

ACTA MATERIALIA TRANSYLVANICA

Anyagtudományi Közlemények

4. évfolyam, 2021. 1. szám



ERDÉLYI MÚZEUM-EGYESÜLET
Kolozsvár
2021

A folyóirat megjelenését támogatta a Magyar Tudományos Akadémia, a Bethlen Gábor Alapkezelő Zrt., a Communitas Alapítvány és az EME Műszaki Tudományok Szakosztálya / The publication of this magazine was supported by the Hungarian Academy of Sciences, by the Bethlen Gábor Fund, by the Communitas Foundation 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-2021-01

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: szakcikkeket, 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

B. NAGY János	1
<i>A nanotechnológia múltja, jelene és jövője</i>	
<i>The Past, the Present and the Future of NanoTechnologies</i>	
TISZA Miklós	9
<i>Korszerű, nagy szilárdságú autóiipari acélok fejlesztése</i>	
<i>Development of Advanced High Strength Automotive Steels</i>	
BÉRES Gábor J., VÉGVÁRI Ferenc, DANYI József	18
<i>Nagy szilárdságú acéllemezek és hegesztett terítékek alakítási jellegzetességei</i>	
<i>Some Formability Aspects of High Strength Steel and of Consisting Tailor Welded Blanks</i>	
ACÉL Artúr Benjámin, WINDISCH Márk, MALOVECZKY Anna	24
<i>Vízzáró borítás kialakítása korrózióálló acélfólia lézersugaras hegesztésével</i>	
<i>Fabrication of a Laser Welded Waterproof Coating Made of Stainless Steel Foil</i>	
BÍRÓ Tamás, RENKÓ József Bálint	28
<i>Mikrofluidikai cella tervezése és gyártása spektroszkópiai ellipszométerhez</i>	
<i>Design and Manufacture of a Microfluidic Cell To Be Used With a Spectroscopic Ellipsometer</i>	
LITAUSZKI Katalin, KMETTY Ákos	32
<i>Tejsav oligomerrel lágyított, politejsav-alapú biopolimer habok előállítása</i>	
<i>Production of Biopolymer Foams Based on Polylactic Acid Plasticized With Lactic Acid Oligomer</i>	
NAGY András, JANKOVICS István, MÁTÉ Márton	38
<i>A szuperkritikus CO₂ erőművi alkalmazásaiban használt, nagy forgássebességű generátorok jövőbeli szerkezeti anyagai</i>	
<i>Future Structural Materials of High Speed Generators Used in Supercritical CO₂ Based Power Plant Applications</i>	
PÁZMÁN Judit, FEHÉR Jánosné, GONDA Viktor, VERŐ Balázs	45
<i>Az összetétel és a technológia hatása az EN AW-8006 ötvözet mechanikai tulajdonságaira</i>	
<i>The Effect of Chemical Composition and Production Technology on the Mechanical Properties of EN AW-8006 Alloy</i>	

SZABÓ Attila, BÁN Krisztián, HLINKA József, PÁSZTOR Judit, LOVAS Antal 51

Nagy üvegeképző hajlamú és nagy entrópiájú ötvözetek képződése és stabilitása
The Formation and Stability of Bulk Amorphous and High Entropy Alloys

VIRÁG Ábris Dávid, VAS László Mihály, MOLNÁR Kolos 58

Üvegszövetek deformációs és tönkremeneteli folyamatának szálkötegcella-elméleten alapuló modellezése
Modelling the Deformation and the Failure Process of Glass Woven Fabrics Based on the Fibre-Bundle-Cells Theory

A nanotechnológia múltja, jelene és jövője

The Past, the Present and the Future of Nanotechnologies

B. Nagy János

Namuri Egyetem, Belgium, janos.bnagy1@gmail.com

Abstract

Artists from the time of Mesopotamia or Egypt and in the Middle Ages astonished us with various coloured Stained-glass windows, prepared with the help of metal nanoparticles.

The paper will deal with zeolites, nanoparticles and carbon nanotubes. The latter will be developed more extensively, because we have founded the Nanocyl company, selling carbon nanotubes and it has become the best European company. One carbon nanotube is 100,000 times thinner than a human hair, it is very light – twice as light as aluminium –, its mechanical resistance is much higher than that of steel and it conducts electricity better than metal conductors. The use of carbon nanotubes is very important in nanotechnology. For example, with the help of coiled carbon nanotubes, the weight of a single nanoparticle can be measured, it is equal to one femtogram (10^{-15} gram). Carbon nanotubes are used in car spray painting to cancel the build-up of static electricity. With the help of carbon nanotubes, it is possible to decrease the velocity of flame propagation, when they are included in composite materials. Carbon nanotubes are also very good as sensors for toxic gases. Their uses will take up the most part of this paper.

The future of nanotechnology will be illustrated by nanomachines, by the lift between the Earth and the Moon, and by graphene (one single sheet of graphite). The use of carbon nanotubes will be evoked in waste water cleaning, in the production of drinking water from seawater.

Keywords: *nanoparticles, carbon nanotubes, coiled carbon nanotubes, nanotechnology.*

Összefoglalás

Már az ókori, mezopotámiai, egyiptomi, illetve a középkori művészek alkotásai, a különböző színű ablaküvegek is csodálatra készítettek, melyeket fémnanorészecskék segítségével állítottak elő.

A cikk röviden ismerteti a zeolitokat, a nanorészecskéket és a szénnanocsöveket. Ez utóbbiakat részletesen kifejthetjük, mivel megalapítottunk egy Nanocyl nevű céget, mely szénnanocsöveket árul, és a legjobb európai cég lett. Egy szénnanocső 100 000-szer vékonyabb, mint egy hajszál, nagyon könnyű – kétszer könnyebb, mint az alumínium –, nagy az ellenálló képessége – sokkal nagyobb, mint az acélé –, és vezeti az áramot, sokkal jobban, mint a fémek vezetői. A szénnanocsövek alkalmazása nagyon fontos a nanotechnológiában. Például csavaros nanocsövek segítségével sikerült megmérni egyetlen nanorészecske súlyát, ami egy femtogramm (10^{-15} gramm). Szénnanocsöveket használnak az autófestékben, mellyel megszüntetik a statikus elektromosságot. Szénnanocsövek segítségével le lehet csökkenteni a tűz terjedésének sebességét, ha kompozit anyagokba bevisszük. Veszélyes gázok érzékelésére szenzorok is nagyon jók a szénnanocsövek. Jelen cikkben az alkalmazási területét mutatjuk be.

A nanotechnológia jövőjét a nanogépek jellemzik; szó lesz a Föld és a Hold közötti liftről, a grafénről (egyetlen atomsíkból álló grafitlemez) és a valószínűleg a szénnanocsövek alkalmazására alapuló eljárásról, mely segít tengervízből ivóvizet gyártani és vizet tisztítani.

Kulcsszavak: *nanorészecskék, szénnanocsövek, csavaros szénnanocsövek, nanotechnológia.*

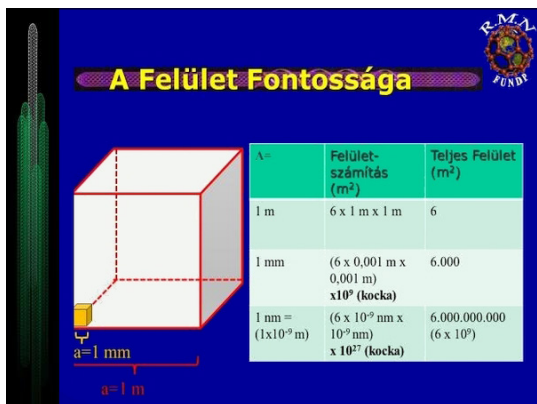
Eredmények és kiértékelés

A nanorészecskéknek két fő tulajdonságuk van: a nagyon nagy felület és a fizikai tulajdonságok, melyek a részecske méretétől függenek.

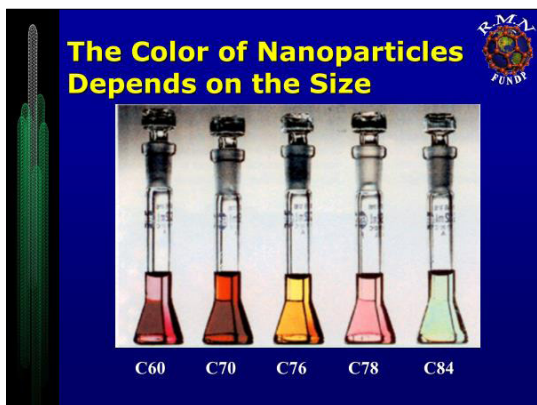
Az első ábra a felület fontosságát ismerteti. Induljunk ki egy 1 m élű kockából, ennek a térfogata 1 m^3 és a felülete 6 m^2 (1. ábra). Ha az élet 1000-rel osztjuk, 1 mm^3 térfogatú kockát kapunk, melynek a felülete 6 mm^2 . Mivel 1 000 000 000 kockát képezzünk a kiinduló kockából – az összterfogat nem változik –, az összfelület $6 \times 10^9 \text{ mm}^2$ vagy 6000 m^2 lesz.

Ha tovább osztjuk a kocka élet 1 000 000 000-szor, akkor 1 nm élű kockát kapunk. Az összfelület ebben az esetben $6000 000 000 (6 \times 10^9) \text{ m}^2$ lesz. Összegezve, amennyivel a kocka élet elosztjuk, ugyanannyival növekszik az összfelület.

A fizikai tulajdonságok változását a 2. ábra szemlélteti, mely a fullerénmolekulák – azaz a labda alakú, csak szénatomokat tartalmazó molekulák – színváltozását mutatja [1].



1. ábra. A felület fontossága



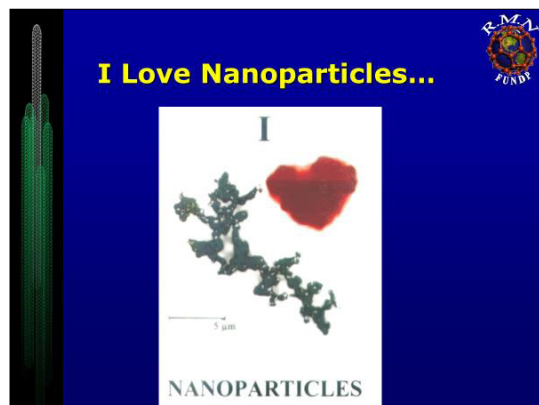
2. ábra. A nanorészecskék színe a részecske méretétől függ

A zeolitok alumino-szilikátok, melyek a természetben fordulnak elő vagy mesterségesen szintetizáltak [2]. Nanoszkópos barlangokból és csatornákból állnak (3. ábra). Felhasználhatók mint adszorbensek, ioncserélők, mert kationok semlegesítik az alumíniumhoz kötött negatív töltéseket, illetve mint katalizátorok. Akik autót vezetnek, biztosak lehetnek, hogy a benzinjük egyszer az életciklusa során zeolitokon is keresztülment, hogy a kőolaj hosszú láncait rövidre vágdalják.

A szervesetlen nanorészecskéket úgy lehet gyártani, hogy redukáljuk a mikroemulzióban feldolgozott fém kationokat, melyek oldódnak a vízből, szappanmolekulákból és szerves oldószerből álló mikroemulzióban [3]. Ugyanis a víz a szerves oldószerben diszperzál: a szappanmolekulák segítségével „nanokalitkákat”, nanocseppeket alkot, melyben a redukció hatására a fémionokból fémnanorészecskék keletkeznek, melyeket a szappanmolekulák stabilizálnak.



3. ábra. Természetes és szintetizált zeolitok



4. ábra. AgBr-nanorészecskék fraktálszerkezetet alkotnak (feketén), és a termodinamikai stabilitás irányítása során gömbös szerkezet felé tartanak (pirosan)

A **4. ábra** mutatja az AgBr-nanorészecskék gyártását két különböző környezetben. Az első esetben a kinetikai irányítás következtében az összeütköző részecskék fraktálszerkezetet alkotnak (az ábrán feketén). A második esetben a termodinamikai stabilitás irányítása a lehető legstabilisabb, a gömb képződése lép érvénybe. A reakciónak még nem lett teljesen vége, ezért egy közbelső állapotot, egy szív alakú szerkezetet kaptunk (az ábrán pirosan). Így ezt az ábrát úgy olvashatjuk, hogy „I love nanoparticles”.

Ami a nanotechnológia múltját illeti, egy nagyon szép, középkori színes ablakot mutatunk, ahol az ezüst nanorészecskék a sárga színt, a réz nanorészecskék a piros színt adják (**5. ábra**).

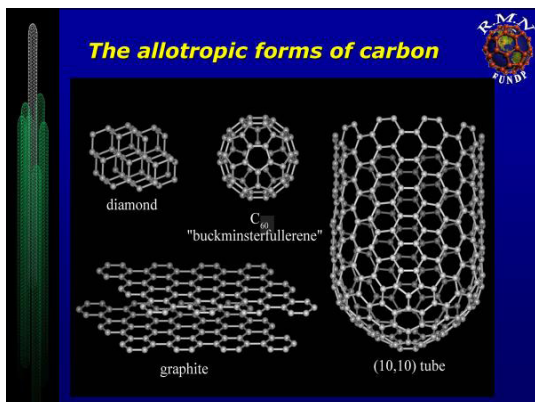
Ez bizonyítékkul szolgál arra, hogy a nanotechnológiát nem a 20. században találták fel.

A **6. ábra** a szén allotrop változatait szemlélteti.

A gyémántban a szénatomokat tetraédes kötések kötik össze a szomszédokkal. A gyémántnak szép színe van, és a legkeményebb anyagok egyike. Amikor a szénatomokat másik három széna-



5. ábra. Középkori színes ablak (Sainte Chapelle, Párizs, 12. század)



6. ábra. A szén allotrop változatai

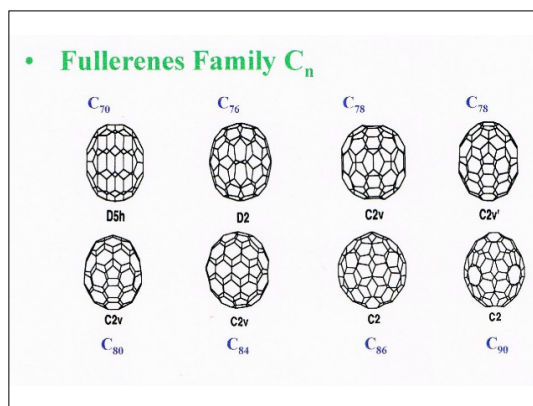
tommal kötik össze, síkfelületet képez a hatszögű gyűrűkkel. Ez a grafit, mely nagyon törekeny, mert a síkfelületek könnyen elcsúsznak egymáson. Ezt ismerjük a ceruzáról, mely könnyen eltörik. A fullerének csak szénatomokból álló labdák, és a szénnanocsöveket eleinte meghosszabbított fulleréneknek tekintették.

A **7. ábra** a fulleréncsalád néhány tagját mutatja [4].

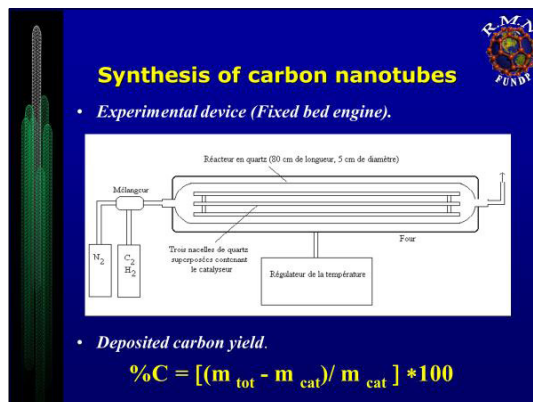
Bob Curl, Harry Kroto és Rick Smalley kémiai Nobel-díjat kaptak 1996-ban a C_{60} fullerén felfedezéséért.

A cikkben ezt követően a szénnanocsövek szintézisét és alkalmazását mutatjuk be.

Nagyon egyszerű módszerrel állítottuk elő a szénnanocsöveket. Egy szénhidrogén-vegyületet, például acetilént bontottunk el egy hordozóra leválasztott fémnanorészecskéken, nagy hőmérsékleten, azaz $700\text{ }^{\circ}\text{C}$ -on. Általában Fe, Co és Fe-Co nanorészecskéket állítunk elő szilárd hordozókon, zeolitokon vagy szilikagélen. A módszert kémiai gőzfázisú leválasztásnak (CVD) nevezik (**8. ábra**).



7. ábra. A fullerének családja



8. ábra. Szénnanocsövek szintézise CVD-módszerrel

A reaktor kvarcból készült, és a katalizátort egy kvarcedénybe helyezve a reaktorba tesszük. A reagens szénhidrogént egy hordozó gázzal együtt – ami általában nitrogén – bevezetjük a reaktorba, de azt előzőleg már előmelegítettük. Kb. 20 perc reakció után 700 °C-on a reaktort lehűtjük szobahőmérsékletre, és kivesszük a szénnanocsöveket a katalizátorral együtt. A katalizátort és a fémnanorészecskéket HF-oldat segítségével feloldjuk, és így tiszta szénnanocsöveket kapunk.

A **9. ábra** több, ún. többfalú szénnanocsövet mutat, melyeket Co/szilikagél katalizátoron kaptunk. Egyesek, valamint csavaros nanocsöveket láthatunk [5].

Az **ábra** egy „nanohárfa” ábrázol, amely a saját alakja után kapta a nevét.

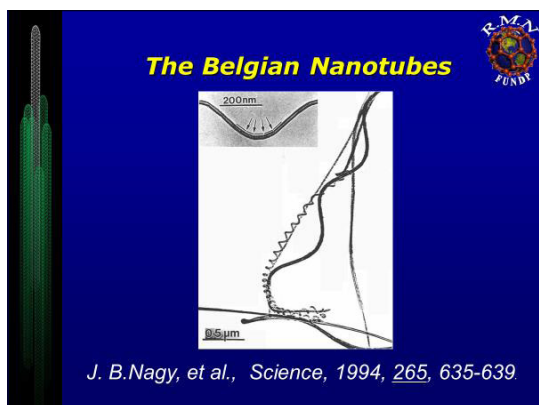
A **10. ábra** egy nagy felbontású transzmissziós elektronmikroszkópi képet mutat egy egyenes

és egy csavaros szénnanocsőről. A cső kb. 10 db koncentrikus csőből áll. A csavaros szénnanocsöveket a japán és dél-koreai tudósok „belga csöveknek” nevezték el, mivel mi szintetizáltuk ezeket először. A Nanocyl nevű céget azért alapítottuk, hogy a szénnanocsöveket nagy mennyiségben tudjuk gyártani.

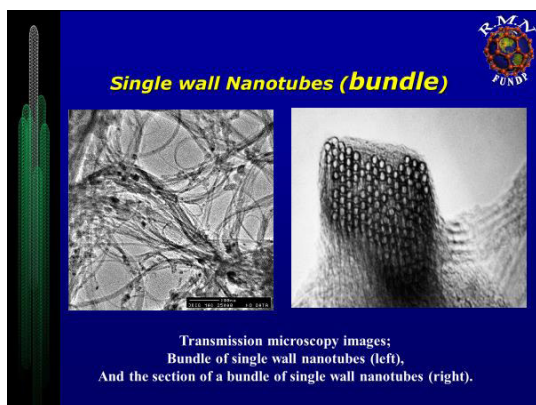
Egyfalú nanocsöveket is tudunk szintetizálni, melyek az erős van der Waals-vonzás következtében kötegeket alkotnak (**11. ábra**).

A szénnanocsöveket a nanotechnológiában is fel tudjuk használni. Sokkal vékonyabbak, mint a litográfiával készített keret, és így sokkal több elektromos vezetőt lehet ugyanabba a térfogatba helyezni (**12. ábra**).

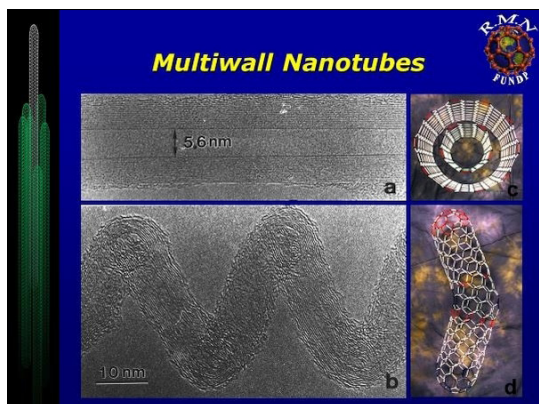
Az **1. táblázatban** összehasonlítjuk a szénnanocsövek tulajdonságait más ismert anyagokéival. Vékonyabbak, mint a szilíciumszálak, amelyeket a számítógépek mikroprocesszoraiban használnak.



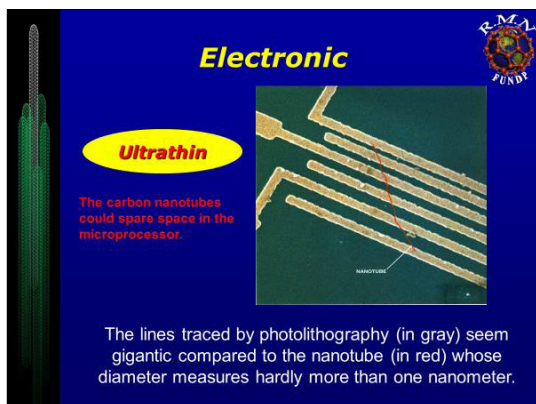
9. ábra. A „belga nanocsövek” egyik szép példánya, a „nanohárfa”



11. ábra. Egyfalú szénnanocsövek (SWNT), amelyek kötegeket képeznek











10. ábra. Nagy felbontású transzmissziós elektronmikroszkópi (TEM-) képek a többfalú nanocsövekről (MWNT), a lineáris (a) és a csavaros (b) formájúkról



12. ábra. A nagyon vékony, egyfalú szénnanocső egy mikroprocesszorra helyezve

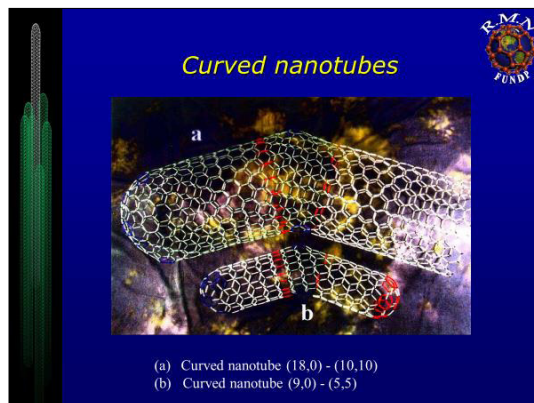
1. táblázat. Az egyfalú szénnanocső tulajdonságai

Nanotube Properties		
Properties	SWNTs	For memory
	SIZE 0.6 to 1.8 nm in diameter.	The lithography by electron beam can create broad lines of 50 nm and of some nm of thickness.
	DENSITY 1.33 to 1.40 g/cm ³ .	Aluminium has a density of 2.7 g/cm ³ .
	STRENGTH 45 billion Pascal.	The strongest steel alloys break at approximately two billions of Pascal.
	ELASTICITY They can be strongly curved without irreversible deformation.	Metals and the carbon fibers are fractured at the limits between the grains.
	CURRENT TRANSPORT Estimated at one billion A/cm ² .	The copper wire roasts at approximately one million A/cm ² .
	FIELD EMISSION They can activate phosphorus with a tension ranging between 1 and 3 volts when the electrodes are distant by 1 μm.	Molybdenum tip requires electric fields from 50 to 100 volts per micrometer and have very limited life time.
	HEAT TRANSFER It would be 6000 W/m.K at ambient temperature.	A quasi pure diamond transmits 3320 W/m.K.
	THERMAL STABILITY Stable up to 2800 °C in vacuum and to 450 °C in air.	The metal wire of micro chips melts between 600 and 1000 °C.

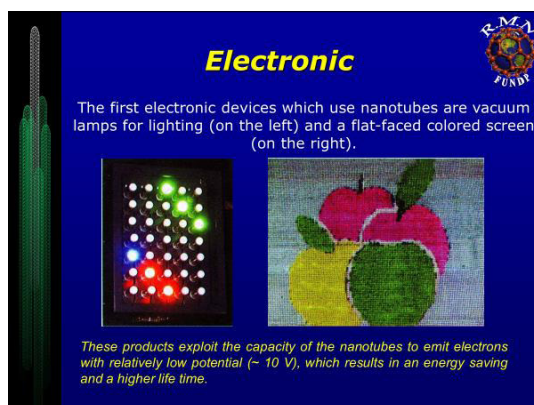
Kétszer olyan könnyűek, mint a megfelelő méretű alumínium, amely fémet a repülőgép-alkatrészekben használnak. A szénnanocsővek mechanikai ellenállása nagyobb, mint az acélé, és jobban vezetik az áramot, mint az ismert fémvezetők.

Könnyen kibocsátanak elektronokat, és emiatt már használják is őket az autófestékekben, hogy eltüntessék a statikus elektromosságot az autó felületéről. Nagyon hajlékonyak, és visszanyerik a kiindulási állapotukat, amint a deformáló erő megszűnik. Hővezető képességük kétszer olyan jó, mint a máig ismert legjobb hővezetőké. A hőstabilitásuk nagyon nagy: légüres térben stabilak 2800 °C-ig, de levegőn már 450 °C fokon oxidálódnak. A fém mikrochipek is már 600 °C és 1000 °C fok között olvadnak.

A 10. ábra két koncentrikus csövet szemléltet egy többfalú nanocsőben. Nézzük meg most közelebbről a csavaros nanocsőveket, melyeket a 13. ábra mutat. Két különböző struktúrát különböztethetünk meg, melyeket a hatos gyűrűk képeznek. Amikor a hatos gyűrűk oldalai merőlegesek a cső tengelyére, ez egy fémvezető, és amikor a hatos gyűrűk oldalai párhuzamosak a cső tengelyével, ez egy félvezető. Ezért ezeket a görbe nanocsőveket a nanotechnológiában úgy



13. ábra. Csavaros nanocsővek

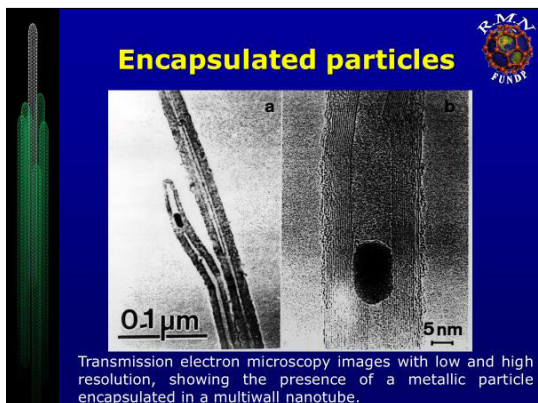


14. ábra. Példa a szénnanocsővek fénykibocsátó tulajdonságaira

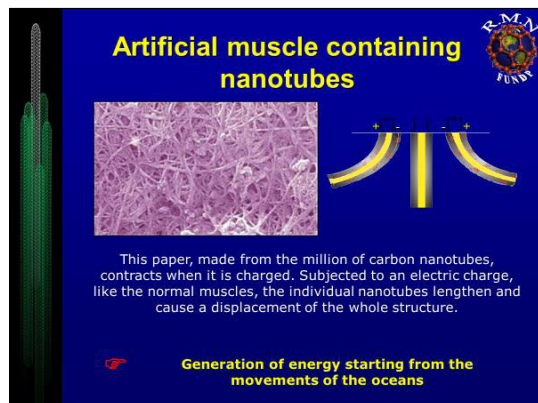
használhatjuk, mint kapcsolókat, mivel az egyik esetben átengedik az áramot, viszont megállítják a másikkban.

Az elektronkibocsátó tulajdonságokat fényforrásokban és a vékony színesítévképernyőkben használhatjuk (14. ábra). Csakugyan, az első izólámpákban („villanykörtékben”) szénszálakat alkalmaztak, de mivel rövid életűek voltak, volfrámmal helyettesítették mind a mai napig. Most pedig újra a szénhez nyúlhatunk vissza, mert a szénnanocsővek élettartama sokkal hosszabb.

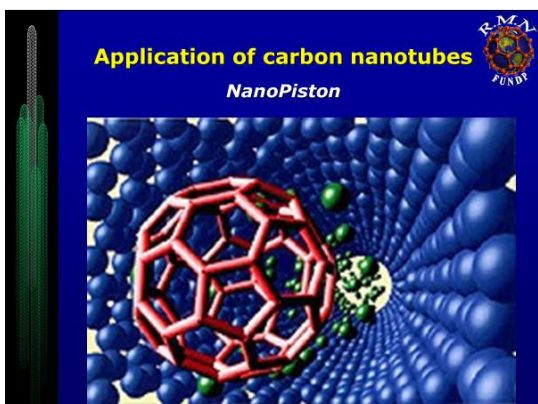
A katalizátorok fémnanorészecskéi néha a nanocső belső csővébe záródnak (15. ábra). Az ábra azt is mutatja, hogy a nanocsővek végei zártak. Gyenge oxidációval ki lehet nyitni, és így adsorbensként lehet használni. Így tudunk mérgező gázokat kivonni: a szénnanocsővek kb. 1000-szer jobban adszorbeálják a dioxidot, mint a ma ismert összes többi adszorbens. A nyitott állapotban a nanocsőveket szenzor gyanánt is felhasználhatjuk, mert az áramvezető képességük nemcsak a gáz minőségétől függ, hanem a mennyiségétől is.



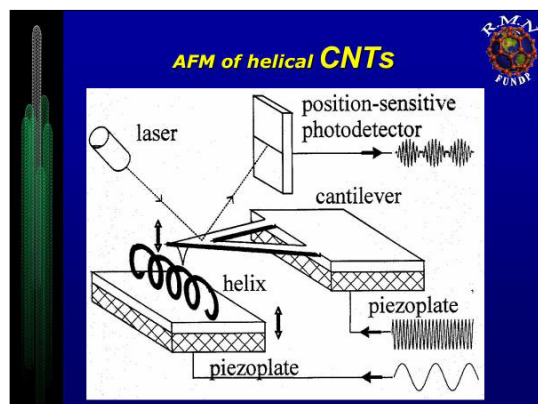
15. ábra. A nanocső belsejébe zárt fémrészecskék



17. ábra. Műizom szénnanocsővekkel



16. ábra. Példa egy különleges alkalmazásra: a nanodugattyú



18. ábra. Atomierő-mikroszkópos kísérlet a csaváros többfalú nanocsővel

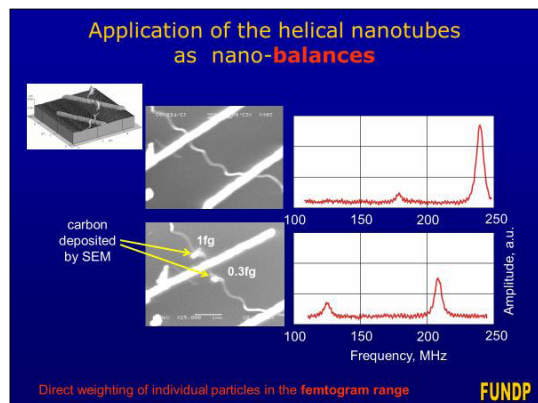
Nanodugattyúnak is felhasználhatjuk a szénnanocsőveket. A 16. ábra mutatja, amint egy fullerénmolekula tolja a többi molekulát egy többfalú nanocső belső csövében.

Műizmot is elő lehet állítani nanocsővek segítségével (17. ábra).

Két szénnanocsőből álló lapot egy hajlékony, szigetelő műanyaglapra ragasztunk. Az egyik lapra pozitív töltést viszünk fel – ezért a kötéstávolságok lecsökkennek –, míg a másikat negatív töltéssel töltjük; így itt a kötéstávolságok megnőnek. Ennek következtében a lap elhajlik, ami megfelel az izom mozgásának. Megfordítva, elektromos áramot tudunk képezni, ha meghajlítjuk a lemezt, pl. a tenger áramlása következtében. Ezt a kísérletet végre is hajtották Lisszabonban, Portugáliában.

A „nanoceruzát” is föltalálták, ahol szénnanocsővel írtak egy szilíciumlemezre [6].

Mi készítettük el az első „nanomérleget” csaváros nanocsővek segítségével (18. és 19. ábrák).



19. ábra. A csaváros szénnanocsővel létrehozott „nanomérleg”

Egy többfalú, csaváros nanocsövet helyezünk az atomierő-mikroszkóp piezolapjára. A konzolos rugó hegyével a nanocsövet ütögetjük (18. ábra). Megmérjük az alapvető frekvenciákat a MHz-tartományban (19. ábra).

Amikor egy nanorészecskét ráhelyezünk a csavaros nanocsőre, az alapvető frekvenciák lecsökkennek a súly megnövekedése miatt. A frekvenciakülönbségekből ki lehet számítani az egyetlen nanorészecske tömegét: ez a femtogramm tartományába (10^{-15} gramm) esik.

Nanorugót is lehet gyártani, ha a csavaros nanocső egyik végét felfüggesztjük [7]. Meg lehet mérni a rugalmassági állandót, mely a TPa-tartományba esik. Ha elektromos áramot vezetünk be a csavaros nanocsőbe, erős mágneses teret észlelhetünk, ez a „nanoszolenoid” [8].

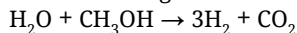
Nagyon érdekes az összetett anyagok készítése. A nanocsöveket jól kell disperzálni, hogy minél jobb legyen a polimerláncok és a szénnanocsövek közti kölcsönhatás (20. ábra) [9].

A nanocsövek jelenléte okozza a lángkésleltető hatást az összetett anyagokban. A szénnanocsövek egyedül nem okoznak lángkésleltető hatást a polimerben (21. ábra bal oldali kép). Ha réteges szilikátot adunk a polimerhez, a lángkésleltető

hatás javul (21. ábra középső kép). Az X jelölés a réteges szilikátot jelzi. Ha viszont a szénnanocsövet és a réteges szilikátot is dispergáljuk a polimerben, a szinergikus hatás következtében az eredmény kiváló (21. ábra jobb oldali kép) [10].

A szénnanocsöveket fűtőanyagcellákban is fel lehet használni, ahol a membrán nanocsövekből áll, és elősegíti a hidrogénatomok diffúzióját az oxigénmolekulák felé, melyeket redukálnak, és így elektromos áram termelődik (22. ábra). A fűtőanyagcellák nagyon fontosak lettek napjainkban, mivelhogy a villanyautók segítik a CO₂ lecsökkentését.

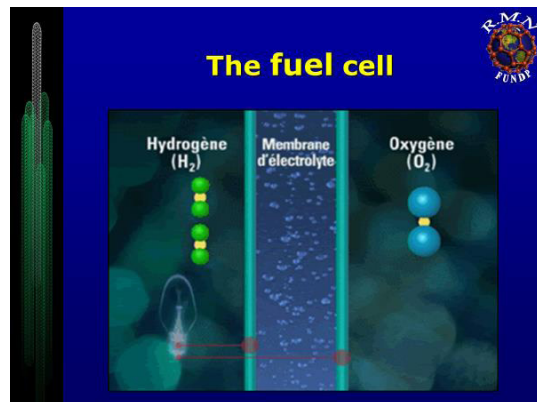
Hidrogéngázt könnyen elő lehet állítani víz és metanol heterogén katalitikus reakciójából:



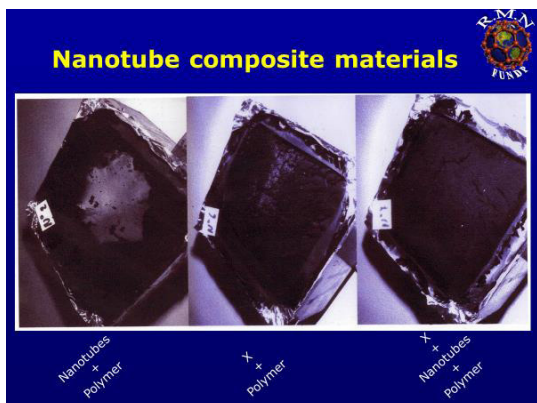
A nanotechnológia jövője könnyen szemléltethető Jean-Pierre Sauvage professzor nanogépén keresztül, melyért kémiai Nobel-díjat nyert 2016-ban, illetve a Föld és a Hold közötti liften, melyet Rick Smalley, az 1996-os év kémiai Nobel-díjasa képzelt el (23. ábra).



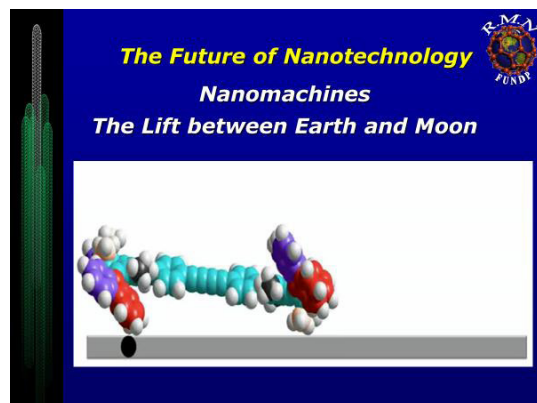
20. ábra. Diszperzió az összetett anyagokban



22. ábra. Fűtőanyagcella, melyben az elektrolit membrán szénnanocsövekből áll



21. ábra. Példa az összetett anyagokban kialakítható, lángkésleltető hatásra



23. ábra. A nanotechnológia jövője

A grafén (egyetlen atomsíkból álló grafit) gyorsan fejlődő fejezetet alkot mind a kémiában, mind a fizikában. Új szenzorokat találnak a mérgek gázok kimutatására. A tudományos irodalomban a szennyvíz tisztítására egyre többen használnak szénnanocsöveket [11], valamint arra, hogy a tengervízből ivóvizet lehessen előállítani [12].

Szakirodalmi hivatkozások

- [1] Baggott J.: *Perfect symmetry. The accidental discovery of Buckminsterfullerene*. Oxford University Press, 1996.
- [2] B. Nagy J., Bodart P., Hannus I., Kiricsi I.: *Synthesis, characterization and use of zeolitic micro-porous materials*. DecaGen Ltd., Szeged, Hungary, 1998.
- [3] B. Nagy J., Barette D., Fonseca A., Jeunieu L., Monnoyer Ph., Piedigrosso P., Ravet-Bodart I., Verfaillie J.-P., Whatelet A.: *Nanoparticles in microemulsions: a general approach*. In: *Nanoparticles in solids and solutions*. (szerk. Fendler J. H., Dékány I.) NATO ASI Series, 3. High Technology, – Vol. 18. Kluwer Academic Publishers, Dordrecht, 1996.
- [4] *In Building on fullerenes*. Nature, 363. (1993) 60–63.
- [5] Amelinckx S., Zhang X.B., Bernaerts D., Zhang X. F., Ivanov V., B. Nagy J., Lucas A. A., Lambin Ph.: *A formation mechanism of catalytically grown helix shaped graphite nanotubes*. Science, 265/5172. (1994) 635–639.
<https://doi.org/10.1126/science.265.5172.635>
- [6] Dai H., Franklin N., Han J.: *The high aspect – ratio nanopencil takes advantage of the small nanotube electrode size*. Applied Physics Letters, 73. (1998) 1508–1510.
<https://doi.org/10.1063/1.122188>
- [7] Bernaerts D., Zhang X. B., Zhang X. F., Amelinckx S., Van Tendeloo G., Van Landuyt J., Ivanov V., B. Nagy J.: *Electron microscope study of coiled carbon tubules*. Philosophical Magazine A, 71. (1995) 605–630.
<https://doi.org/10.1080/01418619508244470>
- [8] Volodin A., Van Haesendonck C., Terbiainen R., Ahlskog M., Fonseca A., B. Nagy J.: *AFM detection of mechanical resonances of coiled carbon nanotubes*. Applied Physics, A72. [Suppl] (2001) S75–S78.
<https://doi.org/10.1007/s003390100644>
- [9] Coleman J. N., Cadek M., Blake R., Nicolosi V., Ryan K. P., Belton C., Fonseca A., B. Nagy J., Gun'ko Y. K., Blau W. J.: *High-performance nanotube-reinforced plastics understanding the mechanism of strength increase*. Advances in Functional Materials, 14/8. (2004) 791–798.
<https://doi.org/10.1002/adfm.200305200>
- [10] Peeterbroeck S., Alexandre M., B. Nagy J., Pirlot C., Fonseca A., Moreau N., Destrée A., Philippin G., Delhalle J., Mekhalif Z., Sporken R., Beyer G., Dubois Ph.: *Polymer – layered silicate – carbon nanotube nano-composites: unique nanofiller synergistic effect*. Composites Science Technology, 64/15. (2004) 2317–2323.
<https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2004.01.020>
- [11] De Luca P., B. Nagy J.: *Treatment of water contaminated with Reactive Black-5 Dye by carbon nanotubes*. Materials, 13. (2020) 5508.
<https://doi.org/10.3390/ma13235508>
- [12] Grosso V., Vuono D., Bahattab M. A., Di Profio G., Curcio E., Al-Jilil S.A., Alsubaie F., Alfife M., B. Nagy J., Drioli E., Fontananova E.: *Polymeric and mixed matrix polyimide membranes*. Separation Purification Technology, 132. (2014) 684–696.
<https://doi.org/10.1016/j.cossms.2004.09.003>

Korszerű, nagy szilárdságú autóiipari acélok fejlesztése

Development of Advanced High Strength Automotive Steels

Tisza Miklós

Miskolci Egyetem, Gépészmérnöki Kar, Anyagszerkezzetani és Anyagtechnológiai Intézet, Miskolc, Magyarország, tisza.miklos@uni-miskolc.hu

Abstract

In recent decades, the automotive industry has faced ever-increasing demands. Increasing requirements can be observed in terms of both consumer expectations and legal requirements. On the consumer side, there is a demand for cars that are as economical as possible with lower fuel consumption, but providing also greater comfort and safety. These requirements are accompanied, from a legal point of view by more rigorous environmental regulations and requirements concerning the reduction of harmful emissions. Meeting these often-contradictory requirements is a growing challenge for car manufacturers and raw material suppliers, as well. Meeting the requirements in the most versatile way has resulted in tremendous progress over the last 40-50 years, both in the automotive industry and in the production and development of raw materials. The first part of this series of papers summarizes the main requirements in the automotive industry, as the main driving forces for material developments. Furthermore, the main types and properties of traditional high-strength steels, as well as the so-called first-generation Advanced High-Strength Steels will be introduced. In the second part, the main types and manufacturing processes of second generation advanced high-strength steels will be analyzed and some of the current steel developments will be presented through the results of the three generations of Advanced High-Strength Steels.

Keywords: *Advanced High Strength Steels, AHSS, automotive industry applications.*

Összefoglalás

Az utóbbi évtizedekben az autóiipar folyamatosan növekvő követelményekkel nézett szembe. A növekvő követelmények mind a felhasználók, mind pedig a jogi előírások terén megfigyelhetők. Fogyasztói oldalról az egyre gazdaságosabb, kisebb fogyasztású, ugyanakkor magasabb kényelmi szintet és nagyobb biztonságot adó személygépkocsik iránti igény jelentkezik. Ezeket a követelményeket kiegészítik a fokozott környezetvédelmi előírások, amelyek minél kisebb károsanyag-kibocsátást tesznek lehetővé. Ezeknek a gyakran egymásnak is ellentmondó követelményeknek a kielégítése hatalmas kihívást jelent az autógyártókkal és az alapanyaggyártókkal szemben. A követelmények kielégítésének igénye az elmúlt 40–50 évben hatalmas fejlődést eredményezett az autógyártóknál és az alapanyaggyártóknál is. Ebben a cikkben röviden áttekintjük az autóiiparral szemben támasztott fő követelményeket, amelyek egyben az alapanyag-fejlesztés legfontosabb hajtóerőit is jelentik. A hagyományos nagy szilárdságú acélok mellett elsősorban a korszerű nagy szilárdságú acélok három generációjának ismertetésével foglalkozunk.

Kulcsszavak: *nagy szilárdságú acél, autóiipari alkalmazások.*

1. Bevezetés

Az egyre fokozódó globális verseny miatt az autóiiparban a gyártási költségek csökkentése kiemelt célkitűzés: ez több okból is szorosan kapcsolódik a járművek tömegének csökkentéséhez. A tömegcsökkentés a járműgyártásban nemzet-

közi téren is a kutatási tevékenységek középpontjában áll. Ez számos tényezővel magyarázható, amelyek közül itt csak néhányat kiemelve: a szigorú károsanyag-kibocsátási előírások, az egyre fokozódó környezetvédelmi korlátozások, a minél gazdaságosabban üzemeltethető autókra vonat-

kozó fogyasztói igények teljesítésében a járművek tömegcsökkentése meghatározó szerepet játszik. Egy autó teljes tömegét illetően az autó karosszériája döntő szerepet játszik. A karosszériaelemek – az ún. Body-in-White – gyártásában a lemezalakítás az egyik legfontosabb gyártási eljárás. Ez is indokolja, hogy a lemezalakításban is az új, innovatív, kis költségű gyártási folyamatok kidolgozása az egyik fő cél. A könnyű, kis tömegű gépjárműalkatrészek gyártásának két fő iránya a nagy szilárdságú acélok, illetve a könnyűfémek – hangsúlyozottan a különféle nagy szilárdságú alumíniumötvözetek – alkalmazása [1]. Jelen cikkben elsősorban a nagy szilárdságú acél alapanyagok fejlesztésével és e fejlesztések eredményeivel foglalkozunk. Ezt a hosszú, több évtizedes fejlesztési tevékenységet leginkább korszerű nagy szilárdságú acélok fejlesztési eredményeivel jellemezhetjük, amely a nemzetközi szakirodalomban az AHSS – Advanced High Strength Steels fogalommal jelenik meg, így a továbbiakban gyakran mi is az AHSS általánosan elfogadott, rövid jelölést és megnevezést alkalmazzuk. Az ezen a területen végzett fejlesztések jól definiálhatóan három nagy csoportba sorolhatók, az ún. első, második és harmadik generációs, korszerű, nagy szilárdságú acélok csoportjába. E fejlesztések szorosan kapcsolódnak az autóparral szemben támasztott követelményekhez is, amelyek az anyagfejlesztések hajtóerőit is jelentik.

2. Az autópári anyagfejlesztések hajtóerői

Az autópári anyagfejlesztések fő hajtóerőit egyrészt a fogyasztók által támasztott elvárások (gazdaságosabb, biztonságosabb, nagyobb komfortfokozatú autók, minél jobb teljesítmény), kiegészülve a jogi előírásokkal (szigorodó környezetvédelmi előírások, minél kisebb károsanyag-kibocsátás, fokozott töréscsökkentési előírások) jelentik. E két nagy csoport részben hasonló, részben egymásnak ellentmondó követelményeket jelent. A világszerte zajló globális verseny miatt az autópárnak megfelelő válaszokat kell találnia ezekre a kihívásokra. Az elmúlt évtizedek fejlesztései egyértelműen rámutattak arra, hogy e sokrétű követelményrendszer kielégítésében a tömegcsökkentés kiemelt szerepet játszik. Figyelembe véve a különböző szerkezeti elemek arányát az autók össztömegében, megállapíthatjuk, hogy a karosszériaelemek, a különféle alvázelemek és felfüggesztések, azaz a lemezalakatrészek tömegének csökkentése kulcsszerepet játszik. A lemezalak-

trészek tömegének csökkentése a lemez-vastagság csökkentését, és ezáltal a szilárdság növelését igényli. A szilárdság növelése viszont általában együtt jár az alakíthatóság csökkenésével, ami pedig alapvető technológiai problémákat vet fel. Az elmúlt évtizedek acélfejlesztései ezen ellentmondásos követelmények kiegyensúlyozását célozták, azaz olyan nagy szilárdságú acélok fejlesztését, amelyek alakíthatósági szempontból is megfelelnek az autópári gyártásigényeinek.

2.1. Az autópári acélfejlesztések osztályozása

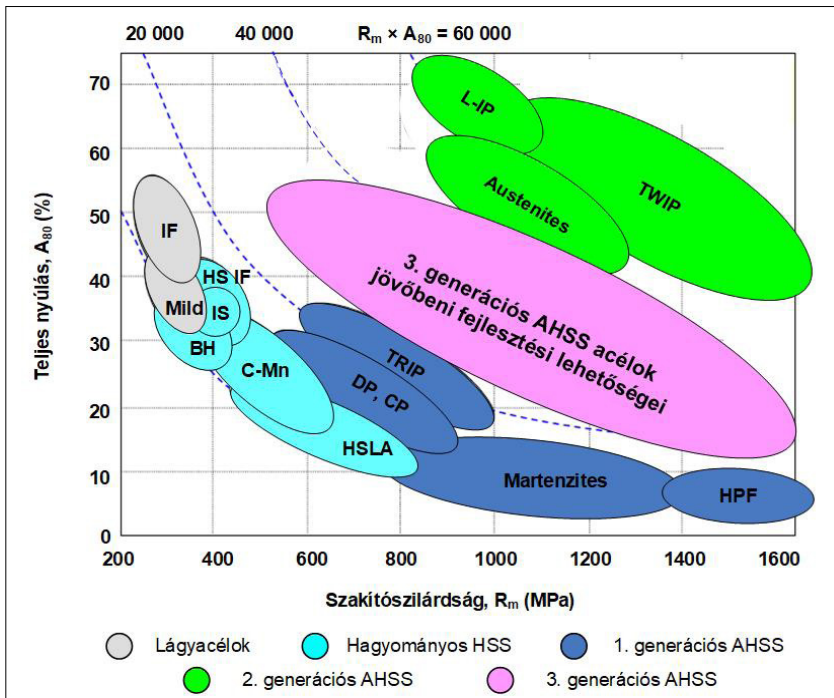
Az utóbbi évtizedek acélfejlesztésében legáltalánosabban alkalmazott osztályozás – az ún. korszerű, nagy szilárdságú acélok, idegen kifejezéssel az Advanced High Strength Steels (AHSS) – szerinti csoportosításban ismertetjük az autópári acélfejlesztéseket, amely szerint három fő csoportot különböztetünk meg, nevezetesen első, második és harmadik generációs nagy szilárdságú acélokat. Ezt az osztályozást szemlélteti grafikusán az 1. ábra.

Az 1. ábrán megfigyelhető a fémek anyagoknál jól ismert törvényszerűség is, mely szerint a szilárdság növekedésével az alakváltozó képesség hiperbolikus összefüggést követve csökken. Ezt szemléltetik azok a szakítószilárdság és a teljes nyúlás szorzatát mutató $R_m \times A_{80} = C$ (konstans) görbék, amelyek a korszerű nagy szilárdságú acélok osztályozásában további, fontos szerepet játszanak.

Az 1. ábrán feltüntetettük az autópárban évtizedeken át meghatározó szerepet betöltő lágyacélokat (IF, Mild), az ugyancsak jelentős autópári alkalmazással bíró, hagyományos nagy szilárdságú acélokat (HS IF – High Strength Interstitial-Free, BH – Bake Hardenable, a CMn – Carbon Manganeze, és ennek a csoportnak a fő képviselőjét jelentő HSLA, azaz High Strength Low-Alloyed acélokat) is.

A következő csoportot a korszerű nagy szilárdságú acélok első generációja jelenti (1G-AHSS). Ebbe a csoportba tartoznak a kettős fázisú DP-acélok, a fázisátalakulással indukált képlékenységet hasznosító TRIP-acélok, a komplex fázisú CP-acélok és a martenzites MS-acélok. Ezek az acélok az előzőekben bevezetett $R_m \times A_{80} = C$ görbékét tekintve a $C = 10000\text{--}25000$ tartományban helyezkednek el.

A korszerű, nagy szilárdságú acélok 2. generációját az $R_m \times A_{80} = 40000\text{--}65000$ tartományban található acélfejlesztések jelentik (2G-AHSS). Ennek a csoportnak a legjellegzetesebb képviselői az ikerképződés indukálta képlékenységgel jellem-



1. ábra. A szakítószilárdság (R_m) és a fajlagos nyúlás (A_{80}) kapcsolata az acélfejlesztések generációk szerinti osztályozásában [2]

zett Twinning Induced Plasticity (TWIP-) acélok, de idetartoznak a nagy Mn-tartalmú, korrózióálló AUST SS jelű, ausztenites acélok és az L-IP-acélok (teljes angol elnevezésük: Al-added Lightweight Steels with Induced Plasticity). Ezek az acélok a szilárdság és az alakíthatóság kiváló kombinációját biztosítják, ugyanakkor ez a csoport a kiváló tulajdonságai ellenére sem ért el igazi áttörést az autóiipari alkalmazásban, elsősorban a kis gyártási termelékenység és a nagy gyártási költségek miatt.

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

Az alapvető gondolat e fejlesztések mögött az 1. és 2. generációs nagy szilárdságú acélok közötti tartományba eső tulajdonságok biztosítása, amelyeket a szakítószilárdság és az alakíthatóság kapcsolatát mutató 1. ábra alapján értelmezhetünk. E csoport kidolgozásánál kiemelt fontosságú, hogy a tervezett, kiváló mechanikai tulajdonságokat kevesebb ötvözővel és így olcsóbban valósítsák meg, különösen a 2. generációs acélokhoz viszonyítva. Ezen acélok mikroszerkezete jellemzően

több fázisból (például nano-/ultrafinomszemcsés ferritből, martenzitből vagy bainitből) áll, és egy további fázissal (például ausztenit) kombinálva, fokozott alakíthatóságot és nagyobb alakváltozási keményedést biztosítanak. Ezzel a fejlesztési koncepcióval a GPa tartományba eső nagy szilárdságú acélok állíthatók elő, egyidejűleg figyelemre méltó alakíthatósággal [3].

A következőkben e három generáció néhány képviselőjének bemutatásán keresztül elemezzük a közelmúlt főbb acélfejlesztési törekvéseit és eredményeit.

3. A korszerű, nagy szilárdságú acélok típusai

A korszerű, nagy szilárdságú (AHSS) acélok különböző generációinak legfontosabb jellemzői, hogy komplex, gondosan meghatározott kémiai összetételű és többfázisú mikroszerkezetű van, amely pontosan szabályozott hevítési és hűtési folyamatok eredményeként állítható elő. Különböző szilárdságnövelési mechanizmusokat alkalmaznak a jelentősen megnövelt szilárdság, a jobb alakíthatóság, a fokozott szívóssági és kifáradási tulajdonságok elérése érdekében, hogy amennyire csak lehetséges, megfeleljenek az autók szerkezeti elemeire előírt, összetett követelményeknek.

3.1. Első generációs nagy szilárdságú acélok

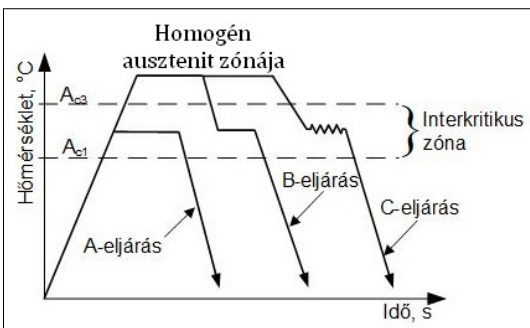
Ernek a csoportnak a legjellegzetesebb és legsebésebb körben alkalmazott típusai a DP- és a TRIP-acélok, de ebben a csoportban feltétlenül érdemes megemlíteni az utóbbi időben egyre növekvő autóiipari alkalmazással rendelkező, kimondottan a meleg lemezalakítás céljára kifejlesztett martenzites acélokat is. Ezeket az acélokat Press Hardening Steels (PHS) megnevezéssel illeti a nemzetközi szakirodalom. Kiváló tulajdonságaik hasznosítására speciális, kimondottan ezen acéltípus feldolgozására szolgáló új technológiai eljárásokat fejlesztettek ki.

3.1.1. Kettős fázisú, DP-acélok

A kétfázisú (DP = Dual Phase) acélok az első generációs nagy szilárdságú acélok fejlesztésében és az autóiipari alkalmazásokban egyaránt fontos szerepet töltenek be. A DP-acélok a kettős fázisú acélokkal kapcsolatos korai kutatások alapján fejlődtek ki az 1970-es évek végén és az 1980-as évek elején. Széles körű felhasználásuk elsősorban annak köszönhető, hogy kedvező szilárdsági és alakíthatósági paramétereik a hagyományos nagy szilárdságú – például a HSLA – acélokkal összehasonlítva lényegesen kedvezőbb tulajdonságkombinációt eredményeznek. A DP-acéloknak nagy a fajlagos szilárdsága, jó a kezdeti alakváltozási keményedése és kiváló az alakváltozó képessége. Ezek a tulajdonságok teszik különösen alkalmassá járművek karosszériaelemeinek, különféle záróelemeknek, üzemanyagtartályoknak alakítással való gyártására [4].

A **2. ábra** a DP-acélok különféle gyártási lehetőségeinek (A-, B- és C-eljárás) hőmérséklet-idő diagramjait szemlélteti. Mindegyik eljárásnál kiemelt jelentősége van az ún. interkritikus hőmérsékletnek.

A kettős fázisú (DP) acélok főleg ferrit mátrixba ágyazott, kemény martenzit-, egyes esetekben



2. ábra. DP-acélok különböző gyártási lehetőségeinek idő-hőmérséklet diagramja

bainit- szigeteket tartalmaznak második fázisként. Jellemző, hogy a folyamatos, összefüggő ferritszemcsék kiváló alakíthatóságot biztosítanak. Az alakítás során az alakváltozás a martenzites szigeteket körülvevő, kis szilárdságú ferrit fázisra koncentrálódik; a kiváló alakíthatóság mellett ez a mikroszerkezeti sajátosság az alapja a DP-acéloknál tapasztalt jelentős alakváltozási keményedésnek is [5].

3.1.2. TRIP-acélok

A fázisátalakulással indukált képlékenységet hasznosító acélok, amelyek megnevezésére a szakirodalomban az angol megnevezés szavainak kezdőbetűiből alkotott TRIP-acélok elnevezés honosodott meg. Ezek az acélok is kiválóan alkalmasak a tömegsökkentést előtérbe helyező karosszériaelemek és -szerkezetek gyártására, egyúttal további előnyöket eredményeznek a biztonság növelésében is. A TRIP-acélok egyik fő jellemzője, hogy a mikroszerkezetben jelen lévő maradék ausztenit alakváltozás vagy feszültség hatására bekövetkező átalakulása jelentős szilárdságnövekedést eredményez, miközben a gyártási eljárástól függően viszonylag jelentős az alakíthatóságuk is.

A TRIP-acélok mikroszerkezete ferrit mátrixba beágyazódó martenzit, bainit és maradék ausztenit szövetelemeket tartalmaz. Kiváló alakíthatóságuk és nagy szilárdságuk a maradék ausztenit alakváltozás hatására bekövetkező martenzitté alakulásával magyarázható, amely kiváló szilárdság és alakváltozás kombinációt, valamint a dinamikus hatásokkal szemben is jó ellenálló képességet eredményez.

A TRIP-acélok tipikus gyártási eljárása a következő: az acélt az ausztenit zónába hevítik, és a homogén ausztenites állapot eléréséhez szükséges ideig hűn tartják. Ezt követi az interkritikus hőmérsékletre hűtés, majd ezen a hőmérsékleten végrehajtott megalakítás. A következő lépést a bainit zónába történő gyors hűtés és a bainites tartományban végzett hőntartás jelenti.

A TRIP-acélokat viszonylag kis ötvöztartalom jellemzi. Például a TRIP 790 acélban ($R_m \approx 790$ MPa) az ötvözőelemek teljes mennyisége körülbelül 3,5 tömegszázalék. A megfelelő ötvözőelemek kiválasztása és a kívánt tulajdonságok eléréséhez szükséges mennyiség kritikus az ötvözet tervezett mechanikai tulajdonságait illetően. A TRIP-acélok általában nagyobb karbontartalmúak, mint a DP-acélok [7].

3.1.3. Melegalakításra kifejlesztett PHS-acélok

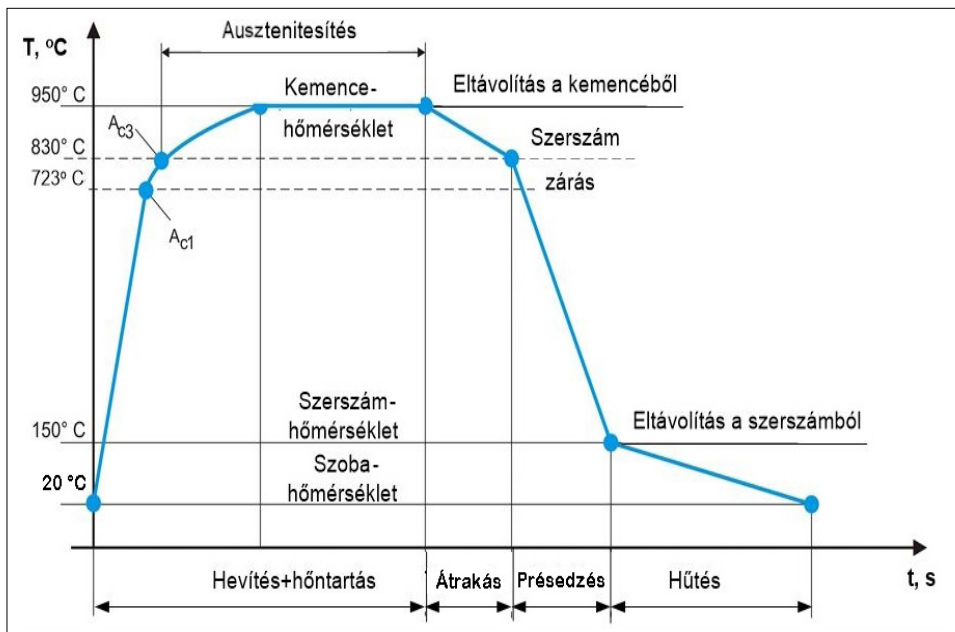
A korszerű, nagy szilárdságú acélok között a melegalakítással és az alakítószerszámban végzett edzéssel megvalósított technológia alkalmazása a korszerű, nagy szilárdságú acélok (Press Hardening Steel – PHS) egészen különleges, egyedülálló csoportját képezi: ezek többnyire különféle, bórötvözésű mangánacélok, és széles körben alkalmazhatók nagy szilárdságú szerkezeti elemek gyártására (pl. személyautók A és B oszlopainak gyártásában). Több típusuk ismert, közülük a 22MnB5 ötvözetet tekintik a PHS-acélok alaptípusának. A melegalakítás + edzés szerszámban eljárás tipikus idő-hőmérséklet diagramja látható a **3. ábrán**.

A hevítés, hőntartás, alakítás és gyors hűtés **3. ábrán** bemutatott eljárás megfelelő kombinációjával kiváló szilárdsági tulajdonságokkal rendelkező, összetett alkatrészek állíthatók elő **[8]**. Az eljárásnak különböző technológiai változatai léteznek, köztük az úgynevezett közvetlen és közvetett melegalakítás.

E két alapvető eljárás mellett további eljárásváltozatok is vannak: a végső mikroszerkezet és az alkatrész mechanikai tulajdonságai nagyon hatékonyan kézben tarthatók, szabályozhatók a hőntartási hőmérséklettől és a szabályozott hűtési folyamattól függően. A hőntartási hőmérséklettől függően két további eljárásváltozat származtatható: a teljes ausztenitesítés tekinthető az alapve-

tő változatnak, azaz amikor a hőntartási hőmérsékletet a homogén γ -zónában választják meg. A hőntartási hőmérséklettől függően egy további eljárásváltozat képezhető, ha a hőntartási hőmérsékletet az $(\alpha + \gamma)$ kritikus tartományban (azaz az A_1 és az A_3 hőmérséklet között) választják. Ez azt jelenti, hogy nincs teljes ausztenitesítés; a kiindulási mikroszerkezet ezen a hőntartási hőmérsékleten ferritet és ausztenitet tartalmaz, mégpedig a tényleges hőntartási hőmérsékletnek az A_1 és A_3 kritikus hőmérsékletek közötti helyzetétől függő mennyiségben. Ebben az esetben csak az ausztenittartalom alakulhat martenzitté, és a végső mikroszerkezet az alakítás és a gyors hűtés után bizonyos mennyiségű ferritet is tartalmaz. Nyilvánvalóan ez a változat kisebb szilárdságot eredményez a teljes ausztenitesítéshez viszonyítva, ugyanakkor kedvezőbb alakíthatóságot és jobb szívóssági jellemzőket is biztosít.

További eljárásváltozatok származtathatók a hűtési sebesség alakítás utáni változtatásával is. Ha a hűtési sebesség kisebb a felső kritikus értéknél, akkor a végső mikroszerkezet a martenzit mellett bainitet is tartalmaz. Ez a bainit mennyiségétől függően kisebb szilárdságot eredményez, de a megnövekedett szívóssággal együtt előnyös lehet a bainit jobb energiaelnyelési tulajdonságai miatt olyan alkatrészeknél, amelyeknél az ütközésállóság, a törés elleni biztonság kiemelt szerepet játszik, növelve az alkatrész törésállóságát.



3. ábra. A melegsajtolás + szerszámban edzés (Hot Press Forming) eljárás hőmérséklet-idő diagramja

Fontos, hogy az alakítás az M_s (a martenzites átalakulás kezdeti hőmérséklete) fölött befejeződjön: ezek az anyagminőségek ebben a szakaszban még megfelelő alakíthatósággal rendelkeznek. Az alakítás után az alakított alkatrészt a szerzővel együtt lehűtik: ennek a hűtésnek biztosítania kell a kritikus hűtési sebességet, hogy az elvárt mennyiségben martenzites mikroszerkezetet kapjunk. Ezzel a folyamattal csökkenthető az alakítás utáni visszarugózás, és így kiváló szilárdsági tulajdonsággal rendelkező alkatrészek alakíthatók komplex geometriákká.

A tipikus *melegen* sajtolt, *edzhető* acélok (PHS-acélok) szakítószilárdsága az $R_m = 1500-2000$ MPa értéket is eléri. Az elmúlt évtizedekben széles körben alkalmazták ezeket az eljárásváltozatokat különféle biztonsági és ütközésálló karosszériaelemekben. Az új generációs PHS-acélok még a 2000 MPa feletti szilárdságot is elérik. Ezeket a PHS-acélokat és az előzőekben elemzett eljárásváltozatokat elsősorban olyan elemek gyártásánál alkalmazzák, ahol a fokozott törésbiztonság mellett, jellemzően csak kis alakváltozás megengedett (például az A és B oszlop megerősítései, különféle küszöbelemek, padlólemezek).

3.2. Második generációs nagy szilárdságú acélok

A korszerű nagy szilárdságú acélok 2. generációját az $R_m \times A_{80} = 40\,000-65\,000$ tartományban található acélfeljesztések jelentik (2G-AHSS). Ennek a csoportnak a legjellegzetesebb képviselői az ikerképződés indukálta képlékenységgel jellemzett TWIP-acélok, de ide tartoznak egyes nagy Mn-tartalmú, korrózióálló ausztenites acélok (például az AUST SS) és a Lightweight Induced Plasticity névvel illetett L-IP-acélok is. Ezek az acélok a szilárdság és az alakíthatóság kiváló kombinációját biztosítják, ugyanakkor ez a csoport egyelőre a kiváló tulajdonságai ellenére sem ért el igazi átörést az autóiipari alkalmazásban, elsősorban a kis gyártási termelékenység és a nagy gyártási költségek miatt.

3.2.1. TWIP-acélok

A TWIP-acélok azon a különleges mechanizmuson alapulnak, amelynek révén az alakítási ikerképződési mechanizmus hasznosításával kiemelkedő egyensúlyt lehet elérni a szilárdsági és az alakváltozási, alakíthatósági jellemzők között. Az acélcsoport megnevezése is ebből a jellegzetes alakváltozási módból, azaz az ikerképződés indukálta képlékenység angol megnevezésének mozaikszavából (TWIP) származik. Az ikerképződés az n keményedési kitevő értékének jelentős

növekedését eredményezi, az ikerképződési mechanizmus kapcsán egyre finomabb mikroszerkezet révén.

A TWIP-acélok jellemzően nagy mangántartalmúak ($Mn = 17-24\%$), aminek következtében az acél szobahőmérsékleten is teljesen ausztenites. Ezek az acélok kiemelkedő szilárdság-alakíthatóság kombinációval jellemezhetők (például $R_m > 1000$ MPa feletti szakítószilárdság esetén is akár 50–60 %-ot meghaladó teljes nyúlás érhető el), azaz a TWIP-acélok a rendkívül nagy szilárdság mellett ugyancsak rendkívül nagy alakíthatóságot mutatnak [9].

A TWIP-acélok további jellemzője a nagy keményedési kitevő, amely $n \geq 0,4$ értéket is elérhet. A TWIP-acéloknál az alakváltozási keményedés stabilitása szorosan összefügg a rétegződési hiba energiájával (Stacking Fault Energy – SFE). Ez a paraméter határozza meg alapvetően a TWIP-acélok alakváltozási viselkedését.

Az előzőekben vázolt jellemzők a szilárdság és az alakváltozó képesség egészen kivételes kombinációját eredményezik, amely az **1. ábrán** vázolt $R_m \times A_{80} =$ állandó értékének a $C = 40\,000-65\,000$ tartományban jelöli ki a helyét. A TWIP-acélok e kiemelkedő mechanikai jellemzőik ellenére sem értek el átütő alkalmazási sikereket az autóiiparban, elsősorban a kis termelékenység és a nagy költségek miatt.

3.2.2. Ausztenites korrózióálló acélok (AUST SS)

Az ausztenites korrózióálló acélok kiváló tulajdonságai jól ismertek, és számos területen nyernek alkalmazást. Autóiipari alkalmazásuk a 2. generációs nagy szilárdságú acélok fejlesztése során került a kutatások előterébe.

Az ausztenites korrózióálló acélok jellemzően nagy króm- és nikkeltartalmúak. Legjellegzőbb képviselőjük a 18% Cr- és 8% Ni-tartalmú, klasszikus 18/8-as korrózióálló acél, amely kiváló korrózióállósága mellett az ugyancsak kiváló mechanikai tulajdonságairól ismert. Ebből a szempontból különösen a jelentős, hidegalakítási keményedési képességük figyelemre méltó. Ezek az acélok kis folyáshatárral, jelentős képlékenységgel, nagy szakítószilárdsággal és kiváló szívóssági tulajdonságokkal jellemezhetők az ausztenites lágyítás utáni állapotban.

Az ilyen acélok kiváló alakíthatósági jellemzőiket a felületen középpontos köbös kristályrendszerből következő 12 csúszási rendszernek köszönhetik. Emellett az interstíciós elemek minimális mennyiségét is meg kell említenünk, mivel ez is hozzájárul az akadálymentes diszlokációs

csúszási mechanizmus működéséhez, és ezáltal a kiváló képlékenységi jellemzőkhöz.

Az AUST SS acélokat jellemzően folyamatos szalagöntéssel és meleghengerléssel állítják elő. Az így előállított lemezeket hidegen hengerlik a kívánt vastagság eléréséig, majd az ennek során bekövetkező felkeményedést hidrogén vagy nitrogén védőatmoszférában lágyítják. Az újrakristályosodás során megfelelő termikus programmal biztosítják a kellően finom szemcsestruktúrát és az esetleges karbidkiválások oldódását. Az oldó izitítás után a hűtést kell gyorsasággal kell elvégezni a karbidok kiválásának elkerülése érdekében.

3.2.3. Alumíniumötvöztetésű, fokozott képlékenységi acélok (L-IP-acélok)

A tömegcsökkentés indukálta acélfejlesztések különleges típusai az L-IP-acélok, amelyeknek a neve is erre utal (L-IP – Lightweight Induced Plasticity). Ezt a megnevezést elsősorban a Fe-Mn-Al-C ötvöztétípusnál alkalmazzák, amelyeknél külön jellegzetesség az Al-ötvöztetés: az Al a kulcsötvöztető a tömegcsökkentés biztosításában [10].

Az ötvözőelemeket tekintve, a Mn és a C ausztenitképző, az Al pedig ferritstabilizáló, továbbá fokozza a C metastabilis oldódását a diffúzióképesség csökkentése révén. Az L-IP-acélok megfelelő vegyi összetétel esetén ún. triplex mikrostruktúrát eredményeznek, amely ausztenitet, ferritet és κ -karbidokat – $(\text{Fe,Mn})_3\text{AlC}$ – tartalmaz.

3.3. Harmadik generációs nagy szilárdságú acélok

A 3. generációs nagy szilárdságú acélok (3G-AHSS) kifejlesztésének fő célja az 1. és 2. generációs AHSS-acélok tulajdonságai közötti tartományba eső mechanikai tulajdonságkombinációk elérése kisebb ötvözőmennyiséggel, következésképpen gazdaságosabb, kisebb költségű gyártással, amelyek széles körű alkalmazása rövid időn belül megvalósítható. Ebből a csoportból a közelmúlt néhány fejlesztési eredményét mutatjuk be.

3.3.1. Edzett és particionált Q&P-acélok

A gyors hűtéssel (edzéssel) és particionálással gyártott acélok a harmadik generációs AHSS-acélok legújabb fejlesztéseinek eredményei. A Q&P-acélok jellemzően karbon-, mangán-, szilícium-, nikkel- és molibdénötvözőket tartalmaznak. A szilárdsági elvárásoktól függően 4% körüli ötvözőt tartalmaznak, ami jóval kevesebb, mint a második generációs AHSS-acéloknál, így előállításuk kevésbé költséges gyártási eljárásnak tekinthető [11].

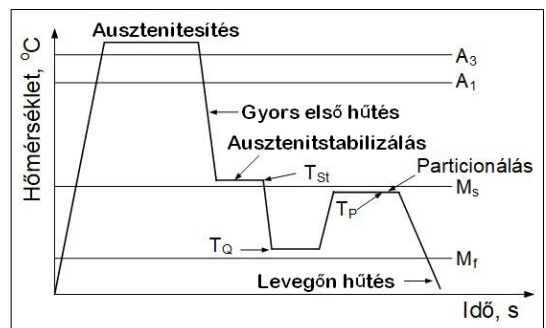
A Q&P-acél hőkezelése közben a gyors hűtést megszakítják, és az acélt újra felhevítik a partici-

onáláshoz. Ez 5–12% stabil maradék ausztenitet, 20–40% ferritet és 50–80% martenzitet eredményez. A Q&P eljárás akár 2100 MPa feletti szakítószilárdságú acélokat is eredményezhet, 9% egyenletes nyúlással és körülbelül 13% teljes nyúlással. Ennek az acélnek az alakváltozási viselkedése összevethető a DP980 acéléval, amely hidegen alakíthatónak tekinthető.

A Q&P-acélok a C-Si-Mn, C-Si-Mn-Al vagy más hasonló összetételek sorozatát képezik, amelyeket a gyors hűtés és particionálás (Q&P, ahol a particionálás az ötvözőelemeknek az egyes fázisok közötti tudatos megosztását jelenti) hőkezelési eljárással állítanak elő. A Q&P-acélok mikrostruktúrája ferrit (részleges ausztenitesítés esetén), martenzit és maradék ausztenit, amely kitűnő szilárdsági és alakváltozási jellemzőket eredményez. Ezek a tulajdonságok teszik lehetővé a felhasználásukat gépjárműalkatrészekként való alkalmazásra. A Q&P-acélok alkalmasak viszonylag bonyolult alakú gépjárműelemek hidegalakítással való előállítására, mindezt az üzemanyag-takarékosság és az utasbiztonság növelése mellett.

A Q&P-eljárásnak két alapvető változatát dolgozták ki. Az alapváltozat egy gyors hűtést (Quenching), majd azt követő particionálást (Partitioning = ötvözőmegosztás, főleg a karbon vonatkozásában) tartalmaz. Az újabb változat egy ún. kettős stabilizációs hőciklust (Double-Stabilization Thermal Cycle – DSTC) alkalmaz [12].

Az újabb eljárás, a kettős stabilizációs hőciklus célja nagy térfogatarányú maradék ausztenit és martenzit biztosítása kellő karbontartalommal a nagy szilárdság biztosítása érdekében. Hasonlóan az előzőekben elemzett alapváltozathoz, ugyancsak cél a karbidképződés megakadályozása annak érdekében, hogy minél több karbon diffundáljon a martenzitből az ausztenitbe a particionálási folyamat során. Ennek az eljárásnak a hőmérséklet-idő ciklusa látható a 4. ábrán.



4. ábra. A Q&P eljárás hőmérséklet-idő diagramja (DSTC)

A kettős stabilizációs termikus ciklussal (DSTC) gyártott Q&P-acélok gyártási lépései az alábbiakban összegezhetők:

1. *Auszténítés.* A kettős stabilizációs hőciklus első lépése egy teljes körű auszténítés.
2. *Kezdeti gyorshűtés.* Az auszténítést egy kelően gyors, első hűtés követi, amelynek a célja az esetleges bainites átalakulás megakadályozása. Ezt a hűtést közvetlenül a martenzites átalakulás kezdeti (M_s) hőmérséklete fölértékig folytatjuk. Ezen a hőmérsékleten az auszténit elsődleges stabilizálása történik.
3. *Második gyorshűtés.* A kezdeti gyorshűtést az M_f hőmérséklet feletti hőmérsékletig végzett gyorshűtés követi, amelyen a hőntartással az auszténit/martenzit arány beállítása történik.
4. *Karbon-particionálás.* A particionálást az M_s hőmérséklet alatt végezzük: ennek egy másodlagos stabilizálás a célja, amelynek során a martenzitből karbon diffundál az auszténitbe, növelve az auszténit karbontartalmát, ezáltal annak stabilitását is. Ennek köszönhetően tovább növekszik az auszténit martenzitté való átalakulással szembeni ellenálló képessége.
5. *Levegőn hűtés.* Erről a hőmérsékletről szobahőmérsékletig levegőn hűtjük a mintegy 30% auszténitet, 23% ferritet és 47% martenzitet tartalmazó acélt. A karbidképződés megakadályozására további, Si és Al ötvözőket is adagolnak.

3.3.2. A TRIP-hatást hasznosító bainites-ferrites acélok

A harmadik generációs nagy szilárdságú acélok a TRIP-hatást hasznosító, gyengén ötvözött bainit-ferrites (TBF) acélok egy további figyelemre méltó fejlesztését jelentik. A különböző szakirodalmak a TRIP-hatást hasznosító TBF-acélokként, egyes irodalmak δ -TRIP-acélként hivatkozzák, az alumíniumtartalom miatt kialakuló, kisebb sűrűségre utalva.

A TBF-acélok mikroszerkezete bainit+ferrit mátrixból áll, maradék auszténitrezecskékkel. A TBF-acélok tipikus kémiai összetétele C, Si és Mn fő ötvözőelemeket tartalmaz. További szokásos ötvözők az Al, Nb és Cr különböző összetétel-kombinációkban [13]. A Si gátolja a karbidképződését a bainites fázisátalakulás során, ami növeli a maradék auszténit C-tartalmát, és ezáltal lehetővé teszi a maradék auszténit karbonnal való stabilizálását.

Ezen acélok egyik nagy előnye a Q&P-acélokhöz képest, hogy hagyományos hőkezelő létesítményekben előállíthatók, míg a Q&P-acélok gyártá-

sához a hőkezelő létesítményeket jelentősen át kellett alakítani. Előállításuk a teljesen auszténites mikroszerkezetből, gyors hűtést követően a bainit tartományban végzett izotermikus hőntartással történik.

3.3.2. Nanoszerkezetű acélok

A harmadik generációs, korszerű, nagy szilárdságú acélok egy további csoportja, az ún. Nano-acél®, amely még többnyire a fejlesztés stádiumában van, kereskedelmi forgalomban nem elérhető. Ennek a típusnak a jellegzetessége a speciális kémiai összetétellel és hőkezeléssel létrehozott nanokristályos szerkezet. Öntés után az acél elsősorban auszténites szövetszerkezetű, némi boriddal. Hőkezelés után az auszténit nanométeres méretűre finomítják. Képlekeny alakváltozás során a nanoméretű fázisok feszültségindukálta képződése növeli az alakváltozási keményedési képességet [14].

4. Következtetések

Az autóipar az elmúlt évtizedekben egyre növekvő követelményekkel néz szembe. A növekvő követelmények mind a felhasználók, mind pedig a jogi előírások terén megfigyelhetők. Fogyasztói oldalról az egyre gazdaságosabb, kisebb fogyasztású, ugyanakkor magasabb kényelmi szintet és nagyobb biztonságot adó személygépkocsik iránti igény jelentkezik, amelyeket jogi oldalról a fokozott környezetvédelmi előírások egészítenek ki, amelyek minél kisebb károsanyag-kibocsátás elérését célozzák. E követelmények kielégítésében az autóiparban a tömegcsökkentés kiemelt szerepet tölt be. A tömegcsökkentési igények egyre nagyobb szilárdságú lemezalapanyagok alkalmazását teszik szükségessé.

A nagy szilárdságú acélok fejlesztése a tömegcsökkentési igények szempontjából kiemelt jelentőségű. Az elmúlt évtizedekben a nagy szilárdságú acélok fejlesztésének három generációja – első, második és harmadik generációs, korszerű nagy szilárdságú acélok fejlesztése figyelhető meg. Ebben a cikkben ezen acélfejlesztések három generációját tekintjük át, az egyes generációk legfontosabb képviselőinek bemutatásával, elemezve az egyes nagy szilárdságú acélok legfontosabb jellemzőit, gyártási eljárásaikat és az autóipari alkalmazási területeiket.

E fejlesztések közül egyes típusok (pl. a DP- és a TRIP-acélok) már széles körben alkalmazottak az autógyártásban, míg más típusok (elsősorban a második generációs fejlesztések, mint például a

TWIP-acélok) a kisebb gyártási termelékenységgel és nagyobb gyártási költségek miatt még nem nyertek széles körű alkalmazást.

A fejlesztések legújabb, ígéretes szakasza a harmadik generációs nagy szilárdságú acélok fejlesztése, amelynek célja az első és a második generációs fejlesztések közötti rés áthidalása. E csoport kidolgozásánál kiemelt fontosságú, hogy a tervezett kiváló mechanikai tulajdonságokat kevesebb ötvözővel és így olcsóbban valósítsák meg, különösen a 2. generációs acélokhöz viszonyítva.

Köszönetnyilvánítás

A cikkben ismertetett kutatómunka az „AutoTech – A képlékenyalakítás, hegesztés és hőkezelés fejlesztése a magyar autógyártásban” (Nyilv. tart. sz.: TÁMOP-4.2.2/A-11/1-KONV-2012-0029), valamint a Horizont 2020 „Low Cost Materials Processing Technologies for Mass Production of Lightweight Vehicles – LoCoMaTech” (EU Grant No: H2020-NMBP-723517-GV-2016) című projektekben elért eredményeket összegezte. A kutatómunkában résztvevők mindkét projekt támogatását ezúton is köszönik.

Szakirodalmi hivatkozások

- [1] Tisza M.: *Képlékenyalakítás az autógyártásban*. Miskolci Egyetemi Kiadó, 2015. 294.
- [2] Tisza M.: *Development of Lightweight Steels for Automotive Applications*. In: Ashutosh Sharma (ed.): *Engineering Steels and High Entropy-Alloys*. IntechOpen, 2020 <https://doi.org/10.5772/intechopen.91024>
- [3] Nanda T., Singh V., Singh V., Chakraborty A., Sharma S.: *Third generation of advanced high-strength steels: Processing routes and properties*. Journal of Materials: Design and Applications, 233/2. (2019) 209–238. <https://doi.org/10.1177/1464420716664198>
- [4] Li C., Li Z., Cen Y., Ma B., Huo G: *Microstructure and mechanical properties of dual phase strip steel in the over-aging process of continuous annealing*. Materials Science and Engineering: A, 627 (2015) 281–289. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.12.109>
- [5] Meng Q., Li J., Wang J., Zhang Z., Zhang L.: *Effect of water quenching process on microstructure and tensile properties of alloy cold rolled dual-phase steel*. Materials & Design, 30/7. (2009) 2379–2385. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2008.10.026>
- [6] Rana R., Liu C., Ray R. K.: *Evolution of microstructure and mechanical properties during thermo-mechanical processing of a low-density multiphase steel for automotive application*. Acta Materialia, 75 (2014) 227–245. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2014.04.031>
- [7] Kuziak R., Kawalla R., Waengler S.: *Advanced high strength steels for automotive industry*: Archives of Civil and Mechanical Engineering, 8/2. (2008) 103–117. [https://doi.org/10.1016/S1644-9665\(12\)60197-6](https://doi.org/10.1016/S1644-9665(12)60197-6)
- [8] Tisza M.: *Hot forming of boron alloyed Manganese steels*. Materials Science Forum, 885 (2015) 25–30. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.885.25>
- [9] Chung K., Ahn K., Yoo D. H., Chung K. H., Seo M. H., Park S. H.: *Formability of TWIP (twinning induced plasticity) automotive sheets*. International Journal of Plasticity, 27/1. (2011) 52–81. <https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2010.03.006>
- [10] Scott C., Remy B., Collet J. L. et al: *Precipitation strengthening in high manganese austenitic TWIP steels*. International Journal of Materials Research, 102/5. (2011) 538–549. <https://doi.org/10.3139/146.110508>
- [11] Wang, J., Yang, Q. et al.: *A phenomenon of strain induced bainitic transformation and its effect on strength enhancement in a lightweight transformation-induced-plasticity steel*. Materials Science & Engineering A, 751. (2019) 340–350. doi.org/10.1016/j.msea.2019.02.057
- [12] Speer J. G., Edmonds D. V., Rizzo F. C., Matlock D. K.: *Partitioning of carbon from supersaturated plates of ferrite, with application to steel processing and fundamentals of the bainite transformation*. Current Opinion in Solid State and Materials Science, 8/3–4. (2004) 219–237. <https://doi.org/10.1016/j.cossms.2004.09.003>
- [13] Bachmaier A., Hausmann K., Krizan D., Pichler A.: *Development of TBF steels with 980 MPa tensile strength for automotive applications*. In: Proceedings of Int. Conf. on New Developments in Advanced High Strength Steels. Colorado, June 2013.
- [14] Singh H.: *Nanosteel Intensive Body-in-White*. Research Study. EDAG Inc. August 2013.

Nagy szilárdságú acéllemezek és hegesztett terítékek alakítási jellegzetességei

Some Formability Aspects of High Strength Steel and of Consisting Tailor Welded Blanks

Béres Gábor J.,¹ Végvári Ferenc,² Danyi József³

Neumann János Egyetem, GAMF Műszaki és Informatikai Kar, Innovatív Járművek és Anyagok Tanszék, Kecskemét, Magyarország

¹ beres.gabor@gamf.uni-neumann.hu

² vegvari.ferenc@gamf.uni-neumann.hu

³ danyi.jozsef@gamf.uni-neumann.hu

Abstract

In recent years, the demand for a reduction in pollutant emission has become extremely important in the vehicle industry. It can be achieved through fuel consumption reduction, which is a direct function of the vehicle's weight. Nowadays weight is widely controlled by the use of advanced- and ultra-high strength steels (AHSS and UHSS) in vehicle body construction. With the application of such steel sheets as chassis elements, crashworthiness can be maintained next to reduced sheet thicknesses, too. In this paper, the deep-drawability and springback after V-die bending is monitored for three types of AHSS grades, namely DP600, DP800 and DP1000 materials. The investigations are extended to tailor welded blanks (TWBs), made by the aforementioned steels coupled with a cold rolled steel sheet (DC04). Our results show that deep-drawability reduces with both the increase in strength and the increase in strength difference between the components in the TWBs. Furthermore, the higher strength is shown to cause higher spring-back. The TWBs have unique spring-back behavior around the weld line.

Keywords: *high strength steels, tailor welded blanks, deep-drawability, springback.*

Összefoglalás

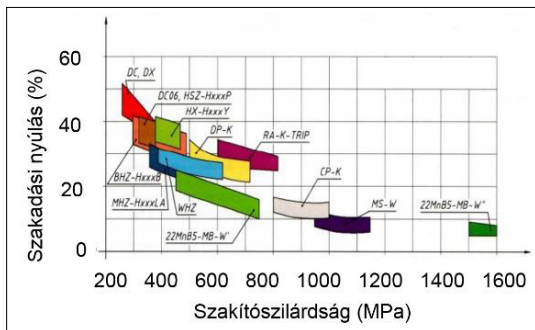
Az utóbbi években rendkívüli módon megnőtt a járművek tömegének, üzemanyag-fogyasztásának és károsanyag-kibocsátásának csökkentési igénye a járműiparban. E törekvések többek között az újonnan kifejlesztett nagy és különlegesen nagy szilárdságú acéllemezeknek a járműkarosszéria-építésben történő alkalmazása révén jutnak érvényre. Ezeknek az anyagoknak a felhasználásával ugyanis a jármű vezetőjének és utasainak biztonsága csökkentett keresztmetszetek (lemezvastagságok) mellett is megfelelő szintű maradhat. A cikkben három különböző, DP600, DP800 és DP1000 típusú, nagy szilárdságú lemezanyag mélyhúzóhatóságának és alakítás utáni visszarugózásának kísérleti vizsgálati eredményeire világítunk rá. A vizsgálataink különböző terítékekből méretre szabott, hegesztett lemezekre (Tailor Welded Blanks) is kiterjesztettük, hogy ezen újszerű terítéktípusok viselkedéséről is képet kapjunk. Eredményeinkből az látható, hogy a mélyhúzóhatóság, a terítékek szilárdságának növekedésével, továbbá méretre szabott lemezek esetén a terítéket alkotó lemezszegmensek közötti szilárdságkülönbség növekedésével csökken. A hajlítás utáni viselkedés terén a nagyobb szilárdságú lemezanyagok nagyobb visszarugózást is mutattak, míg a hegesztett terítékeknél egy átmeneti visszarugózási szög érték volt tapasztalható a hegesztési varrat környezetében.

Kulcsszavak: *nagy szilárdságú lemezanyagok, hegesztett lemezek, hajlítás, mélyhúzás.*

1. Bevezetés

Bár a nagy szilárdságú acéllemezek önmagukban is elterjedten használatosak a karosszériaépítésben, ma már egyre gyakoribb, hogy egy alkatrészt különböző szilárdságú vagy különböző vastagságú, esetleg eltérő bevonatú lemezdarabokból, előre összehegesztett teritékből gyártsanak. Ennek oka, hogy az ún. anyagidealizált tervezési szemléletben (amely életre hívta az angolul tailored blanksnek, magyarul méretre szabott elemeknek nevezett terítékeknek az egyre terjedő alkalmazását) az anyagválasztás elve abban rejlik, hogy az egyes alkatrészek anyagát az elhelyezkedésük által meghatározott rendeltetés szabja meg elsősorban, és ehhez igazítják a szükséges gyártási és szerelési technológiákat. Így, a hegesztett terítékek alkalmazásával egy alkatrészen belül is teljesülni képes a legmegfelelőbb anyagoknak a legmegfelelőbb helyre történő pozicionálása, ami nagy előrelépést jelent a járművek vázszerkezetének fejlesztésében [1]. Az egy alkatrészen belüli különböző tulajdonságok miatt azonban a méretpontos gyártás a korábnál nagyobb problémát jelent.

A nagy szilárdságú lemezanyagok megjelenése alapján véve is új alakítástechnológiai nehézségeket jelentett, mivel azok alakíthatósága, visszarugózása jelentősen eltér a korábban megszokott lemezanyagok hasonló jellemzőitől. Az 1. ábrán látható, hogy az acélok szilárdságának növelése alakíthatóságuk csökkenésével jár [2]. Egyetemünk elődjének GAMF Karán, a Miskolci Egyetem Mechanikai Technológiai Tanszékével közösen, pályázat keretében foglalkoztunk a nagy szilárdságú és hegesztett lemezek különböző alakíthatósági és egyesíthetőségi vizsgálataival (pl. hajlítás utáni visszarugózással, mélyhúzóhatóságukkal, sajtoló, klincselte és ponthegeesztett



1. ábra. A hagyományos és új lemezanyagok szilárdságának és alakíthatóságának kapcsolata

kötések kialakításával, illetve nagy energiasebességű alakításokkal – High Energy Rate Forming). Jelen cikkünkben három különböző típusú, nagy szilárdságú lemezanyag és egy jól alakítható lágy lemezanyag, illetve az ezekből készített hegesztett terítékek hajlításánál fellépő visszarugózásnak, továbbá a mélyhúzóhatóságnak a kérdéskörébe nyújtunk betekintést.

2. A vizsgált anyagok jellemzői

A kutatásainkhoz 1 mm-es kiinduló lemezvastagságú (t), kereskedelmi forgalomban kapható DC04, illetve Docol DP600, DP800 és DP1000 típusú, bevonat nélküli lemezanyagokat használtunk fel, amelyek közül utóbbi három a fejlett nagy szilárdságú acélok csoportjába tartozik. Ezekben az anyagokban a DP rövidítés a kettős fázisú (helyesebben kettős szövetelemű) szövetszerkezetűre utal, amelyet az interkritikus hőközből történő gyorsítással állítanak elő a gyártók. Az így kapott ferrit-martenzites szövetszerkezet a növelt szilárdság mellett is biztosít bizonyos mértékű alakíthatóságot [3]. A DC04 hidegen hengerelt, mélyhúzó célú, tisztán ferrites, lágy lemezanyag [4]. A felhasznált lemezek alapvető mechanikai tulajdonságjellemezőit (folyáshatár, szakítószilárdság, egyenletes és teljes nyúlás) az MSZ EN ISO 6892 szerinti szakítóvizsgálatokkal határoztuk meg, anyagonként három párhuzamos mérésből. A kapott középértékeket az 1. táblázatban foglaltuk össze.

1. táblázat. Az alkalmazott anyagok alapvető mechanikai tulajdonságai

	$R_{p0,2}$ (MPa)	R_m (MPa)	A_g (%)	A_{80} (%)
DC04	238	336	22,6	37,9
DP600	444	656	13,6	20,6
DP800	570	789	10,8	16,0
DP1000	758	1099	7,0	10,6

3. A hajlítás utáni visszarugózás vizsgálata

Hajlításnál, a hajlítóerő vagy nyomaték megszűnésekor a lemez kinyílik, a darab hajlítási szöge nagyobb lesz, mint a szerszám zárásakor volt. Ennek egyik oka, hogy a darabon belüli semleges szál környezetében mindig marad egy, csak rugalmasan alakváltozó réteg, amelynek nyomatéka igyekszik visszaalakítani a lemezt a kiinduló állapotába. A másik ok az, hogy a képlékenyen deformálódott részek alakváltozása is rugalmas és

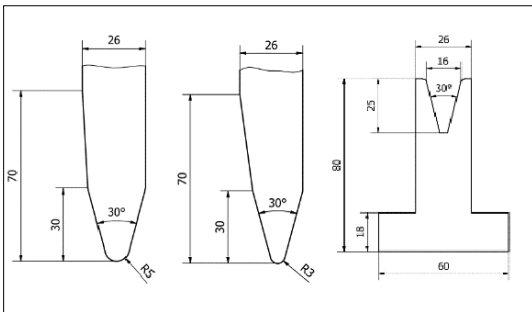
képlékeny összetevőkből áll [5]. A visszarugózás mértékét így a lemezanyag szilárdsága, valamint a szerszámgeometriai jellemzők, pl. a hajlítási sugár és a lemezvastagság aránya, illetve a hajlítási szög befolyásolja döntő mértékben [6, 7, 8, 9]. E jellemzők együttes hatásának minél átfogóbb megfigyelése érdekében a különböző lemezanyagok hajlítási próbáit különböző szerszámozási körülmények között hajtottuk végre, állandó 20 mm/perc bélyegelmozdulási sebességgel, egy AMADA HFE 50-20 típusú CNC vezérlésű élhajlító gépen (2. ábra).

Az élhajlító (szabad hajlító) műveletek szerszámainak műhelyrajzát oldalnézetből szemlélteti a 3. ábra, amelyek zárásakor így 3 mm-es és 5 mm-es hajlítási sugárral (r) is kísérletezni tudtunk. A kívánt 90° -os szögérték elérését a bélyeg elmozdulási úthosszának szabályozásával állítottuk be.

A 4. ábrán a vizsgált lemezek 3-as és 5-ös hajlítási sugár-lemezvastagság aránnyal (r/t viszony) történő hajlításakor mért visszarugózási szögek középértékei láthatók. A visszarugózási szögértékeket $15'$ pontosságú műhelyszögmérővel mértük a terítékek oldalélén, háromszoros mérési ismét-



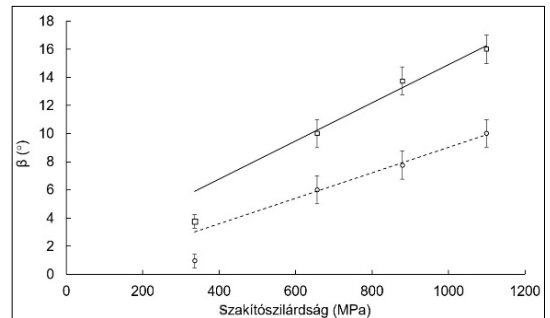
2. ábra. AMADA HFE 50-20 típusú, CNC-vezérlésű élhajlító gép.



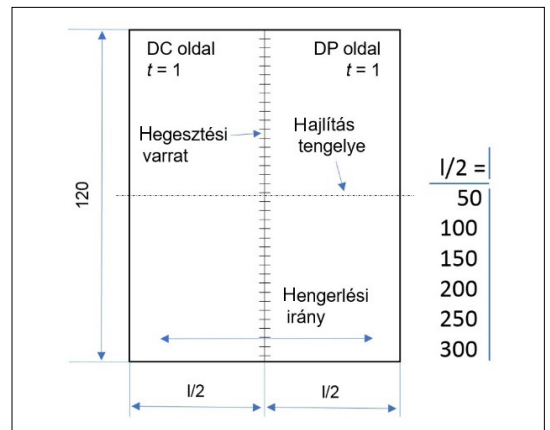
3. ábra. A szabadhajlítás szerszámai

lésszám mellett, átlagosan $\pm 0,5^\circ$ eltéréssel. A terítékek mérete 120×600 mm volt, a hajlítás tengelyvonala a hengerlési iránnyal párhuzamosan helyezkedett el. Az ábrán látható, hogy mind a szakítószilárdság, mind pedig az r/t viszony növekedésével a lemezek visszarugózása (β) jelentős mértékben növekszik.

A hegesztett lemezek esetében különböző szilárdságú elemekből állítottuk össze a terítékeket lézersugaras hegesztési eljárással, a Bay Zoltán Alkalmazott Kutatási Közhasznú Nonprofit Kft. Ipari Lézer technológiai Laboratóriumában. A hegesztett kötések jellemzése a [10] cikkben olvasható. Az alkalmazott anyagpárosításoknál minden esetben a DC04-es anyagot kapcsoltuk egy-egy DP-s anyaghoz. Kísérleteink során azt vizsgáltuk, hogy a visszarugózás szempontjából miként hatnak egymásra az eltérő szilárdságú lemezrészek, illetve azt, hogy ez a kölcsönhatás hogyan alakul a hegesztési varrattól mért távolság függvényében. A vizsgált próbatetek kialakításának elve, sematikus ábrázolásban az 5. ábrán látható.



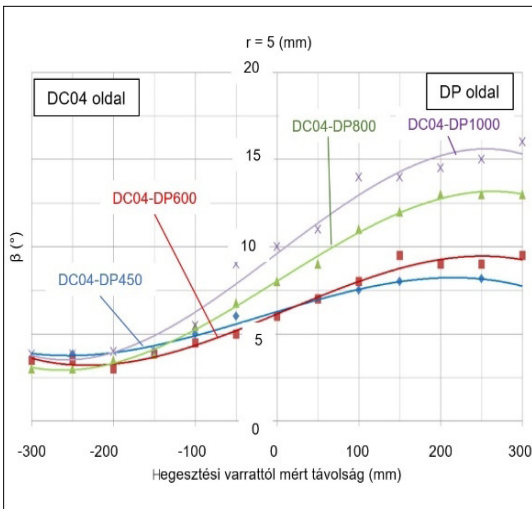
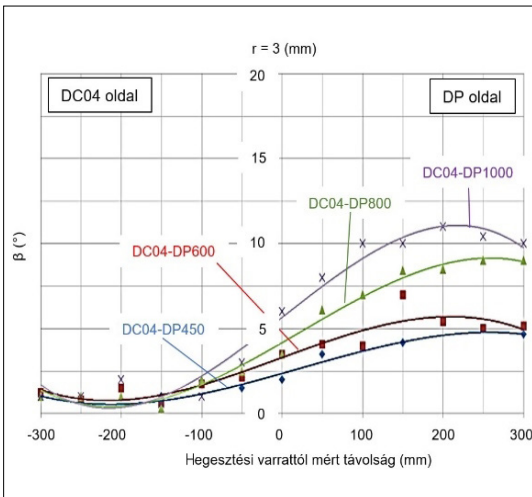
4. ábra. A vizsgált alaplemezek visszarugózási szögei



5. ábra. A hajlításhoz előkészített hegesztett lemezek sematikus ábrája. A méretek (mm)-ben értendőek

A **6. ábra** diagramjain a hegesztett darabok oldalélein, azaz a különböző terítékméreteknek köszönhetően a hegesztési varrattól különböző távolságban mért visszarugózási szögek láthatók. A kísérleteket és a szögmeréseket jelen esetben is háromszoros ismétlési gyakorisággal végeztük. A diagramokon az látható, hogy a hegesztési varrat környezetében egyik lemezszegmens sem gyakorolja az önmagában rá jellemző visszarugózási értéket, hanem ott egy átmeneti zóna alakul ki.

A hajlított darabok különböző részein mért eltérő visszarugózási szögek lényegében alakhibás darabokat jelentenek. Ez az alkatrészek beépítésekor, különösen automatizált szereléskor igen nagy problémát jelenthet.



6. ábra. Hegesztett lemezeken mért visszarugózási szögek

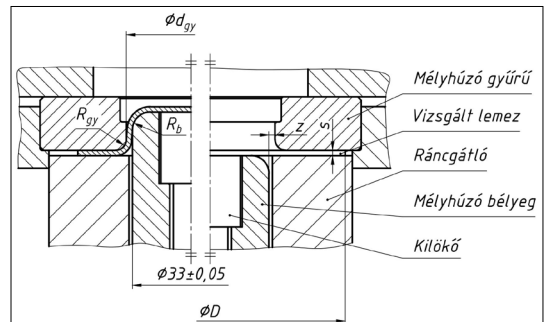
4. A mélyhúzóhatósági vizsgálatok

A lemezek mélyhúzóhatósági vizsgálatát Erichsen 142-20 típusú, univerzális lemezvizsgáló gépen végeztük (**7. ábra**), a szabványos (MSZ 5731-68) Swift-féle vizsgálat szerszámozási feltételei mellett [**11**]. A szerszámok és a munkadarab elrendezését, illetve geometriáját a **8. ábra** szemlélteti.

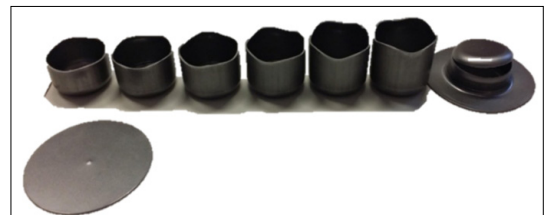
A vizsgálatokat 2 mm-es lépésekben növekvő, 60, 62, 64...80 mm átmérőjű, ollón vágott, majd esztergált ($\pm 0,1$ mm pontosságú) terítékek mélyhúzásával hajtottuk végre. Ebben a vizsgálati eljárásban a terítékek átmérőjét addig növeltük, amíg a csésze szakadása be nem következett. A vizsgálatokat ez esetben is háromszoros ismétlési gyakorisággal végeztük a Siebel egyenlet [**12**] által meghatározott ráncgátló erők mellett és a húzógyűrű oldalán $0,012 \text{ g/cm}^2$ olajkenést alkalmazva (a [**13**] ajánlásai alapján). Néhány mélyhúzott csészéről készült fényképfelvétel a **9. ábrán** látható.



7. ábra. Univerzális lemezvizsgáló gép



8. ábra. A csészehúzó szerszám vázlata



9. ábra. A vizsgált lemezekből mélyhúzott csészéről készült fényképfelvétel

A különböző anyagok legnagyobb, még szakadás nélkül kihúzható terítékátmérőjét a **10. ábrán** követhetjük nyomon. Látható, hogy a kisebb szilárdságú lemez határ húzási viszonya (limited drawing ratio – vagy D/d) nagyobb, mint a nagyobb szilárdságúaké. Természetesen a nagyobb szilárdságú lemezek tönkremenetelét okozó erő is sokkal nagyobb.

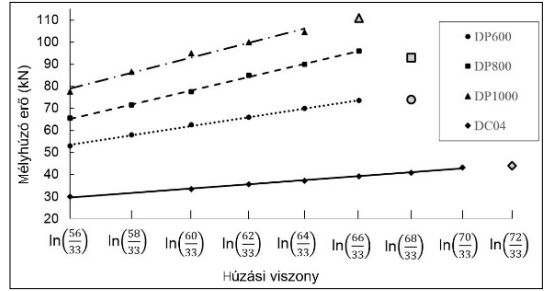
Közismert, hogy a mélyhúzás a lemezalakítási eljárások közül a legösszetettebb, az alakítási folyamat és a lemezanyag feszültségi és alakváltozási állapotát illetően egyaránt. A hegesztett, méretre szabott lemezek esete természetesen még bonyolultabb, hiszen az ilyen teríték kisebb szilárdságú része jobban nyúlik (ld. **10. ábra**), jobban vékonyodik, mi több, azon az oldalon kisebb ráncgátló erő is elegendő/szükséges.

A csészehúzó próbához a különböző szilárdságú lemezekből, lézersugaras hegesztési eljárással készítettünk terítékeket a **11. ábrán** látható módon. Az eredményeket a korábban bemutatott módszerekkel megegyezően nyertük ez esetben is, és a hegesztett lemezek határ húzási viszonyát a húzóerő függvényében szemléltetjük a **12. ábrán**. Látható, hogy a határ húzási viszonyt a hegesztett lemezek esetén nem önmagában csak a nagyobb vagy csak a kisebb szilárdságú lemezszegmens mélyhúzhatósága határozza meg, hanem a terítékreszek közötti szilárdságkülönbség is mérvado az alakíthatóság szempontjából.

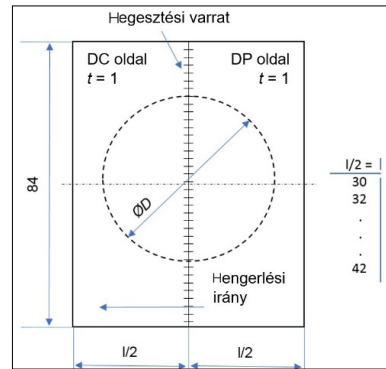
A hegesztett lemezekből történő mélyhúzás esetén a húzási művelet végét nem a részben kihúzott csésze fenéklezakadása, hanem a kisebb szilárdságú lemeznek a hegesztési varrat melletti elszakadása jelentette. A **13. ábrán** DC04-DP1000 anyagpárosítású terítékből húzott csészék láthatók. Megfigyelhető a hegesztett terítékből húzott csészéken az is, hogy a csészék egyik felén intenzív fülesedés jelent meg. A kisebb szilárdságú lemez tehát anizotrop. Ennek a résznek a nagyobb nyúlását pedig az mutatja, hogy ezen az oldalon a csésze jóval magasabb, illetve hogy a kritikus elvékonyodás is itt következett be.

Következtetések

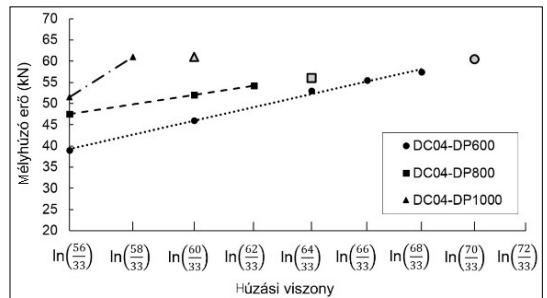
Kutatásunkban vizsgáltuk a fejlett, nagy szilárdságú lemezanyagok és a méretre szabott, hegesztett terítékek hajlítás utáni visszarugózását és mélyhúzhatóságát. Eredményeinkből az látható, hogy a visszarugózás az alkalmazott lemezanyag szilárdságával összhangban növekszik, míg a hegesztett terítékeknél a hegesztési vonal környezetében, egy átmeneti zónában, az egyik alkotó



10. ábra. A különböző szilárdságú lemezek határ húzási értékei és a tönkremenetelt jelentő húzóerőértékek



11. ábra. A terítékek kimunkálásának sematikus vázolata hegesztett lemezekből



12. ábra. Hegesztett lemezek mélyhúzásának eredményei



13. ábra. Hegesztett terítékekből mélyhúzott csészék fényképfelvétele

anyagra sem jellemző visszarugózás mérhető. A mélyhúzóhatóság terén a szilárdságnövekedés csökkenti a még szakadás nélkül kihúzható legnagyobb terítékátmérőt, illetve a hegesztett terítékek esetén, a lemezszezmensek közötti szilárdságkülönbség is behatárolja az alakíthatóságot.

Szakirodalmi hivatkozások

- [1] Merklein M., Johannes M., Lechner M., Kuppert A.: *A review on tailored blanks-Production, applications and evaluation*. Journal of Materials Processing Technology, 214. (2014) 151–164.
<https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2013.08.015>
- [2] Keeler S., Kimchi M.: *Advanced High-Strength Steels Application Guidelines Version 6.0. 3S-Superior Stamping Solutions*. LLC., WorldAutoSteel, 2017. 1–17.
- [3] Kuziak R., Kawalla R., Waengler S.: *Advanced high strength steels for automotive industry*. Archives of Civil and Mechanical Engineering, 8/2. (2008) 103–117.
[https://doi.org/10.1016/S1644-9665\(12\)60197-6](https://doi.org/10.1016/S1644-9665(12)60197-6)
- [4] Thyssenkrupp: *Deep-drawing steels DD, DC and DX*. Production information, 2018. 2–9.
- [5] Danyi J., Végvári F.: *Lemezmegeg munkálás*. Kecskeméti Főiskola, 1st ed., Kecskemét, 2011. 97–104.
- [6] Marciniak Z., Duncan J. L., Hu S. J.: *Mechanics of Sheet Metal Forming*. Butterworth-Heinemann, Oxford, 2002. 82–107.
- [7] Lange K.: *Handbook of Metal Forming*. SME, Dearborn: Michigan, 1985. 19.1–19.23.
- [8] Pearce R.: *Sheet metal forming. Adam Hilger Series on new manufacturing processes and materials*. IOP Publishing Ltd., 1991. 79–88.
- [9] *Metals Handbook* Vol. 4. Forming. 8th ed. American Society for Metals, Ohio: Metals Park, 1969.
- [10] Kovács Zs. F., Béres G., Weltsch Z.: *Autóipari DC és DP acélok lézersugaras hegeszthetőségének vizsgálata*. Gradus, 4 (2017) 311–317.
- [11] Swift H. W.: *Drawing tests for sheet metal*. Proceedings Institution of Automobile Engineers, 34:361 (1939)
- [12] Siebel E., Beisswanger H.: *Deep Drawing*. Carl Hanser, München, 1955.
- [13] Altan T., Tekkaya A. E.: *Sheet Metal Forming – Fundamentals*. ASM International, 2012. 105–127.

Vízzáró borítás kialakítása korrózióálló acélfólia lézersugaras hegesztésével

Fabrication of a Laser Welded Waterproof Coating Made of Stainless Steel Foil

Acél Artúr Benjámin,¹ Windisch Márk,² Maloveczky Anna³

Bay Zoltán Alkalmazott Kutatási Közhasznú Nonprofit Kft. Budapest, Magyarország,

¹ artur.ace@bayzoltan.hu

² mark.windisch@bayzoltan.hu

³ anna.maloveczky@bayzoltan.hu

Abstract

The purpose of this engineering design was to fabricate a waterproof coat for a carbon fibre reinforced polymer component. Austenitic stainless steel foil with 50µm thickness was used as the raw material. Deep-drawn elements that fit the geometry of the given part were welded together to form the coat. The deep drawing tools and the welding machine were self-designed and manufactured. The cutting of the blank and then the welding technology of the deep-drawn tablecloths were carried out with a TruMark 5010 marking laser made by Trumpf.

Keywords: *laser welding, stainless steel, thin foil, micro-welding.*

Összefoglalás

A mérnöki tervezés célja szénszálerősítésű műanyag alkatrész vízzárásának kialakítása volt. Alapanyagként 50 µm vastag ausztenites rozsdamentes acélfóliát használtunk. A borítás kialakításához, a megadott alkatrész geometriájához illeszkedő, mélyhúzott elemeket hegesztettünk össze. A mélyhúzó szerszámok és a hegesztőkészülék saját tervezésű és gyártmányú volt. A terítékek vágását, majd a mélyhúzott terítékek hegesztési technológiáját Trumpf gyártmányú TruMark 5010 típusú jelölő lézerrel valósítottuk meg.

Kulcsszavak: *lézersugaras hegesztés, korrózióálló acél, vékony fólia, mikrohegesztés.*

1. Bevezetés

Korunkban megfigyelhető tendencia az egyre kompaktabb és kisebb méretű műszerek fejlesztése, alkalmazása. Emiatt nagyobb igény van a vékony acélfóliák (<100µm) hegesztésére. Több cikk is született acélfóliák kis teljesítményű lézersugaras hegesztésének megvalósításáról. [1, 2, 3]

Vékony fóliák hegesztési eredményei alapján megoldást dolgoztunk ki szénszálerősítéses autópári alkatrész vízzáró borítására. A szerelési követelményeket figyelembe véve 50 µm vastag korrózióálló acélfóliát használtunk a vízzáró borítás kialakításához.

2. Alkalmazott anyagok és módszerek

A fóliák vágásához és hegesztéséhez Trumpf gyártmányú TruMark 5010 típusú lézersugaras jelölőberendezést használtunk. A lézerberendezés szilárdtest-rezonátorának impulzusideje 250 ns, átlagos teljesítménye 18,5 W, a nyaláb hullámhossza 1064 nm, ismétlési frekvenciája vágásnál 20 kHz, hegesztésnél 100 kHz volt.

A későbbiekben a 18,5 W átlagteljesítményt vetjük alapul a hegesztési teljesítmények meghatározásánál.

A varratok keresztmetszetének metallográfiai vizsgálatához Keyence VHX 2000-es digitális opti-

kai mikroszkópot használtunk. A varratok metallográfiai előkészítését csiszolással és polírozással végeztük, ezt követően a szövetszerkezet megjelenése céljából királyvízzel marattuk.

3. Technológiai lépések

A beborítani kívánt, szénszálerősítéses műanyag alkatrész hengeres, és rajta váll van kialakítva. Az alkatrész geometriájából adódóan a borítás kialakítására kétféle lehetőség adódott. Első megoldásként 2 db alkatrészt terveztünk. Az egyik alkatrész a hengeres rész fedele, a másik alkatrész pedig a palástot és a karimát alkotja. Ezt a két alkatrészes változatot az 50 μm vastag korrózióálló fólia rossz alakváltozási tulajdonsága miatt vetettük el. A rossz alakváltozási tulajdonság miatt ugyanis alakítás során könnyen elszakad a fólia. Második megoldásként három alkatrészt terveztünk. Ebben az esetben is megtartottuk a fedő alkatrészt, viszont a palást és a váll befedésére két alkatrészt terveztünk. Az alkatrész elkészítéséhez terítékekre volt szükségünk. Ezeket a terítékeket az elkészült szerszámokkal mélyhúztuk, majd a mélyhúzott darabokat a hegesztőkészülék segítségével összehegesztettük.

3.1. A terítékek vágása

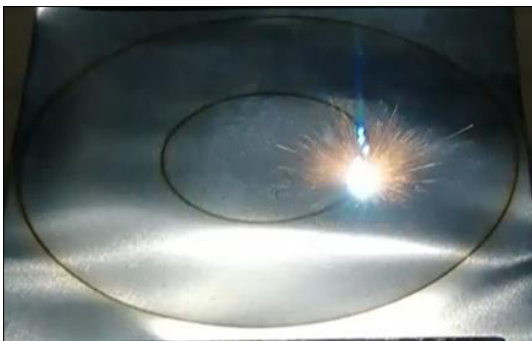
A terítékek vágását az alkalmazott lézersugaras berendezés Tru Tops Mark nevű programjának segítségével valósítottuk meg.

A lézersugárvágási teljesítményt 18,5 W-ban, a hegesztési sebességet 200 mm/s-ban határoztuk meg, azért, hogy a fóliát a lézersugár biztonságosan átvágja (szublimációs vágás). A lézersugaras kezelést egy mintán, azonos beállítással, egymást követően tízszer ismételtük meg.

3.2. Mélyhúzó szerszámok

A mélyhúzó szerszámok kialakításánál, a lemez mélyhúzás közbeni lehetséges ráncosodása miatt, a húzási rés méretét a megfelelő szorítóerő érdekében optimalizáltuk. A tárcsák központosítását egy erre a célra előkészített, 100 μm méretű vállal oldottuk meg. A húzó- és vezetőgyűrűket csavarokötéssel rögzítettük egymáshoz.

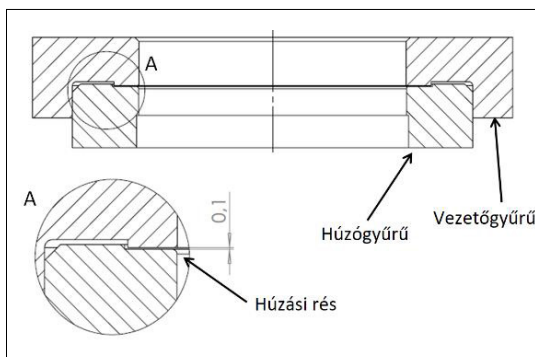
A terítékekből a mélyhúzás után a következő alkatrészeket készítettük el. A **3. ábrán** a mélyhúzott karima, a **4. ábrán** a mélyhúzott fedél látható. Az **5. ábrán** pedig már az összehegesztett palástot láthatjuk.



1. ábra. A terítékek vágása TruMark 5010-es berendezéssel



3. ábra. A sikeresen mélyhúzott karima



2. ábra. A mélyhúzó szerszám vázlata



4. ábra. A sikeresen mélyhúzott fedél



5. ábra. A sikeresen meghegesztett palást a palásthegesztő készülékkel

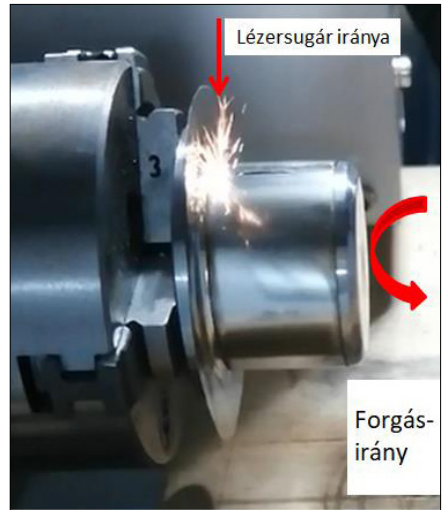
3.3. Hegesztés

Az alkatrészek hegesztéséhez két készüléket terveztünk. Az egyik készülék segítségével a palást varratát alakítottuk ki, míg a másikkal a kész darabot hegesztettük össze a három alkatrészből. A hegesztés során a palást varratának kialakításához a lézersugár átlagos teljesítményértékét 16,65 W-ban határoztuk meg, a hegesztési sebességet 55 mm/s-ben. A hengerpalást varratának kialakításához a lézersugár átlagos teljesítményét 17,58 W-ban, a hegesztési sebességét 55 mm/s-ben határoztuk meg. A 6. ábrán a kész alkatrész hegesztése látható.

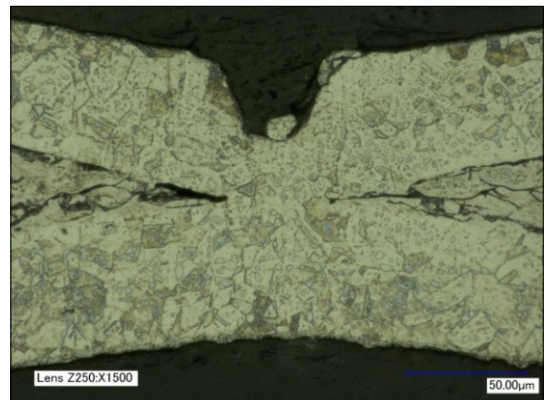
3.4. A varratok bemutatása

A mélyvarratos lézersugaras hegesztéshez általában úgynevezett folyamatos üzemű lézersugár-ra van szükség. A mi esetünkben a lézersugaras berendezés impulzusos üzemű volt. Annak érdekében, hogy a lézersugár minél inkább a folyamatos üzemű kicsatolásra hasonlítson, a lehető legnagyobb, 100 kHz-es impulzus üzemmódot alkalmaztuk. A kísérletsorozatban a hegesztési sebességet és a lézersugár átlagos teljesítményét optimalizáltuk.

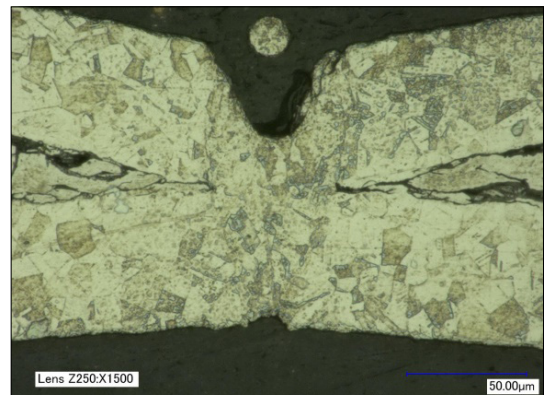
Az impulzus üzemű lézersugár átlagos teljesítményének optimumát 16,65 W és 17,58 W közöttinek találtuk. A hegesztési sebesség értékét 55 mm/s nagyságúnak választottuk. A 7. ábrán a 16,65 W-os átlagteljesítményű lézersugárral hegesztett varrat geometriáját láthatjuk. A koronaoldalon megjelenő anyaghiány a varrat funkciója szempontjából nem releváns. Az átlapolat vékony fóliákat teljes vastagságukban átolvasztotta a lézersugár. A 17,58 W teljesítménnyel elkészített varrat keresztmetszeti alakját a 8. ábrán figyelhetjük meg. Ebben az esetben a koronaoldalhoz hasonlóan a gyökoldalhoz is megjelenik az anyaghiány. A fóliák teljes vastagságát tekintve az anyag átolvad.



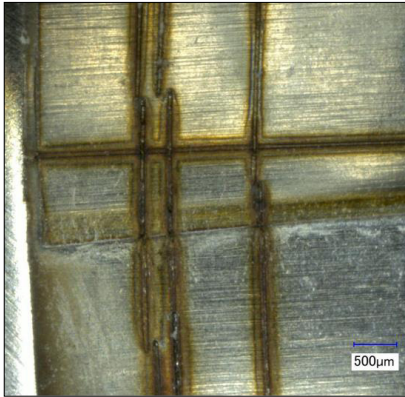
6. ábra. A palást és a karima körvarratos hegesztése



7. ábra. A 16,65 W átlagteljesítményű lézersugárral, 55 mm/s hegesztési sebességgel létrehozott varrat metszeti metallográfiai képe



8. ábra. A 17,58 W átlagteljesítményű lézersugárral, 55 mm/s hegesztési sebességgel létrehozott varrat metszeti metallográfiai képe



9. ábra. Hegesztési varratok a palást és a karima át-fedési helyén



10. ábra. A három varrattal elkészült vízzáró borítás

5. Értékelés

Trumpf TruMark 5010 típusú lézerberendezéssel sikerült 50 μm vastag korrózióálló acélfóliából meghatározott geometriájú terítékeket kivágni. Ezeket a terítékeket saját tervezésű mélyhúzó szerszámmal alakítottuk. A mélyhúzott részeket sikeresen egymáshoz hegesztettük. Az elkészült alkatrész a 10. ábrán látható.

Az elkészített alkatrészek víztömörség-vizsgálata folyamatban van. Jövőben a vizsgálati terv része a varratok átlapolásának növelése a Trumpf TruMark 5010-es berendezésen. A technológia továbbfejlesztésének korlátja a lézersugár-kicsatolás és a CNC-forgató tengely szinkronvezérlésének hiánya.

Köszönetnyilvánítás

A kutatás az Európai Unió és a Magyar Kormány támogatásával, az Európai Regionális Fejlesztési Alap társfinanszírozásával valósult meg az „E-mobility

Miskolcra: Hűtővíz keringető szivattyú és motorhűtő ventilátor továbbfejlesztése az elektromos járművekben elvárt magasabb minőségi követelmények figyelembevételével” című, GINOP-2.2.1-15-2017-00090 azonosítószámú projekt keretében.

Szakirodalmi hivatkozások

- [1] Pakmanesh M. R., Shamanian M.: *Optimization of pulsed laser welding process parameters in order to attain minimum underfill and undercut defects in thin 316L stainless steel foils*. Optics and Laser Technology, 99. (2018) 30–38. <https://doi.org/10.1016/j.optlastec.2017.09.047>
- [2] Abe N., Funada Y., Imanaka T., Tsukamoto M.: *Micro welding of thin stainless steel foil with a direct diode laser*. Transactions of JWRI, 34/1. (2005).
- [3] Ventrelaa V. A., Berrettat J. R., Rossib W.: *Pulsed Nd:YAG laser seam welding of AISI 316L stainless steel thin foils*. Journal of Materials Processing Technology, 210/14. (2010) 1838–1843. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2010.06.015>

Mikrofluidikai cella tervezése és gyártása spektroszkópai ellipszométerhez

Design and Manufacture of a Microfluidic Cell to Be Used With a Spectroscopic Ellipsometer

Bíró Tamás,¹ Renkó József Bálint²

¹ Budapesti Műszaki és Gazdaságtudományi Egyetem, Anyagtudomány és Technológia Tanszék
 Budapest, Magyarország, biro.tamas@edu.bme.hu

² Budapesti Műszaki és Gazdaságtudományi Egyetem, Anyagtudomány és Technológia Tanszék
 Budapest, Magyarország, renko.jozsef@edu.bme.hu

Abstract

In material testing and manufacturing processes, creating thin layers is a widely used method for structure development or for surface treatment purposes. Despite its widespread use, the physical background of the layer development process is currently under-researched. Its examination requires the development of procedures and tools that, in combination with the existing tools, can help to understand these processes. The development of microfluidic cells is a way to solve this problem. In this paper, a newly developed microfluidic cell is presented, which also offers a solution to several problems encountered when using previous designs.

Keywords: *microfluidic cell, design, manufacture, spectroscopic ellipsometry.*

Összefoglalás

Anyagvizsgálatoknál vagy egyes gyártási eljárásokban igen gyakran alkalmazott módszer a vékonyrétegek létrehozása a szövetszerkezet előhívására, illetve felületkezelési célból. Az eljárás széles körű használata ellenére a rétegépülés folyamatának fizikai háttere jelenleg sem teljesen feltérképezett. Vizsgálatához olyan eljárások és eszközök kidolgozására van szükség, amelyekkel a meglévőket kombinálva a rétegépülés jelensége folyamatában nyomon követhetővé válik. Erre a problémára a mikrofluidikai cellák fejlesztése jelenthet megoldást. Jelen cikkben egy új fejlesztésű mikrofluidikai cellát mutatunk be, amely több, a korábbi cellák használata során jelentkező problémára is megoldást kínál.

Kulcsszavak: *mikrofluidikai cella, tervezés, gyártás, spektroszkópai ellipszometria.*

1. Bevezetés

A metallográfiában széles körű felhasználásnak örvendenek a különböző maratási eljárások. Ezek egyik legelterjedtebb változata a színes maratás [1], ahol a marószert a polírozott minta felületével reakcióba lépve egy átlátszó filmréteget alakít ki. A fény a film felületéről visszaverődve interferál, ciklikus színváltozást okozva ezzel. A színváltozás sebességéből következtetni lehet a szemcsék orientációjára [2, 3]. A maratás folyamatában történő vizsgálatára ún. mikrofluidikai

cellákat használnak, ahol a marószert egyenletes áramoltatása közben a minta felületén lejátszódó jelenségek optikai mikroszkóppal vagy spektroszkópai ellipszométerrel is megfigyelhetők [3]. Ennek megvalósítását célzó koncepciók korábban is készültek, azonban megépítésükre gyártástechnológiai korlátok miatt nem kerülhetett sor [1]. Munkánk során egy olyan mikrofluidikai cella tervezését és gyártását tűztük ki célul, amellyel lehetőség nyílik a minta gyors cseréjén túl a nanométeres pontosságú spektroszkópai ellipszo-

metria [4] alkalmazására is, miközben optikai mikroszkóppal lehet a minta pozicionálását elvégezni, amelyre a korábbi koncepciók esetén nem volt lehetőség.

2. Tervezés és gyártás

A munka a követelmények meghatározásával kezdődött. Egyrészt adottak voltak a vizsgálandó beágyazott minta méretei, valamint a vizsgálatokra használt, Woollam M-2000DI típusú spektroszkópiai ellipszométer geometriai viszonyai. A tervezés során komoly kihívást jelentettek a berendezés méreteiből adódó korlátok. A készülék magassága nem haladhatta meg a 45 mm-t, a fény útjának végig biztosítani kellett a 3 mm átmérőjű csatornát, ahol a közeget határokon minden esetben a fény útjára merőleges felületeket kellett kialakítani. Végül törekedni kellett a lehető legkisebb belső üreg kialakítására, ugyanis azt a mérés előtt marószerrrel fel kell tölteni. A hagyományos megmunkálást igénylő részek gyártása ugyanakkor bizonyos mérettartomány alatt nehézkessé válik.

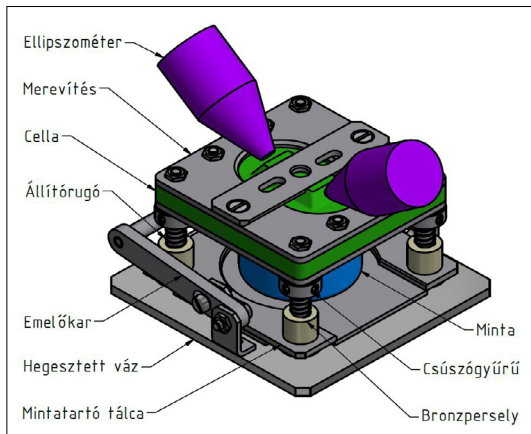
2.1. Általános felépítés

A tervezett készülék felépítését az 1. ábra mutatja. Szerkezetét tekintve három fő egységre, a polidimetil-sziloxán (PDMS) anyagú cellára, a hegesztett vázszerkezetre és a mintatartó tálcára bontható.

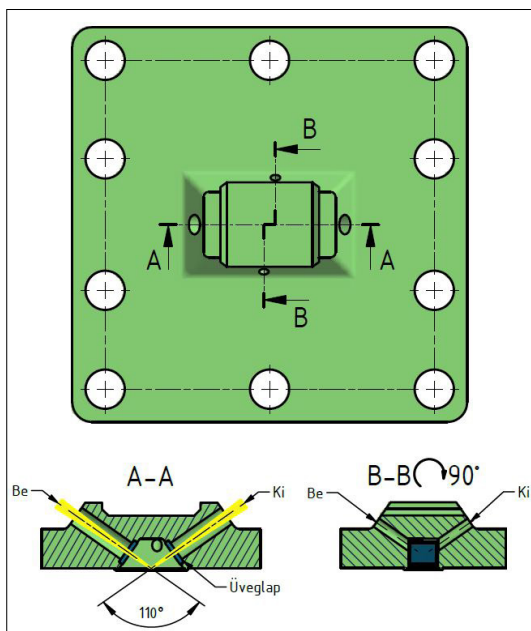
2.2. A cella kialakítása

A készülék legfontosabb része maga a cella, ahol a maratás folyamata és a vizsgálat zajlik (2. ábra). Ennek kémiaiilag inert, lehetőség szerint átlátszó, mérettartó anyagból kell készülnie, ezért a korábban már bevált, térhálós műanyagra, a PDMS-re esett a választás [1]. A cella formába öntéssel, majd térhálósítással készült, így a geometriának öntéshelyesnek kellett lenni, ami az alámetszett felületelemek mellőzését és megfelelő lekerekítések alkalmazását jelentette. A térhálósítás kemencében történik, így ez az alkalmazott öntőformák hőállóságát követelte meg 180 °C-ig. Az öntőformák kialakításuknak köszönhetően additív gyártással [5] vagy öttengelyes megmunkálóközpontban [6] is elkészülhetnek. Gazdasági megfontolások miatt az additív megmunkálással készített öntőformát választottuk.

A cella kialakításánál több szempontot is érvényesíteni kellett. A korábbi modell hátrányai közé tartozott, hogy a maratási folyamat kezdeti szakasza nem volt megfigyelhető, ugyanis a minta fölötti üreg feltöltése viszonylag sok ideig tartott [1]. Ennek térfogatát 851 mm³-ről 90 mm³-re



1. ábra. A tervezett készülék sematikus képe



2. ábra. A cella felépítése; A-A metszet: a fénynyaláb útja; B-B metszet: a marószér útja

csökkentettük, így az új cellánál azonos áramlási viszonyok mellett a feltöltés mindössze néhány másodpercet vesz igénybe. A vizsgálati fénynyaláb útjára merőleges felületek kialakításával a közeget határokon fellépő fénytörés elkerülhető, illetve minimalizálható a gyártás pontosságától függően.

A spektroszkópiai ellipszometriában a minta felületéről visszavert fénynyaláb intenzitásmaximuma 55°-os beesési szög mellett érhető el [7, 8]. A fénynyaláb a cellába a 2. ábra A-A metszetén látható módon jut be. A belső üreg egy-egy ragasz-

tott üveglappal van lezárva. A fény ezeken keresztül lép be, illetve hagyja el a kialakított üreget. A marószerszám be- és kivételére szolgáló csatornák erre merőlegesen, a **2. ábra** B-B metszete által jelölt síkban lettek kialakítva. A két csatorna síkban eltolva helyezkedik el egymáshoz képest, ami megakadályozza a marószerszám pangását.

A minta felülete és a cella közötti tömítést egy, a cellában kialakított, 0,3 mm magasságú tömítőajak biztosítja. A rugónyomás hatására így a minta síkja az ellipszométer optikai tengelyeinek metszéspontjába kerül (**3. ábra**).

2.3. Keretszerkezet

A cella rugalmas deformációját, ezáltal a méréshez szükséges geometriai viszonyok megváltozását egy acél elemekből felépített, merev, hegesztett vázszerkezet akadályozza meg. Ennek az ellipszométer tárgyasztalán való pontos fekvését az alsó lapnak a hegesztés utáni síkba köszörülésével biztosítottuk, kompenzálva ezzel a hegesztés okozta deformációt.

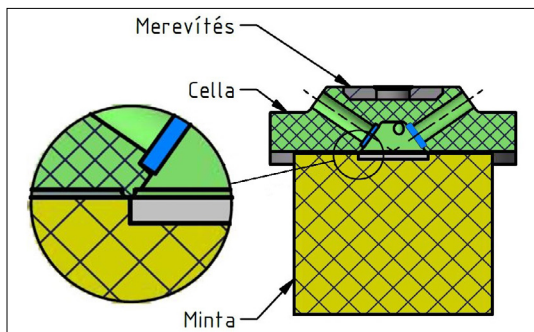
A váz bronzperselyekkel biztosítja a mintatartó tálca cellával párhuzamos helyzetét, pontos futását. A minta cseréjét és pozicionálását a kialakított rugós mechanizmus segíti elő (**4. ábra**). A megfelelő tömítettség beállítása a rugóerő változtatásával lehetséges a mintatartó tálca alatt és fölött elhelyezkedő, egymással párhuzamosan kapcsolt rugópárok csúszógyűrűvel történő előfeszítésével.

A minta felületének pozicionálását a felső merevítésen kialakított betekintőfurat teszi lehetővé, akár optikai mikroszkóppal kombinálva is. A vizsgálat szempontjából releváns helyek a minta felületén megkereshetők, így az ellipszometria célzottan valósulhat meg a minta előkészített felületének bármely pontján.

További tervezési szempont volt, hogy a vázszerkezet a cella nélkül is önálló szerelési egység alkosson, lehetővé téve így a fejlesztési folyamat részeként többféle cellakonstrukció behelyezését (**5. ábra**).

3. Eredmények

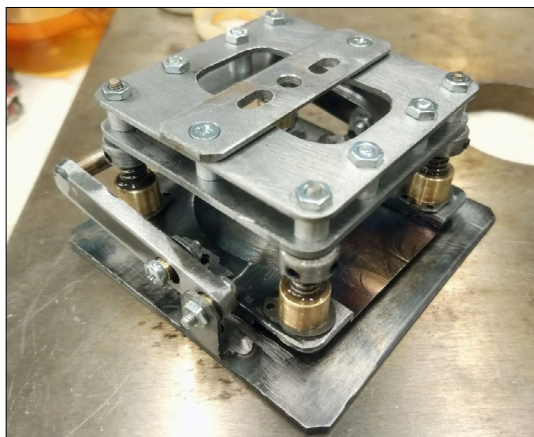
Munkánk eredményeként a mikrofluidikai cella prototípusa elkészült. A keretszerkezet összeszerelése után a készülék beállítása következett, ami a minta és a cella tömítettségét biztosító rugók megfelelő előfeszítését jelentette. A konstrukció mechanikailag kielégíti a tervezés során felmerülő igényeket, így a mintatartó tálca mozgatása, a minta cseréje és pozicionálása a készülék elmozdulása nélkül, könnyedén elvégezhető. A továb-



3. ábra. A minta és a cella közötti tömítőajak



4. ábra. A mintatartó tálca és az emelőmechanizmus a vázszerkezetre építve



5. ábra. Az összeszerelt készülék cella nélkül

biakban lehetőség nyílik az eszköz gyakorlatban történő alkalmazására, a színes maratás és az ellipszometriai vizsgálat kombinálásával.

4. Következtetések

A mikrofluidikai cellákkal kapcsolatos eddigi ismereteket felhasználva újragondoltuk a különböző maratási folyamatok vizsgálatához kialakított konstrukciót. E tapasztalatok függvényében egy új készüléket terveztünk, amely egyaránt képes optikai mikroszkóppal és spektroszkópiai ellipszométerrel is vizsgálatokat folytatni. A kialakított vázszerkezet könnyen szerelhető, így alkalmas lehet új, módosított cellák behelyezésére is. A konstrukció későbbi, ismételt továbbfejlesztésével egy olyan eszközhöz juthat a metallográfia, amely új fejezetet nyithat a maratási folyamatok in situ vizsgálatában.

Köszönetnyilvánítás

A publikáció az Emberi Erőforrások Minisztériuma NTP-SZKOLL-20-0067 kódszámú Nemzeti Tehetség Program pályázatának támogatásával valósult meg.

Szakirodalmi hivatkozások

- [1] Renkó J. B., Bonyár A., Szabó P. J.: *Mikrofluidika cella fejlesztése folyadékfázisú vékonyréteg leválasztás nyomonkövetésére*. Acta Materialia Transylvanica, 3/2. (2020) 94–98.
<https://doi.org/10.33924/amt-2020-02-08>
- [2] A. Bonyár, P. J. Szabó: *Correlation between the grain orientation dependence of color etching and*

chemical etching. Microscopy and Microanalysis, 18/6. (2012) 1389–1392.

<https://doi.org/10.1017/S1431927612013554>

- [3] Bonyár A., Renkó J., Kovács D., Szabó P. J.: *Understanding the mechanism of Beraha-I type color etching: Determination of the orientation dependent etch rate, layer refractive index and a method for quantifying the angle between surface normal and the <100>, <111> directions for individual grains*. Materials Characterization, 156. (2019) 109844.
<https://doi.org/10.1016/j.matchar.2019.109844>
- [4] Tompkins H. G.: *A User's guide to Ellipsometry*. Academic Press, Inc., Mesa, Arizona, 1993. XIII–XV.
- [5] Bonyár A., Sántha H., Ring B., Varga M., Kovács J. G., Harsányi G.: *3D Rapid Prototyping Technology (RPT) as a powerful tool in microfluidic development*. Procedia Engineering, 5. (2010) 291–294.
<https://doi.org/10.1016/j.proeng.2010.09.105>
- [6] H. D. Cho, Y. T. Jun, M. Y. Yang: *Five-axis CNC milling for effective machining of sculptured surfaces*. International Journal of Production Research, 31/11. (1993) 2559–2573.
<https://doi.org/10.1080/00207549308956883>
- [7] Tompkins H. G., Hilfiker J. N.: *Spectroscopic ellipsometry: Practical application to thin film characterization*. Momentum Press, LLC, New York, 2016. 31–55.
- [8] Fujiwara H.: *Spectroscopic Ellipsometry: Principles and Applications*. John Wiley & Sons Ltd, Chichester, 2007. 81–120.

Tejsav oligomerrel lágyított, politejsav-alapú biopolimer habok előállítás

Production of Biopolymer Foams Based on Polylactic Acid Plasticized With Lactic Acid Oligomer

Litauszki Katalin,¹ Kmetty Ákos^{1,2}

¹ Budapesti Műszaki és Gazdaságtudományi Egyetem, Gépészmérnöki Kar, Polimertechnika Tanszék. Budapest, Magyarország, litauszkik@pt.bme.hu

² MTA–BME Kompozittechnológiai Kutatócsoport. Budapest, Magyarország, kmetty@pt.bme.hu

Abstract

In our work, we modified polylactic acid biopolymer using oligomeric lactic acid. We have successfully plasticized polylactic acid compounds with 5, 10, 20 wt% oligomeric lactic acid using a liquid dosing system connected to a compounder extruder. The produced compounds were foamed with an exothermic chemical foaming agent. The density of the foams was measured and the fracture surfaces were examined by electron microscopy to assess the homogeneity of the cell structure. Based on this, we believe that the plasticising effect of oligomeric lactic acid is undeniable, but a processing temperature of 190 °C is not optimal for the foaming process. In the future, the production of biopolymer foam structures with a higher density reduction can be achieved by reducing and optimizing the foam processing temperature.

Keywords: *poly lactic acid, plasticised, extrusion, foam.*

Összefoglalás

Munkánk során a politejsav biopolimer alapvetően rideg viselkedését módosítottuk oligomer tejsav alkalmazásával. Sikeresen állítottunk elő folyadékadagoló használatával 5, 10, 20 %-ban oligomer tejsavval lágyított politejsav-keverékeket ikercsigás extrudálás segítségével. A gyártott keverékeket exoterm kémiai habképzővel habosítottuk. Az ilyen módon képzett habok sűrűségét mértük, illetve a töretfelületeket elektronmikroszkóppal vizsgáltuk, hogy a cellaszerkezet homogenitását, valamint a cellapopuláció-sűrűséget értékelhessük. Mindezek alapján úgy véljük, hogy az oligomer tejsavval való lágyítás hatékonysága tagadhatatlan, viszont a 190 °C-os gyártási hőmérséklet nem ideális a habképzés szempontjából. A jövőben a gyártási hőmérséklet csökkentése és optimalizálása esetén a kedvezőbb sűrűségű biopolimer habok gyártása ígéretes továbblépést jelenthet.

Kulcsszavak: *politejsav, lágyító, extrúzió, hab.*

1. Bevezetés

Napjainkban igen fontos szerepet töltenek be a polimerek. A gyártott polimer alapanyagok mennyisége 2019-ben 368 millió tonna volt [1]. A nagymértékű polimerfelhasználás, amelynek közel 40%-a csomagolási célú, komoly hulladékgazdálkodási kérdéseket vet fel. A biopolimerek csoportja ígéretes polimer alapanyag lehetősé-

gét nyújtja a környezetterhelés szempontjából. A biopolimerek éves szinten megújuló erőforrásból, biológiai úton előállítható polimerek, mindemellett biológiai úton lebonthatók. E kedvező tulajdonságaik miatt a kutatások középpontjában állnak mint ígéretes alternatívái a kőolajalapú polimereknek, kifejezetten a rövid életciklusú termékek kapcsán. A politejsav (PLA) az egyik

legígéretebb biopolimer alapanyag, és mivel nagy mennyiségben állítják elő (140 000 tonna/év), ezáltal a többi biopolimerhez mérten relatíve olcsó (~2 \$/kg) [2], amellyel, hogy a jelenlegi feldolgozóberendezésekkel feldolgozható. A politejsav alkalmazhatóságának kibővítéséhez, annak hátrányos tulajdonságainak módosítani szükséges. A PLA egyik legnagyobb hátránya a ridegsége és a kis nyúlása. E tulajdonságok javítására alkalmas módszer a PLA belső vagy külső lágyítása. Ebben az esetben polimerizáció után kémiai reakció lezajlása nélkül, belső lágyítóként módosítjuk a polimer tulajdonságait. Az ilyen módon lágyított rendszerben nem a polimerlánc megváltozása, hanem a láncok közé beépülő lágyítómolekulák lépnek kölcsönhatásba a polimer molekuláival, ezzel megváltoztatva annak tulajdonságait [3]. A PLA lágyítása kapcsán többféle lágyítószerrel is kísérleteztek, így például vizsgálták különböző molekulatömegű polietilén-glikol [4, 5] és citrát-észter lágyító hatását is [5]. Az egyik legígéretebb lágyítószer maga a politejsav oligomer változata. Az oligomer tejsavat (OLA) és a PLA-t felépítő ismétlődő egység felépítése azonos, különbség csupán az ismétlődő egység számában van, azaz a molekulatömegében. Míg egy átlagos polimer százezer nagyságrendű ismétlődő egység épít fel, addig oligomerek esetében csupán pár ezer, így molekulatömegük is nagyságrendekkel kisebb.

A politejsav-alapú habok gyártása, a gyártott habok ridegségének csökkentése és energiaelnyelő képességének növelése jelenleg is aktívan kutatott terület. A habképzés tekintetében a kevésbé kutatott, kémiai típusú habképzést jellemzően exoterm típusú habképzőszerrel valósítják meg [6]. A legelterjedtebb exoterm habképzőszer az azodikarbonamid [6]. A kémiai habképzés egyik előnye, hogy a megvalósításához nem feltétlenül szükséges a feldolgozó extrudert módosítani. A habok ridegségének csökkentésére alkalmas lehet a politejsav oligomer tejsavval történő blendképzése, így kiemelt érdeklődésre tarthat számot az ilyen módon létrehozott blendek habosítása.

2. A felhasznált alapanyagok, az anyagvizsgálatok és gyártástechnológia ismertetése

A kísérlethez a NatureWorks LLC Ingeo 4032D típusú biopolimerét választottuk, amely extrudáláshoz javasolt politejsav. D-laktid-tartalma 1,4%, ezáltal kristályosodásra hajlamos polimer [7]. Sűrűsége 1,24 g/cm³ [8]. A felhasznált tejsav oligomer a Condensia cég által gyártott Glyplast OLA 2 volt. Észtertartalma >99%. Sűrűsége

1,10 g/cm³. Vízkozitása 40 °C-on 90 mPa·s. A választott OLA-típust 5, 10 és 20%-ban adagoltuk a PLA-hoz. A felhasznált habképzőszer a Tramaco GmbH cég által gyártott Tracel IM 3170 MS volt, granulátum formában. E habképzőszer azodikarbonamidot (ADCA) tartalmazó, exoterm kémiai típusú habképzőszer. Termikus bomlása 147–212 °C közé tehető [9].

A keverékképzéshez Labtech LTE 26-44 típusú, ikercsigás extrudert használtunk, Labtech IZ-120/VS folyadékadagolóval kiegészítve, amelynek használatával a 70 °C-ra előmelegített OLA-t közvetlenül az ömledékbe juttattuk. Az OLA-t az ikercsigás extruder 3. zónájában injektáltuk a politejsav-ömlédekbe, így elősegítve annak homogén keveredését. Az alkalmazott hőmérsékletprofil 180/185/185/190/190/190/195/195/200/200/200 °C volt. Az extrudercsiga fordulatszáma 25 fordulat/perc, az adagoló fordulatszáma 8,5 fordulat/perc. Az extruderrel készített zsinór előgyártmányból Labtech LZ-120/VS típusú granulálóval granulátumot készítettünk, amelyet így a későbbi habosítás alapanyagaként használtunk fel. A PLA-alapanyagot minden esetben a gyártás előtt 80 °C-on, 6 órán keresztül szárítottuk WGL-45B (Huanghua Faithful Instrument Co., Kína) típusú szárítóberendezés segítségével.

A habok előállításához Collin Teach-Line ZK-25T típusú, ikercsigás extrudert alkalmaztunk áraszttásos adagolással. A Tracel IM 3170 MS típusú kémiai habképzőszerrel (CBA) előzetes kísérleteink alapján [10], 2%-ban a PLA-granulátumhoz kevertünk száraz keveréssel. Az alkalmazott hőmérsékletprofil 155/160/175/190/190 °C volt. Az extruder csiga fordulatszáma 10 1/min volt.

Differenciális pásztázó kalorimetriai (DSC) mérésekhez a TA Instruments Q2000 típusú, automata mintaváltós DSC-berendezést használtuk. A vizsgálati hőmérséklet-tartomány –20 és 200 °C között volt, amelyet a szakirodalmi kutatás alapján várható üvegesedési átalakulási hőmérséklet alapján határoztunk meg. A fűtés sebessége 5 °C/min volt. A minta tömege 3–6 mg közötti. A vizsgálati közeg nitrogén.

Termogravimetriai analízishez (TGA) a TA Instruments Q500-as TGA készülékét használtuk, amelynek szintén van automata mintaváltója. A vizsgálati hőmérséklet-tartománya 50–600 °C. A fűtés sebessége 10 °C/min volt. A minta tömege 3–6 mg közötti. A vizsgálati közeg ipari tisztaságú levegő, 60 mL/min térfogatárammal.

Az alapanyagok reológiai vizsgálatához a TA Instruments (USA) által gyártott, AR2000 típusú oszcillációs reométert használtuk. A mérést lap-

lap típusú, acél mérőtárcsák között végeztük. A vizsgálati hőmérséklet 190 °C volt. A vizsgált frekvenciatartomány 1–100 Hz, az alkalmazott deformáció 10% volt. A próbatest 25 mm átmérőjű, 1–2 mm közé eső vastagságú korong volt.

A habok cellaszerkezetét pásztázó elektronmikroszkóppal (SEM) vizsgáltuk. A vizsgálandó töretfelületeket kriogén töréssel állítottuk elő. A SEM-felvételeket JEOL JSM 6380LA típusú pásztázó elektronmikroszkóppal készítettük, 10 kV gyorsítófeszültség alkalmazásával. Az előkészített mintákat mélyhűtésben aranyoztuk argon gázas öblítéssel.

A keverékek és habok sűrűségét 10 mL-es, 0,1 mL-es osztású mérőhengerrel mértük, desztillált víz mérőközegben. A tömegméréshez használt mérleg típusa OHAUS Explorer, amelynek méréshatára 110 g, mérési pontossága 0,1 mg.

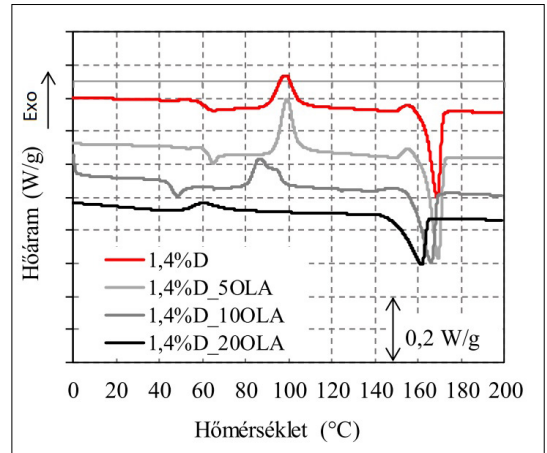
A cellapopuláció-sűrűség [N_c (db/cm³)] számítását az (1) egyenlet alapján végeztük, ahol n (db) a töretfelület mikroszkópi képén látható cellák száma, M a nagyítás, A (cm²) pedig a töret keresztmetszete. ER az expanziót jelöli [11]. ER a tömör polimer és a hab sűrűségének hányadosaként számítható.

$$N_c = \left(\frac{n \cdot M^2}{A} \right)^{\frac{3}{2}} \cdot ER \quad (1)$$

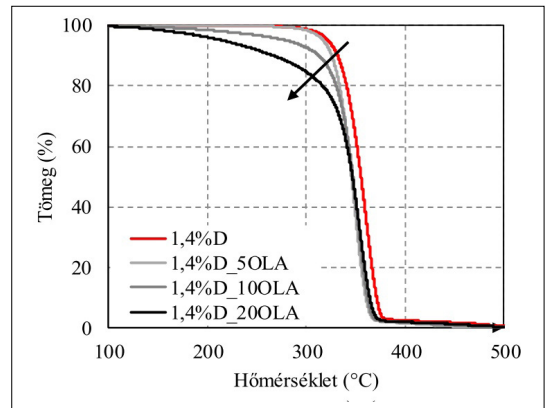
3. A keverékek minősítése

A keverékek minősítéséhez többféle mérést végeztünk, hogy minősíthessük azok morfológiai, termikus és reológiai tulajdonságait. A gyártott keverékek morfológiáját DSC-vizsgálattal minősítettük, hogy a lágyítótartalom hatását vizsgálhassuk a politejsav üvegesedési átalakulási (T_g), hidegkristályosodás (ΔH_{cc}) és olvadás (T_m) csúcshőmérsékletére. Az 1. ábra a különböző mértékben OLA-val lágyított keverékek első felfűtése során kapott DSC-görbéit mutatja. A lágyítók egyik könnyen észlelhető és számszerűsíthető tulajdonsága, hogy az üvegesedési átalakulási hőmérsékletet a kisebb hőmérsékletek felé tolják el. Jól látható tendencia, hogy az üvegesedési átalakulási hőmérséklet a kisebb hőmérsékletek felé tolódik, illetve a hidegkristályosodás csúcshőmérséklete és az olvadás csúcshőmérséklete is ezzel egyező tendenciát mutat. Ez az OLA-val történő lágyítás hatására is megfigyelhető, és a változás 20% OLA esetén a legnagyobb (61 °C-ról 26 °C-ra), ahogyan az várható.

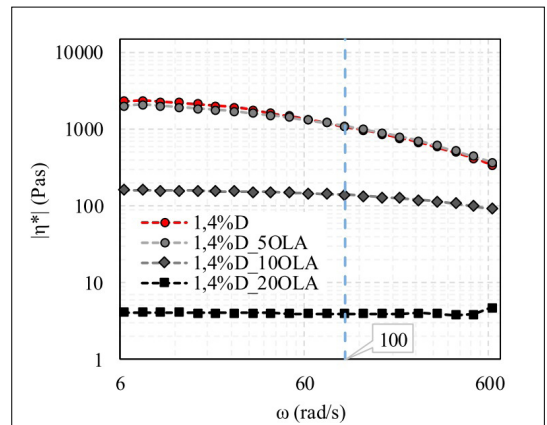
5% OLA adagolása esetén megfigyelhető, hogy az OLA-adagolás hatására még nem történik elto-



1. ábra. PLA és OLA-t tartalmazó keverékek hőáram-hőmérséklet görbéi DSC-vizsgálat alapján



2. ábra. PLA és OLA-t tartalmazó keverékek tömegcsökkenésének mértéke a hőmérséklet függvényében



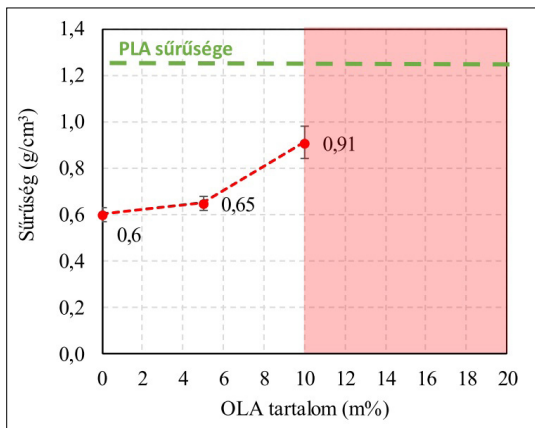
3. ábra. PLA és OLA-t tartalmazó keverékek komplex viszkozitásának abszolút értéke a szögsebesség függvényében

lódás az üvegesedési átalakulási hőmérsékletben (62 °C). A szakirodalom eredményeivel összevetve sikerült kisebb T_g -t elérnünk, mint amiről Sinclair beszámolt [12], viszont nem sikerül elérnünk a Martin és Avérous által leírt, 37 és 18 °C-os üvegesedési átalakulási hőmérsékletet 10, illetve 20 % OLA adagolásával [13]. A Burgos és társai által 15%-os OLA-adagolással elért, 36–40 °C közötti T_g hőmérséklet körülbelül egybehangzó a mi mérési eredményeinkkel.

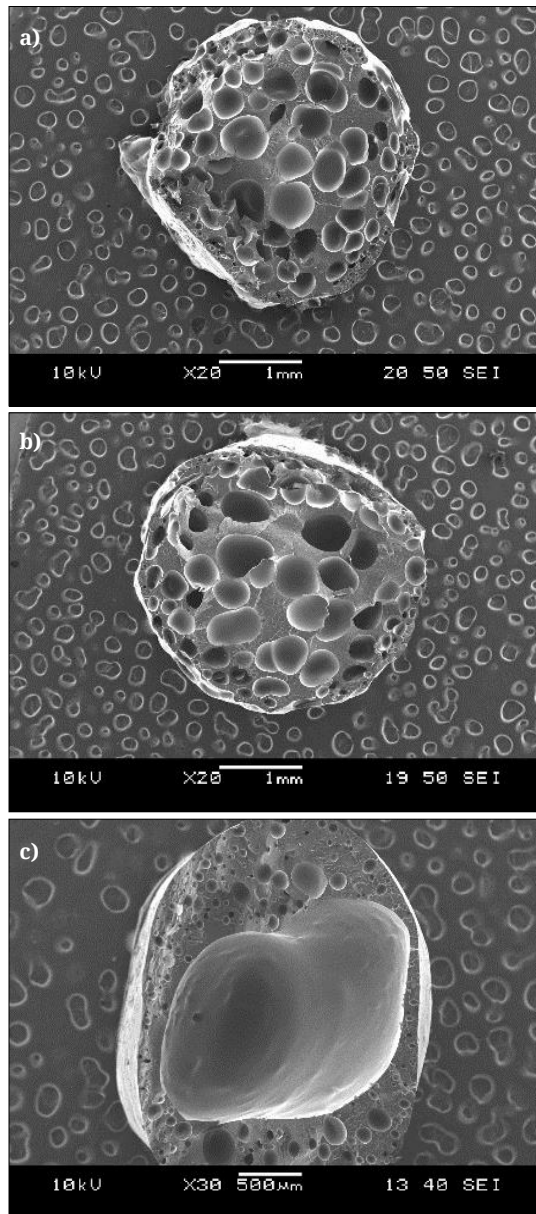
A PLA és PLA/OLA alapanyagból készült kompaundok TGA-görbéit a 2. ábra mutatja. Mivel kisebb molekulatömegű láncokat adtunk a PLA-mátrixhoz az oligomer tejsav formájában, a kezdeti, 5%-os tömegvesztés esetén regisztrált hőmérséklet-csökkenés a vártnak megfelelő, hiszen ezek a kisebb molekulatömegű láncok mozgékonyabbak, és kisebb hőmérséklet hatására bomlanak. Fontos megjegyezni továbbá, hogy az 50%-os tömegvesztéshez tartozó hőmérséklet csak kis mértékben változott: ekkor a tömegcsökkenés lefutása közel azonos. Ez a tömegcsökkenési lépcső a PLA-hoz tartozik, és nem függ a lágyítótartalomtól.

Habképzés során kiemelt fontosságú a megfelelő ömledékszilárdság, mivel kis ömledékszilárdsággal a mátrix nem tudja a kialakuló cellákat megtartani, azok összeomlanak. Ezzel ellentétben a túlságosan nagy ömledékszilárdság esetén a létrejött cellagöccök nem képesek megfelelő mértékben tágulni. Ezért vizsgáltuk a gyártott keverékek viszkozitását. A 3. ábra a PLA-ból készített keverékek komplex viszkozitásának abszolút értékét mutatja a szögsebesség függvényében. Kiemeltük a 100 rad/s szögsebességhez tartozó értékeket, mivel nagyságrendileg ezen érték feleltethető meg

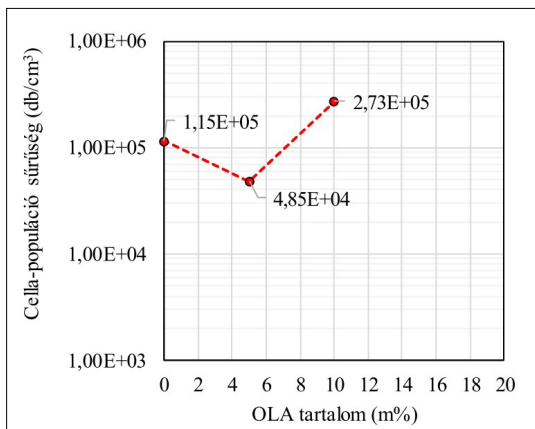
az extrúzió során fellépő nyírási sebességnek. Ez a 100 rad/s kisebb, mint egy átlagos extrúzióra jellemző nyírási sebesség, viszont a kis csiga-fordulatszám miatt ezzel közelíthetjük ebben az esetben. Megfigyelhető, hogy 5% OLA adagolása nem befolyásolja jelentősen a minta viszkozitását, szemben a 10%-os és 20%-os keverékekkel, jelentős viszkozitáscsökkenést tapasztalunk.



4. ábra. PLA-t és OLA-t tartalmazó habok sűrűség-eredményei az OLA-tartalom függvényében



5. ábra. A habok elektronmikroszkópi felvételei fentről lefele haladva: a) 0, b) 5, c) 10% OLA-tartalommal



6. ábra. A habok cellapopuláció-sűrűség értékei 0, 5, 10 m% OLA-tartalom esetén

E görbék alapján arra következtethetünk, hogy a stabil habképzésre várhatóan az 5% OLA-t tartalmazó keverék alkalmas, továbbá a 10% OLA-t tartalmazó rendszerből kisebb hőmérsékleten, más habképző szerrel lehetséges lehet habot képezni.

4. A habok szerkezetének vizsgálata

A habképzés során referenciamintákat, illetve 2%-ban CBA-val adagolt, PLA-alapú habokat gyártottunk ikercsigás extruderrel folyamatos üzemben. Elsőként a gyártott habok sűrűségét mértük. A sűrűségmérés eredményeit a **4. ábra** mutatja. Egyértelmű tendencia, hogy a lágyítótartalom növelése a sűrűség növekedésével jár, aminek az oka az OLA viszkozitásra gyakorolt hatása. A kisebb ömledékszilárdságú mátrix nem képes a cellákat megtartani, így azok összeomlanak, összenőnek. A 20% OLA-t tartalmazó keverék a gyártás során gyárthatatlannak bizonyult. Legkisebb sűrűséget a referenciaanyaggal, az OLA-t nem tartalmazó PLA-ból képzett habbal sikerült elérnünk ($0,6 \text{ g/cm}^3$).

Az **5. ábra** a habdarabokon mélyhűtéssel/ cseppfolyós nitrogénben létrehozott töretfelületek elektronmikroszkópi felvételeit mutatja. Megfigyelhető a lágyítótartalom növelésének habok cellaszerkezetére gyakorolt hatása. A referenciahabhoz képest 5% OLA hatására nem történt jelentős változás a cellaszerkezetben, viszont 10% lágyító hatására olyannyira lecsökkent a polimerömladék viszkozitása, hogy a cellák összeomlása a képen látható óriásbuborék kialakulásához vezetett, továbbá a gyártás sem volt folyamatos, mivel az ömledék nem tudta magában tartani a képződő habképző gázt. Megfigyelhető továbbá, hogy a hűtés hatására egy külső rétegben kisebb

cellák képződtek, míg a minta belsejében nagyobb cellák tudtak kialakulni, mert a polimerömladék lassabban szilárdult meg, mint a külső részek.

Az elektronmikroszkópi felvételek alapján a cellák számából cellapopuláció-sűrűséget számítottunk. A **6. ábra** az OLA-tartalom függvényében mutatja a cellapopuláció-sűrűséget. A legnagyobb cellapopuláció-sűrűséget a 10% OLA-tartalmú minták mutatták, majd kicsit kisebbet a referenciahabok. A számított cellapopuláció-sűrűségek a Julien és társai által kémiai úton képzett habokhoz képest azonos, 10^5 nagyságrendű cellapopuláció-sűrűséget értünk el [14]. Ez azonban önmagában nem minősíti a habot, ezt az elektronmikroszkópi felvételekkel együtt kell kezelni, hiszen a cellastruktúra méret- és eloszlásbeli homogenitásáról ez nem ad külön információt. Ebben az esetben ez különösen igaz lesz, hiszen 10% OLA adagolása esetén nagyon sok kis méretű cella képződött, viszont nem alakult ki homogén habstruktúra. Azonban 5% OLA adagolása esetén a cellastruktúra kedvező, homogén jelleget mutat.

5. Következtetések

Sikeresen állítottunk elő folyadékadagoló alkalmazásával 5, 10, 20%-ban OLA-val lágyított PLA-kompaundokat. A DSC-mérések segítségével rámutattunk az OLA üvegesedési átalakulási hőmérséklet-csökkentő hatására. A legnagyobb arányú T_g -csökkenést 20%-os OLA-adagolás esetén értük el ($26 \text{ }^\circ\text{C}$). Ez összhangban van a szakirodalmi eredményekkel. Ez az eltolódás a T_{cc} és T_m esetében is megfigyelhető volt. Termogravimetriás analízissel a gyártott keverékek termikus stabilitását vizsgáltuk: az OLA hatására a kisebb hőmérsékletek irányába tolódtak el a bomlási hőmérsékletek. Reológiai méréseket végeztünk, hogy a különböző PLA/OLA receptúrák viszkozitását megismerjük, mivel ez szoros összefüggésben áll az adott keverék habosíthatóságával. A reológiai mérések és a későbbi habosíthatóság összhangban voltak egymással. A képzett hab sűrűségét mértük, illetve a töretfelületeket elektronmikroszkóppal vizsgáltuk, hogy a cellastruktúra homogenitását, valamint a cellapopuláció-sűrűséget értékelhessük. Mindezek alapján úgy véljük, hogy az OLA-val való lágyítás hatékonysága tagadhatatlan, viszont a $190 \text{ }^\circ\text{C}$ -os gyártási hőmérséklet nem ideális a PLA/OLA keverék habképzése szempontjából. A jövőben a gyártási hőmérséklet csökkentése és optimalizálása kedvezőbb habosíthatóságú biopolimer habok gyártásának ígéretes lehetőségét jelentheti.

Köszönetnyilvánítás

Ezúton szeretnénk köszönetet mondani a Tramaco GmbH-nak (Németország), illetve az INTERDIST Kft.-nek a Tracel IM 3170 MS habképzőszermintáért, a Nemzeti Kutatási, Fejlesztési és Innovációs Hivatal K-132462 és NVKP_16-1-2016-0012. számú pályázatának, illetve a Bolyai János Kutatási Ösztöndíjért a Magyar Tudományos Akadémiának.

Szakirodalmi hivatkozások

- [1] PlasticsEurope: *Plastics - the facts 2019: An analysis of European plastics production, demand and waste data* (2020).
- [2] Plastics Insight: *Polylactic Acid Properties, Production, Price, Market and Uses.* (letöltve: 2020.12.12.) <https://www.plasticsinsight.com/resin-intelligence/resin-prices/polylactic-acid/>
- [3] Edmund H. I., Herman F. M.: *Principles of Plasticization* In: *Plasticization and Plasticizer Processes* (eds.: Platzer N. A. J.) American Chemical Society, Philadelphia, USA, Vol 1, (1965).
- [4] Pillin I., Montrelay N., Grohens Y.: *Thermo-mechanical characterization of plasticized PLA: Is the miscibility the only significant factor?* *Polymer*, 47/13. (2006) 4676–4682. <https://doi.org/10.1016/j.polymer.2006.04.013>
- [5] Kulinski Z., Piorkowska E.: *Crystallization, structure and properties of plasticized poly(l-lactide).* *Polymer*, 46/23. (2005) 10290–10300. <https://doi.org/10.1016/j.polymer.2005.07.101>
- [6] Lee S.-T., Park C. B.: *Foam Extrusion: Principles and Practice.* CRC Press, Boca Raton (2014).
- [7] Kolstad J. J., Vink E. T. H., Wilde D. B., Debeer L.: *Assessment of anaerobic degradation of Ingeo polylactides under accelerated landfill conditions.* *Polymer Degradation and Stability*, 97/7. (2012) 1131–1141. <https://doi.org/10.1016/j.polymer.2012.04.003>
- [8] Huang C., Thomas N. L.: *Fabricating porous poly(lactic acid) fibres via electrospinning.* *European Polymer Journal*, 99. (2018) 464–476. <https://doi.org/10.1016/j.eurpolymj.2017.12.025>
- [9] Kmetty Á., Litauszki K., Réti D.: *Characterization of Different Chemical Blowing Agents and Their Applicability to Produce Poly(Lactic Acid) Foams by Extrusion.* *Applied Sciences*, 8. (2018) 1–17. <https://doi.org/10.3390/app8101960>
- [10] Litauszki K., Kmetty Á.: *Characterization of chemically foamed poly(lactic acid).* In: OATK. Balatonkenese, Materials Science and Engineering 903. (2020) 012018. <https://doi.org/10.1088/1757-899X/903/1/012018>
- [11] Xu X., Park C. B., Xu D., Pop-Iliev R.: *Effects of die geometry on cell nucleation of PS foams blown with CO₂.* *Polymer Engineering & Science*, 43/7. (2003) 1378–1390. <https://doi.org/10.1002/pen.10117>
- [12] Sinclair R. G.: *The Case for Polylactic Acid as a Commodity Packaging Plastic.* *Journal of Macromolecular Science, Part A*, 33. (1996) 585–597. <https://doi.org/10.1080/10601329608010880>
- [13] Martin O., Avérous L.: *Poly(lactic acid): plasticization and properties of biodegradable multiphase systems.* *Polymer*, 42/14. (2001) 6209–6219. [https://doi.org/10.1016/S0032-3861\(01\)00086-6](https://doi.org/10.1016/S0032-3861(01)00086-6)
- [14] Julien J., Bénézet J., Lafranche E., Quantin J., Bergeret A., Lacrampe M., Krawczak P.: *Development of poly(lactic acid) cellular materials: Physical and morphological characterizations.* *Polymer*, 53/25. (2012) 5885–5895. <https://doi.org/10.1016/j.polymer.2012.10.005>

A szuperkritikus CO₂ erőművi alkalmazásaiban használt, nagy forgássebességű generátorok jövőbeli szerkezeti anyagai

Future Structural Materials of High Speed Generators Used in Supercritical CO₂ Based Power Plant Applications

Nagy András,¹ Jankovics István,² Máté Márton³

¹ Dunaújvárosi Egyetem, Magyarország, nagyandras@uniduna.hu

² Budapesti Műszaki és Gazdaságtudományi Egyetem, Magyarország, ijankovics@vrht.bme.hu

³ Sapientia Erdélyi Magyar Tudományegyetem, Marosvásárhelyi Kar, Románia, mmate@ms.sapientia.ro

Abstract

The aim of this paper is to present the applicability of one of the promising achievements in the fields of materials science and mechanical engineering, which provides a solution to one of the problems of the new generation power plants. One promising area of research aimed at increasing the efficiency of electricity generation is discussed in this article on the characteristics of super-critical carbon dioxide power plant cycles and the properties of high-speed generators that can be used in such power plants. The applicability of amorphous materials in the construction of high-speed electrical machines can solve the efficiency problem of such machines, enabling its use in new generation power plants.

Keywords: *supercritical CO₂, electromagnetic machine, amorphous material.*

Összefoglalás

Jelen cikk célja, hogy bemutassa az anyagtudomány területén elért egyik ígéretes eredmény alkalmazhatóságát a gépészet egy területén, az új generációs erőművek egyik problémájának lehetséges megoldásában. A cikk áttekinti a villamos energia előállításának hatásfoknövelése érdekében folytatott kutatások egyik ígéretes területének, a szuperkritikus szén-dioxid munkaközegű erőművi körfolyamatok jellegzetességeit, valamint az ilyen erőművekben alkalmazható, nagy forgássebességű generátorok tulajdonságait. Az amorf szerkezetű anyagok alkalmazhatósága nagy forgássebességű villamos gépek építésére megoldhatja az ilyen gépek hatásfokbeli problémáját, teret engedve az új generációs erőművekben történő alkalmazásnak.

Kulcsszavak: *szuperkritikus CO₂, generátor, amorf anyag, fémüveg.*

1. Bevezetés

A világ villamosenergia-igénye folyamatosan növekszik [1], az ipari automatizálás és az elektromobilitás ugrásszerű terjedése megköveteli a villamosenergia-ellátó hálózat fejlesztését. Azért, hogy ez a fejlesztés mérsékelt károsanyag-kibocsátással járjon, a kapacitásbeli fejlesztés mellett az erőművek hatásfokának növelésére is figyelmet kell fordítani. A mai, gőz munkaközegű, Rankine-ciklusú erőművek több mint 100 éves múltra tekintenek vissza, a korszerű erőművek hatásfo-

ka azonban alig haladja meg a 30%-ot [2]. A hatásfok további növelése csak új technológiák bevezetésével lehetséges. Az egyik ígéretes technológia a szuperkritikus állapotú szén-dioxid (sCO₂) alkalmazása az erőművi körfolyamat munkaközegeként. Az sCO₂-munkaközeg leginkább a termodinamikai Brayton-ciklus alkalmazása mellett ígér kiváló lehetőséget nagyobb termodinamikai hatásfok elérésére, akár 47%-ot is [3]. Az sCO₂ a tulajdonságai miatt újfajta erőművi berendezések fejlesztését igényli; az sCO₂-turbina például tizedakkora méretben ad ugyanakkora teljesít-

ményt, mint egy gőzturbina. Ennek eredményeképpen a turbina fordulatszáma jelentősen nagyobb, így egy hagyományos generátort csak fordulatszám-lassító áttételen keresztül lenne képes meghajtani. Erőművi teljesítmények esetében az áttétel hatásfoka rontja az energiaátalakítási lánc összhatásfokát, mindamelllett, hogy a telepítési és üzemeltetési költségei is jelentősek. Ennél jobb megoldás a nagy forgássebességű generátor alkalmazása, amely közvetlen kapcsolatban lehet a nagy forgássebességű turbinával. A korszerű teljesítményelektronikai eszközök segítségével a generátor által előállított, a hálózati frekvenciához képest nagyobb frekvenciájú feszültségből jó hatásfokkal lehet akár 50 Hz-es, akár egyenfeszültséget előállítani. Nagy távolságok áthidalására több egyenáramú távvezeték épült ki az elmúlt évtizedekben. Ezek előnye a nagyobb energiaátvitel, a kisebb veszteségek (nincs szkinhatás, interferencia stb.), illetve a szinkronizálás szükségtelensége miatt az áthidalható távolságot nem korlátozzák stabilitásbeli problémák [4].

A nagy forgássebességű generátorok állórésze azonban Fe-Si lágymágneses anyagokból készül, amelyek nagyfrekvenciás mágneses tulajdonságai kedvezőtlenül alakulnak. Emiatt a nagyobb frekvencián (fordulatszám) üzemeltetett villamos gép a megnövekedett vasvesztés miatt jobban melegszik, hatásfoka kisebb. Az új anyag-tudományi kutatások azt mutatják [5], hogy az amorf szerkezetű, vasalapú lágymágneses anyagok jelentősen jobb nagyfrekvenciás mágneses tulajdonságokkal bírnak, így azok alkalmazásával növelt hatásfokú, nagy forgássebességű villamos gépek építhetők. Az amorf anyagok alkalmazásával épített generátorok jó hatásfokkal képesek a nagy fordulatszámú, sCO₂-turbínától érkező mechanikai energiát villamos energiává alakítani, így hozzájárulnak ennek az erőművi technológiának az alkalmazásához.

2. A szuperkritikus szén-dioxid munkaközegű erőművek sajátosságai

A szuperkritikus szén-dioxidot (sCO₂) alkalmazó termikus körfolyamat segíthet a klímaváltozás elleni harcban, mivel a munkaközeg nagyobb termikus hatásfokot eredményez kisebb beruházási költségek mellett, mint a legkorszerűbb, gőz munkaközegű (Rankine-) körfolyamatok. Az sCO₂ körfolyamatot alkalmazó erőművek kompakt kialakításúak, az előrejelzések szerint tizedakkora helyigényűek [6]. Az sCO₂ munkaközeg egyedi jellemzői széles körű érdeklődést váltanak ki az ezt

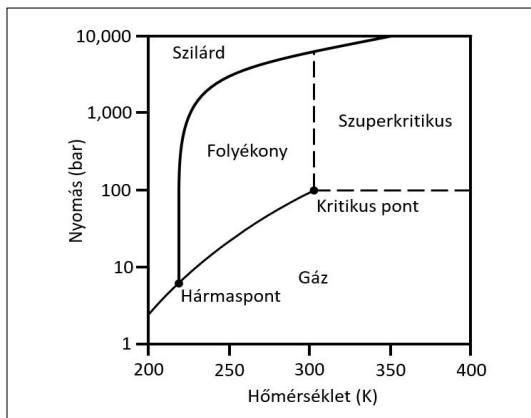
alkalmazó körfolyamat iránt, ezért számos kutatócsoport foglalkozik az erőművi alkalmazással [7].

Ha a szén-dioxidot a kritikus hőmérséklete és nyomása felett tartják, akkor speciális, szuperkritikus állapotba kerül. Ebben az állapotában folyadékhoz közeli sűrűség és a gázokra jellemző, kis viszkozitás jellemzi, amely paraméterek ráadásul a hőmérséklet vagy a nyomás kis változtatásával drámaian módosíthatók, így az sCO₂ rendkívül hatékony munkaközeg termikus körfolyamat megvalósításához. A CO₂ fázisdiagramja az **1. ábrán** látható.

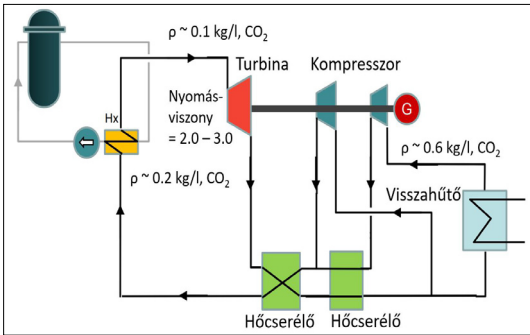
Az sCO₂-körfolyamat felhasználási területei rendkívül szélesnek ígérkeznek: minden más, nagy hőmérsékletű hőenergia villamos energiává alakításánál jobb hatásfokkal alkalmazható, mint a hagyományos gőz körfolyamatok.

Felhasználható például energiatároló rendszerek kialakításához [8], koncentrált naperőmű létesítéséhez [9], új hibrid geo-nap hőerőmű [21], vagy hulladék hő-hasznosító berendezéshez [10].

További felhasználási terület lehet a 4. generációs atomerőművekben, a hőtechnikai körfolyamat munkaközegéeként. Segítségével kisebb, de jobb hatásfokú atomerőművek építhetők, ami például a katonai nukleáris meghajtású hajók és tengeralattjárók esetében jelentős előnnyel jár. Az ilyen erőművek hatásfoka a számítások szerint eléri a 47%-ot [3], és biztonság szempontjából is előnyös az sCO₂ igen jelentős természetes konvekciós áramlása [11]. Több kutatás is foglalkozik a 4. generációs atomerőművek követelményeinek megfelelő, növelt hatásfokú erőművi körfolyamat kiválasztásával; a kutatások eredményeképpen látható, hogy az sCO₂ munkaközeg mind megvalósíthatóság és költség, mind hatásfok tekintetében a legjobb választás [12].



1. ábra. A szén-dioxid fázisdiagramja, [13] alapján szerkesztve

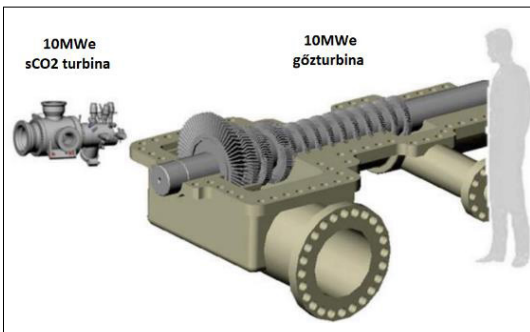


2. ábra. Rekompresziós Brayton-körfolyamat sCO₂ munkaközeggel, nagy hőmérsékletű atomerőművekhez; [14] alapján szerkesztve

Az sCO₂ munkaközeggel ideálisan Brayton-körfolyamat valósítható meg. A kicsi nyomásviszony (2-3) miatt többféle elrendezésben hőcserélőkkel, többfokozatú kompresszorokkal és visszahűtőkkel kiépített elrendezéseket vizsgálnak szimuláció és mérés segítségével. A 2. ábrán két kompresszort tartalmazó, hőcserélős Brayton-körfolyamat kapcsolási rajza látható, amelyet a [15] tanulmány szerzői méréssel és szimulációval is vizsgáltak.

Az sCO₂ alkalmazásával az erőművi berendezések mérete jelentősen csökken [16] a nagy sűrűségű munkaközeg alkalmazása miatt. Az egyes energetikai berendezések mérete nagyjából ötöde, tizede a gőzzel üzemelő berendezéseknek; a 3. ábra 10 MW tengelyteljesítményű sCO₂- és gőzturbina arányos összehasonlítását mutatja.

Az ilyen mértékű méretcsökkentés számos technikai problémát hoz magával. A problémák egy csoportja a kisebb méretből eredő nagyobb fordulatszám miatt adódik; ilyen például a tömítés megoldása vagy a kiegyensúlyozottság kérdése. A nagy forgássebességű turbina tengelytömítésének nagy nyomáskülönbséget kell tömítenie, amire leginkább érintkezésmentes tömítések (pl. dry gas seal [17]) alkalmasak.



3. ábra. 10 MW-os gőzturbina és sCO₂-turbina méretének összehasonlítása [18] alapján

Az sCO₂ alkalmazása munkaközegként a következő előnyökkel és hátrányokkal jár [19]:

- egyszerűbb és kompakt felépítés,
- nagyobb hatásfok,
- potenciálisan kisebb beruházási költség,
- nagy hőcsere felület szükséges,
- vastag falú csövek és berendezések a nagy nyomás miatt,
- turbina- és kompresszorkivitelezési nehézségek, újfajta tömítési megoldások szükségesek,
- nagyobb üzemeltetési költségek.

3. A nagy forgássebességű elektromágneses gépek veszteségei

Villamos forgógépek, generátorok és villamos motorok esetében a teljesítmény és a fordulatszám növelését mechanikai, szilárdsági korlátok, valamint az elektromos veszteségek jelentős növekedése korlátozhatja.

A növekvő veszteségek növekvő hőfejlődést, intenzívebb, jobb hatásfokú, bonyolult, drága hűtőrendszereket igényelnek.

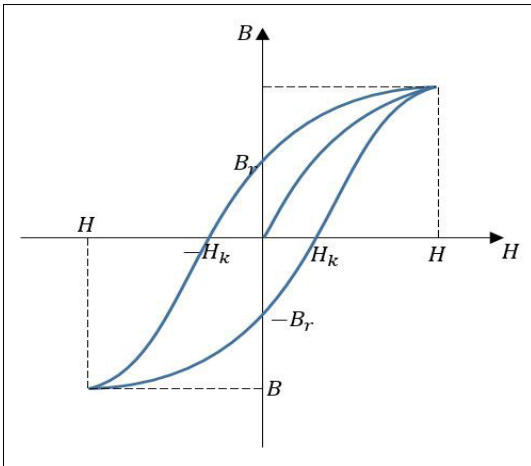
A vasvesztesség a váltakozó átmágnesezésnél hőtermeléssel járó energiavesztés, mely a frekvencia, így a fordulatszám függvényében növekvő értékű. A vasvesztesség összetevőinek fizikai természete szerint három veszteségre bontható:

- hiszterézisvesztés,
- örvényáram-vesztés, mely ferritek esetében elhanyagolható mértékű a többi veszteséghez viszonyítva,
- doménfalmozgásból adódó veszteség.

A villamos gépek vasmagjában alkalmazott ferromágneses anyagok változó fluxus hatására létrejövő mágnesezési görbéje hiszterézises jelleget mutat (4. ábra) [20].

A ferromágneses anyagok gerjesztéssel történő felmágnesezését követően, a gerjesztés megszűnésével megjelenő remanens indukciót (B_R) csak ellentétes előjelű gerjesztéssel lehet megszüntetni. A B-H görbe vízszintes tengellyel alkotott metszéspontja a koercitív erő (H_K), ami a mágnes remanens indukciójának megszüntetéséhez szükséges mágneses tér értéke.

Váltakozó mágneses térbe helyezett vasmag esetében az indukció változása nem megy végbe veszteségmentesen, az átmágnesezéshez szükséges energia mennyisége arányos a hiszterézisúrok által körülzárt területtel. Villamos forgógépek esetében az egységnyi idő alatt végbemenő átmágnesezések száma arányos a gép fordulatszámával, így a létrejövő teljesítményvesztés is arányos azzal. A hiszterézisvesztés nagysága



4. ábra. A ferromágneses anyagokra jellemző B-H görbe

a frekvenciával egyenesen arányos összefüggést mutat (1).

$$P_{hiszt} = k_{hiszt} \cdot \Psi^2 \cdot f, \tag{1}$$

ahol k_{hiszt} geometriától függő tényező, mely a vasmag térfogatával arányos nagyságú, Ψ pedig a fluxus.

A hiszterézisvesztés hatékony csökkentése a koercitív erő értékének csökkentésével lehetséges, mely elsősorban az anyagjellemzők függvénye. Forgó villamos gépekben ezért elterjedten alkalmaznak lágymágneses anyagokat azok kisebb koercitív erő értékei és kisebb hiszterézisvesztései miatt.

Változó fluxus hatására a vasmagban indukálódott örvényáramok is veszteséget okoznak. Az örvényáram által okozott veszteség nagysága fordított arányosságot mutat a vasmag ellenállásával [20].

Az örvényáram miatti teljesítményvesztés a frekvencia és a fluxus négyzetével arányosan növekszik (2)

$$P_{\text{örv}} = k_{\text{örv}} \cdot \Psi^2 \cdot f^2, \tag{2}$$

ahol k a geometriától függő tényező, Ψ a fluxus.

Az örvényáram-vesztés csökkentésének bevált módszere a vastestnek egymástól elektromosan elszigetelt, vékony lemezekből történő összeépítése.

Mágneses tér hatására a ferromágneses anyagokban található domének határai elmozdulnak, ez a doménfalmozgás jelensége. Az elmozdulás transzlációs mozgásból, a telítés környezetében

pedig a mágneses momentumoknak a külső tér irányába fordulásából tevődik össze. A mozgás hatására egyes domének mérete növekszik, más doméneké csökken. Változó mágneses térben a domének változása ciklikus, mely mozgás energiavesztéssel jár. A doménfalak mozgásából származó teljesítményvesztés a frekvenciával egyenesen arányos.

Nagy fordulatszámú villamos motorok és generátorok esetén a nagy frekvencia miatt kialakuló vasvesztés mértéke drámai növekedésnek indul, ahogy az 1. táblázatban is látható [5].

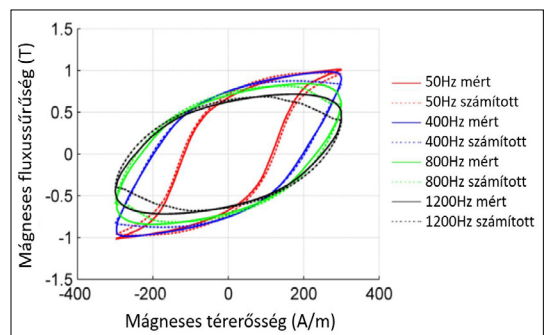
A jelentős növekedés oka az 5. ábrán is látható B-H görbe alakjának a frekvencianövekedés hatására létrejövő változása, aminek előidézője az, hogy a domének mágneses orientációjának megváltozása nem képes követni a mágneses tér irányváltozásának sebességét, és ennek hatására az anyag koercitív ereje növekszik meg számottevően [5].

A villamos forgógépek lágymágneses lemezeit gyártó cégek erőfeszítései ellenére a kristályos mágneses anyagok nagyfrekvenciás használhatóságának kiterjesztése az elérhető határokat súrolja.

A hatásfoknövelés szükségessége, pl. villamos motorok esetében, az egyre szigorodó előírások miatt megkérdőjelezhetetlen.

1. táblázat. NO10 és NO12 mágneses lemezek vasvesztései [5]

Osztály	Vastagság (mm)	Vasvesztés 400 Hz-en (W/kg)	Vasvesztés 2500 Hz-en (W/kg)
N010	0,10	13,0	135
N012	0,12	13,5	132



5. ábra. Példa a B-H görbe nagyfrekvencián mutatott torzulására, [22] alapján

Az elektromágneses gépek esetében a hatáskönnövelés egyik ígéretes lehetősége a vasalapú amorf ötvözetek alkalmazása. Ezen anyagokban, a nanokristályosított hőkezelés után a koercitív erő jelentős csökkenése figyelhető meg, ami abból ered, hogy a szemcseméret és a koercitív erő közötti inverz kapcsolat megváltozik, és a koercitív erő a szemcseméret függvényében csökkenő tendenciát mutat, melynek eredményeként jelentős vasvesztés-csökkenés mutatkozik.

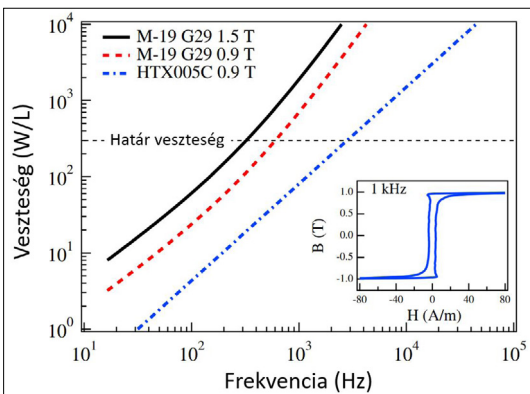
Villamos forgógépek esetében az úgynevezett vesztési teljesítménysűrűség az elektromos vesztésgteljesítmény és a motortérfogat hányadosaként kapható. Léghűtéses, mágneses forgógépek esetében ennek határértéke megközelítőleg 300 W/L-re tehető.

A **6. ábra** szemlélteti egy nanokristályos HITPERM-ötvözet (kék színű pontvonal) vesztési teljesítménysűrűségét a frekvencia függvényében, más, elterjedten használt, kristályos anyagok hasonló tulajdonságaival összehasonlítva. Látható, hogy a nanokristályos HITPERM-anyagok alkalmazásával azonos vesztés egy nagyságrenddel nagyobb frekvencia esetén jelentkezik.

A HITPERM-ötvözetek kisebb koercitív ereje mellett másik előnyük a 0,005–0,050 mm-es vastagságú lemezek gyárthatósága, ami az örvényáram-vesztés csökkenésén keresztül további vasvesztés-csökkenést okoz [20].

A FINEMET-ötvözet alkalmazása szintén ígéretes ezekben az alkalmazásokban; többféle hőkezelési mód segítségével további tulajdonságjavulást lehet elérni [23].

A nanokristályos anyagok alkalmazásának korlátja lehet az a tény, hogy a mágneses tulajdonságok javulása a mechanikai tulajdonságok romlásával jár, ami az anyag elridegését, töré-



6. ábra. Példa a vesztések frekvenciafüggésére különböző anyagtypusok esetén [20]

kennyé válását jelenti. Ez külön korlátot szab az ilyen vékony lemezek mechanikai úton történő gyárthatóságának. Új gyártási eljárások alkalmazása válik szükségessé, pl. lézeres vágás, melynek alkalmazása igen biztató eredményeket hozott a nagy sebességű elektromotorok és generátorok vasvesztéseinek csökkentése terén [5, 24].

4. Összefoglalás, következtetések

A szuperkritikus szén-dioxid (sCO₂) munkaközegű termodinamikai körfolyamatok sajátosságai miatt kisméretű, de nagy forgásebességű turbina alkalmazása szükséges, ami összetett műszaki problémák megoldását teszi elengedhetetlenné. A turbina nagy szögsebességű kihajtótengelyének fordulatszámát csökkenteni kell ahhoz, hogy hagyományos szinkrongenerátorral a mechanikai energiát villamos energiává alakítsuk. Erőművi teljesítmények (100 MW) mellett az ilyen fordulatszámlassító áttételek alkalmazása meglehetősen rossz hatásfokú, nagy beruházási és üzemeltetési költségként jelentkezik. Az erőművek hatásfokjavításához más, újfajta technológiák bevezetése szükséges annak érdekében, hogy a fordulatszám-lassító áttétel alkalmazását ki lehessen küszöbölni.

Az elektromágneses gépek hatásfoka a fordulatszámuk növekedésével csökken. Ez többek között a vasvesztés növekedésével magyarázható, mivel a lágymágneses anyagokban a koercitív erő a frekvencia növekedésével növekszik, a B-H-grafikonon a hiszterézishurok szélesedik. Ez, anyagtól függően, egy bizonyos frekvencia felett nagymértékű hatásfokromlást okoz, a villamos gép jelentős melegedése mellett. A vasvesztés nagy fordulatszám (frekvencia) melletti csökkentése lehetővé teszi az sCO₂ munkaközegű erőművi körfolyamatban a turbina és a generátor közötti fordulatszám-lassító áttétel elhagyását, így a turbina közvetlen módon hajthatja a generátort. Ezzel a meghajtással érhető el a legnagyobb energiaátalakítási hatásfok, így az energiahatékonyság növelhető, a környezeti terhelés pedig csökkenthető.

A lágymágneses anyagok közül az amorf szerkezetű, vasalapú fémüvegek esetében legkisebb a koercitív erő nagyfrekvenciás mágneses térben, így ezek alkalmazása igen biztató eredményeket hozott a nagy szögsebességű elektromotorok és generátorok vasvesztéseinek csökkentése terén. Az ilyen amorf anyagok alkalmazása villamos gép építésére újfajta gyártási és anyagvizsgálati eljárások kifejlesztését igényli az alapanyag

sajátosságai miatt. Több hazai és nemzetközi kutatás eredményét összegezve látható, hogy amorf anyagokat felhasználva lehetséges nagy fordulatszámú, növelt hatásfokú villamos gépet létrehozni.

Köszönetnyilvánítás

A közleményben bemutatott kutatást az Új Széchenyi Terv keretében az EFOP-3.6.2-16-2017-00016 projektek részeként hajtották végre. A jelen cikkben megjelenített 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 kutatás az Európai Unió támogatásával, az Európai Szociális Alap társfinanszírozásával valósult meg.

Szakirodalmi hivatkozások

- [1] R. G. Newell, D. Raimi, G. Aldana: *Global Energy Outlook 2019: The Next Generation of Energy*. Report 19-06/2019. <http://www.econ2.jhu.edu/courses/101/GlobalEnergyOutlook2019.pdf>, 2020.10.05
- [2] A. Zandian, M. Ashjaee: *The thermal efficiency improvement of a steam Rankine cycle by innovative design of a hybrid cooling tower and a solar chimney concept*. Renewable Energy, 51. (2013) 465–473. <https://doi.org/10.1016/j.renene.2012.09.051>
- [3] C. Geng, Y. Shao, W. Zhong, X. Liu: *Thermodynamic Analysis of Supercritical CO₂ Power Cycle with Fluidized Bed Coal Combustion*. Coal and Biomass Combustion, 2018. Article ID 6963292, <https://doi.org/10.1155/2018/6963292>
- [4] K. Meah, S. Ula: *Comparative Evaluation of HVDC and HVAC Transmission Systems*. IEEE Power Engineering Society General Meeting, 2007. 1–5, <https://doi.org/10.1109/PES.2007.385993>
- [5] Szabó A.: *Gondolatok egy ígéretes lágymágneses anyagról*. Magyar Acél, 2017. ősz, 41–43. <http://www.mvae.hu/kiadvanyok/mvae-szeptember-web.pdf>
- [6] T. Conboy, S. Wright: *Experimental Investigation of the S-CO₂ Condensing Cycle*. Supercritical CO₂ Power Cycle Symposium, May 24-25, 2011, Boulder, CO, SAND2011-2690C
- [7] Yoonhan Ahn, et. al.: *Review of supercritical CO₂ power cycle technology and current status of research and development*. Nuclear Engineering and Technology, 47/6. (2015) 647–661. <https://doi.org/10.1016/j.net.2015.06.009>
- [8] S. Hameer, J. L. van Niekerk: *A review of large scale electrical energy storage*. International Journal of Energy Research, 39/9. (2015) 1179–1195. <https://doi.org/10.1002/er.3294>
- [9] Y. Sun et al.: *Coupling supercritical carbon dioxide Brayton cycle with spray-assisted dry cooling technology for concentrated solar power*. Applied Energy, 251. (2019) <https://doi.org/10.1016/j.apenergy.2019.113328>
- [10] M. Mohagheghi, J. Kapat: *Thermodynamic optimization of recuperated sCO₂ Brayton cycles for waste-heat recovery applications*. The 4th International Symposium – Supercritical CO₂ Power Cycles 2014, Pittsburgh, USA.
- [11] K. Brun, P. Friedman, R. Dennis: *Fundamentals and applications of supercritical carbon dioxide (sCO₂) based power cycles*. Woodhead Publishing, 2017.
- [12] V. Dostal, P. Hejzlar, M.J. Driscoll: *The Supercritical Carbon Dioxide Power Cycle: Comparison to Other Advanced Power Cycles*. Nuclear Technology, 154/3. (2006) 283–301. <https://doi.org/10.13182/NT06-A3734>
- [13] Ideen Sadreghaghi: *Multiphase Flow*. CFD Open Series, Report number: 2.11, aug. 2020. https://www.researchgate.net/profile/Ideen-Sadreghaghi/publication/320107451_Multiphase_Flow/links/5f4741df458515a88b706909/Multiphase-Flow.pdf
- [14] S. A. Wright et. al.: *Modeling and Experimental Results for Condensing Supercritical CO₂ Power Cycles*. Sandia Report. SAND2010-8840, 2011.
- [15] S. A. Wright, et. al.: *Operation and Analysis of a Supercritical CO₂ Brayton Cycle*. Sandia Report. SAND2010-0171, 2010.
- [16] Q. Zhu: *Innovative power generation systems using supercritical CO₂ cycles*. Clean Energy, 1/1. (2017) 68–79. <https://doi.org/10.1093/ce/zkx003>
- [17] Z. M. Fairuza, I. Jahn: *The influence of real gas effects on the performance of supercritical CO₂ dry gas seals*. Tribology International, 102. (2016) 333–347.
- [18] S. A. Wright, M. Anderson: *Supercritical CO₂ cycle for advanced NPPs*. Workshop on New Cross-cutting Technologies for Nuclear Power Plants, 2017, https://energy.mit.edu/wp-content/uploads/2017/02/2-5.-U-Wisc-SCT-MIT_slides_V4b-min.pdf
- [19] G. Stefan et. al.: *Evaluation of sCO₂ power cycles for direct and waste heat applications*. 2nd European sCO₂ Conference 2018, <https://doi.org/10.17185/dupublico/46074>
- [20] J. M. Silveyra et. al.: *High speed electric motors based on high performance novel soft magnets*. Journal of Applied Physics 115/17. 17A319 (2014), <https://doi.org/10.1063/1.4864247>
- [21] S. Duniam, F. Sabri, K. Hooman: *A novel hybrid geo-solar thermal design for power generation in Australia*. Journal of the Taiwan Institute of Chemical Engineers, 27 March 2021. <https://doi.org/10.1016/j.jtice.2021.03.023>
- [22] Du Ruoyang, Robertson P.: *Dynamic Jiles-Atherton Model for Determining the Magnetic Power Loss at High Frequency in Permanent Magnet Machines*. IEEE Transactions on Magnetics. 51/6. (2015) <https://doi.org/10.1109/TMAG.2014.2382594>
- [23] Szabó A., Sánta R., Lovas A., Novák L.: *A FINE-MET-ötvezet tulajdonságváltozásának vizsgálata hagyományos, impulzusos és mechanikai*

feszültség alatt végzett hőkezelést követően. Acta Materialia Transylvanica, 3/1. (2020) 43–49., <https://doi.org/10.33923/amt-2020-01-08>

- [24] A. Szabó, A. Nagy, G. Kozsely: *Laser cutting technology development for Fe based metallic glass*. 2019 IEEE 17th International Symposium on Intelligent Systems and Informatics (SISY). <https://doi.org/10.1109/SISY47553.2019.9111604>
- [25] Berta I., Kádár I., Szabó L.: *Váltakozó áramú rendszerek*. 2012. https://regi.tankonyvtar.hu/hu/tartalom/tamop425/0048_VIVEM111/index.html (2020. 11. 10.)
- [26] M. Persichilli et al.: *Supercritical CO₂ Power Cycle Developments and Commercialization: Why sCO₂ can Displace Steam*. Presented at Power-Gen India & Central Asia 2012, New Delhi, India. <https://www.echogen.com/documents/why-sco2-can-displace-steam.pdf>

Az összetétel és a technológia hatása az EN AW-8006 ötvözet mechanikai tulajdonságaira

The Effect of Chemical Composition and Production Technology on the Mechanical Properties of EN AW-8006 Alloy

Pázmán Judit,¹ Fehér Jánosné,² Gonda Viktor,³ Verő Balázs⁴

¹ Dunaújvárosi Egyetem, Műszaki Intézet, Anyagtudományi Tanszék, Dunaújváros, Magyarország, pazman@uniduna.hu

² Dunaújvárosi Egyetem, Műszaki Intézet, Anyagtudományi Tanszék, Dunaújváros, Magyarország, feherjanosne@uniduna.hu

³ Óbudai Egyetem, Bánki Donát Gépész és Biztonságtechnikai Mérnöki Kar, Anyag- és Gyártástudományi Intézet, Budapest, Magyarország, gonda.viktor@bgk.uni-obuda.hu

⁴ Dunaújvárosi Egyetem, Műszaki Intézet, Anyagtudományi Tanszék, Dunaújváros, Magyarország, verob@uniduna.hu

Abstract

Aluminum alloys EN AW-8006 with three different Fe:Mn ratios were studied. In the experiments, the temperature of the intermediate soft-annealing between the cold rolling processes and the final soft-annealing at the end of the production technology were varied. The processed samples were subjected to tensile testing and hardness measurements. The effect of chemical composition, based on the test results, showed that for samples without intermediate softening, only the increase of iron content has a significant effect on the yield stress, and the change of iron content refined the final grain structure compared to the reference material.

Keywords: EN AW-8006, chemical composition, intermediate annealing, tensile test.

Összefoglalás

Három különböző Fe/Mn arányú EN AW-8006 ötvözetet vizsgáltunk. A gyártástechnológiai műveletsorban a hidegalakítások között végzett közbenső lágyítás és a gyártás végső műveleteként végzett lágyítás hőmérsékletét változtattuk. Az így kapott mintákon szakítóvizsgálatot és keménységmérést végeztünk. A vizsgálati eredmények alapján a kémiai összetétel hatását elemezve arra a következtetésre jutottunk, hogy csak a folyáshatárra van a vastartalom növelésének kismértékű hatása közbenső lágyítás nélküli minták esetén, valamint a vastartalom változtatása a végső műveletben lágyított termék szemcseszerkezetét finomította a referenciaanyagéhoz képest.

Kulcsszavak: EN AW-8006, kémiai összetétel, közbenső lágyítás, szakítóvizsgálat.

1. Bevezetés

Az alumíniumötvözetek 8xxx kategóriája az alumínium speciális ötvözeit tartalmazza. A legfontosabb típusai az EN AW-8006, (Al-Fe-Mn ötvözet), az EN AW-8011A (Al-Fe-Si) és az EN AW-8018 (Al-Fe-Si-Cu) [1]. Ha a Hume–Rothery-szabály feltételeit áttekintjük a korlátlan oldhatóság-

ra vonatkozóan, akkor tisztán kitűnik, hogy ezek az ötvözőelemek nem vagy csak korlátozottan oldódnak a szilárd alumíniumban. A korlátozott oldhatóság pedig vegyületfázisok képződését indukálja, akár már a kristályosodás első lépéseként. A vas és a mangán mint átmeneti elemek az intermetallikus fázisok képződését segítik elő,

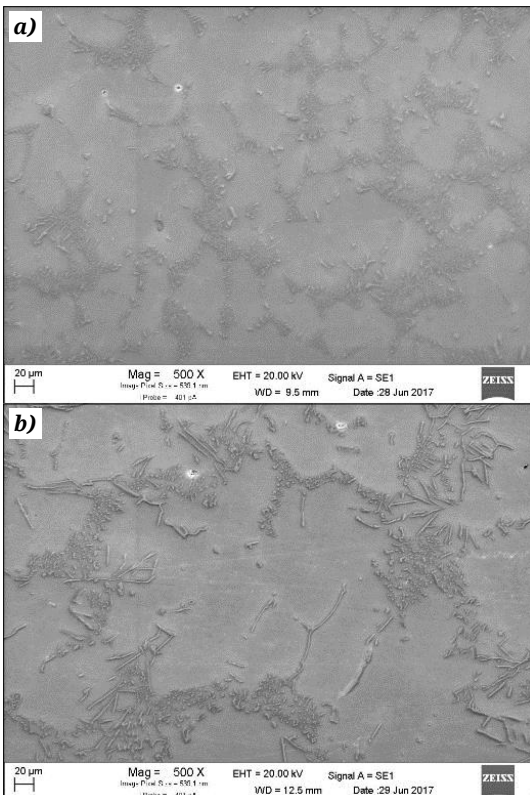
amelyhez a gyémántrácsú szilícium is csatlakozik. Tehát a 8xxx-es ötvözetekben, a dendritközi terekben intermetallikus fázisok vannak, melyek mennyisége és alakja a kiválasztott termék gyártástechnológiáját és végfelhasználását is erősen meghatározza.

Jelen munkában az EN AW-8006 ötvözetrel foglalkozunk oly módon, hogy egyrészt az EN 573-3:2007 szabványon belül választottunk ki kémiai összetételeket, valamint a gyártástechnológiát is optimalizáljuk. A kémiai összetételi módosulatok közti különbség a két fő ötvözőelem, a vas és a mangán arányát jelenti, melyek a dendritközi terekben lévő Al-Fe-Mn vegyületek típusát és ezzel együtt annak morfológiáját is meghatározzák. Az Al-Fe-Mn ternér rendszer alumíniumban gazdag sarkánál lévő kétalkotós fázisokat figyelembe véve, $FeAl_3$, $MnAl_6$ és $AlMn_4$ fázisok képződnek a kristályosodás során. Azonban a mangán a $MnAl_6$ -ban helyet cserélhet a vassal, és háromalkotós vegyületet hoz létre, $FeMnAl_{12}$ 13% Fe- és 14% Mn-tartalommal [2-3]. Ez az úgynevezett (Fe,Mn)Al₆ fázis. A fázisok alakját, méretét és szá-

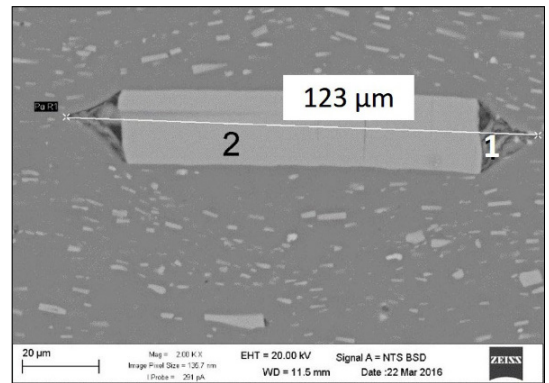
mát a kristályosodás során a hűlési sebesség, a kémiai összetétel szempontjából a további ötvöző és mikroötvözők jelenléte, a Fe, Mn és Si teljes mennyisége és a szemcsefinomító folyamat is befolyásolja [4]. Az ötvözőelemek közül a réz beépülése az intermetallikus fázis rácsába stabilizálni képes az Al-Fe fázisokra jellemző lemezes szerkezetet (1. ábra), továbbá a nagy hőmérsékletű, hosszú ideig tartó hőkezelés, pl. homogenizálás során megakadályozza a fázisok visszaoldódását, gömbösödését, így megnehezítve a feldolgozási folyamatokat, vagyis a meleg- és a hideghengerlést [5].

A nagyméretű, lemezes szerkezetű fázisok a képlekenyalakítási folyamat során úgynevezett „ceruzafázisok” képződését okozzák, melyek csoportosulása az alakítás során könnyen vezet a késztermék, azaz a kb. 200 μm vastag szalag vagy a fólia szakadásához (2-3. ábra) [6].

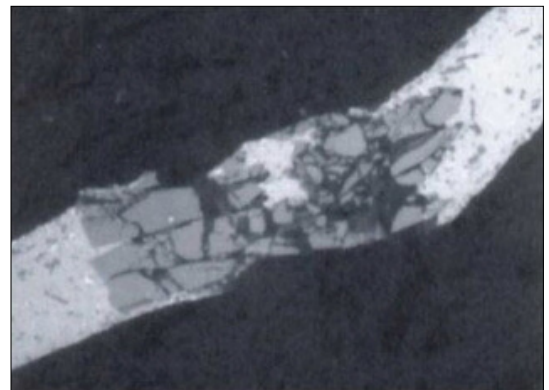
A szabványon belül maradvá, de a kémiai összetételi módosulatok kiválasztásával igyekeztünk a lehető legkedvezőbb fáziseloszlású mikroszer-



1. ábra. Az EN AW-Al8006 ötvözet mikroszerkezete
a) rézet nem tartalmazó EN AW-Al8006 ötvözet;
b) rézet tartalmazó EN AW-Al8006 ötvözet



2. ábra. Nagyméretű ceruzafázis az EN AW-8006 ötvözetben. 1 – lyuk a gyantával; 2 – 73,8w% Al, 19,5w% Fe, 6,7w%Mn



3. ábra. A fólia kettészakadása ceruzafázisok csoportosulása következtében

kezetet kialakítani, illetve tanulmányoztuk, hogy mely fázisok megjelenése csökkenti a ceruzafázisok síkkitöltési hányadát az alakított ötvözetben.

A 4. ábrán látható, hogy a Fe:Mn arány milyen fázisokat eredményez, és ennek megfelelően alakítottuk ki a kémiai összetételi változatokat.

A kiválasztott kémiai összetételű ötvözeteken homogenizálást, meleghengertést, hideghengertést végezve, és a hideghengertések között a minták egyik felénél közbelső lágyítással, míg a másik felénél közbelső lágyítás nélkül értük el a végtermék végső vastagságát. A technológiai művelet sor utolsó lépése a végtermék lágyítása volt.

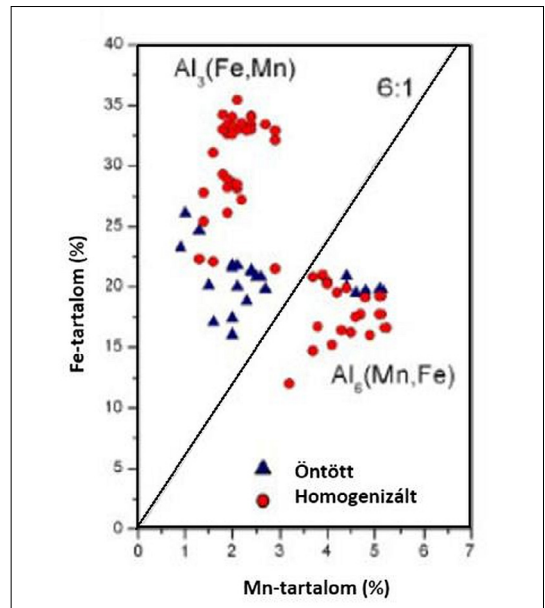
2. Kísérletek, vizsgálatok

Az ötvözet kémiai összetételének kiválasztásához az EN AW-8006 ötvözet szabványos kémiai összetételét használtuk fel, mely szerint 1,2–2,0% Fe, max. 0,40% Si, max. 0,30% Cu, 0,30–1,0% Mn, max. 0,10% Mg, max. 0,10% Zn, a többi Al.

A szakirodalmi megállapítások és előzetes homogenizálási kísérleteink alapján a kémiai összetételi variánsok meghatározásához az alábbi alapkonceptiót dolgoztuk ki:

1. A rezet nem tartalmazó EN AW-8006 ötvözetet tekintjük referenciaanyagnak, a továbbiakban az EN AW-8006_R mint referenciaanyag jele szerepel.
2. A szennyezőelemek mennyiségét minimalizáljuk, tehát minél tisztább ötvözetet állítunk elő, hogy így a szennyezőkből képződő szekunder fázisok mennyiségét csökkentjük.
3. Az összetétel-változatok esetén a Fe/Mn arányt változtatjuk, mégpedig a Mn mennyiségének módosítása nélkül, mert ennek az ötvözőelemnek a növelése öntödei problémákat okoz, pl. zagyképződést. Tehát a vas mennyiségét növeljük, illetve csökkentjük. Így a két elem aránya az első esetben, ahol a jelölés R, 3,15, a második esetben (ahol a jelölés csFe = csökkentett vastartalom) 3. A harmadik esetben, ahol a jelölés nFe (növelt vastartalom) 3,875. Az 1. táblázat mutatja az ötvözőelemek mennyiségét.

A kémiai összetétel módosítása mellett a gyártástechnológiai lépéssorban végrehajtott módosításokkal azt vizsgáltuk, hogy a közbelső lágyításnak milyen hatása van a végtermék szemcseszerkezetére és mechanikai tulajdonságaira. A közbelső lágyítást különböző hőmérsékleteken és időtartamokig végeztük el a kiválasztott összetételű mintákon, hogy az adott összetételhez a legjobban illő lágyításiparaméter-együttest is meg tudjuk adni. Emellett a végtermékvastagsá-



4. ábra. A Fe/Mn arány fázisképző szerepének szemléltetése a Fe és a Mn mennyisége, valamint a gyártási állapot függvényében, EN AW-8006 ötvözetben

1. táblázat. Az EN AW-8006 ötvözetváltozatok kémiai összetétele

Minta neve	Fe (%)	Mn (%)
EN AW-8006_R	1,05	0,3
	1,15	0,4
EN AW-8006_csFe	1,15	0,3
	1,25	0,4
EN AW-8006_nFe	1,3	0,3
	1,5	0,4

gon végzett lágyítás hőmérséklet- és időértékeit változtatva kerestük az optimumot erre a technológiai lépésre.

A különböző kémiai összetételű ötvözetekből 50 mm vastagságú kistuskókat öntöttünk le, melyeket 605 °C-on homogenizáltunk, ezt követően 500 °C-on melegen hengereltünk 5,2 mm-es vastagságig, majd a minták egy részét közbelső lágyítás nélkül hidegen hengereltük egészen 0,5 mm végső vastagságig. A minták másik részét pedig a melegalakítást követően hidegen hengereltük 1 mm-es vastagságig, melynek elérésekor a minták megkapták a közbelső lágyítást, és ezt követően fejeztük be a hidegalakítást 0,5 mm-en. A közbelső lágyítás hőmérséklete 1 mm-en: 320 °C, 340 °C, 360 °C és 380 °C volt. A végső lágyítás hőmérséklete 0,5 mm-en: 220 °C, 260 °C, 300 °C, 340 °C és

380 °C. A lágyítási idő (felhevítés + hőn tartás) minden hőmérsékletnél két órát jelentett. Az így előállított mintákon szakítóvizsgálatot, mikroke-ménység-mérést és szövetszerkezet-vizsgálatot végeztünk.

Az 5. ábra mutatja a közbenső lágyítás hatását az ötvözetek keménységértékeire. Azt tapasztaltuk, hogy az ötvözet már 320 °C-on részleges lágyulást mutat, és a keménység a hőmérséklet növelésével már csak kismértékben változik, valamint az összetételi változatok között érdemi különbségek nem mutatkoznak. A teljes kilágyulás 340 °C-on következik be. A közbenső lágyított darabot a végső vastagságig alakítottuk, majd elvégeztük a végső lágyítást.

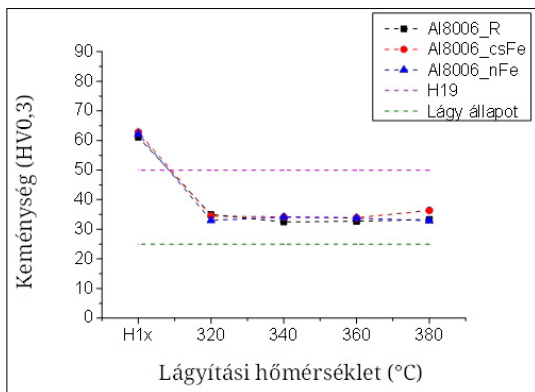
A 6. ábrán azt látjuk, hogy az ötvözet a kémiai összetételi változatoktól függetlenül már 260 °C-on részlegesen kilágyul, a hőmérséklet növelésével már csak csekély mértékben változik a keménység. A teljes kilágyulás 300 °C-on következik be.

A közbenső lágyítás nélküli mintáknál a végső lágyítást követően a 7. ábra diagramjai mutatják a keménységértékeket.

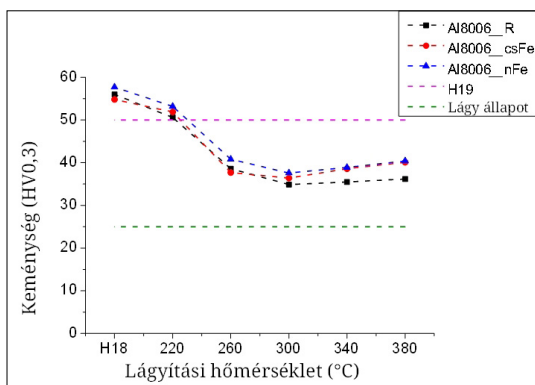
A 7. ábra diagramjai alapján, ha a technológiai lépéssorból kivesszük a közbenső lágyítást, az ötvözet 300 °C-on fog kilágyulni, hasonlóan, mint a közbenső lágyítással lágyított mintáknál, de a részleges lágyulás mértéke – a keménységmérési adatok alapján – itt lényegesen kisebb, mint a közbensőleg is lágyított mintáknál. A kémiai összetételi változatok között itt sem fedezhető fel érdemi különbség.

A szakítóvizsgálat eredményeit áttekintve (8. ábra) az egyezményes folyáshatárértékeknél a közbenső lágyítás nélküli mintákon nagyobb értékeket mértünk, ami az alakított állapotból adódik. A kémiai összetételi változatokat figyelembe véve a növelt vastartalmú ötvözet nagyobb értéket mutat, míg a másik két összetétel közel azonosat. A szakítószilárdság és a százalékos szakadási megnyúlás értékeknél ezek a különbségek már nem mutatkoznak meg: sem a lágyítás hatása, sem pedig a kémiai összetételi eltérések. A 8. ábra diagramjaiban szereplő szaggatott vonalak az adott ötvözet lágy állapotára vonatkozóan előírt mechanikai jellemzők értékeit mutatják, melyek alapján mindhárom kémiai összetételi változat eléri, sőt meg is haladja a kívánt értékeket.

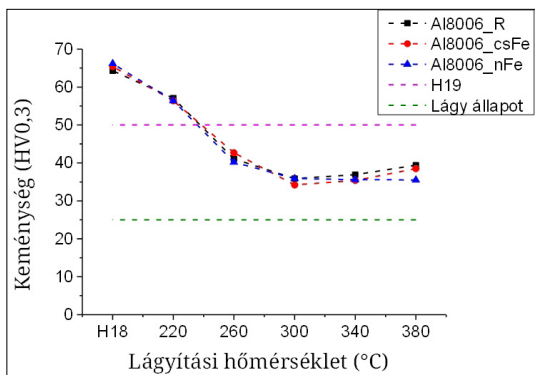
A mechanikai vizsgálatok mellett szemcseszerkezet-vizsgálatot is végeztünk. A metallográfiai felvételek mutatják a közbenső lágyítás nélküli (9. ábra) és a közbensőleg lágyított (10. ábra), már a végső vastagságra hengerelt minták szemcseszerkezetét az egyes kémiai összetételű min-



5. ábra. A közbenső lágyítás hatása az alakított minták keménységére

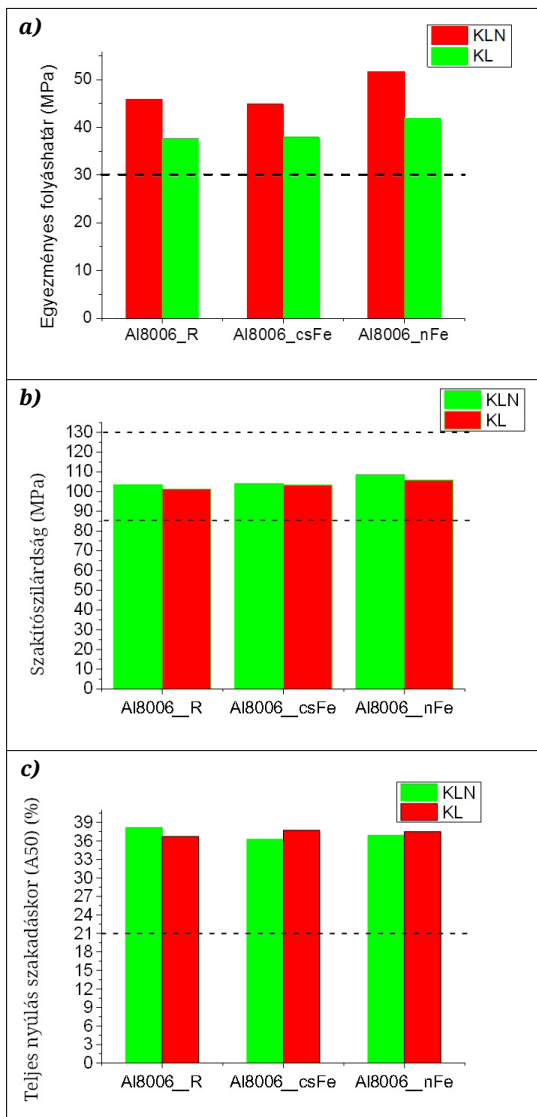


6. ábra. A véglágyítás hatása a közbenső lágyított minták keménységére



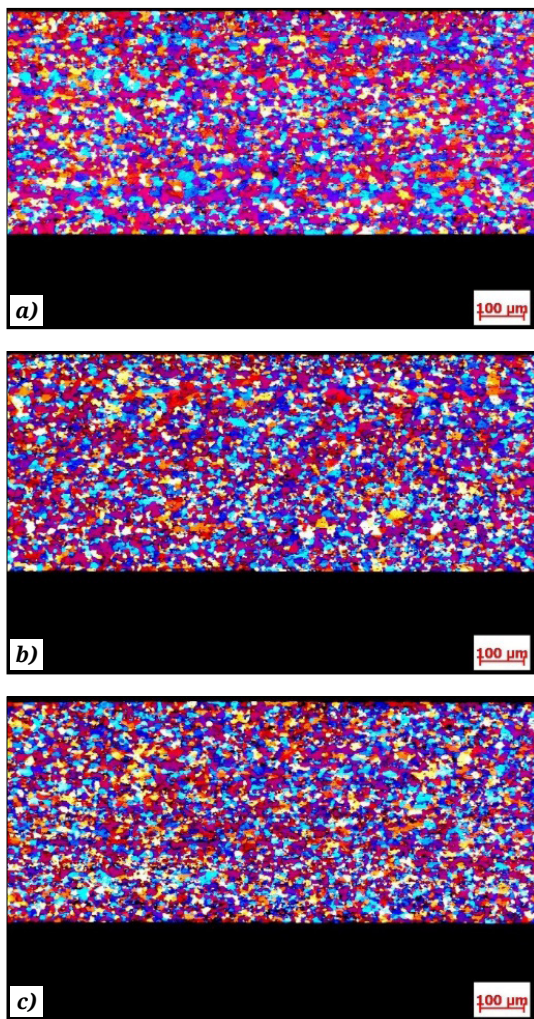
7. ábra. A véglágyítás hatása az alakított minták keménységértékeire

tákra. Az egyes összetételeknél a közbenső lágyítás hatását elemezve, a szemcseméret – az ASTM E112 szabvány szerint meghatározva – az R jelű minta esetén ($G = 6,5-7$) lényegesen nagyobb, de a csökkentett ($G = 7,5-8$) és növelt ($G = 8-8,5$) vastartalmú ötvözetek esetén ez a jelentős különbség



8. ábra. A kémiai összetétel és a közbelső lágyítás hatása a mechanikai jellemzőkre
 a) Terhelt állapotban mért egyezményes folyáshatár (MPa)
 b) Szakítószilárdság (MPa)
 c) Százalékos szakadási megnyúlás, A50 (%)

már nem figyelhető meg (9. ábra). Meg kell jelezni, hogy itt is van szemcseméret-növekedés, de nem olyan nagymértékű, mint a referenciaanyagnál. A kémiai összetétel hatását tekintve a közbelső lágyítás nélküli mintáknál nem szembe-tűnő az eltérés. Ennél nagyobb különbség és sokkal finomabb szemcseszerkezet figyelhető meg a közbelső lágyított mintáknál, ahol a vastartalom változtatása, tehát a Fe/Mn arány változtatása,

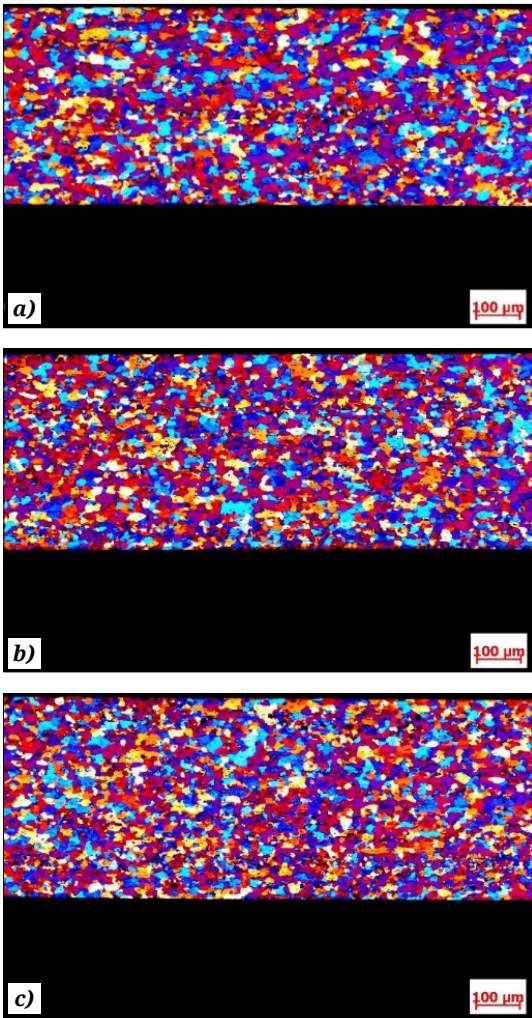


9. ábra. A szemcseszerkezet alakulása közbelső lágyítás nélkül
 a) referenciaanyag
 b) csökkentett vastartalmú ötvözet
 c) növelt vastartalmú ötvözet

növelése és csökkentése egyaránt jelentős szemcsefinomodást okoz, azaz az R mintánál $G = 6-6,5$, a csFe mintánál $G = 6,5-7$, míg az nFe mintánál pedig $G = 7-7,5$, ami arra vezethető vissza, hogy a primer fázisszerkezet is változott (10. ábra).

3. Következtetések

Kutatómunkánk során az EN AW-8006 ötvözetet vizsgáltuk, oly módon, hogy három kémiai összetételi változatot állítottunk elő, és ezeken végrehajtottuk a homogenizálást, a meleghengertést, a hideghengertést és a minták egyik felénél a közbelső lágyítást, továbbá minden esetben a



10. ábra. A szemcseszerkezet alakulása közbelső lágyítás alkalmazásakor
 a) referenciaanyag
 b) csökkentett vastartalmú ötvözet
 c) növelt vastartalmú ötvözet

végző lágyítást. A különböző kémiai összetételű, valamint gyártástechnológiájú mintákon elvégzett szakítóvizsgálat, keménységmérés és szövet-szerkezet-vizsgálat eredményei alapján az alábbi megállapításokat tehetjük:

1. A kémiai összetételi eltérések érdemi különbséget csak a folyáshatár értékeiben mutatnak: a növelt vastartalommal 50 MPa feletti egyezményes folyáshatár érhető el, közbelső lágyítás nélkül. Nem mutatható ki jelentősebb különbség sem a szakítószilárdság, sem pedig a százalékos szakadási megnyúlás értékeknél a kémiai

összetétel változtatásával, illetve a közbelső lágyítás alkalmazásával.

2. A növelt, illetve a csökkentett vastartalom, tehát a Fe/Mn arány változtatása hatással van a közbelsőleg lágyított, majd végül lágyított minták szemcseszerkezetére: finomabb, kisebb szemcseméretű szerkezetet hozhat létre.

Köszönetnyilvánítás

A szerzők ezúton mondanak köszönetet a GINOP-2.2.1-15-2016-00018 számú „Új, piac képes hengerelt alumíniumtermékek technológiájának fejlesztése, a műszaki anyagtudomány legújabb eredményei alapján a piacvezető hazai iparvállalat, az ARCONIC-Kőfém Kft és kiemelkedő hazai felsőoktatási K+F intézmények együttműködésében” című, továbbá az EFOP-3.6.1-16-2016-00003 számú, „K+F+I folyamatok hosszú távú megerősítése a Dunaújvárosi Egyetemen” című projektnek, valamint a EFOP-3.6.2-16-2017-00016 Autonóm járművek dinamikája és irányítása az automatizált közlekedési rendszerek követelményeinek szinergiájában című projektnek a kísérletek kivitelezhetőségéért. A projekt az Európai Unió támogatásával, az Európai Szociális Alap társfinanszírozásával valósult meg.

Szakirodalmi hivatkozások

- [1] Moldovan P., Popescu G., Miculescu F.: *Microscopic study regarding the microstructure evolution of the 8006 alloy in the plastic deformation process.* Journal of Materials Processing Technology, 153–154. (2004) 408–415.
<https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2004.04.345>
- [2] Englera O., Lapyteva G., Wang N.: *Impact of homogenization on microchemistry and recrystallization of the Al-Fe-Mn alloy AA 8006.* Materials Characterization, 79. (2013) 60–75.
<https://doi.org/10.1016/j.matchar.2013.02.012>
- [3] Warmuzek M., Gazda A., Sieniawski J.: *Processes of the formation of the Fe(Mn)-bearing intermetallic phases in the Al-Fe-(Mn)-Si alloys.* Advances in Materials Science, 4/2(4). (2003). 81–91. bwmeta1.element.baztech-article-BPG5-0015-0041
- [4] Lentz M., Lapyteva G., Enger, O.: *Characterization of second-phase particles in two aluminium foil alloys.* Journal of Alloys and Compounds, 660. (2016) 276–288.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2015.11.111>
- [5] Mundson D.: *A clarification of the phases occurring in aluminium-rich aluminium-iron-silicon alloys, with particular reference the ternary phase α -AlFeSi.* Journal of the Institute of Metals, 95. (1967) 217–219.
- [6] Keles O., Dunder M.: *Aluminum foil: Its typical quality problems and their causes.* Journal of Materials Processing Technology, 186. (2007) 125–137.
<https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2006.12.027>

Nagy üvegeképző hajlamú és nagy entrópiájú ötvözetek képződése és stabilitása

The Formation and Stability of Bulk Amorphous and High Entropy Alloys

Szabó Attila,¹ Bán Krisztián,² Hlinka József,³ Pásztor Judit,⁴ Lovas Antal⁵

¹ Dunaújvárosi Egyetem, Műszaki Intézet, Gépészeti Tanszék, Dunaújváros, Magyarország, szaboattila@uni-duna.hu

² Budapesti Műszaki és Gazdaságtudományi Egyetem, Közlekedésmérnöki és Járműmérnöki Kar, Gépjárműtechnológia Tanszék, Budapest, Magyarország, krisztian.ban@gjt.bme.hu

³ Budapesti Műszaki és Gazdaságtudományi Egyetem, Közlekedésmérnöki és Járműmérnöki Kar, Gépjárműtechnológia Tanszék, Budapest, Magyarország, jozsef.hlinka@gjt.bme.hu

⁴ Sapientia Erdélyi Magyar Tudományegyetem, Marosvásárhelyi Kar, Marosvásárhely, Románia, judit@ms.sapientia.ro

⁵ Budapesti Műszaki és Gazdaságtudományi Egyetem, Közlekedésmérnöki és Járműmérnöki Kar, Gépjárműtechnológia Tanszék, Budapest, Magyarország, antal.lovas@gjt.bme.hu

Abstract

Two kind of phase stabilization mechanism are discussed and compared: the first is characteristic of the formation of bulk amorphous alloys, in which the high supercooling ability of multicomponent liquids is responsible for the glassy phase stabilization. Here the hindered nucleation of crystalline phases is the center phenomenon. The origin of this hindering is the slowing atomic mobility in the supercooling melt. In contrast the melt supercooling is negligible during the high entropy alloy formation. It is believed that stability of crystalline single fcc phase is the consequence of the characteristic of high configurational entropy at high temperatures. However, the significance of this entropy-dominated stabilization is overestimated in several references. It has been concluded that transition metal contraction (arising from the d electron participation in the overall bonding state) does also contribute to the high temperature stability of fcc single phase in the high entropy alloys.

Keywords: *bulk metallic glass, high entropy alloy.*

Összefoglalás

Két ötvözetcsalád, a tömbi formában előállított amorf (BMG) és a nagy entrópiájú (HEA) ötvözetek képződési mechanizmusát és stabilitását hasonlítjuk össze jelen közleményben. Az összehasonlítás fő elve az olvadáskor a túlhűlési képessége a megszilárdulás folyamatában. A BMG-ötvözetek olvadáskor a különböző típusú kémiai kötések miatt nagy túlhűlési hajlamot, s ebből eredően nagy üvegeképző hajlamot is mutatnak. Ennek jellemző mechanizmusa a klaszterképződés, amellyel az atommozgékonyosság is így a kristálycsíra-képződés is visszaszorul. A HEA-ötvözetek olvadáskor nem mutatnak ilyen hajlamot. Nagy hőmérsékleten, közvetlenül az olvadáspont környékén, az olvadákfázissal azonos összetételű, rendezetlen szilárd oldat formájában kristályosodnak. A kétféle olvadáktípusban az eltérő atomi mobilitás tükröződik az olvadékok viszkozitásának eltérő hőmérséklet-függésében is. A HEA-ötvözeteknek a konfigurációs entrópia által dominált fázisstabilitásához elektronszerkezeti tényezők is hozzájárulnak: itt szerepet kap a d-elektronok részvétele az atomok közötti kötésekben.

Kulcsszavak: *tömbi formában előállított amorf ötvözetek, nagy entrópiájú ötvözetek.*

1. Bevezetés

Az utóbbi néhány évtized (1980–2020) metallurgiai és fémfizikai kutatásainak középpontjában a nemegyensúlyi rendszerek megismerése állott (üvegállapot, nanoszerkezetek, fémes tömbi üvegek és legújabban a nagy entrópiájú ötvözetek). Ennek oka – a szerkezetük megértésén túl – két kiemelkedő mágneses tulajdonság, a permeabilitás és a nagy telítési mágnessétség, amelyek a fémüvegekben és a nanokristályos ötvözetekben együttesen megtalálhatók [1]. E tulajdonságok új típusú transzformátorok, elektromotorok és egyéb induktív elemek fejlesztését tették lehetővé [2, 3]. Jelenleg a kutatások két ötvözetcsoport irányába fordultak: az egyik a tömbi méretekben is nagy üvegeképző hajlamú ötvözetek, illetve az utóbbi évtizedben az úgynevezett nagy entrópiájú ötvözetek családja. Mindkét ötvözetcsaládnak közös vonása, hogy számos (5-6) komponensből állnak, szemben a korábban kifejlesztett (lágymágneses célokat szolgáló) háromkomponensű, kis üvegeképző hajlamú ötvözetekkel. Az utóbbi két ötvözettypust nem a mágneses jellemzők miatt, sokkal inkább az ígéretes mechanikai tulajdonságaik és korrózióállóságuk miatt fejlesztették ki [4]. A szóban forgó két ötvözettypus a képződési mechanizmusát illetően azonban lényeges különbséget mutat: a tömbi formában előállított amorf ötvözetek képződésében az olvadék túlhűlési hajlama játszik döntő szerepet, a nagy entrópiájú ötvözetek ezzel szemben kristályos fázisként, egyetlen megszilárdulási lépéssel keletkeznek az azonos összetételű olvadékból, és termikus stabilitásukat a többféle komponensből adódóan a nagy konfigurációs entrópiájával értelmezzük. Innen ered az elnevezésük is [5]. Az utóbbi ötvözetcsalád termikus stabilitásának kutatása jelenleg is a tudományos érdeklődés középpontjában van. E két anyagcsalád képződési mechanizmusának és termikus stabilitásának összehasonlítása képezi a jelen publikáció célját is.

2. A szakirodalmi eredmények értelmezése

2.1. A nagy entrópiájú ötvözetek és tömbi formában előállított amorf ötvözetek képződési mechanizmusának összehasonlítása

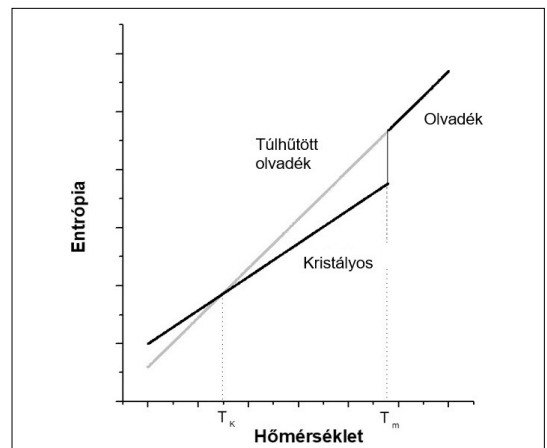
Mind a BMG-, mind a HEA-ötvözetek több (általában 4-5 vagy ennél több) komponensből állnak, és közvetlen megszilárdulással keletkeznek az olvadékból. Fő különbség közöttük a képződésük

során lejátszódó olvadék túlhűthetőségében rejlik. E különbség olyan számottevő, hogy amíg a BMG-ötvözet amorf szerkezet formájában szilárdul meg, addig a HEA-ötvözetek megszilárdulása során egyfázisú, kristályos szerkezetű fázisok keletkeznek. Ez utóbbiak szerkezete ideális esetben fcc szilárd oldat. Ebből következően a kiinduló olvadék túlhűthetősége központi fogalom a két anyagcsalád tulajdonságainak kialakításában, illetve megkülönböztethetőségében. A túlhűthetőség elvi határai az **1. ábra** alapján érthetőek meg.

Az **1. ábra** az olvadékok túlhűthetőségének elvi határát értelmezi az entrópia hőmérsékletfüggése alapján. Egy túlhűléssel és túlhűlés nélkül megszilárduló olvadék entrópiájának a hőmérsékletfüggését láthatjuk (T_m az egyensúlyi olvadási hőmérséklet, T_K az ún. Kauzmann-hőmérséklet, amely alatt az olvadék állapotú anyag entrópiája kisebb lenne a kristályos állapotúnál, ami nyilván lehetetlen). Ez a T_K hőmérséklet jelenti a túlhűthetőség elvi határát. A BMG-ötvözetek nagy túlhűtéssel szilárdulnak meg az olvadék fázisból, vagyis ezeknek olvadékai nagymértékben túlhűthetőek, anélkül, hogy a kristálycsírák keletkeznének.

A fentiekkel ellentétben a HEA-ötvözetek kristályosodása nem jár jelentékeny túlhűléssel. Így szilárdulnak meg pl. a tiszta fémek vagy azok a kétkomponensű szilárd oldatok, amelyek pszeudobinér fázisdiagramjaiban a likvidusz- és szoliduszgörbe közel azonos trend szerint halad a koncentrációtengely mentén.

Az olvadékok túlhűthetőségét tehát a komponensek kémiai természete és ebből eredően a fázisdiagram alakja határozza meg. Ez utóbbi a



1. ábra. Az entrópia hőmérsékletfüggése szilárd és olvadékfázisban: a Kauzmann-hőmérséklet jelentése [6]

likvidusz- és a szoliduszgörbék egymáshoz viszonyított meredekségében tükröződik leginkább.

Ha a két görbe meredeksége lényegesen eltér, akkor jelentős túlhűthetőség várható. Ezért figyelhető meg jelentékeny üvegeképző hajlam, pl. az eutektikumok összetételének környezetében. Jellemzően nagy túlhűlési hajlamot (és ezzel együtt jelentékeny üvegeképzési hajlamot) mutatnak az átmenetifém-metalloid rendszerek (Fe-B, Fe-P, Fe-Si-B stb.). Ha a komponensek száma nagyobb (4-5), a túlhűthetőség növekszik, és az olvadék megszilárdulása a T_K határértékhez közelít. Ekkor a lehűlő olvadékban jelentős klaszterképződésről és nagy üvegeképződési hajlamról beszélünk: ezek a tömbi formában előállított amorf ötvözetek.

A viszkozitás hőmérsékletfüggése mint a makroskálán is érzékelhető jelenség tükrözi a fent tárgyalt viselkedést, hiszen ebben az ötvözetet alkotó atomok mobilitásának hőmérsékletfüggése nyilvánul meg. Ezt a kapcsolatot írja le a Stokes-Einstein-összefüggés,

$$\frac{1}{\eta} = \lambda^2 \cdot \left(\frac{A}{l \cdot k \cdot T} \right) \quad (1)$$

amely kapcsolatot teremt az atomi szintű elemi elmozdulások időtartama és a viszkozitás változása között (A = állandó, k = Boltzmann-állandó, T = abszolút hőmérséklet, λ és l = molekulaméretű távolságok, η = viszkozitás).

Az atomi elmozdulások frekvenciája kb. 1013 Hz az olvadáspont környezetében, ezért két szomszédos atom egymás melletti tartózkodási ideje 10^{-13} s az olvadáspont körüli hőmérsékleten. Ennek értelmében az azonos és különböző atomok között nem létesül tartós kapcsolat az olvadásponthoz közeli hőmérsékleten, vagyis véletlenszerű atomi elrendeződésről beszélhetünk.

A rövid távú rend az azonos és különböző atomok között kb. $\approx 2/3T_m$ körüli hőmérsékleteken kezd kialakulni (angolul: jumming temperature) [9], és a képződő néhány atom tartós kapcsolataiból álló atomcsoportosulás lokális összetétele fokozatosan közelít valamely intermetallikus vegyület összetételéhez. Ez a jelenség azért megy végbe, mert az azonos és különböző atomok közötti kötéserősség nagyobb. A klasztereken belül tehát az átlagos atomi mozgékonyabb (az ún. relaxációs idő tehát nagyobb), mint a klasztereken kívüli olvadéktartományokban.

A viszkozitás hőmérsékletfüggése, illetve ennek matematikai leírása követi a fent vázolt jelenségeket. Ennek megfelelően kétféle függvénytypussal írható le a hőmérsékletfüggés:

– Arrhenius-típusú:

$$\eta = A \cdot \exp[E/(T - T_0)] \quad (\text{strong liquid}), \quad (2)$$

nagy üvegeképző hajlamú olvadékok esetén,

– Vogel-Fulcher-típusú:

$$\eta = \eta_0 \cdot \exp[B/(T - T_0)] \quad (\text{fragile liquid}) \quad (3)$$

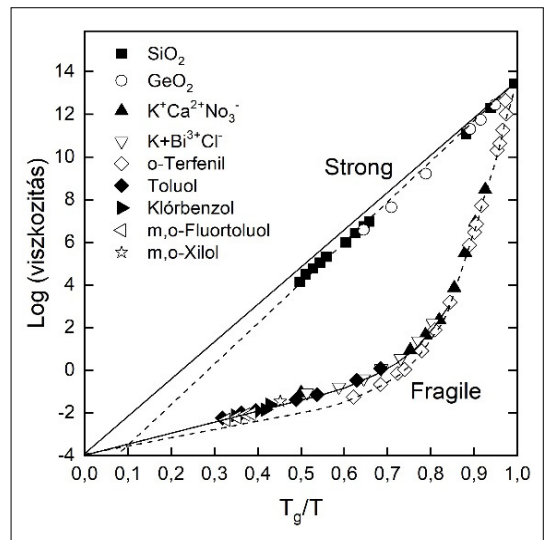
kis üvegeképző hajlamú olvadékok esetén.

Az Arrhenius-típusú összefüggés egyetlen aktíválási energiát tételez fel a túlhűlés teljes hőmérséklet-tartományában. Ilyenek például a SiO_2 -típusú kovalens üvegek olvadéka, amelyekben egyetlen kötéstípus van; a teljes hőmérséklet-tartományban tehát egyetlen kötéstípus hőmérsékletfüggésével kell számolni. Ezek az úgynevezett „strong” olvadékok. Ilyen típusú olvadékokból keletkeznek a tömbi formában előállított amorf ötvözetek.

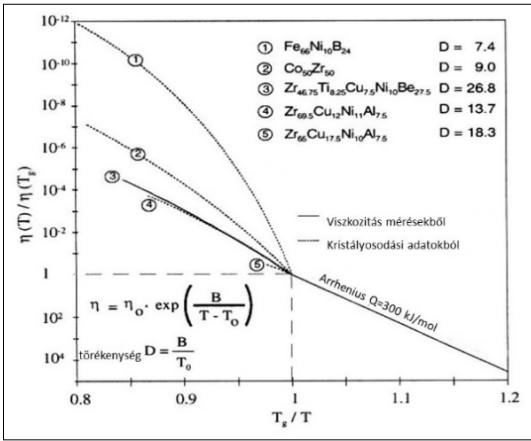
Ezzel ellentétben a $\eta(T)$ több, hőmérséklettől függő tartománnyal írható le, ha több, eltérő kötéserősségű atomi kapcsolatot tartalmaz az olvadék. Ezek az ún. fragile olvadékok (kis üvegeképző hajlamú ötvözetek) (lásd 2. ábra).

A 3. ábra alapján kijelenthető, hogy a nagy üvegeképző hajlamú olvadékok zöme többalkotójú (sokalkotójú) ötvözet, amelyekben a tipikus, fémes kötések mellett kovalens (erős, irányított) kötések jelentő atomi kapcsolatok is vannak.

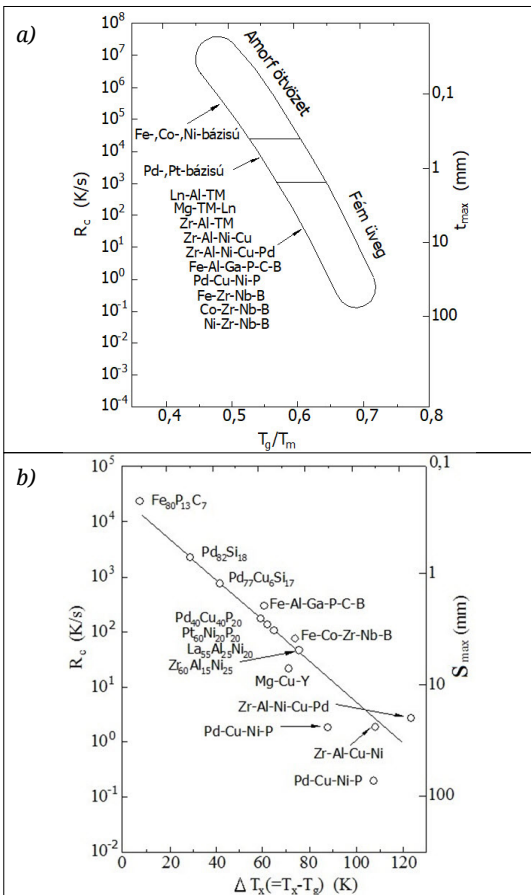
Ezt az is jelenti, hogy már kis hűtési sebesség alkalmazása esetén is amorf fázis keletkezik a megszilárdulás során. Ilyen ötvözeteket tartalmaz a 4. ábra.



2. ábra. A viszkozitás hőmérsékletfüggésének ($\eta(T)$) összehasonlítása „strong” és „fragile” üvegeképző olvadékokban [7]



3. ábra. A viszkozitás hőmérsékletfüggése különféle üvegeképző hajlamú olvadékokban [8]



4. ábra. A kritikus hűlési sebesség (R_c) és a hozzá tartozó elérhető maximális mintavastagság (t_{max} , S_{max}) számos nagy üvegeképző hajlamú ötvözet esetén redukált üvegátalakulási hőmérséklet T_g/T_m (a) vagy túlhűtési tartomány $\Delta T_x = T_x - T_g$ (b) függvényében [9]

2.2. Klaszterképződési tendenciák az üvegeképző olvadékokban

Az előzőekben már ismertettük, hogy az üvegeképző hajlam kapcsolatban áll a hűlési folyamat során megjelenő klaszterképződési tendenciákkal [10, 11]. Feltételezések szerint a kristályos csírák képződéséhez olyan atomi átrendeződések kellene, amelyekben az A_jB_j klaszterekben részt vevő atomok is érintettek. Ezekben a flexibilis tartományokban a helyi kötőerők fékező hatása miatt lelassul a diffúziós folyamat. A klaszterek tehát kinetikai gátoltságot jelentenek a túlhűlő olvadékban a kristálycsírák kialakulásánál. A klaszterek képződésének termodinamikai leírása Predel nevéhez fűződik [12]. Eszerint a klaszterképző olvadékokban a teljes képződéshő a

$$\Delta H = \Delta H^{reg} + \Delta H_{A_jB_j}^{as} \quad (4)$$

kifejezéssel írható le, ahol ΔH a teljes keveredési entalpia, amely kalorimetrikusan mérhető mennyiség. Ez két tagból áll: ΔH^{reg} a reguláris oldatmodellből származó tag, $\Delta H_{A_jB_j}^{as}$ pedig a néhány atom tartós kapcsolatából álló atomcsoportosulásokat alkotó atomok közötti kölcsönhatásból származik, ami az olvadéknak extra stabilitást ad a reguláris oldatokhoz képest.

A túlhűlő üvegeképző oldatok szerkezete tehát a néhány atom tartós kapcsolatából álló atomcsoportosulások folyamatosan változó együtteséből és az asszociációkon kívüli atomokból áll [13]. A néhány atom tartós kapcsolatából álló atomcsoportosulások a $\approx 2/3T_m$ hőmérséklet körül kezdenek kialakulni, és számuk, ill. összetételük fokozatosan változik a túlhűlés előrehaladásával [14, 15]. A néhány atom tartós kapcsolatából álló atomcsoportosulásokban a kötések kovalens jellegűek, ill. lokális összetételük valamely intermetallikus vegyületéhez áll közel.

A nagy üvegeképző hajlamú ötvözetek olvadékait tehát a fent leírt szerkezet jellemzi.

2.3. A nagy entrópiájú ötvözetek képződése és stabilitása

A HEA-ötvözetek iránti fokozott érdeklődés oka azok ígéretes hőstabilitása és korróziós ellenállása. Ellentétben a tömbi formában előállított amorf ötvözetekkel, elsősorban átmeneti fémeket tartalmaznak, metalloidok nélkül. Előnyük az is, hogy készítésük sem igényel különösebb öntési technikát, pl. gyorshűtést. Elnevezésük is onnan ered, hogy számos komponens tartalmaznak, jellemzően legalább öt különböző, főként átmeneti fém. Ezek „főkomponensként”, többnyire

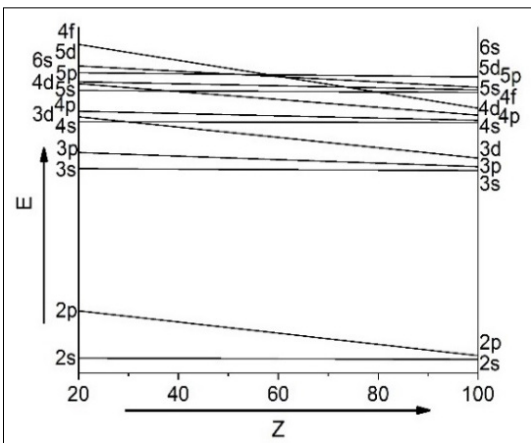
5–35%-ban vannak jelen az ötvözetben, de adalékként egyéb fémeket is tartalmaznak, rendszerint 5% alatti koncentrációban. Nagy stabilitásukat a sok komponensből adódóan a nagy konfigurációs entrópiának tulajdonítják, az

$$S_{mix} = R \sum x_i \ln x_i \quad (5)$$

egyenletnek megfelelően (x_i az i -edik komponens móltörtje). Eszerint ezen ötvözetek stabilitásában inkább a keveredési entrópia és nem az elegy-déssel járó képződési entalpia játszik döntő szerepet.

A szabadenergia $G = H - T \cdot S$, definíció egyenletének megfelelően (G a Gibbs-féle szabadenergia, H az entalpiaváltozás, T az abszolút hőmérséklet) a teljes szabadenergia-változásban az entalpia- és entrópiaváltozás tagjai ellentétes módon stabilizálhatják a szerkezetet: az entalpiaváltozás kisebb, az entrópiatag nagyobb hőmérsékleten stabilizálja a képződött ötvözetet. A Co-Cr-Fe-Mn-Ni ötvözetben (amelyik a legismertebb ezek közül) a Ni, Fe és Co főkomponensek a nagyobb hőmérsékleten stabil fcc szerkezetet stabilizálják, míg a Cr és a Mn a bcc szerkezet kialakulásának kedvez. Az entrópiastabilizáló szerepét azonban egyes szerzők túlhangsúlyozottnak találják [16].

Jelenleg további kutatások folynak a fázisviszonyok pontosabb megértésére ezekben az ötvözetekben, főként az fcc jellegű egyfázisúság stabilitására vonatkozóan. Jelenleg aktivitás indult a Hume-Rothery [17] által megfogalmazott oldékonysági kritériumok újragondolásáról, ill. elektronszerkezeti ismeretek alapján történő újraértelmezéséről. Elképzelhető, hogy ez a ku-



5. ábra. Az energiaszintek (ionizációs energia, E) összehasonlítása s-, p- és d-elektronok esetében a rendszám (Z) függvényében [18]

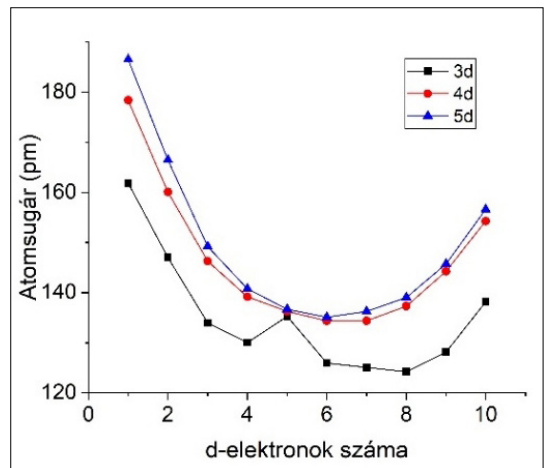
tatási célkitűzés a nagy entrópiájú ötvözetek stabilitásának megértésére is hatással lehet. Ezek a vizsgálatok rámutatnak pl. a speciális elektronszerkezetre ezekben az ötvözetekben, nevezetesen a d-elektronok hangsúlyozott jelenlétére a fémes kötésekben. Feltehetően ezt a kötésiállapotot figyelembe kell venni a fázisok stabilitási viszonyainak megítélésében.

Az elemek energiaszintjeinek összehasonlítása alapján (5. ábra) láthatjuk, hogy a d-elektronok ionizációs energiája – így kötési energiája is – nagyobb az s- és p-elektronokénál. Ez annyit jelent, hogy ezeknek az elektrontípusoknak a kötési energiája a sávban nagyobb a mag által kifejtett nagyobb vonzás miatt.

Ennek következtében tömörebb szerkezetek alakulnak ki az ötvözetekben, ha a d-elektronok részvétele domináns a kötések kialakításában. Ennek megnyilvánulását láthatjuk a nagy entrópiájú ötvözetekben. Feltételezhetjük tehát, hogy az átmenetifém-kontrakció (6. ábra) lehet az elektronszerkezeti háttere az egyfázisú szerkezet stabilizálódásának, amelyet a „principális” Fe, Co, Ni elemek jelenléte biztosít a nagy entrópiájú ötvözetekben.

Feltételezhető az is, hogy mivel mindhárom principális komponens a legtömörebb fcc kristályszerkezetben kristályosodik mint szilárd oldat, nem igényel nagy túlhűlést ennek a szerkezetnek a kialakulása sem, vagyis e szerkezet kialakulása a legkedvezőbb egy széles hőmérséklet-tartományban.

Mivel a főkomponensek kémiai tulajdonságai tekintetében közel állnak, elektronegativitásuk is közel azonos. Az átmeneti fémekre jellemző sűrű



6. ábra. Az atomsugár változása átmeneti fémekben a d-elektronok számának növekedésével [19]

szerkezet (amely rendezetlen szilárd oldat) ellenére a szomszédos átmenetifém-atomok közötti kémiai kölcsönhatás nem kizárt. Ez a kölcsönhatás nem feltétlenül eredményezi az intermetallikus összetétel kialakulását. Ez a különböző szomszédos atomok közötti, nettó helyi töltéselődésként is megnyilvánulhat, amit a Miedema-féle formula fejez ki [20], ha két fémes komponens szilárd oldatot képez:

$$\Delta Z_a = 1.2 \cdot (1 - c_a) \cdot \Delta \Phi^*, \quad (6)$$

ΔZ_a a töltéselődés két szomszédos atom között, ami kifejezi az elegyedő atomok csekély mértékű relatív méretváltozását is, $\Delta \Phi$ az elektronkísépesi munka különbsége, továbbá c_a az a atom koncentrációja.

3. Következtetések

Két ötvözetrendszer, a tömbi formában előállított amorf ötvözetek és az egyfázisú, nagy entrópiájú ötvözetek képződési mechanizmusát és stabilitását hasonlítottuk össze.

Mindkét ötvözet típus többkomponensű olvadékból, egyetlen lépésben, megszilárdulással keletkezik.

A komponensek közötti kémiai kötések természete nagymértékben különbözik: a tömbi formában előállított amorf ötvözetekben a kötések kovalens jellege számottevő, ami miatt jelentős a klaszterképződés olvadék állapotban.

A klaszterképződés miatt az olvadék túlhűlésre hajlamos, és a megszilárdulás amorf állapotot eredményez.

A nagy entrópiájú ötvözetek olvadékai nem mutatnak túlhűlést, emiatt az olvadékból egyfázisú, kristályos, rendezetlen fcc kristályrácsú szilárd oldatok keletkeznek. Az alkotó főkomponensek tömör illeszkedésének megfelelően nagy hőmérsékleten stabil, egyfázisú fcc szerkezetek alakulnak ki. A d-elektronok részvétele a fémes kötésekben az entrópiastabilizálás mellett további stabilizáló tényezőt jelent.

Köszönetnyilvánítás

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

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

Szakirodalmi hivatkozások

- [1] Makino A., Inoue A., Masumoto T.: *Nanocrystalline soft magnetic Fe-M-B (M=Zr, Hf, Nb) alloys produced by crystallization of amorphous phase (overview)*. Materials Transactions, JIM, 36/7. (1995) 924–938.
<https://doi.org/10.2320/matertrans1989.36.924>
- [2] Nagy A.: *Electric aircraft-present and future*. Production Engineering Archives, 23. (2019) 36–40.
- [3] Luborsky F. E.: *Application oriented magnetic properties*. In: *Amorphous Metallic Alloys* (ed.: Luborsky F. E.) Butterworths Monographs in Materials, London, 1984. 360–379.
- [4] Tsai M. H., Yeh J. W.: *High-entropy Alloys: A Critical Review*. Materials Research Letters, 2/3. (2014) 107–123.
<https://doi.org/10.1080/21663831.2014.912690>
- [5] Inoue A.: *Stabilization of Metallic Supercooled Liquid and Bulk Amorphous Alloys*. Acta Materialia, 48/1. (2000) 279–306.
[https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(99\)00300-6](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(99)00300-6)
- [6] Kauzman W.: *The Nature of the Glassy State and the Behavior of Liquids at Low Temperatures*. Chemical Reviews, 43/2. (1948) 219–256.
<https://doi.org/10.1021/cr60135a002>
- [7] Angell C. A.: *Structural instability and relaxation in liquid and glassy phases near the fragile liquid limit*. Journal of Non-Crystalline Solids, 102/1–3. (1988) 205–221.
[https://doi.org/10.1016/0022-3093\(88\)90133-0](https://doi.org/10.1016/0022-3093(88)90133-0)
- [8] Köster U., Janlewing R.: *Fragility parameter and nanocrystallization of metallic glasses*. Materials Science and Engineering: A, 375–377 (2004) 223–226.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2003.10.083>
- [9] Inoue A.: *Bulk Amorphous Alloys*. In: *Non-Equilibrium Processing of Materials* (ed.: Suryanarayana C.) Pergamon Materials Series, Pergamon Amsterdam–Lausanne–New York, 1999. 375–415.
- [10] Dimitrov V. I.: *Theory of Fluidity of Liquids, Glass Transition and Melting*. Journal of Non-Crystalline Solids, 352/3. (2006) 216–231.
<https://doi.org/10.1016/j.jnoncrysol.2005.11.026>
- [11] Lovas A., Ramasamy P. Kováč J., Novák L., Szabó A., Eckert J.: *Cluster-related phenomena in the properties and transformations of transition metal-based glassy alloys*. Metals, 10/8. (2020) 1025.
<https://doi.org/10.3390/met10081025>
- [12] Richardson F. D.: *Physical Chemistry of Melts in Metallurgy*. Academic Press London, New York, 1. (1974) 142.
- [13] Predel B.: *Thermodynamic stability of amorphous alloys*. Key Engineering Materials, 40–41. (1990) 17–38.
- [14] Debenedetti P. G.: *Metastable Liquids Concepts and Principles*. Princeton Univ. Press, Princeton, 1996.

- [15] Debenedetti P. G., Stillinger F. H.: *Supercooled liquids and the glass transition*. *Nature*, 410/8. (2001) 259–267.
<https://doi.org/10.1038/35065704>
- [16] Zhang F., Zhang C., Chen S. L., Zhu J., Cao W. S., Kattner U.R.: *An understanding of high entropy alloys from phase diagram calculations*. *CALPHAD*, 45. (2014) 1–10.
<https://doi.org/10.1016/j.calphad.2013.10.006>
- [17] Troparevsky M. C., Morris J. R., Daene M., Wang Y., Lupini A. R., Malcolm G.: *Beyond Atomic Sizes and Hume-Rothery Rules: Understanding and Predicting High-Entropy Alloys*. *JOM*, 67. (2015) 2350–2363.
<https://doi.org/10.1007/s11837-015-1594-2>
- [18] Barnard A. K., Sykes P.: *Theoretical Basis of Inorganic Chemistry*. New York (N.Y.): McGraw-Hill, 1965.
- [19] Khandelwal B. L.: *Inorganic Chemistry of Transition Elements*. Disha Institute of Management and Technology, Raipur, 2007.
- [20] Miedema A. R., Boom R., De Boer F. R.: *On the heat of formation of solid alloys*. *J. Less-Common Met.* 41 (1975) 275–284.

Üvegszövetek deformációs és tönkremeneteli folyamatának szálkötegcella-elméleten alapuló modellezése

Modelling the Deformation and the Failure Process of Glass Woven Fabrics Based on the Fibre-Bundle-Cells Theory

Virág Ábris Dávid,¹ Vas László Mihály,² Molnár Kolos³

¹ Budapesti Műszaki és Gazdaságtudományi Egyetem, Gépészmérnöki Kar, Polimertechnika Tanszék, Budapest, Magyarország, viraga@pt.bme.hu

² Budapesti Műszaki és Gazdaságtudományi Egyetem, Gépészmérnöki Kar, Polimertechnika Tanszék, Budapest, Magyarország, vas@pt.bme.hu

³ Budapesti Műszaki és Gazdaságtudományi Egyetem, Gépészmérnöki Kar, Polimertechnika Tanszék, Budapest, Magyarország és MTA–BME Kompozittechnológiai Kutatócsoport, Budapest, Magyarország, molnar@pt.bme.hu

Abstract

In this study, we modeled the deformation and failure behavior of different glass woven fabrics under uni-axial tension using the Fibre Bundle Cells-modeling method. The difference between the analytical, phenomenological model curve and the mean curve calculated from the measurement results was classified by the relative mean squared error (RMSE), which is closely related to the coefficient of determination. This value was less than 3.6% in all the examined cases, which indicated good modeling.

Keywords: *FBC modeling, glass woven, tensile test.*

Összefoglalás

Ebben a kutatásban különböző üvegszövetek egytengelyű húzás hatására mutatott deformációs és tönkremeneteli viselkedését modelleztük a szálkötegcella-alapú modellezéssel. Az általunk felállított analitikus, fenomenológiai modellgörbe és a mérési eredményekből meghatározott átlaggörbe közötti eltérést a determinációs együtthatóval szoros összefüggésben álló relatív átlagos négyzetes hibával (RÁNH) minősítettük. Ez az érték minden vizsgált esetben kevesebb mint 3,6% volt, ami alapján a modellezés kifejezetten jónak tekinthető.

Kulcsszavak: *szálkötegcella-alapú modellezés, üvegszövet, szakítóvizsgálat.*

1. Bevezetés

Napjainkban a polimer kompozitok felhasználásának területe és mennyisége folyamatosan növekszik, és a szálerősített polimer kompozitokon kívül [1] egyre inkább előtérbe kerülnek a nano- [2], illetve biokompozitokkal [3], továbbá a kompozit szerkezetek tönkremenetelével foglalkozó kutatások [4]. A polimer kompozitok nagymértékű felhasználását mutatja többek között az a tény is, hogy manapság a repülőgépgyártás során felhasznált alapanyagok 50%-a polimer kom-

pozit (ha a motorokat nem vesszük figyelembe) [5]. Ezek jelentős része szöveterősítéssel készül, éppen ezért óriási igény van arra, hogy már a tervezési fázisban kellő pontossággal tudjuk modellezni ezen anyagok és termékek mechanikai viselkedését és tönkremenetelét. Ehhez azonban olyan szövetmodellekre van szükség, amelyek lehetővé teszik a szövetek mechanikai viselkedésének kellően pontos leírását. A szövetek modellezésére alapvetően kontinuum- vagy diszkrét elemes modelleket alkalmaznak.

1.1. Kontinuummodellek

A szövetmodellek többsége kontinuummodell, amely a szövetet kontinuos anyagként kezeli. Hagyományosan a kompozitok mechanikai rétegmodelljeit használják a szövetek viselkedésének modellezésére. A szöveterősítésű kompozitok pontosabb leírásának érdekében számos olyan analitikus és végeselemes, 2D-s és 3D-s modellt dolgoztak ki, amelyek már valamilyen szinten figyelembe veszik a szövetek szálás szerkezetét és a szövés technológiájából adódó struktúrát. Ilyen például az Ishikawa által kidolgozott mozaikmodell [6], illetve hullámossági modell [7]. A mozaikmodell a szövetet először két, egymásra merőlegesen orientált rétegre osztja, majd a rétegeken belül elkülöníti a lánc- és vetülékfonalakat. A hullámossági modell már a fonalak folytonosságát, egyenletlenségét, illetve a lánc- és vetülékfonalak kereszteződését is figyelembe veszi, és a szövetet egy olyan ismétlődő egységgel írja le, amely három részből áll, mégpedig: a mozaikmodell fonalkereszteződésénél is használt, kétrétegű elemből (a két réteg egymásra merőlegesen orientált), a hullámos szögállású elemből (amely a lánc- és vetülékfonalak tényleges kereszteződését írja le), továbbá egy, csak a mátrixanyagot tartalmazó elemből. Később ezekből az alapmodellekből indultak ki a 2D-s és 3D-s modellezések is, ráadásul a napjainkban alkalmazott modellek már idő- és hőmérsékletfüggő viselkedések leírására is alkalmazhatók [8].

1.2. Diszkrét elemes modellek

A diszkrét elemes modellek a szövetet véges számú csomópont (jellemzően tömegpont) hálózataként definiálják, a csomópontokat pedig általában adott tulajdonságú mechanikai elemek (például rugók, csillapítások stb.) kötik össze. Ilyen modell a Gräff és Kuzmina [9] által megalkotott, párhuzamosan kapcsolt rugók és csillapítások hálózatán alapuló modell. A modellben a diszkrét tömegpontokat különböző (strukturális, hajlító és nyíró) rugók kapcsolják össze. Azonban ezek nem egyszerű rugók, hanem lényegében Kelvin–Voigt-elemek (hiszen a rugóágak tartalmaznak csillapítást is). A modell a rugókat lineáris karakterisztikájának, a csillapításokat a sebességgel arányosnak tekintti, ugyanakkor nem veszi figyelembe a fonalak közötti súrlódást.

Egy másik, a szövetek leírására alkalmas, diszkrét elemes modell a Vas-féle szálkötegcella-modell [10, 11]. A szálkötegcella-alapú modellezési módszer egy modellkészletet kínál, amelynek

elemeiből a szálás szerkezetek és a szálás szerkezetekkel erősített kompozitok viselkedésének leírására alkalmas rendszer építhető. A szálkötegcella-modell egy olyan diszkrét elemes modell, amely figyelembe veszi, hogy a kompozit erősítőanyagaként alkalmazott szövet nem kontinuum szerkezetű, és amelyben a szövetet alkotó fonalak (mint szálak) mikroszinten szálkötegeket (szálkötegcellákat) alkotnak. A modell a szövetek leírása esetén a szövet lánc- és vetülékfonalait tekinti szálkötegeknek. Makroszinten a szövetet diszkrét, statisztikus, lineáris vagy nemlineáris karakterisztikájú mechanikai elemek (szálkötegcellák) hálózataként írja le. A modell abból indul ki, hogy egy részben rendezett, azonos típusú szálakból álló szálköteg számai kiindulási állapotuk és környezeti tulajdonságaik (befogási körülményeik) alapján osztályozhatók, valamint a környezetükkel együtt (vagy hasonló környezetbe) eltolhatók. Az azonos osztályokba sorolt szálak egy részköteget (azaz szálkötegcellát) alkotnak. Az ily módon előállított szálkötegcelláknak a nyújtás irányával párhuzamosan kapcsolt rendszere modellezi az eredeti köteg szerkezetét és szilárdságát, beleértve a teljes deformációs és tönkremeneteli folyamatot is.

2. Az alkalmazott modell

A modellezés során a lánc- és vetülékfonalakkal álló valódi szövetet olyan modellel helyettesítettük, amelyben csak láncirányú fonalak vannak. Ezt megtehettük, hiszen a láncirányú szövetsáv szakítóvizsgálata során a vetülékfonalak lényegében nem vesznek fel terhelést, csupán a láncirányú fonalak térbeli elrendeződését és deformációs viselkedését módosítják. Ehhez tehát olyan modellekötegre van szükség, amelynek elemei olyan virtuális láncfonalak, amelyek a vetülékfonalak hatását is tartalmazzák. Az olyan próbatesteknél, ahol a láncfonalak párhuzamosak a terhelés irányával (0°-os próbatestek), „erős” modellfonalakat kapunk. Az olyan próbatesteknél, ahol a láncfonalak +45°-os szöget zártak be a terhelés irányával (45°-os próbatestek), is megtehető ez a lépés, ebben az esetben azonban nincs a terhelés irányába eső fonal, így ekkor a hullámosság és a ferdeség deformációs viselkedést módosító hatásának eredményeként „gyenge” (láncirányú) modellfonalakat kapunk.

2.1. Modellezés egy nemlineáris E-köteggel

A 0°-os szövetsávokon végzett szakítóvizsgálatok modellezéséhez egy, a modellkészletben szereplő, nemlineáris húzókarakterisztikájú E-kö-

teget használtunk. Az E-köteg egy jól rendezett, elasztikus, szakadó köteg, melynek szálai egymástól függetlenek, mindkét végükön ideális befogásúak (vagyis nem csúsznak ki a befogásból és nem is szakadnak a befogásban), egymással és a nyújtás irányával is párhuzamosak, valamint nincsenek előfeszítve, azaz feszültségmentesek, de nem lazák. Ebben az esetben a húzókarakterisztikát (azaz az ε kötegnyúlás és az F kötegre ható erő közötti kapcsolatot) ($f(\varepsilon)$, $\text{N}\cdot\text{g}^{-1}\cdot\text{m}^2$) az (1) összefüggés írja le, $a > 0$ ($\text{N}\cdot\text{g}^{-1}\cdot\text{m}^2$), $b > 0$ ($\text{N}\cdot\text{g}^{-1}\cdot\text{m}^2$) a fonal hullámosságának és a szövetsáv redőződésének a húzókarakterisztikára gyakorolt befolyását képviselő paraméterek, $c > 0$ ($\text{N}\cdot\text{g}^{-1}\cdot\text{m}^2$) pedig a húzómerevség aszimptotikus értéke:

$$f(\varepsilon) = c\varepsilon + a(1 - e^{-b\varepsilon}) \quad (1)$$

Látható, hogy $a = 0$ és/vagy $b = 0$ esetén az (1) egyenlet tartalmazza a lineáris esetet is.

Az (1) egyenlet azonban – mint a húzókarakterisztikák általában – csupán a hibamentes működést írja le, a legtöbb mechanikai modellel ezt tudjuk meghatározni. A szálkötegcella-alapú modellezés viszont feltételezi, hogy a vizsgált anyagban vannak hibák. Ezeket egy ún. megbízhatósági függvénnyel ($g(\varepsilon)$) (2) vesszük figyelembe, ahol ε a modellfonal fajlagos nyúlása, ε_s a modellfonal fajlagos szakadási nyúlása, Q_{ε_s} pedig a fajlagos szakadási nyúlás eloszlásfüggvénye:

$$g(\varepsilon) = (1 - Q_{\varepsilon_s}(\varepsilon)) \quad (2)$$

Ebben az esetben tehát a megbízhatósági függvény a fajlagos szakadási nyúlás komplementer eloszlásfüggvénye. A megbízhatósági függvény az adott ε -hoz tartozó terhelési szinten megadja a még működő, vagyis ép szálak, fonalak arányát. Jelen esetben a modellfonalak fajlagos szakadási nyúlását (ε_s) normális eloszlásúnak feltételeztük.

Az (1) és (2) egyenletek segítségével a $\sigma(\varepsilon)$ fajlagos húzófeszültség (amely az erő és a vizsgált anyag területi sűrűségének hányadosa) előállítható úgy, mint az $f(\varepsilon)$ húzókarakterisztika és a $g(\varepsilon)$ megbízhatósági függvény szorzata (3), amely bonyolultabb számítások esetén lényegesen lecsökkenti a számítások műveletigényét:

$$\sigma(\varepsilon) = f(\varepsilon) \cdot g(\varepsilon) \quad (3)$$

2.2. Modellezés két, párhuzamosan kapcsolt, nemlineáris E-köteggel

A 45°-os szögállású szövetsávok egytengelyű húzás hatására mutatott deformációs és tönkremeneteli viselkedését leíró átlaggörbék modellezéséhez minden esetben két, párhuzamosan kapcsolt, nemlineáris E-köteget használtunk. A két köteg

alkalmazására azért volt szükség, mert a görbék alakjából következően az egyköteges leírás esetén nagyon pontatlan eredményt kaptunk volna.

Ez az eset nagyon hasonló az egyköteges esethez, a különbség csupán annyi, hogy ekkor a húzókarakterisztika leírása nem az (1), hanem a (4) egyenlettel történik, ahol p_1 és p_2 olyan – szálszámokkal arányos – súlyozási tényező, amelyekre igaz, hogy $p_1 + p_2 = 1$:

$$f(\varepsilon) = p_1 \cdot f_1(\varepsilon) + p_2 \cdot f_2(\varepsilon) \quad a \quad (4)$$

ahol az egyes kötegek karakterisztikája (5):

$$f_i(\varepsilon) = \begin{cases} c_i \cdot (\varepsilon - d_i) + a_i(1 - e^{-b_i(\varepsilon - d_i)}), & \text{ha } \varepsilon \geq d_i \\ 0, & \text{ha } \varepsilon < d_i \end{cases} \quad (5)$$

ahol $i \in \{1, 2\}$, d pedig egy eltolás, amely az egyik vagy akár mindkét esetben zérus. Látható, hogy az (5) összefüggés magában foglalja az egyköteges esetet is, hiszen egy köteg esetén $d = 0$, két köteg esetén pedig például az egyik kötegnél $d > 0$, a másik kötegnél $d = 0$. A kétköteges esetben tehát a húzókarakterisztika négyparaméteres.

A fajlagos húzófeszültség ebben az esetben is a húzókarakterisztika és a megbízhatósági függvény szorzatának a két, nemlineáris E-kötegre (E_1 és E_2) vett, súlyozott összegeként állítható elő (6) szerint:

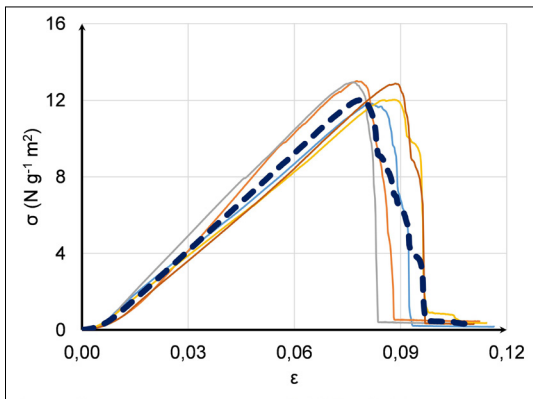
$$\begin{aligned} \sigma(\varepsilon) &= \sigma_{E_1}(\varepsilon) + \sigma_{E_2}(\varepsilon) \\ &= p_1 \cdot \sigma_1(\varepsilon) + p_2 \cdot \sigma_2(\varepsilon) \\ &= p_1 \cdot f_1(\varepsilon) \cdot g_1(\varepsilon) + p_2 \cdot f_2(\varepsilon) \cdot g_2(\varepsilon) \end{aligned} \quad (6)$$

3. A vizsgált anyagok és az alkalmazott módszerek

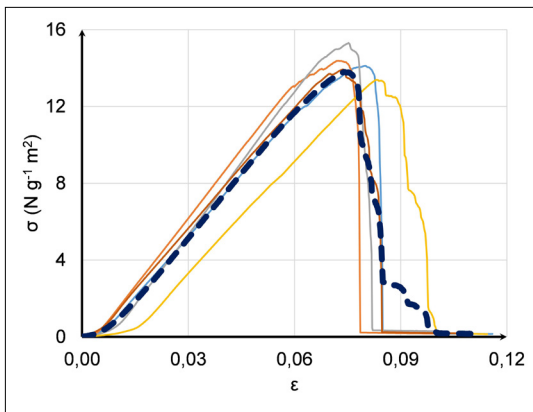
A kutatás során a Unique Textiles gyártótól származó UTE195P (területi sűrűség: 195 g/m^2 , kötésminta: vászon) és UTE195T (területi sűrűség: 195 g/m^2 , kötésminta: sávoly) típusú üvegszöveteket vizsgáltunk. A szövetekből láncirányú (0°-os) és $\pm 45^\circ$ -os mintákat készítettünk elő, melyek szélessége és hossza rendre 50 és 200 mm volt. A minták egytengelyű szakítóvizsgálatát univerzális szakítógépen (gyártó: Zwick, típus: Z005) végeztük. A befogási hossz 100 mm, a vizsgálati sebesség 25 mm/min volt, a vizsgálat során az erőt és a keresztfej elmozdulását (továbbiakban elmozdulás) regisztráltuk. A szálkötegcella-alapú modellezést a szakítóvizsgálatok alapján végeztük. Az öt erő-keresztfej elmozdulásgörbét először átparamétereztük fajlagos feszültségre (a mért erő és a próbatest területi sűrűségének hányadosa) – fajlagos nyúlás (a próbatest aktuális és kezdeti befogási hosszának hányadosa) görbére, majd minden esetben meghatároztuk az ún. simított átlaggörbét (ezt mozgó átlagos simítás-

sal állítottuk elő, ahol a simítási ablak szélessége $\varepsilon = 0,01$ volt). Az így kapott átlaggörbéket használtuk a modellezéshez. Az (1)–(6) összefüggéseket alkalmazva elvégeztük a szálkötégcella-alapú modellezést a teljes erő-keresztfej elmozdulás-görbére. Az (1) és (5) összefüggésekben szereplő modellparamétereket (a_p , b_p , c_p , d_i és p_i) iterációs módszerrel optimalizáltuk, oly módon, hogy a modellgörbe és a mérésekből meghatározott átlaggörbe közötti, a determinációs együtthatóval szoros összefüggésben álló, (7) összefüggés alapján meghatározott relatív átlagos négyzetes hiba (RÁNH) minimális legyen:

$$R\acute{A}NH = \sqrt{\frac{1}{n} \cdot \sum_{i=1}^n (\sigma_{m\acute{e}rt}(\varepsilon_i) - (\sigma(\varepsilon_i)))^2} \quad (7)$$



1. ábra. A sávolykötésű szövet láncirányú terheléssel végzett vizsgálattal kapott szakítógörbéi és azok simított átlaggörbéje (szaggatott vonallal)



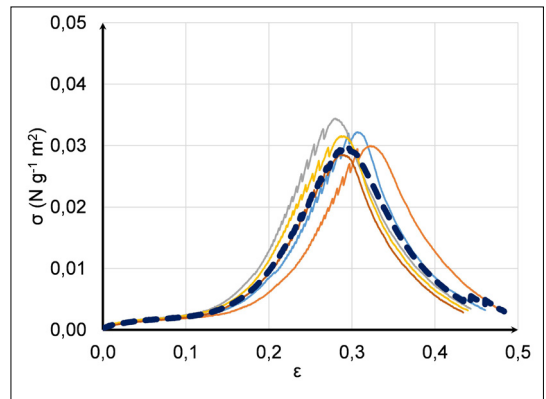
2. ábra. A sávolykötésű szövet láncirányú terheléssel végzett vizsgálattal kapott szakítógörbéi és azok simított átlaggörbéje (szaggatott vonallal)

ahol n a mérési pontok számát, $\sigma_{m\acute{e}rt}$ a mért erőértékekből számított fajlagos feszültséget, az ε_i pedig az adott pontban mért feszültséghez tartozó nyúlásértéket jelenti.

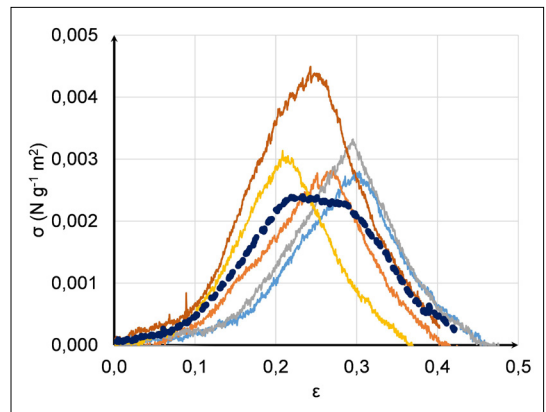
4. A szakítóvizsgálatok és a modellezés eredményei

A szakítóvizsgálatokból számított fajlagos feszültség (σ) versus fajlagos nyúlás (ε) görbéket a vizsgált szövetek esetén az **1–4. ábrák** mutatják. Az ábrákon a szaggatott vonal a modellezéshez szükséges, simított átlaggörbét jelöli.

A görbéken látható, hogy az azonos méretű, de eltérő kötésmintájú próbatestek erőmaximumai között láncirányú terhelés esetében nincs jelentős különbség, azonban a ± 45 fokos esetben nagyszámrendű különbség van. Mivel ennél a vizsgálatnál



3 ábra. A vászonkötésű szövet a láncirányhoz képesti -45 fok irányú terheléssel végzett vizsgálattal kapott szakítógörbéi és azok simított átlaggörbéje (szaggatott vonallal)



4. ábra. A sávolykötésű szövet a láncirányhoz képesti -45 fok irányú terheléssel végzett vizsgálattal kapott szakítógörbéi és azok simított átlaggörbéje (szaggatott vonallal)

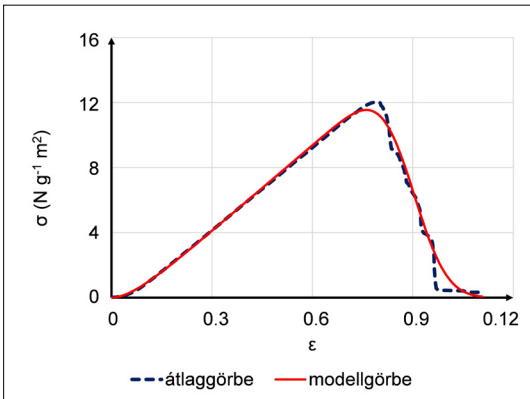
nincs a terhelés irányába eső fonál, ezért az erőmaximumot a szövetek kötéspontja határozza meg, hiszen minden más paraméterük azonos. Ezek a mérési eredmények is bizonyítják azt az ismert tényt, hogy a sávolyszövés egy sokkal lazább szerkezetet eredményez, amiből következik az is, hogy sokkal könnyebb bonyolult térformákra alakítani. Természetesen ez a különbség beágyazott erősítőanyagként való alkalmazásakor is jelentkezik a kompozitra jellemző mechanikai tulajdonságokban.

Az egyes mérési görbékkel meghatározott simított átlaggörbék és a modellezett görbék kapcsolata az 5–8. ábrák mutatják.

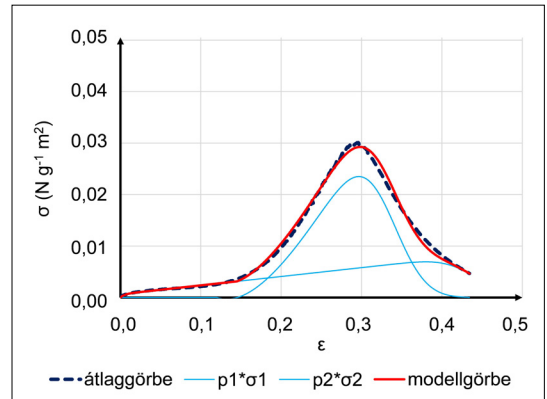
A modellezés számszerűsített eredményeit az 1. táblázat tartalmazza. A táblázatban az a , b ,

c , d paraméterek az (1) és (5) összefüggésekben szereplő változók, az $E(\varepsilon_s)$, $D(\varepsilon_s)$ és $V(\varepsilon_s)$ pedig rendre a fajlagos szakadási nyúlás várható értéke, szórása és relatív szórása. A modellgörbék és a mérésekből meghatározott simított átlaggörbék viszonyának jellemzésére, azaz a modellezés jóségának meghatározására a relatív átlagos négyzetes hibát (RÁNH) használtuk.

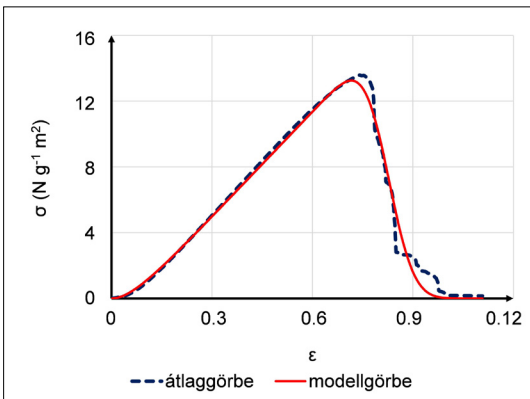
Az 1. táblázat alapján látható, hogy a mérésekből meghatározott simított átlaggörbe és a szálkötegcella-elmélettel számolt görbe közötti relatív átlagos négyzetes hiba minden esetben kisebb, mint 3,6%. Ezen eredmények alapján a modellezés kifejezetten jónak mondható, azaz a modellezett görbe kellően jól közelíti a mérésekből meghatározott, simított átlaggörbét.



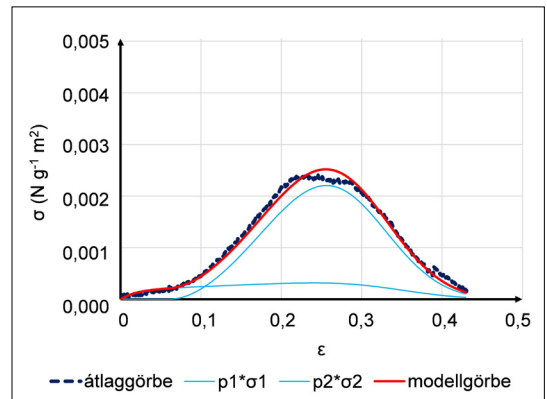
5. ábra. A vászonkötésű szövet láncirányú terheléssel végzett szakítóvizsgálataiból meghatározott simított átlaggörbéje és modellgörbéje



7. ábra. A vászonkötésű szövet a láncirányhoz képesti -45 fok irányú terheléssel végzett szakítóvizsgálataiból meghatározott simított átlaggörbéje és modellgörbéje



6. ábra. A sávolykötésű szövet láncirányú terheléssel végzett szakítóvizsgálataiból meghatározott simított átlaggörbéje és modellgörbéje



8. ábra. A sávolykötésű szövet a láncirányhoz képesti -45 fok irányú terheléssel végzett szakítóvizsgálataiból meghatározott simított átlaggörbéje és modellgörbéje

1. táblázat. A szövetsávok modellezését jellemző paraméterek

Minta és befogás			MODELLPARAMÉTEREK								
			Modellszerkezet	Húzókarakterisztika – ép működés				Tönkremenetel			Illeszkedés
Minta	Befogási hossz (mm)	Irány-szög (°)	Komponens súly, p	a (N·g ⁻¹ ·m ²)	b (N·g ⁻¹ ·m ²)	c (N·g ⁻¹ ·m ²)	d	E(ε _s)	D(ε _s)	V(ε _s) (%)	RÁNH (%)
Vászon	100	0	1,00	-220	1,5	330	0	0,09	0,008	9,0	3,05
Sávoly	100	0	1,00	-267	1,5	400	0	0,08	0,006	7,1	3,49
Vászon	100	45	0,40	0,3	2,0	0,08	0	0,44	0,033	7,5	2,10
			0,60	-8,3	0,1	0,92	12	0,33	0,033	10,0	
Sávoly	100	45	0,12	0,3	0,5	0,01	0	0,34	0,063	18,5	3,59
			0,88	-0,6	0,1	0,06	6	0,29	0,063	21,7	

5. Következtetések

A szálkötegcella-alapú modellezési módszer felhasználásával olyan diszkrét elemes, analitikus, fenomenológiai modellt hoztunk létre, amely alkalmas a kompozit erősítőszövetek egytengelyű szakítóvizsgálat során mutatott deformációs és tönkremeneteli viselkedésének mechanikai modellezésére. Az anyagoként öt szakítóvizsgálatból meghatározott simított átlaggörbe és az általunk felállított modellből számított görbe közötti relatív átlagos négyzetes hiba minden esetben kevesebb mint 3,6%-ra adódott. Ezek alapján a modellezés kifejezetten jónak mondható, és megállapítható, hogy ez egy gyors, egyszerű, kis számításigényű módszer, amely alkalmas a szövetek egytengelyű húzás hatására mutatott deformációs és tönkremeneteli viselkedésének leírására.

Köszönetnyilvánítás

A kutatás az Innovációs és Technológiai Minisztérium ÚNKP-20-3 és ÚNKP-20-5 kódszámú Új Nemzeti Kiválóság Programjának szakmai támogatásával készült. A jelen publikációban megjelenő kutatások az ITM NKFIÁ által nyújtott, TKP2020 NKA jelű támogatásból, az NKFIH által kibocsátott támogatói okirat alapján valósultak meg (projektazonosító: TKP2020 BME-NKA).

Szakirodalmi hivatkozások

- [1] Rajak D. K., Pagar D. D., Menezes P. L., Linul E.: *Fiber-Reinforced Polymer Composites: Manufacturing, Properties, and Applications*. Polymers, 11/10. (2019) 1667. <https://doi.org/10.3390/polym11101667>
- [2] Singh R., Shrivastava A. K., Bajpai A. K.: *CdSe reinforced polythiophene nanocomposites as excellent materials for diode applications*. eXPRESS Polymer Letters, 15/1. (2021) 45-57. <https://doi.org/10.3144/expresspolymlett.2021.6>
- [3] Akintayo O. S., Olajide J. L., Betiku O. T., Egho A. J., Adegbesan O. O., Daramola O. O., Sadiku E. R., Desai D. A.: *Poly(lactic acid)-silkworm silk fibre/fibroin bio-composites: A review of their processing, properties, and nascent applications*. eXPRESS Polymer Letters, 14/10. (2020) 924-951. <https://doi.org/10.3144/expresspolymlett.2020.76>
- [4] Takács L., Szabó F.: *Experimental and Numerical Failure Analysis of Adhesive Joint of Glass Fiber Reinforced Polymer Composite*. Periodica Polytechnica Mechanical Engineering, 64/1. (2020) 88–95. <https://doi.org/10.3311/PPme.15106>
- [5] 1001Crash.com: *Worries about new composite made airplane*, 2011. (letöltve: 2021. február 17.). <http://www.1001crash.com/index-page-composite-lg-2.html>
- [6] Ishikawa T.: *Anti-symmetric Elastic Properties of Composite Plates of Satin Weave Cloth*. Fiber Science and Technology, 15/2. (1981) 127–145. [https://doi.org/10.1016/0015-0568\(81\)90066-X](https://doi.org/10.1016/0015-0568(81)90066-X)
- [7] Ishikawa T., Chou T. W.: *One-dimensional Micro-mechanical Analysis of Woven Fabric Composites*. AIAA, 21/12. (1983) 1714–1721. <https://doi.org/10.2514/3.8314>
- [8] Shrotriya P., Sottos N. R.: *Viscoelastic Response of Woven Composite Substrates*. Composites Science and Technology, 65/3–4. (2005) 621–634. <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2004.09.002>
- [9] Gräff J., Kuzmina J.: *Cloth Simulation Using Mass and Spring Model*. In: Material Science. Mechanical Engineering 2004. Proceeding of 4th Conference on Mechanical Engineering, Budapest, Hungary, Budapest, BUTE, (2004) 443–447.
- [10] Vas L. M.: *Idealizált statisztikus szálkötegcellák és alkalmazásuk szálal szerkezetek, kompozitok modellezésére*. MTA doktori értekezés (2007).
- [11] Vas L. M., Tamás P.: *Modelling Method Based on Idealised Fibre Bundles*. Plastics, Rubber and Composites, 37/5–6. (2008) 233–239. <https://doi.org/10.1179/174328908X309411>