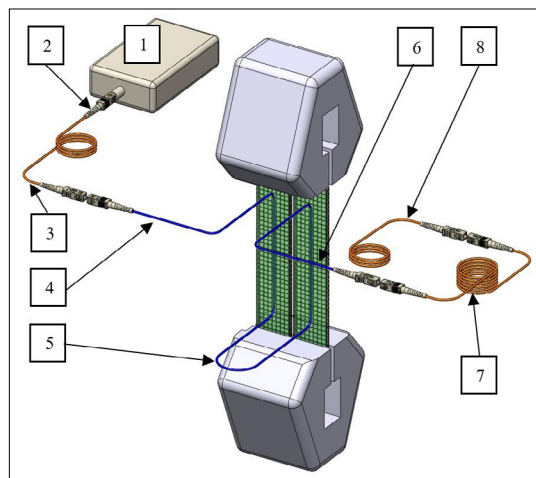
**10. ábra.** Az OTDR-műszer kiértékelőszoftvere az ábra alján jelölt számokkal azonosítja a csillapítási pontokat



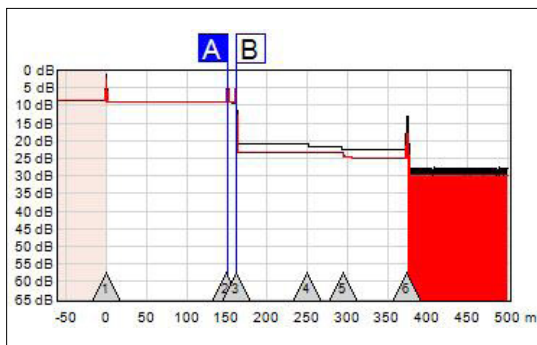
**11. ábra.** OTDR-es mérés diagramja a terhelt próbatestnél mérhető csillapításésésnél, a 10. ábra A-B szakasza kinagyítva

A mérés eredményeként született grafikonból látható, hogy a próbatestbe épített fényvezető szálak végein a csatlakoztatásul szolgáló, 2 db optikai csatlakozó miatt megjelenő kiugrások között (a **11. ábra** alján 2-es és 3-as számmal jelölve) a műszer igen nagy csillapításnövekedést mért. Ezt a növekedést a próbatestbe épített szála ható terhelés miatt létrejövő csillapításváltozás okozza. Az OTDR-műszer 150 és 153 m között 150,7 m-nél 1310 nm-en 15,2 dB, 1550 nm-en 12,8 dB csillapítást mért. A várttal ellentétben a grafikonon a mechanikus optikai csatlakozó által keltett kiugrástól a próbatestben ébredő csillapításváltozás nem különül el, ami az OTDR-mérés hátrányát mutatja. Az alkalmazott OTDR-műszerrel nem mutatható ki cm nagyságrendben a nagy csillapításváltozást okozó deformáció helye.

Kísérletet végeztünk 2 db próbatest együttes befogásával és húzásával is, hogy megfigyelhessük a több ponton terhelt fényvezető szál viselkedését és vizsgálatának lehetőségét OTDR-műszerrel. A mérés érdekében a két próbatest kilógó fényvezető szálvégeinek egyikét 10 m-es betétszállal összehegesztettük (a próbatesteket így 1,5 + 1,5 + 10 = 13 m terheletlen fényvezető szál kötötte össze), és a két próbatestet együttesen fogtuk be a szakítógéphez. A kísérleti elrendezést és a mérések eredményét a **12., 13. és 14. ábra** mutatja.



**12. ábra.** Kísérleti elrendezés két befogott próbatesttel (1 – OTDR-műszer, 2 – optikai csatlakozó, 3 – 150 m hosszú előtétszál, 4 – próbatestbe vezető, 1,5 m hosszú szálszakasz, 5 – próbatesteket összekötő, 13 m-es szálszakasz, 6 – próbatestből kilépő, 1,5 m-es szálszakasz, 7 – 200 m hosszú utótétszál, 8 – kis sugárral feltekert, 100 m hosszú szál a visszaverődés kiküszöbölésére)



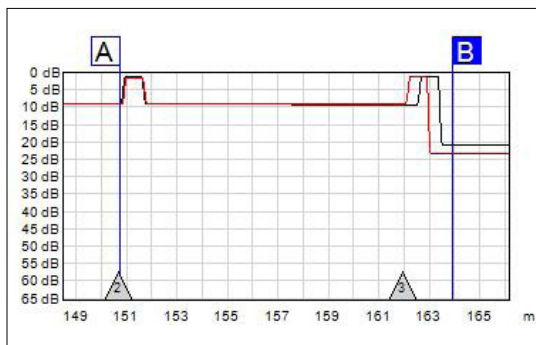
13. ábra. A két befogott próbatestben terhelt szál OTDR-es mérési grafikonja

A műszer szoftvere által kirajzolt grafikonon már csak két kiugró csúcs jelenik meg, és ezek sem azonos csillapításváltozást mutatnak. A műszer optikai hálózatokhoz kifejlesztett jellege ennél a mérésnél jól megmutatkozik. A műszer ebben az esetben már nem volt képes megkülönböztetni a mechanikus optikai csatlakozókat, azokat már nem is jelenítette meg a grafikonon, és az egyes pontokban mért csillapításváltozást sem volt képes megfelelően értékelni. A műszer az „A” jelzővonallal jelölt helyen, 1310 nm-en 15,6 dB csillapítást mért, de a grafikonon ezt nem jelölte. Ezen a hosszban a valóságban az egyik terhelt próbatest beépített fényvezető szála volt, és a próbatest húzásának hatására létrejövő csillapításváltozást azonosította 15,6 dB-lel. A „B” jelzésnél az eszköz, 1310 nm-en, 162,0 m-nél 14,3 dB csillapítást mért, és ezt már meg is jelenítette a grafikonon.

A mérés rámutatott arra, hogy a műszer képes érzékelni és megkülönböztetni egyetlen fényvezető szál több terhelt szakaszát is, azok csillapításváltozását és néhány deciméteres pontossággal a helyüket, azonban a kifejezetten az optikai hálózatok minőségének értékelésére kifejlesztett szoftver ezeket a szakaszokat tévesen azonosíthatja, ezért megfelelő körültekintéssel kell eljárni az eredmények kiértékelésénél.

### 3. Következtetések

Bár eredetileg a csillapításmérő és az OTDR-műszer a távközlési optikai hálózatokban lévő szakadások, toldások minőségének és helyének ellenőrzésére szolgál, de általánosabb célú, a polimer mátrixú kompozit alapanyagból készített termékeknél a bemutatott eljárás alkalmas lehet egy olcsó, a kritikus tönkremenetel előtt a jelen lévő deformációt kimutató, in-situ állapot ellenőrzésre. A módszer költséghatékonyságát az alkalmazott



14. ábra. A két befogott próbatestben terhelt szál mérési grafikonjának egy részlete kinagyítva

eszközök biztosítják, hiszen mind az üveg fényvezető szál, mind az optikai beiktatásos csillapításmérő műszer egy könnyen elérhető, napjainkban elterjedt eszköz.

Eredményeink alapján látható, hogy a károsodást nem okozó nyúlással arányosan változik a polimer kompozitba épített egymódusú fényvezető szál csillapítása, és a terhelés megszűnte után a csillapítása visszaáll a kezdeti, terheletlen értékére. A módszer képes a károsodást okozó megnyúlás elérése előtt jelzéssel szolgálni a szerkezet 1% fölötti nyúlására. A kompozitba épített üveg fényvezető szál terhelt hosszának ismeretében, annak csillapításváltozása alapján a megnyújtott szerkezet nyúlási állapota kategorizálható: megfelelő/kiegészítő vizsgálatra szorul. Adott hosszúságú beépített fényvezető szálszakasz esetén meghatározható az a maximális csillapításváltozás, amelynél a kompozit nyúlása nem haladja meg az 1%-ot, míg nagyobb csillapításváltozás esetén a kompozit nyúlását célszerű kiegészítő méréssel vizsgálni. A csillapításváltozás oka, hogy a fényvezető szál adhéziósan kapcsolódik a mátrixhoz, és így a kompozit alkatrész nyúlásával a fényvezető szál is nyúlik, ami miatt csökken a szál fényátvezető képessége, azaz növekedik a csillapítása.

Bemutattuk, hogy a kompozit próbatestbe épített fényvezető szál deformáció miatt létrejövő csillapításváltozása OTDR-műszerrel is azonosítható. Az OTDR-műszer nem alkalmas in-situ elemzésre, de a csillapításmérővel végzett méréseket alkalmasan egészítheti ki. A műszer segítségével félméteres pontossággal megállapítható a fényvezető szálon belül a nagy csillapításváltozást okozó deformáció helye, illetve a deformációk helyei. A különbözően deformált helyek egymástól akkor különíthetők el, ha közöttük megfelelő hosszúságú (~3 m) terheletlen szakasz van, mert különben a mérőműszer nem képes különválasztani őket.



## Köszönetnyilvánítás

A kutatást a Nemzeti Kutatási, Fejlesztési és Innovációs Hivatal (NKFIH) NVKP (NVKP\_16-1-2016-0046), OTKA (K 116070 és K120592) és TÉT (2017-2.2.4-TÉT-AT), illetve az Emberi Erőforrások Minisztériuma BME FIKP-NANO és a Nemzeti Kutatási, Fejlesztési és Innovációs Alap (NKFIA) TKP (TUD-FO/51757/2019-ITM) pályázatai támogatták.

A szerzők köszönetet mondanak Nagy Andrásnak, Dobos Péternek és Szabó Zsoltnek (ATL Kft.) a mérések elvégzésében nyújtott segítségükért.

## Szakirodalmi hivatkozások

- [1] Kovács L., Romhány G.: *Derivation of ply specific stiffness parameters of fiber reinforced polymer laminates via inverse solution of classical laminate theory*. Periodica Polytechnica Mechanical Engineering, 62. (2018) 158–164.  
<https://doi.org/10.3311/PPme.11846>
- [2] Maamar D., Zenasni R.: *Optimization of Safety Factor by Genetic Algorithm of Circular Notched Carbon / Epoxy Laminate at Low Velocity Impact*. Periodica Polytechnica Mechanical Engineering, 62. (2018) 218–225.  
<https://doi.org/10.3311/PPme.12041>
- [3] Sethy D., Makireddi S., Varghese F. V., Balasubramaniam K.: *Piezoresistive behaviour of graphene nanoplatelet (GNP)/PMMA spray coated sensors on a polymer matrix composite beam*. Express Polymer Letters, 13/11. (2019) 1018–1025.  
<https://doi.org/10.3144/expresspolymlett.2019.88>
- [4] Krawczak P.: *Polymer composites: Evolve towards multifunctionality or perish*. Express Polymer Letters, 13/9. (2019) 771.  
<https://doi.org/10.3144/expresspolymlett.2019.65>
- [5] Konstantopoulos S., Fauster E., Schledjewski R.: *Monitoring the production of FRP composites: A review of in-line sensing methods*. Express Polymer Letters, 8/11. (2014) 823–840.  
<https://doi.org/10.3144/expresspolymlett.2014.84>
- [6] Glisic B., Inaudi D.: *Fibre optic methods for structural health monitoring*. John Wiley & Sons Ltd., New York, 2007.
- [7] Grattan K. T. V., Meggitt B. T.: *Optical fiber sensor technology*. Springer Science+Business Media, B.V, Dordrecht, 1995.
- [8] MSZ 9620-1:1990: *Fénytechnikai terminológia. A sugárzás alapfogalmai, mennyiségei és egységei*.
- [9] Elliott B., Gilmore M.: *Fiber Optic cabling*. Newnes, Oxford, 2002.
- [10] Chinpon A., Thamaphat K., Hansuparnusorn M., Limsuwan P.: *A force measurement method using the optical fibre beam*. Procedia Engineering, 32. (2012) 989–993.  
<https://doi.org/10.1016/j.proeng.2012.02.043>
- [11] Luo F., Liu J., Ma N., Morse T. F.: *Fiber optic microbend sensor for distributed sensing application in the structural strain monitoring*. Sensors and Actuators, A: Physical, 75/1. (1999) 41–44.  
[https://doi.org/10.1016/S0924-4247\(99\)00043-6](https://doi.org/10.1016/S0924-4247(99)00043-6)
- [12] Hu H.-F., Sun S.-J., Lv R.-Q., Zhao Y.: *Design and experiment of an optical fiber micro bend sensor for respiration monitoring*. Sensors and Actuators, A: Physical, 251. (2016) 126–133.  
<https://doi.org/10.1016/j.sna.2016.10.013>
- [13] Crane R. M., Gagorik J.: *Fiber optics for a damage assessment system for fiber reinforced plastic composite structures*. Quantitative NDE, 28. (1984) 1419–1430.  
[https://doi.org/10.1007/978-1-4613-3706-5\\_94](https://doi.org/10.1007/978-1-4613-3706-5_94)
- [14] Glossop N. D. W., Dubois S., Tsaw W., Leblanc M., Lymer J., Measures R. M., Tennyson R. C.: *Optical fibre damage detection for an aircraft composite leading edge*. Composites, 21/1. (1990) 71–80.  
[https://doi.org/10.1016/0010-4361\(90\)90100-B](https://doi.org/10.1016/0010-4361(90)90100-B)
- [15] LeBlanc M., Measures R. M.: *Impact damage assessment in composite materials with embedded fibre-optic sensors*. Composites Engineering, 2/5-7. (1992) 573–596.  
[https://doi.org/10.1016/0961-9526\(92\)90044-7](https://doi.org/10.1016/0961-9526(92)90044-7)
- [16] Hegedűs G., Czigány T.: *Developing a glass fibre sensor for polymer technology applications*. Institute of Physics (IOP) Conference Series: Materials Science and Engineering, 426. (2018) 012015.  
<https://doi.org/10.1088/1757-899X/426/1/012015>
- [17] Hegedűs G., Czigány T.: *Analysis of the applicability of optical fibers as sensors for the structural health monitoring of polymer composites: the relationship between attenuation and the deformation of the fiber*. Sensors and Actuators A: Physical, 272. (2018) 206–211.  
<https://doi.org/10.1016/j.sna.2018.01.039>

# A marótárcsás kotrógépek gémszerkezete maradék élettartamának meghatározása roncsolásmentes módszerrel

## Remaining lifetime assessment of bucket wheel excavator's boom structure by using non-destructive method

András József,<sup>1</sup> Kovács József,<sup>2</sup> András Endre,<sup>3</sup> Kertész Ildikó,<sup>4</sup> Tomuş Ovidiu Bogdan<sup>5</sup>

*Petrozsényi Egyetem, Gépész- és Villamosmérnöki Kar, Gépész-, Ipari és Szállításmérnöki Tanszék, Petrozsény, Románia*

<sup>1</sup> [iosif.andras@gmail.com](mailto:iosif.andras@gmail.com)

<sup>2</sup> [kovacs@mail.com](mailto:kovacs@mail.com)

<sup>3</sup> [andrei.andras@gmail.com](mailto:andrei.andras@gmail.com)

<sup>4</sup> [kerteszildiko@ymail.com](mailto:kerteszildiko@ymail.com)

<sup>5</sup> [tobogdan@gmail.com](mailto:tobogdan@gmail.com)

### Abstract

The bucket wheel excavators (BWE), when operating in faces with hard intrusions (rock structures with increased cutting resistance) are submitted to loads exceeding those arising during the operation in normal conditions. The most vulnerable structural element of the BWE from the point of view of these loads is the boom. The unexpected occurrence of hard formations produces shocks and vibrations, their unwanted effect being sudden failures of the constitutive elements and, in long term, fatigue, which increases the vulnerability of the mentioned structural element. In the paper we present the results obtained regarding the fatigue and remaining lifetime assessment using a new method, issued from the researches performed in the frame of BEWEXMIN project.

**Keywords:** *bucket wheel excavator, fatigue, lifetime, surface hardness.*

### Összefoglalás

A marótárcsás kotrógépek a nehezen jöveszthető beagyazódásokat tartalmazó, külszíni fejtésekben üzemeltetésük során megnövelt igénybevételnek vannak kitéve, mely során meghaladják a normális körülmények között való működésnek megfelelő értékeket. A kotrógépek legnagyobb mértékben veszélyeztetett szerkezeti része az említett igénybevétel szempontjából a gém. A nehezen jöveszthető beagyazódások váratlan megjelenése sokkot és rezgést eredményez, melyek nem kívánatos hatása az alkotóelemek meghibásodása és hosszú távon azok fáradása, amely növeli a gém veszélyeztetettségét. Jelen munka, a kotrógép gémszerkezetének fáradását és annak maradék élettartamának meghatározását illetően, a BEWEXMIN projekt keretében folytatott kutatások eredményeit mutatja be.

**Kulcsszavak:** *kotrógép, fáradás, élettartam, felületi keménység.*

### 1. Bevezetés

A hosszú ideig ismétlődő terhelésnek kitett szerkezetek elemei felületi keménységmérési adatainak felhasználása mint a kifáradási állapot mutatója aránylag új eljárás a szerkezetek elemzésében.

E megközelítés tárgyát többnyire a fémből készült hidak, daruk, épületek tartószerkezete, tenger alatti fémszerkezetek, csővezetékek (amelyek főleg szeizmikus terheléseknek vannak kitéve) és más mechanikai alkatrészek, mint pl. a fogaske-rekek képezik.



A közelmúltban a nagyméretű földmunkagépek, mint például a marótárcsás kotrógépek teherterelő részegységei, szintén ennek a megközelítésnek lettek a tárgyai [1].

Kísérleti kutatások alapján megállapították, hogy az acél esetében a fáradás ellenállási együtt-ható csökkenése összefüggésbe hozható a Brinell-keménység (HB) növekedésével.

Annak ellenére, hogy az úgynevezett ciklikus keményedéssel és lágyulással kapcsolatban a szakembereknek különböző véleményük van, az acélelemek képlékeny alakváltozásnak kitett zónáinak keményedését jelzi a szakirodalom. Daruk acélszerkezete maradék élettartamának meghatározását roncsolásmentes módszerrel [2] tárgyalja. Különböző bányagépkatrészek maradék élettartamát keményedésvizsgálat alapján [3] mutatja be. Tenger alatti fémszerkezetek, csővezetékek kifáradását a keménység változása függvényében [4] tárgyalja, [5] pedig a fémhidak maradék élettartamának meghatározását keménységmérések segítségével tanulmányozza.

Több elméleti megközelítés eredményeit is publikálták, amelyek közvetve mutatják az összefüggést a keményedés és az ismétlődő terhelési ciklusok száma között.

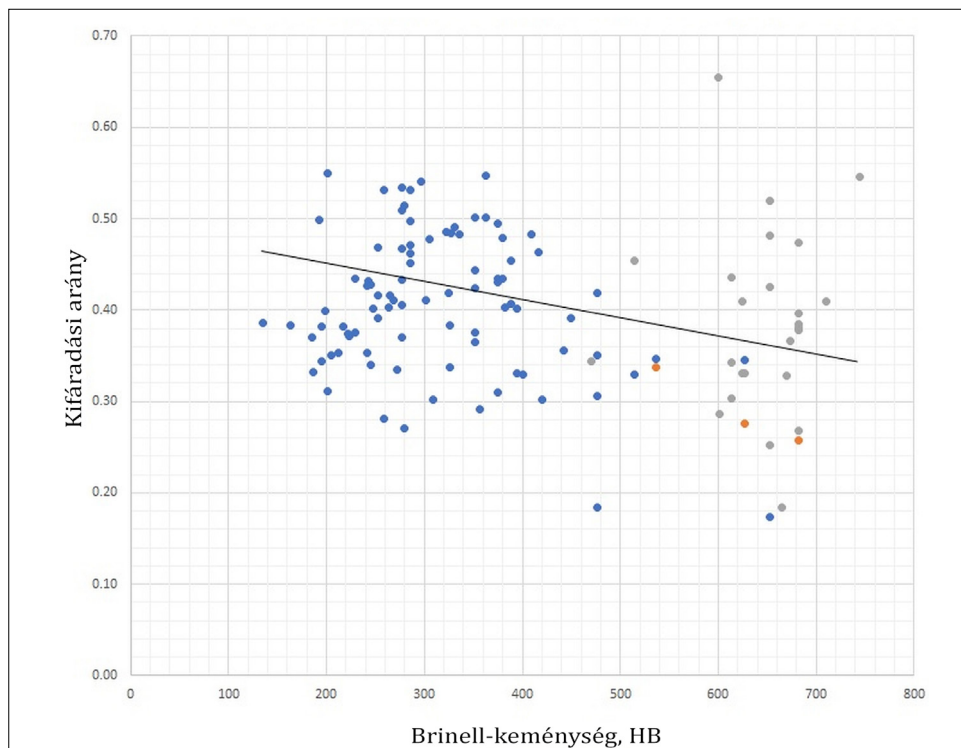
Ilyen például az **1. ábrán** szemléltetett, a kifáradási arány és a Brinell-keménység közötti meghatározott statisztikai korreláció [6].

A jelen dolgozatban tárgyalt keménységnövekedést, az ismétlődő terhelési ciklusok számának függvényében (ezeket a működési idő alapján határoztuk meg) úgy állapítottuk meg, hogy a kotrógép gémszerkezeti elemeinek kritikus pontjairól gyűjtött mintákon mért keménységnövekedést összehasonlítottuk az azonos márkájú, eredeti acélmintákkal, amelyeket törésig tartó húzófeszültséggel terheltek, mégpedig a törés közelében mért keményedéssel.

A keménység relatív növekedésének jelentős értéke arra a következtetésre vezetett, hogy a keménységet a fáradási szilárdság mutatójának lehet tekinteni, azaz hogy a vizsgált szerkezet hátralevő (maradék) élettartamának értékeléséhez alkalmazható.

## 2. A vizsgált anyag és a vizsgálati módszer

Vizsgálatunk háromtípusú mérést igényelt, az alábbiak szerint:



**1. ábra.** A Brinell-keménység növekedése a kifáradási arány csökkenésével [6]

- együttes keménységi és szakítóvizsgálati mérések azonos típusú acélmintákon, amelyeket a kotrógép szerkezetének gyártásánál használtak, és amelyek kimutatták a felületi keménység növekedését a törés közelében, a minta sértesztelen részének a keménységéhez viszonyítva;
- keménységi és szakítóvizsgálati mérések a kotrógép gémszerkezetének elemeiből készített mintákon, melyek az adott szerkezeti elem megújítása során, meghibásodás esetén helyettesítve lettek;
- keménységmérések in situ, a kotrógép gémszerkezetének kijelölt elemeiben, amelyeket véges elem-módszerrel végzett elemzés és a meghibásodási történet alapján választottunk ki, egy hordozható, roncsolásmentes vizsgálatot lehetővé tevő, Krautkramer MIC 20 keménységmérő készülékkel. Ezek eredményei a **2. ábrán** láthatók.

A keménység mérését kiterjesztettük egy hét gépből álló, ERC1400-30/7 típusú kotrógépflottára az olténiai szénmedence különböző külszíni bányáiból, az azonos részegységre, ill. a gémszerkezetre vonatkozólag.

A **3. ábra** a Brinell-keménység relatív növekedését mutatja, a **2. ábra** pedig az átlagos keménység összefüggését az üzemeltetési idő függvényében, a különböző kotrógépek esetében, melyeknek gémszerkezeteiből mintadarabokat gyűjtöttünk.

Megfigyelhető, hogy az általános tendencia a keménység növekedése. Az utolsó mérési pont értéke eltéréseinek oka az, hogy egy esetben az alkalmazott acél más jellegű, mint a többi kotrógép esetében, az egyéb eltérések az átlagolásnak és a terhelési történetnek (azonos korú gépek esetében kevesebb üzemeltetési idő) tulajdoníthatók.

Mindamellett a gémszerkezet különböző elemeinek a keménysége közötti különbség hasznos információkkal szolgálhat a különböző szerkezeti

részek fáradásának mértékéről, főleg azok azonosítására, amelyek esetében a meghibásodás valószínűsége nagyobb.

Két ERC1400-30/7 típusú kotrógép gémszerkezetén, amelyek ugyanabban a bányában, hasonló feltételek között működtek, keménységmérést végeztünk a gémszerkezet hosszán elhelyezett pontokban, a rácsos szerkezet hegesztett kapcsolatainak közelében.

Az adatok feldolgozása után kapott eredményeket a **4. ábrán** szemléltettük.

Az adatokból kitűnik, hogy a keménységi tulajdonságok közötti különbséget nem befolyásolja annyira a kotrógépek működési ideje közötti különbség, mint a rácsszerkezet csomópontjain való elhelyezkedése, ami az igénybevétel-különbség miatt szükségszerűnek is mondható.

Ez a tény, más elemzésekkel összefüggésben, hasznos lehet egy komplex, multifaktoriális diszkrimináció-módszer kidolgozásában a gém leginkább veszélyeztetett részeinek az azonosítása érdekében.

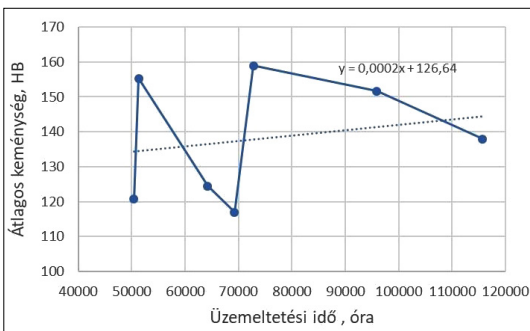
### 3. A kotrógépek életkorának hatása a meghibásodások gyakoriságára

A marótárcsás kotrógépek teherbíró szerkezetében, a működési idő folytán különböző károsodások történhetnek, főleg a fáradási ellenállás csökkenése miatt.

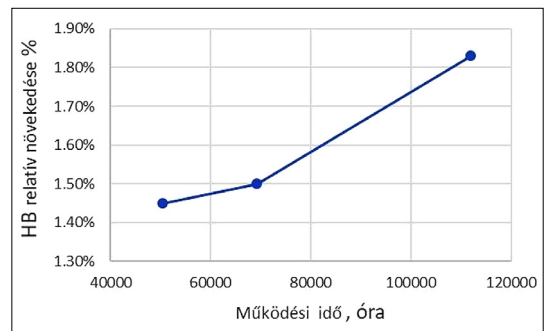
A vizsgált 25 kotrógépen, amelyek több külszíni bányában működtek, meghibásodási térképezést végeztünk, illetve a gép vázlatrajzán kijelöltük a meghibásodás fajtáját a megfelelő szerkezeti elemén.

A meghibásodások számát, a gép életkorának függvényében és a működési idő, illetve a kitermelt meddő kőzet és lignit mennyiségét is számba véve, az **5. és a 6. ábrán** mutatjuk be.

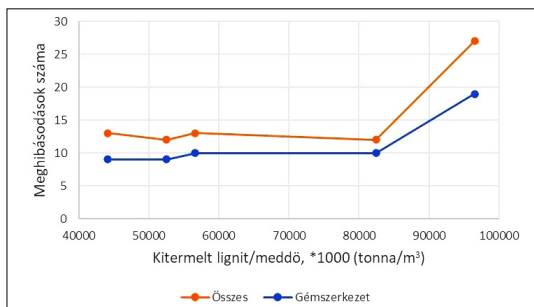
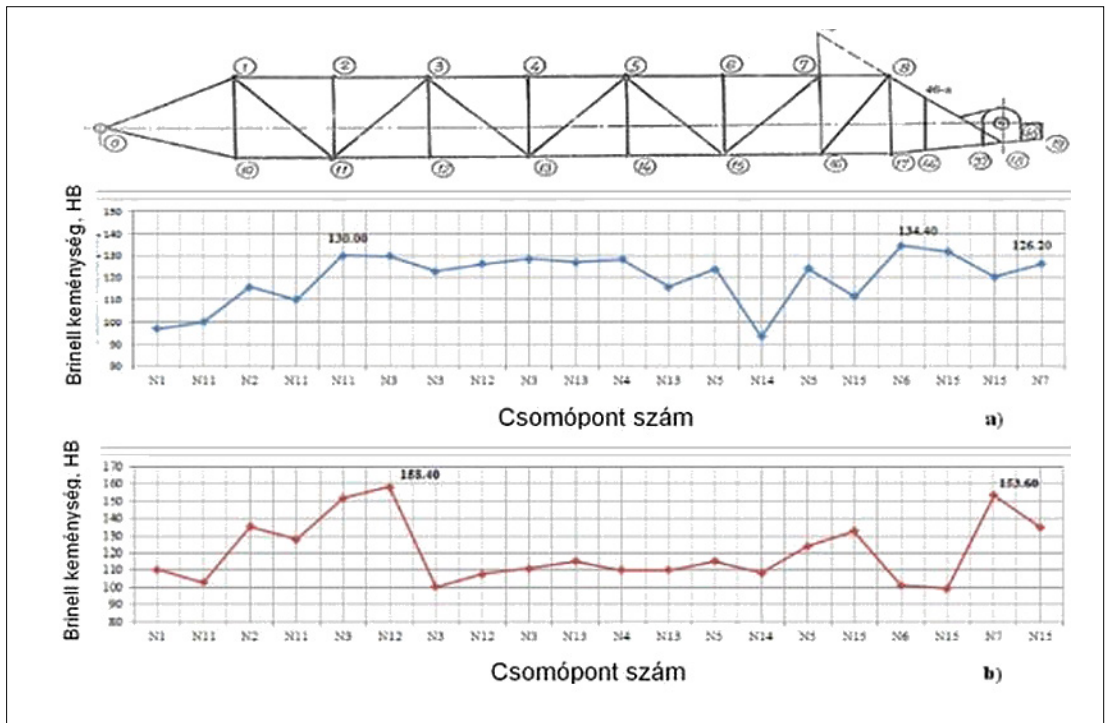
A meghibásodások száma és a keménységnö-



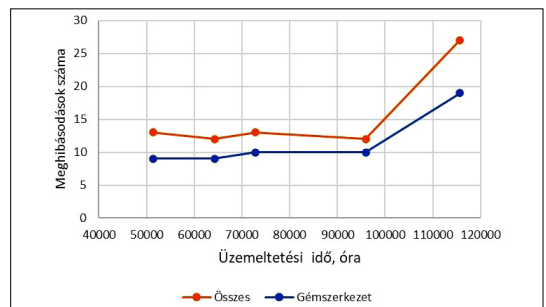
**2. ábra.** A kotrógépek gémszerkezeti elemein mért átlagos keménység a működési idő szerint



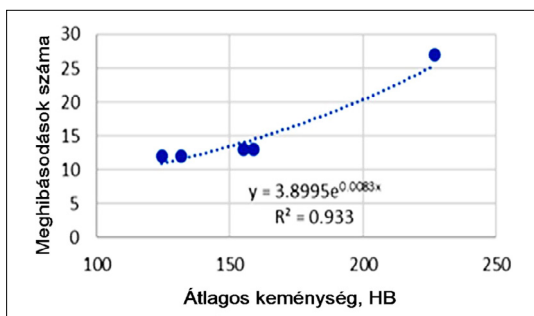
**3. ábra.** A Brinell-keménység relatív növekedése a vizsgált kotrógépek működési időtartamának függvényében



**5. ábra.** A meghibásodások száma, a gép által kitermelt lignit és meddőközet-mennyiség függvényében



**6. ábra.** A meghibásodások száma a gép életkorának függvényében



**7. ábra.** Összefüggés a meghibásodások száma és a keménység növekedése között

vekedés közötti összefüggés segítségével előre lehet jelezni a meghibásodások valószínűségét a keménységmérésekre alapozva, a **7. ábra** szerint.

#### 4. Következtetések

A fémszerkezetek mechanikai tulajdonságai romlásának keménységmérésekre alapozott elemzése hasznos módszer lehet a bányagépek szerkezetei jellemzőinek vizsgálatában, és hasznos információkat nyújthat a gép teherhordó szerkezeti összetevőinek állapotáról és annak időben való változásáról.

A keménység jelentős relatív növekedése a szolgálati időtartam függvényében arra a következtetésre juttat, hogy a keménységet a fáradási ellenállás mutatójának lehet tekinteni és a szerkezet hátralevő élettartamának értékeléséhez lehet alkalmazni.

Különböző összefüggéseket mutattunk be a meghibásodások gyakorisága, működési idő, termelékenység között, amelyek hasznos információt szolgáltathatnak a kotrógépek szerkezeteinek állapotelemzése számára.

A meghibásodási számnak a keménységnövekedéssel való korrelációja lehetőséget ad a várható meghibásodások előrejelzésére az átlagos keménységnövekedés ismerete alapján.

A keménységkülönbség a gémszerkezet különböző elemei között hasznos információval szolgál a különböző szerkezeti elemek kifáradási mértékének meghatározásához, valamint elősegíti az érzékelők elhelyezési pontjainak megállapítását.

Az eredmények, egyéb elemzésekből eredő információkkal összehangolva, egy komplex, multifaktoriális diszkriminációs módszer kidolgozásához vezethetnek a gémszerkezet legveszélyeztetettebb részeinek azonosítása céljából.

A módszer önmagában új lehetőséget nyújt a kotrógépek állapotának felmérésére és a fennmaradó élettartamának előrejelzésére.

## Szakirodalmi hivatkozások

- [1] Boskovic S., Jovancic P., Ignjatovic D. et al.: *Vibration as deciding parameter during revitalization process for replacing the bucket wheel drive*. Journal of Vibroengineering, 17/1. (2015) 24–32. <https://www.jvejournal.com/article/15632>
- [2] Vilceanu F., Radu S. M.: *Methodology of establishing residual lifetime of lifting installation by non-destructive methods*. 6<sup>th</sup> International Multi-disciplinary Scientific Symposium, Universitaria Simpro 2014, 10-11 october 2014, Petroșani.
- [3] Zvonarev I. E., Ivanov S. L.: *Analysis of changes in hardness of a metal surface layer in areas of high stress and methods of determining residual life of parts for mining machines*. IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering, 116. (2016) 012006 <https://doi.org/10.1088/1757-899X/116/1/012006>
- [4] Drumonda G., Roudetb F. I.: *High cycle fatigue damage evaluation of steel pipelines based on microhardness changes during cyclic loads*. 23<sup>eme</sup> Congrès Français de Mécanique Lille, 28 Août au 1<sup>er</sup> Septembre 2017.
- [5] Chaminda S. Bandara, Sudath C. Siriwardane, Udaya I. Dissanayake and Ranjith Dissanayake: *Hardness-Based Non-destructive Method for Developing Location Specific S-N Curves for Fatigue Life Evaluation*. Journal of Civil Engineering and Architecture, 10. (2016) 183–191. <https://doi.org/10.17265/1934-7359/2016.02.007>
- [6] *Hardness versus Fatigue Strength*, August 8, 2017 by Steel Market Development Institute <https://barfatigueblog.org/2017/08/08/hardness-versus-fatigue-strength/> (letöltve: 2019. május 15.).

# Tetoválótűhegyek károsodásának vizsgálata

## Damage analysis of tattoo needle tips

Asztalos Lilla,<sup>1</sup> Leveles Borbála<sup>2</sup>

*Budapesti Műszaki és Gazdaságtudományi Egyetem, Gépészmérnöki Kar, Anyagtudomány és Technológia Tanszék, Budapest, Magyarország*

<sup>1</sup> [lilla@eik.bme.hu](mailto:lilla@eik.bme.hu)

<sup>2</sup> [levelesb@gmail.com](mailto:levelesb@gmail.com)

### Abstract

Tattooing is becoming more and more accepted at different levels of society today. A contributor to this is that besides body decoration, the cosmetics industry is increasingly using it for make-up tattoos and to hide skin imperfections and surgical scars. Tattoo needles, despite being in direct contact with human tissues and even with blood, are not subject to current Medical Device Regulation, so they do not require a number of material and biocompatibility tests in order to be placed on the market. The focus of our research was on how the needle and the soldering of the needles are damaged during tattooing, and how this develops over time, as a worn needle tip can not only degrade the quality of the tattoo, but also increase skin breakdown and the amount of dissolving allergenic substances.

**Keywords:** *tattoo needle, damage, needle wear.*

### Összefoglalás

A tetoválás napjainkban egyre elfogadottabbá válik a társadalom különböző szintjein, ennek egyik elősegítője az, hogy a testdíszítésen túl a kozmetikaipar is egyre szélesebb körben használja pl. sminktetoválások vagy bőrhibák, műtéti hegek elfedésére. A tetoválótűk, annak ellenére, hogy az emberi szövetekkel és akár vérrrel is közvetlen kontaktusba kerülnek, nem esnek az orvostechikai eszköz rendelet hatása alá, így a forgalomba hozatalukhoz nem szükséges számos anyagvizsgálati és biokompatibilitási teszt elvégzése. Kutatásunk fókuszában az állt, hogy a tetoválás során miképp károsodik a tű, valamint a tűket összefogó forrasztás, hogyan alakul ez az idő előrehaladtával, ugyanis a kopott tűvég nemcsak a tetoválás minőségét ronthatja el, hanem fokozhatja a bőr roncsolódását és növekedhet a bőrbe jutó allergén anyagok mennyisége is.

**Kulcsszavak:** *tetoválótű, károsodás, tűkopás.*

## 1. Bevezetés

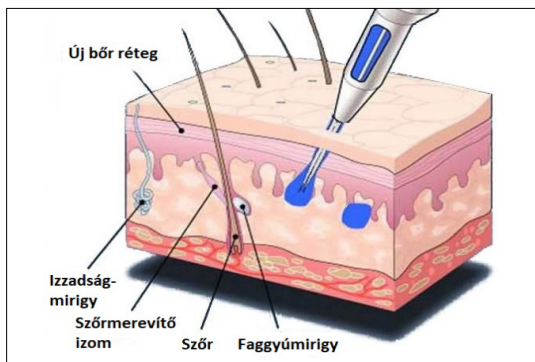
A tetoválás apró tűk 50–3000 Hz frekvenciával történő szúrásaival jön létre. Ekkor a tűk áttörnek a bőr felszínén, és bejuttatják a festékanyagot a bőr irharétegébe (min. 1,2 mm mélyen). A tetoválófestéket a bőr idegen anyagnak érzékeli, és útjára indítja a makrofág sejteket a festék elpusztítására, azonban a festék bekebelezése után a sejtek elakadnak a festékkel a bőr mátrixában. A tetoválás létrehozását követő 2-3 hét után a színek halványulnak, hiszen a tetoválás során a felsőhámba is kerül festék, ami a sejtek elhalása és

megújulása révén idővel kikopik. Az évek során a tetoválás halványul azáltal is, hogy az irhában lévő festéket az immunrendszer fokozatosan lebontja [1–3].

### 1.1. Tűhegyek károsodása

Tűhegyek roncsolódását jellemzően orvosi alkalmazások kapcsán szokás vizsgálni, injekciós tűk vagy epidurális anesztéziakor (gerincvelő-érzéstelenítésre) felhasznált vastagabb tűk esetén. A gerinctűk hegye az utóbbi során gyakran megsérül, főleg amikor a gerincvelőszúrást sikerte-





1. ábra. A tetoválás folyamata

lenség miatt többször is szükséges megismételni a csontba vagy porcba, ezért elsősorban ezeknek a vizsgálata érdekes számunkra [4–6]. Mivel ezek mind egyszerhasználatos tűk, ezért egy szúrás után sértetlen maradnak vagy kismértékű deformációt szenvednek. A klinikai gyakorlatban egyes kutatócsoportok az epidurális érzéstelenítéshez alkalmazott Quincke típusú tűket vizsgálták, és pásztázó elektronmikroszkópos felvételek alapján megállapították, hogy a tűhegyek négy százaléka egyértelműen kihajlott, 11%-a pedig enyhén meghajlott. A csonttal érintkező tű 7%-a egyértelmű hegykárosodást okozott, a csontkontaktus nélküli behatolás esetén 99%-ban sértetlen maradt vagy enyhén kihajlott a tű hegye. Következésképp az egyszerhasználatos tűk hegyei kemény szövettel (csonttal) való érintkezés során jobban sérülnek, mint puha szövetbe hatolás után [4, 7].

Az injekciótűkhöz hasonlóan a vékony tetoválótűhegyek bőrrel való érintkezése után apró, de maradandó károsodást szenvednek. Minél több ideig használnak egy tűt, annál jobban tompul a hegye, ami nagyobb fájdalmat okoz a használat során, illetve a felület sérüléseinek a baktériumok is jobban meg tudnak tapadni, ami a fertőzésveszélyt is fokozza [8–10]. Ennek a roncsolódásnak a vizsgálatát érdemes közelebbről szemlélni, mivel ez okozhatja a bőrfelület nem kívánt sérülését is, illetve a tetováló művelet nagyobb fájdalommal járhat. A tűhegyek tompulása a tetoválás minőségének romlásával is jár, ezért következetesen, adott idő vagy tetovált felület után cserélni kell. Ezt elkerülendő azt tűztük ki célul, hogy megvizsgáljuk, mekkora vagy mennyi ideig tartó tetoválás után érdemes tűhegyet cserélni a maximális kihasználtság eléréséig. Természetesen minden új tetoválás kezdetekor új, steril tűt köteles használni a művész, higiéniai okokból.



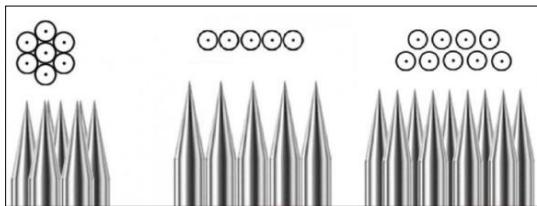
2. ábra. Epidurális érzéstelenítéshez használt tűk hegyének kopása [4]

## 2. Módszerek

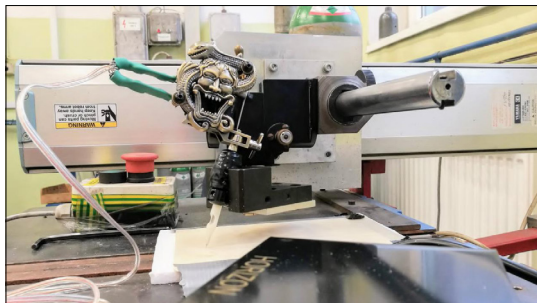
### 2.1. Valós körülmények között károsodott tűk

A tűhegyek vizsgálatához felhasználtunk 13 darab használt körkörös tetoválótűt, amelyekkel 30–100 mm<sup>2</sup>-es területeken szúrtak. Egy-egy tűvel egy-egy tetoválást készítettek el handpoke (szabadkézi tetoválás) módszerrel, azaz nem a gép mozgatta a tűket, hanem kézi erővel szúrták be a hám alá. Használat után a rászáradt festéket és szennyeződésekkel ultrahangos rezgetővel, etil-alkohollal és acetonnal távolítottuk el, de a mélyedésekben még így is maradt belőle. Emellett pedig referenciaként 2 darab bontatlan, steril tűt vizsgáltunk meg. Ezek a tűk egyenként különböző számban vannak összeforrasztva, található itt 3-5-9 darabos összefűzés is (3. ábra). Tisztítás után a tűket megvizsgáltuk sztereomikroszkópos felvételek alapján, utána pedig pásztázó elektronmikroszkópos (SEM) felvételeket készítettünk a hegyekről, illetve a forrasztásról, hogy azok mennyire repedtek meg a használat során.





3. ábra. Tetoválótű-elrendezések. Balról jobbra: ke-  
rek, lapos és magnum elrendezés



4. ábra. Tetoválás in vitro modellezéséhez használt  
berendezés

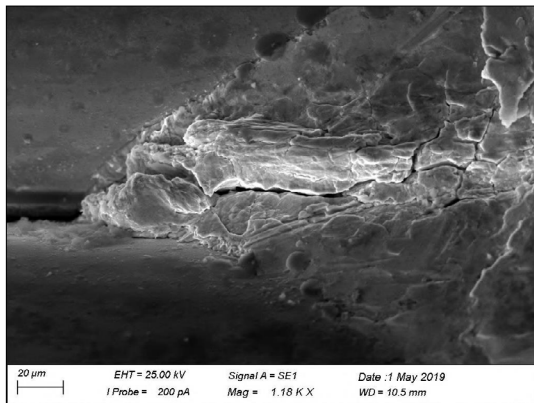
## 2.2. Tetoválás folyamatának modellezése in vitro környezetben

Mivel a kézzel használt tűkről nehezen állapítható meg a használat ideje és a nyomóerő, ezért célszerű volt egy egységesített mérési módszer kitalálása, amivel be lehet állítani a tűk elhasználódásának idejét. Az első kísérlethez a tetoválók által is használt ún. gyakorlólbőrön kézzel készítettünk mintákat, majd annak érdekében, hogy a koptatási folyamat adott időegységre vetítve minél egyenletesebb legyen, valamint a könnyebb kivitelezhetőség miatt a BME ATT laborjában található Yamaha LCM100 lineáris vezérlésű robotra erősítettük az általunk használt Horizon márkájú kétkerceses tetoválóeszközt (4. ábra). A kézi tetoválást 30 percen át, az automatizált folyamatot pedig 30, 60 és 90 percig végeztük. A tápegységet adott frekvenciára állítottuk, nagy sebességű kamerás felvételtől megállapítva, 50–60 Hz közötti értékre. Ez a 30 percig járatott tűnél százezer körüli tűbeszúrást jelent.

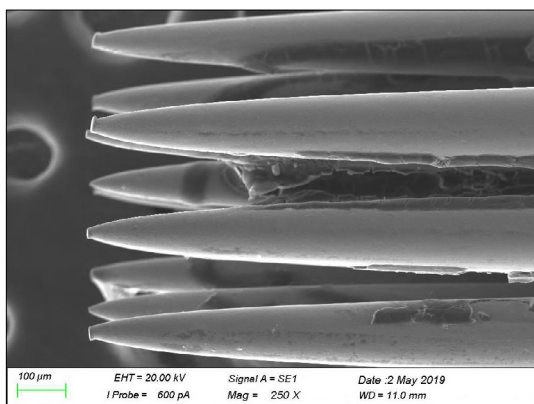
## 3. Eredmények

### 3.1. Valós körülmények között károsodott tűk

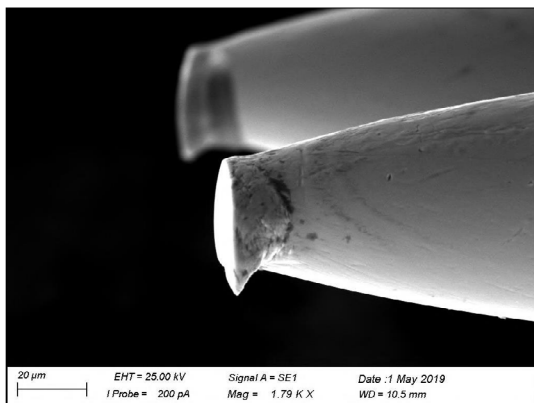
A tűhegyek roncsolódásáról és a leválások mértékéről a pásztázó elektronmikroszkóppal (Zeiss EVO MA10) készített felvételek nyújtják a legtöbb információt. A mintákon a tűhegyek erőteljes kopása figyelhető meg, a tűcsoportból



5. ábra. A tűk forrasztásának sérülése in vivo esetben

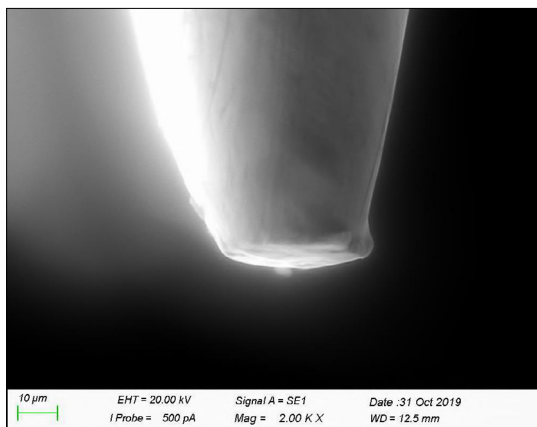


6. ábra. A tűcsoport közel mindegyikén jelentős kopás  
figyelhető meg in vivo esetben

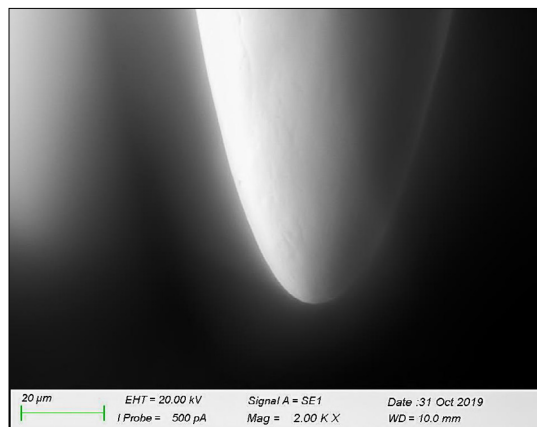


7. ábra. Kopott tűvég elektronmikroszkópos képe na-  
gyobb nagyításban

szinte minden tag hegye képlékenyen alakváltozott (5–7. ábra). Energiadiszipatív röntgenspektrometriával (Edax Metek Elect Plus) elvégeztük az anyagösszetétel elemzését is. A vizsgálat eredményeképp azt kaptuk, hogy a tűk anyaga nem az



8. ábra. *In vitro* tűkárosodás kézi tetoválás esetén



9. ábra. *In vitro* tűkárosodás automatizált tetoválási folyamat esetén gyakorlóbőrön

orvosi gyakorlatban megszokott 316L kereskedelmi jelölésű ausztenites korrózióálló acél, hanem egy általánosabb, nem jó biokompatibilitású ötvözetből, az 1.4301 jelölésű acélból készül. A bőr szurkálásával járó igénybevétel koptató hatású, ezek az acéltípusok kopási tulajdonságai nem kiemelkedők [11, 12]. A gyenge kopással szembeni ellenállás orvostechnikai eszközöknél nem kedvező, ugyanis a kopás folyamata során leszakadó részecskék a szervezetbe jutva irritációt okozhatnak, különösképp az acéltípus két legfőbb ötvözője: a króm és a nikkel [13].

### 3.2. *In vitro* vizsgálatok

A kisebb nagyítású sztereó- és elektronmikroszkópos képeken szinte alig észlelhető károsodás a tűvégeken. A gyakorlóbőrön használt tűkön nagyobb nagyításban is csupán a kézzel használt tűhegyeken lehetett tapasztalni tompulást, a 8. ábrán látható eredménnyel, a lineáris hegesztőrobottal járatott tűkön, a járatás időtartamától függetlenül, nem lehetett számottevő károsodást tapasztalni (9. ábra). A gyakorlóbőr szilikonból készült, és tapintásra is sokkal puhább a valódi bőrnél, ez is okozhatta azt, hogy a valós körülmények között végzett vizsgálatok eredménye eltér az *in vitro* környezetben tapasztalttól. Az automatizált tetoválási folyamat során viszont a tűk forrasztása jelentős mértékben károsodott, mivel a szilikon gyakorlóbőr felülete könnyen felszakadott, és a tűhegyek könnyebben elakadtak benne a mozgatás során.

## 4. Következtetések

A vizsgálataink alátámasztották, hogy a tetoválótűk hegye, valamint a tűk forrasztása már rö-

vid idejű használat után is jelentős károsodást szenved. Megállapítottuk, hogy a tetoválóknak ajánlott ún. gyakorlóbőr tulajdonságai jelentősen eltérnek a valódi bőr tulajdonságaitól, így a tetoválótűk károsodásának laboratóriumi vizsgálata során nem alkalmazandó. Kutatásunk folytatásaként sertésbőrön végezzük el az itt bemutatott módszert, hogy a tű kopásának folyamatát a tetoválással eltelt idő függvényében részletesebben feltárjuk.

### Köszönetnyilvánítás

A publikáció az Emberi Erőforrások Minisztériuma NTP-SZKOLL-19-066 kódszámú Nemzeti Tehetség Program pályázatának támogatásával valósult meg.

### Szakirodalmi hivatkozások

- [1] Sad B.: *New technologies for dynamic tattoo art*. Proceedings of the 5<sup>th</sup> International Conference on Tangible Embedded and Embodied Interaction. 2011. 313–316. <https://doi.org/10.1145/1935701.1935774>
- [2] Serup J., Bäuml W.: *Tattoo Infections, Personal Resistance, and Contagious Exposure through Tattooing*. Current Problems in Dermatology. Basel, Karger 52. (2017) 30–41. <https://doi.org/10.1159/000450777>
- [3] Sweeney S. M.: *Tattoos: a review of tattoo practices and potential treatment options for removal*. Current Opinion in Pediatrics, 18/4. (2006) 391–395. <https://doi.org/10.1097/01.mop.0000236388.64333.cd>
- [4] Jokinen M. J. et al.: *Deformed spinal needle tips and associated dural perforations examined by scanning electron microscopy*. Acta Anaesthesiologica Scandinavica, 40/6. (1996) 687–690. <https://doi.org/10.1111/j.1399-6576.1996.tb04511.x>

- [5] Sitzman B. et al.: *The Effects of Needle Type, Gauge and Tip Bend on Spinal Needle Deflection*. *Anesthesia & Analgesia*, 82/2. (1996) 297–301. <https://doi.org/10.1097/00000539-199602000-00014>
- [6] Benham M.: *Spinal needle damage during routine clinical practice*. *Anaesthesia*, 51. (1996) 843–845. <https://doi.org/10.1111/j.1365-2044.1996.tb12614.x>
- [7] Rout P. G. J. et al.: *An Investigation of the Effect on 27-gauge Needle Tips following a Single Local Anaesthetic Injection*. *Dental Update*, 30/7. (2003) 370–374. <https://doi.org/10.12968/denu.2003.30.7.370>
- [8] Kline D., Kuhn T.: *Needle Reuse and Tip Damage*. *Diabetes Care*, 27/2. (2004) 617–617. <https://doi.org/10.2337/diacare.27.2.617>
- [9] Abolhassani N., Patel R.: *Deflection of a Flexible Needle during Insertion into Soft Tissue*. 2006 International Conference of the IEEE Engineering in Medicine and Biology Society. <https://doi.org/10.1109/iembs.2006.259519>
- [10] Kataoka H. et al.: *A Model for Relations Between Needle Deflection, Force, and Thickness on Needle Penetration*. *Lecture Notes in Computer Science*, (2001) 966–974. [https://doi.org/10.1007/3-540-45468-3\\_115](https://doi.org/10.1007/3-540-45468-3_115)
- [11] Barcelos M. et al.: *Wear resistance of AISI 304 stainless steel submitted to low temperature plasma carburizing*. *REM – International Engineering Journal*, 70. (2017) 293–298. <https://doi.org/10.1590/0370-44672016700094>.
- [12] Reza Bateni M. et al.: *Wear and corrosion wear of medium carbon steel and 304 stainless steel*. *Wear*, 260/1–2. (2006). 116–122. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2004.12.037>
- [13] Schriever I. et al.: *Distribution of nickel and chromium containing particles from tattoo needle wear in humans and its possible impact on allergic reactions*. *Part Fibre Toxicol*, 16/33. (2019) <https://doi.org/10.1186/s12989-019-0317-1>

## Az aktív ernyő anyagának szerepe a plazmanitridálás során

### The role of the material of active screen during the plasma nitriding process

Kovács Dorina,<sup>1</sup> Szabó Annamária,<sup>2</sup> Kemény Alexandra<sup>3</sup>

*Budapesti Műszaki és Gazdaságtudományi Egyetem, Gépészmérnöki Kar, Anyagtudomány és Technológia Tanszék, Budapest, Magyarország*

<sup>1</sup> [dorina@eik.bme.hu](mailto:dorina@eik.bme.hu)

<sup>2</sup> [annamaria.szabo97@gmail.com](mailto:annamaria.szabo97@gmail.com)

<sup>3</sup> [alexa@eik.bme.hu](mailto:alexa@eik.bme.hu)

---

#### Abstract

In this research the effect of the active screen's material was investigated. 42CrMo4 steel was plasma nitrided with unalloyed steel, titanium and nickel active screen at 490 and 510 °C for 4h in 75 % N<sub>2</sub> + 25 % H<sub>2</sub> gas mixture. Scanning electron microscopy (SEM), energy dispersive spectrometry (EDS) and X-ray photoelectron spectroscopy (XPS) were used for the characterisation of the surface properties. Iron-nitride was not formed on the surface with nickel screen. The evaluation of examination results showed that most of the detected nitrogen was molecular (N<sub>2</sub>) in the formed layer.

**Keywords:** *active screen plasma nitriding, X-ray photoelectron spectroscopy.*

#### Összefoglalás

A kutatás során az aktív ernyő anyagának szerepét vizsgáltuk plazmanitridálás során. 42CrMo4 típusú acél nitridáltunk ötvözetlen acélból és titánból készített, valamint nikkellebevonatos aktív ernyővel. A plazmanitridálás 490 és 510 °C-on, 4 órán keresztül 75% N<sub>2</sub> + 25% H<sub>2</sub> gázkeverékkel történt. A vizsgálatokhoz pásztázó elektronmikroszkópot, energiadiszipatív röntgenspektrometriát és röntgenfotoelektron-spektrometriát alkalmaztunk. A vizsgálatok kimutatták, hogy a nikkellebevonatos ernyővel vas-nitrid nem képződött a felületen, továbbá a nitrogén többnyire molekuláris (N<sub>2</sub>) formában van jelen a képződött rétegben.

**Kulcsszavak:** *aktív ernyős plazmanitridálás, röntgenfotoelektron-spektrometria.*

---

#### 1. Bevezetés

A nitridálás egy olyan termokémiai felületkezelési eljárás, mely során a nitrogénnek a felületbe diffundáltatásával és a jelen lévő atomokkal alkotott nitridfázisok létrehozatalával kemény, kopásálló réteg hozható létre. A nitrogén intersztíciós ötvözőként oldódik a vas szilárd oldataiban, valamint képes reakcióba lépni és vegyületet alkotni az acél egyes ötvözőivel, alkotóelemeivel [1, 2]. A hőmérséklet növelésével fokozódik az acélban található vasatomok rezgőmozgása, ami lehetővé

teszi a nitrogénatomoknak a vas kristályrácsába történő bediffundálását. A szilárd oldat telítése után a nitrogén képes a vas atomjaival vegyületet is alkotni, mellyel az alkatrész felületén összefüggő, a szilárd oldatban oldott nitrogén hatásához képest nagyobb keménységű réteget alkot [3, 4].

A plazmanitridálást, más néven ionnitridálást, az 1920-as években vezették be mint felületkezelési eljárást. Amint a gáz ionizációja megkezdődik, az ionok bombázzák a munkadarab felületét. Ezt a jelenséget porlasztásnak is nevezik, azért,

mert az ionok becsapódása a fémfelületről le tudja szakítani az ott megtapadt felületi szennyeződés anyagának atomjait és a fématomokat is. A kezdeti porlasztás befejeztével, mely a felület tisztítását szolgálja, a felgyorsult nitrogénionok hevítik a munkadarabot, egészen a nitridálási hőmérsékletig, melyet a feszültség szabályozásával érnek el. Ezt követően megkezdődik a nitrogénionok diffúziója az anyag belseje felé, valamint a nitridképződés [5–8]. A plazmanitridálási eljárás során belül három eljárásváltozatot különböztethetünk meg: egyenáramú plazmanitridálás (DCPN – direct current plasma nitriding), aktív ernyős plazmanitridálás (ASPN – active screen plasma nitriding) és aktív ernyős, előfeszítéssel plazmanitridálás (ASBPN – active screen biased plasma nitriding). Az ASPN-eljárást a hagyományos plazmanitridálás technológiai hibáinak elkerülése érdekében (üregeskatód-hatás, sarokhatás) fejlesztették ki [9–11].

Az aktív ernyős plazmanitridálásnál a plazma nem közvetlenül a munkadarabon képződik, hanem a körülötte elhelyezett, ún. aktív ernyőn. Ebből adódóan az ionizált atomok és a hozzájuk tartozó pozitív töltésű ionok először az aktív ernyőt bombázzák. Az itt leválasztott vasionok a plazmában a nitrogénionokkal ütközve vas-nitridet alkotnak az aktív ernyő felülete mentén. A nitrid szemcsehalmozások között van olyan, amelyik megtapad az aktív ernyő felületén, azonban olyan is, amelyik az aktív ernyő perforáltságából adódóan keresztülröpül rajta, és megtapad a kezelendő munkadarabon, amelyet az aktív ernyő hősugárzása, valamint a gázbeadás és a vákuumszivattyú által fenntartott folyamatos plazmaáramlás melegít [11–13].

Az aktív ernyőt a felületszerkezete, próbatesttől való távolsága, anyaga jellemzi a következőben azonban csak az anyagra vonatkozó hatásokra térek ki. Naeem [14] kísérletében ausztenites acélból készült ernyőt használt, majd a felületi anyagösszetételi elemzésből megállapították, hogy nikkelt és króm tartalmú a kezelt minta felületén, ami az aktív ernyő ionbombázásából eredő lerakódásnak köszönhető. Yazdani és társai [15] alumínium próbatestet nitridáltak ötvözetlen acél aktív ernyővel 550 °C-on, 75% N<sub>2</sub> + 25% H<sub>2</sub> gázkeverékkel, különböző ideig. A próbatesteken Fe<sub>3</sub>N-réteg alakult ki, amely a próbatest köré elhelyezett ernyőről leváló vasból és a vele egyesülő nitrogénből származik.

Nemcsak a fémes anyagcsoport plazmanitridálására fordítanak figyelmet a kutatók, hanem a polimerekére is. Polipropilént nitridáltak 5–15

perc között, vizsgálva, hogy a polipropilén felületi adhéziós tulajdonsága milyen mértékben változik. Megfigyelték, hogy ennyi idő után is Fe tapadt meg a felületen, ami mindenképpen az aktív ernyőről került oda [16].

Kutatásunk során ötvözetlen acél és titán alapanyagú, illetve nikkeltbevonatú aktív ernyővel nitridáltunk titánt és nemesíthető acélt, arra keresve a választ, hogy az ernyő anyaga hogyan befolyásolja a nitridréteg kialakulását, továbbá milyen kapcsolatot létesít a próbatest anyagával.

## 2. Kísérletek és mérési módszerek

### 2.1. Felhasznált anyagok

A próbatestek 42CrMo4, illetve Ti-6Al-4V ELI anyagú, Ø20 mm rúdanyagból méretre darabolt korongok. A korongok magassága 6 mm. A nemesíthető acél próbatest nemesített állapotban került a plazmanitridáló kemencébe. Mindegyik próbatestet különböző SiC szemcseméretű csiszolópapírral csiszoltuk, majd 3 µm gyémántszuszpenzióval políroztuk. A nitridálás előtt etanolban, ultrahangos rezgetővel tisztítottuk.

Az aktív ernyőre vonatkozó anyagok és méretek az 1. táblázatban találhatók. A próbatestek mindegyik esetben az ernyő közepén helyezkedtek el. Az ernyők perforálása lézersugaras vágással készült. A nikkeltbevonatot galvanizálással vittük fel, ~ 70 µm-es vastagságban.

1. táblázat. Az aktív ernyő felületének anyaga és a perforáltsági méretek

Anyag	Átmérő (mm)	Lyukátmérő (mm)
DC01	100	5
Titán 1	100	18
Titán 2	55	6
Nikkel	100	5

### 2.2. Nitridálási körülmények

A plazmanitridálási kísérleteket saját kísérleti berendezésünkben végeztük el. Az ötvözetlen acél és titán ernyőkkel készült próbatesteket 490 °C-on, 4 órán keresztül, 75% N<sub>2</sub> + 25% H<sub>2</sub> gázkeverékkel nitridáltuk. A nikkeltbevonatos próbatesteket 510 °C-on, szintén 4 órán keresztül, 75% N<sub>2</sub> + 25% H<sub>2</sub> gázkeverékkel kezeltük.



### 2.3. Vizsgálati módszerek

A próbatestek felületéről nitridálás után sztereomikroszkópos képek készültek Olympus SZX16 mikroszkóppal. Keménységet Buehler IndentaMet 1105 típusú mikro-keménységmérővel mértünk. Az EDS-mérésekhez Zeiss EVO MA10 elektronmikroszkópot és EDAX Z2 detektort, az XPS-mérésekhez Phoibos 100 MCD-5 detektort használtunk.

### 3. Plazmanitridálási kísérletek

A kísérleteket először titán alapanyagon végeztük el, a titán korrózióállóságának javítása céljából, azonban megfigyeltük, hogy az aktív ernyőről leváló részecskék megtapadnak a felületen. Ezt követően kezdtük el vizsgálni az aktív ernyő hatását acél alapanyagon.

#### 3.1. Titán alapanyagon végzett plazmanitridálás különböző anyagú aktív ernyőkkel

A nitridálás előtt és után tömegmérést végeztünk a próbatesten, melynek eredménye a **2. táblázat**ban látható.

**2. táblázat.** Különböző aktív ernyőkkel nitridált titán próbatestek tömegmérési eredménye

Minta jele	$m_{\text{kezd.}}$ (g)	$m_{\text{bef.}}$ (g)	$\Delta m$ (g)
Acélnyővel	8,4130	8,4146	0,0016
Titánnnyővel	8,3364	8,3365	0,0001

Megfigyelhető, hogy titánnnyővel a próbatesten szinte nem következett be tömegnövekedés, míg az acélnyő esetén a nitridált minta tömege nagyobb.

Közvetlenül a nitridálás után a felületről készült képek az **1. ábrán** láthatók.

Az **1. ábrán** megfigyelhető, hogy az acélnyővel készült próbatest felülete matt maradt, míg a titánnnyővel készültén meglátszanak a felület-előkészítés nyomai, valamint a fényt különbözőképpen törli meg a felület optikailag aktív rétege. Egyértelműen látszik, hogy a TiN-re jellemző aransyárga szín [17] nem alakult ki, ami arra utal, hogy ilyen típusú nitrid nem alakult ki a felületen.

A titán próbatest alapkeménysége 332 HV<sub>0,01</sub> ± 25. Acélhálóval a próbatest keménysége 661 HV<sub>0,01</sub> ± 32, ami az alapkeménység duplája, míg titánnnyős nitridálás után a keménysége csak 436 ± 14 HV<sub>0,01</sub>-re változott. A titán nitridei nitridálás után akár 1400 HV keménységet is elérhetnek [18]. Vagyis ezek alapján vagy nem alakult ki vegyületi réteg, vagy annyira kis vastagságú réteg alakult ki, hogy a keménységmérés során a gyé-

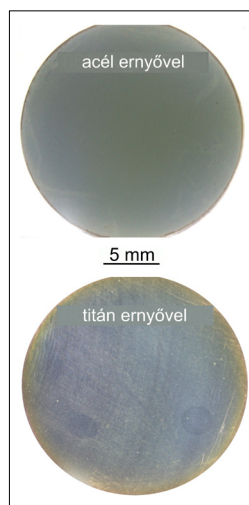
mánt mérőcsúcs átnyomódott a teljes rétegen.

A próbatestek keresztmetszetéről készült képek a **2. ábrán** láthatók.

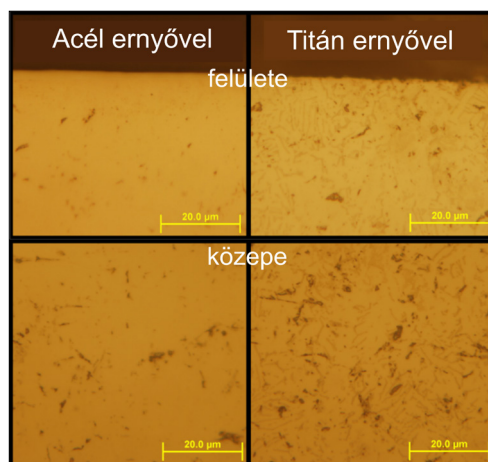
A fémmikroszkópos felvételeken látható, hogy nitridréteg nem alakult ki a felületen. A minták szövetszerkezete különböző a felülethez közel és a minta közepén.

A keresztmetszeten végzett mikrokeménységmérésből kiderült, hogy a keménység 0,1 mm-en keresztül csökken le az alapkeménységre, mely az előző képekkel együtt azt bizonyítja, hogy a nitrogén bediffundált az anyagba.

Az EDS-analízissel megmértük a felület összetételét, melynek eredménye a **3. táblázat**ban látható.



**1. ábra.** Különböző ernyővel nitridált titán próbatestek felületéről készült sztereomikroszkópos képek



**2. ábra.** Különböző ernyőkkel nitridált titán próbatestek keresztmetszetéről készült optikai mikroszkópos képek



**3. táblázat.** Különböző aktív ernyőkkel nitridált titán próbatetek EDS-analízissel mért felületi-anyagösszetétele

Elem (%)	Alapanyag	Acél-ernyővel	Titán-ernyővel
Ti	83,18	11,19	85,21
Al	6,10	0,18	6,72
V	4,33	0,91	3,77
O	6,15	7,34	1,14
Si	0,24	–	–
N	–	7,40	3,16
Fe	–	72,98	–

Jól megfigyelhető, hogy acélernyővel a felület Ti-tartalma jelentősen lecsökkent az alapanyaghoz képest, a vas pedig nagy mennyiségben megjelent. A titánernyővel készült próbatesten a titán mennyisége növekedett, de a további értékek nem változtak jelentősen. Mindkét esetben megjelent a nitrogén. Ezek azt bizonyítják, hogy az ernyőről leváló részecskék megtapadnak a felületen, sőt képek befedni a minta felületét.

### 3.2. Nemesíthető acélon végzett plazmanitridálás titán anyagú aktív ernyővel

Mivel a korábbi kísérletek során TiN-et nem tudunk létrehozni a felületen, de az ernyőről levált részecskék megtapadtak a felületen, ezért kisebb átmérőjű aktív ernyőre és 42CrMo4 összetételű acélra váltottunk. A próbatestet ASPN\_Ti-nek jelöltük.

A tömegmérésből származó eredményeket a 4. táblázat mutatja.

**4. táblázat.** Titán aktív ernyővel nitridált acél próbatetek tömegmérési eredménye

Minta jele	$m_{\text{kez.}}$ (g)	$m_{\text{bef.}}$ (g)	$\Delta m$ (g)
ASPN_Ti	12,5257	12,5267	0,0010

Tömegnövekedés itt is, ahogyan a korábbi méréseknél is, tapasztalható, azonban ebben az esetben keménységnövekedés nem történt, a próbatest nitridálás utáni keménysége az alapkeménység szórásán belül maradt, azaz  $320 \pm 20$  HV0,01. A felületen szintén nem alakult ki vegyületi réteg sem.

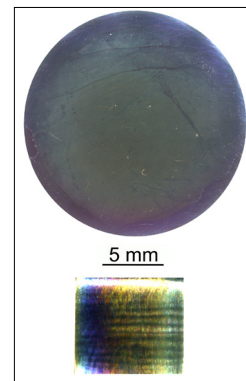
A nitridálás után a felületen különböző színárnyalatokat vettünk észre, ami a 3. ábrán látható. Ezek között a próbatest szélén az arany szín is megjelent, ezért az EDS-elemzés során a próbatest különböző pontjait vizsgáltuk. A mérési eredményeket a 5. táblázat mutatja.

**5. táblázat.** Titán aktív ernyővel nitridált acél próbatetek EDS-analízissel mért elemösszetétele

Elem (%)	Alapanyag	ASPN_Ti közepe	ASPN_Ti széle
N	–	7,46	4,86
O	–	5,17	3,51
Al	–	0,17	–
Si	0,28	0,24	–
Ti	–	5,98	3,37
Cr	1,41	1,18	1,21
Fe	99,4	79,79	87,05
Mo	0,12	–	–
Mn	0,74	–	–

Megfigyelhető, hogy a próbatestre az ernyőből szintén rakódott le a felületre titán, azonban a szélén várt TiN-réteg biztosan nem alakult ki, hiszen a vastartalom ebben a pontban nagyobb, mint a közepén, továbbá a nitrogén mennyisége is csökkent ahhoz képest. A pontosabb meghatározáshoz XPS-analízist alkalmaztunk [19, 20], melynek eredményei a 6. táblázatban láthatók.

A felületen kialakult réteg teljesen lefedi az alapanyagot, mivel a spektrumokon nem látszik vas, króm vagy molibdén. A kialakult rétegben van titán és nitrogén is, azonban nincsenek kötésben. A próbatest eltérő színei titán-oxid kialakulására utalhatnak, azonban a mérések során (bár a kialakult kötések közelebb állnak a  $\text{TiO}_2$ -höz, mint a TiN-hez) nem jelenthető ki teljes bizonyossággal, hogy a felületet csupán egy titán-oxid-réteg borítja. A legvalószínűbb, hogy a felületen egy  $\text{TiN}_x\text{O}_y$ -réteg keletkezik, amelynek vastagsága és összetétele a hely függvényében változhat.

**3. ábra.** Titánernyővel nitridált, 42CrMo4 acél próbatest sztereomikroszkópos képe. Az alsó képen láthatók a nitridálás során kialakult színárnyalatok

**6. táblázat.** Titán aktív ernyővel nitridált acél próbatetek XPS-analízissel mért elemösszetétele a minta közepén

Elem	Mennyiség (%)
C1s	74,88
N1s	2,22
O1s	16,06
Ti2p	4,24
Ca2p	1,53
Mn2p	0,36
Si2p	0,38
Na1s	0,07

### 3.3. Nemesíthető acélon végzett plazmanitridálás nikkelbevonatos aktív ernyővel

Az aktív ernyő alapanyaga ötvözetlen acél, melyre galvanizálással 70 µm vastagságú nikkelréteget vittünk fel.

A nitridálást követően a felület egyenletes, világosszürke színű lett (4. ábra), melyen némileg még látszottak a polírozás nyomai, így arra következtünk, hogy vegyületi réteg ismét nem keletkezett a próbatesten.

Az optikai mikroszkópos képen (5. ábra) látható, hogy vegyületi réteg nem keletkezett, amit a keménység is igazol. Ennél a próbatestnél sem növekedett a próbatest keménysége, szóráson belül maradt, ami  $420 \pm 45$  HV0,01.

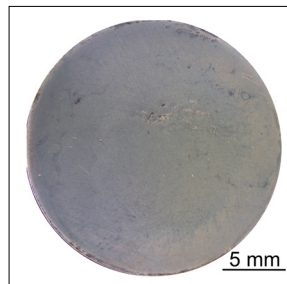
További vizsgálatokat végeztünk el XPS-analízissel, melyhez először leporlasztottuk a felület felső 100 nm-ét, majd ebben a mélységben megvizsgáltuk az anyagösszetételt. Az erre szolgáló grafikon a 6. ábrán látható.

Ahogy a 6. ábrából kiolvasható, a nitrogén nem létesített kötést a vassal, tehát nincs vas-nitrid – az előzetes feltevéseket igazolva –, valóban nem keletkezett a felületen. A nitrogén 84%-ban molekuláris (N<sub>2</sub>) formában van jelen a vizsgált rétegben, ami annak porózusságával magyarázható. Kismértékben (16%) karbo-nitrid is megjelent, amelynek felületkeményítő hatása nem volt kimutatható a keménységmérés során.

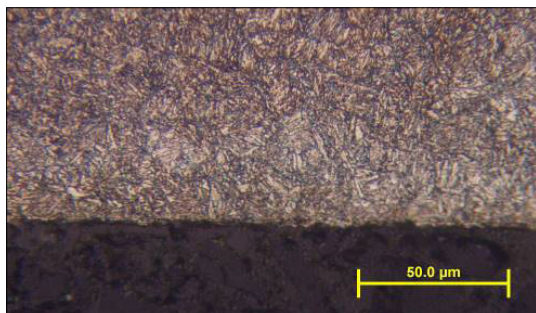
## 4. Összefoglalás

Az aktív ernyő felületének anyaga az alábbi módokon befolyásolja a nitridált munkadarab felületi tulajdonságait aktív ernyős plazmanitridálás során:

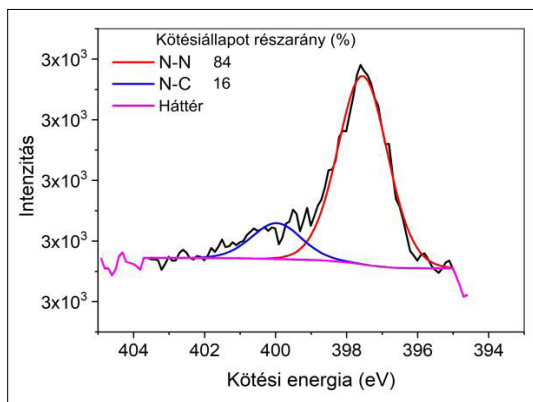
– nincs keménységnövelő hatás;



**4. ábra.** Nikkelbevonatos aktív ernyővel nitridált 42CrMo4 acél próbatest sztereomikroszkópos képe



**5. ábra.** Nikkelbevonatos aktív ernyővel nitridált 42CrMo4 acél próbatest szövete képe



**6. ábra.** Nikkelbevonatos aktív ernyővel nitridált 42CrMo4 összetételű próbatest XPS-mérési grafikonja

- nem alakult ki vegyületi réteg a felületen, tehát nem képződik vas-nitrid;
- az aktív ernyőből származó részecskék lerakódnak a felületen.

Nikkelbevonatú aktív ernyő esetén, 75% N<sub>2</sub> + 25% H<sub>2</sub> gázkeverék használatával, 510 °C-on, 4 órás aktív ernyős plazmanitridálással az ernyő felületéből származó nikkel beötvöződik a felületbe több száz nm-es vastagságban, miközben vas-nitrid-fázisok nem alakulnak ki. Ez akár új felületötvözési eljárásnak is tekinthető.

## Köszönetnyilvánítás

A szerzők köszönettel tartoznak Takáts Viktornak, a debreceni Atommag Kutató Intézet munkatársának és Dobos Gábornak, a BME Atomfizika Tanszék munkatársának az XPS-mérések elvégzéséért.

## Szakirodalmi hivatkozások

- [1] Yaghmaee M.S, Kaptay G.: *The Solubility of Nitrogen and Nitrides in Ternary Liquid Iron Alloys. The Limits of the 'Solubility Product' Concept*. Materials Science Forum, 414–415. (2003) 491–496.
- [2] Koložsváry Z.: *Nitriding structure and properties of nitrided layer*. ASM Handbook, Volume 4D, Heat Treating of Irons and Steels (2014) 88–96. <https://doi.org/10.31399/asm.hb.v04d.a0005986>
- [3] Szilágyiné B. A.: *Trends of nitriding processes*. Production Processes and Systems, 6. (2013) 57–69.
- [4] Aizawa T., Wasa K.: *Low temperature plasma nitriding of inner surfaces in stainless steel mini/micro-pipes and nozzles*, Micromachines, 8. (2017) 1–9. <https://doi.org/10.3390/mi8050157>
- [5] Szilágyiné B. A., Kocsisné B. M.: *Comparison of gas and plasma nitrocarburised surface layer of 16CrMo5 steel*. Proceedings – European Conference on Heat Treatment and 21<sup>st</sup> IFHTSE Congress (2014) 551–558.
- [6] Börner K., Burlacov I., Spies H., Biermann H., Hamann S., Röpcke J.: *Investigations on the active screen plasma nitriding process*. In: 13<sup>th</sup> International Conference on Plasma Surface Engineering (2012) 96–99.
- [7] Middendorf C., Mader W.: *Growth and microstructure of iron nitride layers and pore formation in  $\epsilon$ -Fe<sub>3</sub>N*. Zeitschrift für Metallkunde/Materials Research and Advanced Techniques, 94. (2003) <https://doi.org/10.3139/146.030333>
- [8] Kenéz L., Kutasi N., Filep E., Jakab-Farkas L., Ferencz L.: *Anodic plasma nitriding in hollow cathode (HCAPN)*. HTM – Journal of Heat Treatment and Materials, 73. (2018) 96–105. <https://doi.org/10.3139/105.110344>.
- [9] Li Y., Zhang S., He Y., Zhang L., Wang L.: *Characteristics of the nitrided layer formed on AISI 304 austenitic stainless steel by high temperature nitriding assisted hollow cathode discharge*. Materials and Design, 64. (2014) 527–534. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2014.08.023>.
- [10] Sousa de R. R. M., Araújo de F. O., Costa da J. A. P., Dumelow T., Oliveira de R. S., Alves C.: *Nitriding in cathodic cage of stainless steel AISI 316: Influence of sample position*. Vacuum, 83. (2009) 1402–1405. <https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2009.04.054>
- [11] Salavat M. K., Soltanieh M., Niasari M. H.: *Diffusion Layer Growth Mechanism in ASPN Method Using an Iron Cage for St52 Steel*. In: Proceedings of the 2<sup>nd</sup> World Congress on Mechanical, Chemical, and Material Engineering (MCM'16) (2016) 1–8. <https://doi.org/10.11159/mmme16.106>
- [12] Gallo C. S., Dong H.: *On the fundamental mechanisms of active screen plasma nitriding*. Vacuum, 84. (2009) 321–325. <https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2009.07.002>
- [13] Zaho C., Li C. X., Dong H., Bell T.: *Study on the active screen plasma nitriding and its nitriding mechanism*. Surface and Coatings Technology, 201. (2006) 2320–2325. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2006.03.045>
- [14] Naeem M., Sha M., Zaka-ul-islam M., Ashiq A., Díaz-Gullién J. C., Shahzad M., Zakaullah M.: *Enhanced surface properties of plain carbon steel using plasma nitriding with austenitic steel cathodic cage*. Materials and Design, 108. (2016) 745–753. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.07.044>
- [15] Yazdani A., Soltanieh M., Aghajani H.: *Active screen plasma nitriding of Al using an iron cage: Characterization and evaluation*. Vacuum, 122. (2015) 127–134. <https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2015.09.018>
- [16] Kauling A. P., Soares G. V., Figueroa C. A., Oliverira de R. V. B., Baumvol I. J. R., Giacomelli C., Mioti L.: *Polypropylene surface modification by active screen plasma nitriding*. Materials Science and Engineering, C, 29. (2009) 363–366. <https://doi.org/10.1016/j.msec.2008.07.002>
- [17] Kamat A. M., Copley S. M., Todd J. A.: *Effect of processing parameters on microstructure during laser-sustained plasma (LSP) nitriding of commercially-pure titanium*. Acta Materialia, 107. (2016) 72–82. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.01.051>
- [18] Nishimoto A., Nii H., Narita, Akamatsu K.: *Simultaneous duplex process of TiN coating and nitriding by active screen plasma nitriding*. Surface and Coatings Technology, 228. (2013) 558–562. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2012.04.021>
- [19] Kovách G., Csorbai H., Dobos G., Karacs A., Pető G.: *Formation and characterization of electric contacts on CVD diamond films prepared by ion implantation*, Materials Science Forum, 473–474. (2005) 123–128. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.473-474.123>
- [20] Takáts V., Csík A., Hakl J., Vad K.: *Diffusion induced atomic islands on the surface of Ni/Cu nanolayers*. Applied Surface Science, 440. (2018) 275–281. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2018.01.087>

# Zárt és nyitott cellás szerkezeti formák vizsgálata végelem-analízissel

## Evaluation of closed and open-cell structural lattices with finite element analysis

Kulcsár Klaudia,<sup>1</sup> Kónya János<sup>2</sup>

*Dent-Art-Technik Kft. Győr, Magyarország*

<sup>1</sup> [kulcsar.klaudia@dentarttechnik.hu](mailto:kulcsar.klaudia@dentarttechnik.hu)

<sup>2</sup> [janos@dentarttechnik.hu](mailto:janos@dentarttechnik.hu)

### Abstract

Four lattice structures based on well-known crystal structures were evaluated in this study using the finite element method. Simple cubic, face-centered cubic, body-centered cubic, and diamond structural alignments were used to build up lattices from the body volume. Modern-day implant development trends are shifting towards additive manufacturing technologies, which have the advantage of creating structures that can improve the biological stability of implants that have integrated scaffolds. Such scaffolds can be trabecular structures that mimic bone tissue and facilitate tissue penetration into the porous parts of the implant. The final purpose of our study is to create an implant system that promotes the process of osseointegration. Evaluations have been carried out using finite element analysis.

**Keywords:** *closed cell structures, open cell structures, finite element analysis, crystal structures.*

### Összefoglalás

A tanulmányban a négy legismertebb kristályráccstípus-felépítésnek megfelelően kialakított cellás szerkezetet vizsgáltuk végelem-analízis segítségével. A testmodellben a cellás szerkezet kialakítása megfelel az egyszerű köbös, lapközepes köbös, térközepes köbös és a gyémántrács szerkezeti felépítésének. A jelenlegi implantátumfejlesztések egyre inkább nyitnak az additív gyártási eljárások felé, melyek előnye, hogy segítségével olyan szerkezeti formákat lehet létrehozni, amelyek növelhetik a beépített implantátumok biológiai stabilitását. Ilyen szerkezeti forma a csontszövetutánzó, trabekuláris szerkezetek, melyek lehetővé teszik a csontszövet behatolását az implantátum porózus részeibe. Kutatásunk célja, hogy olyan implantátumrendszert hozzunk létre, amely elősegíti az osseointegráció folyamatát. A vizsgálatokat végelem-módszerrel végeztük.

**Kulcsszavak:** *zárt cellás szerkezetek, nyílt cellás szerkezetek, végelem-analízis, kristályszerkezetek.*

## 1. Bevezetés

Az ortopéd sebészethen a sejtszerkezeteket háromdimenziós porózus biotermékként használják, amellyel kísérletet tesznek a csont szerkezetének, valamint működésének utánzására [1]. A porózus biológiai anyag felhasználható csontpótlóként, amelyet úgy kell megtervezni, hogy a

csont tulajdonságaival megegyezzenek a mechanikai tulajdonságai. Emellett figyelembe kell venni a többi tényezőt is, amelyek elősegítik a csont növekedését, pl. azt, hogy a csontszövetet utánzó, cellás szerkezet permeabilitása befolyásolhatja a sejtek vándorlását [2]. Az elmúlt két évtizedben számos tervezési elvet javasoltak a csontszövetet

helyettesítő szerkezetek tervezésére, ahol figyelembe veszik a mechanikai tulajdonságokat, a biokompatibilitást és a biológiai funkcionalitását [3, 4]. A legtöbb tanulmányban a porózus szerkezeteket titánötvözetekből készítik, viszont a titánötvözetek merevek és meghaladják a csont mechanikai tulajdonságait [5]. A csont és titánötvözet közötti mechanikai eltérés akadályozhatja a csont növekedését és csontfelszívódást válthat ki, ami előidézheti az implantátum meglazulását [6, 7]. A cellás szerkezetek előállítása additív gyártással történik, ezek mechanikai tulajdonságai közelebb vannak az emberi csont mechanikai tulajdonságaihoz [5, 8, 9].

Az utóbbi időben népszerűvé vált az additív gyártás, amelyet gyors prototípusként vagy 3D nyomtatásként is említi a szakirodalom. A végtérmelek rétegről rétegre épül fel [10]. A szelektív lézerolvasztást, rövidítve SLM, sikeresen fejlesztették ki az elmúlt időben a fémporok összeolvasztására, az SLM technológiával gyártott darabok viszonylagos sűrűsége meghaladhatja a 99%-ot [11]. Az implantátumokhoz felhasznált tiszta titánt és titánötvözeteket csontpótlásra alkalmazzák, mivel kiváló mechanikai tulajdonsággal és biológiai tulajdonsággal rendelkeznek [12]. Az implantátumokat készítik más, biokompatibilis anyagokból, mint például Co-Cr ötvözetből és rozsdamentes acélból. Ezek rugalmassági modulusa összehasonlítva a titánötvözetekével, az utóbbié kisebb, de még mindig jóval magasabb az emberi csont rugalmassági modulusánál [13]. Ahmaid és társai a szelektív lézerezés olvasztás (SLM-) módszerét és Grade23 titánport alkalmaztak vizsgálataik során, és 6-féle rácselemet, amelyek a következők voltak: kocka, gyémánt, megcsonkított hexaéder, megcsonkított kuboktaéder, rombikus dodekaéder és rumbikuboktaéder. A vizsgálatokhoz hengeres próbatesteket gyártottak az előbb említett cellás szerkezeti formákból, majd nyomóvizsgálatot végeztek rajtuk [14]. Chen és társai tanulmányukban különböző porozitással kialakított, nyíltcellás modelleket elemeztek. Ennek során azt vizsgálták, hogy a CAD-programban tervezett porózus szerkezethez képest az SLM-technológiával gyártott mintákon milyen eltérés következik be. Például a 80% porozitású CAD-modell a valóságban, nyomtatást követően csak 71%-os porozitású lett [15].

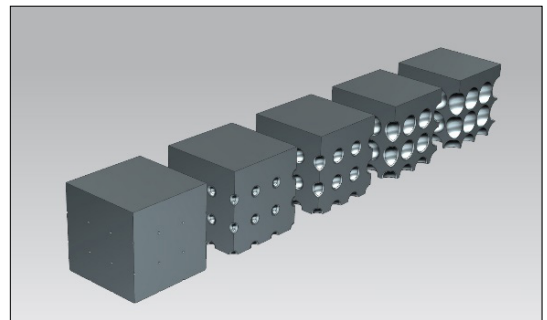
## 2. A szerkezetek ismertetése

A kutatás fő célja, hogy egy olyan cellás szerkezetet hozzunk létre, amely az implantátum

beültetését követően javítja és gyorsítja az osztszeointegrációs folyamatot az implantátum és a csont között. Korábbi tanulmányainkban már kísérleteztünk, ahol kristályrácsok alapján terveztük meg a kiinduló testeket, amelyek  $20 \times 20 \times 20$  mm-es kockák voltak, a mostani tanulmányban pedig ezeket vizsgáljuk olyan környezetben, ahol  $60 \times 60 \times 60$  mm-es kockákat alkottunk a kisebb kockából.

### 2.1. Egyszerű köbös szerkezeti felépítés

Az egyszerű köbös szerkezeti felépítés  $20 \times 20 \times 20$  mm-es kockából áll, amelyeknél a sarokpontokban található a kivágott gömbök középpontja, ezek átmérőjét fokozatosan növeltük 0,1 mm-rel; a térfogatsökkentés fázisai az 1. ábrán láthatók. A kristályszerkezet negatívjával modelleztük a cellás szerkezetet. A felső felszínt síknak hagytuk, így azon nem vágtunk ki gömböket. A kivett gömbök nagyságával értük el a térfogatsökkentést. Az egyszerű köbös szerkezetenél a zárt cellás szerkezet nem vált nyílttá, így csak kis térfogatsökkentés érhető el ebben az esetben.

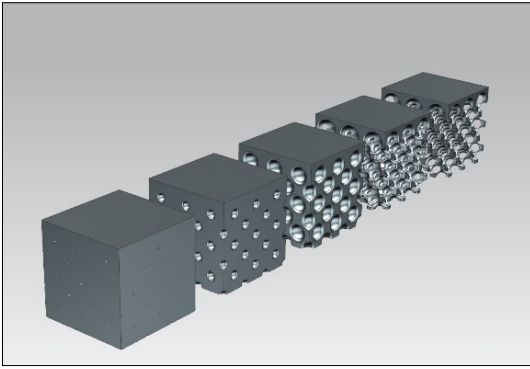


1. ábra. Az egyszerű köbös cella szerkezeti felépítésének kialakítása a testmodellben

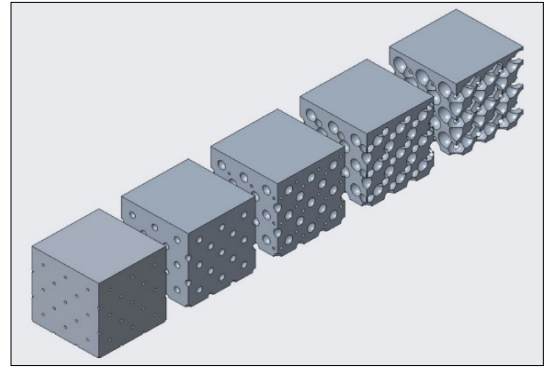
### 2.2. Lapközepes köbös szerkezeti felépítés

A lapközepes köbös szerkezeti formánál a kivett gömbök középpontja a sarokpontokon és az oldallapokon található, a felső felületen a sarokponti gömböket nem vettük ki, hogy a felső felület teljesen sík maradjon. A kristályszerkezet negatívjával modelleztük a testet. A 2. ábrán a lapközepes köbös szerkezeti forma térfogatsökkentési fázisai láthatók. Ennél a kialakításnál észrevehető, hogy nyílt cellás szerkezetté válik, így nagy térfogatsökkentés érhető el. A gömbök nagyságát ebben az esetben is 0,1 mm-es lépésként növeltük.

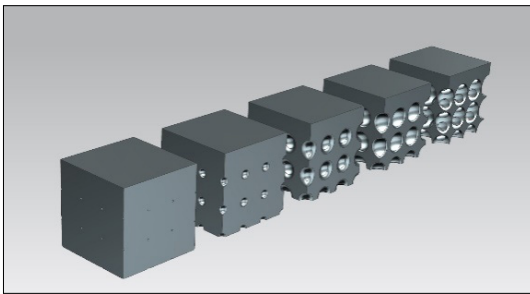




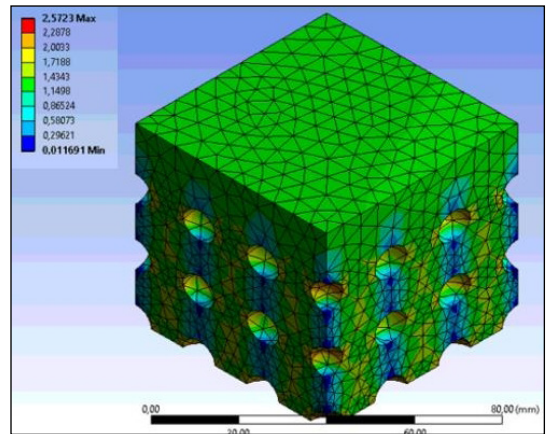
2. ábra. Lapközepes köbös cellaszerkezet-kialakítás a testmodellben



4. ábra. Gyémántrács alapú cellaszerkezet-kialakítás a testmodellben



3. ábra. Térközepes köbös cellaszerkezet-kialakítás a testmodellben



5. ábra. Egész testben ébredő egyenértékű feszültség szemléltetése

### 2.3. Térközepes köbös struktúra

A térközepes köbös szerkezeti forma kialakításánál a sarokpontokban és a  $20 \times 20 \times 20$  mm-es kockák középpontjaiban található a kivett gömbök középpontjai. Ennél a megoldásnál is a felső felület sík, annak köszönhetően, hogy az ott található sarokpontokon nem vettük ki a gömböket. A kristályszerkezet negatívjával modelleztük a testet. Ebben az esetben is  $0,1$  mm-es lépésekkel növeltük a kivágott gömbök nagyságát. A 3. ábrán a térközepes köbös szerkezeti forma térfogatsökkentési fázisai láthatók. Észrevehető, hogy ez a szerkezet is nyílt cellás szerkezetté vált, így nagy térfogatsökkentést értünk el.

### 2.4. Gyémántrácsos szerkezeti felépítés

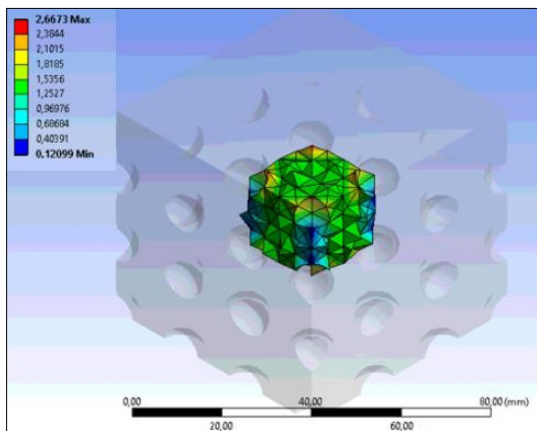
A gyémántrács a lapközepes kockarács alapján épül fel, vagyis a kivett gömbök a sarokpontokon és a kis kockák oldalapjain található, és ehhez még a változó térfolyadatok közepére illeszkedő gömbök adódnak. A felső felület ebben az esetben is sík, így az egyik térfolyadad belsejéből és a felső sarokpontoknál lévő gömböket nem vettük ki. A kivett gömbök nagyságát itt is  $0,1$  mm-rel növeltük. A gyémántrács alapú szerkezeti forma térfogatsökkentési fázisai a 4. ábrán láthatók.

## 3. A végeelem-módszerrel végzett elemzés eredménye

A szimulációkat az ANSYS szoftverrel végeztük el. A fent szemléltetett szerkezeti formáknál minden esetben egy  $60 \times 60 \times 60$  mm-es kocka a végső testmodell, amely  $20 \times 20 \times 20$  mm-es kis kockákból áll. A terhelések minden esetben azonos formában történtek: a kocka alsó részén a megfogás, a kocka felső, síkfelületén pedig a terhelés, amelynek nagysága  $4500$  N mindegyik modell esetében. Az erő megadásánál megoszló erőrendszert alkalmaztunk, a megfogásnál pedig súrlódásmentes megtámasztást. Az elemzés során először az ébredő feszültséget vizsgáltuk, mely egy hálózott példán látható az 5. ábrán.

A számításoknál kíváncsiak voltunk arra, hogy a kis kocka miként viselkedik a test közepén, így a középső kis kockában is elemeztük az ébredő feszültséget, mely egy hálózott példán látható a 6. ábrán.





6. ábra. A középső kiskockában ébredő egyenértékű feszültség szemléltetése

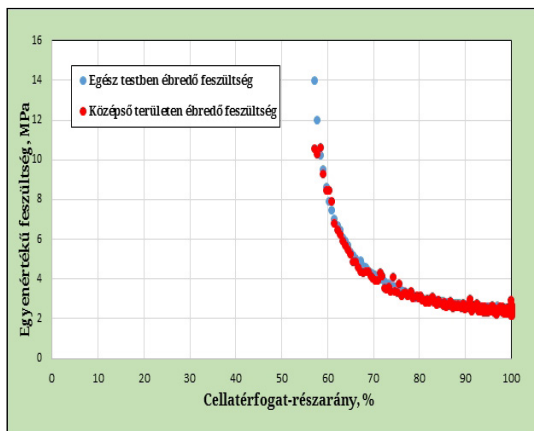
Az eredményeket a különböző szerkezeti formáknál összehasonlítottuk, majd ezt követően a teljes testben ébredő feszültséget egymással is összehasonlítottuk, hogy meg tudjuk, melyik struktúra eredményei a jobbak.

### 3.1. Az egyszerű köbös szerkezeti forma modellezési eredményei

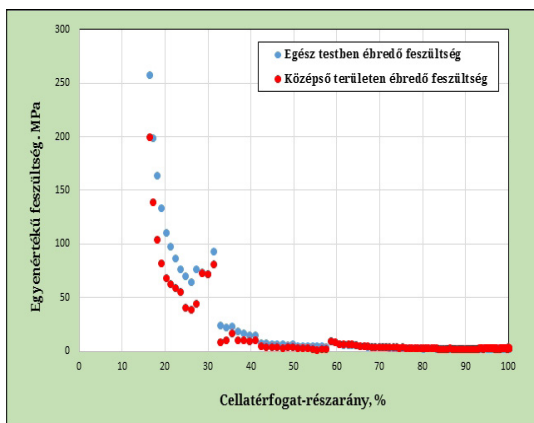
Az egyszerű köbös cellaszerkezetű testen 199 szimulációt végeztünk, a legkisebb átmérő 0,1 mm, a legnagyobb kivett átmérő pedig 19,9 mm. A 7. ábrán láthatók a mérések eredményei, az egész testben ébredő egyenértékű feszültség maximumának értékei és a középső területen ébredő egyenértékű feszültség maximum értékei szinte megegyeznek. A legkisebb elérhető cellatérfogat-résarány szintje, ami megmutatja, hogy mennyi az adott cellaszerkezetű test térfogatának és kiinduló test térfogatának aránya százalékos formában, csupán 57% körüli, ahol minimális egyenértékű feszültségérték ébred. Az egyszerű köbös struktúra csak zárt cellás szerkezet.

### 3.2. A lapközepes köbös szerkezeti forma modellezési eredményei

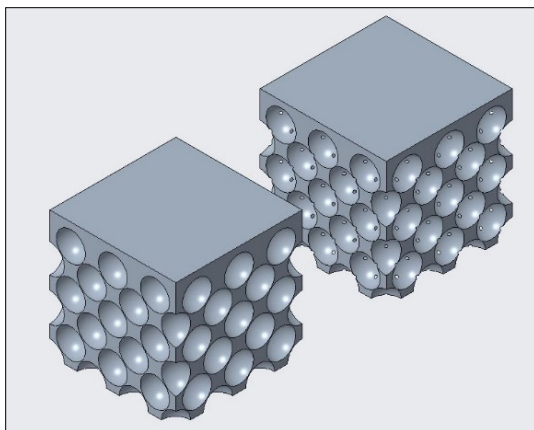
A lapközepes köbös szerkezeti forma esetében 155 szimulációt végeztünk, a legkisebb átmérő 0,1 mm, a legnagyobb kivett gömb átmérője 15,5 mm. A 8. ábrán látható a lapközepes köbös cellaszerkezetű test egyenértékű feszültség maximum értékei. A 32%-os térkitöltési szintnél magasabb egyenértékű feszültség ébred, ennél a pontnál válik a struktúra zárt szerkezetűből nyitott szerkezetűvé. A lapközepes köbös szerkezeti forma esetében nagy térfogatcsökkentés érhető el, és a feszültség értékei 20%-os cellatérfogat-résarány mellett is elfogadhatók.



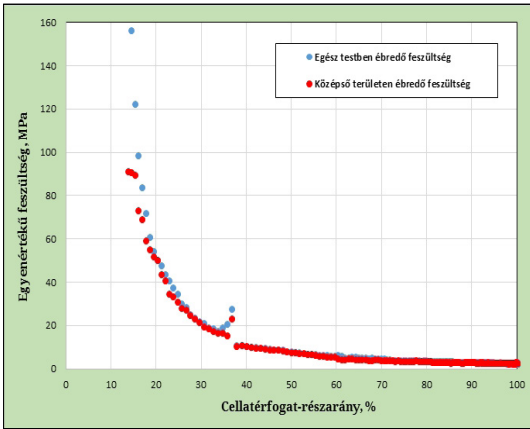
7. ábra. Az egyszerű köbös cellaszerkezeti formában felépített testben ébredő egyenértékű feszültség a cellatérfogat-résarány függvényében



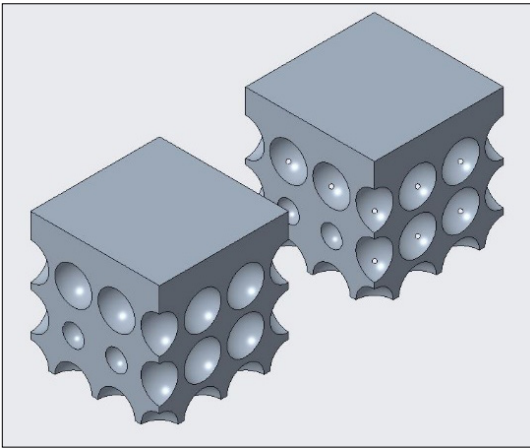
8. ábra. A lapközepes köbös cellaszerkezeti formában felépített testben ébredő egyenértékű feszültség értékei a cellatérfogat-résarány függvényében



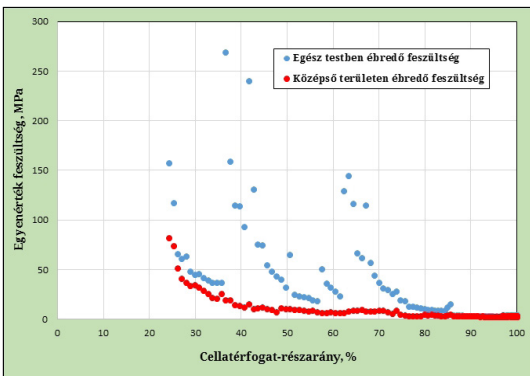
9. ábra. A lapközepes köbös elrendezésű, nyitott cellás szerkezet felépítése



**10. ábra.** A térközepes köbös cellaszerkezeti formában felépített testben ébredő egyenértékű feszültség értékei a cellatérfogat-részarány függvényében



**11. ábra.** A térközepes köbös elrendezésű, zárt és nyitott cellás szerkezet felépítése



**12. ábra.** A gyémántrács alapú cellaszerkezeti formában felépített testben ébredő egyenértékű feszültség értékei a cellatérfogat-részarány függvényében

A 32%-os cellatérfogat-részarány szintnél vált zártból nyitott szerkezetűvé a cellaszerkezet, a **9. ábrán** látható a zárt, valamint a nyitott cellás szerkezet felépítése.

### 3.3.A térközepes köbös szerkezeti forma modellezési eredményei

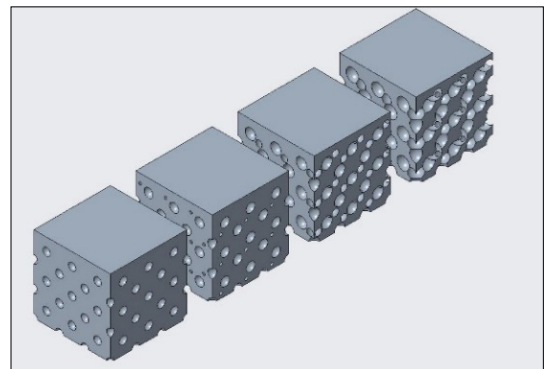
A térközepes köbös szerkezeti forma esetében 199 szimulációt végeztünk, a legkisebb átmérő 0,1 m, a legnagyobb kivett gömb átmérője 19,9 mm. A **10. ábra** mutatja az egyenértékű feszültség maximum értékeit. A 36%-os cellatérfogat-részarány szintnél magasabb egyenértékű feszültség keletkezik, majd ismét csökkenni fog és újra emelkedni, ennél a pontnál válik a struktúra zárt szerkezetűből nyitott szerkezetűvé. A térközepes köbös szerkezeti forma esetében nagy térfogatcsökkentés érhető el, és az egyenértékű feszültség értékei 13%-os cellatérfogat-részarány szint mellett is nagyon jónak mondhatók.

A 36%-os cellatérfogat-részarány szintnél vált zártból nyitott szerkezetűvé a cellaszerkezet, a **11. ábrán** látható a zárt, valamint a nyitott cellás szerkezet felépítése.

### 3.4.A gyémántrács alapú szerkezeti forma modellezési eredményei

A gyémántrács alapú szerkezeti forma esetében 132 szimulációt végeztünk, a legkisebb átmérő 0,1 mm, a legnagyobb kivett gömb átmérője 13,3 mm. A **12. ábra** mutatja az egyenértékű feszültség maximum értékeit. A 63%-os cellatérfogat-részarány szintnél emelkedik az érték, ennél a pontnál válik a cellaszerkezet zárt szerkezetűből nyitottá. Láthatunk emelkedést még 57%-nál is. A gyémántrács alapú cellaszerkezetben a 40%-os cellatérfogat-részarány szintnél lévő egyenirányú feszültség értékei még elfogadhatók.

A **13. ábrán** látható a zárt, valamint a nyitott



**13. ábra.** A gyémántrács alapú, zárt és nyitott cellás szerkezet felépítése

szerkezet felépítése. Észrevehető, hogy ennek a struktúrának több átalakulási szintje van, mint az eddigieknek.

#### 4. Következtetések

Az előzőekben ismertetett eredményeket egyesítettük, ezek a **14. ábrán** láthatók. A grafikonon az egyszerű köbös, a lapközepes köbös, térközepes köbös kockarács és a gyémántrács szerkezeti formáját követő cellaszerkezetű testekben ébredő, egyenértékű feszültség értékeinek a cellatérfogat-résarány függvényében változó ponthalmazai találhatóak. A legkevesebb térfogatcsökkentés az egyszerű köbös cellaszerkezetnél érhető el, ennél fogva nem számít, hogy kis feszültség ébred benne, a test „csak” zárt cellás szerkezet, emiatt irreleváns számunkra ez a megoldás. A cellatérfogat-résarány függvényében a gyémántrács alapú szerkezetben magasabb feszültségek keletkeztek. A lapközepes és térközepes köbös elrendezésű szerkezet szinte megegyezik kb. 35%-os cellatérfogat-résarány szintig, majd e cellatérfogat-résarány szint alatt a lapközepes köbös elrendezésű szerkezet egyenértékű feszültségei emelkedni kezdtek. A lapközepes, térközepes köbös elrendezésű szerkezet, valamint a gyémántrács alapú szerkezet nyílt és zárt cellás szerkezetet is tartalmazhat. Mindháromnál jól látható, hogy hol válik

a nyílt cellás szerkezetből zárt cellás szerkezet. Jól látható az egyenértékű feszültségek növekedése, ami abból következik, hogy a nyílt cellás szerkezetté válás a testmodellekben elvékonyodott falakkal jár.

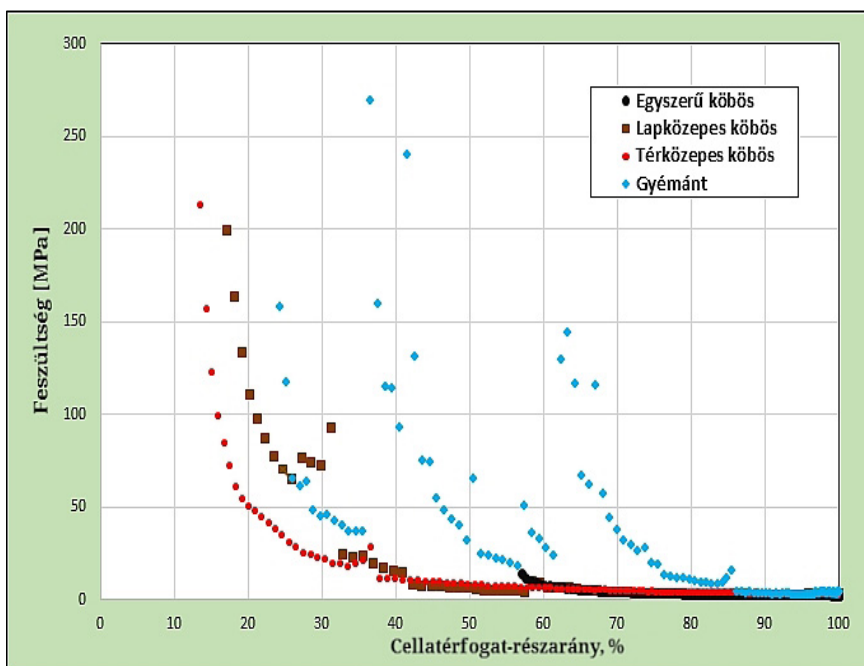
Tanulmányunkban olyan cellaszerkezeteket vizsgáltunk, melyek felépítése leképezi a köbös elemi cellájú kristályrácsok atomelrendezését. Vizsgáltuk az egész testben ébredő, valamint a középső építőegység térfogatában ébredő egyenértékű feszültség értékeit. Összesítésben a térközepes köbös szerkezeti forma esetében kaptuk a legjobb megoldást. A számításokat empirikus módon validálni fogjuk, additív gyártással előállított próbatesteken is.

#### Köszönetnyilvánítás

Ezúton szeretnénk köszönetet mondani Dobránszky Jánosnak a tanulmány írásában nyújtott segítségével.

#### Szakirodalmi hivatkozások

- [1] Butscher A., Bohner M., Hofmann S., Gauckler L., Müller R.: *Structural and material approaches to bone tissue engineering in powder-based three-dimensional printing*. Acta Biomaterialia, 7/3. (2011) 907–920. <https://doi.org/10.1016/j.actbio.2010.09.039>
- [2] Hollister S. J.: *Porous scaffold design for tissue engineering*. Nature Materials, 5/7. (2005) 518–524. <http://doi.org/10.1038/nmat1421>



14. ábra. Az eredmények szemléltetése

- [3] Hutmacher D. W.: *Scaffold design and fabrication technologies for engineering tissues – state of the art and future perspectives*. Journal of Biomaterials Science, Polymer Edition, 12/1. (2001) 107–124. <https://doi.org/10.1163/156856201744489>
- [4] Goulet R. W., Goldstein S. S., Ciarelli M. J. et al.: *The relationship between the structural and orthogonal compressive properties of trabecular bone*. Journal of Biomechanics, 7/4. (1994) 379–389. [https://doi.org/10.1016/0021-9290\(94\)90014-0](https://doi.org/10.1016/0021-9290(94)90014-0)
- [5] Ahmadi S. M., Campoli G., Yavari S. A. et al.: *Mechanical behavior of regular open-cell porous biomaterials made of diamond lattice unit cells*. Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials, 34/1. (2014) 106–115. <https://doi.org/10.1016/j.jmbbm.2014.02.003>
- [6] Engh C. A., Bobyn J. D., Glassman A. H.: *Porous-coated hip replacement. The factors governing bone ingrowth, stress shielding, and clinical results*. The Journal of Bone and Joint Surgery, 69-B/1. (1987) 45–55. <https://doi.org/10.1302/0301-620X.69B1.3818732>
- [7] Huiskes R., Weinans H., van Rietbergen B.: *The relationship between stress shielding and bone resorption around total hip stems and the effects of flexible materials*. Clinical Orthopaedics and Related Research, 274/1. (1992) 124–134. <https://doi.org/10.1097/00003086-199201000-00014>
- [8] Amin Yavari S., Ahmadi S. M., van der Stock J. et al.: *Effects of bio-functionalizing surface treatments on the mechanical behavior of open porous titanium biomaterials*. Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials, 36/1. (2014) 109–119. <https://doi.org/10.1016/j.jmbbm.2014.04.010>
- [9] Van der Stock J., Van der Jagt O. P., Amin Yavari S., et al.: *Selective laser melting-produced porous titanium scaffolds regenerate bone in critical size cortical bone defects*. Journal of Orthopaedic Research, 31/5. (2013) 792–799. <https://doi.org/10.1002/jor.22293>
- [10] Gibson I., Rosen D. W., Stuckre B.: *Additive Manufacturing Technologies. Rapid Prototyping to Direct Digital Manufacturing*. Springer, New York, 2010. 6–9.
- [11] Vandebroucke B., Kruth J. P.: *Selective laser melting of biocompatible metals for rapid manufacturing of medical parts*. Rapid Prototyping Journal, 13/4. (2007) 196–203. <https://doi.org/10.1108/13552540710776142>
- [12] Li Y., Yang C., Zhao H. et al.: *New Developments in Ti-Based Alloys for Biomedical Applications*. Materials, 7/3. (2014) 1709–1800. <https://doi.org/10.3390/ma7031709>
- [13] Zysset P. K., Guo X. E., Hoffer C. E.: *Elastic modulus and hardness of cortical and trabecular bone lamellae measured by nanoindentation in the human femur*. Journal of Biomechanics, 32/10. (1999) 1005–1012. [https://doi.org/10.1016/S0021-9290\(99\)00111-6](https://doi.org/10.1016/S0021-9290(99)00111-6)
- [14] Ahmadi S. M., Yavari S. A., Wauthle R.: *Additively Manufactured Open-Cell Porous Biomaterials Made from Six Different Space-Filling unit Cells: The Mechanical and Morphological Properties*. Materials, 8/4. (2015) 1871–1896. <https://doi.org/10.3390/ma8041871>
- [15] Chen S. Y., Huang J. C., Pan C. T.: *Microstructure and mechanical properties of open-cell porous Ti-6Al-4V fabricated by selective laser melting*. Journal of Alloys and Compounds, 713. (2017) 248–254. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2017.04.190>

# Mágneses anyagvizsgáló berendezés fejlesztése

## Development of magnetic material testing equipment

Nagy András,<sup>1</sup> Némedi Imre<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Dunaújvárosi Egyetem, Dunaújváros, Magyarország, [nagyandras@uniduna.hu](mailto:nagyandras@uniduna.hu)

<sup>2</sup> Szabadkai Műszaki Szakfőiskola, Szabadka, Szerbia, [nimre@vts.su.ac.rs](mailto:nimre@vts.su.ac.rs)

### Abstract

This paper deals with the development of equipment that can accurately determine the magnetic properties of small volume thin plate samples. The alloys to be tested are sheets of amorphous structure, such as Finemet alloy, which has excellent high frequency magnetic properties, making it a good candidate for the construction of high efficiency electric motors. This article discusses the components and operation of the equipment under development, whilst giving a brief overview of the efficiency classification of electric motors and the importance of the emerging efficiency class.

**Keywords:** *amorphous, BH curve, magnetic measuring equipment, fluxgate sensor.*

### Összefoglalás

Jelen cikk egy mágneses vizsgálóberendezés fejlesztési kérdéseivel foglalkozik, amely képes kis térfogatú, vékony lemez anyagminták mágneses tulajdonságainak pontos meghatározására. A vizsgálandó ötvözetek amorf szerkezetű lemezek, például Finemet-ötvözet, amelynek nagyok jók a nagyfrekvenciás mágneses tulajdonságai, így növelt hatásfokú elektromotorok építéséhez kiváló jelölt. A cikk tárgyalja a fejlesztés alatt álló berendezés részegységeit, működését, illetve rövid kitekintést nyújt az elektromotorok hatásfok szerinti osztályozásáról és a megjelenő új hatásfokosztály fontosságáról.

**Kulcsszavak:** *amorf anyag, mágneselési görbe, mágneses mérőberendezés.*

### 1. Bevezetés

A szakirodalomból látható, hogy az amorf ötvözetek alkalmazása a nagy sebességű elektromotorok állórészének építésénél jelentősen csökkenti a vasvesztést, így növeli az elektromotor hatásfokát. [1]-ben 6 pólusú elektromotor állórészét készítették el amorf anyagból, amivel 90% feletti hatásfokot értek el. BLDC (brushless direct current) motorokban amorf anyag alkalmazása szintén előnyös tulajdonságokat mutat, [2]-ben Metglas 2605 SA1 ötvözet felhasználásával 1 kW-os, 70 000 fordulat/perc sebességű motort építettek. A tesztek igazolták, hogy amorf anyag alkalmazásával csökkenthető az elektromotor melege-  
 dése. [3] átfogó képet nyújt arról, hogy az elmúlt időszakban milyen eredménnyel alkalmazták az amorf anyagokat elektromotorokban. Egy kétpó-

lusú, 1,2 kW-os motor vizsgálata során kiderült, hogy a veszteség a hagyományos anyagokhoz képest 1/5-re csökken amorf anyagok alkalmazásával [4].

Az Európai Unió rendeletet [5] fogalmazott meg az elektromotorok környezettudatos tervezési követelményeiről.

A gyártóipari szektorban a villamosenergia-felhasználás átlagosan 70%-át az elektromotorok adják [6]. Tisztán látható tehát, hogy a cél a jobb hatásfokú energiafelhasználás, ami környezetvédelmi szempontból kevesebb károsanyag-kibocsátást jelent.

Az amorf anyagok alkalmazásának feltétele, hogy a vékony, 20–40 µm vastagságú amorf lemezeket úgy vágjuk ki a megfelelő formára, hogy a megmunkálás a lehető legkisebb hatással legyen



az amorf szerkezetre, illetve a kedvező mágneses tulajdonságokra. A kivágási kísérletek [7] azt mutatják, hogy megfelelő technológiai paraméterekkel végzett lézeres vágás esetén minimális hőhatásövezet alakul ki. Ezzel az amorf anyagszerkezet csak olyan mértékben sérül, ami számottevően nem befolyásolja a mágneses tulajdonságokat.

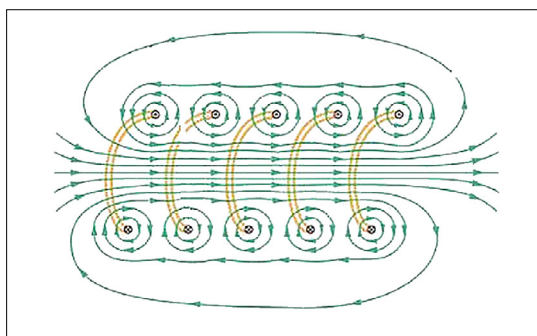
Jelen cikk olyan berendezés fejlesztését mutatja be, amelynek segítségével mérhető a különböző vágási eljárások hatása az anyag mágneses tulajdonságaira. A berendezés áramköri felépítése mellett a berendezés és a mérési eljárás fejlesztése során felmerülő kérdéseket és megoldásokat ismertetjük.

## 2. A berendezés felépítése

### 2.1. A berendezés működésének alapja

A mágneses vizsgálóberendezés működése azon alapul, hogy ha egy anyagot állandó mágneses térbe helyezünk, annak a gerjesztés hatására saját mágneses tere alakul ki. Ezt mérve meghatározható a hiszterézisgörbe, és kiszámíthatók az abból kapható értékek (pl. koercitív erő, remanens mágnesezettség stb.). A vizsgálandó minta gerjesztéséhez a homogén mágneses teret többféle módon elő lehet állítani, például Helmholtz-tekerccsel vagy szolenoiddal. Az itt bemutatott mágneses vizsgálóberendezés szolenoidot használ erre a célra, melynek belsejében (megfelelően pontos geometria esetén) nagy pontossággal előállítható mágneses tér (1. ábra).

A szolenoid belsejében elhelyezett ferromágneses minta saját mágneses teret hoz létre a gerjesztés hatására. Ez a kialakuló mágneses tér a gerjesztés miatt szintén időben állandó, így ennek mérésére a hagyományos (változó mágneses tér által indukált feszültség mérésén alapuló) mérőtekerccs nem alkalmas. A megfelelő mágneses-tér-szenzor kiválasztásához meg kell határozni



1. ábra. A szolenoid belsejében kialakuló mágneses teret szemléltető vonalak [8]

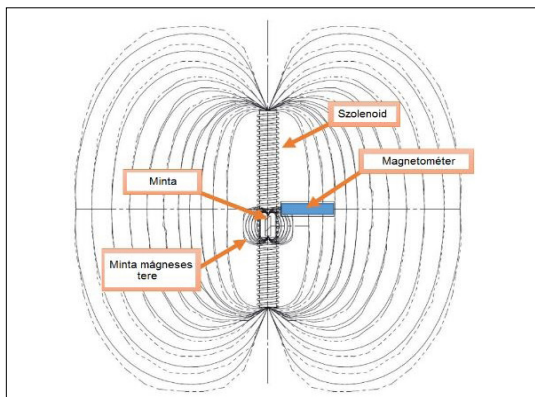
néhány jellemzőt, amelyek a specifikáció alapját adják.

A 2. ábrán látható, hogyan helyezkedik el a minta a szolenoid belsejében. A szolenoid által létrehozott gerjesztő mágneses tér hatására kialakul a minta mágneses tere, amely a kis térfogatú minta miatt nagyságrendekkel gyengébb, mint a gerjesztő mágneses tér.

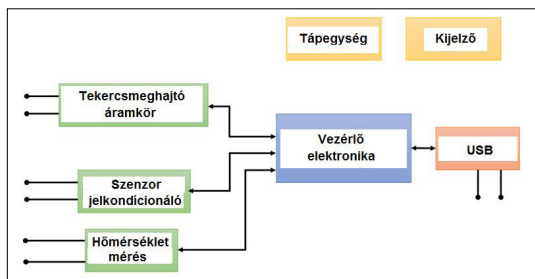
A mérési eljárás lényege tehát, hogy a szolenoiddal nagy pontossággal előállított gerjesztés (mágneses térerősség,  $H$ ) hatására kialakuló mágneses teret ( $B$ ) mérjük. Ebből a  $B-H$  görbe megrajzolható és a mágneses jellemzők számíthatók.

A mágneses vizsgálóberendezés blokkdiagramja a 3. ábrán látható.

A központi vezérlést egy 16 bites PIC-mikrovezérlő végzi, ez kommunikál a tekercsmeghajtó áramkörrel, amely lehetővé teszi a kimeneti áram digitális beállítását. A térerősségszenzorok szenzorillesztő részáramköre jelkondicionálást és -leválasztást végez, lehetővé téve a nagy felbontású digitalizálást. A berendezés digitális interfészen (USB – VCP) keresztül kommunikál a PC-re fejlesztett vezérlőszoftverrel.



2. ábra. A szolenoid belsejébe helyezett minta mágneses tere és az annak mérésére szolgáló magnetométer elhelyezése



3. ábra. A mágneses vizsgálóberendezés elektronikájának blokkdiagramja

### 2.2. A szolenoid méretezése

A berendezés egyik fő alkotóeleme a homogén mágneses teret előállító szolenoid. Az ennek belsőjében kialakuló térerősség mértéke az alábbi képlettel számítható ki:

$$H = (N \cdot I) / L \tag{1}$$

ahol

- H – mágneses térerősség, A/m;
- N – szolenoid menetszáma;
- I – szolenoidban folyó villamos áramerősség, A;
- L – szolenoid hossza, m.

Látható, hogy adott geometria esetén a térerősség a tekercsben folyó árammal arányosan változtatható, lineáris összefüggés szerint. A szolenoid méretezéséhez további összefüggéseket is felhasználtunk, mint például az Ohm-törvényt.

A méretezés néhány rögzített adatból indult ki:

- szolenoid hossza: 500 mm;
- szolenoid csévetest külső átmérője: 50 mm;
- maximális mágneses térerősség (min.): 30000 A/m.

A kiinduló adatokból az alábbi eredmények adódtak:

- szolenoid menetszáma (rétegenként): 306;
- rétegek száma: 6;
- szolenoid ohmikus ellenállása: 3,08 Ω;
- maximális tekercsáram: 10,3 A;
- tekercs teljesítménydisszipáció: 332 W;
- tekercselőhuzal átmérője: 1,6 mm.

A tekercs által disszipált teljesítmény hővé alakul, amely melegíti a tekercset, növelve annak ellenállását. A pontos térerősség beállítása érdekében áramgenerátoros meghajtója van a berendezésnek, amely a tekercs ellenállásától függetlenül állandó áramot hajt át a tekercsen. A szolenoid terve és a megépült egység a 4. ábrán látható.



4. ábra. A berendezés szolenoidjának terve és a megépült szolenoid

### 2.3. A mágnesestér-érzékelő

A gerjesztett minta saját mágneses terének érzékeléséhez körültekintően választott szenzorra van szükség. Az 5. ábra néhány magnetométer-fajtát hasonlít össze a mérési tartomány alapján.

A szenzorral szemben támasztott követelmények közül kiemelhető a viszonylag nagy érzékenység (±10 μT), a nagyfokú irányérzékenység, illetve az, hogy képes legyen állandó mágneses tér érzékelésére is.

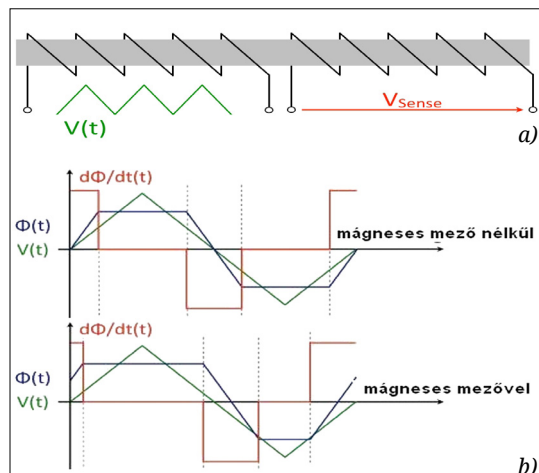
Ezen követelményeknek a fluxgate típusú szenzorok felelnek meg a legjobban.

A fluxgate magnetométer működési elvét a 6. ábra szemlélteti. Az (a) ábrán látható ferromágneses vasmagot a meghajtó (elsődleges) tekercs pozitív és negatív irányban is telítésbe viszi, periodikusan. A fluxsűrűség-változás az érzékelő (másodlagos) tekercssel fogható fel. Külső mágneses tér jelenlétében ez a jel aszimmetrikussá válik, a mágneses térerősség arányos a jel második harmonikusával, lásd a (b) ábrát.

Magnetométer technológia	Mérési tartomány (Gauss)				
	10 <sup>-10</sup>	10 <sup>-6</sup>	10 <sup>-2</sup>	10 <sup>2</sup>	10 <sup>6</sup>
1. Keresőtekercses magnetométer	[Bar chart showing range from 10 <sup>-10</sup> to 10 <sup>6</sup> ]				
2. Fluxgate magnetométer	[Bar chart showing range from 10 <sup>-6</sup> to 10 <sup>2</sup> ]				
3. Optikai magnetométer	[Bar chart showing range from 10 <sup>-6</sup> to 10 <sup>2</sup> ]				
4. Atomprecessziós magnetométer	[Bar chart showing range from 10 <sup>-6</sup> to 10 <sup>2</sup> ]				
5. SQUID magnetométer	[Bar chart showing range from 10 <sup>-10</sup> to 10 <sup>-2</sup> ]				
6. Hall-effektus magnetométer	[Bar chart showing range from 10 <sup>-6</sup> to 10 <sup>2</sup> ]				
7. Magnetorezisztív magnetométer	[Bar chart showing range from 10 <sup>-6</sup> to 10 <sup>2</sup> ]				
8. Magnetodiódás magnetométer	[Bar chart showing range from 10 <sup>-6</sup> to 10 <sup>2</sup> ]				
9. Magnetotranzistoros magnetométer	[Bar chart showing range from 10 <sup>-6</sup> to 10 <sup>2</sup> ]				
10. Üvegszálas magnetométer	[Bar chart showing range from 10 <sup>-6</sup> to 10 <sup>2</sup> ]				
11. Mágneses optikai magnetométer	[Bar chart showing range from 10 <sup>-6</sup> to 10 <sup>2</sup> ]				

Földi mágneses tér erőssége →

5. ábra. Magnetométer-technológiák összehasonlítása mérési tartomány alapján [9]



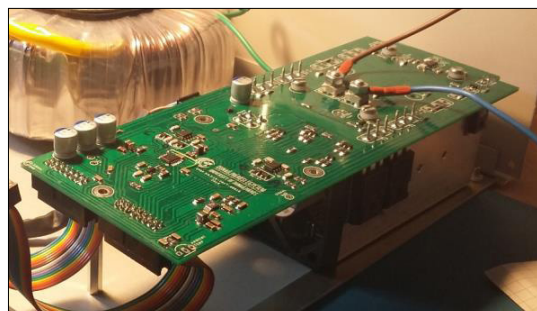
6. ábra. A fluxgate magnetométer működési elve [10]

### 3. A részegységek tervezése

#### 3.1. Tekercsmeghajtó elektronika

A tekercsmeghajtó áramkör alapjában véve egy áramgenerátor és egy dupla H híd egybeépítve. Ezzel a megoldással az áram irányát és nagyságát egyszerre lehet változtatni. A dupla H híd az áramirányváltás mellett a mérési tartomány át-kapcsolását is lehetővé teszi, így nagyobb és kisebb térfogatú minták is pontosan vizsgálhatók.

Az elkészült elektronikáról a **7. ábrán** látható fotó, a **8. ábra** pedig a különböző szintű terveket mutatja.

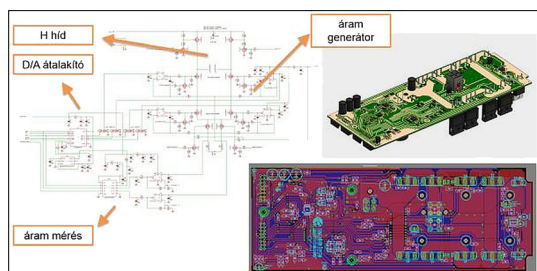


**7. ábra.** A legyártott és beépített tekercsmeghajtó elektronika

#### 3.2. A tápegység-elektronika

A tápegységnek több stabilizált feszültségszintet elő kell állítania, többek között 5 V-ot a digitális áramköröknek,  $\pm 12$  V-ot a fluxgate szenzornak, 36 V-ot a szolenoidmeghajtáshoz. Az áramköri rajz, a NYÁK-terv és a 3D-s modell a **9. ábrán** látható.

A tápegység 230/36 V-os toroidtranszformátor által előállított feszültséget használ, így a hálózati leválasztás, az érintésvédelem biztosítva van. Az elkészült tápegységről készített fénykép a **10. ábrán** látható.



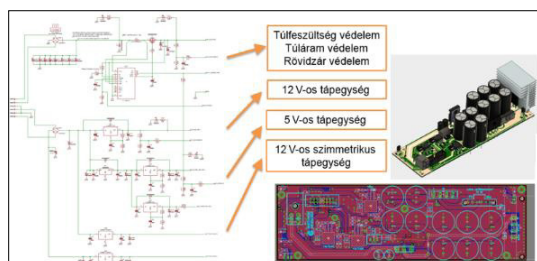
**8. ábra.** A tekercsmeghajtó elektronika kapcsolási rajza, NYÁK-terve és 3D-s modellje

#### 3.3. Mérésvezérlő és kommunikációs egység

A mérési folyamat vezérléséhez és az analóg jelek digitalizálásához, valamint a mért értékek számítógépbe juttatásához külön mérésvezérlő modul készült. A rendszer lelke egy 16 bites PIC-mikrovezérlő, a dsPIC30F6014A-30 típus.

A **11. ábra** az egység kapcsolási rajzát, a NYÁK-tervét és a 3D-s modelljét szemlélteti. Az egység egy 4 soros LCD-kijelzőt is kapott, amely segítségével a mérési folyamatról lehet tájékoztatni a felhasználót. A **12. ábrán** az egység az előlappal összeépítve látható, a csatlakozó szalagkábelekkel.

A mérésvezérlő egység tervezése során meg kellett oldani az USB-port galvanikus leválasztását, így sem a számítógép, sem az egység nem károsodik hot-plug esemény hatására, illetve nem tud kialakulni földhurok. Ez egy 6 kV-os, izolációs feszültségű elválasztóval valósult meg, az UART RX és TX vonalainak megszakításával. Az USB-kommunikáció virtuális soros porton (VCP) zajlik, egy MCP 2200 integrált áramkör alkalmazásával. Ezt a PC USB-portjától kapott feszültség táplálja, így független az egység állapotától.



**9. ábra.** A tápegység kapcsolási rajza, NYÁK-terve és 3D-s modellje

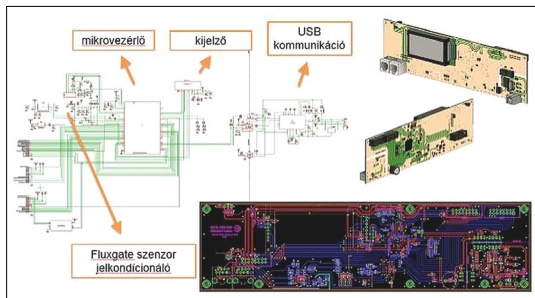


**10. ábra.** A tápegység legyártva és beépítve

### 4. Összefoglalás

Jelen cikk a Dunaújvárosi Egyetemen fejlesztés alatt álló mágneses vizsgálóberendezés fejleszté-





11. ábra. A mérésvezérlő kapcsolási rajza, NYÁK-terv és 3D-s modellje



12. ábra. A mérésvezérlő legyártott és beépített állapotban

sét mutatta be. A berendezés képes kis térfogatú ferromágneses anyagminták hiszterézisgörbéjének méréssel történő meghatározására, szolenoid belsejében előállított homogén, stacioner mágneses tér (H) alkalmazásával. A minta mágneses terének (B) mérésére fluxgate szenzort alkalmaztunk. A fő egységek: szolenoid, szolenoidmeghajtó egység, központi mérésvezérlő egység, tápegység, valamint a PC oldali szoftver. A berendezés fejlesztés alatt van, hamarosan kalibrálási eredmények is rendelkezésre állnak.

A berendezés fejlesztése szorosan kapcsolódik az elektromotorok hatásfokát javító kutatásokhoz, amelyek többek között a vasvesztés csökkentését célozzák meg amorf anyagok alkalmazásával. Ezen anyagok pontos formázási/kivágási technológiájának kidolgozása elengedhetetlen ahhoz, hogy elektromotorok építésére lehessen ezeket alkalmazni. A vágás technológiai paramétereit úgy kell meghatározni, hogy a művelet a lehető legkevesbé rontsa az alapanyag kiváló mágneses tulajdonságait.

### Köszönetnyilvánítás

A dolgozatban bemutatott kutatást az Új Széchenyi Terv keretében az EFOP-3.6.2-16-2017-00016 projekt részeként hajtották végre. A jelen cikkben megjelent eredményekhez az EFOP-3.6.1-16-2016-00003 K+F+I folyamatok hosszú távú megerősítése a Dunaújvárosi Egyetemen c. projekt által finanszírozott kutatások járultak hozzá. A projekt befejezését az

Európai Unió és az Európai Szociális Alap társfinanszírozza.

### Szakirodalmi hivatkozások

- [1] Wang Z. et al.: *Development of an Axial Gap Motor With Amorphous Metal Cores*. IEEE Transactions on Industry Applications, 47/3. (2011) 1293–1299. <https://doi.org/10.1109/TIA.2011.2127430>
- [2] Kolano R., Krykowski K., Kolano-Burian A., Polak M., Szynowski J., Zackiewicz P.: *Amorphous Soft Magnetic Materials for the Stator of a Novel High-Speed PMBLDC Motor*. IEEE Transactions on Magnetics, 49/4. (2013) 1367–1371. <https://doi.org/10.1109/TMAG.2012.2234757>
- [3] Krings A., Boglietti A., Cavagnino A., Sprague S.: *Soft Magnetic Material Status and Trends in Electric Machines*. IEEE Transactions on Industrial Electronics, 64/3. (2017) 2405–2414, March. <https://doi.org/10.1109/TIE.2016.2613844>
- [4] Yang W., Huang C., Zhang Q.: *Optimization of Squirrel-Cage Rotor for Amorphous Asynchronous Motor*. Chinese Automation Congress (CAC), Hangzhou, China, 2019, 2107–2110.
- [5] A BIZOTTSÁG (EU) 2019/1781. rendelete (2019. október 1.) az elektromos motorokra és a frekvenciaváltókra vonatkozó környezettudatos tervezési követelményeknek a 2009/125/EK európai parlamenti és tanácsi irányelv szerinti megállapításáról, a 641/2009/EK rendeletnek a tömszelence nélküli önálló keringetőszivattyúkra és a termékbe beépített tömszelence nélküli keringetőszivattyúkra vonatkozó környezettudatos tervezési követelmények tekintetében történő módosításáról és a 640/2009/EK bizottsági rendelet hatályon kívül helyezéséről
- [6] Global Efficiency Intelligence LLC.: *Global Industrial Motor Systems Efficiency Initiative*. <https://www.globalefficiencyintel.com/global-industrial-motor-systems-initiative>, January, 2020
- [7] Szabo A., Koti D., Santa O., Kozsely G.: *Development of the Shaping Method of Amorphous Ribbons Used in Electric Drives*. XXXVI. International Colloquium Advanced Manufacturing and Repair Technologies in Vehicle Industry, Vol. XIX, 2019.
- [8] Waide P., Brunner C.: *Energy-Efficiency Policy Opportunities for Electric Motor-Driven Systems*. IEA Energy Papers, 7. (2011), OECD Publishing, <https://doi.org/10.1787/5k9g52gb9gjd-en>
- [9] Sheiretov Y.: *Deep Penetration Magnetoquasistatic Sensors*. Doctor of Philosophy at the Massachusetts Institute of Technology, June 2001
- [10] Dirk Ettl.: *Conception et fabrication d'un magnétomètre à jauge de contrainte*. Université de Grenoble, 2012, French, <https://tel.archives-ouvertes.fr/tel-00744722>

# Normál- és keresztengerelt, lágyított, AW-5056 Al-lemezek fülesedésének becslése {h00} pólusábrák alapján

## Earing prediction of unidirectionally and cross-rolled, annealed 5056 Al sheets from {h00} pole figures

Schweitzer Bence,<sup>1</sup> Benke Márton,<sup>2</sup> Hlavacs Adrienn,<sup>3</sup> Mertinger Valéria<sup>4</sup>

*Fémteni, Képlékenyalakítási és Nanotechnológiai Intézet, Miskolci Egyetem, Műszaki Anyagtudományi Kar, Miskolc, Magyarország*

<sup>1</sup> [thebencyx@gmail.com](mailto:thebencyx@gmail.com)

<sup>2</sup> [fembenke@uni-miskolc.hu](mailto:fembenke@uni-miskolc.hu)

<sup>3</sup> [femhadri@uni-miskolc.hu](mailto:femhadri@uni-miskolc.hu)

<sup>4</sup> [femvali@uni-miskolc.hu](mailto:femvali@uni-miskolc.hu)

---

### Abstract

Earing of deep drawn cups is an effective measure of plastic anisotropy. It is the result of crystallographic anisotropy, i.e. texture. There are several methods to predict earing, but all of these methods are rather complex. Furthermore, above a certain sheet thickness, deep drawing cannot be performed, and prediction methods fail since they are usually valid within a certain sheet thickness range. A new, simple method has been proposed to predict earing. Besides simplicity, another major benefit of the method is that it can be applied to a wide range of sheet thicknesses. The method has been previously applied for unidirectionally rolled and recrystallized and cross-rolled Al sheets. In the present manuscript, the proposed method is applied on the 5056 type, unidirectionally and cross-rolled, then annealed Al sheets having very weak (close to random) structure. It is shown that for such samples, the method predicts negligible earing. It is also revealed that for the 5056 type Al alloy, the differences in texture and earing between unidirectionally and cross-rolled samples become so small after annealing, that the benefit of cross rolling is negligible.

**Keywords:** *cross-rolling, earing, texture.*

### Összefoglalás

A mélyhúzott csészék fülesedése egy jól látható mértéke a képlékeny anizotrópiának. Ezt a kristálytani anizotrópia, vagyis a textúra okozza. Többféle módszer is megjelent a fülesedés becslésére, de ezen módszerek meglehetősen összetettek. Továbbá egy bizonyos lemezvastagság felett nem végezhető mélyhúzás, így ezek a módszerek sem lesznek használhatók, tekintve, hogy csak egy adott lemezvastagság-tartományban vannak validálva. Egy új, egyszerű módszert javasolunk a fülesedés becslésére. Egyszerűsége mellett nagy előnye, hogy széles lemezvastagság-tartományban használható. A módszert már korábban alkalmazták normálhengerelt, újrakristályosított és keresztengerelt Al-lemezek vizsgálata során. Ebben a munkában a javasolt módszert 5056-os normál- és keresztengerelt, majd lágyított Al-lemezekon használjuk. Látható, hogy a legtöbb minta esetében a becsült fülesedés elhanyagolható mértékű. Az szintén kiderült, hogy az 5056-os alumíniumötvözet esetében a textúra- és fülesedésbeli különbségek a normál-, illetve keresztengerelés között olyan kicsik lágyítás után, hogy a keresztengerelés alkalmazásának előnyei is elhanyagolhatók.

**Kulcsszavak:** *keresztengerelés, fülesedés, textúra.*

---



## 1. Bevezetés

A keresztengerlés kifejezést különböző speciális típusú hengerlések esetén alkalmazzuk [1]. Ebben az esetben a keresztengerlés a konvencionális, „egyirányú hengerlés” egy módosított verziója, amikor a szűrési lépések között a lemezeket 90°-kal elforgatjuk a normálirány (NI) körül [2–5]. Ennek eredménye a konvencionális hengerléshez képest egy véletlenszerűhöz közeli textúra négyes szimmetriával. Li és társai magnéziumlemezeken alkalmaztak keresztengerlést, és megállapították, hogy az a véletlenszerűhöz közeli textúrát eredményezett [2]. Wronski és társai kis karbontartalmú, ferrites acélon és rézen végeztek keresztengerlést, és azt figyelték meg, hogy bár az acél képlékeny anizotrópiája nőtt, a réz csökkent [3]. Huh és társai azért alkalmaztak keresztengerlést 5182-es, lágyított alumíniumlemezeken, hogy megakadályozzák a kocka textúra komponens növekedését. A hengerlésnek köszönhetően közel véletlenszerű textúrát és jobb alakíthatóságot értek el [4]. Tang és társai keresztengerelt AZ31-es Mg-ötözet vizsgálata során hasonló eredményeket értek el. Nagy szívósság mellett rendkívül kis mértékű fülesedést értek el [5]. Összességében elmondható, hogy a keresztengerlés alkalmazása a random orientációeloszláshoz közeli textúrát és kisebb képlékeny anizotrópiát okoz.

A mélyhúzás egyszerű módszer a hengerelt lemezek képlékeny anizotrópiájának jellemzésére. Emellett több módszer is megjelent a fülesedés becsülésére. Fukui és Kudo rávilágított arra, hogy a fülesedés megbecsülhető a Lankford-számból a következő formulával:  $\Delta r = (r_0 + r_{90}) / 2 - r_{45}$  [6]. Azóta megjelentek mechanikus [7], kristálytani alapú [8, 9] és még kifinomultabb módszerek [10]. Manapság a fülesedés becsülését végeselemes módszerekkel végzik [11]. Ezen módszerek egyik hátránya az, hogy csak egy meghatározott lemezvastagság-tartományban használhatók. Ha a lemez vastagsága a tartományon kívülre esik, a módszert módosítani és validálni kell. Ez kritikussá válik akkor, ha a lemez vastagsága már nem teszi lehetővé a mélyhúzás alkalmazását, és így a módszer nem validálható. A szerzők nemrég publikáltak egy egyszerű módszert, amely  $\{h00\}$  pólusábrák alapján becsli a fülesedést [12, 13]. Az egyszerűsége mellett a kifejlesztett módszer széles lemezvastagság-tartományban használható, így általánosan alkalmazható. Továbbá használható EBSD-vel mért pólusábrákon, illetve roncsolásmentes módszerként [14]. A módszert

sikeresen alkalmaztuk konvencionálisan hidegen hengerelt, majd később lágyított Al-lemezeken, és a következő, négyes szimmetriájú fülesedéstípusokat mutatta: hengerelt, nullához közeli és újrakristályosodási fülesedés, lényegesen különböző lemezvastagságoknál (0,3–3 mm) [12]. Később alkalmaztuk és validáltuk keresztengerelt Al-lemezeken is [13]. Jelen kutatásban tovább kívánjuk szélesíteni a kifejlesztett fülesedésbecslő módszer alkalmazhatósági körét. Most a módszert normálhengerelt és keresztengerelt Al-lemezeken alkalmazzuk, amelyeket később lágyító hőkezelés alá vetünk, hogy gyenge, a random orientációeloszláshoz közeli, újrakristályosodási textúrát kapjunk.

## 2. Elvégzett vizsgálatok

5056-os, 4 mm kiinduló vastagságú alumíniumlemezeket hengereltünk konvencionálisan és keresztengerelve, Von Roll hengerállványt használva. A hengerlés módján kívül (normál vagy kereszt) minden egyéb paraméter megegyezett. A lemezeket 6, illetve 12 szűrással hengereltük. Az A1, A5, A6 minták normálhengereltek, az A3K, A4K, A9K minták pedig keresztengereltek 6 szűrési lépéssel ~1 mm végvastagságig. A szűrési lépések között az A4K mintát NI körül forgattuk az óramutató járásával megegyezően, az A3K és A9K mintákat pedig oda-vissza forgattuk. A résállítás 0,6 mm volt az első szűrési lépésnél, a további szűrásoknál 0,5 mm. Az A10 mintát normál-, az A11K-t pedig keresztengereltük 12 szűrési lépéssel ~1 mm végvastagságig. Az első szűrési lépésnél a résállítás 0,3 mm volt, az ezt követő szűrásoknál pedig 0,25 mm. Az A11K mintát szintén oda-vissza forgattuk NI körül [13]. A hengerelt lemezeket ezután hőkezeltük levegő atmoszférájú kemencében 320° C-os hőmérsékleten, 2 órán keresztül, hogy teljesen újrakristályosodott szerkezet alakuljon ki.

Kerek, 30 mm átmérőjű minták lettek kimunkálva a lemezekből röntgendiffrakciós textúravizsgálatra. E vizsgálathoz egy Euler-bölcsovel felszerelt, Bruker D8 Advance diffraktométert használtunk Cu sugárforrással. A csőfeszültség és a csőáram 40 kV és 40 mA volt.  $\{111\}$ ,  $\{200\}$  és  $\{220\}$  pólusábrák mértünk 75° kidöntésig. A  $\{200\}$  pólusábrák újraszámítása a berendezés TexEval szoftverjével történt. Ortorombos alakváltozást alkalmaztunk mind a normál-, mind a keresztengerelt minták esetében.

A fülesedésbecslő módszert már részletesen bemutattuk egy korábbi publikációban [12].

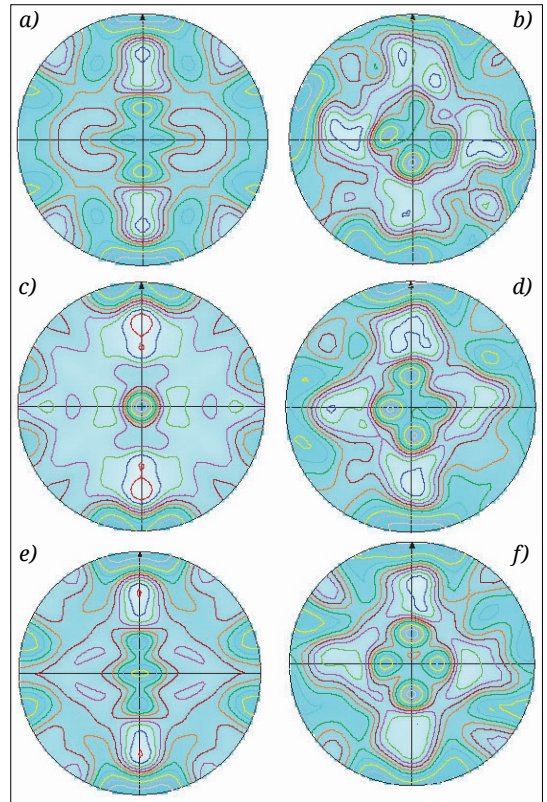
Röviden: generáljuk a {200} pólusábrák CHI-metszeit. Minden PHI- (a minta forgatása) szöghöz tartozik egy {200} CHI-metszet. A módszer azt feltételezi, hogy a CHI-metszeteken lévő intenzitásváltozás megközelíthető Gauss-görbék összegével. A CHI-metszetek intenzitásgörbéit megillesztjük Gauss-görbékkel [15]. Minden Gauss-görbe nettó intenzitása súlyozva van, és szorozva a CHI-csúcsérték szinuszával. Ezután a súlyozott területek összegét ábráztuk a PHI-érték függvényében [12]. A skálázási faktor meghatározása a kísérleti eredmények összehasonlításával történt a [13] cikkben leírtak szerint. A skálázási faktor a normálhengerelt minták esetében 40, a kereszt-hengerelt esetében 60 volt, egységesen.

### 3. Eredmények

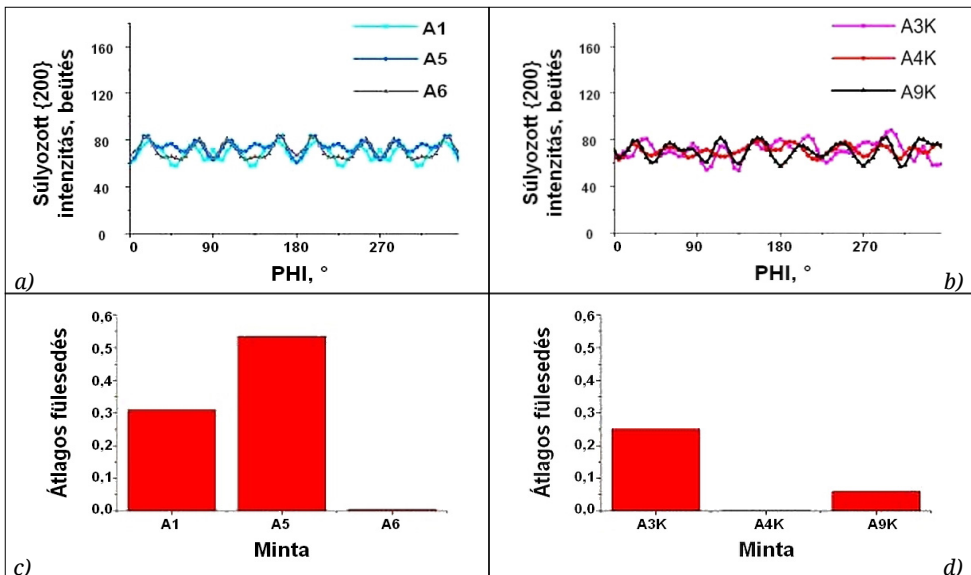
#### 3.1. A 6 szűrással hengerelt minták eredményei

Az 1. ábra az újrászámított {200} pólusábráit mutatja a lágyított, 6 szűrással normál- és kereszt-hengerelt mintáknak. A hengerlési irány minden esetben a 12 óra irányába mutat. A pólusábrákon nincsenek kiugróan nagy intenzitású csúcsok. Ez alapján elmondható, hogy a normál- és kereszt-hengerelt minták randomhoz közeli jelleget mutatnak.

A 2. ábra összefoglalja a 6 szűrással hengerelt, majd lágyított minták becsült fülesedését és a



1. ábra. A 6 szűrással hengerelt, majd lágyított minták újrászámított {200} pólusábrái: (a) A1; (b) A3K; (c) A5; (d) A4K; (e) A6; (f) A9K

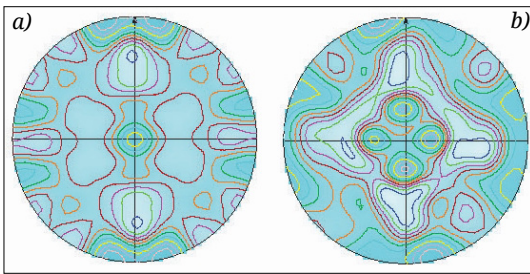


2. ábra. A 6 szűrással hengerelt, majd lágyított minták becsült fülesedése: (a) normálhengerelt minták; (b) kereszt-hengerelt minták; (c) a becsült átlagos fülesedése a normálhengerelt mintáknak; (d) a kereszt-hengerelt mintáknak

becsült átlagos fülesedés értékeit. Megfigyelhető, hogy a jellegzetes hengerlési fülesedés  $HI + 45^\circ + (n \cdot 90^\circ)$  irányban, vagy az újrakristályosodási fülesedés  $RD + (n \cdot 90^\circ)$  irányban (vagy bármely más irányban) nem jelentkezik. A megfigyelhető intenzitáscsúcsok közti különbség kicsi, 60 és 80 beütés között változik. A becsült fülmagasság és a becsült átlagos fülesedés alapján elmondható, hogy a lágýtítás után a normál- és kereszt-hengerelt minták fülesedése rendkívül csekély.

### 3.2. A 12 szúrással hengerelt minták eredményei

A 3. ábra az újrászámított  $\{200\}$  pólusábráit mutatja a lágýtított, 12 szúrással normál- és kereszt-hengerelt mintáknak. Megállapítható, hogy a hőkezelés hatására a normál- és kereszt-hengerelt minták randomhoz közeli textúrát mutatnak.



3. ábra. A 12 szúrással hengerelt, majd lágýtított minták újrászámított  $\{200\}$  pólusábrái: (a) A10; (b) A11K

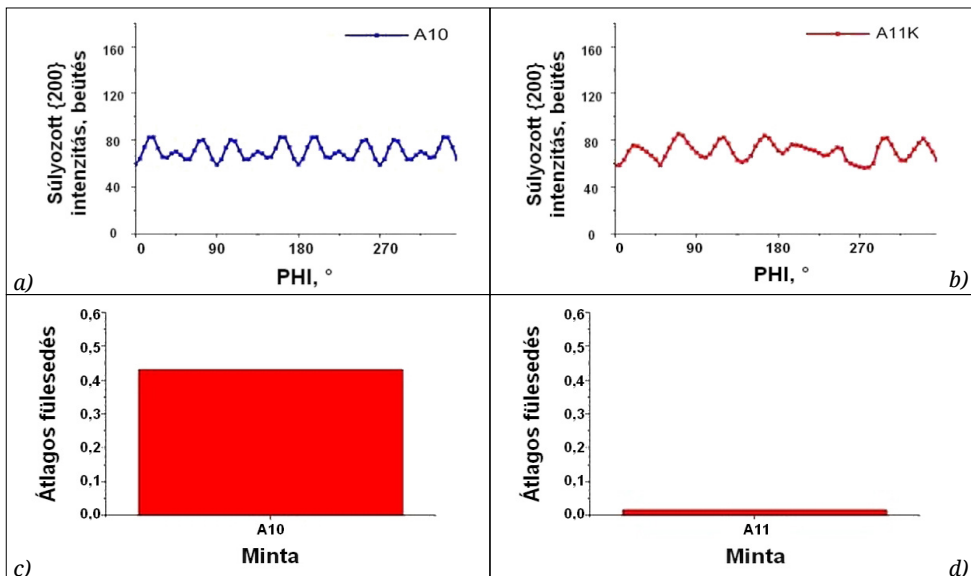
A 12 szúrással hengerelt, majd lágýtított minták becsült fülesedését és becsült átlagos fülesedésértékeit a 4. ábra mutatja. Az ábrák alapján elmondható, hogy az átlagos fülesedés értéke rendkívül kicsi, 1 alatti.

### 4. Következtetések

Látható volt, hogy a lágýtított, 5056-os normál- és kereszt-hengerelt Al-lemezek  $\{200\}$  pólusábráin nem jelentkezik intenzitáscsúcsok. Ezáltal egy homogén intenzitásfüggvény volt látható a vizsgált minták  $\{200\}$  pólusábráin (a hengerlési síkban). A kifejlesztett fülesedésbecslő módszer a  $\{h00\}$  pólusábrák intenzitásfüggvényein alapul, vagyis a  $\{h00\}$  intenzitás megoszlásán a hengerlési síkon. Látható, hogy azokban az esetekben, amikor homogén  $\{200\}$  intenzitáseloszlás jelentkezett a hengerlési síkban, kicsi fülmagasság és átlagos fülesedés volt kimutatható a kifejlesztett fülesedésbecslő módszerrel. Az is megállapítható, hogy az 5056-os Al-ötvözet esetében a normál- és kereszt-hengerelt minták közötti különbség olyan kicsi a lágýtítás után, hogy a kereszt-hengerelés előnyös tulajdonságai elhanyagolhatók.

### Köszönetnyilvánítás

A cikkben ismertetett kutatómunka az EFOP-3.6.1-16-2016-00011 jelű Fiatalodó és Megújuló Egyetem – Innovatív Tudásváros – a Miskolci Egyetem intelligens szakosodást szolgáló intézményi fejlesztése



4. ábra. A 12 szúrással hengerelt majd lágýtított minták becsült fülesedése: (a) normálhengerelt minta; (b) kereszt-hengerelt minta; (c) a normálhengerelt mintának, (d) a kereszt-hengerelt mintának

projekt részeként – a Széchenyi 2020 keretében – az Európai Unió támogatásával, az Európai Szociális Alap társfinanszírozásával valósul meg.

Az Emberi Erőforrások Minisztériuma ÚNKP-19-4 kódszámú Új Nemzeti Kiválósági Programjának támogatásával készült. A kutatás az NKFIH K119566 projekt keretében valósult meg.

### Szakirodalmi hivatkozások

- [1] Neugebauer R., Glass R., Kolbe M., Hoffmann M.: *Optimisation of processing routes for cross rolling and spin extrusion*. Journal of Materials Processing Technology, 125–126. (2002) 856–862. [https://doi.org/10.1016/S0924-0136\(02\)00392-8](https://doi.org/10.1016/S0924-0136(02)00392-8)
- [2] Li X., Al-Samman T.: *Mechanical properties and anisotropy of ME20 magnesium sheet produced by unidirectional and cross rolling*. Materials & Design, 32. (2011) 4385–4393. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2011.03.079>
- [3] Wronski S., Wrobel M., Baczmanski A., Wierzbanski K.: *Effects of cross-rolling on residual stress, texture and plastic anisotropy in f.c.c. and b.c.c. metals*. Materials Characterization, 77. (2013) 116–126. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2013.01.005>
- [4] Huh M. Y., Cho S. Y., Engler O.: *Randomization of the annealing texture in aluminum 5182 sheet by cross-rolling*. Materials Science and Engineering A, A315. (2001) 35–46. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(01\)01207-2](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(01)01207-2)
- [5] Tang W., Huang S., Li D., Peng, Y.: *Mechanical anisotropy and deep drawing behaviors of AZ31 magnesium alloy sheets produced by unidirectional and cross rolling*. Journal of Materials Processing Technology, 215. (2015) 320–326. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2014.08.020>
- [6] Fukui S., Kudo H.: *The earing in deep-drawing and directionality in tension-test of sheet metal*. Rep. Inst. Sci. Tech. Univ. Tokyo, 4. (1950) 33.
- [7] Sowerby R., Johnson W.: *Prediction of earing in cups drawn from Anisotropic sheet using slip-line field theory*. Journal of Strain Analysis for Engineering Design, 9. (1974) 102–108. <https://doi.org/10.1243/F03093247V092102>
- [8] Tucker G. E. G.: *Texture and earing in deep drawing of aluminium*. Acta Metallurgica, 9. (1961) 275–286. [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(61\)90220-6](https://doi.org/10.1016/0001-6160(61)90220-6)
- [9] Kanatake N., Tozawa Y., Otani T.: *Calculations from texture of earing in deep drawing for fcc metal sheets*. International Journal of Mechanical Sciences, 25. (1983) 337–345. [https://doi.org/10.1016/0020-7403\(83\)90012-7](https://doi.org/10.1016/0020-7403(83)90012-7)
- [10] Van Houtte P., Cauwenberg G., Aernoudt E.: *Analysis of the earing behaviour of aluminium 3004 alloys by means of a simple model based on yield loci calculated from orientation distribution functions*. Materials Science and Engineering, 95. (1987) 115–124. [https://doi.org/10.1016/0025-5416\(87\)90503-9](https://doi.org/10.1016/0025-5416(87)90503-9)
- [11] Engler O., Mertens N., Van Dam P.: *Texture-based design of a convoluted cut-edge for earing-free beverage cans*. Journal of Materials Processing Technology, 211. (2011) 1278–1284. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2011.02.011>
- [12] Benke M., Hlavacs A., Imre P., Mertinger V.: *Prediction of earing of aluminium sheets from {h00} pole figures*. European Journal of Mechanics endash; A/Solids, 81. (2020) 103950. <https://doi.org/10.1016/j.euromechsol.2020.103950>
- [13] Benke M., Schweitzer B., Hlavacs A., Mertinger V.: *Prediction of earing of cross-rolled Al sheets from {h00} pole figures*. Metals - Open Access Metallurgy Journal, 10/2. (2020) 192. <https://doi.org/10.3390/met10020192>
- [14] Sepsi M., Mertinger V., Benke M.: *Sample cutting-free pole figure measurement method for centreless diffractometers in modified X mode*. Materials Characterization, 151. (2019) 351–357. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2019.03.031>
- [15] Ma Q., Mao W., Feng H., Yu Y.: *Rapid texture measurement of cold-rolled aluminum sheet by X-ray diffraction*. Scripta Materialia, 54. (2006) 1901–1905.



# A FINEMET-ötvözet tulajdonságváltozásának vizsgálata hagyományos, impulzusos és mechanikai feszültség alatt végzett hőkezelést követően

## Investigation of the property change in FINEMET alloy after conventional, pulse and mechanical stress annealing

Szabó Attila,<sup>1</sup> Sánta Róbert,<sup>2</sup> Lovas Antal,<sup>3</sup> Novák László<sup>4</sup>

<sup>1</sup> Dunaújvárosi Egyetem, Gépészeti Tanszék, Dunaújváros, Magyarország, [szaboattila@uniduna.hu](mailto:szaboattila@uniduna.hu)

<sup>2</sup> Dunaújvárosi Egyetem, Gépészeti Tanszék, Dunaújváros, Magyarország, [santarobert@uniduna.hu](mailto:santarobert@uniduna.hu)

<sup>3</sup> Budapesti Műszaki és Gazdaságtudományi Egyetem, Közlekedésmérnöki Kar, Gépjárműtechnológia Tanszék, Budapest, Magyarország, [antal.lovass@gt.bme.hu](mailto:antal.lovass@gt.bme.hu)

<sup>4</sup> Kassai Műszaki Egyetem, Fizika Tanszék, Kassa, Szlovákia, [ladislav.novak@tuke.sk](mailto:ladislav.novak@tuke.sk)

### Abstract

In the present work the comparison of the effect of traditional, pulse and stress annealing is made by monitoring the important mechanical and magnetic properties of FINEMET type amorphous precursor alloy. The magnetic properties were determined from the shape of magnetization curve (coercive force, anisotropy) during various heat treatments and the mechanical properties were measured using brittleness test. The traditional heat treatments were performed in resistance furnace and the magnetic measurements were performed in astatic magnetometer. The pulse and stress annealing (as well as their combinations) were carried out inside in the magnetometer. The temperature of pulse heat treatments is regulated with the length of current pulse flowing through the sample. After each pulses the magnetization curves were measured in-situ, in the magnetometer.

**Keywords:** pulse heat treatment, FNEMET, amorphous, nano-crystalline, brittleness.

### Összefoglalás

Jelen kutatómunka célja a hagyományos, az impulzusos és a mechanikai feszültség alatti hőkezelések hatásának összehasonlítása FINEMET típusú amorf ötvözeteken, a mechanikai és mágneses tulajdonságok változásának megfigyelésével. A mágneses tulajdonságokat a különböző hőkezelések során a mágnesezési görbe alakjából (koercitív erő, anizotrópia) határoztuk meg, a mechanikai tulajdonságokat törékenységi teszttel mértük. A hagyományos hőkezeléseket ellenállás-fűtésű kemencében, a mágneses méréseket asztatikus magnetométerrel végeztük. Az impulzusos és a mechanikai feszültség alatti hőkezeléseket (valamint ezek kombinációit) a magnetométerben hajtottuk végre. Az impulzusos hőkezelés hőmérsékletét a mintán átáramló áramimpulzus hossza szabályozza. Minden impulzus után a mágnesezési görbét in-situ meghatároztuk.

**Kulcsszavak:** impulzus-hőkezelés, FNEMET, amorf, nanokristályos, törékenység.

## 1. Bevezetés

Az elmúlt évtizedekben a Fe-alapú nanokristályos ötvözetek jelentős szerepet játszottak a lágy-mágneses anyagok előállításában. A kiváló jellemzőket a FINEMET (Fe<sub>73,5</sub>Si<sub>13,5</sub>B<sub>9</sub>Nb<sub>3</sub>Cu<sub>1</sub>), amorf szer-

kezetű prekursor ötvözet termikus bomlásával sikerült megvalósítani [1]. Feltételezések szerint a nanométeres α-Fe (Si) szemcseszerkezet alapvető szerepet játszik a kiemelkedő lágy-mágneses tulajdonságok kialakulásában [2]. Megjegyzendő,



hogy az amorf fázis bomlásának kezdeti hőmérséklete ugyanabban a kristályosítási reakcióban is megváltoztatható, eltérő méreteloszlást eredményezve [3]. A legkisebb szemcseméret várhatóan akkor alakul ki, amikor a kristályosodás hőmérséklete a kérdéses ötvözet olvadáspontjának 50%-a körül lesz [4]. A lágymágnesesség tükröződik a koercitivás mértékében, amely inverz kapcsolatot mutat több lágymágneses ötvözetben az átlagos szemcsemérettel. Ez a kapcsolat azonban a Fe-Si-B ötvözetekben a 100–1 nm átlagos szemcseátmérő-tartományban megszűnik. Ezt a kivételes viselkedést a mágneses korrelációs hossz és a szemcse átmérője közötti egybeesésnek tulajdonítják. Bizonyos szemcseméret alatt a szemcsék már olyan kicsik lesznek, hogy kiátlagolódnak a kristálytani anizotrópiájuk doménfal-mozgásra gyakorolt hatása, ezzel a koercitív erő csökkenést eredményezve [2].

A nanométer nagyságrendű szemcseméret azonban nem kizárólagos ok a kiváló lágymágneses jellemzők kialakulására. Csak azon nanokristályos ötvözetek mutatnak kiváló lágymágneses jellemzőket, amelyekben a nanokristályos szerkezetet üvegállapotú prekursorból primer reakció útján állították elő [5]. Ez a reakció az első lépés a hypoeutektikus Fe-B ötvözet amorf fázisú bomlása során, illetve ez tekinthető a nanokristályos átalakulás kétlépéses mechanizmusa első fázisának a FINEMET ( $\text{Fe}_{73,5}\text{Si}_{13,5}\text{B}_9\text{Nb}_3\text{Cu}_1$ ) prekursorokban [6]. Az említett átalakulást számos szerző tárgyalja [7–9]. Általános egyetértés van a kristályosodás első és második lépése szétválasztásának fontosságáról, mivel mágnesesen kemény fázisok jelennek meg a második kristályosodási lépcső során, kedvezőtlenül befolyásolva az ötvözet lágymágneses tulajdonságait. Ezen elválasztást megfelelő ötvözőelemek hozzáadásával valósítják meg. A csíráképző elem, pl. Cu hozzáadása (az  $\alpha$ -Fe képződésének elősegítése) kiemelkedő jelentőséggel bír a csírák kialakulásának és homogén eloszlásának biztosítása szempontjából [10], de hozzájárul az  $\alpha$ -hoz tartozó kristályosodási lépések elválasztásához, azaz az Fe(Si) és  $\text{Fe}_3\text{B}$  képződési hőmérsékletének szétválasztásához is. A Nb hozzáadása hozzájárul a  $\text{Fe}_3\text{B}$  intermetallikus vegyület kiválásának késleltetéséhez, elkerülve a mágneses keményedést [11]. Az ötvözetben a Si jelenléte biztosítja továbbá az üveges állapot általános stabilitását.

A hypoeutektikus Fe-B fémüvegekben az  $\alpha$ -Fe nukleációjának hőmérsékletét a Cu hozzáadásával csökkentik [12, 13]. A Cu preferenciális oldhatósága az fcc  $\gamma$ -Fe környezetben kioltja a  $\gamma$ -Fe

típusú szimmetriákat az amorf mátrixban, amelyek a mágnesezési folyamat során inaktívak, azaz gátolják a domének falának elmozdulását. A hőkezelés során a hőmérséklet emelkedésével a  $\gamma$ -centrumok először eutektoidos mechanizmuson keresztül bomlanak, mivel a Cu-diffúzió aktíválási energiája kicsi [14, 15]. A vázolt mechanizmust a kísérletek is alátámasztják [6]. Ennélfogva önmagában ez a nukleációs jelenség a nanokristályos szerkezet kialakulását megelőzően is hozzájárul a koercitivás csökkentéséhez [13].

A hagyományos nanokristályosítást izotermikus hőkezeléssel hajtjuk végre körülbelül 540 °C-on, 1 órán át, amikor a DO3 rendezett rácsú fázis képződik, amely  $\alpha$ -Fe(Si) szilárd oldat, miközben az Nb és a B dúsul a maradék amorf fázisban. A közelmúltban impulzusos hőkezelésekkel, illetve mechanikai feszültség alatti hőkezelésekkel (a hőkezelés hosszirányú feszültséggel kombinálva) [16] végeztek kísérleteket a lágymágneses tulajdonságok testreszabása céljából.

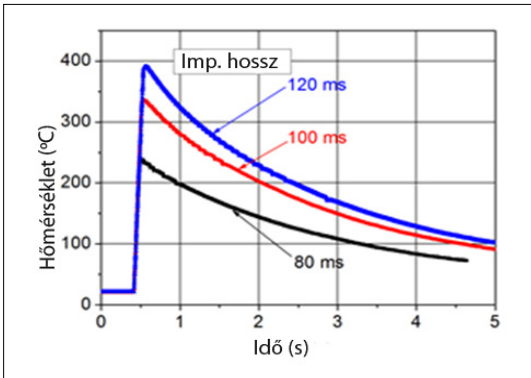
Bár a vázolt módszerek az ipar számára sem ismeretlenek, a tulajdonságok befolyásolásának néhány részlete még megválaszolatlan. A koercitivás és a törékenység változásának, atomi szintű mechanizmusának ismerete a mai napig nem tisztázott. Ezen kérdések megértése áll jelen munka középpontjában.

## 2. A kísérletek ismertetése

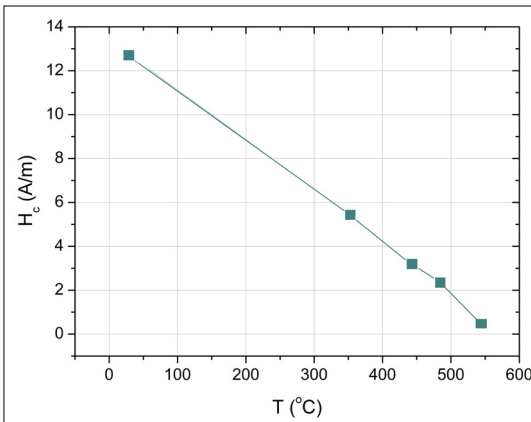
### 2.1. Anyagok, hőkezelések és mérési módszerek

A kísérleteinkhez a jól ismert FINEMET-ötvözetet alkalmaztuk. A 10 mm szélességű, 30  $\mu\text{m}$  vastagságú mintákat mechanikus vágással 100 mm hosszúságúra állítottuk be. Az impulzusos hőkezelést az impulzushosszot változtatva, 10 A csúcsáram és 50 Hz frekvencia alkalmazása mellett hajtottuk végre. Az impulzus időtartama 0,08–0,12 másodperc között változott. A mintákat a fenti módszerekkel hőkezeltük, a hűtési fázisban kényszerlevegős hűtés nélkül. A becsült hűtési sebesség körülbelül 100 K/s, a fűtési sebesség körülbelül 1000 K/s volt. A mágneses méréseket in-situ végeztük a hőkezelés során egy asztatikus magnetométer segítségével. A koercitív erőt ( $H_c$ ) a mágnesezési görbékkel határoztuk meg, amelyeket minden egyes impulzus után ábrázolunk.

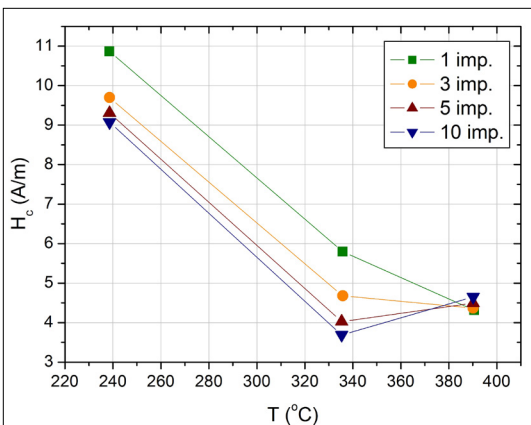
Az 1. ábrán példák találhatóak a hőmérséklet időbeni lefolyására, amelyet különböző hosszúságú, különböző energiákat képviselő impulzusok okoznak. A mérés részleteit és az eredmények kiértékelését a [16] irodalom ismerteti.



1. ábra. A mintahőmérséklet időfüggése különböző időtartamú impulzushosszakat követően FINEMET-ötvözetben [16]



2. ábra. A koercitív erő ( $H_c$ ) változása FINEMET prekursor ötvözetben, 1 h időtartamú, különböző hőmérsékletű, izotermikus hőkezelések hatására [19]



3. ábra. Összefüggés a koercitivitás és a különböző impulzusszám és impulzushossz által elért maximális hőmérséklet között

A repedés megindulásához szükséges relatív alakváltozást egyszerű hajlítási teszt alapján határozzuk meg. A vizsgálat során a  $d$  vastagságú szalagot két párhuzamos lemez között meghajlítjuk egy  $r = D / 2$  sugarú félkörre, ahol  $D$  a két lemez közötti távolságot jelöli. A töréshez tartozó  $\epsilon_f t$  a [17, 18]-ban leírt  $\epsilon_f = d / (D - d)$  kifejezésből származtatjuk.

Kísérleteinkben húzó irányú mechanikai igénybevétel okozta feszültség alatti hőkezelést végzünk. Egytengelyű feszültség ( $\sigma = 0,2$  és  $4$  MPa) alkalmazásával hagyományos, illetve impulzusos kezeléseket kombináltunk hosszirányú mechanikai feszültséggel a minta melegítésének időszaka alatt. A mintában a terhelőerőt a függőleges elrendezésű tekercestestben levő mintára akasztott súlyokkal ébresztettük.

### 3. Eredmények

#### 3.1. A koercitív erő hőmérsékletfüggése izotermikus hőkezelések során

A mágneses tulajdonságok változását az amorf nanokristályos transzformáció során több közlemény ismerteti [6, 18]. A tipikus tendenciát a 2. ábra szemlélteti, ahol a FINEMET-minták  $H_c$ -jét ábrázoljuk az izotermikus (1 órás) hőkezeléseket követően. Ezt az eredményt tekintjük referenciatendenciának az impulzusos kezelések hatásának értékelése szempontjából.

A koercitív erő ( $H_c$ ) csökkenése két, egymást kissé átfedő fizikai folyamatból származik: a kis hőmérsékleti tartományban a  $H_c$ -csökkenés kizárólag a szerkezeti relaxációból származik ( $T_{\text{anneal}} < 350$  °C), amely rövid távú kémiai rendet tartalmaz, és amelyben a kötés-újrarendeződés is történik a befagyott atomok között, hosszú távú diffúzió nélkül. A teljes  $H_c$ -csökkenés több mint 50%-a ebből a folyamatból származik. Ebben a hőmérsékleti tartományban nem észlelhető a kristálycsíra kialakulásának nyoma. 400 °C-on túl a további  $H_c$ -csökkenés a kristálycsírák kialakulásával és a nanokristályok növekedésével jár. Ebben a folyamatban a közepes távú átrendeződéssel járó diffúzió is részt vesz.

Ezekben az ötvözetekben a  $H_c$  további, majdnem nagyságrendnyi csökkenése jellemző. Ezen a hőmérsékleti intervallumon belül nanométer méretű, DO3 típusú szemcsestruktúra fejlődik, amely Fe(Si) szilárd oldat. Ez a folyamat körülbelül 540 °C-on befejeződik. Maga a  $H_c$  a kristályosodás korai szakaszában még változatlan marad, éppen az ellenkező tendencia figyelhető meg a bináris fémüvegekben [20]. A szignifikáns

csökkentést a  $\gamma$ -központok fokozott eliminációjával kell értelmezni az eutektoidos reakció révén a beragadt Cu-atomi által, így a Cu-atomoknak katalitikus hatása van a  $\gamma$ -centrumok eliminációjára, és ezáltal az fcc környezetekből kiinduló eutektoidos reakció elősegítésére.

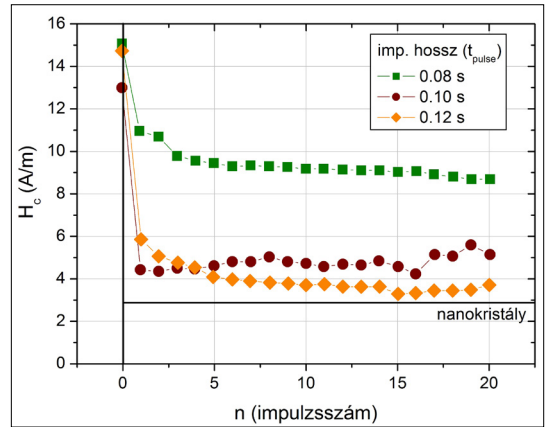
A 3. ábrán a  $H_c$  változását ábrázoljuk az impulzusos hőkezelések során alkalmazott, független impulzusok sorozatának növekvő csúcshőmérséklete esetén (lásd az 1. ábrát). Megállapítottuk, hogy a csúcshőmérséklet túlnyomórészt az impulzus hosszától függ (1. ábra), következésképpen a legnagyobb  $H_c$ -csökkenés a kísérletekben alkalmazott legmagasabb csúcshőmérsékleten várható. A 0,1 s impulzushosszon a csúcshőmérséklet közel 350 °C. Egyetlen impulzus hatása a  $H_c$ -szuppresszióra majdnem ugyanaz, mint az 1 órás, izotermikus hőkezelésé ugyanazon a hőmérsékleten, jelezve, hogy a mágneses feszültség-relaxáció rendkívül gyors folyamat, és hogy ezt feltehetően ennek a relaxációs mechanizmusnak a nemdiffúziós jellege okozza.

Ezt a megfigyelést támasztja alá a 4. ábrán összegyűjtött mérési sorozat is. Itt a  $H_c$ -csökkenést ábrázoljuk a különböző (növekvő) impulzushosszokra (0,08 s, 0,10 s és 0,12 s). Ezeket a független méréseket in situ hajtottuk végre a magnetométerben. Figyelemre méltó, hogy a  $H_c$  csökkenése elhanyagolható az impulzussorozat alatt, kivéve az első hőimpulzust. Az is megfigyelhető továbbá, hogy a csúcshőmérséklet (vagy az aktiválási energia nagysága) meghatározó szerepet játszik a  $H_c$  kinetikájában. A szerkezeti relaxáció időszakában a  $H_c$  csökkenése kizárólag a rövid távú, atomos átrendeződésekkel jár együtt ezekben a befagyasztott feszültségcentrumokban. Mivel az impulzusok csúcshőmérséklete elég nagy, ezen feszültségcentrumok száma gyorsan csökken.

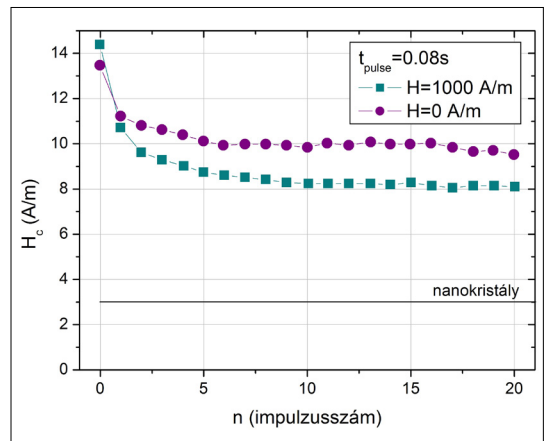
### 3.2. Impulzusos hőkezelések külső mágneses térben

Longitudinális külső mágneses mezőt alkalmaztunk annak érdekében, hogy megvizsgáljuk a hőhatás és a külső mágneses mező közötti kölcsönhatást. A lágymágneses, gyorsan hűtött szalagokban a mágnesezetés egyszerű iránya a szalag hossza mentén történik. A magnetométer által létrehozott mágneses tér iránya a kísérletben párhuzamos a szalag egyszerű mágnesezési irányával.

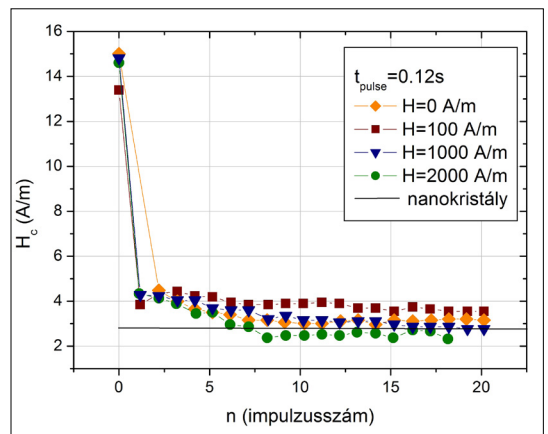
Ha longitudinális mágneses mezőt alkalmazunk a hőimpulzusok alatt, akkor a  $H_c$ -görbék mereksége növekszik az impulzusszám függvényében, ami azt jelenti, hogy a longitudinális mező



4. ábra. Koercitásváltozás az alkalmazott impulzusszámmal szemben, eltérő impulzushossz esetén (csúcshőmérséklet)



5. ábra. Az 1000 A/m-es mágneses mező szerepe a  $H_c$  alakulásában a 0,08 s hosszúságú impulzusok sorozatában



6. ábra. A térerősség hatása a  $H_c$ -re a 0,12 s hosszú impulzusok sorozata során

(hasonlóan a hagyományos hőkezelésekhez) elősegíti a  $H_c$ -csökkenést (lásd a **6. ábrát**). Ebben a kísérletben 0,08 s-os impulzust alkalmaztunk. Ilyen körülmények között ( $\approx 240$  °C csúcshőmérséklet) a csiraképződést és -növekedést kizárjuk, csak a feszültségrelaxáció az oka a  $H_c$ -csökkenésnek. A hosszirányú mező szerepe hasonló a nagyobb, 0,1 s impulzushosszon (lásd a **7. ábrát**), de egymást követő 0,12 s-os impulzusok után a  $H_c$  értéke megegyezik azzal, amelyet 1 órá, izotermikus hőkezelés után kapunk az ekvivalens, neki megfelelő,  $\approx 400$  °C hőmérsékleten (lásd a **2. ábrát**).

### 3.3. Impulzusos hőkezelések külső mágneses térben, mechanikai igénybevétel alatt

Termodinamikai szempontból a fémüvegek egyfázisú, homogén kontinuumot képviselnek. Ennek ellenére sok fizikai tulajdonság jelentős mechanikai anizotrópiát mutat (a mechanikai tulajdonságok különbsége hossz- és keresztirányban, vagy a hidrogénelnyelés mechanikai válaszána különbsége a szalagfelületeken).

Ezek a tulajdonságok utalnak a szalagok gyártási technológiájából adódó, két oldalán eltérő helyi hűtés sebességei közötti különbségre. Feltételezhetjük a kapcsolatot a helyi hűtési sebesség, illetve a feszültségcentrumok gyakorisága és eloszlása között, amely összekapcsolható olyan feszültségérzékeny tulajdonságokkal, mint a  $H_c$ . Az ilyen tendenciák felismerhetők a **7. ábrán**, ahol a hajtóerőt a FINEMET-ötvözetek impulzusos hevítésének sorozata alatt figyeljük.

A mérés hosszanti mágneses mezőben és hosszirányú mechanikai igénybevétel mellett is elvégeztük. Amint a **7. ábra** mutatja, az alapállapotú szalagok  $H_c$ -értéke (0 impulzus) kissé csökken, ha hosszirányú erőt vagy mágneses mezőt alkalmaztak a mérések során ennek az ötvözetnek a kis

pozitív magnetosztrikciója miatt. A hosszirányú mező és a terhelés szerepe nyilvánvaló. Figyelemre méltó, hogy a  $H_c$  az alkalmazott terhelés miatt már az első impulzus hatására (csúcshőmérséklet  $\approx 330$  °C, 0,1 s impulzushossz) közeledik a teljesen nanokristályosodott szerkezethez. A nanokristályos szerkezetnek azonban nyilvánvaló a hiánya ezen a hőmérsékleten.

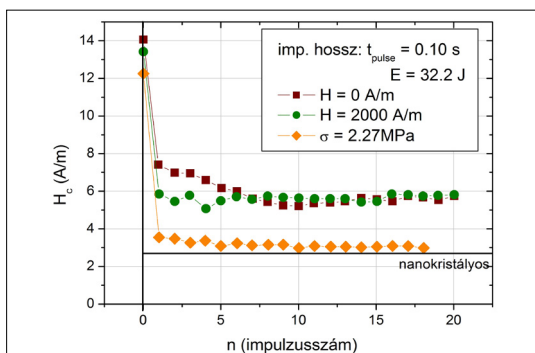
### 3.4. A fémüvegek elridegedésének eredete

Számos atomi szintű mechanizmus hozzájárul a fémüvegek elridegedéséhez. A fémüvegek közötti jelentős, ridegségbeli különbség részben a különböző összetételből vagy a különböző termikus előéletből származik [21]. A Fe-alapú, gyorsított állapotú fémüvegek ridegsége főként a metalloiddtartalomtól adódik, amely egyidejűleg biztosítja a megfelelő üvegtépző képességet (főleg a B-, P- és Si-tartalom). Ezért a rugalmasság vagy a ridegség [18] főleg összetétel-specifikus az átmeneti-fém-metalloid alapú üvegekben, azaz nincs közvetlen kapcsolat a kristálymagok képződése és az elridegedés között. Jellemző példa a  $Fe_{100-x}B_x$  bináris rendszer: ha összehasonlítjuk a hipo- és a hipereutektikus fémüvegeket (kis és nagy B-tartalom), a hipereutektikus fémüvegek a tökéletesen röntgenamorf szerkezetük ellenére kevésbé szívósak (ridegebbek). Ennek oka a kovalens kötés jellege és a  $Fe_{100-x}B_x$  fémüveg hipereutektikus régiójának növekvő B-tartalma. Általában a törékenység tendenciája közvetlen korrelációban van a lehűtött Fe-B minták keménységével (HV) [21]. Elridegedést tapasztalunk továbbá a kristályosodás kezdetén is, amit a hajlítási vizsgálatok és a párhuzamosan elvégzett nagy felbontású diffrakciós vizsgálati technikák (TEM) is alátámasztanak.

Az elridegedés alakulásának elméleti kezelése az üvegtépződést leíró, ún. szabad térfogat elméleten alapul [22, 23]. A makroszintű viszkozitásnak feltételeznie kell a viszkozitás  $\eta(T)$  és az atomra eső átlagos szabad térfogat közötti kapcsolatot.  $\Delta G_m$  az elmozdulás aktiválási energiája,  $v^*$  a szabad térfogat kritikus ingadozása,  $\gamma$  a 0,5 és 1 közötti geometriai tényező,  $R$  a gázállandó, és a  $C$  is egy állandó:

$$\eta(T) = CRT \exp\left(-\frac{\Delta G_m}{RT}\right) \exp\left(\frac{\gamma v^*}{v}\right) \quad (1)$$

A viszkozitás változásának ezt a makroszintű tendenciáját a gyorsított minta elridegedésének fenomenológiai háttereként tekintik. A [22, 23] szerint kapcsolat áll fenn a lehűtött szabad térfogat összeomlásának kinetikája és az elridegedés között. Maga a szabad térfogat a hűtési se-



**7. ábra.** A koercitív erő ( $H_c$ ) változása 0,1 s-os impulzusok hatására longitudinális mágneses mező és mechanikai feszültség alkalmazása esetén

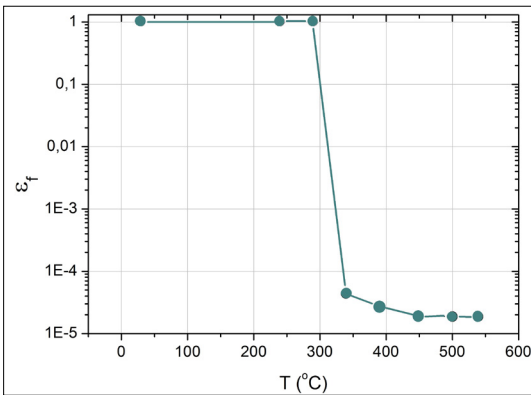


bességtől függ, és ennek eredményeként a mintában vastagságrányú feszültséggradiens alakul ki.

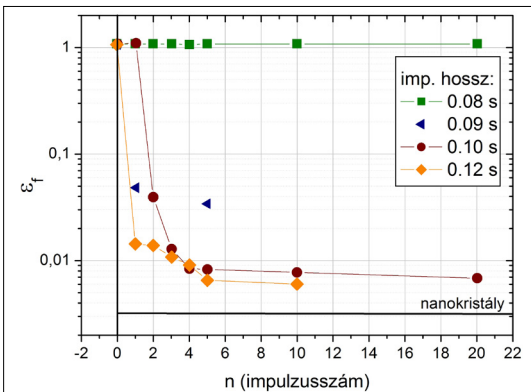
A vázolt megfontolás szerint a rideg viselkedés kialakulása összefüggésbe hozható a melt spinning gyártási eljárás következtében értelmezhető hengeroldali felület és a szabad felület felületekhez közeli határrétegében értelmezhető szabad térfogat-különbség megszűnésével, amelynek hatása a minták hőkezelés során történő spontán deformációjában is megjelenik.

A vizsgált FINEMET-ötvözetek esetében a (mágnesesen és mechanikusan) kemény részecskék fejlődése nagy hőmérsékleten ( $T \approx 600^\circ\text{C}$ ) történik meg, tehát az elridegedés hirtelen növekedése (lásd a 8. ábrát) a relaxációból származik ( $T \approx 330^\circ\text{C}$ ).

A ridegség változását az impulzusszám függvényében a különböző impulzushosszokon a 9. ábra szemlélteti. A 0,08 s-os impulzussorozat



8. ábra. A FINEMET-minta elridegedése izotermikus hőkezelések során



9. ábra. A FINEMET-minta törést okozó hajlítási alakváltozásának változása az impulzusszám függvényében a különböző impulzushosszak esetén

alkalmazása során (a maximális csúcshőmérséklet körülbelül  $240^\circ\text{C}$ ) a szalagok rugalmassága fennmarad az impulzussorozat teljes ideje alatt (20 impulzus), az elridegedés nem észlelhető. Ennek ellenére ugyanazon körülmények között szignifikáns  $H_c$ -csökkenés történik (lásd az 5. ábrát). Ezzel szemben, ha az impulzus hossza kissé megnövekszik (impulzus hossza 0,09 s, a csúcshőmérséklet  $292^\circ\text{C}$ ), akkor a rugalmasság megszűnése már az első impulzus után megfigyelhető. Ahogy az impulzushossz megközelíti a 0,1 s-ot, a ridegség az izotermikus hőkezelés után kapott értékeket is megközelíti. A 8. és 9. ábra szerint a hőkezelés hőmérséklete meghatározó szerepet játszik az elridegedés mértékében, a hőkezelés időtartama csak másodlagos jelentőséggel bír. Megfigyelhető továbbá, hogy az elidegedés mértéke általában alacsonyabb az impulzusos hőkezeléseknél, mint az izotermikus hőkezelések esetén (lásd a 8. és a 9. ábrát).

#### 4. Következtetések

A FINEMET-ötvözetek tulajdonságainak vizsgálata során összehasonlítottuk a hagyományos (izotermikus) impulzus- és mechanikai feszültség alatti hőkezelés hatását. Az impulzusos és a mechanikai feszültség alatti hőkezelést (valamint ezek kombinációit) magnetométerben hajtottuk végre, ahol a mágneses méréseket minden impulzus után, in situ végeztük. Az impulzusos hőkezelések hőmérsékletét az áramimpulzus hosszával szabályozzuk. A kísérletekben a koercitív erő ( $H_c$ ) csökkentését már a szerkezeti relaxációs fázisban is kimutathatjuk, azonban a  $H_c$ -csökkenés csak részleges kristályosodás után tapasztalható meg. A kutatás során az alábbi következtetéseket vontuk le:

Jelentős (több mint 50%)  $H_c$ -csökkenést sikerült kimutatni a FINEMET típusú prekursor ötvözet szerkezeti relaxációja alatti hőmérsékleten ( $300^\circ\text{C}$  alatt), anélkül, hogy a kristályosodás megindulna.

A hőkezelési hőmérséklet hozzájárulása domináns a  $H_c$  értékének csökkentésében és az elridegedésben egyaránt.

Mindkét tulajdonságváltozásért egyedül a rövid távú atomi átrendeződések felelősek.

A hosszirányú, egytengelyű húzó mechanikai igénybevétel okozta feszültség hatása hasonló a hosszirányú mágneses mező hatásához a hőkezelés során; a koercitív erő ( $H_c$ ) csökkenése felgyorsul, ha a mágneses mezőben történő hevítést és a külső mechanikai feszültséget egyidejűleg alkalmazzák.



## Köszönetnyilvánítás

A közleményben bemutatott kutatást az Új Széchenyi Terv keretében az EFOP-3.6.1-16-2016-0003 és az EFOP-3.6.2-16-2017-00016 projektek részeként hajtották végre. A projekt befejezését az Európai Unió és az Európai Szociális Alap társfinanszírozza.

## Szakirodalmi hivatkozások

- [1] Makino M., Inoue A., Masumoto T.: *Nanocrystalline Soft Magnetic F-M-B (M=Zr, Hf, Nb) Alloys Produced by Crystallization of Amorphous Phase*. Materials Transactions JIM, 36/7. (1995) 924–938. <https://doi.org/10.2320/matertrans1989.36.924>
- [2] Herzer G.: *Nanocrystalline soft magnetic alloys*. In: Handbook of Magnetic Materials. (Szerk.: Buschow K. H. J.) Elsevier Science, Amsterdam, 10/3. (1997) 415–462. [https://doi.org/10.1016/S1567-2719\(97\)10007-5](https://doi.org/10.1016/S1567-2719(97)10007-5)
- [3] Lu K., Wang Y. Z., Wei W. D., Li Y. Y.: *The temperature dependence of specific resistance for nanocrystalline alloys with different average grain size*. Advanced Cryogenic Materials, 38. (1991) 285.
- [4] Lu K.: *Nanocrystalline metals crystallized from amorphous solids nanocrystallization, structure and properties*. Materials Science and Engineering R, 16/4. (1996) 161–221. [https://doi.org/10.1016/0927-796X\(95\)00187-5](https://doi.org/10.1016/0927-796X(95)00187-5)
- [5] Scott M. G.: *Crystallization in Amorphous Metallic Alloys*. In: Butterworths Monographs in Materials (Szerk.: Luborsky F. E.) Butterworth & Co (Publishers) Ltd., London, 1983. 144–168.
- [6] Lovas A., Kiss L. F., Varga B., Kamasa P. Balogh I., Bakonyi I.: *Survey of magnetic properties during and after amorphous-nanocrystalline transformation*. Journal of Physics IV, 8/2. (1998) 291–298.
- [7] Yamauchi K., Yoshizawa Y.: *Recent development of nanocrystalline soft magnetic alloys*. NanoStructured Materials, 6. (1995) 247–254. [https://doi.org/10.1016/0965-9773\(95\)00048-8](https://doi.org/10.1016/0965-9773(95)00048-8)
- [8] Yoshizawa Y., Yamauchi K.: *Effects of magnetic field annealing on magnetic properties in ultrafine crystalline Fe-Cu-Nb-Si-B alloys*. IEEE Transactions on Magnetics, 25/5. (1989) 3324–3326. <https://doi.org/10.1109/20.42291>
- [9] Ayers J. D., Harris V. G., Sprague J. A., Elam W. T., Jones H. N.: *A model for nucleation of nanocrystals in the soft magnetic alloy  $Fe_{73.5}Nb_3Cu_1Si_{13.5}B_9$* . NanoStructured Materials, 9. (1997) 391–396. [https://doi.org/10.1016/S0965-9773\(97\)00091-3](https://doi.org/10.1016/S0965-9773(97)00091-3)
- [10] Hono K., Ping D.H., Ohnuma M., Onodera H.: *Cu clustering and Si partitioning in the early crystallization stage of an  $Fe_{73.5}Si_{13.5}B_9Nb_3Cu_1$  amorphous alloy*. Acta Materialia, 47/3. (1999) 997–1006. [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(98\)00392-9](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(98)00392-9)
- [11] Lovas A., Kisdí-Koszó É., Konczos G., Potocky L., Vértesy G.: *Casting of ferromagnetic amorphous ribbons for electric and electrotechnical applications*. Philosophical Magazine B, 61. (1990) 549–565.
- [12] Varga B., Lovas A., Ye F., Gu X. J., Lu K.: *Pressure dependence of nanocrystallization in amorphous  $Fe_{86}B_{14}$  and  $Fe_{85}Cu_1B_{14}$  alloys*. Materials Science and Engineering: A, 286. (2000) 193–196. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(00\)00634-1](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(00)00634-1)
- [13] Lindqvist P. A., Uhrenius B.: *On the Fe-Cu phase diagram*. Calphad, 4/3. (1980) 193–200.
- [14] Lovas A., Kiss L. F., Balogh I.: *Saturation magnetization and amorphous Curie point changes during the early stage of amorphous-nanocrystalline transformation of a FINEMET-type alloy*. Journal of Magnetism and Magnetic Materials, 215–216. (2000) 463–465. [https://doi.org/10.1016/S0304-8853\(00\)00189-X](https://doi.org/10.1016/S0304-8853(00)00189-X)
- [15] Kovac J., Novák L., Hubac L.: *Impulse annealing as possibility of modification of magnetic properties of amorphous metallic alloys*. Journal of Electrical Engineering, 66/7s. (2015) 142–145.
- [16] Mehrer H.: *Diffusion in Solids – Fundamentals, Methods, Materials, Diffusion-Controlled Processes*. 1. kiadás. Springer-Verlag, Berlin-Heidelberg, 2007.
- [17] Gerling R., Wagner R.: *Properties of in-core reactor-irradiated amorphous  $Fe_{40}Ni_{40}B_{20}$* . Journal of Nuclear Materials, 107. (1982) 311–317. [https://doi.org/10.1016/0022-3115\(82\)90430-5](https://doi.org/10.1016/0022-3115(82)90430-5)
- [18] Herzer G.: *Nanocrystalline soft magnetic alloys*. In: Handbook of Magnetic Materials. (Szerk.: Buschow K. H. J.) Elsevier Science, Amsterdam, 10/3. 1997. 415–462.
- [19] Hubas L., Novak L., Balla S., Lovas A.: *Evolution of magnetic and mechanical properties in FINEMET-type precursor glasses during isothermal and pulse heat treatments*. Acta Physica Polonica A, 131/4. (2017) 672. <https://doi.org/10.12693/APhysPolA.131.672>
- [20] Weltsch Z., Klam K., Lovas A.: *Comparison of hardness and coercivity evolution in various Fe-B based glasses (including FINEMET precursors) during relaxation and crystallization*. Acta Physica Polonica A, 131/4. (2017) 669. <https://doi.org/10.12693/APhysPolA.131.669>
- [21] Lovas A., Kisdí-Koszó É., Potocky L., Novák L.: *Effect of processing conditions on physical properties of transition metal-metalloid metallic glasses*. Journal of Materials Science, 22. (1987) 1535–1546. <https://doi.org/10.1007/BF01132372>
- [22] Cohen M. H., Grest G. S.: *Liquid-glass transition, a free volume approach*. Physical Review B, 20. (1979) 1077. <https://doi.org/10.1103/PhysRevB.20.1077>
- [23] Tsai-Wei Wu, Spaepen F.: *The relation between embrittlement and structural relaxation of an amorphous metal*. Philosophical Magazine B, 61/4. (1990) 739–750. <https://doi.org/10.1080/13642819008219307>

## Az X40CrMoV5-1 jelű acél kopási viselkedése különböző felületkezelések hatására

### The abrasion behaviour of X40CrMoV5-1 steel under various surface treatments

Tóth László,<sup>1</sup> Kovács Tünde,<sup>2</sup> Nyikes Zoltán,<sup>3</sup> Umesh Mhatre<sup>4</sup>

<sup>1</sup> Óbudai Egyetem, Bánki Donát Gépész és Biztonságtechnikai Mérnöki Kar, Budapest, Magyarország, [toth.laszlo@bgk.uni-obuda.hu](mailto:toth.laszlo@bgk.uni-obuda.hu)

<sup>2</sup> Óbudai Egyetem, Bánki Donát Gépész és Biztonságtechnikai Mérnöki Kar, Budapest, Magyarország, [kovacs.tunde@bgk.uni-buda.hu](mailto:kovacs.tunde@bgk.uni-buda.hu)

<sup>3</sup> Óbudai Egyetem, Bánki Donát Gépész és Biztonságtechnikai Mérnöki Kar, Budapest, Magyarország, [zoltan.nyikes@bgk.uni-obuda.hu](mailto:zoltan.nyikes@bgk.uni-obuda.hu)

<sup>4</sup> Surface Modification Technologies Pvt. Ltd. Research and Development La, India, Sativali Road Vasai Road- (East), Dist. Palghar, Maharashtra-401208, [umhatre@hotmail.com](mailto:umhatre@hotmail.com)

#### Abstract

For evolving a surface layer on the X40CrMoV5-1 steel, a plasma-nitridation and PVD coating process was applied. In our experiments, the samples were heat-treated (high-temperature hardening, annealed three times) and surface treatments (plasma-nitridation, PVD coating by TiAlN, duplex surface treating by plasma nitridation and after that, PVD coating TiAlN). After the heat treatments, we performed hardness tests and surface abrasion wear tests. The abrasion wear resistance of the specimens was studied in order to understand the heat treatment effects on abrasion behaviour. It was observed that the heat treatment and surface treatment process greatly influence the tool steel surface hardness and abrasion resistance behaviour. By plasma-nitridation the surface hardness doubled compared to the quenched surface hardness while the PVD coated TiAlN surface layer hardness is more than five times that of the hardened one. There was no relevant difference between the PVD coated (TiAlN) surface hardness and the duplex surface-treated hardness. On the basis of the results of the comparative abrasive wear tests, it can be concluded that the duplex surface treatment resulted in the greatest wear resistance..

**Keywords:** *tool steel, secondary hardening, austenitization, PVD coating, hardness, plasma nitriding.*

#### Összefoglalás

Az X40CrMoV5-1 jelű, melegalakító szerszámacélon plazmanitridálást és PVD-bevonatoló eljárást alkalmaztunk a felületi réteg kialakítására. Kísérleteink során a mintáinkon hőkezeléseket (magas hőmérsékletű edzés, háromszoros megeresztés), illetve felületkezeléseket végeztünk el (plazmanitridálás, PVD-bevonatolás TiAlN, duplex kezelés plazmanitridálás és PVD-bevonatolás TiAlN). A kezelések után keménységvizsgálatokat és felületi kopásállósági vizsgálatokat végeztünk. Tanulmányoztuk, hogy a különböző hőkezelések után hogyan változik a vizsgálati darabok keménysége, illetve kopásállósága, és hogyan befolyásolja az acél hőkezelése a kopási tulajdonságokat. A vizsgálatok alapján kiderült, hogy a hőkezelés és felületkezelés nagymértékben befolyásolja a melegmunkaacél felületi keménységét és kopási viselkedését.

A plazmanitridálással az edzéshez képest a felületi keménység kétszeresére növekedett, míg a PVD-bevonat keménysége az edzettnek több mint ötszöröse. A PVD (TiAlN) bevonat és duplex bevonat keménysége nem mutatott releváns különbséget. Az összehasonlító kopásvizsgálatok eredményeként a duplex felületkezelés mutatta a legnagyobb kopásállóságot.

**Kulcsszavak:** *szerszámacél, szekunder keményedés, PVD-bevonatolás, keménység, plazmanitridálás.*

## 1. Bevezetés

A melegalakító szerszámacélokra jellemző, hogy sokszor egymással szembenálló követelményeknek kell egyszerre megfelelniük, vagyis hogy különböző igénybevételek együttes hatása mellett is alkalmazni lehessen azokat. Ilyen igénybevételek a kopás, a nagy hőmérséklet, a hőingadozás, a dinamikus igénybevételek, a húzó-nyomó, hajlító és nyíró igénybevételek. Ebből következik, hogy a melegalakító szerszámacélok alapvető tulajdonságai a melegszilárdság, keménység, kopásállóság, szívósság, megeresztésállóság, termikus fátással szembeni ellenállás, melegalakíthatóság, forgácsolhatóság.

Ezen tulajdonságokat részben ötvözésükkel, részben az alkalmazott hőkezeléssel érhetjük el. Felhasználásuktól függően vannak esetek, amikor egyszerre van szükség az anyag szívósságára és kopásállóságára. Ilyen esetekben felületkezelő eljárásokat alkalmaznak. A kopással szembeni ellenállást, a munkadarab megfelelő szilárdságát és szívósságát egyszerre úgy lehet biztosítani, hogy a kopásnak kitett felületen egy vékony kopásálló réteget hozunk létre. Ez többféleképpen lehetséges.

Az X40CrMoV5-1 jelű acél a melegalakító szerszámacélok családjába tartozik, mely a szerszámgyártók körében EN 1.2344 anyagszámon ismert. Az anyagnak nagyon jó a melegszilárdsága és a meleg-kopásállósága [1, 2]. Ezek az acélok üzemelésük során megtartják tulajdonságaikat a tartósan 200 °C feletti hőmérsékleten is, ami az anyag vegyi összetételén kívül a megfelelő hőkezelési technológiának köszönhető. A felületi kopásállóság növelését egy vékony kopásálló és megeresztésálló réteg létrehozásával lehet elérni [3, 4]. Ezt a melegalakító szerszámacéloknál nitridálással vagy/és felületbevonatolással érhetjük el.

A plazmanitridálást az 1920-as években vezették be, azonban ipari alkalmazással csak az elmúlt harminc évben vált. A plazmanitridálás a termokémiai felületkezelési eljárások körébe tartozik, melyet 350–600 °C hőmérséklet-tartományban végeznek. Az anódként szolgáló kemencefal előtt pozitív töltésű ionok ütköznek – nagy becsapódási sebességgel – a katódként kapcsolt munkadaraboknak. Ez az ionzápor először egy nagyon intenzív felülettisztítást eredményez, majd felhevíti és nitridálja a munkadarab felületét [5]. A plazmanitridálás végezhető egyenáramú és pulzált plazmában egyaránt. A plazmanitridálás vákuumkémencében (200–500 Pa nyomáson), ionizált gáz atmoszférában (ammónia, nitrogén, metán vagy

hidrogén) történik, de kopásállóbb felületi rétegek kialakításához gázkeveréket is használnak. A hőkezelés minőségét a gáz összetétele, a nyomás, a hőmérséklet és a művelet időtartama határozza meg.

A nitridált kéreg felső része (anyagtól függően max. 30 µm vastag) kemény és vegyileg stabil réteg, alatta pedig a diffúziós zóna helyezkedik el, amely max. 1 mm vastag lehet. Melegalakító szerszámacél esetében plazmanitridálással 850–950 HV felületi keménységet is el lehet érni 0,4 mm mélységig. Az eljárással javíthatók az anyagok kopási és csúszási tulajdonságai, s korrózióálló réteg hozható létre. A vetemedés igen csekély. Általában csak kész alkatrészekben végeznek plazmanitridálást, mert a hőkezelést követően nincs szükség semmilyen utómegmunkálásra.

A nitridált munkadarabok méretei a kéregvastagság ~1%-ával növekednek, amely jelentéktelen változás. Ez az eljárás lehetővé teszi a folyamat pontos ellenőrzését, szabályozását, a nitridált réteg mikroszerkezetének pontos beállítását és ezáltal a kívánt tulajdonságok elérését. A PVD-felületkezelés fizikai gőzfázisú bevonatolás (physical vapour deposition), melynek során a bevonatot képező anyagot atomos, vegyületi vagy ionos formában viszik fel a bevonatoló alkatrész felületére. A PVD-eljárások viszonylag kis hőmérsékleten mennek végbe, ami azt jelenti, hogy az eljárás nem módosítja a réteg alatti hordozóanyag szövetszerkezetét és nincs allotróp átalakulás, tehát a felületkezelt szerszám nem szenved méretváltozást.

A PVD-bevonattal a szerszám felületén jó siklási tulajdonságot, nagy kopásállóságot és nagy felületi keménységet érhetünk el. Az elvégzett felületkezelések célja főleg a szerszám kopásállóságának a növelése volt. A kopás mikroszintű kölcsönhatások összetett rendszere, amely egymáson elcsúszó felületek között jön létre. Ezen kölcsönhatások függenek az érintkező felületek anyagától, fizikai, kémiai, mechanikai jellemzőitől és viselkedésétől, geometriájától, valamint a külső körülményektől, melyek hatással vannak a kopásra (pl. hőmérséklet) [6–7].

A kopási folyamatok vizsgálata csak pontosan definiált kopási rendszerben történhet, összehasonlításra azok a mért eredmények alkalmasak, melyeket hasonló tribológiai rendszerben határoztak meg, és ahol csak a vizsgált paraméter változik, a többi paraméter változása minimalizált [8–9]. A szerszám kopásállóságát nem könnyű előre jelezni. Az iparban sok helyen a keménységmérést használják erre a célra, hiszen a kopásáll-

lóság és a keménység között bizonyos korreláció létezik. Hasonlóképpen elterjedtek az összehasonlító kísérleti módszerek, pl. a golyó/sík kopás-teszt [10–12]. A méréseink során összehasonlító eljárással vizsgáltuk a különböző hőkezelésű és felületkezelésű próbatestek kopással szembeni ellenállását, összehasonlítva ezek keménységi értékeivel is.

## 2. Vizsgálati anyagok és technológiák

A vizsgált, X40CrMoV5-1 minőségű acélmintadarakok vegyi összetétele az **1. táblázat**ban látható.

**1. táblázat.** A vizsgálati anyag kémiai összetétele spektrométeres mérés alapján (tömeg %-ban)

C	Si	Mn	Cr	Mo	V
0,40	1,10	0,45	5,25	1,41	1,2

A minták ausztenítését egy VFC típusú, 300×370×200 mm méretű Ipsen-vákuumkemocében végeztük, kétlépcsős hevítéssel (650 °C, illetve 850 °C), 1050 °C-on. Az edzést 6 bar nyomású nitrogéngázzal végeztük. Az edzést háromszor, nagy hőmérsékletű megeresztés követte (**1. ábra**).

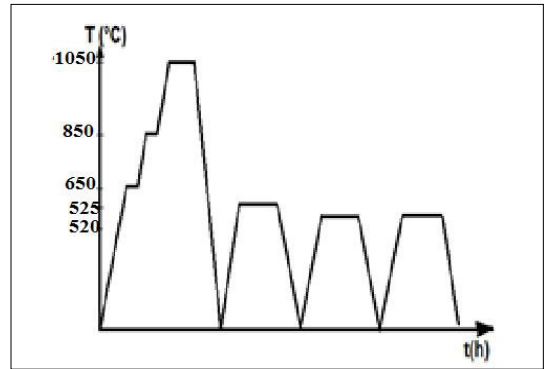
A megeresztéseket egy 300×370×350 mm-es méretű Muehl-kemocében, argon védőgáz alatt végeztük, 2 órás hűn tartásokkal.

Minden edzési és megeresztési művelet után Vickers-keménységmérést végeztünk a szokásos gyakorlat szerint [13–14], egy Buhler 1105 típusú gépen. Ezután a 2-es és 4-es mintákon plazmanitridálást hajtottunk végre. A tisztítást hidrogén (40 L/h), argon (5 L/h) és nitrogén (1 L/h) védőgáz keverékben végeztük. Ezután 480 °C-on 24 órás nitridálás történt hidrogén (120 L/h) és nitrogén (40 L/h) gáz keverékben. Hűtés után Vickers-keménységmérés következett. A 3-as és 4-es mintákon TiAlN PVD-bevonatolási eljárást végeztünk, amit szintén Vickers keménységmérés követett.

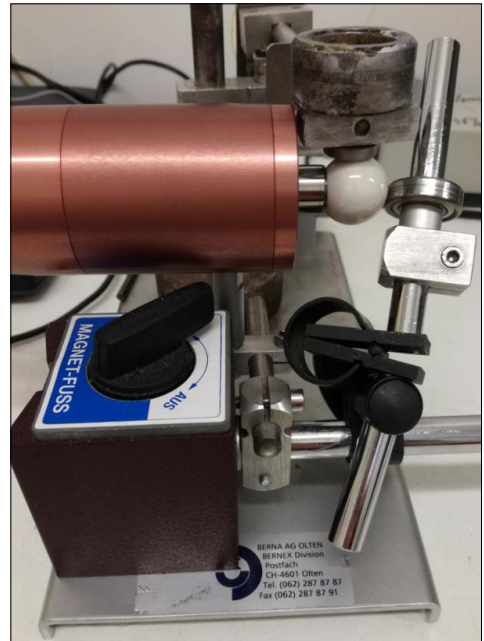
A végső vizsgálat mind a négy próba esetében a kopásvizsgálat volt. Kopásvizsgálathoz golyós koptatóberendezést használtunk (**2. ábra**). Kopásvizsgálat előtt érdességmérést végeztünk a **3. ábrán** látható érdességmérő berendezéssel. A koptatógolyó 20 mm-es átmérőjű, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> alapú, polírozott felületű keramiagolyó volt. Kopási mérőszámként a kopási tényezőt ( $K$ ) használtuk (1), mely a kopási térfogatból ( $V_V$ ), a kopási úthosszból ( $S$ ) és a terhelőerőből ( $N$ ) számolható.

$$K = \frac{V_V}{S \cdot N}, \left( \frac{\text{mm}^3}{\text{N} \cdot \text{m}} \right) \quad (1)$$

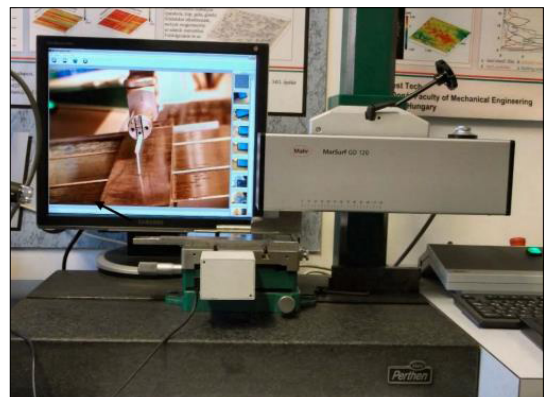
A kopási térfogat a kopásnyom átmérőjéből ( $d$ ) és a gömbsüveg mélységéből ( $h$ ) számolható (2):



**1. ábra.** Az X40CrMoV5-1 acél hőkezelési ciklusa



**2. ábra.** A kopásvizsgáló berendezés



**3. ábra.** A Mahr-típusú, metszettapintós érdességmérő berendezés képe



$$V_v = \frac{h\pi}{6} \left( \frac{3}{4}d^2 + h^2 \right), (mm^3) \quad (2)$$

A koptatott göombsüveg mélysége a koptatógolyó  $R$  sugarából és a kopási lenyomat átmérőjéből ( $d = 2R$ ) egyszerűen összefüggéssel számolható (3).

$$h = R - \sqrt{R^2 - \left(\frac{d}{2}\right)^2}, (mm) \quad (3)$$

A kopási úthossz ( $S$ ) a koptatási időtől ( $t$ ), a koptatógömb sugarától és annak fordulatszámától ( $n$ ) függ (4):

$$S = n \cdot 2 \cdot \pi \cdot R \cdot t, (m) \quad (4)$$

A szakirodalmi adatokkal való összehasonlíthatóság érdekében a fordulatszámot 570 fordulat/percre állítottuk, a koptatóvizsgálat 5 percig tartott.

### 3. Vizsgálati eredmények

A vizsgálni kívánt, X40CrMoV5-1 minőségű szerzőszámacél keménysége szállítási állapotban átlagosan 215 HV.

#### 3.1. A hőkezelések hatásai (2. táblázat)

A próbatesteken 1050 °C-ról történt edzés és 520 °C-on történt háromszoros megeresztés után 549 HV keménységet mértünk. A 2-es és 4-es mintadarabon a plazmanitridálás utáni keménység 1140 HV lett. A 3-as minta, mely vákuumos edzés után TiAlN-bevonatot kapott, 2938 HV felületi keménységű lett. A 4-es minta plazmanitridálás után még TiAlN-bevonatolás alá esett, vagyis kettős felületkezelést kapott, így felületi keménysége 2539 HV lett.

#### 2. táblázat. A hőkezelések utáni keménységi értékek

Minta	Hőkezelés	Bevonat vastagság (μm)	Keménység
1	Edzett + megeresztett	0	549 HV
2	Edzett + megeresztett + plazmanitridált	0	1140 HV
3	Edzett + megeresztett + TiAlN-bevonat	2,05	2938 HV
4	Edzett + megeresztett + plazmanitridált + TiAlN-bevonat	1,93	2539 HV

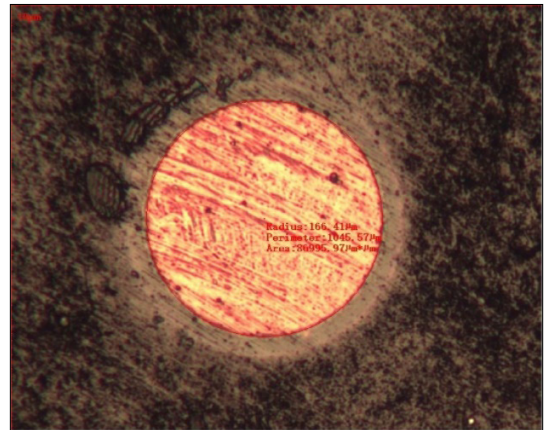
### 3.2. A kopásvizsgálatok eredményei

Az érdességmérések és az (1) képlet alapján kiszámolt kopási tényezőt a 3. táblázat mutatja:

#### 3. táblázat. Az érdességi és kopási tényező értékei

Minta	Hőkezelés	Ra (μm)	Kopási tényező (mm <sup>3</sup> /(N·m))
1	Edzett + megeresztett	0,010	$6,32 \times 10^{-9}$
2	Edzett + megeresztett + plazmanitridált	0,057	$1,95 \times 10^{-9}$
3	Edzett + megeresztett + TiAlN-bevonat	0,233	$8,46 \times 10^{-10}$
4	Edzett + megeresztett + plazmanitridált + TiAlN-bevonat	0,177	$7,57 \times 10^{-10}$

A koptatások elvégzése után a koptatott kráterek átmérőit Neophot-2 típusú fémmikroszkóppal mértük meg (4. ábra).



4. ábra. 3-as minta kopási lenyomata; a kör sugara 166 mikrométer

### 4. Következtetések

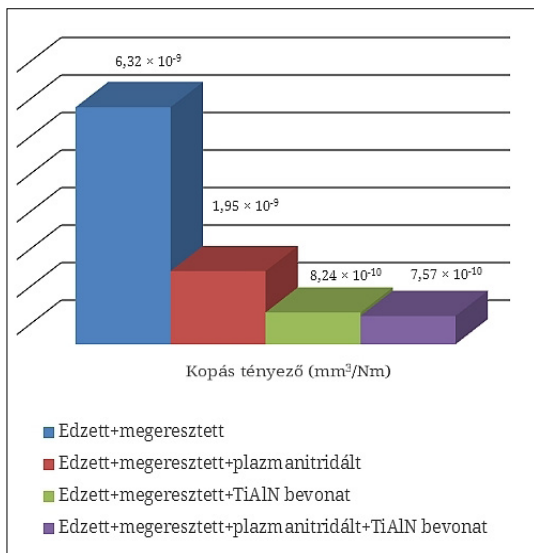
A vizsgált, X40CrMoV5-1 minőségű acélmintadarabok különböző hőkezelési, illetve felületkezelési eljárások alkalmazása hatására az 5. ábrába foglalt kopási tulajdonságok alakultak ki.

Az eredmények alapján az alábbi következtetéseket vonhatjuk le:

I. A TiAlN alapú PVD-bevonat mutatta a legnagyobb kopásállóságot az alkalmazott kísérleti módszerek és paraméterek alapján.

II. A plazmanitridált, illetve PVD-bevonatolt felületű próbatest keménysége és kopási tényezője





5. ábra. Mérési eredmények: a hőkezelés és felületkezelés hatása az acél kopásállóságára

is jóval kedvezőbb tulajdonságokat eredményezett, mint a csak edzett és megeresztett hagyományos hőkezelésű felület.

III. A plazmanitridált és PVD-bevonatú felület, mindamelllett, hogy kisebb keménységű, mint az edzett + megeresztett és PVD-bevonatú felület, jobb kopásállóságot eredményezett. Viszont, hogy ez az eredmény pontosan értékelhető legyen, fontos lenne mindkét próbatest felületi érdességének az azonossága.

### Köszönetnyilvánítás

A szerzők ezúton kívánnak köszönetet mondani a magyar államnak és a Nemzeti Kutatási, Fejlesztési és Innovációs Hivatalnak a 2019-2.1.11-TÉT-2019-00093. számú pályázat keretében nyújtott támogatásért.

### Szakirodalmi hivatkozások

- [1] Takács L.: *Szerszámacél ismertető – RIGOR hidegmunkaacél*. Uddeholm <https://adoc.tips/szerszamacel-ismerteto-rigor-hidegmunkaacel-whenever-tools-a.html>
- [2] Borbély G.: *Szerszámacélok, nemesacélok*. Böhler Kereskedelmi Kft., 2009.
- [3] Bitay E.: *Bevonatolt gyorsacélok kopásállósága/ Coated HS steels wear resistance*. In: XVIII. FMTÜ, EME, Kolozsvár, 2013. 73–76. <https://doi.org/10.36243/fmtu-2013.10>

- [4] Bagyinszki Gy., Bitay E.: *Felületkezelés*. Műszaki Tudományos Füzetek 5., EME, Kolozsvár, 2009. <https://doi.org/10.36242/mtf-05>
- [5] Bagyinszky Gy., Bitay E.: *Kopásálló felületkezelte rétegek minősítése/Characterization of surface treated, wear resistant layers*. In: XIV. FMTÜ, Kolozsvár, 2009. 13–16. <https://doi.org/10.36243/fmtu-2009.08>
- [6] Tóth L.: *Examination of the Properties and Structure of Tool Steel EN 1.2379 Due to Different Heat Treatments*. European Journal of Materials Science and Engineering, 3/3. (2018) 165–170. [http://ejmse.tuiasi.ro/articles/EJMSE\\_03\\_03\\_06\\_Toth.pdf](http://ejmse.tuiasi.ro/articles/EJMSE_03_03_06_Toth.pdf)
- [7] Sebestyén A., Nagyné Halász E., Bagyinszky Gy., Bitay E.: *Felületmódosítási eljárások hatása acélok kopásállóságára*. In: XII. FMTÜ, EME, Kolozsvár, 2007. 161–169. <https://doi.org/10.36243/fmtu-2007.4>
- [8] Tóth L., Haraszti F., Kovács T.: *Surface Roughness Effect in the Case of Welded Stainless Steel Corrosion Resistance*. In: Acta Materialia Transylvanica, 1/1. (2018) 53–56. <https://doi.org/10.2478/amt-2018-0017>, <https://doi.org/10.2478/amt-2018-0018>
- [9] Titu M. A., Pop A. B., Titu S., Pop G. I.: *Optimization of the objective function surface quality by end-milling dimensional machining of some aluminium alloys*. ICIR Euroinvent, IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering 572. (2019) <https://doi.org/10.1088/1757-899x/572/1/012042>
- [10] Stescu C., Chicet D., Munteanu C., Croitoru C., Cârlescu V.: *Machining of thermal sprayed coatings a case study for self fluxing powder*. ICIR Euroinvent, IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering 572. (2019), <https://doi.org/10.1088/1757-899x/572/1/012051>
- [11] Sandu A. V., Baltatu M. S., Nabialek M., Savin A., Vizureanu P.: *Characterization and Mechanical Properties of New TiMo Alloys for Medical Applications*. Materials, 12/18. (2019), Art. nr. 2973. <https://doi.org/10.3390/ma12182973>
- [12] Kovács T., Bitay E.: *The hardness control in the coated surface layer*. Materials Science Forum, 729. (2012) 415–418. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.729.415>.
- [13] Bitay E.: *Lézeresen kezelt felületek kopásállósága*. In: VI. FMTÜ, EME, Kolozsvár, 2001. 111–118. <https://doi.org/10.36243/fmtu-2001.23>
- [14] Kovács-Coskun T., Pinke P.: *The Effect on Microstructure on the Local Wear Behavior of Dual Phase Steels*. IOP Conference Serie: Materials Science and Engineering, 47. (2013) 012032, <https://doi.org/10.1088/1757-899x/47/1/012032>.

# Folyamatosan öntött acélok gyártási körülményeinek hatása a melegen hengerelt termék leminősülésének mértékére

## Effect of the production conditions of continuously cast steels on the degree of hot rolled product downgrading

Wizner Krisztián,<sup>1</sup> Kővári Attila<sup>2</sup>

<sup>1</sup> ISD Dunaferr Zrt., Dunaújváros, Magyarország, [wizner.krisztian@isd-dunaferr.hu](mailto:wizner.krisztian@isd-dunaferr.hu)

<sup>2</sup> Dunaújvárosi Egyetem, Műszaki Intézet, Dunaújváros, Magyarország, [kovari@uniduna.hu](mailto:kovari@uniduna.hu)

### Abstract

Nowadays, quality development is a growing challenge, which places a heavy burden on economic operators, especially on smaller companies. ISD Dunaferr Zrt is the largest steel company in Hungary with its annual steel production of about 2 million tons, but it is small on a global scale. Taking advantage of the opportunities, locating the hidden problems, qualitative development and productivity enhancement can be realized without major investment. This study points out the steel production and casting parameters that have the greatest impact on the quality of the hot rolled product (sheet and coil) and touches upon the effect of rolled product final thickness on the ratio of downgrading. As a result the examination of overheating shows correlation with the ratio of downgrading, but the age of the mould does not. Regarding the thickness of the rolled product, it can be stated that in the case of thicker products (above 9 mm) the ratio of downgrading increases.

**Keywords:** *steel, slab, coil, casting, quality.*

### Összefoglalás

Napjainkban egyre nagyobb kihívást jelent a minőségfejlesztés, mely nagy terhet ró a gazdaság szereplőire, főleg a kisebb vállalatokra. Az ISD Dunaferr Zrt. Magyarország legnagyobb acélipari létesítménye az éves kb. 2 millió tonna acéltermelésével, azonban világviszonylatban kicsinek számít. A lehetőségeket kihasználva, az esetleges rejtett problémák feltárásával komolyabb beruházás nélkül valósítható meg minőségi fejlesztés, illetve termelékenységnövelés. Jelen tanulmányban rámutatunk azon acélgyártási és -öntési paraméterekre, melyek szakmai szempontból a legnagyobb hatással bírnak a melegen hengerelt termék minőségére (tábla, és tekercs), valamint érintőlegesen vizsgáljuk a hengerelt termék alakítási mértékének hatását a leminősülési arányra. A hengerelt termékek vastagságával kapcsolatosan megállapítható, hogy a vastagabb termékek (9 mm felett) megnövekszik a leminősülés aránya

**Kulcsszavak:** *acél, bramma, tekercs, öntés, minőség.*

### 1. Bevezetés

A 2018 szeptemberében a Dunaferr Zrt. I. számú folyamatos öntőműve teljes rekonstrukción esett át, melynek legjelentősebb lépése a kristályosítói szint szabályzásautomatikájának a cseréje, modernizálása volt.

A rekonstrukció előtti és utáni időszak során gyártott brammákból készült, melegen hengerelt termékek leminősülési eredményeiből egyértelműen látszott a javulás.

A rekonstrukció után képződött adatok (3928 adag 16697 tekercse) további elemzése során

megvizsgáltuk a különböző, elsősorban acél- és öntőműi gyártási paraméter kapcsolatát a melegen hengerelt termék leminősülési adataival.

Az ISD Dunafer Zrt. Acélműve két LD-konverterrel (egyenként 135 tonnás kapacitással), valamint két vertikális elrendezésű folyamatos acélöntőművel (2-2 öntött szál) rendelkezik. A nyersacél kezelését a konverterek és az öntőgépek között elhelyezkedő, hevítési lehetőség nélküli háromállásos üstmetallurgiai állomás látja el. A konvertereket kettő, együttesen ~4000 m<sup>3</sup>-es nagyolvasztó látja el nyersvassal.

Az oxigénes fúvatás után (LD-konverterben) a folyékony acél folyamatosan hűl, míg meg nem szilárdul az öntőgépben. A hevítési lehetőség nélkül a kezelések mértéke korlátozott a konverter és a kristályosító között. A hűlés mértékét több körülmény befolyásolja. Például az ötvözők mennyisége, minősége és fajtája, az öblítő inert gáz mennyisége, de elsősorban az üst hőállapota.

## 2. A konverter és az üstmetallurgiai állomás

Az acéolvadékban fontos, hogy minimalizáljuk a zárványtartalmat, ennek megvalósítása az aktív oxigén diffúziós folyamatainak elősegítésével (pl. utánöblítés a konverterben), megfelelő mennyiségű és minőségű dezoxidálószer alkalmazásával, valamint a keletkezett zárványok minél nagyobb mértékű eltávolításával (inert gázos öblítés) érhetjük el.

Az oxigénes fúvatás után az acél aktívoxigén-tartalma elérheti a 800–1000 ppm koncentrációt is.

A vizsgálat során az alábbi technológiai tulajdonságokat elemeztük:

- Az inert gázos (argon) utánöblítés mennyisége a konverterben.
- Dezoxidálás céljából adagolt alumínium mennyisége fajtára lebontva (tömör „mokka”, laza „shredder”) [1].
- A végső alumíniumtartalom beállításához használt Al-huzal mennyisége az üstmetallurgiai állomáson.
- Az üstben lévő acél öblítésére felhasznált inert gáz (argon) mennyisége, amely forrás szerint lehet:
  - az üstfenéken elhelyezett porózus téglán, „argonkövön” keresztül adagolt, ún. alsó argon;
  - felülről, a felszín alá kb. 2 m-rel, lándzsán keresztül adagolt, nagy intenzitású, ún. felső argon.

A hengerelt termék folyékony fázisból „örökölt” tulajdonságai elsősorban a homogenitástól, a zár-

ványtartalomtól és a kémiai összetételtől függenek. Ezen változók hatása főként a mechanikai tulajdonságokban (pl. szakítószilárdság, nyúlás) mutatkozik meg. Amennyiben a mechanikai tulajdonságok nem felelnek meg az acélminőség elvárásainak, többnyire átminősítik az adagot, és így nem képződik belőlük leminősülési esemény. Ezen okból a konverter és üstmetallurgiai állomás adatai nem mutattak összefüggést a leminősülési adatokkal.

A folyékony acél zárványtartalmából kifolyólag kizárólag akkor képződik leminősülési esemény, ha egy beavatkozás környékén kivett minta zárványmennyisége vagy -morfológiája indokoltá teszi, vagy ha a zárványok a hengerelt termék felszínén megjelennek, és ezáltal a gépi felületelemző rendszer (Cognex), illetve az emberi szem számára láthatóvá válik.

## 3. A folyamatos acélöntőmű

Az öntőgépi, azon belül is a kristályosítói folyamatok kapják a legnagyobb szerepet az öntött bramma külső és belső szerkezetének kialakulásában [2–4]. Az adatok vizsgálata rámutat arra, hogy a leminősülések jellemzően felületi repedés és felületi pikkely miatt történnek. E hibák kialakulása elsősorban a kristályosítóban lezajló komplex folyamatok következménye [5–7].

### 1. táblázat. A leminősülési okok megoszlása

Leminősülési ok	Arány
Szakadt szél	0,00%
Szélpikkely	0,20%
Szélrepedés	0,05%
Felületi pikkely	1,18%
Felszakadás	0,11%
Felületi zárvány	0,27%
Felületi repedés	0,14%
Zárványvizsgálat alapján	0,18%
<b>Összes leminősülés</b>	<b>2,11%</b>

### 3.1. Közbenső üst

A közbenső üst szerepe elsősorban a pufferképzés, ami elengedhetetlen a folyamatos öntés biztosítására az acéltüstök cseréje során. A közbenső üstben elhelyezett hőmérsékletmérő sonda szolgáltat adatot a kristályosítóba kerülő acél hőfokáról. Az acél összetételéből számított likvidusz hőfok és a mért tényleges hőfok különbsége megadja a folyékony acél túlhevítettségének mértékét. A kismértékű túlhevítettség technológiai kockáza-

tot jelent, mert az öntött acél idő előtt elfagyhat, és nincs lehetőség a konverteren kívül hőközlésre. A nagymértékű túlhevítettség öntési biztonságot jelent, azonban nagyobb terhet visz a hűtési rendszerre (kristályosító, másodlagos hűtés).

Az acél hűlése során eltolódó Al-O egyensúly finom zárványkiválást indít el, ami annál jelentősebb, minél nagyobb mértékű a hűlés. A kristályosítóban az intenzív, direkt hőelvonás hatására ez a jelenség felerősödik, és könnyebben kerülhet zárvány a felszín közelébe.

Az **1. ábrán** megfigyelhető a túlhevítés mértékének hatása a leminősülésekre.

### 3.2. A kristályosító

A kristályosító oszcilláló mozgást végezve [8–10] szilárd kérget képez a folyékony acélon, mely képes az alsó zónákba történő haladása során a ferrosztatikus nyomás ellenében a belső folyékony részt megtartani. A kristályosítóban a hő elvezetése vízhűtéses, nikkelbevonatú rézlapokon keresztül történik.

#### 3.2.1. A kristályosító életkora

A kristályosítót az öntés során több mechanikai hatás éri, melyek egyenetlen kopásokat, bemaródásokat okozhatnak a kristályosító belső felületén, és ezek a belső egyenetlenségek kihathatnak a bramma felületi minőségére. Az indítószál alulról történő beadása miatt a hűtőlapok alsó részén mechanikai kopás lép fel. A folyékony acél fröccsenésekor az acélcseppek belehegedhetnek a hűtőlapok felületébe; ezeket az egyenetlenségeket hideg állapotban csiszolással távolítják el. A tartott acélszint meniszkuszánál a folyékony

acél, valamint a beolvadó öntőpor nyomai figyelhetők meg.

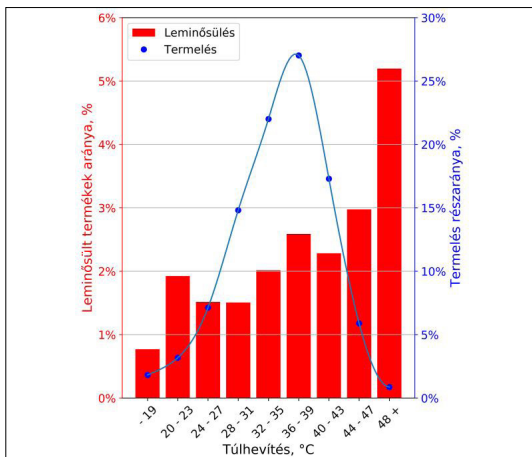
Az értékek a feltételezéssel ellentétben a **2. ábrán** nem mutatnak szignifikáns összefüggést a leminősülés mértéke és a kristályosító életkora között. Feltételezhetően azért, mert a szilárd és folyékony acél csak a rövid szakaszon érintkezik közvetlenül a kristályosító falával, és ezen a szakaszon nem tud olyan mély egyenetlenség kialakulni, melynek a mélysége meghaladná később, a hevítőkemencében leégő réteg vastagságát.

#### 3.2.2. Az öntési sebesség és kristályosítói olvadákszint ingadozása

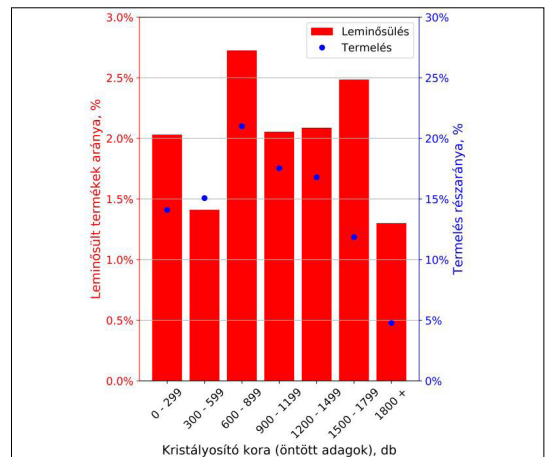
Az öntési sebesség, valamint a kristályosító acélfelületének változása jelentős hatást fejt ki az öntött szálnak mind a belső, mind a külső tulajdonságaira [11–15]. E változások idő- és hosszváltozás szerinti vizsgálata nem hozott számottevő eredményt, ami feltételezhetőleg annak köszönhető, hogy a jelentősebb változással terhelt szálszakaszokat kivágják és a későbbiekben nem használják fel, ezáltal nem is okozhatnak számottevő leminősülést.

### 3.3. A másodlagos hűtőzóna

A kristályosító alatt elhelyezkedő másodlagos hűtési zónák szerepe egyrészt az öntött szál egytengelyű, stabil megtámasztása, valamint a szál további hűtése és teljes keresztmetszetű megszilárdítása. Korábbi megfigyelések alapján az öntés során előforduló megtámasztási problémák (pl. csapágytörés, a görgők felületi kipattogzása) gyorsan és szembetűnően jelentkeznek. Ezek a vizsgált időszakban nem léptek fel, ezért hatásuk



1. ábra. Leminősülések kapcsolata a túlhevítettség mértékével



2. ábra. Leminősülések kapcsolata a kristályosító életkorával

vizsgálata nem történt meg.

Az öntött szál hűtési stratégiáját elsősorban az acélminőség, illetve a szálszélesség (szelvényméret) határozza meg. A túlhevítettség mértéke a szál maximális húzási sebességére van hatással, úgy, hogy a megfelelő hőelvonás meg tudjon valósulni a teljes keresztmetszet megszilárdulásának érdekében.

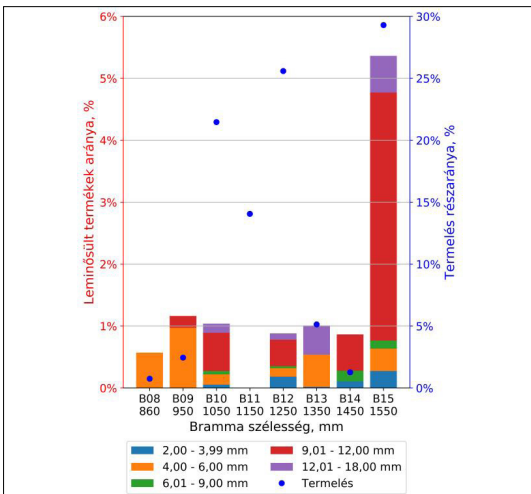
A vizsgált acélminőségek hűtési stratégiájára a kémiai hasonlóság miatt csak a szelvényméret gyakorol hatást, ezért ez alapján történt a vizsgálat.

A 3. ábra adataiból szembetűnő a legszélesebb szelvénynél tapasztalható kiugró leminősülési arány.

A B15 szelvényen öntött jelentős mennyiség, valamint a rendszeres ellenőrzés mellett jelentkező nagymértékű leminősülés kizárja, hogy a helyi fűvókák hibájából, esetleges eltömődéséből adódna a probléma. Inkább arra enged következtetni, hogy a gyártási sorban (öntőmű, meleghengermű) a szelvénymérettől függő technológiai jellemző(k) miatt alakul ki a jelenség. A pontos okok feltárása túlmutat jelen vizsgálaton.

#### 4. A meleghengerről

Jelen vizsgálatban elsősorban az acélmű technológiai változókat elemeztük. A meleghengermű gyártási jellemzők nem képezték a vizsgálat tárgyát, azonban tapasztalatok alapján célszerűnek látszott a hengerelt termék vastagságának (az alakítás mértékének) és a leminősülés összefüggésének vizsgálata. A vizsgált vastagságkategóriák kiválasztása a járatos termékek gyártástechnológiájának megfelelően történt.



3. ábra. Leminősülések kapcsolata a szelvénymérettel

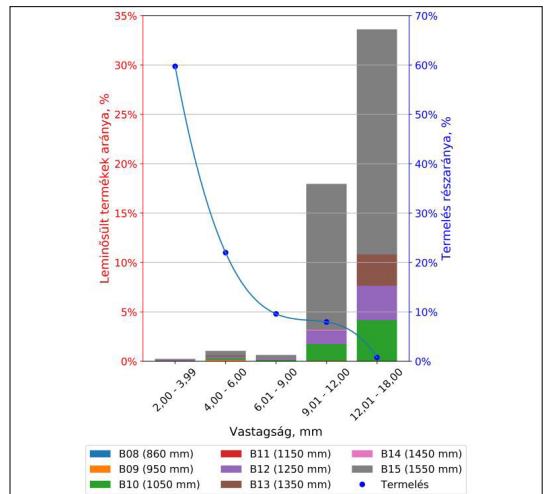
A sejtésnek megfelelően a 4. ábra alapján is látható, hogy a vastagabb termékek esetén jelentősen megugrik a leminősülés mértéke.

#### 5. Következtetések

A konverter és az űstmetallurgiai állomás vizsgált jellemzői elsősorban a melegen hengerelt termék mechanikai tulajdonságaira gyakorolnak hatást. Nem megfelelés esetén a terméket át sorolják más minőségre. Feltehetően ezen okból a vizsgálatok nem mutattak összefüggést a leminősüléssel.

A túlhevítések mértékének vizsgálatánál összefüggés figyelhető meg a leminősülési adatokkal. Kismértékű túlhevítettség esetén az öntési láncban fellépő hűlés miatt már megindulhat az acél megszilárdulási folyamata. A nagymértékű túlhevítettség esetén viszont növekszik a kristályosító hőterhelése, ami a továbbiakban a szál felületére gyakorol negatív hatást. A jelenlegi, többségében 35–40 °C-os túlhevítettséggel történő öntés a nem állandó beszállítói forrásból történő alapanyag- és tűzállóanyag-ellátás következménye. A bizonytalanság miatt folyamatosan biztonsági hőtartalék tartása szükséges. Folyamatos, állandó forrásból származó alapanyaggal és tűzálló anyaggal csökkenthető a csapolási és öntési hőmérséklet, ami minőségjavuláshoz és költségmegtakarításhoz vezet.

A kristályosító életkora és a leminősülések vizsgálata nem mutatott összefüggést. Ez feltehetőleg a rövid ideig tartó, közvetlen acéolvadék-kristályosítófal-érintkezés következménye, amely során nem tud kialakulni olyan mélységű, a kristá-



4. ábra. Leminősülések kapcsolata a hengerelt termék vastagságával



lyosító egyenetlen felületéből adódó hiba, mely a hevítőkemencében nem égne le.

Az öntési sebesség és kristályosítói acélszint változásának vizsgálata nem hozott értékelhető eredményt. Ez elsősorban feltételezhetően annak köszönhető, hogy a jelentősebb változással érintett szálszakaszokat kivágják, és nem kerül sor a hengerlésükre.

Az 1550 mm széles (B15) szelvényméretnél tapasztalható, a többihez képest jelentősen nagyobb leminősülési arányt az adatok alapján nem karbantartási probléma (pl. fúvokaeltömődés), hanem más, szelvényméretfüggő, valószínűleg hűtési sajátosság okozza. A hiba okának feltárása komplexen érinti mind az öntőmű, mind a meleg-hengermű hűtési stratégiájának felülvizsgálatát.

A termék hengerelt vastagságát vizsgálva látható a szelvénymérettől függetlenül is, hogy a vastagabb termékek esetén (9 mm felett) nagyságrendileg megugrik a leminősülés mértéke. Ez az ugrás a 12 mm-nél vastagabb anyagok esetén részben magyarázható azzal, hogy kizárólag tekercsben értékesíthető, mert nincs lehetőség darabolásra, és így részleges hiba esetén is teljes tekercset kell leminősíteni. A **3.** és **4. ábra** alapján látható, hogy a vastag termékeket (9 mm felett) nagyobb részét a B15-ös szelvényen gyártják.

A fenti adatok alapján kijelenthető, hogy a brama szélességéből és a hengerelt termék vastagságából adódó hatások összeadódnak, és jelentősen megnövelik a leminősülés veszélyét a vastag, széles termékeknél.

## Köszönetnyilvánítás

EFOP-3.6.1-16-2016-00003 K+F+I folyamatok hosszú távú megerősítése a Dunaújvárosi Egyetemen projekt által finanszírozott kutatás.

## Szakirodalmi hivatkozások

- [1] Wizner K., Kővári A.: *Efficiency of different kinds of aluminiums during deoxidation in the Steelworks of ISD Dunaferr Co. Ltd.* IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering, 426. (2018) 012052 <https://doi.org/10.1088/1757-899X/426/1/012052>
- [2] Meng Y., Thomas B. G.: *Heat transfer and solidification model of continuous slab casting: CON1D.* Metall. & Material Trans., 34B/5. (2003) 685–705. <https://doi.org/10.1007/s11663-003-0040-y>
- [3] Zhang L., Pluschkell W., Thomas B. G.: *Nucleation and growth of alumina inclusion during steel de-oxidation.* In: Proceeding of 85<sup>th</sup> Steelmaking Conference, Vol. 85. ISS, Warrendale, PA, 2002. 463–476.
- [4] Thomas B. G., Jenkins M., Mahapatra R. B.: *Investigation of strand surface defects using mold instrumentation and modeling.* Ironmaking & Steelmaking, 31/6. (2004) 485–494. <https://doi.org/10.1179/030192304225019261>
- [5] Brimacombe J. K., Sorimachi K.: *Crack formation in the continuous casting of steel.* Metallurgical Transactions, B, 8/2. (1977) 489–505. <https://doi.org/10.1007/BF02696937>
- [6] Schmidt K.-D. et al.: *Consequent improvement of surface quality by systematic analysis of slabs.* Steel Research, 74/11. (2003) 659–666.
- [7] Thomas B. G.: *Modeling of continuous casting defects related to mold fluid flow.* In: Proceeding of 3<sup>rd</sup> Int. Congress on Science & Technology of Steelmaking, AIST, Warrendale, PA, 2005. 847–861.
- [8] Shin H.-J., Lee G. G., Choi W. Y., Kang S. M., Park J. H., Kim S. H., Thomas B.G.: *Effect of mold oscillation on powder consumption and hook formation in ultra low carbon steel slabs.* Iron Steel Technology, 2/9. (2004) 15–17.
- [9] Thomas B. G., Sengupta J., Ojeda C.: *Mechanism of hook and oscillation mark formation in ultra-low carbon steel.* In: Proceeding of Second Baosteel Biennial Conference, Vol. 1, 2006. 112–117.
- [10] Sengupta J., Thomas B. G., Shin H.-J., Lee G. G., Kim S.-H.: *A new mechanism of hook formation during continuous casting of ultra-low-carbon steel slabs.* Metallurgical and Materials Transactions, 37/5. (2006) 1597–1611. <https://doi.org/10.1007/s11661-006-0103-1>
- [11] Thomas B. G.: *Continuous Casting of Steel.* In: Modelling for casting and solidification process, (Szerk: O. Yu) Marcel Dekker, New York, NY, 2001. 499–540.
- [12] Sengupta J.: *Effect of a sudden level fluctuation on hook formation during continuous casting of ultra-low carbon steel slabs.* In: Modeling of Casting, Welding, and Advanced Solidification Processes XI. (Szerk. Gandin C. A., Allison J. E.). TMS, Warrendale, PA, 2006. 727–736.
- [13] Shin H.-J., Thomas B. G., Lee G. G., Park J. M., Lee C. H., Kim S. H.: *Analysis of hook formation mechanism in ultralow-carbon steel using CON1D heat flow solidification model.* Materials Science and Technology 2, TMS, Warrendale, PA, Vol. II, 2004. 11–26.
- [14] Zhang Q., Wang L., Wang X.: *Influence of casting speed variation during unsteady continuous casting on non-metallic inclusions in IF steel slabs.* ISIJ International, 46/10. (2006) 1421–1426.
- [15] Wang Y., Zhang L.: *Transient fluid flow phenomena during continuous casting: Part II—cast speed change, temperature fluctuation, and steel grade mixing.* ISIJ International, 50/12. (2010) 1783–1791. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.50.1783>