



MISKOLCI
E G Y E T E M

Kutatási eredmények
a
Miskolci Egyetem
Gépészmérnöki és Informatikai Karának
Anyagszerkezet-tani és Anyagtechnológiai
Intézetében
2025





MISKOLCI
E G Y E T E M

Kutatási eredmények
a
Miskolci Egyetem
Gépészmérnöki és Informatikai Karának
Anyagszerkezet-tani és Anyagtechnológiai
Intézetében
2025

Szerkesztette:
Lukács János – Pap Judit

Miskolc, 2025



**Kutatási eredmények a Miskolci Egyetem Gépészmérnöki és Informatikai
Karának Anyagszerkezet-tani és Anyagtechnológiai Intézetében
2025**

Szerkesztette:

Dr. Lukács János – Dr. Pap Judit

© Sahm Alden Abd Al Al, Balázs Áron, Bencs-Nagy Nóra, Bencs Péter,
Jemal Ebrahim Dessie, Dobosy Ádám, Fajger János, Fodorné Cserépi Mariann,
Gáspár Marcell, Kis Dominik, Kovács Judit, Kovács Péter Zoltán, Kőrössi László,
Lukács János, Lukács Zsolt, Meilinger Ákos, Molnár András, Németh Kristóf,
Petrik Máté, Rahmato Abdulhakim Shukurea, Raghawendra Pratap Singh Sisodia,
Rácz Ivett, Rónai László, Sóki Péter, Terdik Gábor, Török Imre

Kiadó:

Miskolci Egyetem, Gépészmérnöki és Informatikai Kar,
Anyagszerkezet-tani és Anyagtechnológiai Intézet

A kiadásért felelős:

Dr. Lukács Zsolt egyetemi docens, intézetigazgató

Miskolc, 2025

ISBN 978-963-358-389-0

TARTALOMJEGYZÉK

Tartalomjegyzék	3
<i>Table of Contents</i>	
Előszó	7
<i>Foreword</i>	
Lukács Zsolt	
Anyagparaméterek hatása a visszarugózott alkatrész csavarodására.....	9
<i>Influence of the material characteristics on the twisting of springbacked component</i>	
Lukács Zsolt, Rónai László és Jemal Ebrahim Dessie	
Vágószerszámok élettartamának vizsgálata VEM alkalmazásával.....	19
<i>Investigation of cutting tools lifetime applying FEM</i>	
Kovács Péter Zoltán és Rácz Ivett	
5754-H22 alumíniumötvözet lemezek klincs kötéseinek ütővizsgálata.....	33
<i>Impact testing of clinched joints on 5754-H22 aluminium alloy sheets</i>	
Kovács Péter Zoltán és Rahmato Abdulhakim Shukurea	
Az előmelegítés elhagyásának hatása nagyszilárdságú acélok felrakóhegesztésénél.....	47
<i>Hardfacing of high-strength steels without preheating</i>	
Terdik Gábor, Sóki Péter és Meilinger Ákos	
Az ausztenites párnaréteg szerepe a felrakóhegesztett, nagyszilárdságú acélok dinamikus viselkedésének módosításában	59
<i>Role of the austenitic buffer layer on the modification of dynamic behaviour of hardfaced high-strength steels</i>	
Terdik Gábor, Sóki Péter és Meilinger Ákos	
Volfrám-karbid rétegek lézeres felrakóhegesztésének elemzése.....	73
<i>Analysis of laser-cladding of tungsten-carbide layers</i>	
Németh Kristóf, Molnár András és Gáspár Marcell	
Nagysebességű termikus szórással és kevert lézersugaras újraolvasztással készült NiCrBSi bevonatok mikroszerkezete.....	91
<i>Microstructure of NiCrBSi coatings produced by high-velocity thermal spraying combined with laser re-melting</i>	
Molnár András és Németh Kristóf	

Effect of pulse mode on weld nugget size in resistance spot welding from martensitic and dual-phase steel sheets.....	105
<i>Az impulzus mód hatása a martenzites és a kettős-fázisú acélok heglencsájének méretére, ellenállás-ponthegesztésnél</i>	
Sahm Alden Abd Al Al and Meilinger Ákos	
Weld nugget size in single- and double-pulse RSW of AISI 321 stainless steel and zinc-coated mild steel.....	115
<i>A heglencse mérete az AISI 321 rozsdamentes acél és a horganyzott lágyacél egy- és kétimpulzusú ellenállás-ponthegesztésnél</i>	
Sahm Alden Abd Al Al	
A review of important diagram and predictive equations in weldability and hydrogen embrittlement of steels.....	127
<i>A meghatározó diagramok és összefüggések áttekintése az acélok hegeszthetősége és hidrogén okozta elridegedése esetén</i>	
János Fajger and Raghawendra Pratap Singh Sisodia	
Összefoglaló az additív gyártási technológiákról.....	145
<i>Review about additive manufacturing technologies</i>	
Kőrössi László és Meilinger Ákos	
A short review on medium manganese steel and high-energy beam welding.....	159
<i>A közepes mangántartalmú acélok és nagy energiasűrűségű hegesztésük rövid áttekintése</i>	
Raghawendra Pratap Singh Sisodia	
A javítóhegesztés modellezése X52 csőtávvezeték acélon.....	171
<i>Modelling of repair welding on X52 pipeline steel</i>	
Gáspár Marcell, Török Imre és Dobosy Ádám	
Csőtávvezeték acél hegesztésének modellezése többrétegű varratfelépítés esetén.....	187
<i>Modelling the multi-layer welding of pipeline steel</i>	
Balázs Áron és Gáspár Marcell	
Végeselemes modellezés alkalmazása ellenállás-ponthegesztési technológia vizsgálatára.....	197
<i>Application of finite element modelling on the investigation of resistance spot welding technology</i>	
Kis Dominik és Fodorné Cserépi Mariann	
A mesterséges intelligencia alkalmazása az adatbázisok területén.....	215
<i>Application of artificial intelligence in the field of databases</i>	
Kovács Judit	

A biztonsági tényező újraértékelése csőátvezetékek körvarratai integritásának a megítéléséhez.....	227
<i>Re-evaluation of the safety factor on integrity assessment of pipeline girth welds</i>	
Lukács János	
A fáradásos repedésterjedés leírása hidrogén tartalmú közeget szállító acél csőátvezetékekben.....	243
<i>Description of fatigue crack growth for steel pipelines transporting hydrogen content media</i>	
Kovács Judit és Lukács János	
A mikroszerkezeti jellemzők hatásának összehasonlító vizsgálata hidrogénnek kitett P355NH acél csővezeték alapanyag és hegesztett kötéseinek esetében.....	259
<i>Comparative study of the effect of microstructural characteristics on hydrogen exposed P355NH pipeline steel and its welded joints</i>	
Bencs-Nagy Nóra és Lukács János	
Effect of hydrogen blending into natural gas on the metallic structural elements of the gas distribution networks.....	275
<i>A földgázba kevert hidrogén hatása a gázelosztó hálózatok fém anyagú szerkezeti elemeire</i>	
János Lukács and Nóra Bencs-Nagy	
Hidrogén által kiváltott feszültségkorrózió.....	293
<i>Hydrogen induced stress corrosion cracking</i>	
Bencs Péter és Bencs-Nagy Nóra	
Alumínium és acél silók szerkezeti optimalizálása szélteher figyelembevételével.....	303
<i>Structural optimization of aluminium and steel tower silos under wind load</i>	
Petrik Máté és Fodorné Cserépi Mariann	
A. Függelék – A 2025-ös esztendő legfontosabb intézeti és Intézethez kötődő eseményei.....	315
<i>Appendix A – Key Institute and Institute-Related Events in 2024</i>	
B. Függelék – 75 éves a Miskolci Egyetem Gépészmérnöki és Informatikai Karának Anyagszerkezet-tani és Anyagtechnológiai Intézete.....	327
<i>Appendix B – 75th Anniversary of the Institute of Materials Science and Technology at Faculty of Mechanical Engineering and Informatics of the University of Miskolc</i>	
C. Függelék – A COVE-WENDT és a HINTS projektek.....	339
<i>Appendix C – The COVE-WENDT and the HINTS projects</i>	

AZ ÉVKÖNYV MEGJELENÉSÉNEK TÁMOGATÓI



<https://www.rehm.hu/>



<https://www.rewerob.hu/>



<https://www.syrius.hu/>

ELŐSZÓ

A 2022-ben életre hívott intézeti „évkönyv sorozat” immáron negyedik kiadásához van szerencsém az előszót megírni. Ez a tény még inkább igazolja azt, hogy 2022-ben az Intézet kollektívája jól döntött, amikor érezte magában az elhivatottságot, hogy történeinket, és az adott évben végzett kutatások rövid áttekintését papírra vesse, és megkönnyítse a minket követő generációk dolgát abban, hogy összegezzék a 2020-as években az Anyagszerkezteti és Anyagtechnológiai Intézetben történeteket. A kezdeti félelem, hogy lesz-e erőnk ezt a kezdeményezést életben tartani ezzel az újabb kiadvánnyal ismét halványodott.

A 2025-ös év sem volt különösebben más, mint az előzőek. Szerteágazó tevékenységeink között tisztességgel végeztük a legfontosabbat a jövő mérnökgenerációjának oktatását. Alap, mester, szakirányú, szakmérnöki, nappali, levelező, államilag finanszírozott, duális, önköltséges talán már nincs is több jelző, amilyen fajta oktatásban részt lehet vállalni és ezek mindegyikében hol nagyobb, hol kisebb mértékben, de jelen voltunk és a munka dandárjából kivettük a részünket.

Az Intézet / a Tanszék mindenkori kollektívájára jellemzően, az idén is számos ipari partnerrel dolgoztunk közösen, hogy azokon a területeken, amelyeken a mi szakmai ismereteinkkel egy kicsit kiterjeszthető a magyarországi mérnöktársadalom tudásbázisának a határa, ott egy kicsit növeljünk rajta. Ezzel, mi magunk szakmai ismereteit is egy kicsit tágítva, vissza tudjuk forgatni a megszerzett tapasztalatokat az oktatásba, így tartva naprakészen az általunk oktatott ismeretanyagot.

A Miskolci Egyetem mindennapjait meghatározó teljesítményalapú, több pillérre tagozódó finanszírozási modelljének minden szegmensében aktívan részt vállaltunk. Ha ezt épp új projektek létrehozásával, meglévő projektekben végzett aktív irányítói, vagy éppen szakmai tevékenységgel, K+F bevételek realizálásával, szakmai szervezetekben betöltött tisztségekkel járó feladatok végzésével, az Egyetemet népszerűsítő vagy éppen beiskolázást elősegítő rendezvényeken való részvétellel tudtuk megtenni, akkor azt meg is tettük. Az Intézet kollektívájának sokszínűsége lehetővé tette, hogy ki-ki azokon a területeken tudjon eredményeket felmutatni, amelyekhez nagyobb affinitása van.

A sokrétű aktivitás mellett talán vitán felül áll, hogy mi volt a legfontosabb, ami történt velünk 2025-ben. 75 évesek lettünk. Ez abból az egyszerű tényből levezethető, hogy az 1949-ben alapított Nehézipari Műszaki Egyetem első évfolyama tanulmányaiban 75 évvel ezelőtt ért oda, hogy anyagtudományi és anyagtechnológiai ismereteket sajátítson el a képzése során. Ezen típusú tárgyak összefogására, kidolgozására és nem utolsósorban oktatására Zorkóczy professzor vezetésével megalakult a Mechanikai Technológiai Tanszék, a mai Intézet jogelődje, 1950. február 3-án. A többi történelem. A Mi történelmünk. Ebben a történetben voltak kiemelkedően sikeres és nehezebb évek is, csakúgy ahogy a nekünk otthont adó Nehézipari Műszaki Egyetemnek is.

Az első évtizedek a személyi, a műhely és a labor környezet kialakításával teltek. Ebben az egykori Tanszéket éppen akkor alkotó közösségének kiemelt jelentőségű szerepe volt. Miután az Egyetem gyökeret vert a Dudujka völgyben és benépesítette a tanulni vágyó ifjúság, a kialakult mindennapi rutin oktatási feladatok fenntartása és a növekvő hallgatószám újabb kihívások elé állította az Egyetemet, így a hajdani Tanszék vezetését is. Ebben az időszakban a legfontosabb teendő az oktatói-kutatói kollektíva fejlesztése volt. Zorkóczy majd később Romvári professzorok éles szemmel emelték ki a hallgatók közül a tehetséges a közösségért tenni vágyó fiatalokat. Így kerültek a Mechanikai Technológiai Tanszékre azok a kollégák, akik a saját szakmai területükön ismert és elismert

tevékenységet folytató, az Egyetem vezetésében aktívan résztvevő szereplőkké váltak, és neveik a mai napig fémjelzik egy-egy tantárgy ismeretanyagát, egy-egy szűkebb szakmai területet. Ezt a nehéz, de édes terhet visszik most mi, maiak tovább és dolgozunk azon, hogy a minket követőknek is megadasson, hogy kerek évfordulókat ünnepelhessenek. Azt gondolom tiszta szívvel azon vagyunk, hogy ez így legyen.

E jeles évfordulót a Gépészmérnöki és Informatikai Kar, annak intézetei és más egyetemek testvér tanszékei körében méltóképpen ünnepeltük meg, 2025. május 29-én, amely alkalomból egy kiadványt is megjelentettünk, áttekintve a történetünk fontosabb mérföldköveit.

A 75. jubileumi évben e mellett számtalan esemény, külföldi vendégfogadás, rengeteg kapcsolat-építés vagy fenntartás céljából szervezett hazai és külföldi utazás, konferencia részvétel történt, amelyet részletesen is bemutat az évkönyv ezzel kapcsolatos fejezete.

Az idő nem áll meg. Előttünk áll egy következő év. Bízom benne, hogy az új évben a nehézségeink csak olyan mértékűek lesznek, amelyeket közösen összefogva meg tudunk majd oldani. Abban is biztos vagyok, hogy az új esztendő a nehézségek mellett számtalan örömteli pillanatot is tartogat számunkra, amelyek kárpótolni fognak az esetleges nehezebb pillanatokért. Rajtunk múlik. Mi írjuk az Anyagszerkezet-tani és Anyagtechnológiai Intézet jelenlegi történetét.

Az előszó lezárása előtt ilyen formában is szeretném megköszönni minden egyes kollégámnak az ebben az évben végzett munkáját. Bízom benne, hogy az utánunk jövők a 2025-ös intézeti évkönyvet forgatva elismeréssel gondolkodnak majd mindannyiunkra, látva, hogy amikor nekünk kellett tenni a dolgunkat, akkor – elődeink példáját követve – mi is megtettük azt.

Végezetül, szeretnék köszönetet mondani azon kollégáimnak, akik ebben az évkönyvben is bemutatták az Intézet sokszínű és értékes szakmai munkáját. Így, az idei, a 2025-ös évkönyv, szakmai színvonalában követve az előző években napvilágot látott évkönyveit, az Anyagszerkezet-tani és Anyagtechnológiai Intézet hagyományaihoz méltó módon tud megjelenni.

Külön, és név szerint szeretnék köszönetet mondani Prof. Dr. Lukács Jánosnak és Dr. Pap Juditnak, hogy a szakmai lektorálás és az egységes formátumra szerkesztés sokszor hálátlan feladatát magukra vállalták.

Miskolc, 2025. december 16.

Dr. Lukács Zsolt
egyetemi docens, intézetigazgató

ANYAGPARAMÉTEREK HATÁSA A VISSZARUGÓZOTT ALKATRÉSZ CSAVARODÁSÁRA

Lukács Zsolt

Egyetemi docens, Miskolci Egyetem, Anyagszerkeztani és Anyagtechnológiai Intézet,
Mechanikai Technológiai Intézeti Tanszék
3515 Miskolc, Miskolc-Egyetemváros, e-mail: zsolt.lukacs@uni-miskolc.hu

Rónai László

Egyetemi docens, Miskolci Egyetem, Szerszámgépészeti és Mechatronikai Intézet,
Robert Bosch Mechatronikai Intézeti Tanszék
3515 Miskolc, Miskolc-Egyetemváros, e-mail: laszlo.ronai@uni-miskolc.hu

Jemal Ebrahim Dessie

Assistant Professor, Bahir Dar Institute of Technology,
Faculty of Mechanical and Industrial Engineering, Bahir Dar University
Bahir Dar 26, Ethiopia, e-mail: jemal.ebrahim0295@gmail.com

Absztrakt

Nagyszilárdságú autóiipari alumíniumötvözetek alakításának egyik lehetséges eljárása a W-temper alakítás. Ezen eljárás során egy kombinált hőkezelési és alakítási folyamatot végzünk, ami rendkívül érzékeny a hőkezelés és alakítás között eltelt időre. Cikkünkben azt vizsgáljuk, hogy egy konkrét autóiipari lemezalkatrész alakítási modellezése során hogyan befolyásolja a természetes öregedési idő az alkatrész visszarugózást követő csavarodását.

Kulcsszavak: visszarugózás, anyagparaméterek meghatározása, alkatrész csavarodása

Abstract

One possible solution for forming high-strength aluminium alloys for the automotive industry is the W-temper forming process. During this process, we perform a combined heat treatment and forming process, which is extremely sensitive to the time elapsed (natural aging time) between heat treatment and forming. In this study, we examine how natural aging time affects the twisting of a workpiece after springback during the modelling of a specific automotive sheet metal part.

Keywords: springback, determination of material characterization, twist die modelling

1. Bevezetés

A lemezalkatrészek alakítási modellezésének egyik legrelevánsabb területe a lemezek visszarugózásával összefüggő szerszámelemek geometriai kompenzációjának a kérdésköre. A kérdés különösen az autóiipari szerszámok területén kritikus, hiszen ezek szigorú geometriai tűrései és a velük gyártott darabszámok megkövetelik az alakítási folyamat minél pontosabb leképezését a virtuális térben.

A visszarugózás modellezési pontossága alapvetően a szoftverekben alkalmazott anyagmodellek anyagparamétereinek pontosságából következik. A modellek és az anyagparaméterek megértéséhez

szükséges kontinuummechanikai ismeretanyag a terület meghatározó kutatói által több évtizede ismert és megtalálható, többek között Hosford [1], Dixit [2] és Banabic [3] összefoglaló munkáiban.

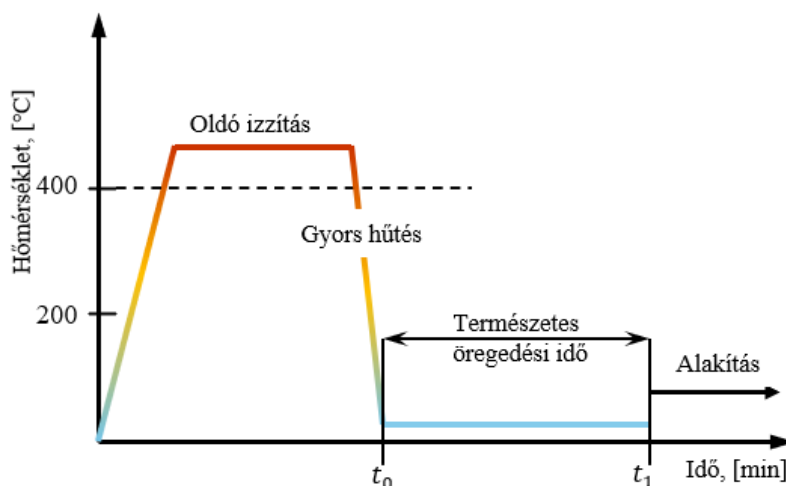
A kidolgozott modellekhez azonban nagyszámú anyagparaméter szükséges, amelyeket fizikai mérésekre alapozva határozhatunk meg. A kinematikus keményedést leíró egyenletek paramétereinek mérése csak egytengelyű ciklikus húzó-nyomó-húzó vizsgálatok megvalósításával lehetséges. Ezek alapvető kihívása a lemez próbatestek nyomó igénybevétele során fellépő kihajlás. A probléma kezelésére több megoldás is született az előző évek során, Kuwabara és szerzőtársai réz-ötvözetekre [4], Cao [5] és Eggersten [6] szerzőtársaikkal nagyszilárdságú acéllemezekre dolgoztak ki a kihajlást megakadályozó, különböző geometriai kialakítású készülék megoldásokat. Ezt a területet az Anyag-szerkezet-tani és Anyagtechnológiai Intézet is aktívan kutatta, így születtek mérőkészülék megoldások DP acélok és nagyszilárdságú (AA6082) alumínium-ötvözetek méréseire is [7], [8].

Dolgozatunkban a közelmúltban kifejlesztett mérőkészülékkel végzett vizsgálat eredményeként meghatározott anyagparaméterek változásainak hatását vizsgáljuk, egy autóiipari lemezalkatrész visszarugózásából adódó csavarodása szempontjából.

2. Alumínium-ötvözet *W-temper* alakítása és modellezése

Az autóiipar egyik válasza a károsanyag-kibocsátás csökkentésére a tömegcsökkentés volt. Ennek biztosítására, és a szigorodó biztonsági követelmények miatt, új nagyszilárdságú lemezanyagok kerültek kifejlesztésre. Ezek közül az acélokhöz viszonyított kisebb sűrűsége, így kisebb tömege miatt a nagyszilárdságú alumínium-ötvözetek terjedtek el a nagyobb méretű karosszéria elemek alapanyag választékában.

A hőkezelhető alumínium-ötvözetek (5xxx és 6xxx csoport) nagyszilárdságú, ún. kikeményített állapotban viszonylag csekély alakíthatósággal rendelkeznek. A karosszéria elemek alakítása során ezért előtérbe kerültek az olyan melegalakító lemezajtoló műveletek, amelyek ki tudják használni, hogy kilágyított állapotban az 5xxx és 6xxx típusú ötvözetek kiválóan alakíthatók. Ekkor ugyanis a szilárdságért felelős diszperz kiválások oldatba mennek, ezzel biztosítva az alakíthatóságot. Erre a fémteni jelenségre épül a *W-temper* alakítás, amelynek hőmérsékleti viszonyait jól szemlélteti az 1. ábra.



1. ábra. A *W-temper* alakítás hőmérséklet idő diagramja.

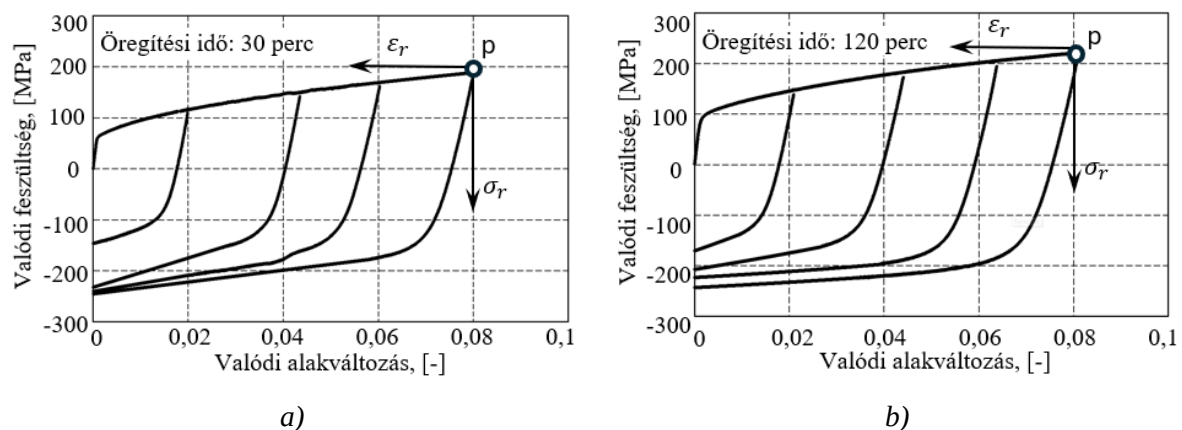
Ahogy az az 1. ábrán is követhető, elsőként 500°C felé hevítik az alapanyagot, ahol 30-60 perc alatt a diszperz kiválások feloldódnak. Az ezt követő gyors hűtés hatása „befagyasztja” ezt a mikroszerkezeti állapotot. Mivel ez nem egy egyensúlyi állapota az anyagnak a hűtést követően már szobahőmérsékleten megindul a természetes öregedési folyamata, amely a szilárdságnövekedést is magával hozza. A technológia ilyen tekintetben rendkívül érzékeny a gyors hűtés és az alakítás között eltelt időre (öregítési idő). Ezt a jelenséget több kutató is vizsgálta az elmúlt évtizedben [9], [10].

Mivel a jelenség jól ismert, a kutatások napjainkban a *W-temper* alakítás numerikus modellezésére koncentrálnak, arra, hogy milyen módon lehet ezt a szilárdságváltozást modellezni és ennek milyen hatása van a visszarugózásra [11], [12]. A legtöbb dolgozat alapkihívása a visszarugózás modellezéséhez szükséges kinematikusan keményedő mechanikai modell anyagparamétereinek a fizikai mérése, ahogy azt már a bevezetőben is említettük. Az Intézetben – egy sikeresen megvédett PhD disszertáció keretein belül – kifejlesztésre került egy olyan mérőkészülék, amely lehetővé teszi az AA6082 alumínium-ötvözet kinematikusan keményedő anyagmodell paramétereinek meghatározását egytengelyű húzó-nyomó-húzó vizsgálatokra alapozva [8]. Így, a fizikai mérések eredményeinek felhasználásával, lehetőség adódott az öregedési idő hatását vizsgálni a *W-temper* alakítás során, a visszarugózást követő elcsavarodás kapcsolatrendszerében.

3. Mérési eredmények és kiértékelésük

Magát a mérőkészüléket és a mérés kivitelezését már több publikációban bemutattuk ezért itt a konkrét mérési eredményeket és az abból meghatározott kinematikai keményedési modellhez szükséges paraméterek származtatását részletezzük [13].

A 2. ábra a) részlete a hőkezelés és a mérés között 30 perc elteltével meghatározott alakváltozási hiszteréziseket, azoknak a paraméterek meghatározásához szükséges szakaszát szemlélteti, különböző valódi alakváltozási értékek mellett. A 2. ábra b) részlete a mért alakváltozási hiszteréziseket 120 perc öregítési idő elteltével ábrázolja.



2. ábra. Alakváltozási hiszterézisek különböző öregítési idő alkalmazása során.

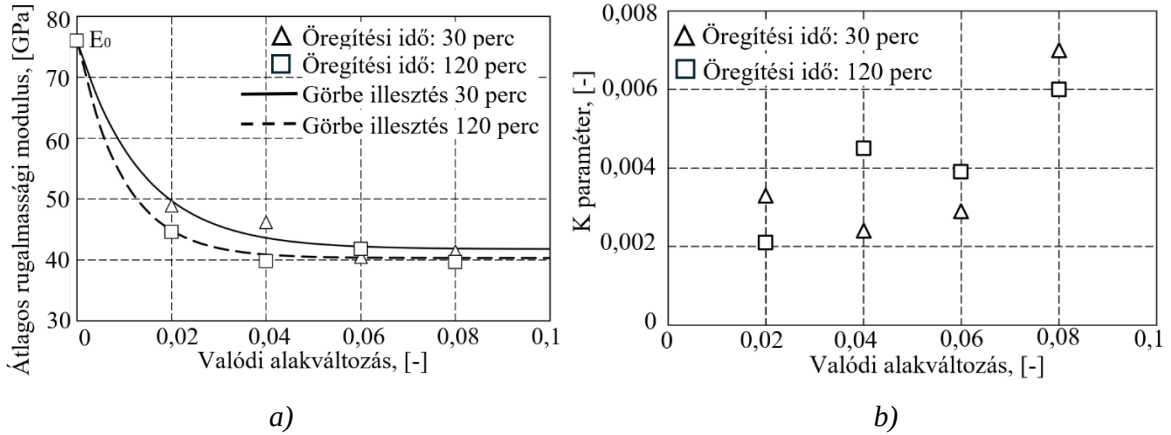
Az AutoForm szoftver kinematikusan keményedő modell anyagparaméter értékei az alakváltozási hiszterézis tehermentesítés kezdőpontjához illesztett $\sigma_r - \varepsilon_r$ koordináta-rendszerben felírt matematikai közelítés egyenletéből meghatározhatók (1. ábra). Az ellentétes irányú feszültség és alakváltozás között az alábbi összefüggés írható fel [14]:

$$\varepsilon_r = \frac{\sigma_r}{E_l(p)} + K \tanh^2 \left(\frac{\sigma_r}{2\sigma_h(p)} \right)^2, \quad (1)$$

ahol az $E_{l(p)}$ átlagos rugalmassági (Young) modulust, a σ_r az ellentétes irányú- és a $\sigma_{h(p)}$ az izotróp keményedési feszültséget jelenti. A K paraméter a Bauschinger hatással áll összefüggésben, a p jelöli a leterhelés kezdeti pontját. Egy adott mérésre vonatkozó átlagos rugalmassági modulus kiszámítható a pozitív előjelű feszültségértékekből az alábbi összefüggés alkalmazásával:

$$E_l(p) = \frac{\sum_{i=1}^{n-1} \left(\frac{\sigma_i - \sigma_{i+1}}{\varepsilon_i - \varepsilon_{i+1}} \right)}{n}, \quad (2)$$

ahol ε_i , ε_{i+1} , σ_i és σ_{i+1} rendre az i -edik és $(i+1)$ -edik valódi alakváltozások és pozitív előjelű valódi feszültségek értékei. A mérési adatok kiértékelésére a Scilab[®] szoftverben egy kiértékelő ciklust programoztunk le, amely a mérési adatsort tartalmazó .csv fájlból beolvassa ez egymást követő összetartozó adatpontokat. Az n jelöli a mérési pontok számát. A Scilab[®] szoftverben egy *for* ciklus segítségével történik az $E_{l(p)}$ meghatározása. Több, különböző p pontra elvégzett mérési adatsor felhasználásával előállítható az alakváltozás-átlagos rugalmassági modulus pontsora, amelyre görbe illeszthető a Yoshida és Uemori modell (3) segítségével, ahogyan azt a 3. ábra a) részlete mutatja:



3. ábra. A kinematikus keményedési modell paramétereinek meghatározása.

$$E_l = E_0 [1 - \gamma(1 - e^{-\chi p})], \quad (3)$$

ahol E_0 jelöli a rugalmassági modulus kezdeti értékét, míg γ ennek csökkenési mértékét fejezi ki, χ pedig a csökkenés sebességével összefüggő állandó. A görbeillesztéshez szükséges a két paraméternek γ -nak és χ -nek kezdeti értékeket adni, ezután iterációval – a legkisebb négyzetek módszerével – meghatározásra kerülnek a paraméterek értékei [15]. Ezután a számolt átlagos rugalmassági modulus pontokra előáll a legjobban illeszkedő görbe, így számolható lesz bármely p pontra az átlagos rugalmassági modulus $E_{l(p)}$.

Az (1) összefüggésben szereplő izotróp keményedési feszültséget a mérési adatahalmazból a következőképpen határozzuk meg:

$$\sigma_{h(p)} = |\sigma^n|, \quad (4)$$

ahol σ^n az eredeti, és nem a $\sigma_r - \varepsilon_r$ koordináta-rendszerben definiált utolsó feszültségérték.

Ezután az adathalmazt a $\sigma_r - \varepsilon_r$ koordináta-rendszerbe konvertáljuk. Ahhoz, hogy a legkisebb négyzetek módszerét a mért adatpontokon görbeillesztésre használhassuk, szükség van egy hibafüggvény definiálására, amely jelen esetben a következő alakot ölti:

$$D = \varepsilon_{r(\sigma_r)} - \varepsilon_m, \quad (5)$$

ahol $\varepsilon_r(\sigma_r)$ alakváltozás értékét az (1) összefüggéssel határozzuk meg a σ_r függvényében, amelyhez kiindulásként szükséges a K paraméternek egy kezdeti értéket adni. A mért alakváltozás ε_m értékei a mérési adatsorból származnak. A hibafüggvény első része tehát egy predikció, míg a második része a mért érték. A (6) képlet minimalizálja az eltérések négyzetösszegét:

$$\min \|D\|^2 = \sum_{i=1}^n D_i^2, \quad (6)$$

ahol n jelenti mérési pontok számát. A Scilab[®] szoftverben rendelkezésre áll egy *leastsq()* többparaméteres függvény, amely iterációval keresi meg az optimális K paraméter értékét, ahol a kumulált kvadratikusan hiba minimális lesz. A K értékek alakulását mutatja a 3. ábra b) részlete a különböző alakítási mértékek és az öregítési idő függvényében.

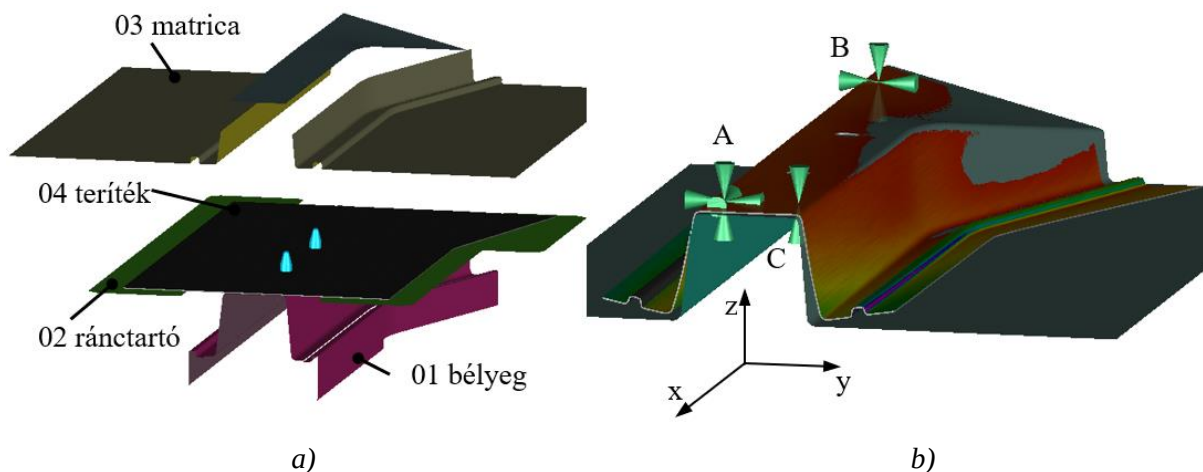
A fizikai mérések során meghatározott anyagparaméter értékek az AutoForm-ban megtalálható 6xxx alumínium-ötvözetek paramétereitől, bár kis mértékben, de eltértek. Az AutoForm paraméterei az öregítési idő hatását sem vették figyelembe, mivel értékeik, szemben a fizikai mérés eredményeivel, nem változtak. Ebből következően, kérdésként fogalmazódott meg, hogy vajon ezen eltérések okozhatnak-e érdemi különbséget a modellezés során a visszarugózási értékekben.

4. Modellparaméterek hatása a visszarugózás utáni csavarodásra

Az anyagparaméterek fizikai mérése során tapasztalt különbségek az AutoForm által általánosan használt 6xxx nagyszilárdságú alumínium-ötvözetek anyagparamétereivel nyilvánvalóvá tette számunkra, hogy a visszarugózás utáni méretváltozások is eltérőek lesznek. Ennek bemutatására felhasználtuk a 2020-as *NumiSheet* konferencián közzétett *Benchmark-2* alakítási modellezést [16].

Az ún. *benchmark* tesztek ipari környezetből merítik, és azt vizsgálják, hogy a különféle numerikus modellező szoftverek, előre rögzített bemeneti paraméterek mellett milyen pontossággal modellezik a valós alakítási folyamatokat. Ezen vizsgálatoknál, az ugyanolyan szempontok szerinti összehasonlíthatóság érdekében, a kimeneti eredmények származtatásának módszerét is előre rögzítik.

Az 4. ábra a) részlete a szerszámelemeket mutatja az alakítási folyamat kezdetén. *01 bélyeg* felirattal jelölve a szerszám alsó felében a bélyeg látható, amely végig rögzített az alakítási folyamat alatt. A *02 ránc tartó* felületen helyezkedik el a *04 teríték*, amelynek a helyzetét a két világoskék színnel jelölt tájolócsap egyértelműen meghatározza. A szerszám felső felében *03 matrica* azonosítóval a matrica látható. A bélyeg és a matrica úgy került kialakításra, hogy a zárás során egy meghatározott geometriájú bordát sajtoljon az alkatrész peremének mindkét oldalába, ezzel növelve azon rész merevségét, így csökkentve a visszarugózás mértékét.



4. ábra. A Benchmark-2 teszt szerszámgeometriája és a visszarugózás mérési elve.

Valós ipari környezetben a visszarugózás utáni méretkülönbségeket mérőkészülékben vizsgálják, így garantálva, hogy a visszarugózás megítélése mindenki számára egyértelmű legyen. Ez azt jelenti, hogy célszerűen választott tájolócsapok és leszorító elemek segítségével egy előre rögzített térbeli helyzetet hoznak létre, amely után az ún. referenciafelületről mért eltérés mindig azonos módon értékelhető. A referenciafelület szinte minden esetben az alkatrész geometriájának CAD modell által meghatározott felületét jelenti.

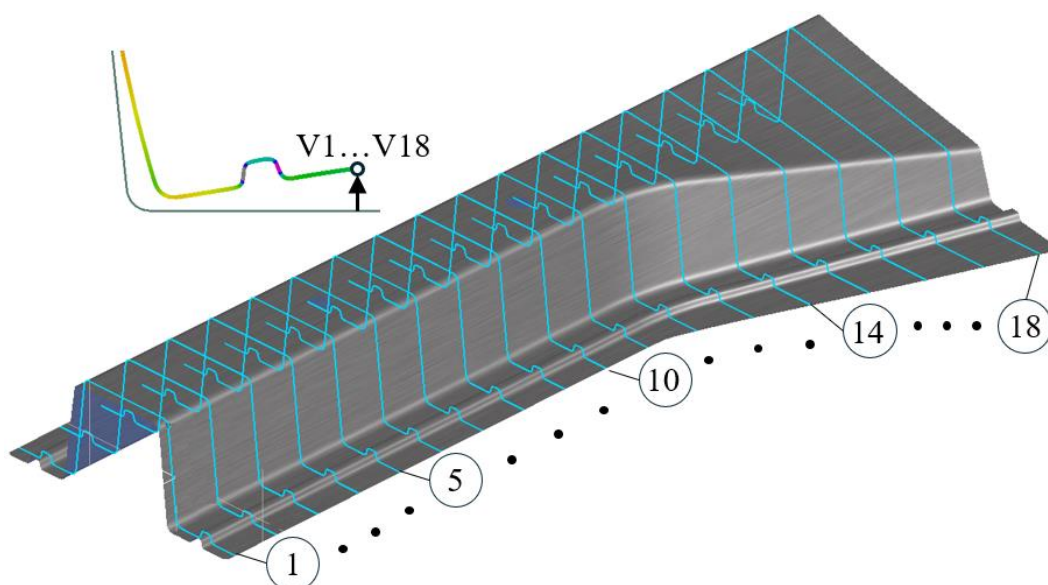
A visszarugózás mérését a *Benchmark-2* modellezésében a 4. ábra b) részletén bemutatott koncepcióban adták meg, ahol zöld színnel jelölve látható a referencia geometria. Valós körülmények között – felhasználva a terítéken már előre elkészített két lyukat –, a pozicionálás az U-alakú alkatrész felső felületén a már a 4. ábra a) részletén bemutatott két csapon történik. Ezt követően az alkatrész felső felületét az A, a B és a C térbeli pontokon a referencia felülethez szorítják excenteres elven működő gyorszorító elemekkel.

A modellezésben lehetőség van a valós mérőkészülék hatását végeselemes kényszerek definiálásával modellezni, a valósággal megegyező módon. Ehhez elegendő a leszorítással megegyező térbeli pontokra ún. fix-kényszereket alkalmazása, amelyek adatait az 1. táblázat összefoglaltan mutatja. Az A-val jelölt pont elmozdulása a tér mindhárom irányában rögzített, míg a B és a C pontok elmozdulási kényszerei csak két, illetve egy irányban rögzítettek. A 4. ábra b) részletén az A, a B és a C pontokon látható zöld színnel jelölt kúpok az adott ponthoz tartozó rögzített irányokat szemléltetik. Ezek a kényszerek együttesen azonos módon lekötik az alkatrész geometriai szabadságfokait, mint a valós mérőkészülék, garantálva, hogy az összevetés térbeli helyzete is ugyanolyan legyen.

1. táblázat. A rögzítési kényszerek pontjai és irányai

Pont	Koordináták			Rögzített irányok
	X	Y	Z	
A	360,6	-25	1381	X; Y; Z
B	-389,4	-25	1379,2	Y; Z
C	360,6	45	1381	Z

A térbeli helyzet rögzítése után az 5. ábrán látható metszetsorozatot hoztuk létre. Az egyes metszeti vonalak között 50 mm távolságokat tartva, így 18 darab metszet mentén tudtuk számszerűsíteni a referencia felülettől mért normál irányú eltérést az alkatrész metszet végén, a V1...V18 szerszámnyitást követően.



5. ábra. A mérőkészülék mechanikai modellje.

A Benchmark-2 kihívás ismertetését követően – felhasználva a szerszámelem és a teríték geometriai CAD modelljeit – összeállítottuk az AutoForm modellezést, a következő anyagparaméterek felhasználásával. Az anyag folyási görbéjét a (7) matematikai összefüggéssel meghatározott ún. kombinált Hockett-Sherby formulával adtuk meg, a 2. táblázatban felsorolt anyagparaméterek felhasználásával.

$$\sigma = (1 - \alpha) \left\{ C(\varepsilon_{pl} + \varepsilon_0)^m \right\} + \alpha \{ \sigma_{sat} - (\sigma_{sat} - \sigma_i) e^{a\varepsilon_{pl}} \}, \quad (7)$$

2. táblázat. A folyási görbe anyagparaméterei

ε_0	m	C [MPa]	σ_i [MPa]	σ_{sat} [MPa]	a	p	α
0,00905	0,414	518	59,6	1262	0,503	0,583	0,25

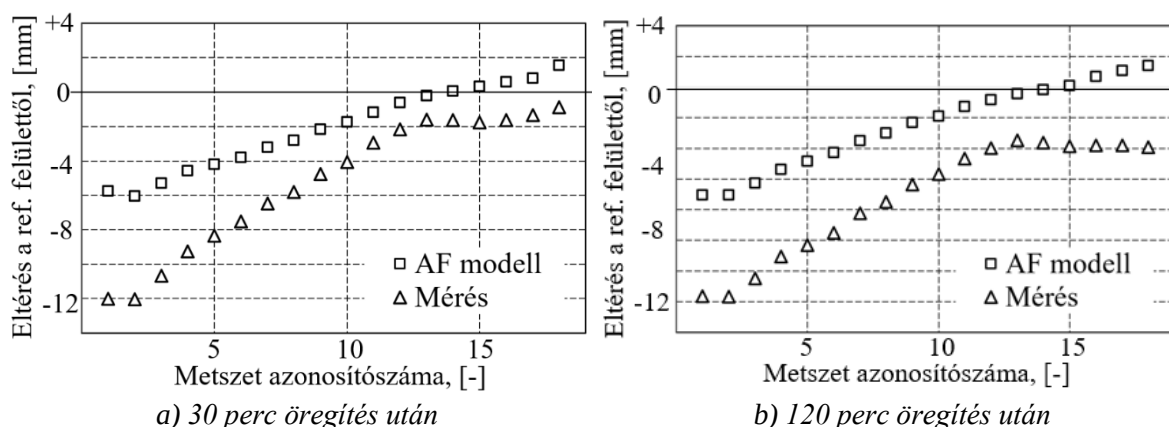
A kinematikus keményedési modell paramétereit – a különböző öregítési idők mellett – a 3. táblázatban foglaltuk össze. A K értékeket a 3. ábra b) részlete alapján, az alakváltozási értékekhez tartozó K értékek számtani közepeként számítottuk ki.

3. táblázat. Kinematikus keményedés anyagparaméterei

30 perc öregítés				120 perc öregítés			
K	ξ	γ	χ	K	ξ	γ	χ
0,004	0,016	0,45	73	0,004	0,016	0,47	100

Az így megadott anyagparaméterek felhasználásával AutoForm modellezéseket végeztünk, annak érdekében, hogy összevethessük az AutoForm és a fizikai mérések során meghatározott anyagparaméterek visszarugózásra, és közvetve az elcsavarodásra gyakorolt hatásait.

Az eredményeket a 30 perces öregítési idő alkalmazásával meghatározott anyagparaméterek felhasználásával a 6. ábra a) részlete, a 120 perces öregítési idő elteltével pedig a 6. ábra b) részlete mutatja. Mindkét ábrarészleten feltüntettük az AutoForm által a 6xxx alumínium ötvözetcsoporthoz használt anyagparaméterekkel modellezett visszarugózás eltéréseit, négyzetes jelölőkkel ábrázolva. Mivel az AutoForm anyagparaméterei nem veszik figyelembe az öregítési idő hatását így a visszarugózási értékek azonosak a 6. ábra mindkét részletén.



6. ábra. Az öregítési idő hatása az alkatrész visszarugózás utáni eltérésére.

A 6. ábra fizikai méréssel meghatározott anyagparamétereivel végzett modellezések eredményeinek összevetése során a következő megállapítások tehetők, a visszarugózási értékek, így közvetve az alkatrész elcsavarodásával kapcsolatban.

Az öregítési idő hatása egyértelműen látható az alkatrész szélesedő metszetei (10-18 azonosítók) tekintetében, amelyek a 120 perces öregítés utáni szilárdságnövekedés miatt egyre nagyobb eltérést mutatnak a referencia felülethez képest. Ezzel összhangban, az alkatrész elcsavarodása is nagyobb lesz a szilárdságnövekedés miatt. Az is látható, hogy az alkatrész azon részén, ahol a metszetek azonosak (1-10 azonosítók) az öregítési idő hatása nem eredményez számottevő eltérést a visszarugózásban. Mindezek figyelembevételével elmondható, hogy a *Benchmark-2* modellezéshez hasonló alkatrészek esetén, ahol az alkatrész hossza menték a keresztmetszete változik, figyelembe kell venni a nagyszilárdságú alumínium-ötvözetek hőkezelési és alakítási folyamatai között eltelt időt, hiszen az a visszarugózásban, így az abból adódó geometriai kompenzációban is különbséget okozhat.

5. Összefoglalás

Dolgozatunkban bemutattuk, hogy a nagyszilárdságú alumínium ötvözetek ún. *W-temper* alakítási modellezése során a hőkezelés és az alakítás között eltelt időben a lemezanyag szilárdsága növekszik a természetes öregedési folyamat eredményeként. Ez a modellezés során alkalmazott kinematikusan keményedő kontinuummechanikai modell anyagparamétereiben változást eredményez, így kihat a szerszámnyitást követő visszarugózás értékére is. Mivel a modellezés eredményeiben ez különbséget okoz, ezért a modellezés eredményeként alkalmazott geometriai szerszámkompenzációt is kedvezőtlenül befolyásolhatja.

A modellkísérlet jól alátámasztotta a fizikai mérésekre alapozott anyagparaméterek pontos meghatározásának a jelentőségét és egyben bemutatta az Anyagszerkezettani és Anyagtechnológiai Intézetben kifejlesztett mérőkészülék alkalmazhatóságát is.

Irodalom

- [1] W. F. Hosford, *Fundamentals of Engineering Plasticity*, Cambridge, UK: University Press, 2013.
- [2] P. M. Dixit and U. S. Dixit, *Plasticity Fundamentals and Applications*. Boca Raton, USA: CRC Press, 2015.
- [3] D. Banabic, H. J. Bunge, K. Pöhlndt, and A. E. Tekkaya, *Formability of Metallic Materials*. Berlin, Germany: Springer, 2000.
- [4] T. Kuwabara, Y. Kumano, J. Ziegelheim, and I. Kurosaki, "Tension-compression asymmetry of phosphor bronze for electronic parts and its effect on bending behaviour," *Int. J. of Plasticity*, vol: 25, no. 9, pp. 1759–1776, 2009, doi: 10.1016/j.ijplas.2009.01.004.
- [5] J. Cao, W. Lee, H. S. Cheng, M. Seniw, H. P. Wang, and K. Chung, "Experimental and numerical investigation of combined isotropic-kinematic hardening behavior of sheet metal," *Int. J. of Plasticity*, vol: 25, no. 5, pp. 942–972, 2009, doi: 10.1016/j.ijplas.2008.04.007.
- [6] P. A. Eggertsen and K. Mattiasson, "On the identification of kinematic hardening material parameters for accurate springback predictions," *Int. J. of Material Forming*, vol. 4, no. 2, pp. 103–120, 2010, doi: 10.1007/s12289-010-1014-7.
- [7] Zs. Lukács, "Nagyszilárdságú acélok visszarugózásának modellezése és kísérleti vizsgálata," Ph.D. értekezés, Sályi István Gépészeti Tudományok Doktori Iskola, Miskolci Egyetem, Miskolc, Magyarország, 2014. doi: 10.1475/ME.2014.008.
- [8] J. E. Dessie, „Determination Kinematic Hardening Parameters in W-temper Forming of High-strength Aluminium-alloy” Ph.D. értekezés, Sályi István Gépészeti Tudományok Doktori Iskola, Miskolci Egyetem, Miskolc, Magyarország, 2025, doi: 10.1475/ME.2025.052.
- [9] W. Zhang, H. Li, Z. Hu, and L. Hua, „Investigation on the deformation behaviour and post-formed microstructure/properties of AA7075-T6 alloy under pre-hardened hot forming process,” *Mater. Des.*, vol. 83, pp. 557–565, 2015, doi:10.1016/j.msea.2020.139749.
- [10] J. Lv, J. H. Zheng, V. A. Yardley, Z. Shi, and J. Lin, „A review of microstructural evolution and modelling of aluminium alloys under hot forming conditions,” *Metals*, vol. 10, pp. 1–33, 2020. doi:10.3390/met10111516
- [11] R. Wagoner and M. Li, „Simulation of Springback: Through-Thickness Integration,” *Int. J. of Plasticity*, vol. 23, pp. 345–360, 2006, doi:10.1016/j.ijplas2006.04.005.

- [12] M. Dezelack, A. Stepisnik, I. Pahole, and M. Ficko, "Evaluation of Twist Springback Prediction after an AHSS Forming Process," *Int. J. of Simulation Modelling*, vol. 12, no. 2, pp. 171–182, 2014, doi:10.2507/IJSIMM13(2)4.261.
- [13] Zs. Lukács, G. Gy. Gál, and J. E. Dessie, "Finomlemezek egytengelyű ciklikus húzó-nyomó vizsgálatára alkalmas mérőkészülék tervezése," *Kutatási eredmények az ATI Intézetben – Évkönyv 2024*, pp. 51–60, 2024, ISBN 978-963-358-346-3
- [14] W. Kubli, A. Krasovskyy, and M. Sester, "Advanced modelling of reverse loading effects for sheet metal forming processes," *Proc. 7th Int. Conf. and Workshop on Num. Sim. of 3D Sheet Metal Forming Proc. (NUMISHEET 2008)*, P. Hora, Ed. September 2008, pp. 479–484.
- [15] S. J. Miller, „The Method of Least Squares”, *Mathematics Department, Brown University*, 2006.
- [16] Z. G. Qin, T. Stoughton, D. Anderson, D. J. Zhou, E. McCarty, E. Smith, and P. Park, „2020 NUMISHEET BENCHMARK-1: Springback Prediction of Twist Die Panel,” *The 12th International Conference and Workshop on Numerical Simulation of 3D Sheet Metal Forming Processes*, July 19-24, 2020, Toronto.

VÁGÓSZERSZÁMOK ÉLETTARTAMÁNAK VIZSGÁLATA VEM ALKALMAZÁSSAL

Kovács Péter Zoltán

Egyetemi docens, Miskolci Egyetem, Anyagszerkeztani és Anyagtechnológiai Intézet,
Mechanikai Technológiai Intézeti Tanszék
3515 Miskolc, Miskolc-Egyetemváros, e-mail: peter.kovacs@uni-miskolc.hu

Rácz Ivett

Gyártástechnológus, Hidria Bausch Kft.
3200 Gyöngyös, Karácsondi út, e-mail: ivett.racz@hidria.com

Absztrakt

A tanulmány elkészítése során egy rotor lamella vágási folyamatának vizsgálatára került sor véges-elemes szimulációs program segítségével. A DEFORM programban, az üzemben lévő paraméterek alapján, összeállításra került egy modell, majd ezt követően a gyártást befolyásoló paraméterek hatását vizsgáltuk. A gyártás során a vizsgált termék magas selejtszázalékkal fut, és a szerszámhibákból adódó állásidő is igen jelentős. Az elvégzett szimulációk alapján több olyan eredményt is kaphatunk, amelyeket a különböző szakirodalmak is igazolnak, azonban egyes eredmények arra is rávilágítanak, hogy hol van probléma az alkatrész gyártásában, hol van lehetőség a fejlesztésre. Végül a kapott eredmények alapján azt állapíthatjuk meg, hogy a termék gyártása során a technológiai paraméterek a gép üzemeltetése során optimálisan vannak beállítva, a termék minőségére és a szerszámok élettartamára leginkább az alapanyag szilárdsági tulajdonságainak van hatása. A jövőben lehet intézkedést hozni a beszállítóval szemben elvált szilárdsági tulajdonságok tűrésmezejének módosítására, annak érdekében, hogy a lemez folyáshatára optimálisabb legyen a jelenlegi értékekhez képest.

Kulcsszavak: DEFORM végeselem szoftver, vágás, technológiai paraméterek hatása

Abstract

During the preparation of the study, the cutting process of a rotor vane was examined using a finite element simulation program. Within the DEFORM software, a model was created based on the parameters used in production, and subsequently the effects of the parameters influencing manufacturing were investigated. During production, the product runs with a high scrap rate, and the downtime resulting from tool failures is also significant. Based on the simulations performed, several results were obtained that are supported by various literature sources; however, some findings also reveal where problems occur in the manufacturing of the part, and thus which areas have potential for improvement. Finally, based on the obtained results, it can be concluded that the technological parameters used during the operation of the machine are set optimally. The quality of the product and the service life of the tools are most strongly affected by the strength properties of the raw material. In the future, measures may be taken with the supplier to modify the tolerance range of the required strength properties, in order to achieve a more optimal yield strength of the sheet compared to the current values.

Keywords: DEFORM finite element software, cutting, effect of technological parameters

1. Bevezetés

A stancoló szerszám (kivágó szerszám) élettartamának vizsgálata a szerszám kopásának, deformációjának és működőképességének ellenőrzését jelenti az üzemelés során. Célja a szerszámcseré optimális időpontjának meghatározása, a meghibásodások megelőzése, valamint a gyártási minőség biztosítása.

A vágószerszámok élettartamát több tényező határozza meg, mint például az anyagminőség (keménység, szívósság), a bevonat, a technológiai paraméterek (vágórés [1], lemezvastagság, anyagminőség, vágási sebesség), a folyamatjelek (stancolási erő növekedése, hang/rezgés változása, sorjamagasság növekedése), a terhelés és a kopás módja (él tompulás, mikro-kitöredezés, repedés, felrakódás).

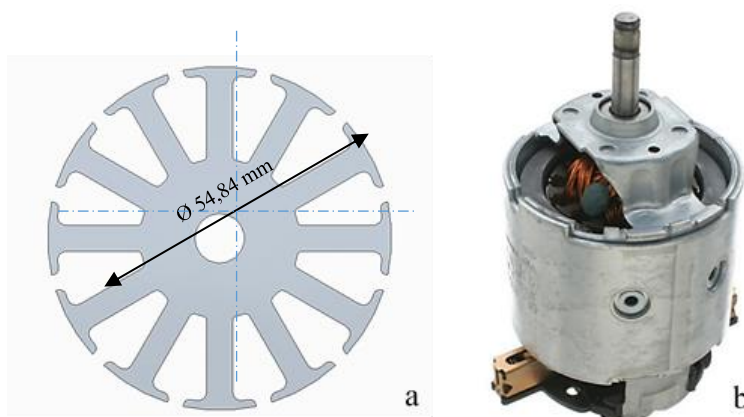
A vágószerszámok élettartamának vizsgálata többféle módszerrel történhet, attól függően, hogy milyen iparágban használják. A legelterjedtebb módszer a kopásmérés, mivel a szerszám élettartamát alapvetően a kopás határozza meg. Itt lehet mérni például az él lekerekedését (mikroszkóppal, profilométerrel), a kopási szélességet vagy az él geometriájának változását [2]. A szerszám anyagára is kiterjedhet az élettartam-vizsgálat. Vizsgálható például a keménység, a mikroszerkezet, a felületi bevonatok vastagsága és tapadása. Ezek meghatározzák a szerszám kopásállóságát. Az erőmérés során, ha a vágószerszám állapota romlik, általában nő a vágóerő. Ez korán jelzi a kopást vagy az él tompulását [3]. A gép által mért vágóerő emelkedése a kopás egyik legmegbízhatóbb indikátora. A szerszám éltompulása a maximális erő 10–20%-os növekedésével kimutatható. Az élettartampróba – a valós használat – azt jelenti, hogy a szerszámot tényleges üzemi körülmények között használják, és figyelik, hogy hány ciklus, vágás, üzemóra után milyen mértékű minőségromlás jelentkezik. Ez a módszer a legrealisztikusabb, mert az élettartamot tényleges környezetben adja meg [3]. A vágási sebesség jelentős hatással van a stancoló szerszám élettartamára, mert közvetlenül befolyásolja a szerszám igénybevétele, a hőterhelést és a kopási mechanizmusokat. A vágási sebesség növelése általában rövidíti a stancolószerszám élettartamát, mert nő a hőképződés, nő a dinamikus terhelés, gyorsul a kopás, romlik a darabminőség, gyakoribbá válik a kitöredezés és a repedés. A FEM modellek lehetővé teszik, hogy különböző szerszámgeometriákat, vágási paramétereket, hézagokat, anyagjellemzőket vizsgáljunk anélkül, hogy azonnal gyártósori tesztet futtatnánk. Így viszonylag olcsón tesztelhető az, hogy például az él geometriája, anyaga, a vágórés milyen hatással van a szerszám terhelésére, feszültség eloszlására, deformációjára, ami közelebb visz a valós élettartam problémához [4], [5]. Az élettartam előre jelzéséhez különféle szerszámkopás előrejelzési modelleket alkalmazhatnak, amire a [6] cikk mutat egy példát. Ebben a cikkben a kísérleti eredmények és a szimulációs eredmények közötti hiba kevesebb volt, mint 10%, amelyek a javasolt szerszámkopás-előrejelzési modell megvalósíthatóságát igazolták.

A stancolóipar esetén konkrétan, ha a stancoló kés vagy a vágólap élettartamát vizsgálják, akkor tipikusan a vágási él minőségét, vágási erő növekedését, a repedések, a hajszálrepedések, a stancolt termék minőségét nézik. A szerszám élettartamát a fenti módszerek összehangolt alkalmazása mutatja meg legpontosabban. A közvetlen vizsgálatok (élkopás) és a közvetett jelek (sorjamagasság, erőnövekedés, rezgésminták) együtt adják a legmegbízhatóbb képet a szerszám állapotáról és a várható cseréjéről. A szerszám működésének végét akkor érzük el, amikor a sorjamagasság, a mérettűrés, az erőszükséglet vagy az élkopás meghaladja a gyártási határértékeket. Az élettartamot többnyire ütésszámban vagy gyártható darabszámban adják meg.

2. A termék gyártásának folyamata

A Hidria Bausch Kft. lemez feldolgozó üzemében a termékek lemezből történő kivágással, másnéven stancolással kerülnek előállításra. A gyártás során az egyik leggyakrabban előforduló probléma a szerszámhiba, amely miatt a stancoló gépből ki kell venni a szerszámot, azt fel kell köszörülni, a hibás elemeket ki kell cserélni, és ez alatt az idő alatt nem tud dolgozni a gép; továbbá a szerszámhibából adódóan a gyártás során keletkező selejtszám is növekszik. A megrendelések nagy mennyisége miatt a selejtek magas száma és a termelésből kiesett idő a vevőnek is állásidőt eredményez.

A Hidria Bausch Kft.cég eltérő felhasználású villanymotorokba gyárt álló- és forgórész vasmagokat. A termékek egy része kéziszerszámokhoz készül, viszont a gyártott alkatrészek döntő többségét az autóipar számára gyártják, a későbbi felhasználás során azokat különféle motorokba szerelik be. A vizsgált termék egy forgórész lamella (1. ábra a) részlete), amely a későbbi felhasználás során az autók klímabefűvő motorjába (1. ábra b) részlete) szerelnek be.



1. ábra. A vizsgált termék geometriája a); klímabefűvő motor b).

A termék gyártása során M800-65A jelű hidegen hengerelt elektromos acéllemezt használnak. Vevői követelmény alapján, a beérkező lemez mechanikai tulajdonságainak a megfelelőségét továbbítani kell a vevőnek, annak érdekében, hogy biztosítsák őket arról, hogy a lemez megfelel a gyártásra. A lemezzel szemben elvárt mechanikai tulajdonságokat az 1. táblázat foglalja össze.

1. táblázat. A lemez mechanikai tulajdonságai.

Érték	Folyáshatár, $R_{p0,2}$ [MPa]	Szakítószilárdság, R_m [MPa]	Keménység, HV [-]
Minimum	260	380	110
Maximum	360	480	140

A munkadarab $s = 0,65$ mm lemezvastagságú acéltekercsből készül, az alakítás Minster típusú, 250 tonnás nyomóerejű stancológéppel történik. A lemezt a stancoló gép motollájára helyezik, majd onnan kerül befűzésre egy görgősoron keresztül a gép belsejébe. A görgősor azt a célt szolgálja, hogy a lemezben lévő kismértékű egyenetlenségeket és alakváltozásokat kiegyenlítse, ezáltal a szerszám alkatrészei nem sérülnek, így a termék megfelelő minősége és a szerszám kisebb mértékű kopása biztosítható. A lemez a görgősor után egy előtolón megy keresztül, amely a szerszám és a stancolás

folyamatának szabályzásáért felel. Az előtoló után a lemez két filchenger között halad tovább, amelyek a lemezen maradt szennyeződések eltávolítását szolgálják. A szerszám belsejében végighaladva alakul ki a késztermék, majd négy darab kihordó csövön keresztül kerül az operátorhoz, aki pálcára fűzve és klipsszel rögzítve helyezi a lamellákat a ládába. Az egyek csövek a fészkek számát jelölik, ugyanis a szerszám egyszerre négy termék kivágását végzi. A gyártás során keletkező fémhulladék a gép alatt elhelyezkedő kihordószalagra esik, és az viszi tovább a fémeket az erre kijelölt hulladékgyűjtő konténerbe.

A készterméket adott időközönként és előre meghatározott mennyiségben az operátor és a gyártásközi ellenőr is megvizsgálja az előírt utasításoknak megfelelően, annak érdekében, hogy kiderüljön az, hogy a gyártott termék minden rajzi előírásnak megfelel-e vagy sem. Az operátor feladata a radiális körfutás, a furatátmérő, a síklapúság, a párhuzamosság és a trapézosság mérése különféle mérőeszközök és idomszerek segítségével, továbbá a sorja és a termék külső megjelenésének vizuális vizsgálata. A gyártásközi ellenőr feladata a termék Hexagon Optiv Performance 443 típusú, kétdimenziós mérőgéppel történő vizsgálata.

A mérés során a gépben lévő kamera segítségével, az adott termékhez tartozó program elindítása után történik a termék megfelelőségének az ellenőrzése. Ez azért fontos, mert ekkor a gép azt vizsgálja meg, hogy minden érték a rajzi előírások tűrésein belül helyezkedik-e el, vagy sem. A mérési eredményeket számítógép értékeli ki, ez alapján készül el a méréshez tartozó jegyzőkönyv.

A szerszámhibák csökkentéséhez a gyártási paraméterek módosítására lenne szükség, annak érdekében, hogy megtudjuk van-e olyan része a termelésnek, amelyen lehetne fejleszteni. Azonban a folyamatos gyártás miatt erre nincsen elég idő, illetve a különböző módosítások véghezvitele során fennállhat annak a lehetősége, hogy nem jó irányba történik a változtatás [7]. Éppen ezért, a gyártási paraméterek módosításait a termelés produktivitásának növeléséhez – ennek a tanulmány keretein belül – végeselemes szimulációval hajtottuk végre.

Ahhoz, hogy a gyártási folyamatparaméterek hatását meg tudjuk vizsgálni, anélkül, hogy azzal megállítanánk a vizsgált termék szériagyártását, egy olyan megoldást alkalmazhatunk, ahol a virtuális térben tudjuk megtekinteni a különböző változtatások hatását. Erre a célra a DEFORM végeselemes szimulációs programot használhatjuk. A DEFORM-ban készült szimulációk két- vagy háromdimenziós modellként futtathatók. A kétdimenziós modellek általában kisebb méretűek, könnyebben beállíthatók és gyorsabban futtathatók, mint a háromdimenziós modellek [8]. Gyakran előfordul, hogy ha egy modell kétdimenzióban logikusan átlátható, akkor nem éri meg azt három dimenzióban ábrázolni.

3. A modell megalkotása és a szimulációk elvégzése

A szimulációk elvégzése előtt számításokat végezzünk, mint például a vágóerő maximuma, a vágás munkaszükséglete és a vágórés nagysága. Vágóerőnek a vágóerő értékének a maximumát tekintjük, amelyet az (1) -es képlet alapján számítunk:

$$F_{max} = k_v \cdot A_{nyírt} \cdot \tau_m = k_v \cdot L \cdot s \cdot \tau_m [N], \quad (1)$$

ahol $k_v = 1,1-1,3$ az ún. vágóerő korrekciós tényező, $A_{nyírt} = L \cdot s [mm^2]$ a nyírt keresztmetszet, $L [mm]$ a vágási vonal hossza, $s [mm]$ a lemeztavastagság, $\tau_m [MPa]$ a vágott anyag nyírószilárdsága. A nyírószilárdság értéke amennyiben nem ismert, az alábbiak szerint számítható Oehler szerint [9]:

$$\tau_m \begin{cases} = 0,8 \cdot R_m & \text{ha } d/s \geq 2 \\ = R_m & \text{ha } d/s = 1 - 2 \text{ [MPa]} \\ > R_m & \text{ha } d/s < 1 \end{cases} \quad (2)$$

amelyben R_m a lemez szakítószilárdsága, d a bélyegátmérő. A vágás munkaszükségletét a (3) -as képlet alapján számítjuk ki:

$$W_{al} = \int_0^s F dh = F_{köz} \cdot s = c \cdot F_{max} \cdot s \text{ [J]} \quad (3)$$

ahol c a vágóerő-út diagram kitöltési tényező, amely egy olyan állandó, aminek az értéke a vágóréstől és az anyagminőségtől függ.

A vágólap (matrica) és a bélyeg méretének a különbsége a vágórés, ezt z -vel jelölik. Hengeres bélyeg és matrica esetén a bélyeg és a vágólap között ez körkörösén értelmezendő. A „ z ”-vágórés felét „ u ”-val jelölik, ez jelenti az egyoldali vágórést, gyakran ezt nevezik egyszerűen vágórésnek. A vágórés nagyságát 3 mm lemezzvastagságig a (4) képlet alapján lehet kiszámolni.

$$u_s = \frac{z}{2} = c \cdot s \cdot \sqrt{\tau_m} \text{ [mm]} \quad (4)$$

Itt a c vágórés tényező értéke $c = 0,0016-0,011$, amely egy tapasztalati tényező. Ha szép vágási felületet szeretnénk elérni, ahol a fényes övezet minél szélesebb, akkor a c értéke 0,0016, ebből kifolyólag, ha a cél a lehető legkisebb vágási munka, akkor a $c = 0,011$. A vágórés értékétől jelentősen nem függ a vágóerő, viszont az alkatrész pontossága, a szerszám élettartama és a vágáshoz szükséges munka igen. Kis vágórés alkalmazása esetén a vágóerő nagyobb lesz, a munka pedig kisebb. Nagyobb vágórés esetén csökken a vágóerő, és a munka növekszik, mivel ki kell nyomni a vágólapba szorult áteső darabot az áttörésből. [10], [11]

A vágóerő maximumát az (1) -es képlet alapján lehet kiszámolni, ahol a vizsgált geometria esetében a vágóerő korrekciós tényező értéke 1,2 a vágási vonal hossza 581,4 mm (a termék CAD modellje alapján)

$$F_{max} = 156727 \text{ N} .$$

Az anyag nyírószilárdságának értékét a (2) -es képlet segítségével határozható meg, ahol a szakítószilárdságot az alapanyag beszállító által küldött dokumentumon található adatok alapján vehetjük számításba. Mivel a bélyegátmérő 54,84 mm, ezért annak és a lemezzvastagságnak a hányadosa nagyobb, mint 2, ezért a nyírószilárdságot az alábbi képlet alapján számolva:

$$\tau_m = 345,6 \text{ MPa} .$$

A vágás munkaszükségletét a (3) -as képlet alapján számolhatjuk, ahol a vágóerő-út diagram kitöltési tényező értéke $c = 0,5$, így

$$W_{al} = 50936 \text{ J} .$$

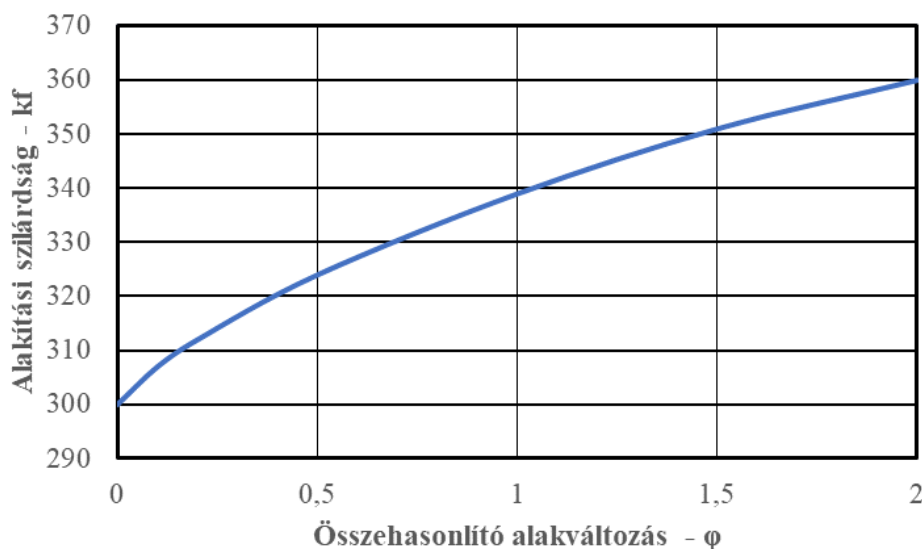
Az egyoldali vágórés nagyságát a (4) -es képlet alapján számolhatjuk, a vágórés tényező értékének minimumával és maximumával egyaránt:

$$u_{smin} = 0,02 \text{ mm} , \text{ illetve}$$

$$u_{smax} = 0,13 \text{ mm} .$$

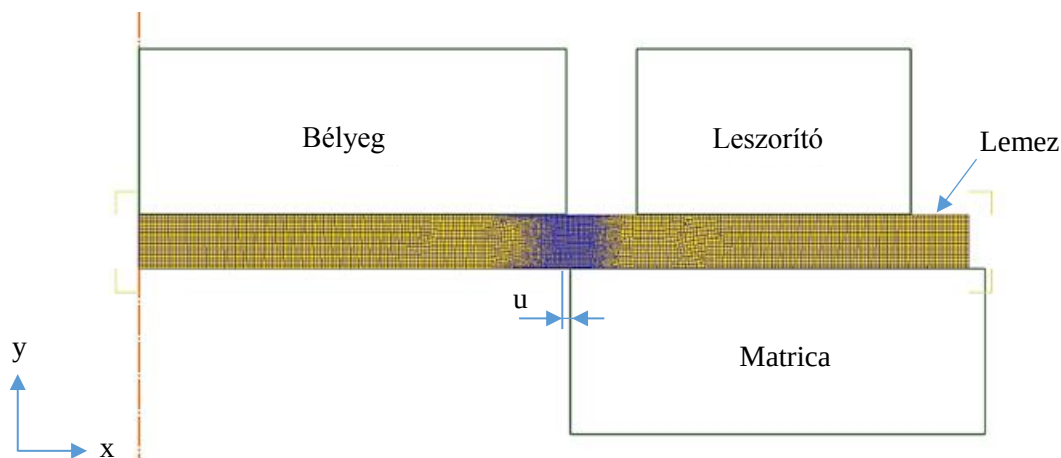
4. Az alapmodell létrehozása

A modell létrehozása félmeteszben történt, kétdimenziós ábrázolással. A vágás modelljének létrehozásához a szerszámok geometriáját a kontúrpontok megadásával hozhatjuk létre a program koordináta rendszerében. A DEFORM program könyvtárában lévő anyagok közül a felhasznált alapanyag tulajdonságaira legjobban az AISI szabványcsalád 1006-os számjelzésű acélja hasonlított, így ezt az anyagot alkalmaztuk a lemez stancolásának modellezésénél. Annak érdekében, hogy a szimuláció a lehető legpontosabb eredményt adja, az anyag folyási görbéjének módosítására volt szükség. Az anyagminőség módosított folyásgörbét a 2. ábra mutatja be. Az anyag rugalmassági modulusa $E = 206754 \text{ [N/mm}^2\text{]}$ a Poisson-száma $\nu = 0,3$.



2. ábra. A modell megalkotása során használt folyásgörbe.

A munkadarab hálózása a programban történt, ahol 5000 elemet állítottunk be a szimulációs eredmények megfelelő kiértékelése érdekében. A vágás folyamata két szerszámfél között történik, egészen pontosan a bélyeg (felső szerszám) és a matrica (alsó szerszám) között. Amennyiben van olyan külső forrásból származó szerszámgeometria, amelynek formátuma megegyezik a program által használható formátumokkal, abban az esetben ez a geometria könnyedén behívható. A szerszámok alakját a programon belül két téglalap alak felvételével ábrázolhatjuk, majd megadhatjuk az alakzathoz tartozó méreteket is. A szerszámfelek és a munkadarab mellett egy további geometria is megadásra került a programban, amely a vágás során megemelkedő lemez leszorítására szolgál. Az így létrehozott geometriákat a 3. ábra szemlélteti.



3. ábra. A modell megalkotása során létrehozott geometriák és a behálózott próbatest.

A szerszámok közötti, x tengelyen megjelenő távolság a vágórés, amelynek az alkatrész gyártása során alkalmazott optimális értékét $u = 0,05$ mm-t alkalmaztunk az alapbeállításoknál. A súrlódás értéke $\mu = 0,12$, mivel a vágás során nem alkalmazunk olajozást, és hidegen történik a stancolás folyamata, így ilyen körülmények között ez a javasolt érték. A geometria összeállítása után kerültek megadásra azok a mozgási viszonyok, amelyek a szimuláció lefutása közben történnek. A beállított alakítási sebesség 20 mm/s volt.

5. A gyártási paraméterek módosításának hatása

Annak megismerésére, hogy a gyártási folyamat paraméterei közül melyiknek lehet a legnagyobb hatása a termék minőségére és a szerszám kopására, a különböző paraméterek megváltoztatására volt szükség. Ezt oly módon vizsgálhatjuk, hogy egyszerre csak egy paramétert módosítunk, mivel ha egyszerre több dolog is változik, akkor nem lehet a kapott eredmények alapján beazonosítani, hogy pontosan mi okozta a változást.

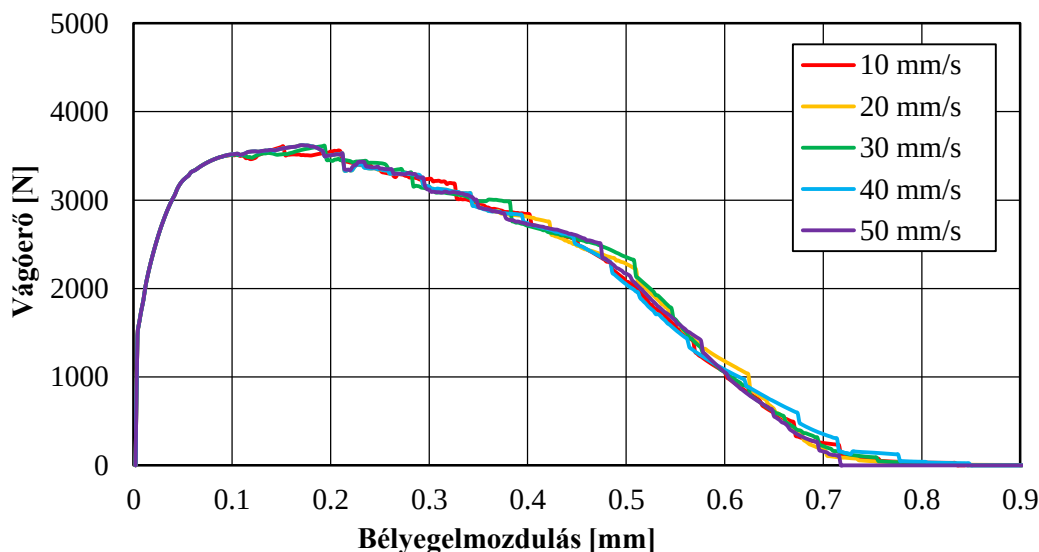
Az egyes technológiai paraméterek módosítása után mindig létrehozhatunk egy új adatbázis-fájlt, és így indíthatjuk el a szimulációk lefutását. Erre azért van szükség, hogy a későbbiekben az adatok feldolgozása és az eredmények kiértékelése során egyértelműen lehessen látni az egyes változtatások hatását. A különböző paraméterek közül a felső szerszám sebességét, a lemez és a szerszámok között fellépő súrlódási viszonyokat, a szerszámok éleinek rádiuszát, a vágórés nagyságát, valamint a lemez szilárdsági tulajdonságait változtattuk.

5.1. Bélyeg sebességének változtatása

Az első paraméter, amely a szimulációk lefuttatása során módosult, az a bélyeg mozgásának sebessége volt. A gyártás során több tényezőtől is függ a műszakonkénti darabszám, és arra voltunk kíváncsiak, hogy ennek van-e köze az időszakonként kiugróan magas selejtszázalékához, illetve a szerszámhibák kialakulásához. A rendelések mennyiségétől és az operátor képzettségétől függően más bélyeg sebességgel megy a gép, mivel az újabb operátorok még nem tudnak olyan gyorsan dolgozni, mint a régebben a cégnél dolgozó kollégák, és így más a műszakonkénti darabszám is. Bizonyos esetekben a

gép előtoló egysége nem képes úgy adagolni a lemezt, mint ahogy azt a megszokott esetben kellene, így ez is okozhat problémát a gyártás során.

Az alapbeállítás esetén a bélyeg sebessége 20 mm/s, majd a többi szimuláció során az 10, 30, 40 és 50 mm/s volt. Mindegyik szimuláció lefuttatása után kinyerhetjük az eredmények adatait, majd elkészíthetjük egyenként azok vágóerő-bélyegelőmozdulás diagramját. A szerszám különböző bélyeg sebességgel történő mozgásának hatását mutatja be a 4. ábra.



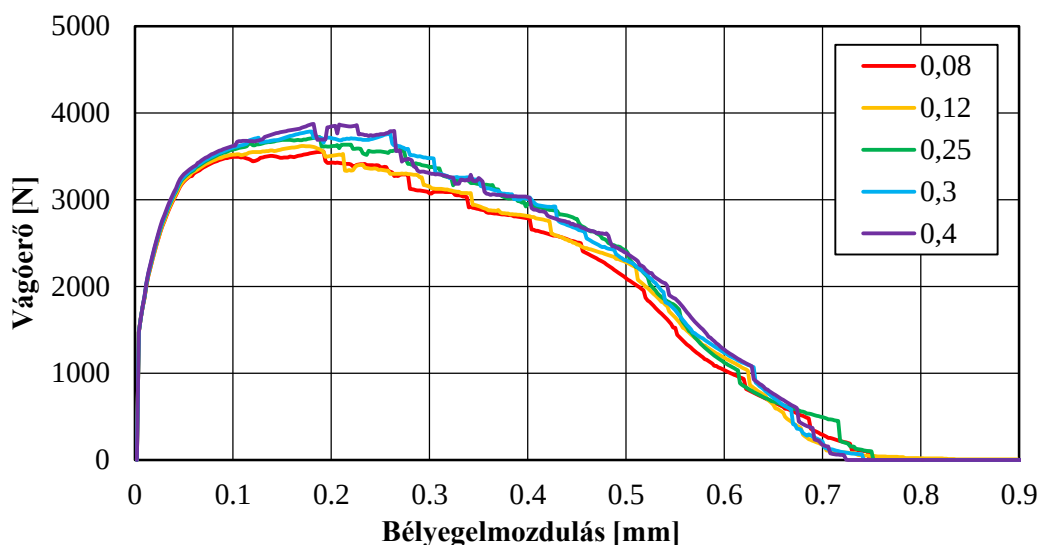
4. ábra. A bélyeg sebességének hatása a vágóerő-bélyegelőmozdulás diagramra.

A diagramon azt lehet látni, hogy a bélyeg sebességének változtatása nincs hatással a vágás során ébredő vágóerőre, mivel közel azonos értékek szerepelnek mindenhol, és a diagramok lefutási görbéje is hasonló jellegű. A bélyeg sebesség növekedésével nagyobb feszültség ébred az anyagban, azonban a vizuális végeredményt számottevően nem befolyásolja. Ezek alapján elmondható, hogy ha megemelik a szerszám leütésszámát, és ezáltal a darabszámot is, akkor ugyan hamarabb érik el azt a leütésszámot, amely után újra kell élezni a szerszámot, viszont számottevő hatása nincsen a termék minőségére és a szerszám élettartamára.

5.2. Súrlódási viszonyok változtatása

A következő technológiai paraméter, aminek a módosítása történt, az a lemez és a szerszámok között fellépő súrlódás értékének megváltoztatása volt, amelynek értéke az alapmodell esetén $\mu = 0,12$ volt, majd ezt változtattuk $\mu = 0,08$ -ra, $\mu = 0,25$ -re, $\mu = 0,3$ -ra és végül $\mu = 0,4$ -re. A súrlódási értékek változtatásának hatását azért vizsgáltuk meg, mivel a stancolás során folyamatosan más a súrlódás értéke. A gyártáshoz alapvetően stancolajat használnak a szerszámok kenésére, ezáltal a bélyegek és matricák vágóéleinek védelmére, azonban ennél a termékénél vevői követelmény alapján nem alkalmazhatunk olajat. Ha a lamellák között olaj lenne, akkor azok erősen összetapadnának, és ez a vevőnél nagy problémát eredményezhet a felhasználás során. Ezen termék esetén az alapanyag, tehát a beszállító által küldött lemez már a beérkezéskor egy lakkréteggel van ellátva, ez biztosítja a szükséges kenést a lemez és a szerszám között a gyártás során. A problémát az jelenti, hogy ez a

lakkréteg fel tud gyűlni a szerszámon, és egy tekercs lemez elfogyásával már annyi lakk tapad fel rá, hogy ebbe a gyártás során keletkező technológiai hulladék beleragadhat, ami pedig a késztermékben selejtet eredményez, illetve a bélyeget nagymértékben károsítja. Emiatt minden lemezcserével, egy külön erre a célra kialakított géprongy segítségével meg kell tisztítani a szerszámot a lemez felületén felgyűlt lakktól, illetve más termékek esetén levegőpisztoly használatával a stancolajtól. Mivel már egy tekercs lemez felhasználásával is eltérő súrlódási viszonyok lépnek fel az érintkező felületeken, ezért a súrlódási értékek változtatásának hatását mindenképp meg kell vizsgálni a szimulációk során. A kapott eredmények itt is egy közös diagramon kerültek összesítésre, amely az 5. ábrán látható.



5. ábra. A súrlódás hatása a vágóerő-bélyegmozdulás diagramra.

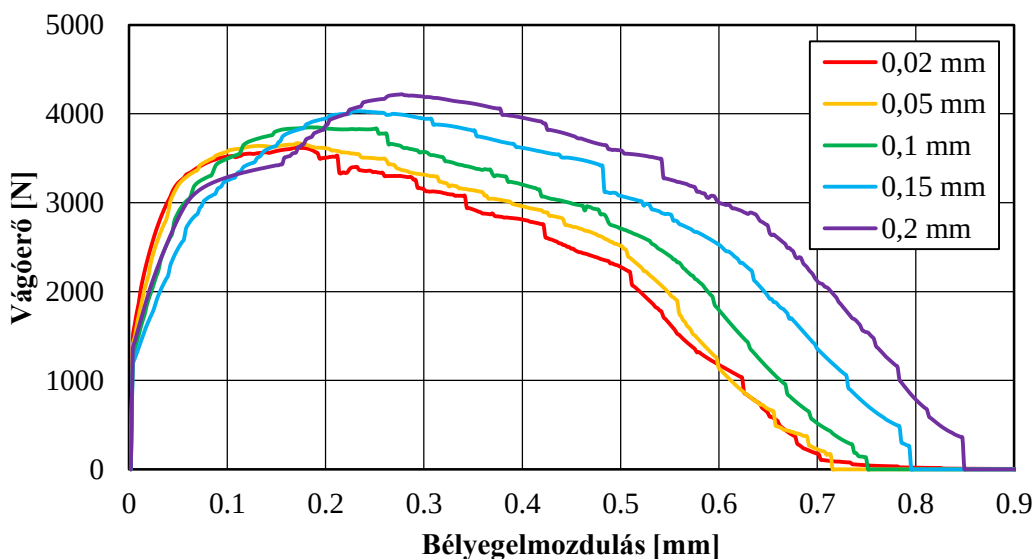
A diagramról azt lehet leolvasni, hogy minél nagyobb volt a súrlódás mértéke, annál nagyobb a vágóerő értéke is. Ez azt jelentheti, hogy amikor már a lemeztekeres lefogy a gép motollájáról, akkor a szerszámon megnövekedett lakk mennyisége miatt kisebb a súrlódás értéke, ezáltal a vágáshoz szükséges erő is. Ezek alapján arra is lehet következtetni, hogy minél gyakoribb időközönként van cserélve a lemez, annál nagyobb mértékben kopik a szerszám felülete, mivel minden lemezcserével a szerszámon felgyülemlett lakk eltávolításra kerül, így az új lemez befűzése után a bélyeg és a matrica is nagyobb terhelésnek van kitéve a megnövekedett súrlódási tényező értéke miatt. Amennyiben a gyakori lemezcseré miatt jobban kopik a szerszám, akkor a beérkező lemeztekeresén lévő lemez mennyiségét növelni lehet. Ez azt jelentené, hogy a tekercs így hosszabb, tehát a gép motollájára több lemez mehetne fel, ezáltal valamennyivel ritkábban kerülne sor lemezcserére.

5.3. Szerszám lekerekítettségének változtatása

A szériagyártás folyamán a szerszám éleit folyamatosan koptató igénybevétel éri, és ezért a szerszámnak a vágást végző részei lekerekednek. Emiatt bizonyos számú leütés után – amely a vizsgálandó termék esetén ötmillió leütést jelent – a szerszámot fel kell köszörülni, mivel az már nem

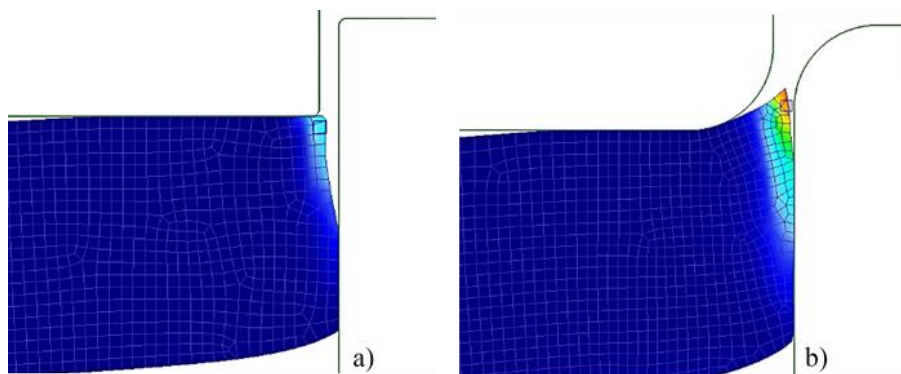
képes biztosítani az elvárt követelményeket a vágás során, vagy rosszabb esetben nem képes kivágni a terméket a lemezből.

Éppen ezért, a programon belül a bélyegek és a matricák éleinek folyamatos kopását azok lekerekítettségének változtatásával tudjuk reprezentálni a szimulációk elvégzése során, annak érdekében, hogy megtudjuk milyen hatása van a szerszám kopottságának mind a vágás felületére, mind a szerszám kopására. A korábbiakhoz hasonlóan itt is öt különböző esetet vizsgáltunk meg, a szerszám éleinek lekerekítettségére öt különböző értéket állítottunk be. A beállított rádiusz értékek a következők voltak: 0,02; 0,05; 0,1; 0,15 és 0,2 mm. Az eredmények a 6. ábrán láthatók.



6. ábra. Szerszám lekerekítettségének hatása a vágóerő-bélyegmozdulás diagramra.

Az ábrán az látható, hogy a vágószerszám éleinek lekerekítettségének növekedésével a vágóerő növekszik, tehát a diagramon szereplő görbék alakjára nagy hatása van a szerszám kopottságának állapota. A 0,2 mm-es rádiusszal rendelkező modell azt az esetet szemlélteti, amikor a szerszámot már újra kell élezni, mivel minden köszörülés során 0,2 mm-t távolítanak el a szerszám felületéről. A szerszám kopásának növekedésével más lesz a vágási felület is, ezt szemlélteti a 7. ábra.

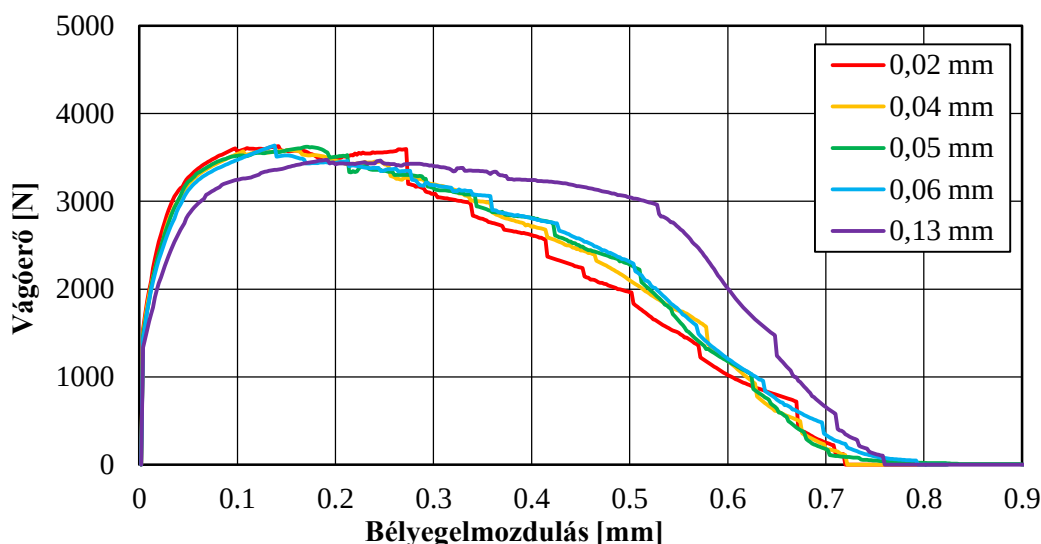


7. ábra. Szerszám lekerekítettségének hatása a) 0,02 mm, b) 0,2 mm.

A vizuális eredményeket megtekintve a lemez vágási felületét erősen befolyásolta a lekerekítettség értéke, mivel 0,2 mm-es rádiusznál már nagymértékű sorja alakult ki a vágás után.

5.4. Vágórés méretének változtatása

A következő módosított technológiai paraméter a vágórés mérete volt. A szerszámban a bélyeg átmérője annak teljes magasságában azonos értéket vesz fel, azonban a matrica kúpos kialakítású, ami azt jelenti, hogy az átmérő értéke eltér annak tetején és alján. Éppen ezért a szerszám élettartamának előrehaladtával a közöttük lévő vágórés-tényező értéke változik, hiszen a köszörülés során a bélyeg aljából és a matrica tetejéből 0,2 mm-t köszörülnek le, ezáltal a matrica kialakítása miatt, ahogyan annak módosul az átmérője, úgy változik a vágórés értéke is. A termék minőségének és a vágás felületének elemzése miatt a vágórés tényező értékének változását is meg kell vizsgálni. Az első modell lefuttatása során az optimális vágórés érték (0,05 mm) került beállításra, majd az ezt követő modellek megalkotása során ezt az értéket 0,01 mm-el növeltük, illetve csökkentettük, majd pedig a korábban kiszámolt minimális és maximális vágórés értékeket alkalmazva futtattuk le a további szimulációkat. A kapott eredményeket az eddigiekhez hasonlóan összesítettük, és egy diagramon ábrázoltuk (8. ábra).

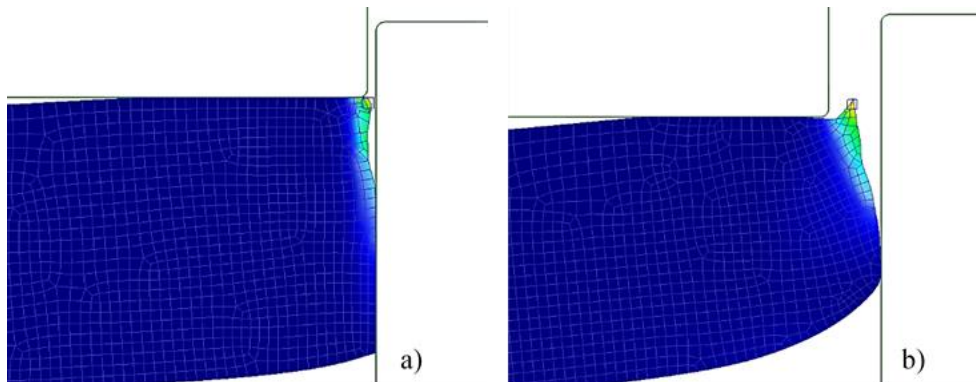


8. ábra. Vágórés hatása a vágóerő-bélyegelőmozdulás diagramra.

A diagramon azt lehet látni, hogy a vágórés méretének csökkenésével növekszik a vágóerő nagysága, tehát minél nagyobb a vágórés, annál kisebb a vágóerő értéke. Továbbá az is szembetűnő, hogy a számolt maximális vágórés értékét alkalmazva a vágáshoz szükséges legnagyobb erő mindaddig fellép, amíg a bélyeg el nem vágja a lemezt. Ebből arra a következtetésre juthatunk, hogy a szerszám élettartamának végéhez közeledve egyre nagyobb mértékben fog a szerszám kopása bekövetkezni, abból az okból kifolyólag, hogy nagyméretű vágórés mellett folyamatos a szerszám terhelése, így annak sérülésének valószínűsége nagyobb lesz. Emiatt fontos, hogy az új szerszám minden paramétere időben kerüljön beállításra, és ne legyen vele probléma, mivel ha a régebbi

szerszám élettartamát túllépjük, akkor az nagy selejtszázalékkal fog dolgozni, és a gyártás így már veszteséges lesz.

Vizsgálva a lemez vágási felületét, egyértelműen látni, hogy a kisebb vágórés eredményezi a megfelelő vágási felületet, míg a nagyobb vágórés sorját okoz a lemezen. Ezek alapján elmondható, hogy a szimuláció során kapott eredmények igazolják az elméletet. A lemez vágás utáni felületét a minimum és maximum vágórés értékek alkalmazásával a 9. ábra mutatja be.



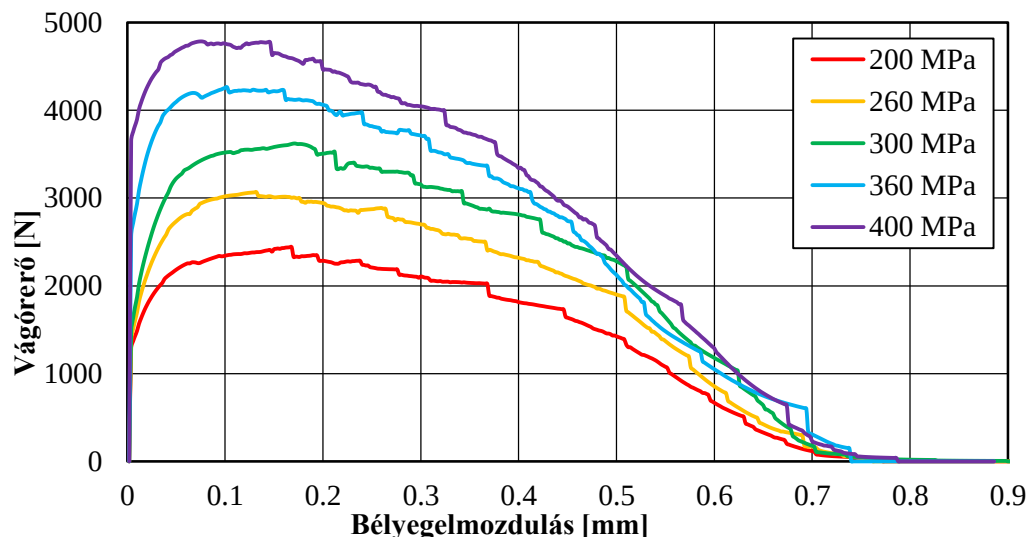
9. ábra. Vágórés változtatásának hatása a vágási felületre.

5.5. Anyagtulajdonságok változtatása

A különböző paraméterek változtatása során az alapanyag szilárdsági tulajdonságainak módosítása tűnt a legérdekesebbnek. A legtöbb beállítási paraméter az üzenetben módosítható, azonban a beérkező alapanyag tulajdonságaira nincsen ráhatásunk, ott egy adott tűrésmezőn belül helyezkednek el az értékek. Emiatt a program segítségével megvizsgálhattuk azokat az eseteket, amikor más a lemez folyáshatára, és hogy ennek milyen hatása van az eredményekre.

Ezeket a vizsgálatokra azért került sor, mivel a termék gyártásánál előfordul, hogy egy adott lemez esetén nagyobb a selejtszázalék, míg az előtte lévő és az utána következő lemez esetén jóval alacsonyabb. A beérkező alapanyag tulajdonságainak utána nézve azt tapasztaltuk, hogy a lemezek folyáshatárának igen nagy a tűrése, és ezért a szimulációk elkészítése során megvizsgáltuk milyen hatása van a vágóerő-bélyegelmозdulás diagramra, illetve a vágás minőségére, ha módosítjuk az alapanyagok folyáshatárát.

Az első modell megalkotása során azt a folyáshatár értékét alkalmaztuk (300 MPa), amely a leggyakrabban fordul elő a felhasznált lemezeknél. Ezt követően megnéztük azokat az eseteket, amikor a lemez folyáshatára az alsó (260 MPa) és felső (360 MPa) tűréshatáron helyezkedik el. Miután megkaptuk ezeket az eredményeket, akkor megvizsgáltuk azokat az eseteket is, amikor a lemez folyáshatára a tűrésmezőn kívülre esik. A változtatások eredményeit bemutató diagramot az eddigiekben megszokott módon a 10. ábrán lehet látni.



10. ábra. Szilárdsági tulajdonságok hatása a vágóerő-bélyegelmozdulás diagramra.

A diagramon nagyon jól látszik, hogy minél magasabb a folyáshatár, annál nagyobb a vágóerő értéke. Ezek alapján arra a következtetésre jutottunk, hogy a stancolás során az alapanyag szilárdsági tulajdonságainak van a legnagyobb hatása a szerszám kopására. Minél szilárdabb az anyag, annál nagyobb a szerszám éleire ható koptató erő nagysága. Ezzel együtt jár viszont, hogy minél magasabb a lemez folyáshatára, annál kevésbé képlékeny az anyag, így kisebb a radiális körfutás okozta selejt. Alacsonyabb folyáshatár esetén a szerszámnak azok az elemei, amelyek a lemezt rögzítik a stancolás során - szabad szemmel nem látható módon - képlékenyen alakítják, nyújtják az anyagot, ezáltal a furat nem lesz középpontos a lamellákban. Ezen eredmények miatt jobban szemügyre vettük a szimulált eredményeket, és azt vettük észre, hogy alacsonyabb folyáshatár esetén nagyobb a lemez elhajlásának mértéke, valamint kisebb a sorja kialakulásának a valószínűsége. A szilárdabb anyag ugyan jobban koptatja a szerszámot, azonban a termékek minőségét tekintve a magasabb folyáshatárral rendelkező lemez kevesebb selejtet eredményez. A jövőben olyan intézkedést lehetne hozni, amely módosítaná a beszállítóval szemben elvárt anyagi tulajdonságok tűrésmezőjét, így kevesebb lenne a selejtszázalék a gyártás során. [12]

6. Következtetések

A szimulációk elvégzése során öt különböző vizsgálatot végeztünk el. Megnéztük, hogy az egyes gyártási paraméterek módosításának milyen hatása van a vágóerő-bélyegelmozdulás diagram karakterisztikájára, illetve a vágási felület minőségére.

- Amikor a bélyeg sebességét módosítottuk, annak nem volt számottevő hatása a vágóerő értékére ebben a tartományban, így az nem befolyása a termék minőségét és a szerszám kopását sem.
- A súrlódás értékének változtatásával arra tudtunk következtetni, hogy minél nagyobb a súrlódás, annál nagyobb a szerszám kopása. Emiatt, mivel a gyártott termék esetén a stancolaj használata nem megengedett, a beérkező lemeztekeresken lévő lemez mennyiségének növelése lehet a megoldás, így ritkábban kerülne eltávolításra a lakk a szerszámról a lemezcserék során.

- A vágószerszámok lekerekítettségének módosítása nagy hatással volt a diagram alakjára, illetve a vágás felületére, mivel 0,2 mm-es rádiuszt alkalmazva nagyméretű sorja alakult ki a vágás mentén.
- A vágórés nagyságának változtatásával a vágóerő csak kis mértékben változik, azonban az egyértelműen látszódnak a szimulált eredményeken, hogy nagyobb vágórést alkalmazva a sorja kialakulása biztosra vehető, ami nem megengedett a terméken.
- A lemez folyáshatárának változtatása rendkívüli módon befolyásolta a vágóerő értékét. A szilárdabb anyag ugyan jobban koptatja a szerszámok éleit, azonban a termék minősége ilyen anyag alkalmazásával jobban biztosítható.

7. Köszönetnyilvánítás

A szerzők ezúton is köszönetüket szeretnék kifejezni a Gyöngyösön található Hidria Bausch Kft.-nek a jelen tanulmányban való szakmai együttműködésért.

Irodalom

- [1] Ü. Aldemir, O. Çakır, and C. E. Imrak, "The Effects of Tool Wear on the Accuracy of Complex Geometry in Sheet Blanking," *J. Manuf. Mater. Process.*, vol. 9, no. 12, 2025, Art. no. 391, doi: 10.3390/jmmp9120391.
- [2] M. Lorenz, J. Eppele, and C. Donhauser, "Integrated measurement of tool wear in punching processes using a pneumatic gauging system," *Wear*, vol. 570, 2025, Art. no. 205928, doi: 10.1016/j.wear.2025.205928.
- [3] C. Kubik and P. Groche, "Force-based inline detection of wear evolution during blanking of cold rolled steels," *Prod. Eng. Res. Devel.*, vol. 18, pp. 709–720, 2024, doi: 10.1007/s11740-023-01238-y.
- [4] R. Hambli, F. Guerin, and B. Dumon, "Numerical Evaluation of the Tool Wear Influence on Metal-Punching Processes," *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, vol. 21, pp. 483–493, 2003, doi: 10.1007/s001700300057.
- [5] Z. Zhang, D. Chen, and Y. Wang, "Study on Blanking of Thick Steel Plate and Failure of Punch," *DEStech Trans. Mat. Sci. Eng.*, 2017, doi: 10.12783/dtmse/ammme2016/6921.
- [6] S. Cheon, and N. Kim, "Prediction of tool wear in the blanking process using updated geometry," *Wear*, vol. 352-353, pp. 160-170, 2016, doi: 10.1016/j.wear.2016.01.024.
- [7] B. Zsolt and R. Attila, *Gépek biztonsága*. Budapest, Magyarország: Akadémiai Kiadó, 2018.
- [8] *Deform™ 3D Version 6.0 User's Manual*. [Online.] Available: <http://www.slideshare.net/ssuser466b1b/deform-3-d-v60-16825204>.
- [9] G. Gy. Gál, A. Kiss, J. Sárvári, and M. Tisza, *Képlékeny hidegalakítás*. Budapest, Magyarország: Nemzeti Tankönyvkiadó, 1991.
- [10] A. Balogh, J. Schäffer, J. Sárvári, and M. Tisza, *Mechanikai technológiák*. Miskolc, Magyarország: Miskolci Egyetem, 2007.
- [11] E. Hack, S. Jaszovszky, and K. Smóling, *Szerszámkészítés*. Budapest, Magyarország: Műszaki Könyvkiadó, 1976.
- [12] I. Rácz, "Vágószerszámok élettartamának vizsgálata célorientált VEM alkalmazással," Diplomamunka, Anyagszerkezet-tani és Anyagtechnológiai Intézet, Miskolci Egyetem, Miskolc, Magyarország, 2023.

5754-H22 ALUMÍNIUMÖTVÖZET LEMEZEK KLINCS KÖTÉSEINEK ÜTÖVIZSGÁLATA

Kovács Péter Zoltán

Egyetemi docens, Miskolci Egyetem, Anyagszerkeztani és Anyagtechnológiai Intézet,
Mechanikai Technológiai Intézeti Tanszék
3515 Miskolc, Miskolc-Egyetemváros, e-mail: peter.kovacs@uni-miskolc.hu

Rahmato Abdulhakim Shukurea

PhD hallgató, Miskolci Egyetem, Anyagszerkeztani és Anyagtechnológiai Intézet,
Mechanikai Technológiai Intézeti Tanszék
3515 Miskolc, Miskolc-Egyetemváros, e-mail: abdulhakim.shukurea.rahmato@student.uni-miskolc.hu

Absztrakt

Ez a tanulmány a klincseléssel készült 5754-H22 minőségű alumíniumötvözet lemezek ütésállóságát és törési viselkedését vizsgálja, kis sebességű dinamikus igénybevétel esetén, különös tekintettel a hídszélesség és a fenékvastagság szerepére. Ütővizsgálat segítségével megállapításra került, hogy az energiaelnyelés a hídszélesség növekedésével javul. A 0,5 mm-es fenékvastagságú kötés jobb teljesítményt mutatott, mint a 0,6 mm-es. A matricaoldali ütés általában több energiát nyelt el, mint a bélyegoldali, ami azt jelzi, hogy az ütés iránya befolyásolja a teljesítményt. A törési módok a hídszélesség, a fenékvastagság és az ütési feltételek függvényében változtak. Kiemelendő, hogy a nyakban történő törés a szélesebb hidaknál a kisebb fenékvastagságú kötéseknel jelentkezett, míg a kötés szétválása a 12 mm-es hídszélességekre volt jellemző. Ezek az eredmények rávilágítanak az energiaelnyelést befolyásoló kulcsparaméterekre, amelyek fontosak a klincseléssel készült kötés optimális tervezéséhez.

Kulcsszavak: 5754-H22 alumínium ötvözet, klincskötés, ütővizsgálat, energiaelnyelés, törési viselkedés

Abstract

This study explores the low-speed impact performance and failure behaviour of clinched 5754-H22 aluminium alloy sheets, emphasizing the roles of bridge width and bottom thickness. Using a pendulum impact testing machine, it was found that energy absorption improves with increasing bridge width. Joints with a 0.5 mm bottom thickness outperformed those with 0.6 mm. Die-side impacts generally absorbed more energy than punch-side impacts, indicating that strike direction influences performance. Failure modes varied with bridge width, bottom thickness, and impact conditions. Notably, neck fractures appeared at wider bridges with thinner sheets, while button separation persisted at 12 mm bridge width. These results highlight key parameters affecting energy absorption for optimizing clinched joint design.

Keywords: 5754-H22 aluminium alloy, clinching joining, impact test, energy absorption, failure behaviour

1. Bevezetés

Manapság a könnyűfémeket széles körben alkalmazzák a különböző iparágakban, beleértve az autóiipart, a háztartási gépgyártást és az építőipart. Ezek az anyagok jelentős előnyöket kínálnak, különösen az alkatrészek tömegének a csökkentésében. Például az autóiiparban a könnyűfémek integrálása jelentősen javítja a jármű teljesítményét, üzemanyag-hatékonyságát és fenntarthatóságát. A jármű tömegének csökkentésével a gyártók javíthatják az üzemanyag-fogyasztást és mérsékelhetik a szén-dioxid-kibocsátást, hozzájárulva a kritikus környezeti kihívások kezeléséhez [1]–[3]. Ugyanakkor, az ilyen anyagokból készült alkatrészek összekapcsolása még mindig kihívást jelent.

Számos kötési technikát alkalmaznak ipari környezetben, például ponthegeesztést, lángforrasztást, súrlódásos hegesztést és klincselést az alumíniumötvözetekhez hasonló könnyűfémek összekapcsolására. Ezek a módszerek alapvetőek az alkatrészek közötti erős és tartós kötés kialakításához. Az ellenállás ponthegeesztés (RSW), a lángforrasztás és a súrlódásos hegesztés a leggyakrabban alkalmazott módszerek közé tartoznak [4]–[8]. Ugyanakkor, ezek a módszerek általában több energiát igényelnek, amely magasabb üzemeltetési költségeket eredményez. Emellett az eltérő anyagok összekapcsolásakor – a különböző olvadáspont miatt – gyenge teherbíró képességű kötések jöhetnek létre, ami jelentős korlát, különösen olyan iparágakban, ahol nagy szilárdságú kötésre van szükség. Ezzel szemben a klincselés olyan kötési technika, amely számos előnyt kínál. Alacsonyabb energiafelhasználással jár, mint más módszerek, így hatékonyabb lehet különböző anyagok összekapcsolására. A klincselés további előnye, hogy könnyen integrálható a meglévő gyártósorokba, így költséghatékony a nagyüzemi gyártás esetén. Ennek eredményeként a klincselés népszerűvé vált azokban az iparágakban, amelyek a fenntarthatóságra és az energiahatékonyságra fókuszálnak.

A klincselés olyan eljárás, amely során két vagy több lemezt maradó alakváltozással kötnek össze, hozaganyag alkalmazása nélkül. A folyamat különböző paraméterei – például a matrica kialakítása, a lemez anyaga, a súrlódási feltételek és a geometriai konfigurációk – jelentősen befolyásolják a klincselés szilárdságát [9]. A matrica kialakítása, különösen az olyan paraméterek, mint a matrica átmérője és a lekerekítési sugár, kulcsszerepet játszanak a klincselés mechanikai tulajdonságainak a meghatározásában. Jayasekara és munkatársai [10] kiemelik, hogy ezen paraméterek változtatása befolyásolja a klincselés kialakulását, amely közvetlenül hat a szilárdságára és a törési módokra. Továbbá, Abe és munkatársai [11] hangsúlyozzák, hogy a matrica alsó szögének módosítása javíthatja az eltérő anyagok közötti összekapcsolódást, például az alacsony szívósságú, nagy szilárdságú acélok esetében. A véges elemes analízist (FEA) is alkalmazzák ezeknek a szerkezeti hatásoknak a vizsgálatára; Lee és munkatársai [12] például az alumínium és acéllemezek klincselési paramétereinek hatását elemezték.

Az anyagválasztás ugyancsak kritikus a klincselési műveleteknél. Az úgynevezett „hard in soft” (kemény a lágy lemezbe) és „thin in thick” (vékony a vastag lemezbe) szabályok irányelvként szolgálnak a legoptimálisabb konfiguráció eléréséhez a nagy szilárdságú kötés érdekében, különösen eltérő anyagok esetén. Az anyagok alakíthatóságának eltérése [13] hibákhoz, például nyak elvékonyodáshoz és repedéshez vezethet, ha nem kezelik megfelelően a klincselés során. A klincselés kötések szakító- és nyírószilárdságát jelentősen befolyásolhatja az anyagok alakváltozási keményedési viselkedése; Balawender [14] szerint erős kötések érhetők el alacsony alakváltozási keményedési kitevőjű anyagoknál, jellemzően a 0,14-0,22 tartományban.

A lemezek felületi állapota is kulcsfontosságú a klincselésnél. Kumar és munkatársai [15] azt tárgyalták, hogy a felületi érdesség és a súrlódási együttható hogyan befolyásolja közvetlenül a beprésselt kötések szilárdságát keresztirányú húzó- és átlapoló-nyíró konfigurációkban, jelezve, hogy

ezen felületi paraméterek optimalizálása jobb teherbíráshoz vezethet. Chen és munkatársai [16] további támogatást nyújtanak e tekintetben azzal, hogy a kétlépcsős klincselési folyamatok javíthatják az energiaelnyelést és a szilárdságot, amelyet a felhasznált lemezek vastagsága is befolyásol. A klincselés közben fellépő felületi sűrűlódás, amely a felületkezelések vagy bevonatok miatt változhat, szintén jelentős hatással van a kötés teljesítményére [17].

Az utóbbi időben a hibrid kötési technikák – például a ragasztási eljárások klincseléssel történő kombinálása – ígéretes eredményeket mutattak a kötés szilárdságának és minőségének a javításában. Wang és munkatársai [18] olyan módszert mutattak be, amely a klincselést ragasztással kombinálja, és jelentősen növeli a kötések szilárdságát a hagyományos módszerekhez képest. Ez az innovatív megközelítés a klincselés mechanikai zárolását használja ki a ragasztó további kötőerejével együtt, ami ígéretes irányt jelez a jövőbeli kutatás és alkalmazás számára. Továbbá, Džupon és munkatársai [19] a helyi előmelegítés alkalmazását vizsgálták az ellenállás ponthegeztés előtt, a kötés nyakterületére fókuszálva, ahol általában a törés kezdődik. Mikroötvözt acéllal (HX420LAD+Z) és kétfázisú acéllal (HCT600X+Z) végzett kísérleti vizsgálatok során a mikroszerkezeti módosítás révén jelentős, akár 25%-os teherbírás-növekedést mutattak ki.

Jelen cikk szerzőinek a tudomása szerint a klincselési technológiáról szóló kutatások viszonylag korlátozottak, és főként mechanikai aspektusokra koncentrálnak. A legtöbb vizsgálat a húzó-nyíró szilárdságra, a keresztmetszeti jellemzők elemzésére és a ciklikus terhelés alatti kifáradásra összpontosít. Bár ezek az eredmények értékes betekintést nyújtanak a klincselés mechanikai integritásába és teljesítményébe statikus vagy hosszú idejű ismétlődő terhelések alatt, ugyanakkor nem teljesen vizsgálják a kötések dinamikus viselkedését ütési terhelés esetén. Különösen a kis sebességű ütések során, a geometriai paraméterek, például a hidszélesség és a fenékvastagság energiaelnyelésre és törési módokra gyakorolt hatása még nem került alapos vizsgálatra.

Jelen kutatás ezt a hiányt igyekszik pótolni azzal, hogy részletesen elemzi, hogyan befolyásolja a hidszélesség és a fenékvastagság változása a 5754-H22 alumíniumötvözt klincseléssel összekapcsolt lemezeinek energiaelnyelő képességét és törési viselkedését kis sebességű ütés esetén. E hatások megértése kulcsfontosságú az olyan alkalmazásoknál, ahol az alkatrészek hirtelen vagy extrém erőhatásnak lehetnek kitéve, például az autó- és repülőgépiparban. A tanulmány célja a paraméterek részletes vizsgálatával a klincskötés tervezésének optimalizálása, ezáltal javítva az ütközésállóságot, a szerkezeti biztonságot és az összteljesítményt dinamikus igénybevételű környezetben.

2. A termék gyártásának folyamata

2.1. A vizsgálati anyag

Ebben a tanulmányban a vizsgálat alapanyagaként 1 mm vastagságú, 5754-H22 minőségű alumíniumötvözt lemez kerül felhasználásra. Ez az ötvözt kiváló mechanikai tulajdonságairól ismert, beleértve a nagy szilárdságot, a jó alakíthatóságot és a kiemelkedő korrózióállóságot. E kedvező jellemzők miatt az 5754-H22 alumíniumötvözt széles körben alkalmazzák különböző iparágakban, különösen az autóiparban, ahol a könnyűfémek alkalmazása kulcsfontosságú az üzemanyag-hatékonyság növelése és a károsanyag-kibocsátás csökkentése érdekében. Az anyag azon képessége, hogy jelentős romlás nélkül ellenáll a zord környezeti feltételeknek, tovább növeli az alkalmazhatóságát a szerkezeti- és karosszériaelemekben. Az ötvözt kémiai összetételét és mechanikai tulajdonságait, amelyek befolyásolják teljesítményét és alkalmasságát, az 1. és a 2. táblázatok tartalmazzák.

1. táblázat. A vizsgált alumíniumötvözet kémiai összetétele [tömeg%].

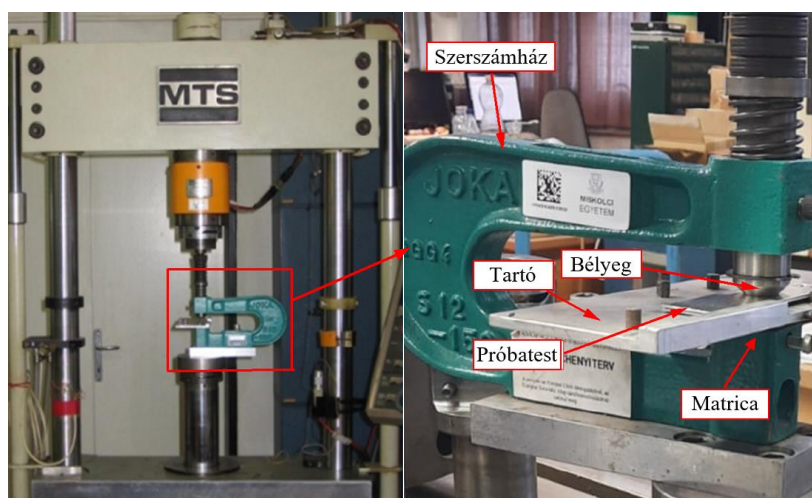
Anyag-minőség	Al	Cr	Cu	Fe	Mg	Mn	Si	Ti	Zn	Egyéb
5754-H22	97,3	0,30	0,10	0,40	3,60	0,50	0,40	0,15	0,20	0,15

2. táblázat. Az 5754-H22 alumíniumötvözet mechanikai tulajdonságai.

Anyag-minőség	Szakító-szilárdság [MPa]	Folyáshatár [MPa]	Százalékos szakadási nyúlás [%]	Rugalmassági modulus [GPa]	Poisson szám [–]
5754-H22	281	166	22	72	0,3

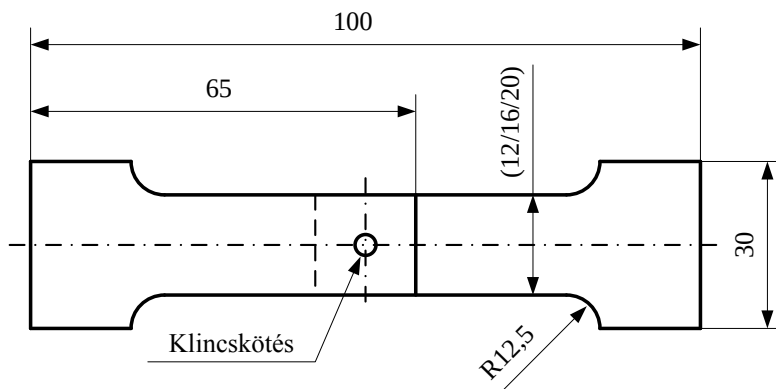
2.2. A kötések kialakítása

Ebben a tanulmányban az alumíniumötvözet lemezek kötése TOX® klincselő szerszám segítségével történik, amelyet a Material Testing System (MTS) elektro-hidraulikus anyagvizsgáló gépre szereltük fel, amint azt az 1. ábra is mutatja. A TOX klincselési módszer egy mechanikai kötési technika, amelyet lemezeknél széles körben alkalmaznak, mivel lehetővé teszi az erős és megbízható kötések létrehozását további rögzítőelemek vagy hő alkalmazása nélkül. Ez a folyamat magas szerkezeti integritást biztosít, miközben megőrzi az anyag eredeti tulajdonságait.



1. ábra. 5754-H22 alumíniumötvözet kötéskialakítása.

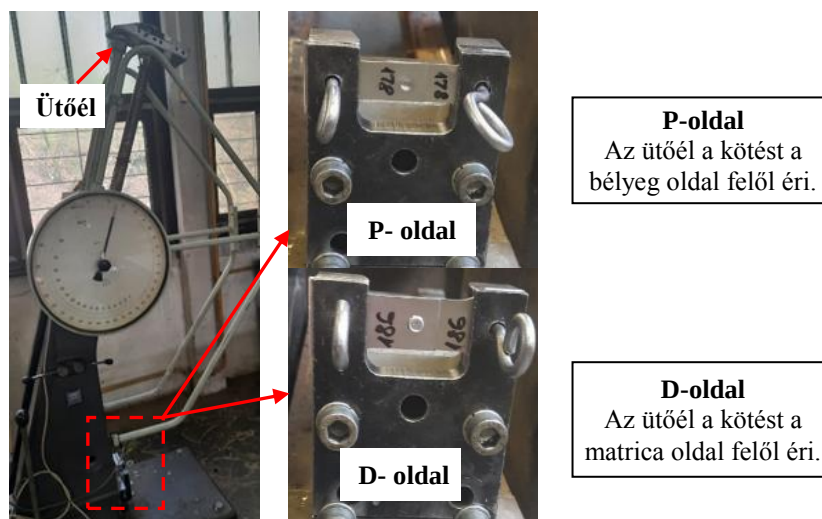
A kötés teljesítményére gyakorolt különböző geometriai paraméterek hatásának elemzéséhez a mintákat három különböző hídszélesség-kategóriába soroltuk: 12 mm, 16 mm és 20 mm. Összesen harminchat klincselte minta készült el kísérleti értékelésre. Ebből tizennyolc minta 0,5 mm-es fenékvastagsággal került legyártásra, míg a fennmaradó tizennyolc mintának a fenékvastagsága 0,6 mm volt. A hídszélesség és az ütőélel történő ütés helyének változtatása a mechanikai ütésenergia-abszorpció, a törési viselkedés és a klincselte kötések tartósságának a vizsgálatát szolgálja az ütőmű segítségével. A minta geometriai kialakítása a 2. ábrán látható.



2. ábra. A minta geometriája.

2.3. Ütővizsgálat

A klincseléssel összekapcsolt 5754-H22 alumíniumötvözet lemez ütésenergia-abszorpciós tulajdonságai rendszerszerűen kerültek megvizsgálásra az ütőművön, a 3. ábra szerint. Az ütővizsgálat széles körben alkalmazott módszer az anyagok szívósságának és ütésállóságának értékelésére, azáltal, hogy mérhető az ütés során elnyelt energia. A vizsgálat célja annak felmérése volt, hogy a különböző geometriai és anyagi paraméterek hogyan befolyásolják a klincseléssel összekapcsolt kötések mechanikai teljesítményét dinamikus (ütő) terhelés alatt. Különösen három kulcsfontosságú tényező elemzésére került sor: a hídszélesség, az ütés helye a kötésnél, valamint a lemez fenékvastagsága (a klincselés utáni összekapcsolt lemezek vastagsága). A hídszélesség változtatása annak vizsgálatára szolgált, hogy az milyen hatással van a kötés szilárdságára és az energiaelnyelésre. Ezenkívül, különböző ütési pozíciókat is értékeltünk, annak érdekében, hogy meghatározzuk ezek hatását a törési módokra és az energiaabszorpciós képességre. A lemez fenékvastagságát szintén változtattuk, abból a célból, hogy tanulmányozzuk annak hatását.



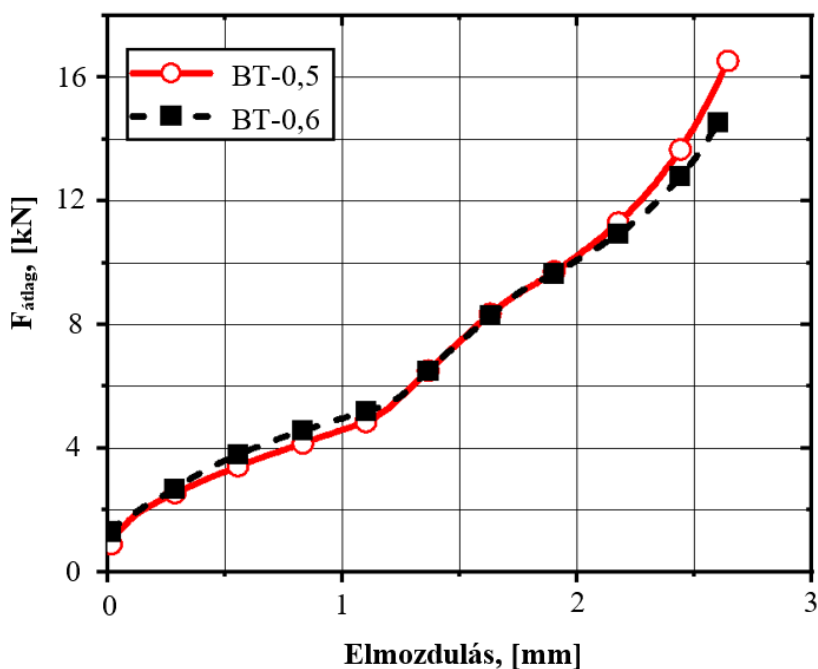
3. ábra. Az ütőmű és a próbatest befogásának módjai.

A teljes vizsgálatsorozat alatt a kötések törési viselkedését is alaposan megfigyeltük és elemeztük a domináns törési mechanizmusok azonosítása érdekében, mint például az elvékonyodás, a törés vagy a nyírás. E tönkremeneteli mintázatok megértése értékes betekintést nyújt a klincseléssel összekapcsolt kötések szerkezeti teljesítményébe. A tanulmány eredményei hozzájárulnak a klincselési paraméterek optimalizálásához a tartósság és a teljesítmény javítása érdekében, különösen a könnyűfém szerkezeti alkalmazásokban, például az autó- és repülőgépiparban.

3. Eredmények és értékelésük

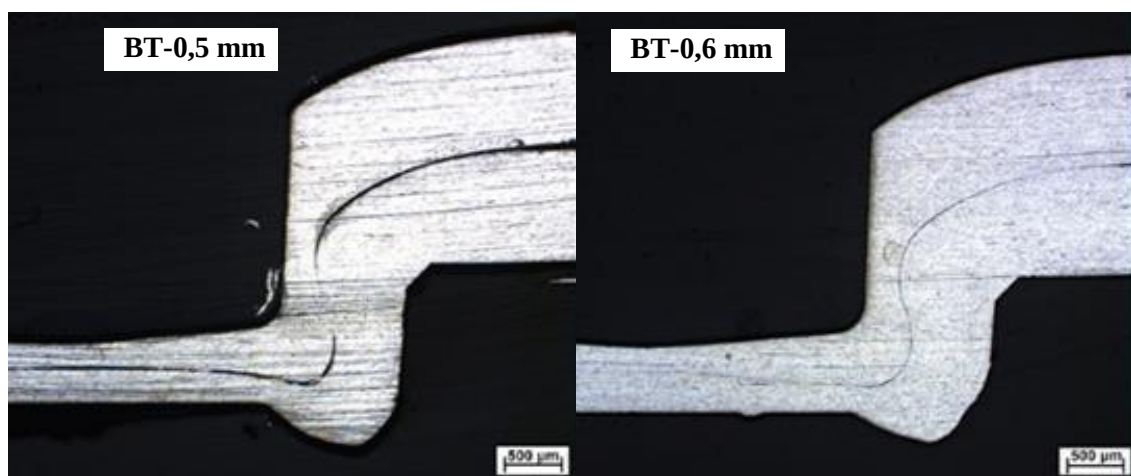
3.1. A fenékvastagság hatása a kötés kialakulásár

A 4. ábra az alakítóerő és az elmozdulás kapcsolatát mutatja két különböző fenékvastagság esetén: 0,5 mm és 0,6 mm. Mindkét görbe hasonló növekvő tendenciát mutat, jelezve, hogy az átlagos alakítóerő az elmozdulással együtt növekszik. Ugyanakkor a BT-0,5 eset nagyobb alakítóerőt mutat, mint a BT-0,6 a nagyobb elmozdulásoknál. Ez azt sugallja, hogy a 0,5 mm fenékvastagságú klincseléshez átlagosan valamivel nagyobb alakítóerő szükséges, mint a 0,6 mm-eshez.



4. ábra. Átlagos alakítóerő az elmozdulás függvényében.

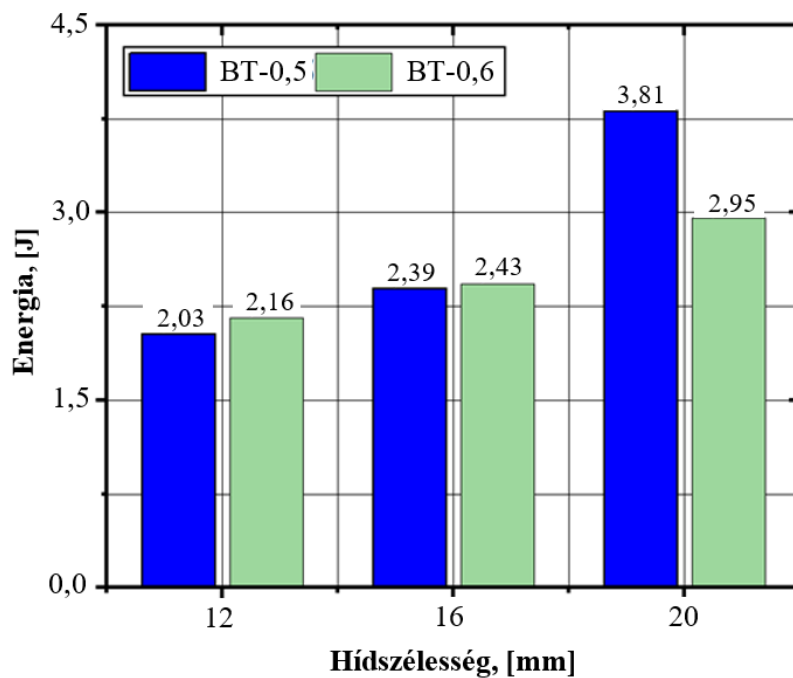
Bár a két görbe a kezdeti szakaszban közel van egymáshoz, a nagyobb elmozdulásoknál mutatkozó eltérés az anyagáramlás különbségeire utal a matricáüreg felé, amely a kötés kialakulását befolyásolja a 0,5 mm-es fenékvastagság esetén nagyobb deformációval, ahogyan az az 5. ábrán látható.



5. ábra. A klinschkötés keresztmetszetének mikroszkópos képe.

3.2. A fenékvastagság hatása az ütési energia elnyelésére

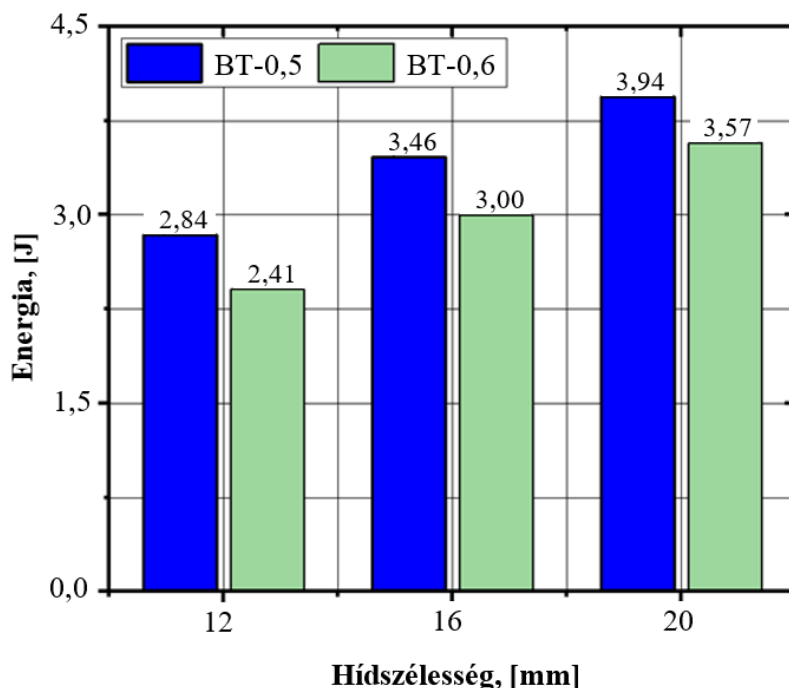
A 6. ábra a hídszélessége és az energiaelnyelés közötti összefüggést mutatja két különböző fenékvastagságú (0,5 mm és 0,6 mm) klinschelt kötés esetén, amikor az ütőél a klinschelt kötés bélyeg oldalát (P-oldalát) éri.



6. ábra. Ütési energia az ütőél által megütött bélyeg oldalon különböző hídszélességeknél.

A hídszélességnek 12 mm-ről 20 mm-re való növelésével mindkét klincselte kötésnél növekvő tendencia figyelhető meg az energiaértékekben, ami azt jelzi, hogy a szélesebb hidak több energiát képesek elnyelni. Keskenyebb hídszélességnél (12 mm), a 0,6 mm fenékvastagságú kötés némileg nagyobb energiaelnyelést mutat, mint a 0,5 mm fenékvastagságú. Ez a tendencia azonban a hídszélesség növekedésével megfordul. 16 mm hídszélességnél a 0,5 mm fenékvastagságú klincselte kötés kissé jobb energiaelnyelést mutat a 0,6 mm-es fenékvastagsággal szemben, ami arra utal, hogy az energiaelnyelése a szélesség növelésével jelentősebben javul. Ez a különbség még hangsúlyosabbá válik a 20 mm-es hídszélességnél, ahol a 0,5 mm fenékvastagságú kötés 28%-kal nagyobb energiaelnyelést mutat, mint a 0,6 mm-es fenékvastagságú. Ez azt jelzi, hogy a 0,6 mm fenékvastagság kisebb hídszélességnél előnyösebb lehet, míg a 0,5 mm fenékvastagság a szélesebb hidaknál biztosít kiemelkedő energiaelnyelést. A viselkedés a szerkezeti integritással és a mechanikai tulajdonságokkal magyarázható, kiemelve a 0,5 mm fenékvastagság előnyét olyan alkalmazásokban, ahol nagyobb szerkezeti méretekre van szükség.

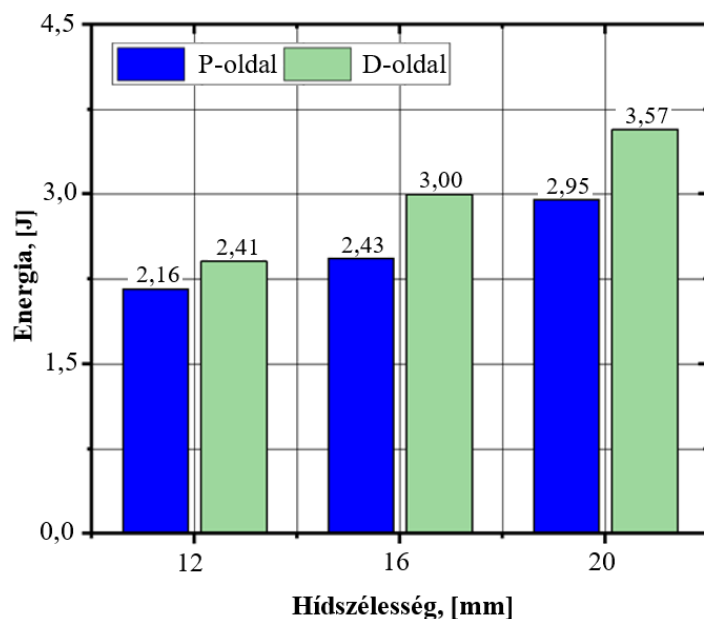
A 7. ábra a két fenékvastagságú (BT-0,5 és BT-0,6) klincselte kötés energiaelnyelési viselkedését mutatja különböző hídszélességeknél (12 mm, 16 mm és 20 mm), amikor az ütőél a klincselte kötés matricoldalát (D-oldalát) éri. Összességében mindkét fenékvastagság esetén az energiaelnyelés a hídszélesség növekedésével nő, azonban a BT-0,5 klincselte kötés minden szélességnél folyamatosan nagyobb energiaértékeket mutat a BT-0,6-hoz képest. 12 mm hídszélességnél a 0,5 mm fenékvastagságú klincselte kötés 16,6%-kal nagyobb energiaelnyelést mutat, mint a 0,6 mm-es fenékvastagságú. Ez a tendencia minden hídszélességnél fennáll. A vizsgálat azt mutatja, hogy minden szélességnél a 0,5 mm fenékvastagságú klincselte kötés jó energiaelnyelő képességgel rendelkezik, valószínűleg annak köszönhetően, hogy az ütőél a kötés matrica oldaláról éri a kötet.



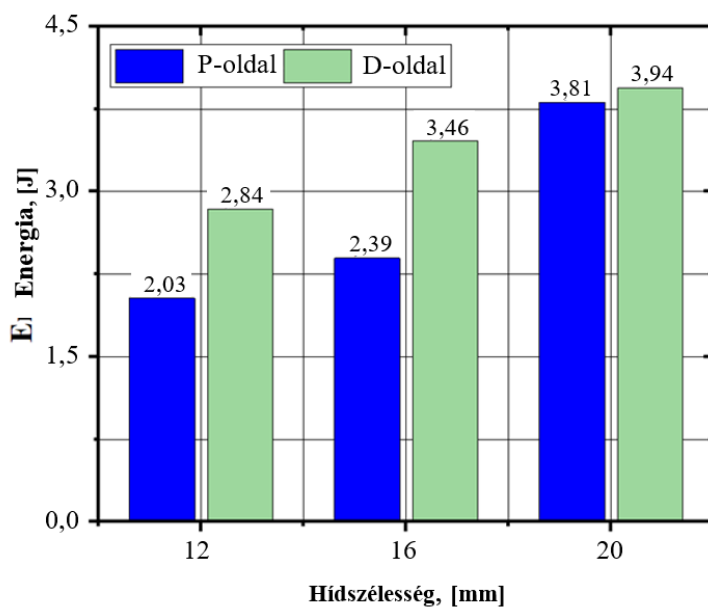
7. ábra. Ütési energia az ütőél által megütött matricoldalán különböző hídszélességeknél.

3.3. Az ütőél ütési helyének hatása az ütésenergia-elnyelésre

A 8. és a 9. ábra a klincselts lemez energiaelnyelését hasonlítja össze attól függően, hogy az ütőél a bélyegoldalon (P-oldal) vagy a matricaoldalon (D-oldal) éri, különböző hídszélességeknél (12 mm, 16 mm és 20 mm), mindkét fenékvastagság esetén. Mindkét ábra általános tendenciaként mutatja, hogy a hídszélesség növekedésével nő az energiaelnyelés, mindkét ütési oldalon.

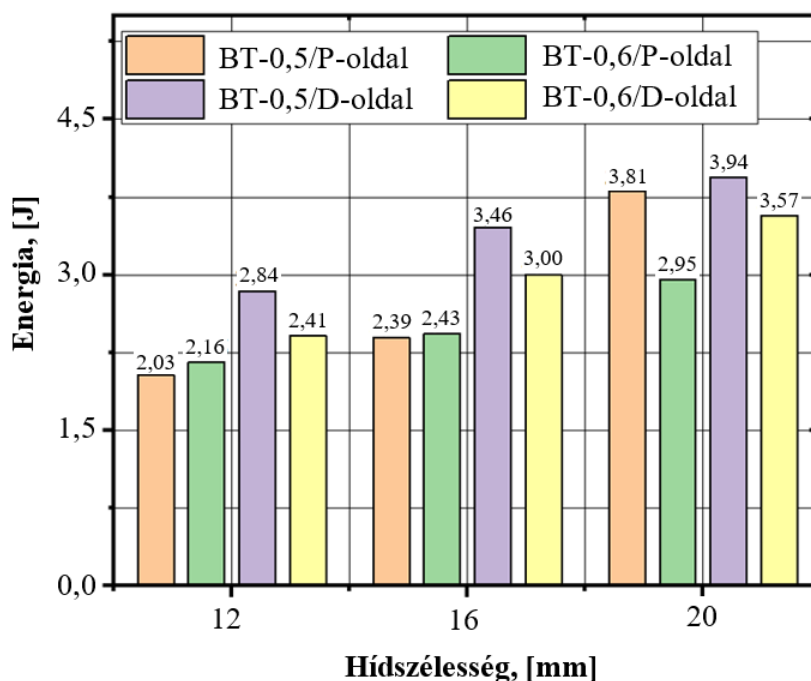


8. ábra. Ütési energia 0,6 mm-es fenékvastagságnál.



9. ábra. Ütési energia 0,5 mm-es fenékvastagságnál.

A részletesebb vizsgálat azt mutatja, hogy a D-oldal folyamatosan nagyobb energiaelnyelést mutat, különösen a 12 mm és a 16 mm hídszélességek esetén, amint azt a 10. ábra is szemlélteti. Különösen a 12 mm hídszélességnél a D-oldali energiaelnyelés növekedett (8. ábra); a 16 mm hídszélességnél a D-oldali energiaelnyelés szintén fokozódott (9. ábra). Ez a kiemelkedő növekedés a D-oldali energiaelnyelésben azt sugallja, hogy az ütőél matricaoldali ütése során a klincselte kötés jobb szerkezeti jellemzőket mutat, valószínűleg a jobb törési viselkedésnek köszönhetően.



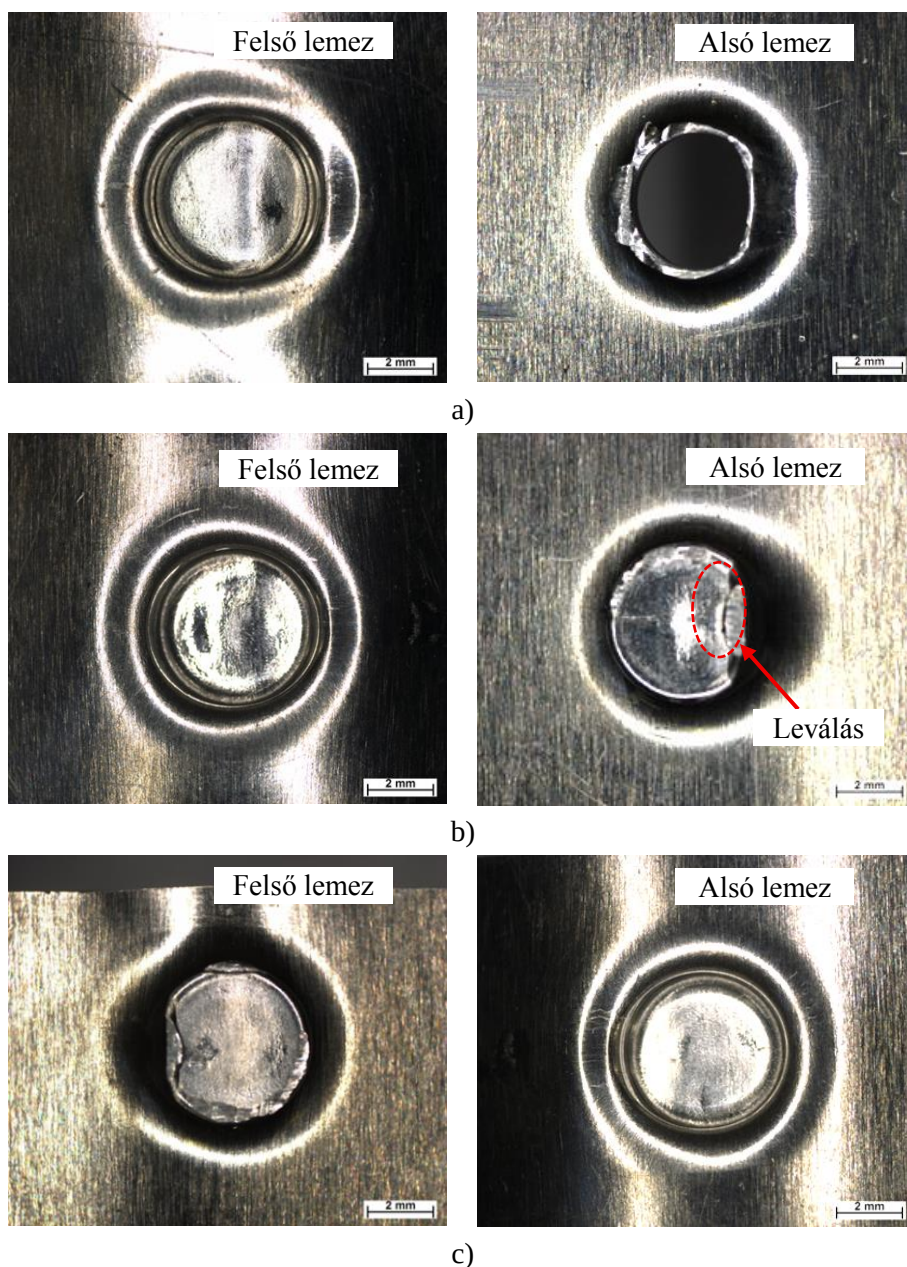
10. ábra. Energiaelnyelés a hídszélesség függvényében.

Csekély mértékű eltérés figyelhető meg a 20 mm-es hídszélességnél, a 9. ábrán. A D-oldali energiaelnyelés nagyobb, mint az az érték, amikor az ütőél a matrica felőli oldalt üti. Ezzel szemben a 8. ábrán a D-oldali energia 20 mm-es hídszélességnél továbbra is jelentősen magasabb, mint a P-oldalié. Ez a tendencia arra utal, hogy a 9. ábrán nemcsak a D-oldali energia javul, hanem a P-oldali energia is jelentős növekedést mutat, különösen a legnagyobb hídszélességnél. A következetesen magas energiaelnyelés azt jelzi, hogy 0,5 mm-es fenékvastagság mellett a szerkezeti teljesítmény optimalizált, valószínűleg a jobb matricaüreg felé történő anyagáramlásnak köszönhetően, amely elősegíti az energia jobb elnyelését és eloszlását. Ezek az eredmények kiemelik a fenékvastagság hatását az energiaelnyelésre és a szerkezeti integritásra, ami kulcsfontosságú lehet a hídszélesség optimalizálásában a jobb mechanikai teljesítmény eléréséhez.

3.4. A kötés törési viselkedése

A klincs kötéseknel a fenékvastagság változása befolyásolja a kötés mechanikai ütésállóságát az anyagzárás paraméterei révén. A klincselés során az anyag a matrica üregébe áramlik, hogy kialakítsa a kötet. Ennek következtében a kötés különböző pontjain eltérő keménység alakulhat ki, amely

megnövelheti az anyag szilárdságát, és végső soron befolyásolhatja a kötés törését. Ebben a vizsgálatban a képlékeny alakváltozás kötés szilárdságára gyakorolt hatását figyelmen kívül hagytuk; a törési módot közvetlenül a fenékvastagság és a minták ütopozíciója alapján elemeztük. A törési mechanizmust – a kötéseken végzett ütővizsgálatot követően – a törött minta szemrevételezése (és makrofotói) alapján vizsgáltuk (11. ábra).



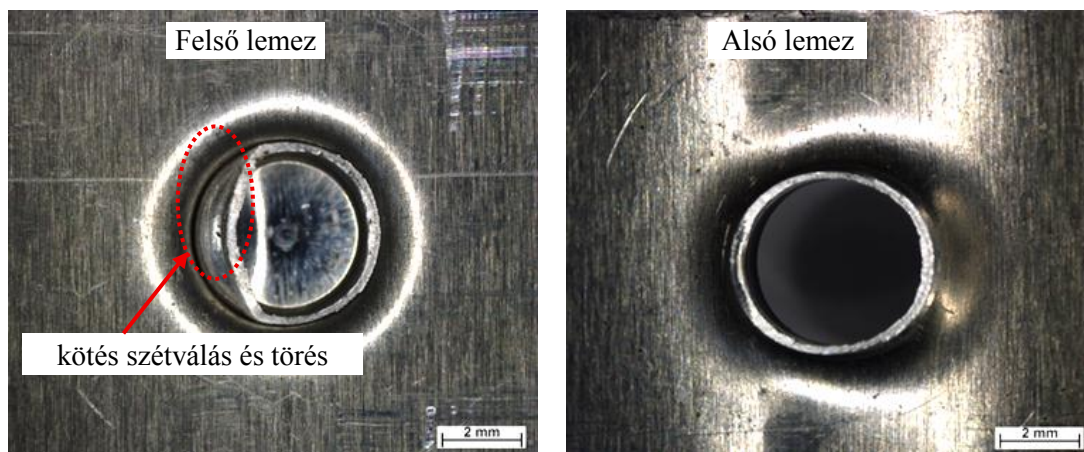
11. ábra. Makrofotók a repedt mintákról (matrica oldal):
a) nyakban történő törés, b) vegyes törés, c) a kötés szétválása.

Amikor a mintát az ütőélel a matrica oldaláról üttük, nyakban történő törési mód jelentkezett, 16 mm-es és 20 mm-es hídszélességek esetén, 0,5 mm fenékvastagságnál. Ugyanakkor, 12 mm-es hídszélességnél, mind a 0,5 mm, mind a 0,6 mm fenékvastagságnál ugyanaz a kötés szétválásával történő tönkremenetel figyelhető meg, ahogyan azt a 11. ábra a) részlete mutatja. A 0,6 mm fenékvastagságnál, 16 mm és 20 mm hídszélességeknél a minta alsó lemezének egy kis részén, a kötés szétválás mellett, az anyag roncsolásos leválása is megfigyelhető volt. Ez a töréstípus a kötés szétválás és az anyag roncsolásos leválásának kombinációja, ahogyan azt 11. ábra b) részlete szemlélteti.

A törési módok a hídszélességtől és a fenékvastagságtól függően változtak, jelezve ezeknek a paramétereknek a kapcsolatát a megfigyelt törési viselkedéssel. A nyakban történő repedéses törés elsősorban nagyobb hídszélességeknél és vékonyabb fenékvastagságoknál fordult elő, míg a kötés szétválásával történő tönkremenetel a 12 mm-es hídszélességnél mindkét fenékvastagságnál következetesen jelentkezett, ahogyan azt a 11. ábra c) részlete mutatja. A kötés szétválása és a roncsolásos anyagleválás kombinációja összetett törési mechanizmust jelez 0,6 mm fenékvastagságnál, 16 mm és 20 mm hídszélességek esetén.

Az anyag reakciója az ütő terhelésre a geometria függvényében változik, befolyásolva a megfigyelt törés típusát. Eredményeink kiemelik a szerkezeti méretek jelentőségét a törési módok meghatározásában. E mechanizmusok megértése kulcsfontosságú a hasonló terhelési körülmények között az anyag teljesítményének optimalizálásához.

Amikor az ütőél a matricaoldalról üttötte a mintát, a kötés szétválásával történő tönkremenetel és a nyakban történő törési hibák jelentkeztek mindkét fenékvastagság és minden hídszélesség esetén, ahogyan azt a 12. ábra mutatja. Ez azt jelzi, hogy a törési mód nem változott, függetlenül a paraméterek változásától, következésképpen a fenékvastagság és a hídszélessége nem befolyásolja a kötés törési módját.



12. ábra. Makrofotók a repedt mintákról (P-oldal), kötés szétválás.

4. Következtetések

Ez a tanulmány az 5754-H22 minőségű alumíniumötvözet lemez klincskötéseinek mechanikai ütésállóságára és törési viselkedésére összpontosított. A hídszélesség és a fenékvastagság hatását ütővizsgálattal elemeztük. A vizsgálatok alapján megállapítható, hogy a hídszélesség növekedésével az energiaelnyelés mindkét fenékvastagság esetén növekszik, azonban a 12 mm-es hídszélességnél a

0,6 mm-es fenékvastagságú kötés teljesít jobban, míg a szélesebb hidaknál a 0,5 mm-es fenékvastagság túlszárnyalja azt. A 20 mm-es hídszélességnél a 0,5 mm-es fenékvastagság jelentősen több energiát nyel el, jelezve a jobb energiaelnyelő képességét. Ez arra utal, hogy a 0,5 mm-es fenékvastagság jobban hasznosítja a hídszélesség növekedését, valószínűleg a kötés szerkezeti integritása és mechanikai szilárdsága miatt, dinamikus (ütő) terhelés esetén. Ezért a 0,5 mm-es fenékvastagságú klincskötés alkalmazása előnyösebb lehet olyan helyeken, ahol ütésállóság szükséges.

Általánosságban a szélesebb hidak növelik az energiaelnyelést mind a P-oldali, mind a D-oldali ütés esetén, de a D-oldalon következetesen magasabb energiát figyeltünk meg, amely a 0,5 mm-es fenékvastagságú kötés jobb jellemzőire utal, kis sebességű ütések esetén.

A vizsgálat kimutatta, hogy a 5754-H22 minőségű lemez klincskötéseinek törési módjai függenek az ütés irányától, a hídszélességtől és a fenékvastagságtól. A D-oldalon a nyakban történő törés nagyobb hídszélességnél és vékonyabb fenékvastagság esetén fordult elő, míg a kötés szétválása 12 mm-es hídszélességnél mindig megfigyelhető volt. A P-oldalon a kötés szétválása és a nyakban történő törés minden szélességnél és vastagságnál egységesen jelentkezett, ami azt mutatja, hogy ezek a paraméterek nem befolyásolják a törési módot. Ez hangsúlyozza az ütés irányának szerepét a klincselte lemezek viselkedésében, és kiemeli a figyelem fontosságát a szerkezeti tervezés és a törési elemzés során.

5. Köszönetnyilvánítás

A szerzők ezúton köszönik meg a Lang & Társai Kft.-nek és a Bott Hungária Kft.-nek a vizsgálatok elvégzéséhez nyújtott eszköztámogatást.

Irodalom

- [1] A. I. Taub and A. A. Luo, "Advanced lightweight materials and manufacturing processes for automotive applications," *MRS Bull.*, vol. 40, no. 12, pp. 1045–1054, 2015, doi: 10.1557/mrs.2015.268.
- [2] M. P. Jenny and W. W. Kabecha, "Advantages and challenges of implementing lightweight materials in automobiles: A review," *IJSRP*, vol. 13, no. 9, pp. 91–98, 2023, doi: 10.29322/IJSRP.13.09.2023.p14116.
- [3] G. Refiadi, I. S. Aisyah, and J. P. Siregar, "Trends in lightweight automotive materials for improving fuel efficiency and reducing carbon emissions," *AutoExp*, vol. 2, no. 3, pp. 78–90, 2019, doi: 10.31603/ae.v2i3.2984.
- [4] D. Varanasi and P. Baumli, "Grain boundary behavior of copper with C45 medium carbon steel," *Resolution and Discovery*, vol. 3, no. 2, pp. 24–28, 2018, doi: 10.1556/2051.2018.00059.
- [5] A. A. Mohammed-Nafea, M. Elyasi, and H. A. Derazkola, "Magnetically assisted resistance spot welding: a comprehensive review," *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, vol. 137, no. 9–10, pp. 4401–4434, 2025, doi: 10.1007/s00170-025-15363-8.
- [6] W. Piekarska and M. Kubiak, "Theoretical investigations into heat transfer in laser-welded steel sheets," *J. Therm. Anal. Calorim.*, vol. 110, no. 1, pp. 159–166, 2012.
- [7] O. S. Barrak, S. Ben-Elechi, and S. Chatti, "Parameters influence on mechanical properties of resistance spot welding: AISI304L/AISI1005," *Pollack Period.*, vol. 20, no. 1, pp. 102–109, 2025, doi: 10.1556/606.2024.01142.

- [8] M. H. Al-Hafadhi and G. Krállics, “Prediction and numerical simulation of residual stress in multi-pass pipe welds,” *Pollack Period.*, vol. 16, no. 2, pp. 7–12, 2022, doi: 10.1556/606.2020.00127.
- [9] A. S. Rahmato and P. Z. Kovács, “Effects of tool geometry parameters on clinched joint strength using FEM,” *J. Phys.: Conf. Ser.*, vol. 2848, Art. no. 012009, 2024, doi: 10.1088/1742-6596/2848/1/012009.
- [10] V. Jayasekara, K. H. Min, J. H. Noh, M. T. Kim, J. M. Seo, H. Y. Lee, and B. B. Hwang, “Rigid-plastic and elastic-plastic finite element analysis on the clinching joint process of thin metal sheets,” *Met. Mater. Int.*, vol. 16, no. 2, pp. 339–347, 2010, doi: 10.1007/s12540-010-0427-7.
- [11] Y. Abe, T. Kato, K. Mori, and S. Nishino, “Mechanical clinching of ultra-high strength steel sheets and strength of joints,” *J. Mater. Proc. Techn.*, vol. 214, no. 10, pp. 2112–2118, 2014, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2014.03.003.
- [12] C. J. Lee, J. Y. Kim, S. K. Lee, D. C. Ko, and B. M. Kim, “Parametric study on mechanical clinching process for joining aluminum alloy and high-strength steel sheets,” *J. Mech. Sci. Technol.*, vol. 24, no. 1, pp. 123–126, 2010.
- [13] P. Kumma and P. Soranansri, “Effect of blank holder force and edge radius on joining strength in flat-clinching process,” *KEM*, vol. 856, pp. 175–181, 2020, doi: 10.1007/s00170-022-09744-6.
- [14] T. Balawender, “Low fatigue strength of clinch joints,” *JMEA*, vol. 6, no. 6, pp. 277–281 2016, doi: 10.17265/2159-5275/2016.06.002.
- [15] S. Kumar, G. Avinash, and E. Vimal, “Ductility effect on clinching joint strength in lap-shear configuration loading,” *Mater. Today: Proc.*, vol. 39, pp. 1667–1672, 2021, doi: 10.1016/j.matpr.2020.06.144.
- [16] C. Chen, H. Zhang, S. Zhao, and X. Ren, “Effects of sheet thickness and material on the mechanical properties of flat clinched joint,” *Front. Mech. Eng.*, vol. 16, no. 2, pp. 410–419, 2021, doi: 10.1007/s11465-020-0618-y.
- [17] T. Sadowski, T. Balawender, and P. Golewski, *Technological Aspects of Manufacturing and Numerical Modelling of Clinch-Adhesive Joints*. Springer Cham, 2015.

AZ ELŐMELEGÍTÉS ELHAGYÁSÁNAK HATÁSA NAGYSZILÁRDSÁGÚ ACÉLOK FELRAKÓHEGESZTÉSÉNÉL

Terdik Gábor

PhD hallgató, Miskolci Egyetem, Anyagszerkezet-tani és Anyagtechnológiai Intézet,
Mechanikai Technológiai Intézeti Tanszék
3515 Miskolc, Miskolc-Egyetemváros, e-mail: terdikgabor@gmail.com

Sóki Péter

Senior kutató, Bay Zoltán Alkalmazott Kutatási Közhasznú Nonprofit Kft.,
Mérnöki divízió, Anyagvizsgálat Osztály
3519 Miskolc, Iglói út 2., e-mail: peter.soki@bayzoltan.hu

Meilinger Ákos

Egyetemi docens, Miskolci Egyetem, Anyagszerkezet-tani és Anyagtechnológiai Intézet,
Mechanikai Technológiai Intézeti Tanszék
3515 Miskolc, Miskolc-Egyetemváros, e-mail: akos.meilinger@uni-miskolc.hu

Absztrakt

A felrakóhegesztéssel készült alkatrészek sok esetben nagyszilárdságú acélokból készülnek. Hegesztéstechnológiájuk ebből adódóan meglehetősen összetett, többek között gyakran használunk előmelegítést a hegesztés előtt. A nagy méretű, felrakóhegesztéssel készült alkatrészek esetén ez megnehezíti a gyártást, valamint jelentős költséget is jelent. Ebben a kutatómunkában az előmelegítés elhagyásának hatását kutattuk figyelembe véve a felrakott darabok esetén jellemző dinamikus igénybevételt. Három különböző nagyszilárdságú acélon (S690QL, S960QL, S1100QL) végeztünk felrakóhegesztést előmelegítéssel és előmelegítés nélkül, majd megmértük a keménységek közötti különbségeket. Emellett ütővizsgálatokat is végeztünk a szívósság különbségének feltérképezésére. A különböző alapanyagok máshogy reagáltak az előmelegítés elhagyására.

Kulcsszavak: nagyszilárdságú acél, felrakóhegesztés, előmelegítés, dinamikus igénybevétel

Abstract

Components produced by hardfacing are often made from high-strength steels. As a result, their welding technology is quite complex, and preheating is frequently applied before welding. For large hardfaced components, this requirement complicates manufacturing and also leads to significant additional costs. In this research, the effect of omitting the preheating was investigated, considering the dynamic loading conditions that are typical for hardfaced parts. Hardfacing was performed on three different high-strength steels (S690QL, S960QL, S1100QL) with and without preheating, followed by an evaluation of the resulting hardness differences. Additionally, Charpy impact tests were conducted to map the differences in toughness. The various base materials exhibited different responses to the omission of preheating.

Keywords: high-strength steel, hardfacing, preheating, dynamic load

1. Bevezetés

A felrakóhegesztést széles körben alkalmazzák az ipar különböző területein, mint például a gépiparban, a bányászatban, a mezőgazdaságban vagy akár az autóiparban is, mivel hosszú távú költségmegtakarítást és a gépek, az eszközök élettartamának növelését eredményezi. A technológia alkalmazása során valamilyen alapanyag felületére hegesztenek az adott alkatrész igénybevételének megfelelő hozaganyaggal egy, kettő vagy három réteget [1], [2]. Az esetek jelentős részében egy úgynevezett párnaréteg is felhegesztésre kerül, amely elősegíti a megfelelő kötés létrehozását, segít elkerülni a repedések és deformációk kialakulását, valamint javítja a felrakott alkatrész élettartamát [3], [4]. Alapanyagként a nagyszilárdságú acélok alkalmazása egyre inkább elterjed, leginkább nagyobb mechanikai igénybevételek előfordulása esetén [5]. Egy tipikus példa erre a bontóollók esete, ahol egyre nagyobb szilárdságú acélok alkalmazása jellemző, ez pedig a komplex mechanikai igénybevételeknek köszönhető. A bontóollók, mint a nehézipari munkák elengedhetetlen eszközei, különösen fontos szerepet játszanak az építőiparban, a gépjármű-bontásban, valamint az újrahasznosítási és feldolgozási folyamatokban. Ezek a nagy teljesítményű, hidraulikus meghajtású szerszámok képesek hatékonyan és precízen vágni, törni vagy szétválasztani a legkülönbözőbb anyagokat, mint például betont, vasat, acélt vagy más fémeket, amelyek a munkafolyamatok során keletkeznek. Ebből adódóan komplex terhelésnek vannak kitéve.

A nagyszilárdságú acélok hegesztése esetén a hőbevitel fontos szerepet játszik [6], [7]. Emellett a $t_{8/5}$ hűlési idő az egyik alap jellemző, amely alapján a hegesztéstechnológiát tervezni kell [7], [8]. A $t_{8/5}$ hűlési idő alapvetően a hegesztési paraméterektől és az előmelegítéstől függ. Amennyiben ez az idő túl rövid (például kevesebb mint 5 s), úgy túlzott martenzitképződésre lehet számítani a hőhatásövezetben, amely jellemzően rideg [9], [10], míg a túl nagy $t_{8/5}$ jelentős kilágyulást okozhat a martenzit megeresztődése által [11], [12]. A szakirodalomban számtalan alkalommal mérték a hőhatásövezet keménységét [6], [11], [13], amely egyértelműen azt mutatta, hogy vannak olyan hőhatásövezeti zónák, ahol a keménység növekszik, míg egyes zónákban lágyulás tapasztalható. S690QL esetében a szuperkritikus övezet (*upper-critical heat-affected zone, UCHAZ*) jellemzően keményedik [14]. A legjobban kilágyult zóna szinte minden esetben az interkritikus övezet (*inter-critical heat-affected zone, ICHAZ*) [15], [16], míg a szubkritikus övezet (*sub-critical heat-affected zone, SCHAZ*) általában kisebb mértékű kilágyulást mutat [12], [17]. Kötőhegesztések esetén általában kell előmelegítést alkalmazni az UHSS acéloknál, hogy ne hűljön le túl gyorsan a varrat, különösen igaz ez nagyobb falvastagságok esetén. A szakirodalmat áttekintve látható viszont, hogy bizonyos esetekben használtak előmelegítést a kísérletekhez [18], [19], míg máskor ezt elhagyták [9], [20].

A szakirodalomban nem igazán lehet találni olyan kutatást, amely közvetlenül arra irányulna, hogy miként változik meg a dinamikus igénybevétellel szembeni ellenállás az előmelegítés változtatásakor. Mivel a bontóollók esetében ez az egyik jellemző igénybevétel, ezért ennek vizsgálata indokolt. Emellett a gyártás során sok esetben problémás az előmelegítés, valamint jelentős költségtényező is, így annak elhagyása egyszerűsítene a gyártási folyamatokat. Tehát a szakirodalom hiánya és a gyártásból adódó igény indukálta a kutatómunkát, ahol arra szeretnénk választ kapni, hogy az előmelegítés hogyan változtatja meg a nagyszilárdságú acélok dinamikus igénybevétellel szembeni ellenállását felrakóhegesztés esetén. Mivel az irodalomkutatás során egyértelművé vált, hogy a különböző szilárdsági kategóriájú acélok különbözőképpen reagálnak az előmelegítésre, így három különböző (S690QL, S960QL és S1100QL) alapanyagot vizsgálunk meg a kutatómunka keretein belül.

2. Alkalmazott anyagok

Az kísérletekhez nemesített nagyszilárdságú szerkezeti acélokat használtunk fel. Elsődleges alapanyagként a bontóollók gyártásában széles körben alkalmazott, és a leggyakrabban használt nagyszilárdságú acélok közé tartozó S690QL és S960QL acélminőségek kerültek kiválasztásra. A vizsgálat körének bővítése és átfogóbb összehasonlító elemzés elérése érdekében a cikk az ipari alkalmazásokban ritkábban használt S1100QL acélminőséget is tartalmazza. Az alkalmazott lemezek mindegyike 25 mm vastagságú volt. A legtöbb felrakóhegesztési alkalmazásban kritikus fontosságú egy közbelső párnaréteg felvitele az alapanyag és a felrakóanyag között, hogy biztosítsa a megfelelő metallurgiai kompatibilitást. Ennek megfelelően a jelen vizsgálat során is alkalmaztunk ilyen réteget. A párnaréteg hozaganyaga az ISO 21952-A szabvány [21] szerinti G CrMo1Si minőségnek felelt meg. Ezt az anyagot kedvező alakíthatósága, mérsékelt szilárdsága és költséghatékonysága miatt használjuk. Minden felrakott próbatesten egyetlen párnaréteg került kialakításra. A vizsgálatban alkalmazott felrakóanyag nagy kopásállósággal és keménységgel rendelkezik, az EN 14700 szabvány [22] szerinti besorolása S Fe8. Valamennyi próbatesten három felrakó réteget készítettünk. A párnaréteg és a felrakóanyag hozaganyagai egyaránt Lincoln Electric gyártmányok.

A felhasznált anyagok kémiai összetétele az 1. táblázatban, míg az alapanyagok főbb mechanikai tulajdonságai a 2. táblázatban találhatók. A táblázatokban bemutatott adatok a műbizonylatokból származnak.

1. táblázat. Az alapanyag, a párnaréteg és a felrakott réteg kémiai összetétele [tömeg%]

Jelölés	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	Fe
S690QL	0,15	0,23	1,1	0,013	0,003	0,58	0,05	0,21	0,66	maradék
S960QL	0,16	0,277	1,06	0,009	0,001	0,198	0,026	0,50	0,044	maradék
S1100QL	0,17	0,263	1,37	0,01	0,007	0,632	0,028	0,62	0,056	maradék
LN19	0,1	0,65	0,97	0,003	0,009	1,18	0,01	0,46	0,02	maradék
Carbofil A600	0,47	2,98	0,39	0,02	0,001	9,15	0,06	NA	0,17	maradék

2. táblázat. Az alapanyagok mechanikai tulajdonságai

Alapanyag	R _m [MPa]	R _{p0,2} [MPa]	A ₅₀ [%]
S690QL	777	711	18
S960QL	1038	1001	15
S1100QL	1364	1192	11

3. Hegesztési körülmények

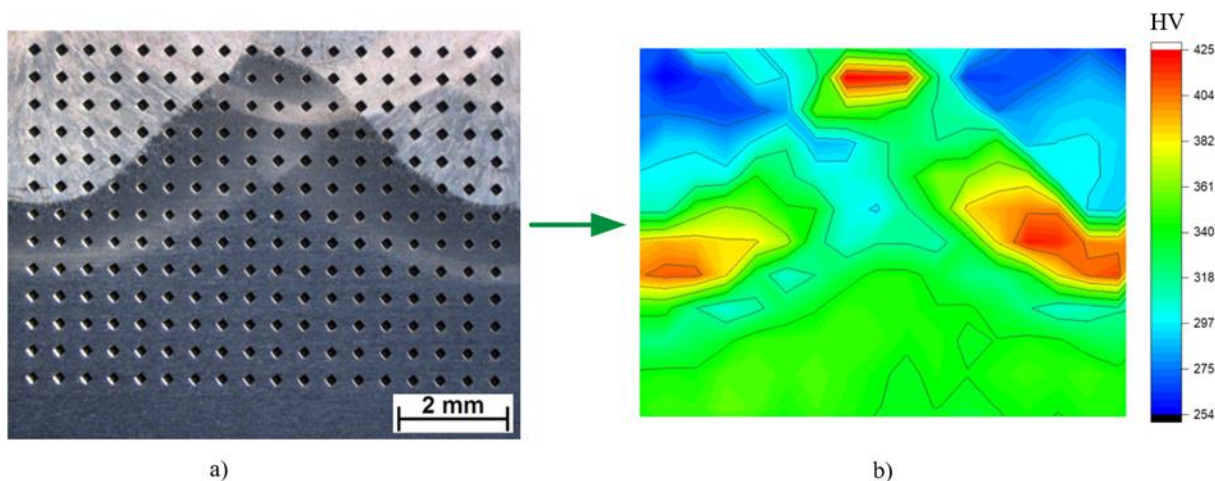
A felrakóhegesztést huzalelektrodás, védőgázos ívhegesztő eljárás alkalmazásával, egy Cloos hegesztőrobottal végeztük el. Minden esetben 100 mm × 150 mm-es darabok kerültek hegesztésre. A védőgáz összetétele 80% Ar és 20% CO₂ volt. Mindegyik alapanyagból készítettünk egy 120 °C-os előmelegített és egy előmelegítés nélküli munkadarabot. A hegesztési paramétereket, a számított hőbevitelt és a t_{8/5} hűlési időt a 3. táblázat tartalmazza.

3. táblázat. A kísérletekhez használt hegesztési paraméterek

Hegesztőáram [A]	Ívfeszültség [V]	Hegesztési sebesség [mm/min]	Hőbevitel [kJ/mm]	$t_{8/5}$ előmelegítéssel [s]	$t_{8/5}$ előmelegítés nélkül [s]
220	21,3	250	0,90	6,4	4,8

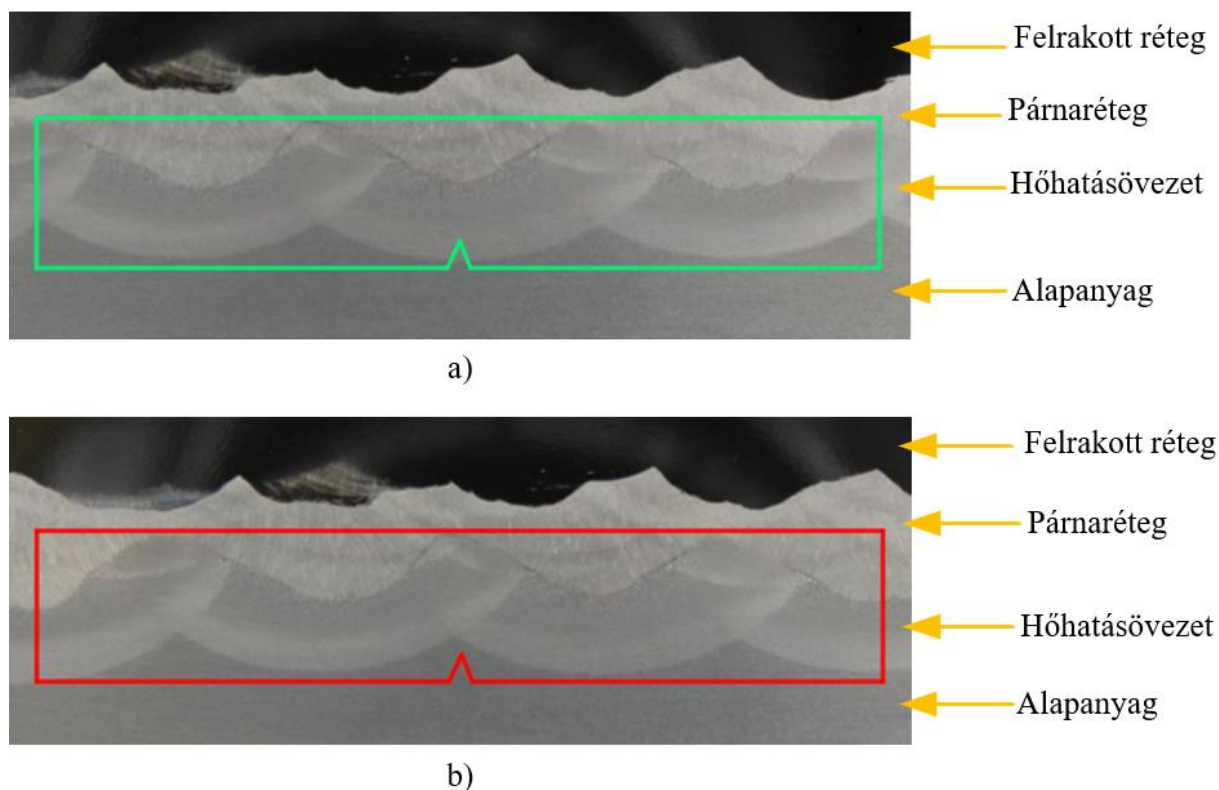
4. Vizsgálati körülmények

A felrakott próbadarabok keresztmetszeteit csiszolással és polírozással készítettük elő, 3 μm szemcseméretű gyémántpaszta felhasználásával. A polírozott felületeket ezt követően 2%-os nital oldattal marattuk, hogy a különböző hőhatásövezeti zónák jól láthatóvá váljanak. Vickers-keménységmérést végeztünk az előkészített keresztmetszeteken Reichert UH250 keménységmérő berendezéssel, 100 N terhelés mellett. A cél a hőhatásövezetek keménységeloszlásának feltérképezése volt, így számos mérést kellett elvégezni. A lenyomatokat automatikusan készítette a készülék, az egymást követő lenyomatok között 0,5 mm-es egyenletes távolságot tartva, míg az átlóhosszakat manuálisan mértük. A kapott keménységértékeket összegyűjtöttük, és keménységtérképeket készítettünk belőlük, amelyre az 1. ábra mutat példát.



1. ábra. A keménységtérkép készítésének módszere.

Az előmelegített és előmelegítés nélküli darabokon ütővizsgálatokat végeztünk. A Charpy-féle ütő próbatesteket a felrakott darabokból készítettük el, hogy értékeljük az előmelegítés szívósságra gyakorolt hatását. A próbatesteket szabványos, 10 mm $\times$ 10 mm $\times$ 55 mm méretűek voltak, a bemetszések helyét pedig a beolvadás mélysége alapján határoztuk meg: a beolvadási zóna közepére, illetve a két beolvadás közötti szakasz közepére helyeztük azokat, ahogyan azt a 2. ábra szemlélteti. A próbatesteket lépésről lépésre végzett darabolással, marással és csiszolással állítottuk elő. Összesen 60 próbatestet készült a felrakott darabokból, valamint további 15 próbatest az alapanyagokból.



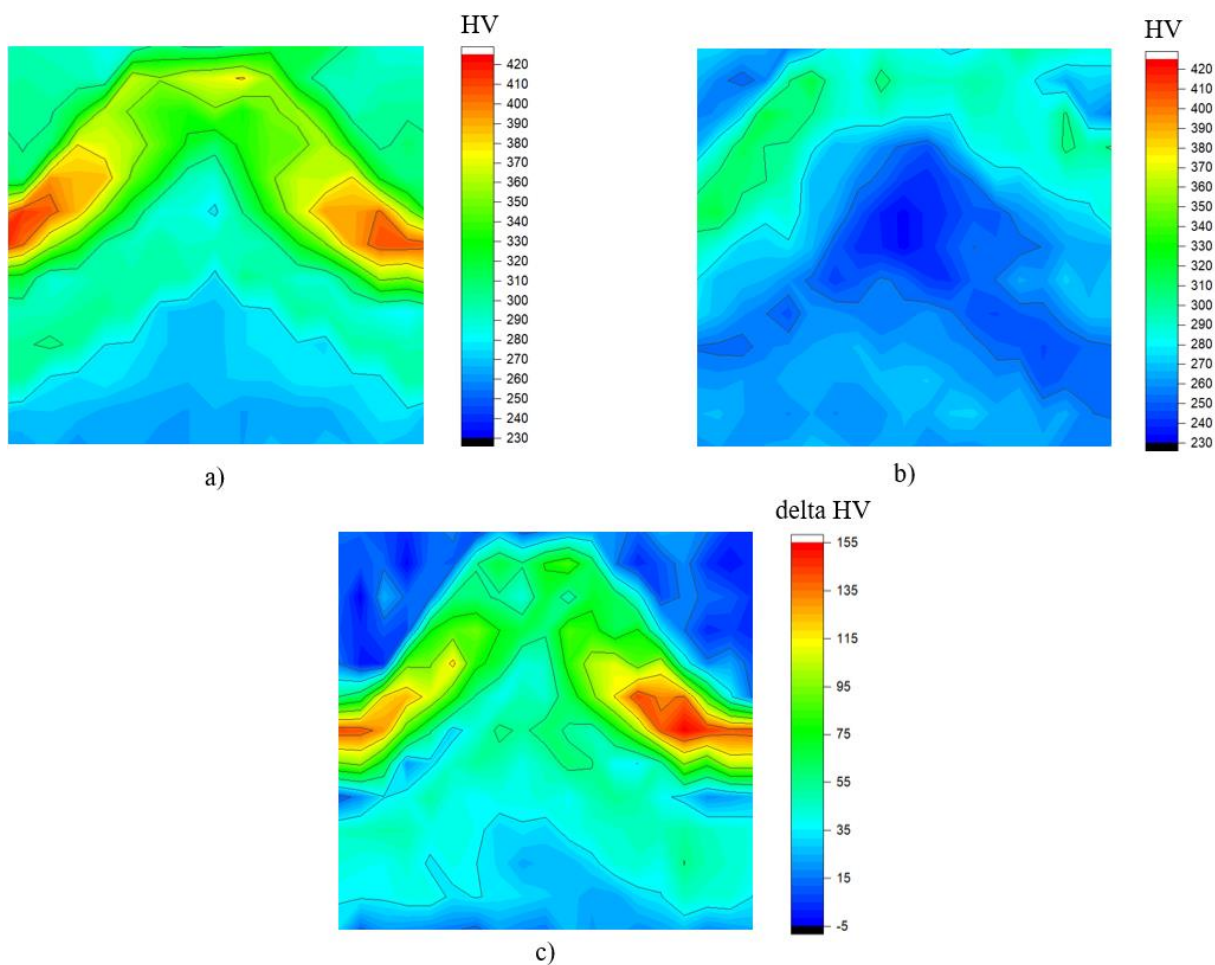
2. ábra. Az ütő próbatestek kivételének helyei és a bemetszés helye: a) bemetszés a beolvadásnál, b) bemetszés a beolvadások között.

A kimunkált próbatesteken műszerezett ütővizsgálatokat is végeztünk, a Heckert PSD 300/150 típusú berendezés erő-idő adatgyűjtő rendszerrel volt felszerelve. A műszer 5 ms időtartam alatt folyamatosan 2500 adatpontot rögzített egy oszcilloszkópon keresztül, lehetővé téve az ütési folyamat nagy pontosságú elemzését és a maximális erő pontos meghatározását. Valamennyi ütővizsgálatot -40°C -os vizsgálati hőmérsékleten végeztük el, miközben a laboratórium környezeti hőmérséklete megközelítőleg 22°C volt.

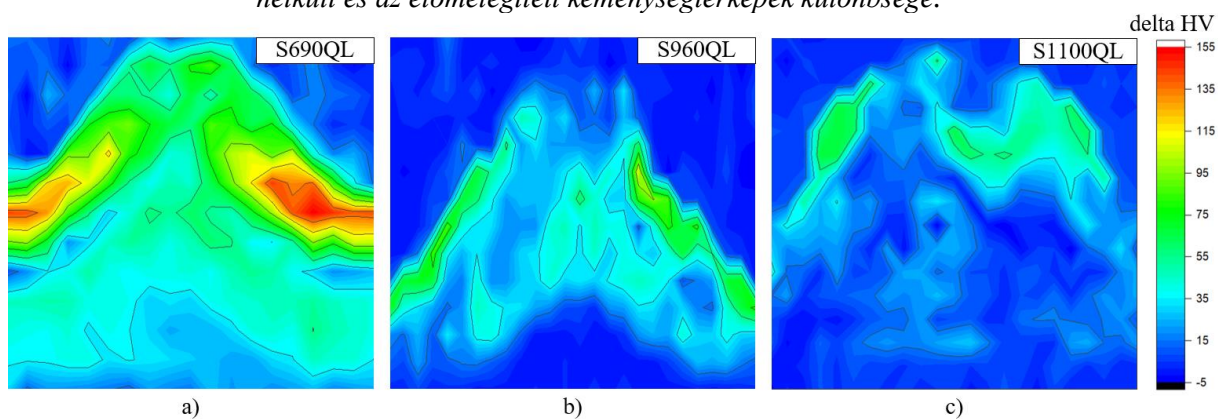
5. Keménységmérési eredmények

Az 1. ábra kapcsán leírt módon történt a keménységtérképek felvétele minden előmelegített és előmelegítés nélküli darab esetében. A keménységmérések ugyanazokban a pozíciókban történtek, így összehasonlíthatóvá váltak az értékek. Az összehasonlítással meg lehet határozni, hogy milyen mértékben változott a keménység az előmelegítés elhagyásának hatására. A 3. ábra mutat egy példát a keménységtérképek összehasonlítására, ahol a 3. ábra a) részlete az előmelegítés nélküli, b) részlete az előmelegített és c) részlete a kettő különbsége.

A keménységtérképek mindhárom anyag előmelegített és előmelegítés nélküli darabjára is elkészült, így a deltaHV térképeket lehetett meghatározni. Ezeket szemlélteti a különböző anyagokra a 4. ábra.



3. ábra. S690QL keménységtérképek: a) előmelegítés nélkül, b) előmelegítéssel, c) az előmelegítés nélküli és az előmelegített keménységtérképek különbsége.



4. ábra. A keménységértékek különbségei (deltaHV) az előmelegített és az előmelegítés nélküli darabok között: a) S690QL, b) S960QL, c) S1100QL.

A 4. ábra a) részlete azt mutatja, hogy jelentős különbségek adódtak a keménységértékekben az UCHAZ övezetben ($\Delta HV = 130-150$), míg az ICHAZ övezetben csak elenyésző különbségek láthatók ($\Delta HV = 15-25$). Az SCHAZ zóna a kettő között helyezkedik el 35-55 HV különbségekkel. A beolvadási vonalak közötti részekben a keménységértékek közötti különbségek jóval egyenletesebbek, a ΔHV 40 és 80 közötti volt. Az előmelegítés nélküli keménységértékek mindenhol nagyobbak voltak, mint az előmelegített esetekben. Az S960QL anyagminőségnél már jóval kisebb különbségeket mértünk a keménységértékek között. Az UCHAZ zónában 60-90 HV különbségek adódtak, míg az ICHAZ és SCHAZ területen a ΔHV 5 és 25 közötti volt. Ez az eredmény jól mutatja, hogy a nagyobb szilárdságú S960QL alapanyag kevésbé érzékeny az előmelegítés elhagyására, mint az S690QL alapanyag. A legkisebb keménység-különbségek az S1100QL alapanyagnál adódtak, jellemzően 5 és 40 HV közötti értékekkel. A keménységtérképből megállapítható, hogy a beolvadások közötti részen nagyobbak a keménységtérképek, mint a beolvadási vonalnál.

6. Az ütővizsgálatok eredményei

Az előmelegített és az előmelegítés nélküli darabokon ütővizsgálatokat végeztünk, annak érdekében, hogy feltérképezzük a dinamikus igénybevételnél előforduló különbségeket. A vizsgálatokat műszerezett ütőművön végeztük el, így az ütőmunka (KV) mellett a maximális erőt (F_{imp}) is meg lehetett határozni. Mivel minden változatból ötöt vizsgáltunk meg, így az eredményeket átlagoltuk, valamint kiszámoltuk a szórást ($SD = \text{standard deviation}$) és a szórási együtthatót ($SDc = \text{standard deviation coefficient}$) is. Az eredményeket a 4. táblázat foglalja össze.

4. táblázat. Az ütővizsgálatok eredményei

Alapanyag	Bemetszés helye	Előmelegítés	KV [J]	SD [KV]	SDc [KV]	F_{imp} [kN]	SD [F_{imp}]	SDc [F_{imp}]
S690QL	alapanyag	–	223	28,7	12,9	21,6	0,3	1,4
	beolvadás	nem	112	8,7	7,8	21	0,81	3,85
		igen	112,75	20	17,7	23,3	1,08	4,61
	HAZ	nem	120	15,1	12,6	21,7	0,42	1,96
		igen	116,4	17,4	15	21,6	0,66	3,07
S960QL	alapanyag	–	97	17,6	18,1	29,8	0,68	2,28
	beolvadás	nem	170,5	13,8	8,1	22,3	0,75	3,35
		igen	208,25	26	12,5	23,2	0,33	1,42
	HAZ	nem	199,8	12,3	6,2	22,8	0,93	4,08
		igen	200,5	16,1	8	22,8	0,54	2,38
S1100QL	alapanyag	–	44	20,1	45,7	31,1	1,4	4,5
	beolvadás	nem	50,8	10,1	19,9	24,5	0,92	3,67
		igen	60,75	5,3	8,7	23,6	0,6	2,55
	HAZ	nem	67,8	9,0	13,3	25,6	0,54	2,11
		igen	57,6	12,2	20,9	24,1	1,13	4,69

A táblázat tartalmazza az előmelegített és az előmelegítés nélküli darabok vizsgálatát a beolvadt és a köztes (HAZ) területeken is. Az S690QL alapanyag nagy ütőmunkával rendelkezik, míg a maximális erő kicsi. Az S690QL beolvadás esetén az ütőmunkák átlaga gyakorlatilag nem különbözik egymástól, bár az előmelegítéses szórása jelentős. A maximális erőben viszont jelentős különbség mutatkozik, az előmelegítéses esetben nagyobb erőket mértünk. Ebből arra lehet következtetni, hogy bár az ütőmunka értéke hasonló, azt az előmelegített darab a megnövekedett erőnek (és ezzel együtt a ridegebb viselkedésnek) köszönheti. Az S690QL hőhatásövezet (HAZ) esetén is hasonló ütőmunka eredmények adódtak, és a maximális erő értékek sem térnek el jelentősen. Ebben az esetben egyértelműen állítható, hogy az előmelegítés nem befolyásolja a darabok dinamikus viselkedését a hőhatásövezet részen.

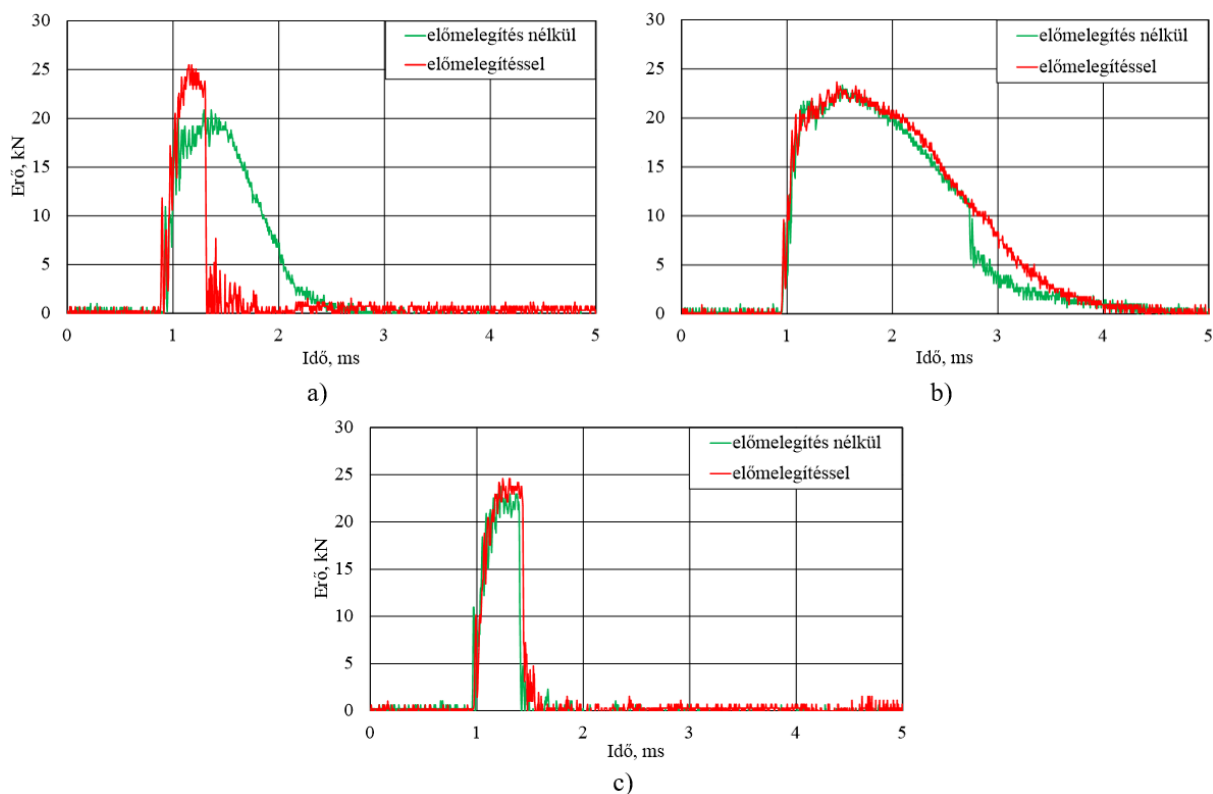
Az S960L alapanyag lényegesen kisebb ütőmunkával rendelkezik, mint az S690QL, viszont a maximális erő jóval nagyobb. Az S960QL beolvadás esetén jelentősnek mondható az ütőmunka értékek különbsége az előmelegített és az előmelegítés nélküli minták között az előmelegített javára, amely a maximális erőben is jobban teljesített. Érdekes, hogy a nagyobb szórás szintén az előmelegítetté volt, ugyanúgy, mint az S690QL esetén. Az S960QL hőhatásövezeti eredményekben nincs sem az ütőmunkában, sem a maximális erőben. Hasonlóan az S690QL-hez, nem látható lényegi különbség a dinamikus viselkedésben a hőhatásövezeti részen az előmelegítés elhagyásával.

A legrosszabb ütőmunka értékeket az S1100QL esetén kaptuk, az alapanyag ütőmunkája nagyon kicsi, viszont a maximális erő itt a legnagyobb. A beolvadás esetén az előmelegített darabok jobb ütőmunkát mutattak, miközben kisebb erőt mértünk. A hőhatásövezet esetén megfordult a tendencia, az előmelegítés nélküli adta a jobb ütőmunkát és ezzel együtt a legnagyobb erőt is. Összességében az S1100QL esetén volt a legnagyobb hatása az előmelegítésnek, de még így sem volt tapasztalható jelentős eltérés.

Az ütőmunka szórása és szórási együtthatója minden esetben jelentős, az ütővizsgálatokra jellemző nagyságú; a legnagyobb szórása az S1100QL alapanyagnak volt. A maximális erő értékeinél kis szórások és szórási együtthatók adódtak. Összességében a szórások és szórási együtthatók nem mutatnak egyértelmű különbségeket az előmelegített és az előmelegítés nélküli minták között.

Az 5. ábra mutatja a vizsgálatok során felvett erő-idő görbéket a különböző anyagminőségeknél, előmelegített és előmelegítés nélküli esetre, a beolvadásnál.

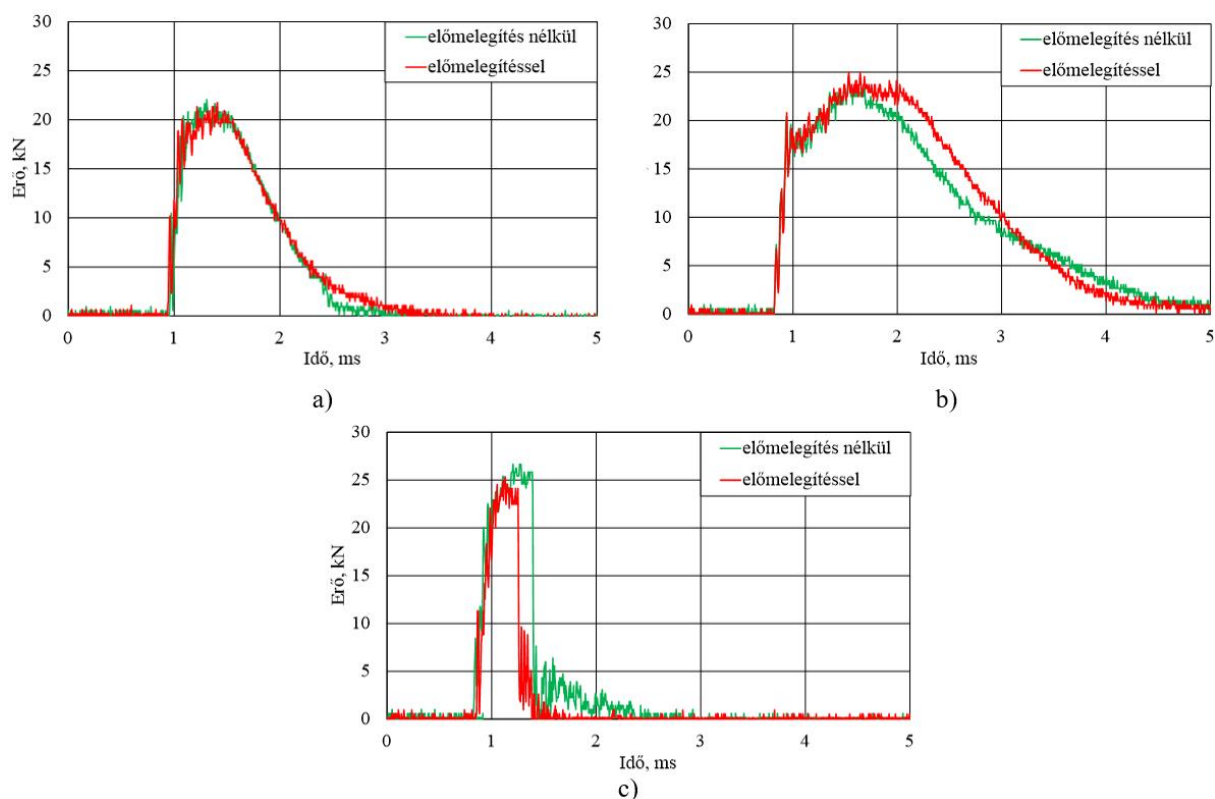
Az 5. ábra a) részlete jelentős különbséget mutat az S690QL beolvadás esetén, amit a mért értékekből is sejteni lehetett. A repedés keletkezése és terjedése is jelentősen különbözik, a görbe alakja az előmelegítéses esetben inkább rideg viselkedést mutat, míg előmelegítés nélkül szívós jellegű. Ez az eredmény azért is érdekes, mert a keménységértékek alapján arra lehetett számítani, hogy a jobban keményedett, előmelegítés nélküli darabok ridegebben fognak viselkedni. S960QL esetén (5. ábra b) részlete) a görbe alig különbözik, egyedül a lemenő ágban látható egy esés az előmelegítés nélküli esetben, valószínűleg ebből adódik a kisebb ütőmunka érték. Az S1100QL beolvadás esetén (5. ábra c) részlete) nagyon hasonlóak a görbék, mindkettő rideg jelleget mutat.



5. ábra. Erő-idő görbék előmelegített (piros) és előmelegítés nélküli (zöld) esetekben a beolvadásnál: a) S690QL, b) S960QL, c) S1100QL.

A 6. ábra mutatja a vizsgálatok során felvett erő-idő görbéket különböző anyagminőségeknél, előmelegített és előmelegítés nélküli esetre, a hőhatásövezetnél.

S690QL HAZ esetén (6. ábra a) részlete) nagyon hasonló, szívós görbék figyelhetők meg, gyakorlatilag a görbékből sem lehet detektálni az előmelegítés hatását. A 6. ábra b) részlete (S960QL hőhatásövezet) bár kisebb különbséget mutat a görbe lemenő ágában, de ez nem mondható számottevőnek. Az S1100QL HAZ esetén is felfedezhető némi különbség, az előmelegítés nélküli görbe nagyobb erő értéket mutat, mint az előmelegítéssel. Ez összhangban van a 4. táblázatban feltüntetett eredményekkel. Emellett mindkét görbéből rideg viselkedést lehet feltételezni.



6. ábra. Erő-idő görbék előmelegített (piros) és előmelegítés nélküli (zöld) esetekre a hőhatásövezetnél: a) S690QL, b) S960QL, c) S1100QL.

7. Összefoglalás

Az elvégzett kutatómunka eredményeiből a következő megállapítások tehetők.

- A keménységtérképek meghatározásával komplett hőhatásövezetek keménységeit lehetett összehasonlítani. Az S690QL alapanyag esetében jelentős eltérések adódtak a keménységekben az előmelegített és az előmelegítés nélküli darabok között. Az S960QL alapanyagánál már jóval kisebb eltérésekről számolhatunk be, míg az S1100QL esetén gyakorlatilag elenyésző különbségeket mértünk. Ebből arra lehet következtetni, hogy az egyre nagyobb szilárdságú Q+T alapanyagok esetén egyre kevésbé tapasztalható hőhatásövezeti keményedés, így azok az előmelegítés elmaradására is kevésbé érzékenyek.
- Az S690QL beolvadás részen az előmelegítés elhagyása az ütőmunka értékét érdemben nem befolyásolta, viszont a maximális erő kisebb lett. Ebből az adódik, hogy az előmelegítéses esetben a megnövekedett erő miatt volt nagy az ütőmunka, míg az előmelegítés nélküli esetben a szívosabban viselkedő anyag okozta, és ezt az erő-idő görbék is alátámasztották. Az S690QL hőhatásövezet részen lényegi különbség nem tapasztalható.
- Az S960QL beolvadás esetén már jelentősnek mondható az ütőmunka különbség az előmelegített és az előmelegítés nélküli esetek között az előmelegített javára, amely a maximális erő értékben is

jobban teljesített. Az S960QL hőhatásövezetben nem látható érdemi különbség sem az ütőmunkában, sem a maximális erőben.

- Az S1100QL próbatestek esetén mértük a legrosszabb ütőmunka értékeket. A beolvadásnál az előmelegített darabok jobb ütőmunkát mutattak, mint az előmelegítés nélküliek, viszont kisebb erő értékeket mértünk. A hőhatásövezet esetén megfordult a tendencia, az előmelegítés nélküli esetben volt jobb az ütőmunka és a maximális erő is.

8. Köszönetnyilvánítás

A közlemény a Kulturális és Innovációs Minisztérium Egyetemi Kutatói Ösztöndíj Program - Kooperatív Doktori Programja keretében, a Nemzeti Kutatási, Fejlesztési és Innovációs Alapból finanszírozott támogatással készült.

Irodalom

- [1] C. Jindal, B. S. Sidhu, P. Kumar, and H. S. Sidhu, "Performance of hardfaced/heat treated materials under solid particle erosion: A systematic literature review," *Mater. Today: Proc.*, vol. 50, pp. 629–639, Apr. 2021, doi: 10.1016/j.matpr.2021.03.441.
- [2] D. Arsić, V. Lazić, R. Nikolić, N. Sczygiol, B. Krstić, D. Ivković, B. Hadzima, F. Pastorek, and R. Ulewicz "Weldability Assessment of Various Steels by Hard-Facing," *Materials*, vol. 15, no. 9, May 2022, doi: 10.3390/ma15093082.
- [3] P. Kostencki, T. Stawicki, A. Królicka, and P. Sędlak, "Wear of cultivator coulters reinforced with cemented-carbide plates and hardfacing," *Wear*, vol. 438–439, Nov. 2019, doi: 10.1016/j.wear.2019.203063.
- [4] A. Singh Kang, G. Singh, and G. Singh Cheema, "Improving wear resistance via hardfacing of cultivator shovel," *Mater. Today: Proc.*, vol. 4, pp. 7991–7999, May. 2017, doi: 10.1016/j.matpr.2017.07.136.
- [5] D. Tandon, H. Li, Z. Pan, D. Yu, and W. Pang, "A Review on Hardfacing, Process Variables, Challenges, and Future Works," *Metals*, vol. 19, Sep. 01, 2023, doi: 10.3390/met13091512.
- [6] R. P. S. Sisodia, P. Sliwinski, D. Koncz-Horváth, and M. S. Węglowski, "Influence of Post-Weld Heat Treatment on S960QL High-Strength Structural Steel Electron-Beam-Welded Joint," *Metals*, vol. 14, no. 12, Dec. 2024, doi: 10.3390/met14121393.
- [7] M. Gáspár, "Effect of welding heat input on simulated haz areas in S960QL high strength steel," *Metals*, vol. 9, no. 11, Nov. 2019, doi: 10.3390/met9111226.
- [8] J. Kovács, M. Gáspár, J. Lukács, H. Tervo, and A. Kaijalainen, "Comparative study about the results of HAZ physical simulations on different high-strength steel grades," *Weld World*, vol. 68, no. 8, pp. 1965–1980, Aug. 2024, doi: 10.1007/s40194-024-01714-8.
- [9] J. Nowacki, A. Sajek, and P. Matkowski, "The influence of welding heat input on the microstructure of joints of S1100QL steel in one-pass welding," *Arch. Civ. Mech. Eng.*, vol. 16, no. 4, pp. 777–783, Sep. 2016, doi: 10.1016/j.acme.2016.05.001.

- [10] W. Guo, D. Crowther, J. A. Francis, A. Thompson, Z. Liu, and L. Li, "Microstructure and mechanical properties of laser welded S960 high strength steel," *Mater. Des.*, vol. 85, pp. 534–548, Nov. 2015, doi: 10.1016/j.matdes.2015.07.037.
- [11] M. Tümer, C. Schneider-Bröskamp, and N. Enzinger, "Fusion welding of ultra-high strength structural steels – A review," *J. Manuf. Process.*, vol. 82, pp. 203–229, Oct. 2022, doi: 10.1016/j.jmapro.2022.07.049.
- [12] M. Amraei, A. Ahola, S. Afkhami, T. Björk, A. Heidarpour, and X. L. Zhao, "Effects of heat input on the mechanical properties of butt-welded high and ultra-high strength steels," *Eng Struct*, vol. 198, Nov. 2019, doi: 10.1016/j.engstruct.2019.109460.
- [13] D. Medvecká, F. Nový, M. Mičian, O. Bokůvka, and D. Preisler, "Microstructural changes in HAZ of weld joints of S960 MC steel," *Mater. Today Proc.*, vol. 62, pp. 2466–2468, Jan. 2022, doi: 10.1016/j.matpr.2022.02.595.
- [14] N. Schroeder, M. Rhode, and T. Kannengiesser, "Thermodynamic prediction of precipitations behaviour in HAZ of a gas metal arc welded S690QL with varying Ti and Nb content," *Weld. World*, vol. 67, no. 9, pp. 2143–2152, Sep. 2023, doi: 10.1007/s40194-023-01550-2.
- [15] M. Mičian, M. Frátrik, and M. Brúna, "Softening effect in the heat-affected zone of laser-welded joints of high-strength low-alloyed steels," *Weld. World*, vol. 68, no. 6, pp. 1497–1514, Jun. 2024, doi: 10.1007/s40194-024-01730-8.
- [16] L. Chen et al., "Influence of heat input on the changes in the microstructure and fracture behavior of laser welded 800MPa grade high-strength low-alloy steel," *J. Manuf. Process.*, vol. 50, pp. 132–141, Feb. 2020, doi: 10.1016/j.jmapro.2019.12.007.
- [17] M. Frátrik, M. Mician, and M. Kasencák, "Characterization of the heat-affected zones in the laser welded joints of quenched and thermo-mechanically processed high-strength steels," *Transp. Res. Procedia*, vol. 74, pp. 632–639, May. 2023, doi: 10.1016/j.trpro.2023.11.191.
- [18] W. Chen, Y. F. Hu, K. F. Chung, X. L. Zhao, D. A. Nethercot, and H. L. Liu, "Fatigue behaviour of high strength S690 steel and their welded sections under symmetric cyclic actions," *Eng. Struct.*, vol. 340, Oct. 2025, doi: 10.1016/j.engstruct.2025.120683.
- [19] X. K. Shen, C. Chen, Y. B. Shao, X. D. Gao, H. J. Zhu, and Z. B. Yu, "Investigation of welded residual stress in EH690 high-strength steel butt joints," *J Constr. Steel Res.*, vol. 232, Sep. 2025, doi: 10.1016/j.jcsr.2025.109613.
- [20] T. Mert, U. Gurol, and M. Tumer, "The effect of heat input in multi-pass GMAW of S960QL UHSS based on weaving and stringer bead procedure on microstructure and mechanical properties of HAZ," *Mater. Res. Express*, vol. 10, no. 8, Aug. 2023, doi: 10.1088/2053-1591/acded.
- [21] *Hegesztőanyagok. Huzalelektródák, hegesztőhuzalok, hegesztőpálcák és hegesztési ömledék melegsizárd acélok védőgázos ívhegesztéséhez. Osztályba sorolás*, MSZ EN ISO 21952, 2012
- [22] *Hegesztőanyagok. Hegesztőanyagok keményfelrakó hegesztéshez*, MSZ EN 14700, 2023

AZ AUSZTENITES PÁRNARÉTEG SZEREPE A FELRAKÓHEGESZTETT, NAGYSZILÁRDSÁGÚ ACÉLOK DINAMIKUS VISELKEDÉSÉNEK MÓDOSÍTÁSÁBAN

Terdik Gábor

PhD hallgató, Miskolci Egyetem, Anyagszerkezet-tani és Anyagtechnológiai Intézet,
Mechanikai Technológiai Intézeti Tanszék
3515 Miskolc, Miskolc-Egyetemváros, e-mail: terdikgabor@gmail.com

Sóki Péter

Senior kutató, Bay Zoltán Alkalmazott Kutatási Közhasznú Nonprofit Kft.,
Mérnöki divízió, Anyagvizsgálat Osztály
3519 Miskolc, Iglói út 2., e-mail: peter.soki@bayzoltan.hu

Meilinger Ákos

Egyetemi docens, Miskolci Egyetem, Anyagszerkezet-tani és Anyagtechnológiai Intézet,
Mechanikai Technológiai Intézeti Tanszék
3515 Miskolc, Miskolc-Egyetemváros, e-mail: akos.meilinger@uni-miskolc.hu

Absztrakt

A kutatás célja az ausztenites párnarétegek hatásának vizsgálata volt nagyszilárdságú acélok felrakó-hegesztett állapotban mutatott dinamikus viselkedésére, különös tekintettel a hőbevitel szerepére. A kísérletek három alapanyag – S690QL, S960QL és S1100QL – esetében értékelték a hőbevitel mértékének, valamint az alkalmazott párnaréteg típusának (szénacél, illetve ausztenites) a hatását az ütőmunkára és a maximális erőre. Az eredmények azt mutatták, hogy a hőbevitel jelentős mértékben befolyásolja a beolvadási mélységet és ezen keresztül a dinamikus terhelésekkel szembeni ellenállást. A vizsgálatok rávilágítottak arra is, hogy a felrakóhegesztés optimális paraméterei erősen függenek az alapanyag tulajdonságaitól, ezért a technológiai tervezés során az acélminőséget és a párnaréteg választását a hőbevitelhez igazítva kell optimalizálni a kedvező mechanikai viselkedés eléréséhez.

Kulcsszavak: felrakóhegesztés, párnaréteg, nagyszilárdságú acél, dinamikus igénybevétel

Abstract

The aim of the research was to investigate the effect of austenitic buffer layers on the dynamic behavior of high-strength steels in hardfaced condition, with particular emphasis on the role of heat input. The experiments evaluated the influence of heat input level and buffer layer type (carbon steel or austenitic) on impact energy and maximum force for three base materials (S690QL, S960QL, and S1100QL). The results showed that heat input significantly affects penetration depth and, consequently, resistance to dynamic loading. The findings also highlight that the optimal parameters of hardfacing are strongly dependent on the properties of the base material; therefore, during technological planning, the choice of steel grade and buffer layer must be optimized in accordance with the applied heat input to achieve favourable mechanical performance.

Keywords: hardfacing, buffer layer, high-strength steel, dynamic load

1. Bevezetés

A nagyszilárdságú acélok felrakóhegesztése egyre fontosabb szerepet tölt be azokban az alkalmazásokban, ahol egyszerre szükséges a nagy kopásállóság és a kedvező mechanikai szilárdság, például a bontóollók esetében. Ezeket az alkatrészeket összetett igénybevételek érik – beleértve az ismétlődő dinamikus ütést, a hajlítást, a kopást és a fárasztó terhelést –, ezért az ilyen szerkezetekben sok esetben nagyszilárdságú acélokat használnak alapanyagként. A felrakóhegesztés során azonban komoly hegesztéstechnológiai kihívások merülnek fel, mivel ezek az acélok nagyon érzékenyek a hőhatásokra. A felrakóhegesztés hőciklusai jelentősen megváltoztathatják az alapanyag mechanikai tulajdonságait, mivel a hőhatásövezetben (*Heat-Affected Zone* = *HAZ*) szövetszerkezeti átalakulások jönnek létre [1]–[3]. Ezek az átalakulások különböző hőhatásövezeti alzónák kialakulásához vezetnek, amelyek szövetszerkezete eltérő.

- A szuperkritikus övezetben (*Upper-Critical Heat-Affected Zone* = *UCHAZ*) a szövetszerkezet jellemzően martenzitet és megeresztett martenzitet tartalmaz, gyakran durvaszemcsés szerkezettel [4], [5]. Ez az alzóna rendszerint nagyobb keménységet mutat, mint az alapanyag, amely ütésszerű terhelések esetén hátrányos lehet [6]–[8].
- Az interkritikus övezet (*Inter-Critical Heat-Affected Zone* = *ICHAZ*) többfázisú szövetszerkezetű, amely martenzitet, megeresztett martenzitet, bainitet és ferritet egyaránt tartalmazhat. Ez az alzóna általában jelentős lágyulást mutat [1], és rossz szívósság jellemzi [7]–[9].
- A szubkritikus övezet (*Sub-Critical Heat-Affected Zone* = *SCHAZ*) kevésbé kutatott terület, mivel itt a szövetszerkezeti változások mérsékeltőbbek. Ugyanakkor, martenzites szövetszerkezetű acéloknál ebben a zónában is bekövetkezhet a martenzit megeresztődése, illetve bainit képződése [9], [10]. Bár a keménységcsökkenés ebben a zónában kisebb, mint az ICHAZ esetében, mégis figyelemre méltó [11], [12].

Ez a hőhatásövezeti szerkezet jelentősen befolyásolhatja a felrakóhegesztéssel készült alkatrészek szívósságát. Összességében elmondható, hogy a HAZ alzónák szívóssága általában rosszabb, mint az alapanyagé [6]–[8]. A nem kívánatos szövetszerkezeti átalakulások minimalizálása érdekében a hegesztés során ellenőrzött előmelegítésre és megfelelő hőbevitelre van szükség. Ez biztosítja az optimális $t_{8/5}$ hűlési időt (azaz a lehűlés idejét 800 °C-ról 500 °C-ra), ami kulcsfontosságú a HAZ kedvező mechanikai tulajdonságainak eléréséhez [1], [13], [14]. Ugyanakkor, a nagy felületű felrakóhegesztési műveletekben az előmelegítés gyakran nem kivitelezhető technológiailag vagy gazdaságilag. Ilyen esetekben ausztenites párnaréteg alkalmazása hatékony alternatívát jelenthet.

Noha számos kutatás foglalkozott a felrakott rétegek kopásállóságával [15]–[17], a párnarétegek szerepe – különösen a HAZ kedvezőtlen változásainak mérséklésében – még mindig kevésbé feltárt terület [18], [19]. A párnarétegek kiemelt fontosságúak a különböző felrakóhegesztési alkalmazásokban, különösen akkor, amikor a felrakott réteg lágyabb alapanyagra kerül, de az alkatrész nagy igénybevételnek vagy ütésnek van kitéve, amikor az alkatrész hajlító igénybevételt szenved, vagy javítóhegesztés során [20]. A párnaréteg nemcsak mechanikai, hanem metallurgiai szempontból is fontos szerepet tölt be, mivel átmeneti zónát hoz létre az alapanyag és a felrakott réteg között. A különböző párnaréteg anyagok közül az ausztenites rozsdamentes acélok különösen előnyösek. Ezek képesek a zsugorodás által keletkezett feszültségek elnyelésére anélkül, hogy repedés alakulna ki, így gyakran előmelegítés nélkül is alkalmazhatók. Ez különösen a nagy felületű felrakóhegesztéseknél előnyös, ahol az előmelegítés technológiailag nehézkes és költséges lenne.

Az ausztenites acélokat kiváló szívósság és energiaelnyelő képesség jellemzi, és e tekintetben felülmúlják a ferrites és a martenzites acélokat [21], [22]. Szívósságuk széles hőmérséklet-

tartományban megmarad, valamint jelentős alakítási keményedést és jó alakváltozási képességet mutatnak ütősszerű terhelés esetén [23]. Különösen fontos, hogy nem mutatnak képlékeny-rideg átmenetet, ami alkalmassá teszi azokat alacsony hőmérsékletű vagy dinamikus igénybevétellel járó alkalmazásokhoz [22], [24]. Bár számos párnaréteg anyagát vizsgálták már korábbi kutatások [18], [25], [26], a felrakóhegesztés során az alapanyagban lejátszódó hőciklusok hatásait kevés tanulmány elemezte részletesen. A felrakóhegesztett alkatrészek vastagságát jellemzően az alapanyag mechanikai tulajdonságai alapján tervezik. Ugyanakkor a felrakás során érvényesülő hőciklusok ezeket a tulajdonságokat – különösen a hőhatásövezetben – jelentősen módosíthatják.

A jelen kutatás elsődleges célja annak vizsgálata, hogy a hőbevitel hogyan befolyásolja a felrakóhegesztett, ausztenites párnaréteget tartalmazó alkatrészek szívósságát. A másodlagos cél egy összehasonlító elemzés elvégzése a szénacél és az ausztenites párnarétegek hatásáról, azzal a céllal, hogy megalapozza a párnarétegek optimális kiválasztását a dinamikus igénybevételnek kitett felrakóhegesztett szerkezetek esetében.

2. Alkalmazott anyagok

A kísérletekhez különböző szilárdságú, edzett és megeresztett (Q+T) nagyszilárdságú acélokat alkalmaztunk. Tapasztalataink alapján az S690QL, az S960QL és az S1100QL minőségek a leggyakrabban használt nagyszilárdságú acélok közé tartoznak, különösen bontóollók és egyéb nagy igénybevételű szerkezetek gyártásánál. A legtöbb felrakóhegesztési alkalmazásban szükséges egy párnaréteg az alapanyag és a felrakóréteg között. Ebben a vizsgálatban ausztenites párnaréteget alkalmaztunk, amelyet G 19 9 Nb Si jelű hozaganyaggal (az EN ISO 14343-A szabvány szerint [27]) hegesztettünk, az ESAB gyártótól. Ez az anyag jó alakíthatóságot, szívósságot és hegeszthetőséget biztosít. Minden felrakóhegesztett próbatest esetében egy párnaréteget alkalmaztunk. A vizsgálat része egy összehasonlító elemzés is, amelyben a szénacél és az ausztenites párnarétegek hatását vetjük össze. Ezért ebben a tanulmányban ugyanazon az alapanyagon végeztünk felrakóhegesztést szénacél párnaréteggel, a pontos összehasonlíthatóság érdekében. Ebben az esetben a párnaréteget G CrMo1Si jelű hozaganyaggal (az ISO 21952-A szabvány szerint [28]) alakítottuk ki, amelyet a Lincoln Electric gyártott. A vizsgálatban alkalmazott felrakó anyag, amely az EN 14700 szabvány [29] szerinti S FE8 jelölésű, nagy kopásállóságáról és keménységéről ismert, ezért felrakóhegesztéshez jól alkalmazható. Minden esetben három felrakott réteget készítettünk, azonban az eredményeket elsősorban az első felrakott réteg hőhatása befolyásolta. A felrakó hozaganyagot szintén a Lincoln Electric gyártotta. A felhasznált anyagok kémiai összetételét az 1. táblázat tartalmazza, az alapanyagok főbb mechanikai tulajdonságai a 2. táblázatban találhatók. A táblázatokban szereplő adatok az anyagok műbizonylataiból származnak.

1. táblázat. Az alapanyag, a párnarétegek és a felrakott réteg kémiai összetétele [tömeg%]

Jelölés	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	Fe
S690QL	0,15	0,23	1,1	0,013	0,003	0,58	0,05	0,21	0,66	maradék
S960QL	0,16	0,277	1,06	0,009	0,001	0,198	0,026	0,50	0,044	maradék
S1100QL	0,17	0,263	1,37	0,01	0,007	0,632	0,028	0,62	0,056	maradék
LN19	0,1	0,65	0,97	0,003	0,009	1,18	0,01	0,46	0,02	maradék
G 19 9 Nb Si	0,04	0,7	1,3	0,02	0,01	19,1	0,1	0,1	9,7	maradék
Carbofil A600	0,47	2,98	0,39	0,02	0,001	9,15	0,06	NA	0,17	maradék

2. táblázat. Az alapanyagok mechanikai tulajdonságai

Alapanyag	R _m [MPa]	R _{p0,2} [MPa]	A ₅₀ [%]
S690QL	777	711	18
S960QL	1038	1001	15
S1100QL	1364	1192	11

3. Hegesztési körülmények

A felrakóhegesztést huzalelektródás védőgázos ívhegesztéssel végeztük, Cloos hegesztőrobot alkalmazásával. A munkadarabokat a hegesztőasztalra rögzítettük, minden esetben azonos helyzetben. A felhegesztett felületek mérete minden esetben 100 mm × 150 mm volt.

A hegesztés megkezdése előtt a felületeket lecsiszoltuk, hogy eltávolítsuk az esetleges szennyeződések. A hegesztőpisztolyt a robotprogram merőlegesen pozicionálta a munkadarabra, és a mozgatást is a robot végezte, míg a folyamatot a kezelő indította el. Az ausztenites párnaréteg esetében nem alkalmaztunk előmelegítést, a rétegek közötti hőmérsékletet pedig 25 °C-on tartottuk. A védőgáz összetétele 97,5% argon (Ar) és 2,5% szén-dioxid (CO₂) volt. A szénacél párnaréteggel készített minták esetében az előmelegítési és rétegek közötti hőmérsékletet 120 °C-ra állítottuk be. Ebben az esetben a védőgáz összetétele 80% Ar és 20% CO₂ volt. A kísérletben alkalmazott hegesztési paramétereket korábbi kutatási eredmények és az ipari gyakorlat alapján választottuk meg. A kis hőbevitel sekély beolvadást eredményezett, míg a nagy hőbevitel mélyebb beolvadást hozott létre. A 3. táblázat tartalmazza a hegesztési paramétereket, a számított hőbevitelt és a t_{8/5} hűlési időket. A huzalelektróda átmérője minden esetben 1,2 mm volt, a védőgáz-átáramlás pedig 15 l/perc.

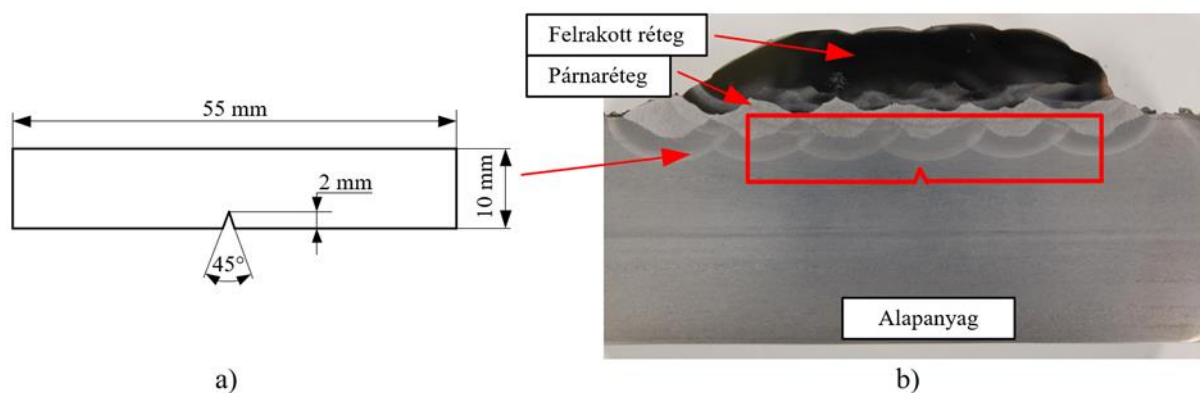
3. táblázat. A kísérletekhez alkalmazott hegesztési paraméterek

Paraméter sorszáma	Hegesztőáram [A]	Ívfeszültség [V]	Hegesztési sebesség [mm/min]	Hőbevitel [J/mm]	t _{8/5} [s]
1.	130	17,2	160	672	4,7
2.	170	19,2	210	751	5,3
3.	220	21,3	250	903	6,4
4.	280	26,7	280	1284	9

A hegesztési kísérletek során a környezeti hőmérséklet 23 °C volt. A hegesztés befejezése után a próbatesteket szabad levegőn hagytuk lehűlni, kiegészítő hűtés alkalmazása nélkül.

4. Vizsgálati körülmények

A felrakóhegesztett darabokból Charpy ütővizsgálati próbatesteket készítettünk, a hőbevitel hatásának értékelése céljából. A próbatestek szabványos mérete 10 mm × 10 mm × 55 mm volt, a bemetszés elhelyezését pedig a beolvadási mélység alapján határoztuk meg, az 1. ábrán látható módon. A próbatestek előkészítése darabolással, marással és csiszolással történt. Összesen 120 darab próbatestet készítettünk a hegesztett darabokból (minden típusból öt darabot), valamint 15 darabot az alapanyagokból.



1. ábra. Charpy-féle V bemetszésű ütő próbatest
a) a próbatest alakja és méretei, b) a próbatest kivételének helye.

Az ütővizsgálatokat egy műszerezett ütőművel végeztük, amely az erő–idő görbéket is rögzítette, amelyek alapján meghatározhatóvá vált az ütés során fellépő maximális erő ($F_{\max}$). Minden egyes vizsgálat során 2500 adatpontot rögzítettünk egy 10 ms-os időintervallumon belül, oszcilloszkóp segítségével. Az összes vizsgálatra -40 °C -on került sor.

5. Az ütővizsgálatok eredményei

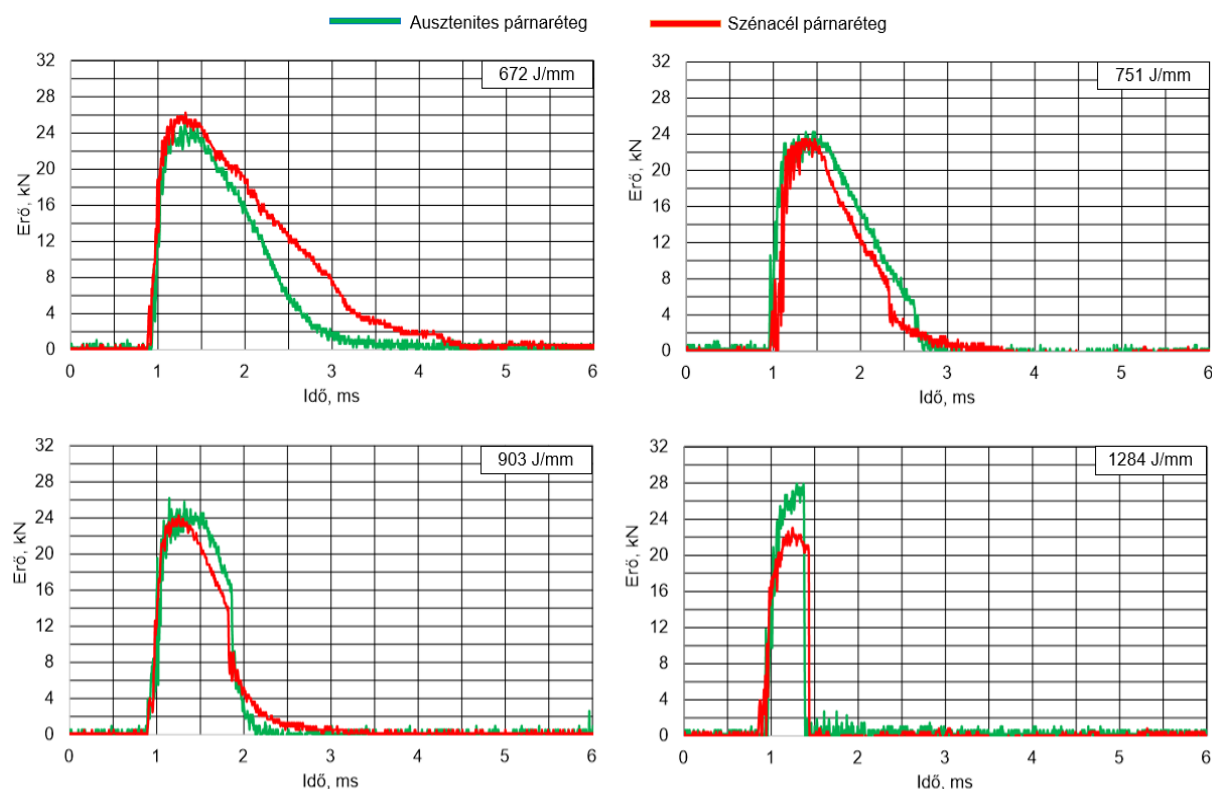
A Charpy-féle ütővizsgálati próbatestek a felrakóhegesztett minták dinamikus terhelés alatti viselkedésének vizsgálatára készültek. A különböző hőbevitelű eltérő beolvadási mélységet eredményeztek, amelyek különböző viselkedést mutattak dinamikus igénybevételnél. A 4. táblázat az S690QL alapanyagon készült minták ütővizsgálati eredményeit mutatja be mindkét párnaréteg esetén. Az ütővizsgálatok során meghatároztuk az ütőmunka (KV), és a maximális erő ($F_{\max}$) értékét is. Az eredményeket átlagoltuk és kiszámítottuk a szórás (*Standard Deviation* = SD), valamint a szórási együtthatót (*Standard Deviation Coefficient* = SDC) is.

4. táblázat. Ütővizsgálati eredmények S690QL alapanyag esetén

Hőbevitel [J/mm]	Párnaréteg	KV [J]	SD _{KV}	SDC _{KV}	$F_{\max}$ [N]	SD _{$F_{\max}$}	SDC _{$F_{\max}$}
0	Alapanyag	223	28,7	12,9	21,6	0,3	1,4
672	347	168,2	9,7	5,8	23	0,7	3,0
751		131,8	10,3	7,8	23,2	0,8	3,4
903		127,2	14,7	11,6	24,4	0,7	2,9
1284		86,4	10,8	12,5	26,2	0,7	2,7
672	CrMo1	204	13,5	6,6	24,8	1	4,1
751		134	7,6	5,7	23,5	0,8	3,4
903		112,8	20	17,7	23,1	0,9	3,7
1284		79	10,4	13,2	23,5	1	4,3

Megfigyelhető, hogy a felrakóhegesztést követően az ütőmunka csökkent, miközben a maximális erő ($F_{\max}$) jelentősen megnőtt az alapanyaghoz képest. A nagyobb beolvadási mélység kisebb ütőmunkát, ugyanakkor nagyobb erőt eredményezett. Az ütőmunka értékek nem mutatnak számottevő eltérést az azonos hőbevitellel hegesztett ausztenites és szénacél párnarétegű darabok között. Ugyanakkor, a maximális erő egyértelműen nagyobb volt az ausztenites párnaréteget tartalmazó esetekben. Az ütőmunka szórása az alapanyag esetében a legnagyobb, míg a hegesztett próbatestek esetében ez kisebb. A szórási együtthatók az alapanyagnál és a magasabb hőbevitelnél nagyobbak, míg az alacsonyabb hőbevitelnél a legkisebbek függetlenül a hozaganyag minőségétől. Az erő értékeknél a szórás és a szórási együtthatók is kicsik.

A 2. ábra az erő–idő diagramokat mutatja be az ausztenites és a szénacél párnarétegekkel az S690QL alapanyag esetében.



2. ábra. Az S690QL minták ütővizsgálatainak erő–idő diagramjai különböző hőbevitelnél:

a) 672 J/mm, b) 751 J/mm, c) 903 J/mm, d) 1284 J/mm.

A 672 J/mm és a 751 J/mm hőbevitel esetén az erő–idő görbék szívós viselkedést mutatnak, míg a 903 J/mm és a 1284 J/mm hőbevitelű minták esetében a görbék lefelé haladó szakaszán az erő hirtelen csökkenése figyelhető meg. Ez azt jelenti, hogy a repedésterjedés instabil módon ment végbe, ami tipikusan a rideg törés esetén tapasztalható jelenség. A görbék továbbá egyértelműen szemléltetik, hogy az ausztenites párnaréteggel készült minták esetében a maximális ütőerők nagyobbak voltak.

Az 5. táblázat az S960QL alapanyagon készült minták ütővizsgálati eredményeit mutatja be.

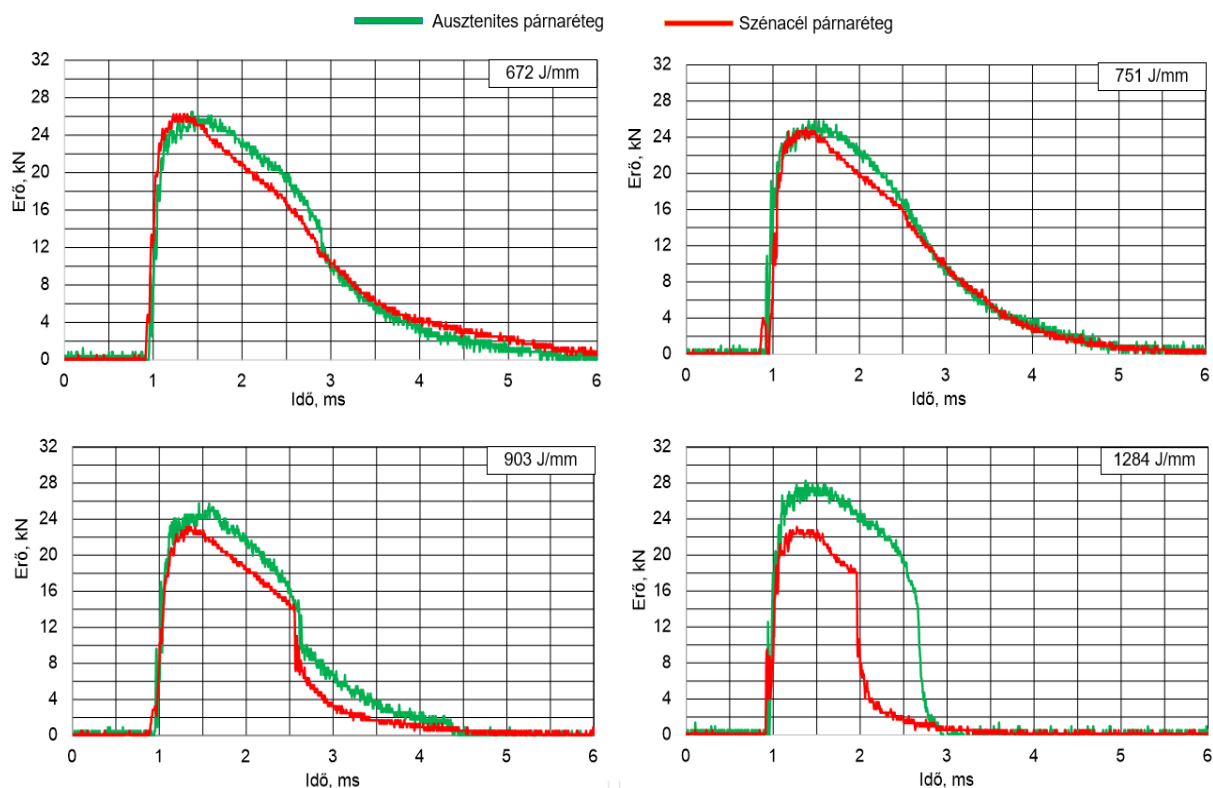
5. táblázat. Ütővizsgálati eredmények S960QL alapanyag esetében

Hőbevitel [J/mm]	Párnaréteg	KV [J]	SD _{KV}	SDC _{KV}	F _{max} [N]	SD _{Fmax}	SDC _{Fmax}
0	Alapanyag	97	17,6	18,1	29,8	0,7	2,3
672	347	225	14,8	6,6	25,9	0,7	2,7
751		223,8	10,8	4,8	25,6	0,7	2,7
903		199	8,5	4,3	25,7	0,5	1,9
1284		108	11,5	10,6	26,6	0,6	2,2
672	CrMo1	219,7	10,7	4,9	25,2	0,6	2,2
751		214,7	13,8	6,4	24,5	0,1	0,5
903		208,2	25,9	12,5	23,5	0,6	2,5
1284		92,7	22,1	23,8	22,6	0,6	2,9

Az S960QL alapanyag esetében az eredmények eltérnek a korábbiaktól. Az ütőmunka értékek lényegesen nagyobbak, mint az alapanyag esetében, kivéve a legnagyobb hőbevitel esete, amikor az értékek megközelítik az alapanyagét. A legjobb ütőmunka értékek az alacsony hőbevitelű minták esetében adódtak. Ezzel szemben a maximális ütőerők (F_{max}) kisebbek, mint az alapanyagé. A két párnaréteget összehasonlítva az ütőmunka értékek minden esetben hasonlóak, azonban az ausztenites párnaréteg alkalmazásakor a maximális erők nagyobbak, különösen nagyobb hőbevitel esetén. Az ütőmunka SD és SDC értékei az alapanyag esetében, valamint a magasabb hőbevitelű darabok esetében nagyok volt, míg az alacsonyabb hőbevitellel kisebb értékek adódtak. Az erők tekintetében minden esetben kicsi értékeket kaptunk.

A 3. ábra az erő–idő diagramokat mutatja be az S960QL alapanyag esetében különböző párnarétegeknél és hőbevitelnél.

A 672 J/mm és a 751 J/mm hőbevitel esetén az ausztenites és a szénacél párnaréteggel készült minták erő–idő görbéi hasonló jelleget mutatnak. 903 J/mm hőbevitel mellett az ausztenites párnaréteg esetében mért maximális erő kissé nagyobb, mint a szénacél párnarétegnél, ugyanakkor mindkét esetben megfigyelhető volt az instabil repedésterjedés, ami rideg viselkedésre utal. A legjelentősebb különbség az 1284 J/mm hőbevitel esetében mutatkozott, ahol az ausztenites párnarétegnél mért maximális erő lényegesen nagyobb volt, mint a szénacél párnarétegnél.



3. ábra. Az S960QL minták ütővizsgálatainak erő - idő diagramjai különböző hőbevitelknél:

a) 672 J/mm, b) 751 J/mm, c) 903 J/mm, d) 1284 J/mm.

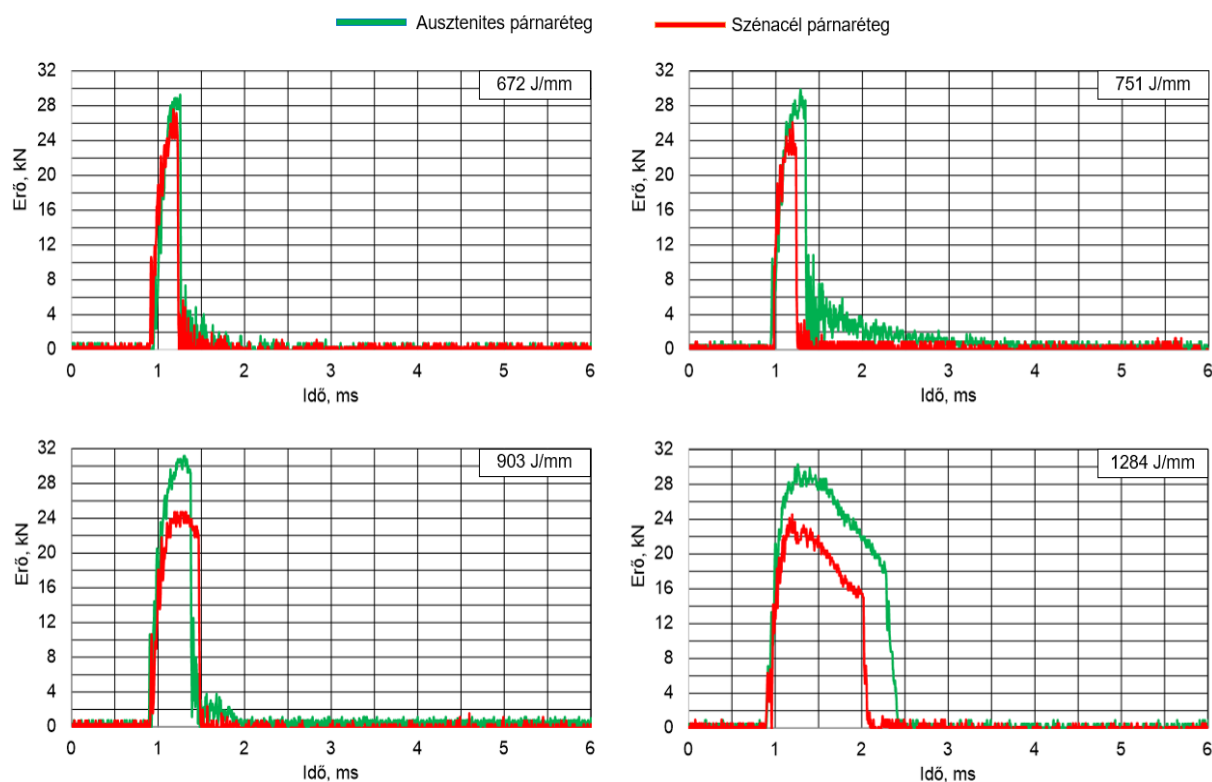
A 6. táblázat az S1100QL alapanyagon készült minták ütővizsgálati eredményeit mutatja be.

6. táblázat. Ütővizsgálati eredmények S1100QL alapanyag esetében

Hőbevitel [kJ/mm]	Párnaréteg	KV [J]	SD _{KV}	SDC _{KV}	F _{max} [N]	SD _{Fmax}	SDC _{Fmax}
0	Alapanyag	44	20,1	45,7	31,1	1,4	4,5
672	347	41,2	6,2	15,1	29,06	0,3	1,1
751		67,8	7,6	11,2	30	2,3	7,5
903		69,6	7,4	10,6	30,56	2	6,6
1284		93,8	9,9	10,6	30,66	1,7	5,5
672	CrMo1	56,3	15,4	27,4	26,3	1,5	5,5
751		56,8	14,6	25,7	25,3	0,8	3,2
903		60,8	19,9	32,8	24,3	0,3	1
1284		96,8	9,6	10,6	22,6	0,5	2,3

Ez az alapanyag kis ütőmunkát, ugyanakkor nagy maximális erőt mutat. Mindkét párnaréteg esetében az ütőmunka a hőbevitel növekedésével emelkedik. Az ütőmunka tekintetében nem figyelhető meg jelentős különbség a párnarétegek között. Ugyanakkor, a maximális erők jelentős eltérést mutatnak a szénacél párnarétegnél, a hőbevitel növekedésével az erő meredeken csökken, míg az ausztenites párnarétegnél az értékek közel azonosak maradnak az alapanyaghoz képest. Összességében a legjobb eredményt az ausztenites párnaréteggel és a legnagyobb hőbevitel mellett készült minták érték el. Ebben az esetben is az alapanyagnál adódott a legnagyobb szórás és ezzel együtt a legnagyobb szórási együttható is az ütőmunka tekintetében. Itt már jól látható különbség van a két különböző hozaganyaggal hegesztett minták szórásában és szórási együtthatójában: az ausztenites hozaganyag egyértelműen kisebb szórást eredményezett, mint a szénacél hozaganyag. Az erő értékek ennél az alapanyagnál is minden esetben kis szórást mutatnak.

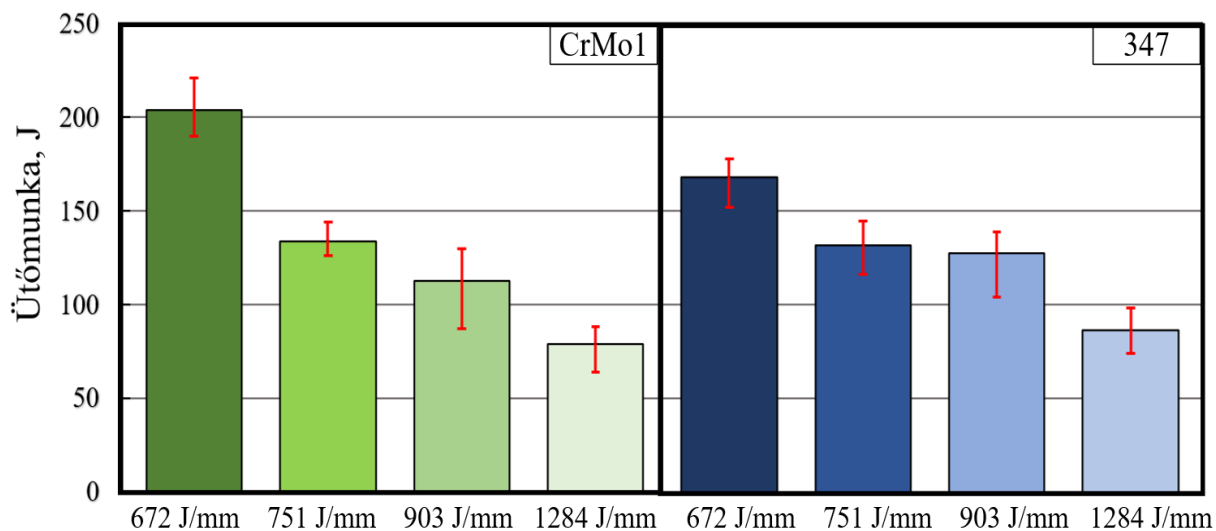
A 4. ábra az erő–idő diagramokat szemlélteti az S1100QL alapanyag esetében.



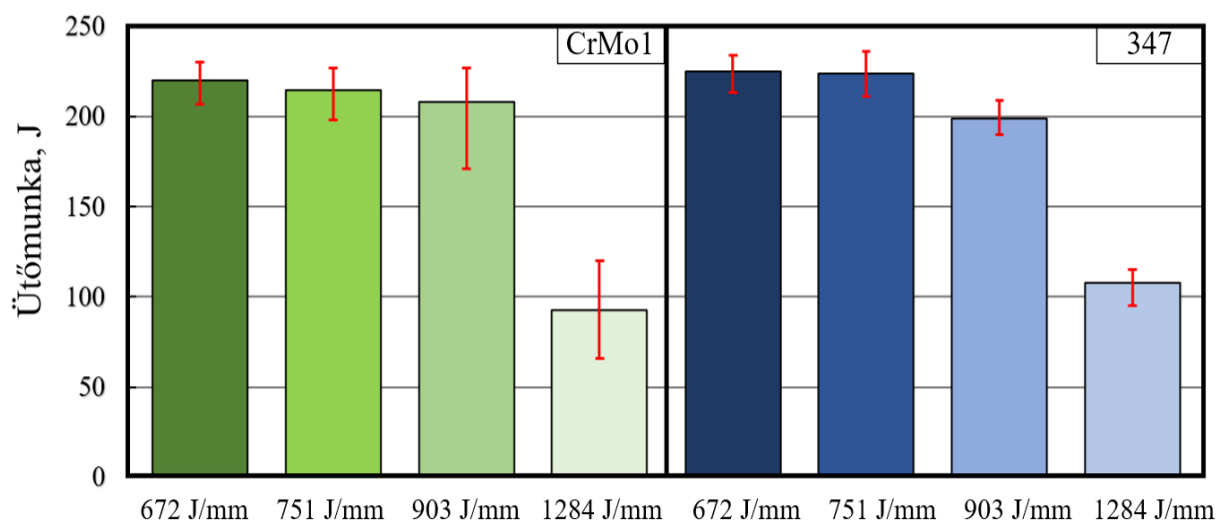
4. ábra. Az S1100QL ütővizsgálatainak erő–idő diagramjai különböző hőbevitelnél:
a) 672 J/mm, b) 751 J/mm, c) 903 J/mm, d) 1284 J/mm.

Az erő–idő görbék rideg viselkedést mutatnak a 672 J/mm, a 751 J/mm és a 903 J/mm hőbevitelű esetekben. Az 1284 J/mm hőbevitelhez tartozó görbék külön figyelmet érdemelnek, mivel a folyamat kezdetén szívós jelleg figyelhető meg, ám ezt hirtelen átmenet követi az instabil repedésterjedésbe, ami feltehetően a párnaréteg hatása. A maximális erő értékeiben tapasztalt jelentős különbségek egyértelműen láthatók, akárcsak az előző esetekben.

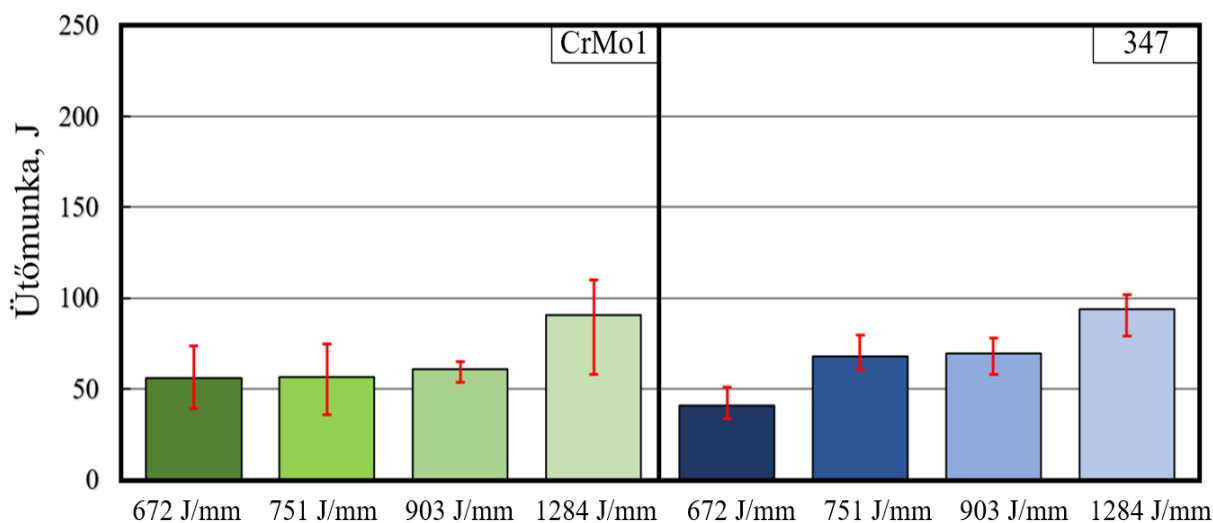
A jobb átláthatóság érdekében, az 5., a 6. és a 7. ábra az ütőmunka értékeket mutatja be a vizsgált esetekre.



5. ábra. Az S690QL ütővizsgálatainál mért ütőmunka értékek CrMo1 és 347 párnarétegek esetén, különböző hőbevitelt alkalmazva.



6. ábra. Az S960QL ütővizsgálatainál mért ütőmunka értékek CrMo1 és 347 párnarétegek esetén, különböző hőbevitelt alkalmazva.



7. ábra. Az S1100QL ütővizsgálatainál mért ütőmunka értékek CrMo1 és 347 párnarétegek esetén, különböző hőbevitelt alkalmazva.

A párnaréteg típusától függetlenül az ütőmunka a hőbevitel növekedésével csökken. Az ausztenites és a szénacél párnarétegek között nem figyelhető meg lényeges különbség. Egyértelműen megállapítható, hogy az S960QL alapanyag adta a legjobb eredményeket, ezt követte az S690QL, míg az S1100QL esetében mértük a leggyengébb teljesítményt. Az ábra jól szemlélteti, hogy az alacsony hőbevitel kedvezőbb ütőmunkát eredményez az S690QL és az S960QL anyagoknál, míg az S1100QL esetében ellentétes tendencia figyelhető meg. Magas hőbevitel (1284 J/mm) mellett az anyagok közötti különbségek jelentősen mérséklődnek.

6. Összefoglalás

A vizsgálatok eredményei alapján az alábbi következtetések fogalmazhatók meg.

- A nagyszilárdságú acélok felrakóhegesztése során a hőbevitel jelentősen befolyásolja a beolvadási mélységet, amely közvetlen hatással van az anyag dinamikus terheléssel szembeni ellenállására.
- A felrakóhegesztés az S690QL acél ütőmunkáját minden esetben csökkentette. Az alacsony hőbevitel jobb, míg a magas hőbevitel rosszabb ütőmunka értékeket eredményezett. Ezzel ellentétben a maximális erő (F_{max}) a hőbevitel növekedésével nőtt. Az ütőmunka összevethető a szénacél párnaréteggel elért értékekkel, ugyanakkor az ausztenites párnaréteg nagyobb erőt eredményezett.
- Az S960QL felrakott minták mutatták a legjobb ütőmunka értékeket. A nagy hőbevitel jelentősen csökkentette az ütőmunkát, míg a legalacsonyabb hőbevitel több mint kétszeres ütőmunkát eredményezett az alapanyaghoz képest. A legnagyobb erő a legmagasabb hőbevitel mellett adódott, bár ez is alacsonyabb maradt, mint az alapanyag esetében. Az ütőmunka értékek a két párnaréteg között hasonlóak voltak, viszont az ausztenites párnaréteg esetében a maximális erő jobb eredményt mutatott.
- Az S1100QL és az ebből készült felrakott minták eredményezték a legkisebb ütőmunkát. A hőbevitel növelésével az ütőmunka javult, 1284 J/mm esetén több mint kétszerese lett az alapanyag

értékének. Az energiaértékek között nem volt jelentős különbség a párnarétegeket összehasonlítva, de az erő lényegesen jobb volt ausztenites párnaréteggel.

- Az összességében legjobb szívósság az S960QL alapanyag, ausztenites párnaréteg és alacsony hőbevitel kombinációjával volt elérhető. A leggyengébb eredményt az S1100QL alapanyag adta, ausztenites párnaréteg mellett, alacsony hőbevitellel. Ez rávilágít arra, hogy a különböző acélminőségekhez eltérő hőbevitel-optimum tartozik, és a szerkezeti elem tervezésekor a felrakóhegesztés paramétereit az alapanyag és a párnaréteg tulajdonságaival együtt kell figyelembe venni.

7. Köszönetnyilvánítás

A közlemény a Kulturális és Innovációs Minisztérium Egyetemi Kutatói Ösztöndíj Program - Kooperatív Doktori Programja keretében, a Nemzeti Kutatási, Fejlesztési és Innovációs Alapból finanszírozott támogatással készült.

Irodalom

- [1] J. Nowacki, A. Sajek, and P. Matkowski, "The influence of welding heat input on the microstructure of joints of S1100QL steel in one-pass welding," *Arch. Civ. Mech. Eng.*, vol. 16, no. 4, pp. 777–783, Sep. 2016, doi: 10.1016/j.acme.2016.05.001.
- [2] M. Tümer, C. Schneider-Bröskamp, and N. Enzinger, "Fusion welding of ultra-high strength structural steels – A review," *J. Manuf. Process.*, vol. 82, pp. 203–229, Oct. 2022, doi: 10.1016/j.jmapro.2022.07.049.
- [3] D. Medvecká, F. Nový, M. Mičian, O. Bokůvka, and D. Preisler, "Microstructural changes in HAZ of weld joints of S960 MC steel," *Mater. Today Proc.*, vol. 62, pp. 2466–2468, Jan. 2022, doi: 10.1016/j.matpr.2022.02.595.
- [4] W. Guo, D. Crowther, J. A. Francis, A. Thompson, Z. Liu, and L. Li, "Microstructure and mechanical properties of laser welded S960 high strength steel," *Mater. Des.*, vol. 85, pp. 534–548, Nov. 2015, doi: 10.1016/j.matdes.2015.07.037.
- [5] M. Frátrik, M. Mician, and M. Kasencák, "Characterization of the heat-affected zones in the laser welded joints of quenched and thermo-mechanically processed high-strength steels," *Transp. Res. Procedia*, vol. 74, pp. 632–639, May. 2023, doi: 10.1016/j.trpro.2023.11.191.
- [6] M. Gáspár, "Effect of welding heat input on simulated haz areas in s960ql high strength steel," *Metals*, vol. 9, no. 11, Nov. 2019, doi: 10.3390/met911226.
- [7] J. Kovács, M. Gáspár, J. Lukács, H. Tervo, and A. Kaijalainen, "Comparative study about the results of HAZ physical simulations on different high-strength steel grades," *Weld World*, vol. 68, no. 8, pp. 1965–1980, Aug. 2024, doi: 10.1007/s40194-024-01714-8.
- [8] Y. Zhang, J. Xiao, W. Liu, and A. Zhao, "Effect of welding peak temperature on microstructure and impact toughness of heat-affected zone of q690 high strength bridge steel," *Materials*, vol. 14, no. 11, Jun. 2021, doi: 10.3390/ma14112981.
- [9] W. Guo, L. Li, S. Dong, D. Crowther, and A. Thompson, "Comparison of microstructure and mechanical properties of ultra-narrow gap laser and gas-metal-arc welded S960 high strength steel," *Opt. Lasers Eng.*, vol. 91, pp. 1–15, Apr. 2017, doi: 10.1016/j.optlaseng.2016.11.011.

- [10] Z. Ye, G. Chen, W. Wang, S. Wang, J. Yang, and J. Huang, "High-strength and high-toughness weld of S690QL HSLA steel via a high-speed high frequency electric cooperated arc welding without additional heating measures," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 880, Jul. 2023, doi: 10.1016/j.msea.2023.145328.
- [11] M. Pirinen, Y. Martikainen, S. Y. Ivanov, and V. A. Karkhin, "Comparative analysis of the microstructure of the heat-affected zone metal in welding of high-strength steels," *Weld. Int.*, vol. 29, no. 4, pp. 301–305, Apr. 2015, doi: 10.1080/09507116.2014.921377.
- [12] T. Ślęzak, "Welding of S960QL High-Strength Steel by the Manual–Automated MAG Technique - A Study of Mechanical Properties, Residual Stresses and Fracture Mechanisms in the Heat-Affected Zone," *Materials*, vol. 17, no. 23, Dec. 2024, doi: 10.3390/ma17235792.
- [13] Z. Sun, Y. B. Wang, S. Jiang, R. Stroetmann, and G. Q. Li, "Investigation on the mechanical properties of heat-affected zone of butt-welded joint of Q690 and Q960 steel based on physical thermal simulation," *Constr. Build. Mater.*, vol. 471, Apr. 2025, doi: 10.1016/j.conbuildmat.2025.140684.
- [14] M. Amraei, A. Ahola, S. Afkhami, T. Björk, A. Heidarpour, and X. L. Zhao, "Effects of heat input on the mechanical properties of butt-welded high and ultra-high strength steels," *Eng. Struct.*, vol. 198, Nov. 2019, doi: 10.1016/j.engstruct.2019.109460.
- [15] H. Rojacz, C. Katsich, M. Kirchgaßner, R. Kirchmayer, and E. Badisch, "Impact-abrasive wear of martensitic steels and complex iron-based hardfacing alloys," *Wear*, vol. 492–493, Mar. 2022, doi: 10.1016/j.wear.2021.204183.
- [16] S. Qu et al., "Exploring the influence and mechanism of hardfacing STL12 on impact wear performance at high temperature and heavy load," *Surf Coat Technol*, vol. 477, Feb. 2024, doi: 10.1016/j.surfcoat.2024.130385.
- [17] Z. Hu et al., "Enhanced mechanical properties of Fe-based hardfacing alloy with Al additions fabricated by laser cladding," *Surf. Coat. Technol.*, vol. 478, Feb. 2024, doi: 10.1016/j.surfcoat.2024.130447.
- [18] Y. Wu et al., "Microstructural and mechanical characterization of Stellite-hardfaced coatings with two types of buffer layers," *Surf. Coat. Technol.*, vol. 390, May 2020, doi: 10.1016/j.surfcoat.2020.125611.
- [19] Á. Meilinger and G. Terdik, "Robotized hardfacing on high-strength steels: determination of impact properties with different heat inputs," *J. Adv. Join. Proc.*, vol. 11, Jun. 2025, doi: 10.1016/j.jajp.2025.100314.
- [20] D. Tandon, H. Li, Z. Pan, D. Yu, and W. Pang, "A Review on Hardfacing, Process Variables, Challenges, and Future Works," *Metals*, vol. 19, Sep. 01, 2023, doi: 10.3390/met13091512.
- [21] T. H. Kim, H. Park, J. S. Lee, J. M. Park, and J. W. Bae, "Effect of temperature and impact loading condition on deformation behavior in 316L austenitic stainless steel manufactured by laser powder bed fusion," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 933, Jun. 2025, doi: 10.1016/j.msea.2025.148286.

- [22] M. V. Odnobokova, A. Belyakov, N. A. Enikeev, R. O. Kaibyshev, and R. Z. Valiev, “Cryogenic impact toughness of a work hardened austenitic stainless steel,” *Materialia*, vol. 23, Jun. 2022, doi: 10.1016/j.mtla.2022.101460.
- [23] G. H. Lee et al., “Phase Transformation and Deformation Mechanisms of 304L Stainless Steel Under Tensile and Charpy Impact Testing at Varying Temperatures,” *Crystals*, vol. 15, no. 4, Apr. 2025, doi: 10.3390/cryst15040360.
- [24] S. K. Putatunda, A. V. Singar, R. Tackett, and G. Lawes, “Development of a high strength high toughness ausferritic steel,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 513–514, pp. 329–339, Jul. 2009, doi: 10.1016/j.msea.2009.02.013.
- [25] M. Balakrishnan, V. Balasubramanian, G. Madhusuhan Reddy, and K. Sivakumar, “Effect of buttering and hardfacing on ballistic performance of shielded metal arc welded armour steel joints,” *Mater. Des.*, vol. 32, no. 2, pp. 469–479, Feb. 2011, doi: 10.1016/j.matdes.2010.08.037.
- [26] A. Botes, A. S. Bolokang, I. Kortidis, and V. Matjeke, “Structure-property relationship of the laser clad medium carbon steel: The use of butter layer between the substrate and the top clad layer,” *Surf. Interfaces*, vol. 14, pp. 296–304, Mar. 2019, doi: 10.1016/j.surf.2018.12.002.
- [27] *Hegesztőanyagok. Huzalelektrodák, szalagelektrodák, huzalok és pálcák rozsdamentes és hőálló acélok ívhegesztéséhez. Osztályba sorolás*, MSZ EN ISO 14343:2025
- [28] *Hegesztőanyagok. Huzalelektrodák, hegesztőhuzalok, hegesztőpálcák és hegesztési ömledék melegszálló acélok védőgázos ívhegesztéséhez. Osztályba sorolás*, MSZ EN ISO 21952, 2012
- [29] *Hegesztőanyagok. Hegesztőanyagok keményfelrakó hegesztéshez*, MSZ EN 14700, 2023

VOLFRÁM-KARBID RÉTEGEK LÉZERES FELRAKÓHEGESZTÉSÉNEK ELEMZÉSE

Németh Kristóf

Hegesztéstechnológiai projektvezető, Budai Benefit Kft. Lézer Technológiai Üzem
2314 Halásztelek, Páger Antal u. 4., e-mail: nemethkristof@bubenlaser.com

Molnár András

Címzetes egyetemi docens, Miskolci Egyetem, Anyagszerkeztani és Anyagtechnológiai Intézet,
Mechanikai Technológiai Intézeti Tanszék
3515 Miskolc, Miskolc-Egyetemváros, e-mail: metspray@uni-miskolc.hu

Gáspár Marcell

Egyetemi tanár, Miskolci Egyetem, Anyagszerkeztani és Anyagtechnológiai Intézet,
Szerkeztintegritási Intézeti Tanszék
3515 Miskolc, Miskolc-Egyetemváros, e-mail: marcell.gaspar@uni-miskolc.hu

Absztrakt

Jelen cikk a lézeres felrakóhegesztéssel készült, kopásálló alkalmazásokhoz fejlesztett volfrám-karbid (WC) tartalmú rétegek minőségét vizsgálja. A kutatás célja a hegesztési változók hatásának elemzése tekintettel a hígulásra, a keményfém részarányra, a repedésérzékenységre, a hozaganyag minőségre és a varrat szövetszerkezetre. A hegesztési kísérleteket egy robotra integrált 4 kW-os diódalézerrel végeztük S355JR alapanyagon. A változók között a lézerteljesítmény, a hegesztési sebesség, a hozaganyag összetétel, a hozaganyag szárítás és a munkadarab előmelegítése szerepelt. A kiértékelést metallográfiai vizsgálatokkal, hígulásmérésekkel és folyadékbehatolásos felületi repedésvizsgálattal végeztük. Az eredmények azt mutatták, hogy a hígulás elsősorban a lézerteljesítménytől, míg a WC szemcsék disszociációja a bevitt hőmennyiségtől függ. Az eredmények alapján a jelentős mértékű felhígulás drasztikusan csökkenti a várható varratkeménységet.

Kulcsszavak: lézeres felrakóhegesztés, volfrám-karbid, hígulás, kopásálló bevonatok

Abstract

This paper investigates the weld quality of laser welded tungsten carbide (WC) layers for wear-resistant applications. The study aimed to investigate the effect of welding variables, considering dilution, WC content, cracking susceptibility, filler material quality and weld microstructure. Welding experiments were conducted using a 4 kW diode laser integrated onto a robot, with a S355JR workpiece. Variables included laser power, welding speed, filler material composition, filler material drying and workpiece preheating. Evaluations were performed using metallographic examinations, dilution measurements, and liquid penetrant inspection (LPI) for crack detection. The results showed that dilution was primarily dependent on laser power, while the dissociation of WC particles was a function of heat input. Based on the results significant dilution drastically reduces the expected weld hardness.

Keywords: laser-cladding, tungsten-carbide, dilution, wear-resistant coatings

1. Bevezetés

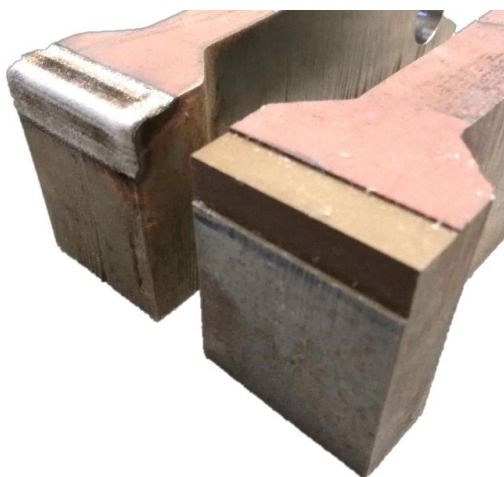
A szerkezetek tulajdonságai az üzemeltetés során változhatnak, amely gyakran károsodáshoz vezet. A károsodási formák között megjelenik a maradó alakváltozás, a törés, a korrózió, a kopás és a leromlás. Ebből adódóan a szerkezetek, illetve alkatrészek élettartama az eredetileg tervezetthez képest drasztikusan lecsökkenhet [1].

Sokszor a gépészeti szerkezetekre összetett igénybevétel hat, így nem csak külön-külön jelennek meg a károsító hatások. Megelőzésükre jó alternatívákat kínálnak a speciális anyagok. Ezen anyagok teljes keresztmetszetben történő alkalmazása sokszor olyan drága, hogy nem lehet őket gazdaságosan alkalmazni. Erre a problémára kínál egy alternatívát a felrakóhegesztés.

A lézeres felrakóhegesztés nagy energiasűrűségű eljárással felvitt, az alapanyagtól eltérő összetételű réteg létrehozását valósítja meg. Egy különösen termelékeny változata a felrakóhegesztésnek a porhozaganyag használata, hiszen ellentétben a huzallal, jóval kisebb energiamennyiség kell a megömlesztéséhez. A korszerű hegesztő eljárások közül talán leginkább a lézertechnológia használata válik egyre népszerűbbé. Számos előnye közé tartozik a tisztasága, a koncentrált hőbevitel, a pontossága, a reprodukálhatósága, a lézerforrás mozgathatósága és integrálhatósága, a gazdaságos üzemeltetése és a folyamatosan csökkenő ára [2].

1.1. Ipari példák

Egy egyszerű ipari példán keresztül kívánunk bemutatni egy gyakorlatban alkalmazott felrakóhegesztési megoldást. Az 1. ábrán egy cinkbányászat során használt törőkalapács látható. Itt a dolgozó éleket alámunkáltuk, és felhegesztettük a Deloro Stelcar 38W hozaganyaggal. Mátixa kobalt, 38% volfrám-karbid tartalom mellett. A felrakott réteg bruttó vastagsága 1,2 mm. Visszamunkálást nem igényel. A Hardox alapanyaghoz képest ~920%-os élettartamot lehetett elérni, ~180%-os költségnövekmény árán. Az alkalmazás során az irányadó károsodás az adhéziós kopás, amit az élre tapadó cink okoz. Emellett a daráló napi 15 tonna ércet dolgoz fel, így a mennyiségből adódó súrlódó igénybevétellel is számolni kell. Az összetett igénybevétel miatt a kobalt mátrixú hozaganyagot választottuk, kis szemcsemennyiséggel. A kobalt jól ellenáll a tapadási jelenségnek, míg a keményfém szemcsék az abráziós kopást gátolják [2].

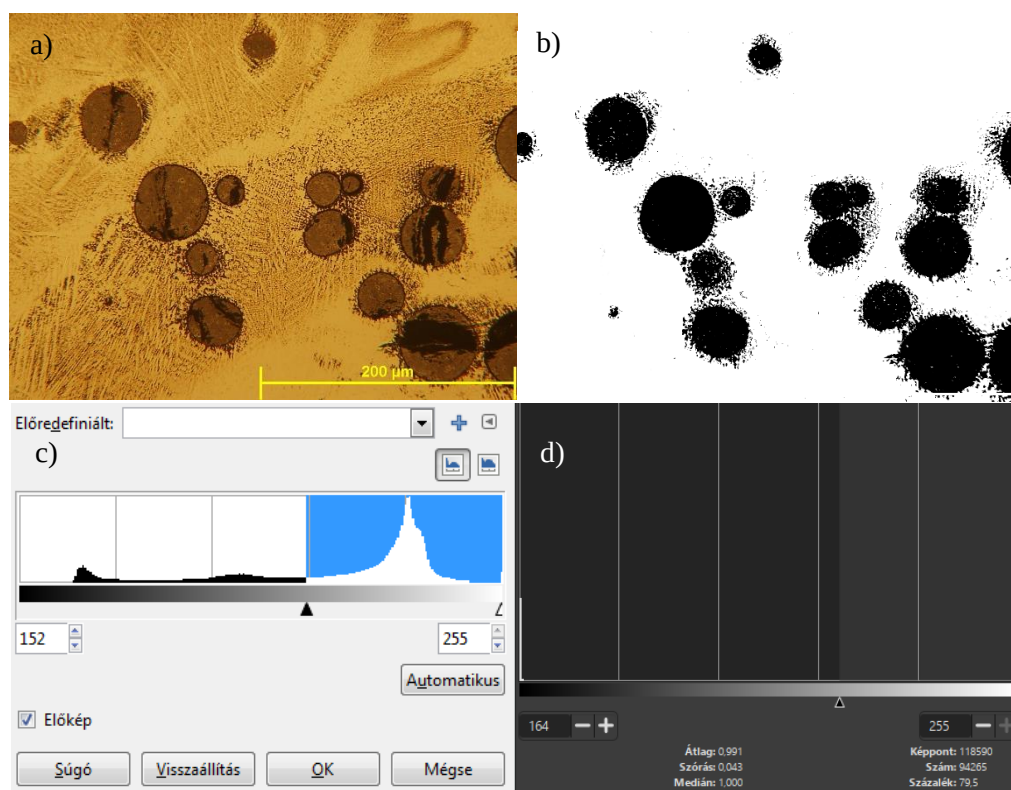


1. ábra. Cinkbányászat során alkalmazott törőkalapácsok felrakóhegesztése volfrám-karbiddal.

A példa jól szemlélteti, hogy egy túl törekeny és rendkívül költséges szerszám egy viszonylag kedvező költségű, az alapanyagra felhegesztett réteggel kiváltható.

1.2. Áttekintés

A vizsgálatokat metallográfiai elemzéssel kezdtük. Első lépésként a varratgeometriákat vetettük össze, majd szövetszerkezeti vizsgálatokat végeztünk a különböző gyártók eltérő összetételű hegesztőporaival. Itt a hígulás mértékének vizsgálata volt a legfontosabb paraméter. Ezt követően a varrat tömörségét, valamint a beszívódások és a zárványok jelenlétét vizsgáltuk. Összevetettük a varratban fellelhető volfrám-karbid szemcse részarányokat, valamint a létrejövő kristályosodási jeleket. Végeztünk keménységmérést, amelyből volfrám-karbid disszociációra lehetett következtetni, amit ezután mikroszkópi felvételeken is ellenőriztünk. Végezetül a repedésérzékenységet vizsgáltuk folyadékbehatolásos felületi repedésvizsgálattal az előmelegítés és a hozaganyag összetételének függvényében [2].



2. ábra. WC tartalom meghatározása GIMP program segítségével: a) csiszolati kép, b) WC szemcse részarány, c) a beállított küszöbszint, d) részarány meghatározás.

1.2.1. Volfrám-karbid részarány mérés

Mivel a varratfémekben fellelhető volfrám-karbid részarány szorosan összefügg a varrat kopásállóságával, ennek vizsgálata nélkülözhetetlennek bizonyult. Jelentős probléma a kemény részecske tartalmú varratok esetén, hogy a nehéz részecskék lesüllyednek a varrat alsó részébe. Egyes alkalmazások esetén ezzel értelmüket is veszítik a felrakott rétegek. Itt a mértékadó változó az ömledék

létidő. Hosszú ömledék létidő esetén a szemcsének van ideje süllyedni, míg a kívánt egyensúly esetén egy homogén eloszlásban szilárdul. Hatványozottan igaz ez egy nagy fajsúlyú, WC szemcse esetén.

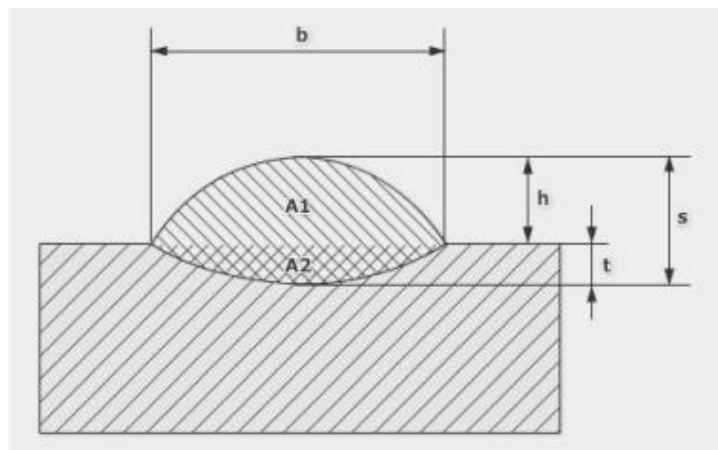
A részarány méréshez minden mintából 15-15 helyen keresztcsiszolatot készítettünk, amelyeket 100x-os nagyításban vizsgáltunk GIMP 2.8 program segítségével. A megfelelő vizsgálati tartomány és küszöbszint állítás esetén igen pontos mérések végezhetők. A kezdeti kísérletek egyértelművé tették, hogy rendkívül fontos a megfelelő marószerszám-aratási idő páros megtalálása, mivel a „szétégett” minták rendkívül eltorzították a méréseket. A 2. ábra szemlélteti a módszer alkalmazását.

1.2.2. Hígulás és értelmezése

Mivel a felrakóhegesztésnél – a fém-szórásokkal ellentétben – a célunk a kohéziós kapcsolat létrehozása, könnyen befuthatunk abba, hogy erőteljes keveredés jön létre, és akár el is érhetjük a Marangoni áramlás megfordításához szükséges felületi nyomást. Nekünk viszont célunk a keveredés és ezáltal a hígulás lehető legkisebb szinten tartása, amelyre a lézer nagyon jó megoldást jelent.

Lézeres felrakóhegesztés esetén a szakirodalom 5%-os hígulást jelöl meg ideálisnak, amely a felrakóhegesztési technológiák között egyedülálló. Célunk a kémiai gőzfázisú leválasztáshoz (CVD) és a fizikai gőzfázisú leválasztáshoz (PVD) képest kevésbé érzékeny réteg (például hőre, felületelőkészítésre, benyomódásra) létrehozása, mindamellett, hogy a plazmával átvitt ívű (PTA) felrakóhegesztéssel elérhető ideális híguláshoz is kisebb hígulásokra törekszünk [2], [3].

A keresztcsiszolaton végzett hígulásméréshez szükséges geometriai méreteket a 3. ábra szemlélteti. Kétféle egyenlettel (1), (2) is meghatározhatjuk a hígulás mértékét.



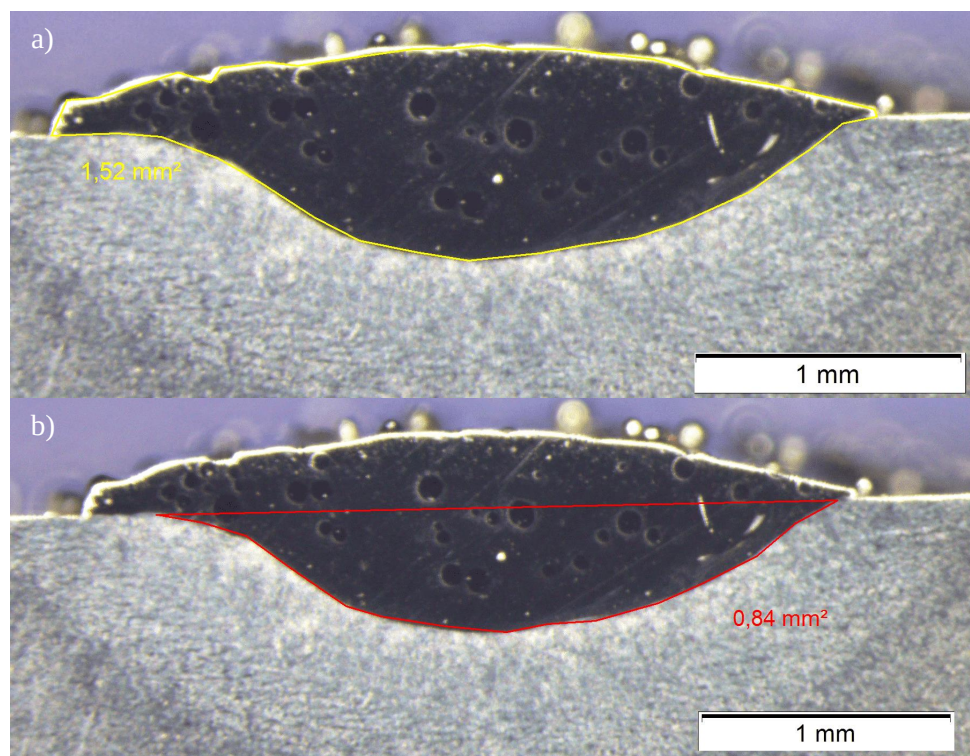
3. ábra. A varrat geometriai jellemzőinek sematikus ábrája.

$$D_A = \frac{A_2}{A_1 + A_2} \quad (1)$$

$$D_t = \frac{t}{h + t} \quad (2)$$

Amennyiben tovább kívánjuk csökkenteni a hígulást, célszerű lehet több rétegben megvalósítani a kívánt felületnövekedést.

A hígulás meghatározásához sztereomikroszkópon készítettünk felvételeket a keresztcsiszolatokról, majd körberajzoltuk a varratot és külön a beolvadást is, amelyet a 4. ábra szemléltet. Ezt követően az (1) egyenlettel kiszámoltuk a hígulás mértékét.



4. ábra. H-4-es mintán a hígulás meghatározása: a) teljes varratfelület, b) a beolvadási felület.

1.3. Célkitűzés és alapfelvetések

A kísérletsorozat célja a volfrám-karbid rétegek tulajdonságainak fejlesztése a hegeszthetőségi és a réteg karakterisztika alapján, valamint az ideális hegesztési paraméterkombinációk megtalálása. A kísérleti munka három, árszintben nagyon eltérő gyártó hozaganyagainak összevetésére irányult. Célként fogalmazódott meg a lézeres felrakóhegesztéssel kapcsolatos előmelegítési tévhitek elemzése, valamint a kimondottan plazmasugaras felrakóhegesztéshez ajánlott porok lézeres technológiákhoz történő alkalmazásának vizsgálata [2].

A WC disszociáció és oldódás esetén feltételeztük, hogy a 1559-40 hozaganyag mátrixanyagában jobban oldódnak a keményszemcsék, hiszen a szferoidizált WC oldhatósága kedvező. Szintén feltételezhető, hogy a kobalt mátrixú hozaganyagban is nagyobb oldódással kell számolni a szemcsék finomabb mérete okán. Továbbá, az ömledék létidő növelésével várhatóan arányosan növekszik a WC disszociáció, és az oldódás hatására a varrat mátrix keménysége is növekedni fog.

Feltételezésünk szerint a százalékos volfrám-karbid térfogatarány az 1559-40-es mátrixú anyagban nagy lesz, hiszen ez tartalmazza eredetileg is a legtöbbet. Ugyanakkor a szemcsealak kedvezőtlen a kitöltés szempontjából, valamint az alakból adódóan az ömledék viszkozitásának hatása is erőteljesebben fog érvényesülni. Mivel a Stelcar tartalmazza a legkevesebb WC részarányt, de ez rendelkezik a legkedvezőbb szemcse mérettel és alakkal, a volfrám-karbid részarány növekedése várható. A PG6503 hozaganyag keménység-szemcséinek kedvező az alakja, de mérete nagyobb, mint a Stelcar esetében, valamint maga a hozaganyag is durvább szemcsékkel rendelkezik, ezért a WC részarány csökkenése várható.

A folyadékbehatolásos vizsgálatok kapcsán feltételezhető, hogy a nikkelmátrixú hozaganyagok esetében romlik az előmelegítéssel a varrat repedésmentessége. Kobalt mátrix esetén az előmelegítési hőmérséklet növelésével csökkenést várunk a varratok repedésérzékenységében. Feltételezhető, hogy a PG6503 előmelegítés nélkül jobban alkalmazható, mint a 1559-40. A tapasztalatok alapján a por szárításának ideje és hőmérséklete jelentősen befolyásolja a repedésérzékenységet [2].

2. Hozaganyagok

A kísérletsorozathoz igyekeztünk az elérhető hozaganyagkínálatból a legelterőbbeket választani, így esett a választás három gyártónak a három különböző karakterisztikájú hozaganyagára. Ezek egymástól mátrixanyagban, szemcseméretben szemcsealakban és szemcserészarányban egyaránt erősen eltérnek.

2.1. Ni-mátrixú 1559-40-65% 4590 por

A 1559-40 egy korszerűnek számító hozaganyag. Krómmentes, nagy börtartalmú Ni-mátrixú hegesztőpor. Szferoidizált volfrám-karbid szemcséket tartalmaz, amelyek gömb alakjuk révén és kisebb sűrűségük miatt lassabban süllyednek a hegesztés során, így hosszabb ideig biztosítanak homogén eloszlást és ezáltal kedvezőbb rétegeket. A hozaganyag mátrix keménysége közepes (42–45 HRC), WC-tartalma viszont igen magas. Az ilyen hozaganyagok széles körben alkalmazhatók közepesen erős, abrazív kopás esetén. A por stabil hegeszthetősége, jó rétegrugalmassága és kedvező ára miatt az egyik legelterjedtebb WC-tartalmú, felrakóhegesztéshez használt hozaganyag [2].

Hátránya a növelt hőmérsékletű alkalmazások során létrejövő kedvezőtlen kiválások kialakulása, amik csökkentik a réteg kopás- és ütésállóságát. Kémiai összetételeit az 1. és a 2., míg technológiai adatait a 3. táblázat szemlélteti.

1. táblázat. A kémiai vegyelemzés során meghatározott összetétel [tömeg%]

Ni	C	W	Si	B
Alap	2,7	62,28	1,05	1

2. táblázat. Az 1559-40-65% 4590 mátrixanyag elvi összetétele [tömeg%]

Ni	C	Si	B	Fe
Alap	<0,06	3	2,9	0,02

3. táblázat. Az 1559-40-65% 4590 technológiai adatai

Mátrixanyag keménysége (HRC)	WC tartalom [%]	Sűrűség [g/cm ³]	Szemcseméret [μm]	Gyártási eljárás	WC típus	Relatív ár [-]
42-45	65	7,22	150/53	Agglomerált	Szferoidizált	1

2.2. Co-mátrixú Stelcar 38 W por

A kobaltmátrixú rétegek ma már ritkaságnak számítanak. Nagyon kevés ipari alkalmazás volt képes ezen rétegek jelentős költségtöbbletét megfizetni. Legnagyobb előnyük, hogy jóval kevésbé repedésérzékenyek, tömítőfelületekhez jobban használhatók. Jellemzően jóval kisebb a keményrészecske tartalmuk, mint a Ni-mátrixú változatoknak. A keményfém részarányuk 25-38%.

Ugyanakkor a kobaltnak a nikkellel szemben jobb a kopás- és hőállósága. Kedvezőbb a rétegezhetősége és kisebb a tisztaságigénye. Jól alkalmazható nehezen hegeszthető alapanyagokhoz. Kémiai összetételét a 4., míg technológiai adatait az 5. táblázat szemlélteti.

4. táblázat. A Stelcar 38 W mátrixanyagának kémiai összetétele [tömeg%]

Co	Cr	C	Ni	Mo	Fe	Si	Egyéb
Alap	31	1,2	<3	4	<3	<1	<1

5. táblázat. A Stelcar 38 W – 501A technológiai adatai

Mátrixanyag keménysége (HRC)	WC tartalom [%]	Sűrűség [g/cm ³]	Szemcseméret [μm]	Gyártási eljárás	WC típus	Relatív ár [-]
39-44	38	8,9	150/53	Agglomerált	(FTC)*	1,3

* (Fused and crushed tungsten carbide: olvasztott és zúzott volfrám-karbid)

Ezen hozaganyagnak nagy előnye még a keményszemcse, amelynek a mérete és a formája is kedvezőbb. Ezeknek a szemcséknek széles frakciótartományuk van, így jobb a térkitöltésük. A szögletesebb/élesebb alakjuknak köszönhetően kedvezőbb a mátrixanyagban való megtapadásuk. A készítési eljárásuk eredményeképpen az öntés során nagy keménységű, de jó törési mutatókkal rendelkező szemcsék jönnek létre, így abrazív jellegű koptatások során kimagasló tulajdonságokkal rendelkeznek.

2.3. Keménymátrixú Ni réteg – PG6503 por

A PG6503 a Castolin gyártó úgynevezett „szuperabrazív” hozaganyaga, kimondottan poradagolásos plazmaív hegesztéshez fejlesztették. Kemény nikkelmátrixa, nagy volfrám-karbid részaránya és 700 °C-ig történő alkalmazhatósága végett univerzális megoldást tud nyújtani szinte minden abrazív kopásnak kitett munkadarab esetén. Legfőbb hátránya a kedvezőtlen ára. A szemcsemérete is durvább, maga a por PTA alkalmazásokhoz lett fejlesztve, és ritkán használják a lézeres felrakóhegesztés területén. A mátrixanyag kémiai összetételét a 6. táblázat, míg a hozaganyag technológiai adatait a 7. táblázat tartalmazza [2].

6. táblázat. A PG 6503 kémiai összetétele [tömeg%]

Ni	C	Si	B	Fe	Egyéb
Alap	0,11	3,35	2,51	1,05	0,27

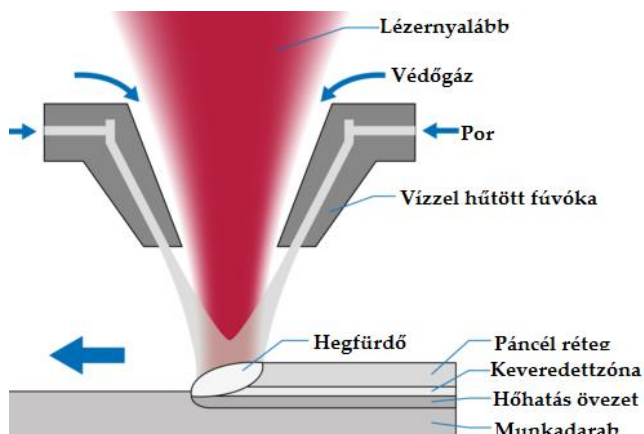
7. táblázat. A PG 6503 technológiai adatai

Mátrixanyag keménysége (HRC)	WC tartalom [%]	Sűrűség [g/cm ³]	Szemcseméret [μm]	Gyártási eljárás	WC típus	Relatív ár [-]
58-60	60	6,1	180/63	Gázzal atomizált	FTC	1,7

3. Hegesztő berendezés

A kísérletekhez egy humanoid munkaterű, Fanuc robotra integrált, por hozaganyag adagolású lézer hegesztőfejet használtunk, amelyhez egy 4,3 kW-os lézerforrás társult. A munka és a védőgáz is 4.6-os

(99,996%) tisztaságú argon volt. Az 5. ábra a hegesztő berendezés összeállítását és az egytengelyű kialakítású lézerhegesztőfej sematikus ábrázolását szemlélteti. Ezen hegesztőfej előnye, hogy a pornyalábok az ömledéklencse fölött találkoznak a lézernyalábbal, így ömledék formájában kerülnek az ömledéklencsébe, ezzel biztosítva a varrat nagy tömörségét. A robotra szerelt összeállítás nagy előnye a széles alkalmazhatóság.



5. ábra. Hegesztő berendezés és az egytengelyű kialakítású lézerhegesztőfej sematikus ábrája [4].

3.1. Kísérleti terv

A kísérleteket MSZ EN 10025-2 [5] szerinti S355JR alapanyagokon végeztük. A kísérletek során alkalmazott hegesztéstechnikai változók:

- P – Lézer teljesítmény [W]
- v – hegesztési sebesség [cm/min]
- Hozaganyag
- $\dot{Q}$ - por térfogatáram [%]

A hegesztőfej gyártója lekorlátozta a lézer teljesítményt szoftveresen a rendszerben, így a maximálisan leadott teljesítmény 2 kW volt. Kiszámoltuk a fajlagos energiát, ennek egyenletét a 3. képlet szemlélteti, ahol a b a lézerfolt hegesztésirányára merőleges szélessége (5 mm). A kísérleti tervet a három különböző hozaganyaghoz a 8., a 9. és a 10. táblázat mutatja be.

$$E = \frac{P}{v \cdot b} \quad \left[\frac{J}{mm^2} \right] \quad (3)$$

8. táblázat. Az 1559-40-65, lágynikkel mátrixú hozaganyag hegesztésének kísérleti terve

Minta jelölése	Hozaganyag	P [W]	v [cm/min]	E [J/mm ²]
H-1	1559-40-65%	1400	70	0,40
H-2	1559-40-65%	1400	40	0,70
H-3	1559-40-65%	1700	70	0,49
H-4	1559-40-65%	1700	40	0,85
H-5	1559-40-65%	2000	70	0,57
H-6	1559-40-65%	2000	40	1,00

9. táblázat. A Stelcar 38W, kobalt mátrixú hozaganyag hegesztésének kísérleti terve

Minta jelölése	Hozaganyag	P [W]	v [cm/min]	E [J/mm ²]
D-1	Stelcar 38W- 501A	1400	70	0,40
D-2	Stelcar 38W- 501A	1400	40	0,70
D-3	Stelcar 38W- 501A	1700	70	0,49
D-4	Stelcar 38W- 501A	1700	40	0,85
D-5	Stelcar 38W- 501A	2000	70	0,57
D-6	Stelcar 38W- 501A	2000	40	1,00

10. táblázat. A PG 6503, keménynikkel mátrixú hozaganyag hegesztésének kísérleti terve

Minta jelölése	Hozaganyag	P [W]	v [cm/min]	E [J/mm ²]
C-1	PG 6503	1400	70	0,40
C-2	PG 6503	1400	40	0,70
C-3	PG 6503	1700	70	0,49
C-4	PG 6503	1700	40	0,85
C-5	PG 6503	2000	70	0,57
C-6	PG 6503	2000	40	1,00

Kísérleteink során végig állandó volt a munkagáz és a védőgáz mennyisége, valamint a hozaganyag térfogatárama is. A védőgáz térfogatárama 15 l/min, a munkagáz térfogatárama 8 l/min, a gázrendszer nyomása 5 bar volt. Ezen paramétereket azért nem változtattuk, mert az előkísérletek során az ésszerű változtatásokkal szinte semmilyen érdemi módosítást nem tudtunk realizálni. Továbbá a „15/8”-as beállítás meglehetősen stabil hozaganyag áramot biztosít. Előmelegítést nem alkalmaztunk a munkadarabokon, viszont a hozaganyagot hegesztés előtt 70 °C-on 12 órát szárítottuk.

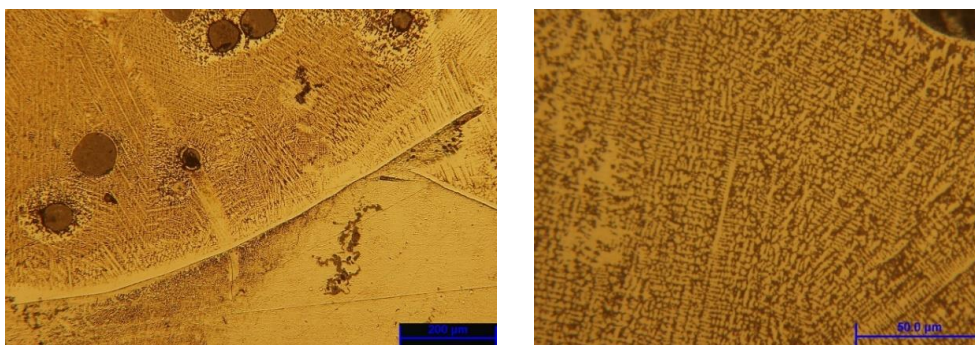
4. Metallográfiai vizsgálatok

4.1. Lágú, nikkelmátrixú hozaganyag

A kísérleti tervnek megfelelően előkészített minták keresztcsiszolatai jól szemléltetik, hogy az ömlesztési vonaltól oszlopos dendrites szerkezet jött létre minden 1559-40 típusú varrat esetében, valamint helyenként rendezetlen dendrites kristályosodás is megfigyelhető. Az is látható, hogy a finom karbidok a dendritágak között helyezkednek el. A dendrites szerkezet a volfrám-karbid szemcséhez közeledve felborul. A 6. ábra a létrejött szövetszerkezetet, míg a 11. táblázat a mért keménységű szemcsék átlagos méretét és átlagos keménységét szemlélteti.

11. táblázat. A Szferoid típusú volfrám-karbid részecske keménységének átlaga és átlagos átmérője

WC részecske keménysége HV0,1	WC részecske mérete [μm]
1281	92



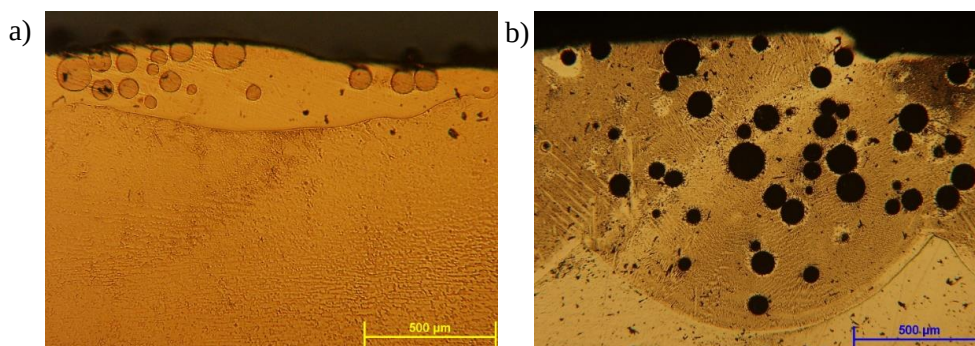
6. ábra. Oszlopos és rendezetlen dendrites szerkezet, $N=100\times$ és $N=500\times$, 3% Nital

Ezt követően a volfrám-karbid részarányt mértük, és megvizsgáltuk a szemcsék disszociációját. A mintákon végzett keménységmérések és WC térfogatszázalék meghatározások eredményeit a 12. táblázat tartalmazza. Jól látható, hogy a mátrixanyagban mért keménység meg sem közelíti az elvártakat, valamint az elvi 65% WC térfogatarány sem valósult meg. Ezt elsősorban a nagymértékű hígulás magyarázza. A nagy beolvadási mélység miatt a varratban megjelenő volfrám-karbid mennyiség nagy térfogaton oszlik el, ezen felül nagy a süllyedési hajlandósága.

12. táblázat. Mért keménységek és a volfrám-karbid részecskék térfogataránya

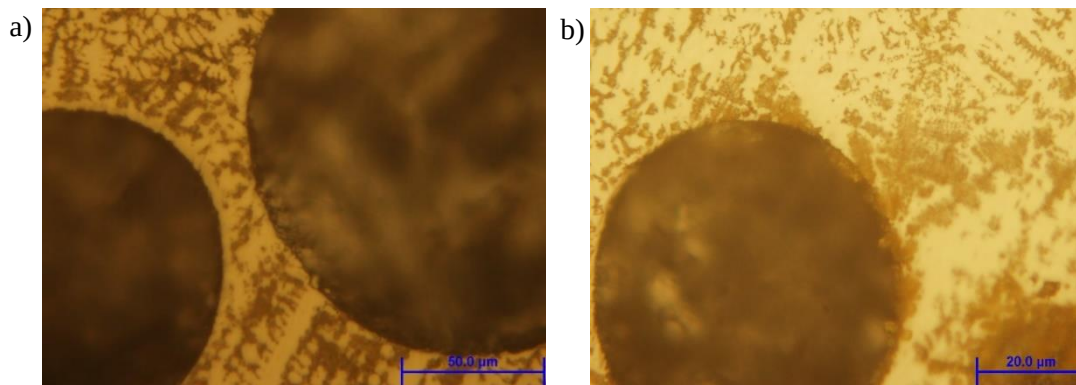
Minta jelölése	Mátrixanyag keménység HV0,1	Keménységmérés szórása	WC [%]
H-1	496	55,7	28,0
H-2	456	39,5	23,3
H-3	363	67,7	24,8
H-4	414	15,1	14,8
H-5	410	11,3	13,9
H-6	414	31,2	12,4

Az, hogy a kezdeti minták mind keménységben, mind WC térfogatarányban jobbnak bizonyultak, elsősorban annak köszönhető, hogy látványosan kisebb a varrat felhígulása. A hígulások közötti különbséget a 7. ábra jól szemlélteti.



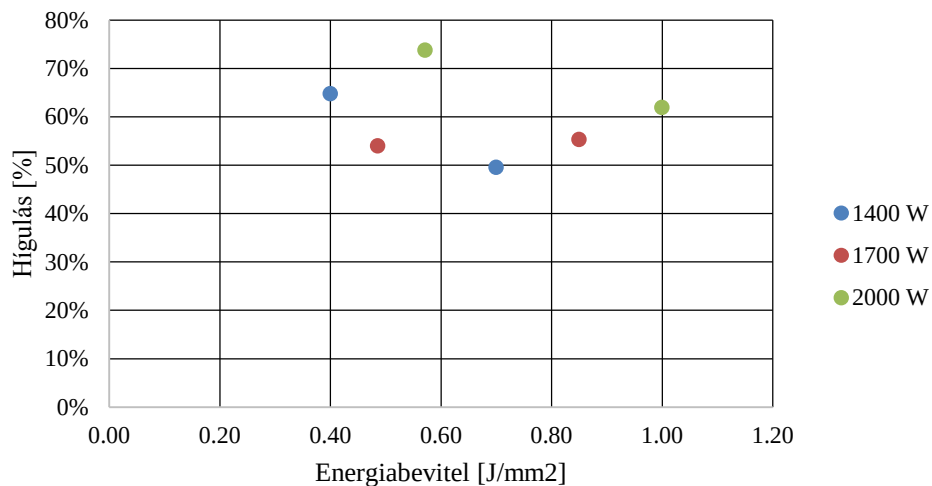
7. ábra. A H-1-es (a) és H-4-es (b) minta keresztcsiszolati felvétele, Kalling No2 és Murakami reagenssel maratva.

A 8. ábra jól szemlélteti a szferoid típusú volfrám-karbid szemcse oldódásra vonatkozó érzékenységét. Az a) részleten megfigyelhető az éles szemcsehatár, míg a b) ábrarészleten a nagy hőbevitel esetén meginduló oldódás látható.



8. ábra. A nagy (a) és a kicsi (b) fajlagos hőbevitel közti különbség, $N=500\times$ és $N=1000\times$.

Az energiabevitel hatását a hígulásra a 9. ábra szemlélteti. Ez alapján megállapítható, hogy ebben az energiabeviteli tartományban és technológiával közvetlenül nem szabályozható a hígulás. Megállapítható, hogy az energiabeviteli tartomány nem mutatott egyértelmű összefüggést a hígulással. Ezzel szemben a lassabb hegesztési sebességek csökkentették annak mértékét. Ez arra vezethető vissza, hogy túl nagy hegesztési sebességek esetén nagyon vékony rétegek jönnek létre. Nagyobb hozaganyag térfogatáramok viszont porozitás problémákat okoznak. A nagyobb lézerteljesítménynél vastagabbak a rétegek, ugyanakkor a beolvadási mélység is növekszik, így szintén nem eredményez jobb hígulási arányt.



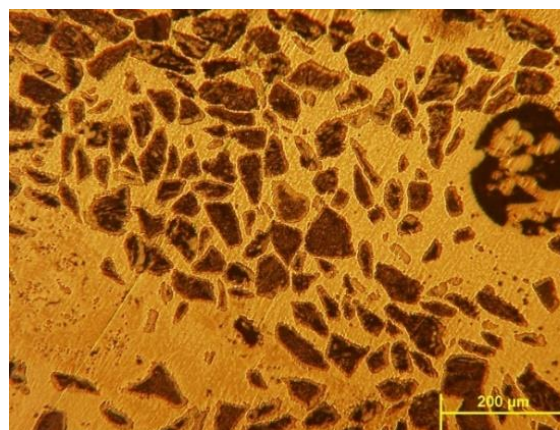
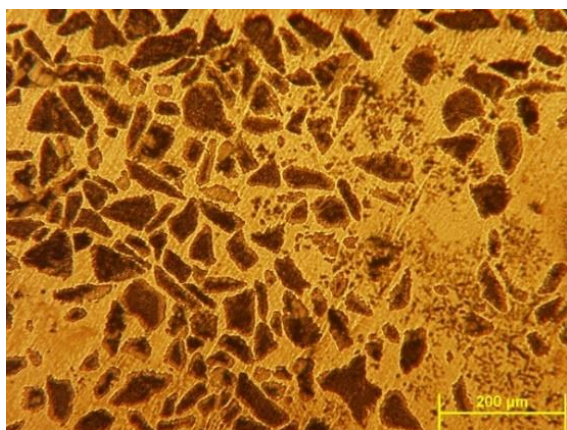
9. ábra. A hígulás mértéke a fajlagos energiabevitel függvényében, teljesítményre lebontva, a 1559-40-65 % 4590 típusú, lágynikkel mátrixú hozaganyag esetében.

4.2. Kobaltmátrixú hozaganyag

A kobaltmátrixú minták vágása is jól mutatta, hogy jelentős a keményfém részarány, valamint a mátrix keménysége is jobb. Ezen mintákon is elvégeztük a volfrám-karbid szemcsék keménység- és méretvizsgálatát. A keménységmérés jelen esetben teljesen megfelelt az elvártaknak, mivel az értékek az FTC (*Fused and crushed tungsten carbide*: olvasztott és összetört) szemcsék keménységtartományába estek. A mérési eredményeket a 13. táblázat tartalmazza. A létrejövő réteg sűrű részecskeeloszlását a 10. ábra szemlélteti.

13. táblázat. Kobaltmátrixú hozaganyag volfrám-karbid részecskéjének keménysége és hossza

WC részecske keménysége HV _{0,1}	WC részecske mérete [μm]
2424	46

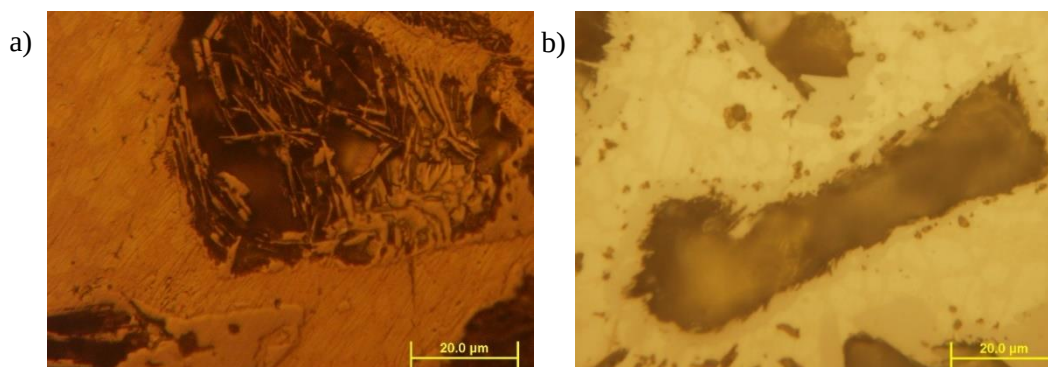


10. ábra. FTC típusú volfrám-karbid részecskék, N=100x.

Ezen rétegeken is végeztünk keménységmérést a mátrixon, valamint a WC térfogatszázalékát is meghatároztuk. A mérések eredményeit a 14. táblázat tartalmazza. A keménységértékek jól láthatóan összhangban vannak a hígulás mértékével. A kis mértékű hígulások esetén a kobalt mátrixon az elvártaknak megfelelő keménységi adatok mérhetők, míg a hígulás mértékének drasztikus növelésével jelentős volt az eltérés. Szintén ez nyújtja a magyarázatot a WC arány szignifikáns csökkenésére is.

14. táblázat. Kobaltmátrixú hozaganyagban mért keménységek és a WC részecskék térfogataránya

Minta jelölése	Mátrixanyag keménység HV _{0,1}	Keménységmérés szórása	WC [%]
D-1	594,37	15,1	43,2
D-2	598,07	67,3	30,5
D-3	418,80	37,5	21,2
D-4	684,33	66,4	16,0
D-5	505,77	65,0	10,8
D-6	545,20	39,1	8,0

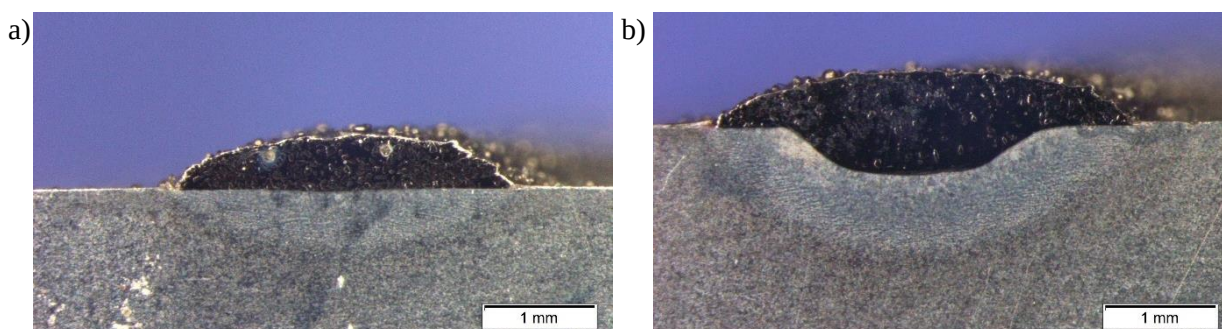


11. ábra. A különböző kísérleti beálltások hatása a WC szemcsék oldódására a) D-2-es minta, b) D-6-os minta N=1000x.

15. táblázat. Kobalt mátrixú hozaganyag hígulásának mérési adatai

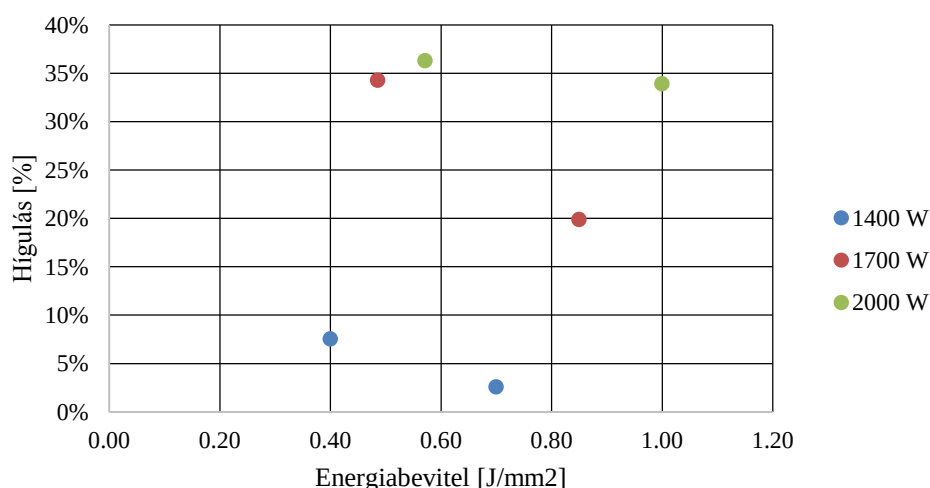
Minta jelölése	Teljes varrat [mm ²]	Beolvadás [mm ²]	Hígulás [%]
D-1	0,53	0,04	7,6
D-2	1,16	0,03	2,6
D-3	1,05	0,36	34,3
D-4	1,71	0,34	19,9
D-5	1,24	0,45	36,3
D-6	2,24	0,76	33,9

Itt is elvégeztük a volfrám-karbid oldódására vonatkozó vizsgálatokat. A 11. ábra jól szemlélteti a különböző hőbeviteli értékek esetén megjelenő volfrám-karbid oldódás mértékét. Láthatóan a maratott szemcse képe sem homogén, valamint a határfelület is jelen van a legkisebb hőbevitel esetén is. Ez azt jelenti, hogy valamilyen mértékű oldódás mindenképpen megvalósult, mint a b) ábrarészleten látható. A sztereomikroszkópon készült felvételeken azt állapítottuk meg, hogy a kisebb fajlagos energiabevitel esetén az ideálshoz közeli hígulások voltak elérhetők. Fő befolyásoló tényezője a hígulásnak a felrakott réteg magassága volt. Az egyes mérések eredményeit a 15. táblázat tartalmazza, míg az energiasűrűség növekedésére a 12. ábra hoz példát.



12. ábra. A kobaltmátrixú hozaganyag keresztcsiszolatai: a) D-2-es minta, b) D-6-os minta.

Az energiabevitel hatását a hígulásra a 13. ábra szemlélteti. Megállapítható, hogy az energiabevitellel nem lehet szabályozni a hígulást. A kisebb lézerteljesítményeknek és a lassabb hegesztési sebességeknek köszönhetően jön létre a számunkra kedvező kis hígulás és a jóval vastagabb réteg.



13. ábra. A hígulás mértéke a fajlagos energiabevitel függvényében, lézerteljesítményekre lebontva, kobaltmátrixú hozaganyag esetében.

4.3. Kemény, nikkelmátrixú hozaganyag

A keménymátrixú nikkeles hozaganyaggal készített varratokban jól kivehető volt az ömlesztési vonal körüli oszlopos dendrites szerkezet és a WC részecskék jelentős hűtést gátló hatása. A szemcsék keménysége a megadott tartományba esett, viszont a WC szemcsék mérete nagyobb, mint a kobalt mátrixú hozaganyag esetén. A mérési eredményeket a 16. táblázat szemlélteti [2].

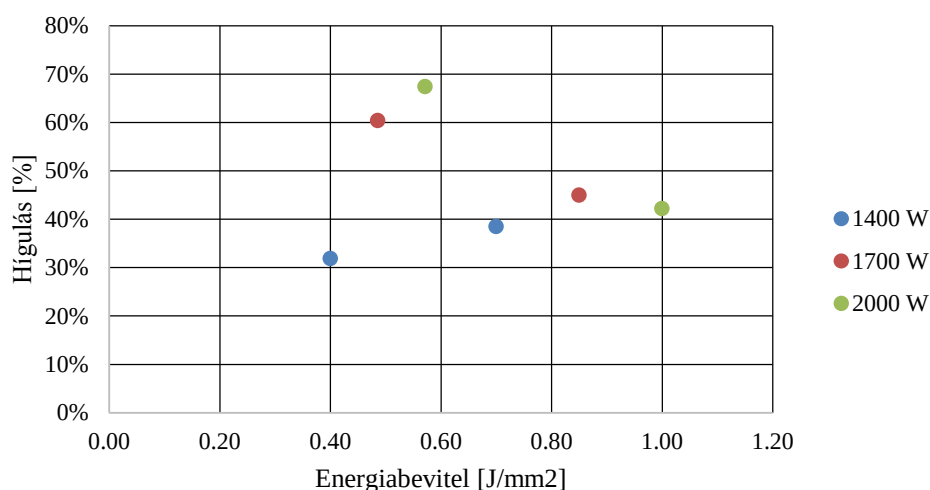
16. táblázat. Kemény, nikkelmátrixú hozaganyag volfrám-karbid részecske keménységének átlaga és átlagos hossza

WC részecske keménysége HV _{0,1}	WC részecske mérete [μm]
1820	82

A létrejött réteg vizsgálata során megállapítható, hogy mind a réteg keménysége mind a keményrészecske arány jelentősen elmarad az elméletitől. Mindkettő a nagy hígulásra vezethető vissza. Szintén megfigyelhető a rendezetlen dendrites szerkezet, a keménymátrix részecskék erőteljes, hűtést gátló hatása és a kemény részecskék oldódása hosszú ömledék létidő esetében. A keménység- és a WC részarány mérési eredményeit a 17. táblázat, míg a hígulás mértékét a fajlagos energiabevitel függvényében a 14. ábra szemlélteti. Ebben az esetben is elsődlegesen a lézerteljesítmény és másodlagosan a hegesztési sebesség befolyásolta a hígulás mértékét [2].

17. táblázat. Kemény, nikkelmátrixú mintákon mért keménységek és volfrám-karbid részecskék térfogataránya

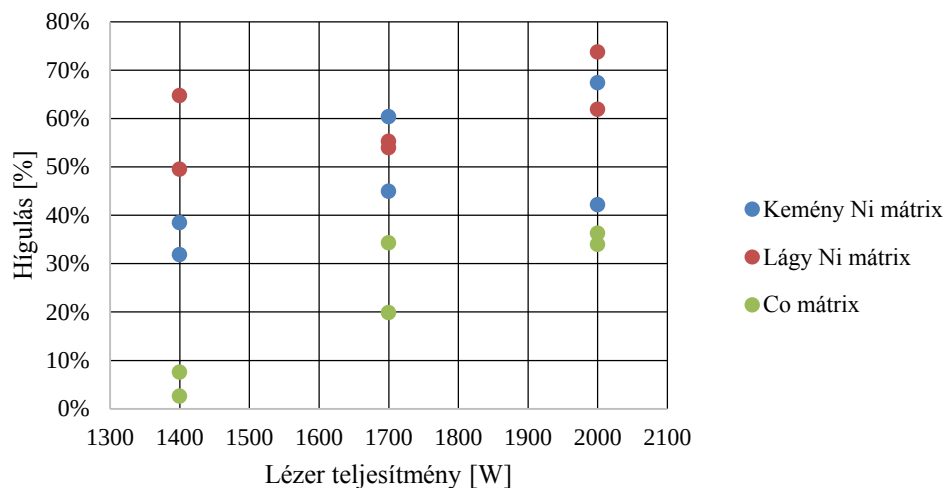
Minta jelölése	Mátrixanyag keménység HV _{0,1}	Keménységmérés szórása	WC [%]
C-1	332	50,7	11,1
C-2	318	25,2	19,7
C-3	265	32,2	15,6
C-4	298	21,5	17,2
C-5	334	31,1	8,7
C-6	340	7,3	18,8

**14. ábra.** A hígulás mértéke a fajlagos energiabevitel függvényében lézerteljesítményekre lebontva kemény nikkelt mátrixú hozaganyag esetében.

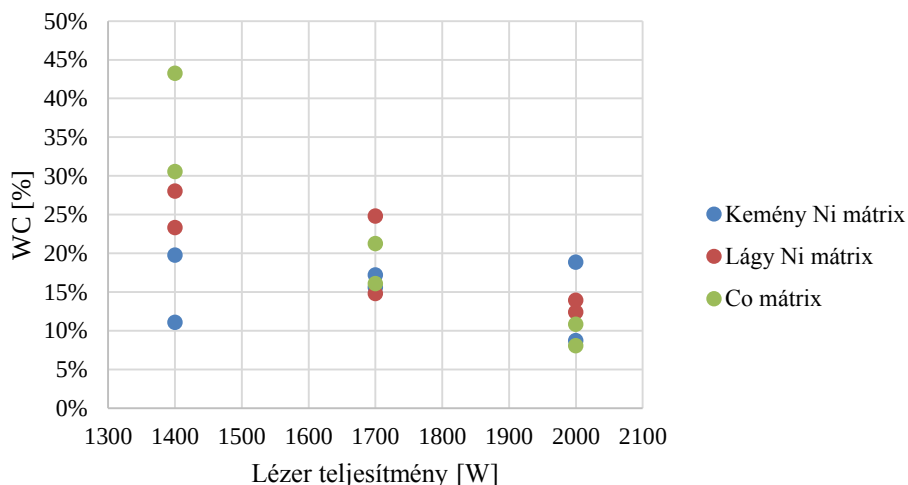
4.4. A lézerteljesítmény hatása

A 15. ábra a hígulás mértékét a lézerteljesítmény függvényében szemlélteti. Látható, hogy minden hozaganyag a legkisebb lézerteljesítmények esetében hígult legkevésbé. Hiába voltak a közel azonos fajlagos energiabevitelek, maga a lézerteljesítmény messzemenőleg erősebb befolyásoló tényező. Szintén megállapítható, hogy a hígulás mértékét csökkenti a kisebb hegesztési sebesség.

Megállapítható, hogy a fajlagos energiabevitel, valamint a fajlagos hőbevitel szabályozása nem alkalmas a volfrám-karbid részarány és a hígulás érdemi változtatására. A 16. ábra azt is szemlélteti, hogy a kobalt mátrixú hozaganyag esetében a hígulás nem ment 40% fölé, míg a másik két hozaganyag döntően fölötté mozgott.



15. ábra. Hígulás mértéke a lézerteljesítmény függvényében.



16. ábra. Volfrám-karbid részarány a lézerteljesítmény függvényében.

5. Összefoglalás

A felrakóhegesztés területén a volfrám-karbid tartalmú rétegek számítanak a legellenállóbbaknak. A WC-szemcsék kobalt, nikkel és vas mátrixban is elérhetők, így a viszonylag kedvező árfekvéstől egészen a hő- és korrózióálló változatokig előfordulnak. Széles választék áll rendelkezésre a keményrészecskék területén, mind alak mind keménység tekintetében. Kísérleteink során ezen rétegek hegeszthetőségét vetettük össze. Lágy nikkel, kobalt és kemény, nikkel mátrixú hozaganyagokat vizsgáltunk. A mintákon a mátrixanyag és a keményszemcse keménységét mértük keresztcsiszolatokon. Összevetettük a volfrám-karbid részecskearányokat és hígulást számoltunk.

Ezek alapján megállapítható, hogy a varratokban az oszlopos és a rendezetlen dendrites kristályosodás a domináns. A keményfém szemcsék hűlési sebessége jóval kisebb, mint az S355JR alapanyagé, ezért ezek közelében nem valósul meg a dendrites szerkezethez szükséges kritikus túlhűtés. Ez egyaránt jellemző a kobaltos és a nikkelmátrixú hozaganyag esetén is.

A különböző szemcsetípusok méretét és keménységét megvizsgálva kijelenthető, hogy a szakirodalomnak megfelelően az FTC szemcsék térkitöltési hajlandósága a legkedvezőbb, és a keménységük az előírt tartományba esik. A szferoidizált szemcsék esetében a keménység meglepően csekély volt, és nem valósult meg a homogén eloszlás. Nagy és kedvezőtlen alakjuk miatt nem alkalmasak az ilyen típusú szemcsék sűrű szerkezetre.

A lágy, nikkelmátrixú hozaganyag esetében a kisebb lézerteljesítmény és a nagyobb hegesztési sebességek eredményezték a nagyobb WC részarányt, mivel így kedvezőbbek voltak a hígulási arányok. Nagy hígulás esetén a keményfém szemcsék nagyobb térfogatban oszlanak el, és van is idejük lesüllyedni. Ezen kemény szemcsék hajlamosak az oldódásra, és már közepes hőbevitel esetén is jelentős a mátrixanyagba való oldódás.

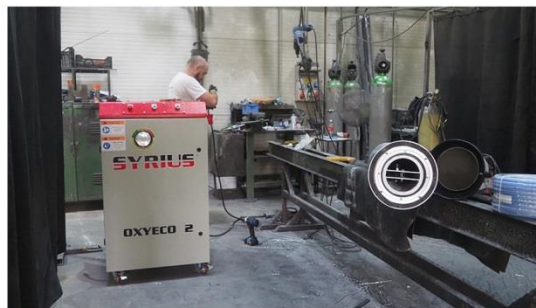
A kobaltmátrixú hozaganyag hígulási karakterisztikája bizonyult a legkedvezőbbnek. Minden lézerteljesítmény esetében a kobalt mátrixnak volt a legjobb hígulási aránya. Kis lézerteljesítmények esetében közel ideális szintet eredményezett, és a keményfém részarány is meghaladta a hozaganyagban lévő. Ez arra vezethető vissza, hogy a szemcsének nagy a süllyedési hajlandósága, és kedvező alakjuk révén tudnak is sűrűsödni. Ennek a hátránya, hogy a réteg felső részében nem marad keményfém.

A kemény, nikkelmátrixú hozaganyag esetében a mért keménységek teljesen eltértek minden várt értéktől. Ennek okát elsősorban a hígulásra lehet visszavezetni, ugyanakkor a mért keménységek így is a legkisebbek voltak mindhárom hozaganyag közül. Ezeket a keményfém szemcséket is jellemezte az oldódás, szinte minden esetben még a felszínhez közel is jelen volt az átmeneti övezet a mátrixanyag és a volfrám-karbid szemcse között. A WC részarány is nagyon csekély volt, ezt is elsősorban a jelentős hígulásra lehet visszavezetni.

Minden hozaganyag a legkisebb lézerteljesítmények esetében hígult legkevésbé. Megállapítottuk, hogy a fajlagos energiabevitel szabályozása nem alkalmas a volfrám-karbid részarány és a hígulás változtatására.

Irodalom

- [1] J. Lukács, Gy. Nagy, and I. Török, *Szemelvények az élettartam gazdálkodás témaköréből*. Miskolc, Magyarország: Miskolci Egyetem, 2009.
- [2] K. Németh, "Volfrám-karbid rétegek lézersugaras felhegesztésének optimalizálása," M.Sc. thesis, Dept. of Materials Science and Technology, Budapest Univ. Technol. Econ., Budapest, Hungary, 2020.
- [3] G. Hans, "Laser surface cladding: an experimental and theoretical investigation," Ph.D. dissertation, Luleå Univ. Technol., Luleå, Sweden, 2004.
- [4] Laserline GmbH, "Laser cladding." [Online]. Available: <https://www.laserline.com/de-int/laser-cladding/>. Accessed: Oct. 1, 2020.
- [5] *Hot-rolled products of structural steels—Part 2: Technical delivery conditions for non-alloy structural steels*, MSZ EN 10025-2, 2020.



FÜSTELSZÍVÓ - ÁTADÁS



PLAZMAVÁGÓ - GÉPÁTADÁS



LÉZERVÁGÓ CNC- ÁTADÁS

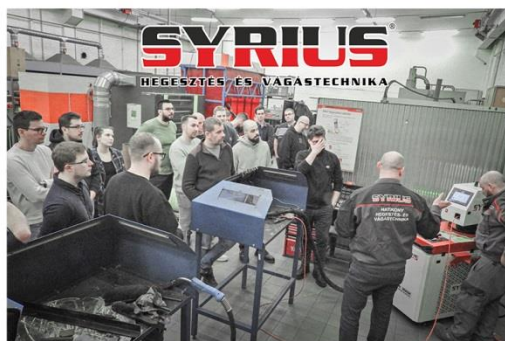
SYRIUS
HEGESZTÉS ÉS VÁGÁSTECHNIKA

SYRIUS
HEGESZTÉS ÉS VÁGÁSTECHNIKA

SYRIUS
HEGESZTÉS ÉS VÁGÁSTECHNIKA



HEGESZTŐGÉP ÁTADÁS ÉS INTERJÚ



LÉZERHEGESZTŐGÉP OKTATÁS



VONALFÚRÓ HEGESZTŐ - ÁTADÁS

SYRIUS
HEGESZTÉS ÉS VÁGÁSTECHNIKA



HEGESZTŐGÉP PRÓBA ÉS ÁTADÁS



LÉZERVÁGÓ CNC- ÁTADÁS



COVE-WENDT HEGESZTŐVERSENY

NAGYSEBESSÉGŰ TERMÍKUS SZÓRÁSSAL ÉS KEVERT LÉZERSUGARAS ÚJRAOLVASZTÁSSAL KÉSZÜLT NiCrBSi BEVONATOK MIKROSZERKEZETE

Molnár András

*Címzetes egyetemi docens, Miskolci Egyetem, Anyagszerkeztani és Anyagtechnológiai Intézet,
Mechanikai Technológiai Intézeti Tanszék*

3515 Miskolc, Miskolc-Egyetemváros, e-mail: metspray@uni-miskolc.hu

Németh Kristóf

Hegesztéstechnológiai projektvezető, Budai Benefit Kft. Lézer Technológiai Üzem

2314 Halásztelek, Páger Antal u. 4., e-mail: nemethkristof@bubenlaser.com

Absztrakt

A termikus szórési eljárások közül a nagysebességű szórást (HVOF és HVAF) és a plazmaszórást (APS) egyre több helyen alkalmazzák az ipari gyakorlatban az alkatrészek felületvédelmére és újraépítésére, de az eredmények nem mindig kielégítőek a bevonat porozitása és a mikroszerkezete miatt. Ebben a tanulmányban a nagysebességű (HVOF) szórással és a kombinált diódalézeres (LMD) eljárással újraolvasztott NiCrBSi ötvözetrétegek szerkezeti jellemzőinek módosítására tett kísérlet került bemutatásra. A réteg lézersugaras újraolvasztása dendrites szerkezet kialakulását indukálta, ami jelentősen csökkentette a szórt bevonat porozitását, és növelte a hordozó anyagon való tapadást. A szórt bevonat lézeres kezelése után fázisátalakulás nem volt megfigyelhető. Végül a mikrokeménység vizsgálat kimutatta, hogy a nagysebességű szórással készült bevonat porozitása jelentős mértékben csökkenthető diódalézeres (LMD) eljárással, és a kezelt réteg kötése metallurgiai jellegű lesz a hordozó acél alaptest anyagával, továbbá annak vetemedése elkerülhető.

Kulcsszavak: termikus szórás, lézersugaras újraolvasztás, metallurgiai jellegű kötés, NiCrBSi ötvözetek, acél alaptest

Abstract

Among thermal spraying processes, high-velocity spraying (HVOF and HVAF) and plasma spraying (APS) are increasingly used in industrial practice for surface protection and reconstruction of components, but the results are not always satisfactory due to the porosity and microstructure of the coating. This study presents an experiment to modify the structural characteristics of NiCrBSi alloy layers remelted by high-velocity (HVOF) spraying and a combined diode laser (LMD) process. Laser remelting of the layer induced the formation of a dendritic structure, which significantly reduced the porosity of the sprayed coating and increased its adhesion to the substrate. No phase transformation was observed after laser treatment of the sprayed coating. Finally, microhardness testing showed that the porosity of the high-speed spray coating can be significantly reduced by the diode laser (LMD) process and that the treated layer bonds metallurgically with the base steel substrate, thus preventing warping.

Keywords: thermal spraying, laser remelting, metallurgical bonding, NiCrBSi alloy, steel base body

1. Bevezetés

A termikus szórással készült bevonat folytonossági hiányosságait a porozitás, a nem megolvadt részecskék jelenléte és azon belüli rétegek közötti határok okozzák; vagyis nem lehet teljesen hibamentes bevonatot előállítani, amely gyenge kopás- és korrózióállóságot eredményez. A lézersugaras újraolvasztás előnye, hogy tömörebb bevonatokat lehet létrehozni, finomabb mikroszerkezettel [1]. Ezenkívül, a szórt mintákon lézeres utókezelés végezhető a mechanikai tulajdonságaik javítása érdekében [2].

A hagyományos lézersugaras utókezelés (CO_2 vagy Nd-YAG) repedéseket okozhat a szórt bevonatban, ami az egyik legfőbb hiba, amely a NiCrBSi ötvözet megszilárdulása során előfordulhat, mivel a kis besugárzott területen nagy hőmérsékleti gradiens alakul ki [3]. Ebben a tanulmányban a légköri plazmaszórás (APS) és a diódalézeres besugárzás folyamatokat kombinálták *in situ*, hogy módosítsák a NiCrBSi bevonatok szerkezeti jellemzőit. A technika nem új, mivel a múltban már alkalmazták plazmaszórás és folyamatos hullámú (CW) CO_2 lézeres besugárzás kombinációjaként [4].

Általában azonban ezt az eljárást kerámia bevonatok utókezelésére alkalmazták és megállapították, hogy jelentősen csökkent a porozitás és egyenletes mikroszerkezet alakult ki, nagy keménységgel és a hordozóhoz való kiváló tapadást értek el [5].

A nikkellalapú bevonatokat általában olyan alkalmazásokban használják, ahol mérsékelt és magas hőmérsékleten korrózió- és kopásállóságra van szükség, és ezek közül a NiCrBSi különösen jó teljesítményt nyújt [6]. Ez az anyag önfolyós ötvözet; a bór jelenléte növeli az ötvözet folyékonysági tulajdonságait azáltal, hogy a 3,6 tömegszázalék B-tartalom mellett eutektikus fázisokat képez [7]. Számos bevált eljárás létezik a NiCrBSi ötvözetek újraolvasztására, például lánggal, ellenállás hevítéssel, lézersugaras utókezeléssel stb.

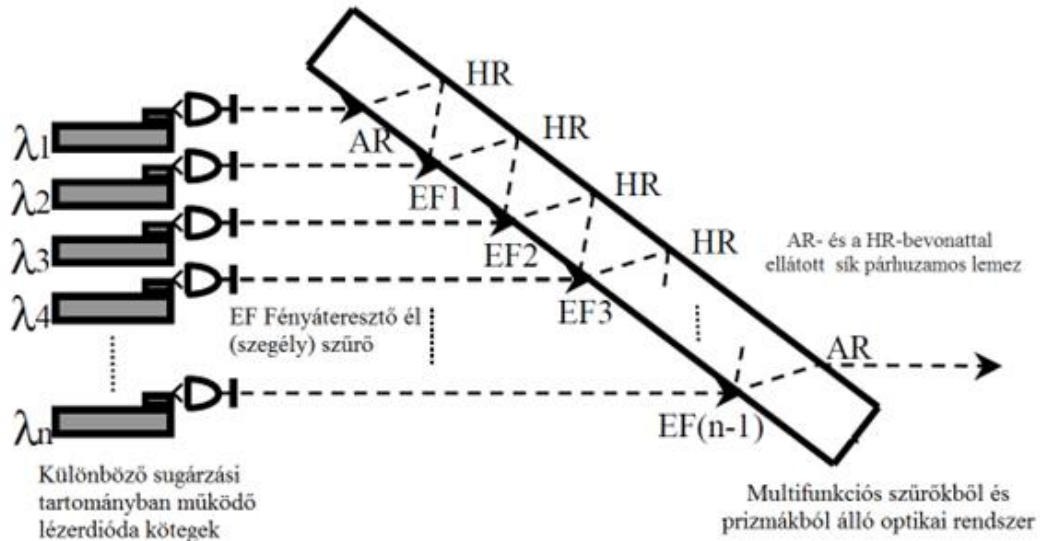
A NiCrBSi ötvözeteket általában ipari alkalmazásoknál olvasztják újra, amely jelentősen növelheti a korrózió- és kopásállóságot, mivel számottevően csökken a porozitása és a hordozóhoz való tapadás metallurgiai kötéssé alakul. Egy korábbi munkában bemutatták a diódalézeres felrakóhegesztéssel bevont NiCrBSi bevonat jó kopásállósági tulajdonságait [8].

A [9] közlemény szerint több műszaki paramétert vizsgálnak, különösen a lézer teljesítmény sűrűségét, hogy meghatározzák a legjobb paraméter konfigurációt a megszilárdulási repedések nélküli bevonatok előállításához. Az eljárás egyik előnye, hogy a nagy sebesség csökkenti a kezelési időt és a hőgradienst is, mivel a lézersugár előmelegíti a hordozó alaptestet.

1.1. NiCrBSi anyagú bevonatok létrehozása nagysebességű LMD eljárással

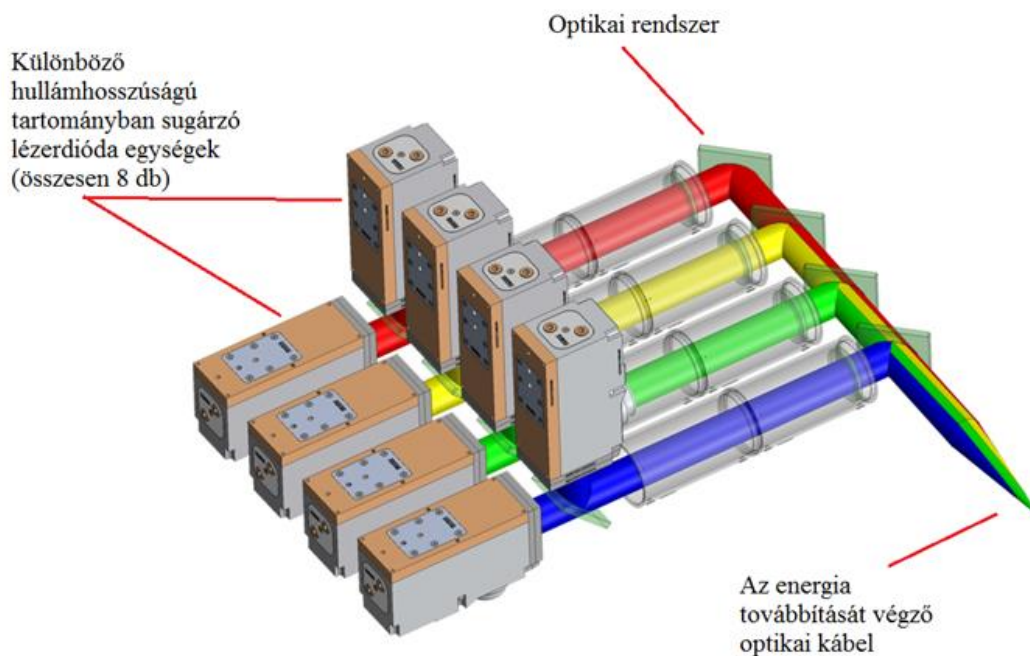
Az LMD eljárás (*Laser Mixed Diode*), amelynek magyar megfelelője a „kevert lézerdióda” megnevezés, arra utal, hogy maga a lézersugaras hőforrás több lézerdióda egység különböző hullámhosszúságú diódaegység energiáját hasznosítja. A rövidített LMD megjelölést a drezdai Fraunhofer Intézet és a Laserline cég munkatársai használták először, utalva az általuk kifejlesztett berendezésre [10].

Az eljárás hőforrása több különböző hullámhosszúságú sugárzási tartományban koherens fényt kibocsátó diódaöteg fényenergiájának összegyűjtésével nyert sugárnyaláb, amelyet különböző szűrőkön és prizmákon átvezetve egy optikai kábelben keresztül juttatunk el a hevítendő közeghez. Jelen esetben ez maga a por hozaganyag, vagy a felületre termikus szórással felvitt NiCrBSi réteg. A hatékonyság fokozása érdekében dielektromos élszűrőket alkalmaznak. Az 1. ábrán látható a kevert diódalézer hőforrásoknál alkalmazott különböző hullámhosszúságú tartományban sugárzó diódaötegek fényenergiájának összegyűjtése és egy egységes energiasugárrá való alakítása [12].



1. ábra. Kevert lézersugár előállítás n -számú, különböző hullámhosszúságú dióda köteg kapcsolásával [11].

Négy különböző hullámhosszúságú (940, 980, 1030 és 1060 nm) lézersugarat előállító nyolc darab. lézerdióda-egység (*stack*) által szolgáltatott energia szuperponálásával létrehozott kevert lézer hőforrás elvi vázlata látható a 2. ábrán. Az egyes diódalézer egységekben több, (általában 60 – 100 W-os) lézerdiódát építenek egy egységbe [13].



2. ábra. Kevert (mixed) lézersugaras hőforrás [12].

2. Kísérleti munka

2.1. Próbatetek készítése

A kevertlézeres újraolvasztási technológia első kísérleteihez olyan alaptestet alkalmaztunk, amely lehetővé tette a széles olvasztási sávban való műveletet. Az olvasztási körülményeknek jól megfelelt a 300 mm hosszú 40 × 10 mm téglalap szelvényű lapos próbatetest alkalmazása. Az alaptest C45E minőségű EN 10083-2:2006 [14] acélból készült, amelynek termikus szórásra kerülő felületét 0,8 mm szemcseméretű korunddal érdesítettük. A felhasznált acél próbatetest összetételét és keménységét az 1. táblázat tartalmazza.

1. táblázat. A próbatesthez használt acél vegyi összetétele és keménysége

Az acél minősége	Összetétel [tömeg%]			Keménység, [HV]	
	C	Mn	Si	Normalizált	Nemesített
C 45E	0,45	0,60	0,30	200...235	480...515

2.1.1. Felületi érdességvizsgálat

Az ISO 21920-2:2021 [15] szabvány figyelembevételével két darab 300 × 40 × 10 mm méretű próbatestet választottunk ki, amelyeknek egyik, 300 × 40 mm méretű felületén a szemcseszórást elvégeztük. A szemcseszórással előkészített felület érdességét Mitutoyo SURFTEST SJ 410 készülékkel mértük. Az elvégzett érdességvizsgálatok eredményeit a 2. táblázat tartalmazza. Az érdességvizsgálat a szemcseszórást követően 30 percen belül megtörtént.

2. táblázat. Az érdességvizsgálat eredményei

Próbatest száma	Érdesség-vizsgálati jellemző	Érdességi érték [μm]	Próbatest száma	Érdesség-vizsgálati jellemző	Érdességi érték [μm]
No1	Ra	6,95	12	Ra	7,1
	Rq	8,80		Rq	9,1
	Rz	58,64		Rz	56,9

2.1.2. A NiCrBSi por megválasztása

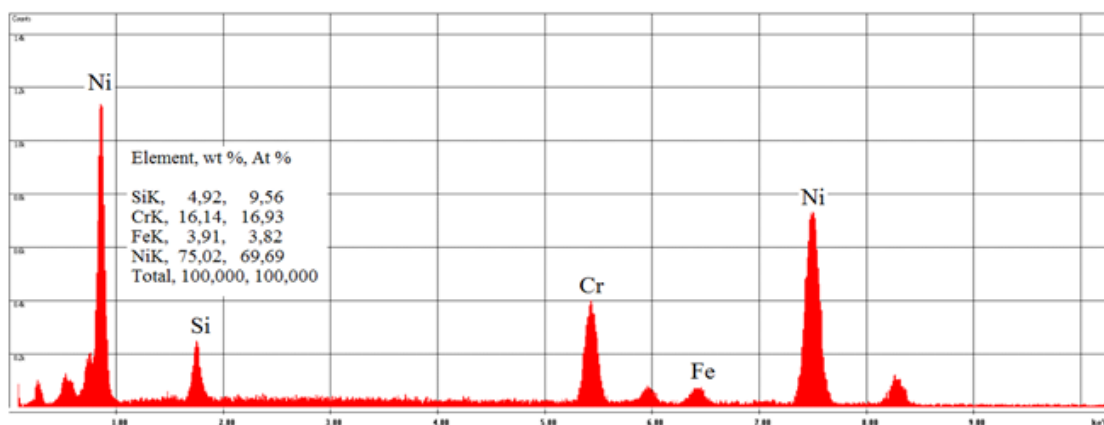
A kísérleti darab elkészítéséhez az UTP - Niborit 6-P NiCrBSi porok közül a 63 HRC értéket meghaladó keménységű réteget adó por választottuk ki, amelynek jellemzőit a 3. táblázat tartalmazza.

3. táblázat. A felhasznált Niborit 6-P* NiCrBSi por vegyi összetétele és jellemzői

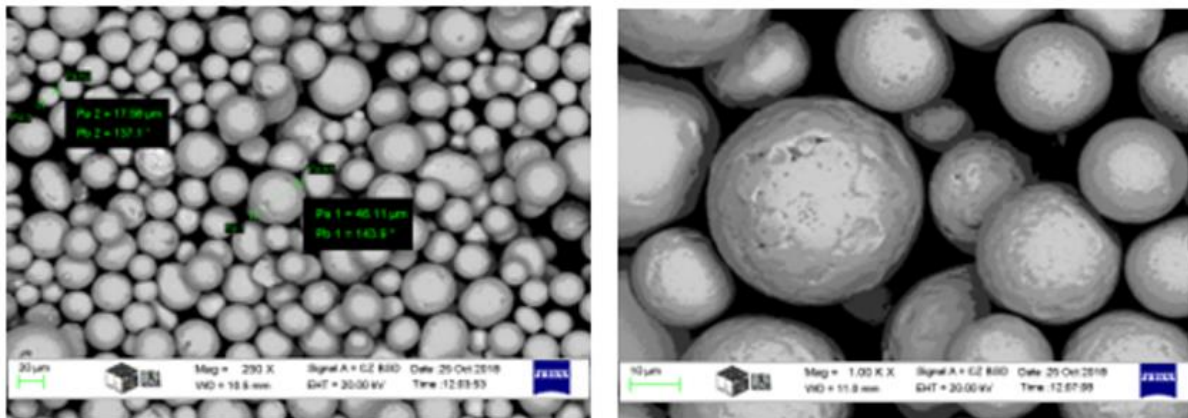
Összetétel [tömeg%]	Cr	Si	B	C	Fe	Ni
	16,93	4,40	3,70	0,9	3,82	Alap
Részecskeméret [μm]	15 - 63					
Olvasztási hőköz [°C]	964...1150					
Rétegekeménység, HRC	nagyobb mint 63 HRC					

A port pásztázó elektronmikroszkóppal (SEM) vizsgáltuk és 2 darab szemcsét kiválasztva mértük azok átmérőjét (17,58 és 46,11 μm). Vizsgáltuk továbbá a por átlagos vegyi összetételét (3. ábra). Megállapítást nyert, hogy mind a Cr, mind a Si tartalom eltér ugyan a 3. táblázatban megadott értékektől, de az eltérés nem jelentős. A vizsgált por szemcséi gömb alakúak, tömörek és nincsenek töredezett, meghatározatlan alakú szemcsék benne, amely a 4. ábrán is megfigyelhető.

Label A: NIBORIT 61 foto arány



3. ábra. A vizsgált Niborit 6-P por átlagos vegyi összetétele.



4. ábra. A Niborit 6-P NiCrBSi por szemcséi 250x és 1000x nagyításban.

2.2. Termikus szórás nagysebességű eljárással

A termikus szórás Metco 5P jelű nagysebességű szórópisztollyal történt, a 4. táblázat szerinti beállítási értékek mellett. Az előkészítést követő érdességvizsgálat után a próbatestek termikus szórása nagysebességű (HVOF) szórással 1 órán belül elkezdődött és 10 perc alatt befejezésre került. A próbatestek szórása (5. ábra) az erre rendszeresített szórókabinban történt, amelyben a nemkívánatos égéstermékek (füstgázok) elszívása a szórás művelete alatt folyamatos volt.

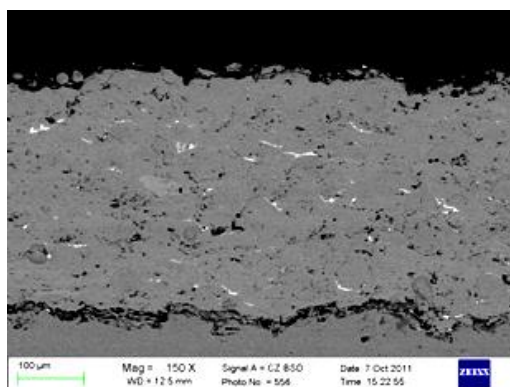
4. táblázat. A nagysebességű szórás (HVOF) jellemzői

Technológiai adatok	Beállított értékek
A nagysebességű szórópisztoly típusa	Metco 5 P
Propán (C_3H_8) nyomása, [bar]	3
Propán mennyiség, [l/min]	62
Oxigén nyomása, bar	5,5
Oxigén mennyiség [l/min]	240
A szállított pormennyiség, [g/ min]	60
Szórási távolság, [mm]	180
Szórási sebesség, [m/s]	450
A szórópisztoly haladási sebessége, [mm/s]	10



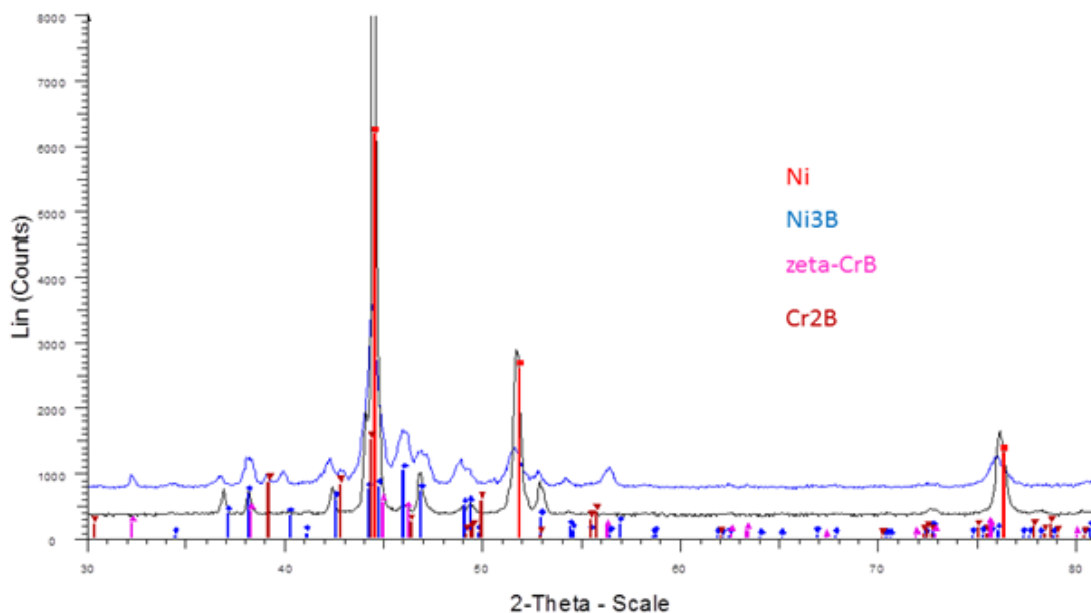
5. ábra. Próbatestek készítése nagysebességű (HVOF) szórással.

A 6. ábrán egy HVOF láng-szórt Niborit 6-P porral készült NiCrBSi bevonat mikroszerkezete látható. A szórt réteg vastagsága 453 μm . A nagysebességű (HVOF) lángszórással készült rétegek egyenletesebb és finomabb szerkezetűek, mint a hagyományos kisebb sebességű eljárással szórt bevonatok. Ugyanakkor itt is megfigyelhető a szórt rétegekre jellemző egyenetlen porózus szerkezet.

6. ábra. HVOF lánggal szórt NiCrBSi bevonat ($N=150\times$, marószersz 4 %-os HNO_3).

2.3. A bevonat fázisösszetételének vizsgálata

A fázisazonosítást detektor oldali monokromátorral ellátott Philips PW 1830 típusú röntgen-diffraktométerrel végeztük a Miskolci Egyetem Fémtechnológiai, Képlékenyalakítási és Nanotechnológiai Intézetének Komplex Képelemző és Szerkezetvizsgáló (LISA) Laboratóriumában. A vizsgálati paraméterek az alábbiak voltak: 40 kV csőfeszültség, 30 mA csőáram; CuK α röntgensugárzás; 0,05° lépésköz ($\Delta 2\theta$); 10 s gyűjtési idő. A röntgendiffrakciós fázisazonosítás kimutatta, hogy a Ni fázis reflexiói eltolódtak, amelynek az oka a fázis oldott ötvöző tartalma. A 7. ábrán látható bevonaton a Ni és Ni₃B fázisok mellett megjelenik a króm-borid két módosulata, a zeta-CrB és a Cr₂B is. Az röntgen-diffrakciós (XRD) elemzés feltárja a jelentős mennyiségű lehetséges fázisok összetételét a megolvasztott NiCrBSi bevonatban. A bevonatban lévő Ni, Cr, Fe elemek periódusos rendszerben is látható közelsége nehezíti a szövetszerkezet pontos összetételének meghatározását. Végül is az EDS és XRD vizsgálatok azt mutatják, hogy az újraolvasztott Ni-alapú bevonatokban a Ni-mátrixban (CrFe)₇C₃, CrB, és Ni₃B, (CrFe)₇C₃, CrB, és Ni₃B összetételű kemény vegyületfázisok figyelhetők meg.



7. ábra. A röntgen-diffrakciós (XRD) vizsgálat eredményei

A nagysebességű (HVOF) szórás művelete alatt minden próbatest 300 × 40 mm-es felületén a felvitt réteg vastagsága 450±10 µm értéken belül volt (az 5 helyen mért és átlagolt rétegvastagság 453 µm). Az elkészült próbatestek egy, a munkadarabok tárolására szolgáló asztalon hűltek le, majd a további műveletek elvégzéséig becsomagolásra kerültek.

2.4. A nagysebességű (HVOF) termikus szórással készült próbatestek szórt rétegének újraolvasztása

Mivel ilyen módszerrel NiCrBSi réteg újraolvasztására nem volt gyakorlati tapasztalat, ezért az újraolvasztás tervezésénél és a technológiai jellemzők beállításánál főleg a korábbi hőkezeléseknél

(például felületi edzésnél) alkalmazott értékek kerültek alkalmazásra, figyelembe véve az adott NiCrBSi réteg olvadási hőközének felső hőmérsékletét. Az újraolvasztási művelet (8. ábra) alatt a próbatest 250 °C-ra történő előmelegítése jól szabályozható villamos fűtésű kemencében történt, 20 °C-ról 254 °C-ra, 1 óra alatt, kb. 4 °C/min sebességgel. Az újraolvasztási művelet a termikus szórást követően 24 h-n belül megkezdődött és kb. 4 óra alatt befejezésre került. A nagysebességű (HVOF) szórással felvitt 453 µm átlagos vastagágú réteg újraolvasztása – a lézer hőforrás megfelelő beállításával – a próbatest teljes szélességében (40 mm) történt. A próbatest elkészítésénél felvett adatokat az 5. táblázat tartalmazza.



8. ábra. A szórt réteg újraolvasztása Fanuc robotra szerelt kevert lézeres hőforrással.

5. táblázat. A próbatestek elkészítésénél felvett adatok

A próbatest száma	A lézersugár beállított teljesítmény szintje [W]	Szkennelési		Az újra olvasztás megkezdése előtt eltelt idő [s]	Előmelegítési hőmérséklet [°C]
		sebesség [mm/s]	sáv szélesség [mm]		
No7	5500	3	40	0,3	250

A réteg újraolvasztása egy erre a célra rendszeresített kabinban történt. A technológiai folyamat egy külső helyről szemlélhető monitoron követhető (9. ábra). Az újraolvasztott próbatest felületének hőmérséklete az újraolvasztás után 30 s-mal 75 °C volt. Az adott felületre fókuszált (20 x 2 mm és 40 x 6 mm) kevert lézersugár által keltett hőenergia döntő része csak a réteg megolvasztására fordítódott, az acél alaptest nem hevült fel olyan mértékben, hogy az eredeti hőkezelési állapot megváltozott volna.



a)

b)

9. ábra. A lézersugaras újraolvasztás folyamatának figyelemmel kísérése külső monitoron: a) a próbatest készítése (balra a beállított olvadási hőmérséklet, jobbra a száloptikával csatlakoztatott lézerfej működés közben), b) az újraolvasztási folyamat a próbatesten.

Az újraolvasztás során a próbatestek tervezésénél figyelembe vettük, hogy legyen összehasonlítási alap a termikusan szórt, a lánggal és a kevert lézersugaras hőforrással újraolvasztott darabok között. A kiválasztott 14 újraolvasztási kísérlet tapasztalatait a következőkben összegezzük:

- az újraolvasztáshoz alkalmazott lézersugaras hőforrás messzemenőig alkalmas a felszórt NiCrBSi réteg újraolvasztására;
- a bevonat újraolvasztásához a szükséges szélesség méretben (0...10 mm × 10...70 mm) beállítható az a fókuszfelület, amelyben az újraolvadás megtörténik;
- a próbatest előmelegítése nagymértékben segíti a réteg újraolvasztását, de a szükségesnél jóval nagyobb újraolvasztási hőbevitel beállítása nincs jó hatással a felület minőségére;
- a korábbi tapasztalatokkal ellentétben a réteg jelentős keménysége ellenére sem keletkeztek repedések;
- az adott próbatest jellemzőit (C45E minőségű acél, 300 mm × 40 mm × 10 mm próbatest méret) és a 450 µm rétegvastagságot figyelembe véve az előmelegítésnek a réteg felületének minőségére nincs különösebben értékelhető szerepe.

2.5. Az újraolvasztott bevonat vizsgálata

2.5.1. Az újraolvasztott bevonat makrokeménysége

Az újraolvasztási kísérletek és a próbatestek kb. 20 °C-ra való lehűlése után minden újraolvasztott sávon ultrahangos keménységmérővel 3-3 mérést végezve és azokat átlagolva ellenőriztük (10. ábra és 11. ábra) a felületi réteg keménységét. A mérések 200 g terhelés mellett MITUTOYO MVK-H1 mikrokeménység-mérő műszerrel történtek. A felvitt bevonat újraolvasztása során a réteg - alapanyag felhígulást nem tapasztaltunk.

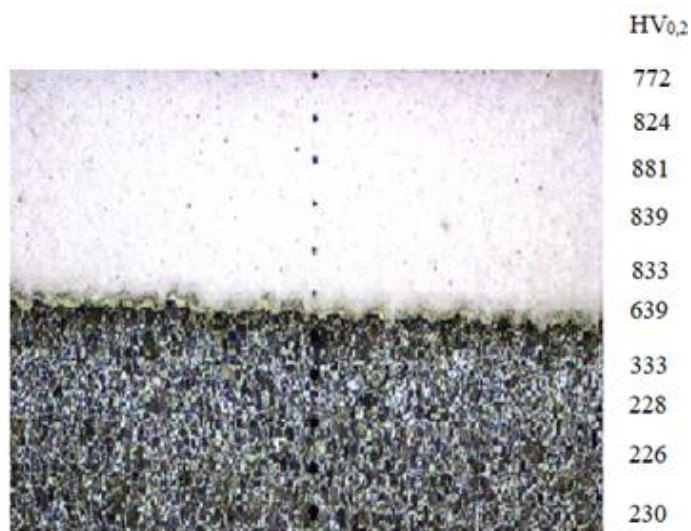


10. ábra. Keménységértékek mérése ultrahangos keménységmérővel.

6. táblázat. A próbatesteken mért makrokeménység értékek

Próbatest olvasztási sáv	Mért keménységi értékek, [HRC]			
	1. mérés	2. mérés	3. mérés	Átlag
No7	61,4	62,2	62,4	62,0

A mért keménységi értékekből messzemenő következtetéseket nem lehet levonni, az viszont megállapítható, hogy a legnagyobb keménységet a 7. próbatesten végzett mérés adta, ennek a felülete volt kimagaslóan egyenletes.

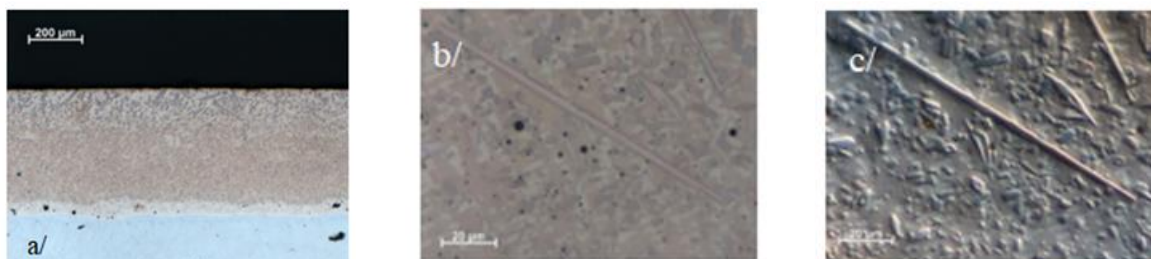


11. ábra. A bevonat – alapanyag mikrokeménység mérési helyei és a mért keménység értékek.

2.5.2. Az újraolvasztott bevonat makrokeménysége

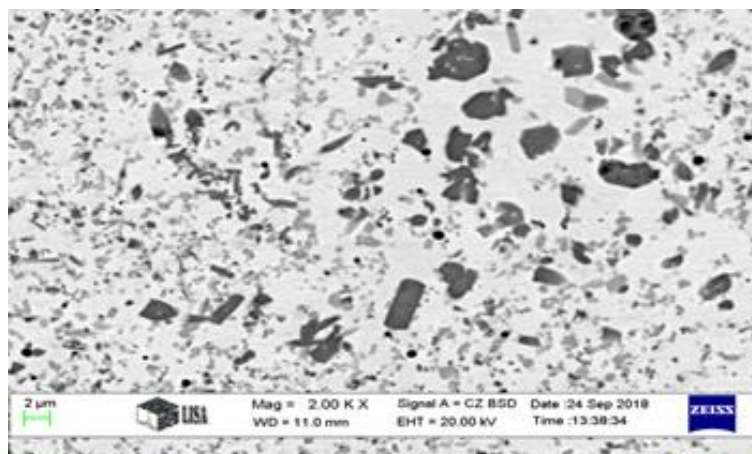
A vizsgált próbadarabokból mintát vettünk, amelyet kétkomponensű hidegen kötő gyantába ágyasztuk. A minták felületét mechanikusan csiszoltuk SiC csiszolópapírral, majd a mintákat políroztuk, 3 µm-es majd 1 µm-es gyémánt pasztával. A felületet először kovással marattuk, amely a réteg

mikroszerkezetét tette láthatóvá (12. ábra). A kovasavat szilikagél vízben történő oldásával készítettük, 50-50 rész szilikagél és víz felhasználásával. A kovasavas maratás előnye, hogy differencia interferencia kontraszt alkalmazásával is tanulmányozhattuk a fázisokat, amely a morfológia megismerésében jelentős segítséget ad. A felvételeket Zeiss AxioImager M1m mikroszkóppal készültek. A mikroszkóp számítógép vezérelt tárgyasztallal működik, amely lehetőséget ad mozaikképek elkészítésére. Ezzel nagyobb terület dokumentálható azonos nagyításban, mind klasszikus felvételekkel.



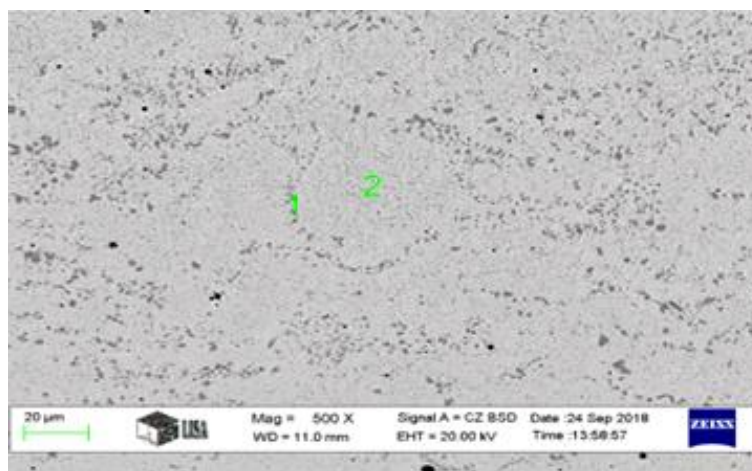
12. ábra. Az újraolvasztott No7 minta rétegéről készült felvételek. A baloldali kép (a/ ábra) a teljes réteget mutatja. A b/ és a c/ ábrák a felszín közeli intermetallikus vegyületeket tartalmazó rétegről készültek. A bal oldali kép világos látótérben, a középső és a jobb oldali képek differencia interferencia kontraszttal készültek.

A 13. ábra 2000 x-es nagyításban mutatja a kemény fázisok jelenlétét, sötétebb szigetek formájában. Az újraolvasztott próbatestek felülete alapján a legjobb minőséget az No7 jelű próbatestnél érték el.



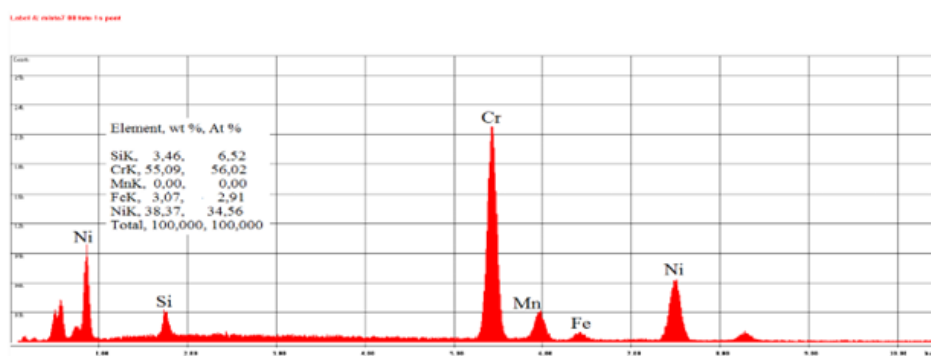
13. ábra. A No7. jelű próbatest újraolvasztott rétege ($N = 2000\times$, marószerszám 4 % HNO_3).

Az No7 jelű próbatest mikroszerkezete a 14. ábrán látható. Az 500x nagyítású képen megfigyelhető a tömör, porozitásmentes réteg. A megfelelő vizsgálódás érdekében a rétegről minden esetben nyolc-nyolc képet készítettünk különböző nagyítások mellett.

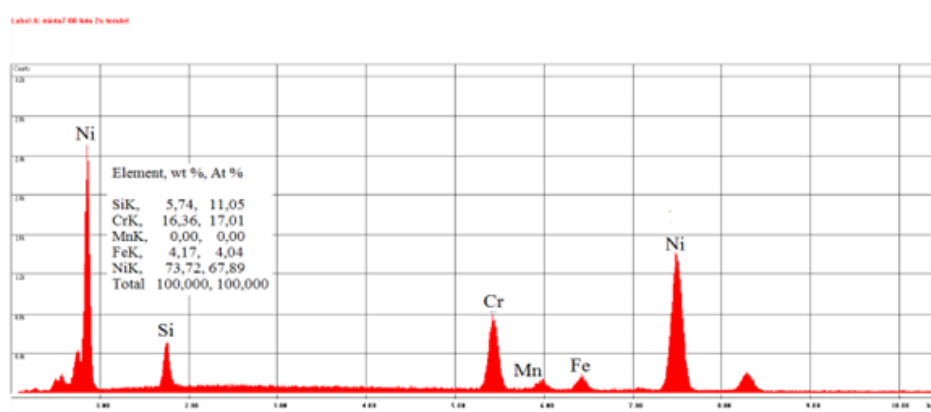


14. ábra. A No7. jelű próbatestről készült felvétel az 1-es és a 2-es pontok kijelölésével (marószert 4 % HNO_3).

A réteg 1-es és 2-es pontokkal megjelölt felületi részén kémiai összetétel vizsgálatokat végeztünk, amelyek eredményei a 15. és a 16 ábrákon láthatók.

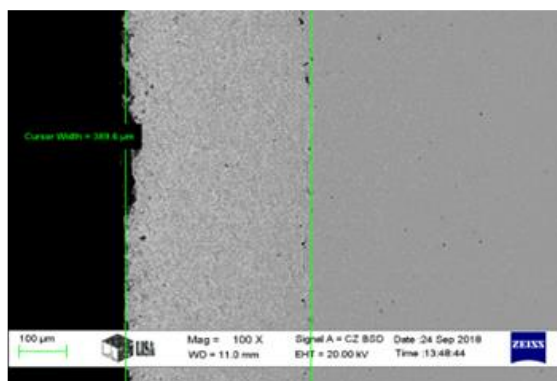


15. ábra. A No7. jelű próbatest 1-es pontjának vegyi összetétele.



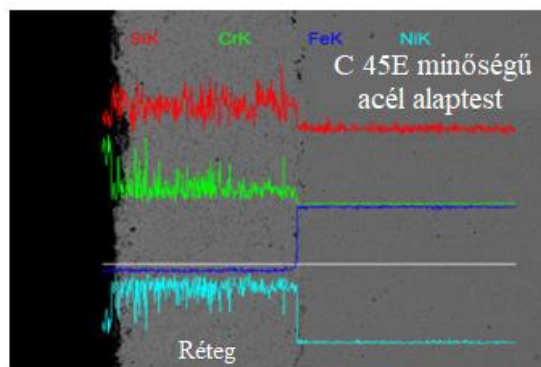
16. ábra. A No7. jelű próbatest 2-es pontjának vegyi összetétele.

A 15. ábrán szemléltetett összetétel szerint a Cr tartalom 16,36%, amely megfelel a kiinduló por összetételének, míg a 2-es pont mérés eredménye 16 ábra) a Ni mátrix fémre utal. A 17. ábrán a No7. jelű próbatest újraolvasztott rétegének vastagság mérési eredménye látható, amelynek az eredménye 398 μm . A nagysebességű szórással felvitt réteg átlagos vastagsága 453 μm , míg az újraolvasztott rétegé 398 μm volt, tehát a művelet közben a rétegvastagság változott, amely a porozitás csökkenésével magyarázható. A 17. ábrán a réteg és az alapanyag átmenet, valamint a termikus szórással készített, majd teljesen újraolvasztott réteg egyaránt látható.



17. ábra. A No7. jelű próbatesten végzett rétegvastagság mérés az újraolvasztott rétegben ($N = 100\times$, marószert 4 %-os HNO_3).

A 18. ábra az No7. jelű próbatest alaptest – újraolvasztott réteg átmenetének az elemzését mutatja. Az átmeneti zónában a korábbihoz hasonlóan mértük a Ni, a Cr, a Si és a Fe tartalmat. Az alaptest és a réteg szinte teljesen elkülönül, nincs felhígulás az újraolvasztott réteg teljesen tiszta.



18. ábra. A No7. jelű próbatest (réteg - alaptest) vonal menti elemzése ($N = 100\times$).

3. Összefoglalás

Ez a tanulmány a NiCrBSi ötvözet rétegek tulajdonságaival foglalkozik, amelyeket egy nagysebességű (HVOF) szórással előállított szórt réteg és egy LMD kevertlézersugaras hőforrással történt újraolvasztás kombinációján alapuló technológiával állítottunk elő. Az eredmények azt mutatják, hogy a helyszíni lézers újrafeldolgozás dendrites mikroszerkezet kialakulását indukálja, amely jelentősen csökkenti a szórt bevonat porozitását. Lézers kezelés után fázisátalakulás nem figyelhető

meg. A NiCrBSi nagysebességű termikus szórással felvitt bevonat kevert lézersugaras módszerrel való újraolvasztása lehetővé tette a homogén, porozitásmentes metallurgiai kötésű réteg kialakítását. A 300 mm hosszú próbatestek teljes hosszában a bevonat újraolvasztása nem okozott deformációt és az alaptest hőmérséklete sem emelkedett 300 °C fölé.

Irodalom

- [1] J. L. Pawlowski, „Thick Laser Coatings: A Review,” *J. Therm. Spray Technol.*, vol. 8, no. ., pp. 279–295, doi: 10.1361/105996399770350502 1999.
- [2] J. Mateos, J.M. Cuetos, R. Vijande, and E. Fernandez, „Tribological Properties of Plasma Sprayed and Laser Remelted 75/25 Cr₃C₂/NiCr Coatings,” *Tribol. Int.*, vol. 34, no. 5, pp. 345–351, doi: 10.1016/S0301-679X(01)00023-8 2001.
- [3] A. Lanin, I. Fedik, *Thermal Stress Resistance of Materials*, Springer Berlin, Heidelberg, 20 March 2008, doi: 10.1007/978-3-540-71400-2.
- [4] S. Sasaki, „Tribological Properties of Coating Films Synthesised by Laser Assisted Plasma Spraying,” *Surf. Eng.*, vol. 13, no. 3, pp. 238–242, 1997, doi: 10.1179/sur.1997.13.3.238.
- [5] G. Antou, G. Montavon, F. Hlawka, A. Cornet, and C. Coddet, „Microstructures of Partially Stabilized Zirconia Manufactured Hybrid Plasma Spray Process,” *Ceram. Int.*, vol. 31, no. 4, pp. 611–619, doi: 10.1016/j.ceramint.2004.08.001 2005.
- [6] J. M. Miguel, J. M. Guilemany, and S. Vizcaino, „Tribological Study of NiCrBSi Coating Obtained by Different Processes,” *Tribol. Int.*, vol. 36, no. 3, pp. 181–187, 2003, doi: 10.1016/S0301-679X(02)00144-5.
- [7] *Alloy Phase Diagrams, Vol 3*, ASM Handbook, ASM International, 1992.
- [8] N. Serres, F. Hlawka, S. Costil, C. Langlade, F. Machi, and A. Cornet, „Dry Coatings and Ecodesign. Part 2. Tribological Performances,” *Surf. Coat. Technol.*, vol. 204, no. 1-2, pp. 197–204, 2009, doi: 10.1016/j.surfcoat.2009.07.011.
- [9] W. Kurz, C. Bezençon, and M. Gäumann, „Columnar to equiaxed transition in solidification processing,” *Scie. Techn. Adv. Mater.*, vol. 2, no. 1, pp. 185–191, March 2001, doi: 10.1016/S1468-6996(01)00047-X.
- [10] N. Serres, F. Hlawka, S. Costil, C. Langlade, and F. Machi, „Microstructure of Metallic NiCrBSi Coatings manufactured via Hybrid Plasma Spray and In Situ Laser Remelting Process,” *J. Therm. Spray Technol.*, vol. 20, no. 1–2, pp. 336–343, 2011, doi: 10.1007/s11666-010-9565-1.
- [11] A. Knitsch, A. Luft, T. Gross, and D. Ristau, „Diode laser modules of highest brilliance for materials processing,” in *Proceedings of SPIE - The International Society for Optical Engineering*, May 2002, doi: 10.1117/12.467954.
- [12] N. Timms, B. Bryden, and I., „Pashby High power diode laser cladding,” *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 138, no. 1, pp. 411–416, July 2003, doi: 10.1016/S0924-0136(03)00109-2.
- [13] H. Fritsche, F. Ferrario, R. Koch, and B. Kruschke, „Direct diode lasers and their advantages for materials processing and other applications,” in *Proceedings of SPIE – The International Society for Optical Engineering*, March 2015, Art. no. 9356, doi: 10.1117/12.2080208.
- [14] *Nemesíthető acélok. 2. rész: Ötvözetlen acélok műszaki szállítási feltételei*, MSZ EN 10083-2, 2006.
- [15] *Geometrical product specifications (GPS) – Surface texture: Profile – Terms, definitions and surface texture parameters*, ISO 21920-2, 2021.

EFFECT OF PULSE MODE ON WELD NUGGET SIZE IN RESISTANCE SPOT WELDING FROM MARTENSITIC AND DUAL-PHASE STEEL SHEETS

Sahm Alden Abd Al Al

Technical assistant, University of Miskolc, Institute of Materials Science and Technology,
Department of Mechanical Technology

3515 Miskolc, Miskolc-Egyetemváros, e-mail: sahm.alden@uni-miskolc.hu

Ákos Meilinger

Associate Professor, University of Miskolc, Institute of Materials Science and Technology,
Department of Mechanical Technology

3515 Miskolc, Miskolc-Egyetemváros, e-mail: akos.meilinger@uni-miskolc.hu

Abstract

Throughout the process of reviewing studies on how resistance spot welding parameters influence mechanical properties, many references were examined—particularly those conducted under conditions similar to the present work, namely welding 1 mm advanced high-strength steel using comparable welding schedules. The literature shows conflicting views regarding the effect of single-pulse versus double-pulse welding on nugget size. Some studies report that using two identical pulses increases the weld nugget size, while others conclude that the second pulse has no significant influence. To clarify this discrepancy, the current study investigates 1 mm high-strength steel (DP1000, MS1200, MS1400) and evaluates the effect of double-pulse resistance spot welding on nugget size using a sectioning method producing consistent, symmetric cross-sections. The results indicate that the double-pulse process does not alter the nugget size compared with single-pulse welding.

Keywords: resistance spot welding (RSW); weld nugget size; martensitic steel; dual-phase steel.

Absztrakt

Az ellenállás-ponthegesztési paraméterek mechanikai tulajdonságokra gyakorolt hatását vizsgáló tanulmányok áttekintése során számos cikket elemeztünk, különösen olyanokat, amelyeket a jelen munkához hasonló körülmények között végeztek, vagyis 1 mm vastag, nagyszilárdságú acél hegesztésével és összehasonlítható hegesztési ciklusok alkalmazásával. A szakirodalom ellentmondó véleményeket közöl az egy impulzusú és a kétimpulzusú hegesztés hatásáról a heglencse méretére. Néhány tanulmány szerint két azonos impulzus növeli a heglencse méretét, míg mások szerint a második impulzusnak nincs jelentős hatása. Ezen ellentmondás tisztázására a jelen tanulmány 1 mm vastag nagyszilárdságú acélokat (DP1000, MS1200, MS1400) vizsgál, és értékeli a kétimpulzussal végzett ellenállás-ponthegesztés hatását a heglencse méretére egy olyan előkészítési módszerrel, amely következetesen szimmetrikus keresztmetszetet biztosít. Az eredmények azt mutatják, hogy a kétimpulzusos technológia nem változtatja meg a heglencse méretét az egyimpulzusú hegesztéshez képest.

Kulcsszavak: ellenállás-ponthegesztés; heglencse méret; martenzites acél; kettős-fázisú acél.

1. Introduction

The growing demand for more fuel-efficient vehicles to reduce energy consumption and air pollution is a persistent challenge for the automotive industry. Series of lightweight metallic materials, e.g., aluminium alloys, advanced high-strength steels, are more popular and attractive to reinforce the component strength and improve the crashworthiness of vehicle body [1]. Resistance spot welding is widely applied in automotive body production and is also suitable for joining dissimilar aluminium/steel sheet combinations used in lightweight structures [2]. The application of high-strength and advanced high-strength steels in transportation sectors enables significant structural weight reduction while maintaining or even improving crashworthiness and load bearing capacity [3]. Figure 1. shows a schematic drawing for different grades of steel used in the Volvo XC90 body structure, as an example.

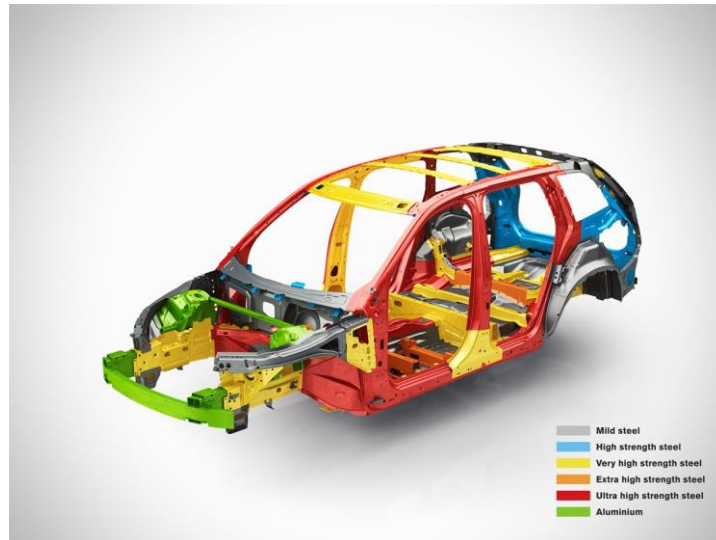


Figure 1. Body in white (BIW) coloured schematic of Volvo XC90 [4].

Resistance spot welding and mechanical clinching are both widely used for joining automotive body components and can be applied to aluminium/steel hybrid sheet combinations. Meilinger et al. [5] highlighted that joint design and joining technology strongly influence the endurance limit of multi-material sheet structures, emphasizing the importance of optimizing resistance spot welding parameters for lightweight vehicle applications.

In double-pulse resistance spot welding, the formation of a weld nugget during the first pulse significantly reduces the sheet–sheet contact resistance, which in turn lowers the heat generation and limits additional nugget growth during the second pulse compared with the initial heating stage. The electrical and contact resistance are higher in thinner sheets and lower in thicker sheets, dissimilar-thickness stacks exhibit an asymmetric resistivity evolution during the first pulse, so that part of the faying interface is already over-tempered while other regions remain relatively cold, which strongly modifies local heat generation and limits the additional nugget growth achievable during the second pulse. In double-pulse resistance spot welding of different steel grades, the higher intrinsic electrical resistivity of advanced high-strength steels compared with conventional mild or high-strength low-alloy (HSLA) steels leads to a steeper dynamic resistance drop during the first pulse, so that a larger

fraction of the required heat input and nugget formation occurs before the second pulse, which then acts mainly as a tempering or modest growth stage rather than as a primary melting pulse.

Single- pulse RSW typically produces one fusion zone whose diameter increases with current and time until expulsion or indentation limits are reached. Double- pulse schedules split the heat input into two stages: a first pulse that creates or almost creates a nugget, and a second pulse that reheats and can grow or reshape this nugget depending on current, time, and cooling interval [6][7]. Soomro et al. demonstrated that applying a double-pulse resistance spot welding schedule to DP590 advanced high-strength steel with a 1.8 mm thickness significantly increases peak load and energy absorption compared with a conventional single-pulse weld, due to simultaneous enlargement of the fusion zone and tempering of martensite in the weld and subcritical HAZ [6]. The study showed that double pulse welding can enlarge the fusion zone (weld nugget) compared to single pulse welding. The double pulse scheme resulted in better weldability and enhanced weld nugget size, improving mechanical performance due to increased heat input and tempering effects in the weld zone. It was found that after formation of the initial weld nugget, increasing the second pulse current and time increases the heat input, which results in enhanced FZ size [6]. In DP590 1.8 mm thickness steel the second pulse creates a tempered microstructure, which improves weld toughness without significantly increasing hardness, thus enhancing strength and failure energy [6][8]. Optimization of double-pulse resistance spot welding of 1.4 mm thick 22MnB5 steel shows that higher second-pulse current can form a second nugget within the first, increasing the effective pull-out diameter. Compared to single-pulse welding, double-pulse welding improves cross-tension strength due to multiple nuggets of varying sizes and microstructural modifications [9]. Mechanical behavior and failure mechanism of resistance spot welded DP1000 1.5 mm thickness steel – double- pulse versus single- pulse welds of DP1000; reports that double- pulse welding refines fusion- zone microstructure, alters nugget hardness distribution and improves cross- tension strength, with discussion of effective pull- out diameter [10]. For DP1000 1.5 mm thickness AHSS, single- and double-pulse welds have similar nugget sizes, but double-pulse joints show larger fracture areas and improved failure behavior due to altered hardness gradients and softened zones [10]. Some literature notes that the second pulse in double pulse welding may have a negligible effect on nugget size at very high welding currents, with mainly microstructural tempering occurring rather than significant size increase [11]. EftekhariMilani et al. show primary weld nugget sizes of about 5.1 mm for both single- and double- pulse conditions, then discuss how the second pulse alters hardness distribution and annealed zone rather than significantly changing nugget diameter [12]. In many AHSS studies, an appropriately chosen second pulse either increases the nugget diameter slightly or maintains a similar diameter while modifying microstructure and toughness [12].

The effects of double-pulse resistance spot welding on 1.2 mm thick DP980 steel were studied. Experimental results show that the nugget size for double-pulse RSW is larger than that for single-pulse welding under comparable conditions, with the first pulse lasting 60 milliseconds and the second pulse lasting 250 milliseconds [13]. Finite-element analysis and experiments show that in the 1.3 mm AHSS a second pulse slightly increases nugget size, but the growth is limited due to reduced contact resistance after the first weld, assuming identical welding parameters for single and double pulses. [8]. For some steels and parameter ranges, a higher- current second pulse clearly enlarges the nugget relative to a single- pulse weld of similar total weld time or energy. In Q&P 980 1.8 mm thickness steel increasing the secondary current in double- pulse RSW produces larger weld nuggets and improved tensile- shear strength and ductility compared with single- pulse welds [14]. A study on dissimilar thickness ultra-high strength MS1500 and mild DD11 steels reports that an optimized

double-pulse strategy increased nugget diameter by about 6–7% compared with single-pulse welding at similar nominal conditions [15]. Single-pulse and double-pulse resistance spot welding can produce similar, larger, or effectively larger nugget diameters depending on how the second pulse is designed and on the steel grade and thickness [9][14]. In this research, single- and double-pulse welds are produced on DP1000, MS1200, and MS1400 steels with controlled nugget diameters; macro-measured nugget size distributions are compared to show that differences in behavior arise despite statistically similar nugget diameters [16].

2. Methodology

Dual-phase and martensitic steels as SSAB Docol DP1000 and martensitic steel (MS1200, MS1400) with 1 mm thickness were used as a base metal in our study of resistance spot welding joints with different base metal mechanical properties. The mechanical properties are provided in Table 1. based on the manufacturer material certificates. Figure 2. shows the schematic drawing of RSW samples geometry.

Table 1. The mechanical properties of the Docol steel

Grade	Yield strength $R_{p0.2}$ [MPa]	Tensile strength R_m [MPa]	Elongation A_8 [%]	Hardness HV10 [-]
DP1000	6.8	330	287	451
MS1200	6.9	414	306	453
MS1400	6.9	485	330	500

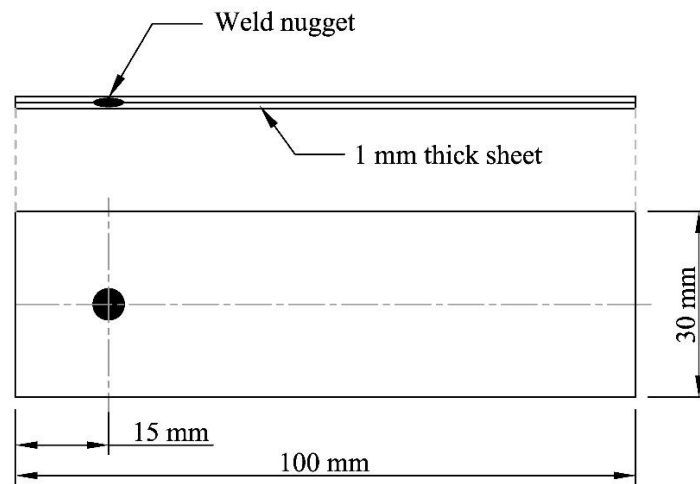


Figure 2. RSW sample geometry schematic drawing.

RSW was carried out using a TECNA 8007 spot and projection 50/60 Hz welders, 80 kVA single-phase AC press controlled by TE550 microprocessor-based welding control unit. Two opposite copper chromium zirconium electrodes were used with a 5 mm tip diameter moving perpendicular to the

sheets by a pneumatic cylinder. Figure 3. shows RSW electrode geometry. Two welding modes were employed in this study: single-pulse and double-pulse welding. Both modes were conducted using the same technological parameters to ensure proper comparability. The welding process includes four stages: squeezing, welding, holding, and cooling. The parameters used in both experiments and simulations are listed in Table 2.

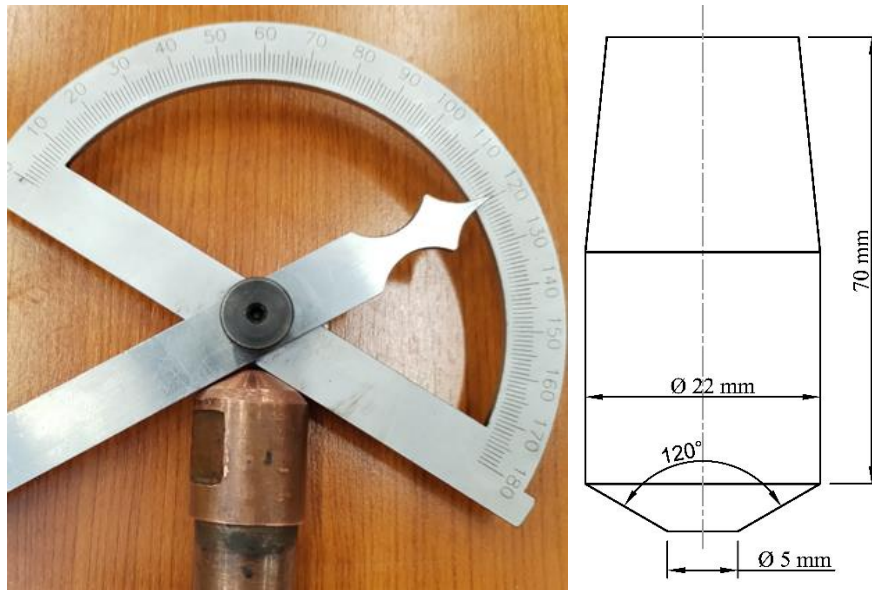


Figure 3. RSW electrode geometry: Turned cut angle (left) and 2D side view (right).

Table 2. The mechanical properties of the Docol steel

Welding technology	Weld current [kA]	Welding time [ms]	Pause time [ms]	Welding force [kN]
Single-pulse	6.8	280	N/A	3
Double-pulse	6.8	280	100	3

To ensure consistent weld dimensions in all trials, the electrodes were dressed before each welding operation. A manual electrode dresser with standardized dressing dimensions was used, producing a 5 mm electrode tip diameter and 120° turned cut angle. The device simultaneously dressed both electrodes, ensuring uniform geometry for every weld. Figure 4. shows the RSW electrode dresser.

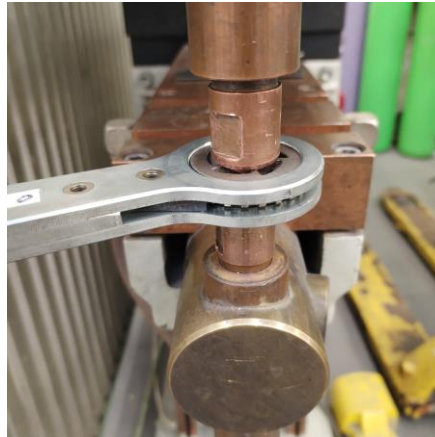


Figure 4. RSW electrode dresser.

Achieving a consistent cross-sectional area for multiple RSW specimens is not always straightforward, as variations in grinding and polishing rates can result in different material removal levels between samples. To eliminate any discrepancies in the amount of removed material among the resistance spot welding specimens, a unified procedure for cutting, grinding, and polishing was implemented.

All samples were welded using a precise and rigid fixture template to ensure that the weld location remained identical across all specimens. The sheets intended for welding were firmly clamped in this fixture to prevent any movement caused by the applied force or vibration during welding. Figure 5. illustrates the positioning of the samples to be welded in the template, where the reference line corresponds to the unified edge of all samples to ensure that the weld is applied at the exact same location. Figure 5. also shows how the sample is jugged and confined in RSW template to prevent any movement or displacement during welding.

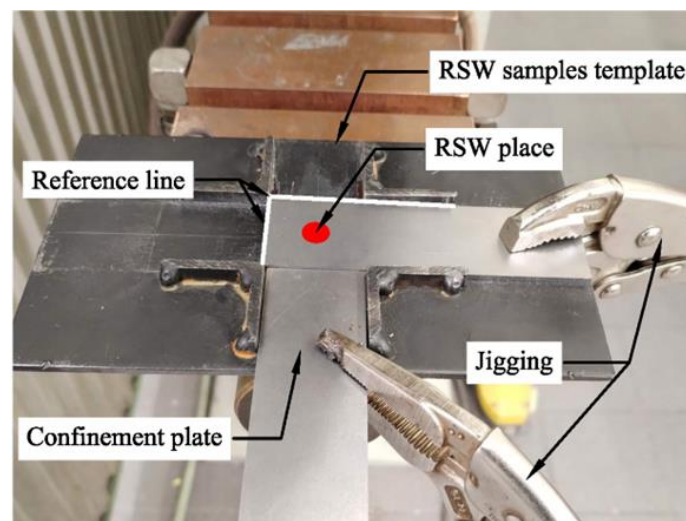


Figure 5. RSW samples template.

The welded specimens were carefully stacked with all edges aligned at the same level. The base metal sheets were originally laser-cut to guarantee dimensional accuracy, ensuring perfect alignment when stacked. To maintain this alignment during the cutting, grinding, and polishing processes, the stacked specimens were welded together by cold metal transfer technology at their aligned surfaces. This prevented any distortion that could compromise the precise overlap of the specimens, which would otherwise result in variations in weld locations and ultimately produce inconsistent cross-sectional areas across the samples.

After preparing the specimens as a single consolidated unit, they were sectioned, grinded, and polished together as one piece to reveal base metal, HAZ, and fusion zone (nugget). The cross-sectioning process was carried out using a band saw. The grinding process is carried out with an abrasive paper of P120, P400, P1000 and P1500 grit grades respectively. The samples were polished with a rotary pad polisher using distilled water and high-performance diamond DP-Stick P materialographic-polishing material. The polished samples were etched with nitric acid and alcohol solution (Nital) in rate of 2.5 vol.% HNO_3 + 97.5 vol.% ethanol respectively. Figure 6. shows a single consolidated unit sample after polishing.

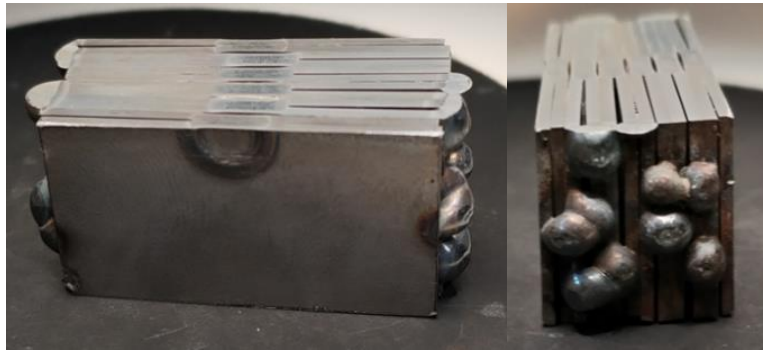


Figure 6. Single consolidated unit sample after polishing.

Etched samples were evaluated through optical macroscopic inspection using a Zeiss Stemi stereo microscope to compare the weld nugget diameters produced by single-pulse and double-pulse resistance spot welding. Nugget diameter is then measured on the macrograph with an optical microscope software as the widest fused region at the faying interface. Figure 7., Figure 8., and Figure 9. illustrate the comparative weld nugget sizes produced by single-pulse and double-pulse resistance spot welding.

3. Results and discussion

Macrostructure examination results showed that the weld nugget diameters for both single-pulse and double-pulse welding were nearly identical under the welding parameters listed in Table 2. for DP1000, MS1200, and MS1400 steels. Only very minor variations were observed between the different steel types, which can be attributed to differences in their mechanical and electrical properties. Figure 7., Figure 8., and Figure 9. shows the similarity of the weld nugget in single and double pulse RSW in the investigated steels.

As noted in the introduction, several references report that pulse welding increases nugget diameter, whereas others state that double-pulse RSW has no influence on nugget size. These studies, however, generally used identical welding parameters for both single-pulse and double-pulse

conditions. It should also be highlighted that some investigations have demonstrated an increase in nugget diameter when the second pulse is applied with a higher current, longer weld time, or both.

The similarity in nugget size observed in the present study between single-pulse and double-pulse welding is therefore a direct result of applying identical welding parameters to 1 mm advanced high-strength steel. At this stage, these findings should not be generalized to all steel grades, thicknesses, or welding parameters. The change in electrical properties caused by the first pulse varies depending on testing conditions such as sheet thickness, steel type, and welding parameters, and this will influence how the second pulse affects nugget size.

There is no doubt that the second pulse influences the mechanical and microstructural characteristics of the weld nugget due to the additional heating and cooling cycle. These effects may be beneficial or undesirable; thus, increasing nugget size at the expense of degraded mechanical properties would offer no advantage. For this reason, any double-pulse welding program aimed at enlarging the nugget—through increased current, weld time, or both in the second pulse—must carefully consider the resulting microstructural and mechanical changes.

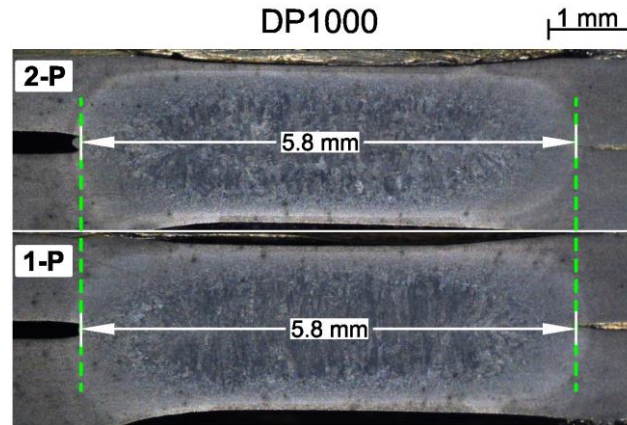


Figure 7. Weld nugget macrostructure cross-section of DP1000 steel.

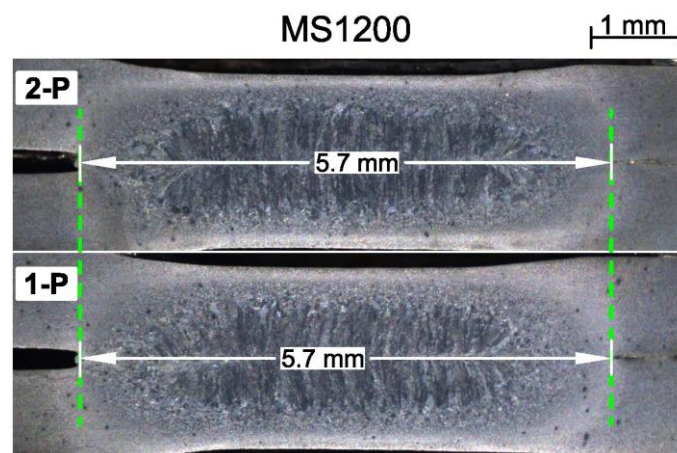


Figure 8. Weld nugget macrostructure cross-section of MS1200 steel.

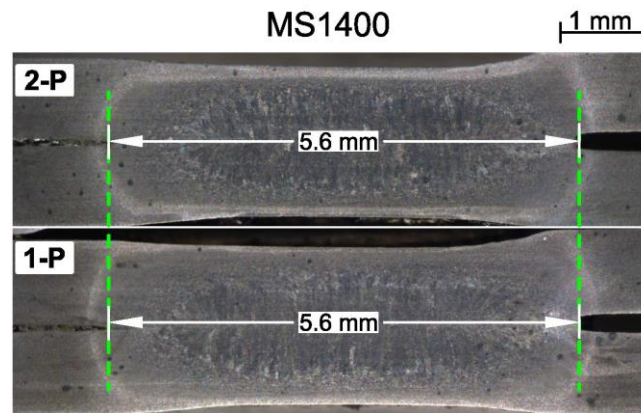


Figure 9. Weld nugget macrostructure cross-section of MS1400 steel.

4. Conclusion

This work evaluated the influence of single-pulse and double-pulse resistance spot welding on weld nugget diameter in dual-phase and martensitic (DP1000, MS1200, MS1400) steels of 1 mm thickness under identical welding parameters. The results demonstrate that, when the second pulse is applied with the same current and weld time as the first pulse, double-pulse welding does not increase the nugget diameter. According to the literature, this behavior is attributed to a combination of complex factors including base metal properties, sheet thickness, and the selected welding parameters. In the present study, the similarity in nugget size is specifically linked to the reduction in interface resistivity after completion of the first pulse, which limits additional heat generation under the applied welding conditions.

Although geometric similarity was observed, the additional thermal cycle introduced by the second pulse is expected to affect the microstructural and mechanical properties of the weld. These changes may be advantageous or detrimental depending on the application and must be considered when designing double-pulse welding schedules aimed at enhancing weld performance.

The conclusions of this study are specific to the parameters and materials investigated. Future work should expand the analysis to include hardness mapping, microstructural characterization, mechanical testing, failure mode evaluation, and the systematic study of pulse combinations with varied currents and weld times to fully understand the capabilities and limits of double-pulse RSW.

References

- [1] J. Kovács and J. Lukács, "Investigation of the possibility for compensating the HAZ softening of AA7075-T6," *Period. Polytech. Mech. Eng.*, vol. 66, no. 3, pp. 207–212, 2022, doi: 10.3311/PPme.19033.
- [2] M. F. Cserépi and Á. Meilinger, "The effect of RSW technological parameters to the properties of aluminium/steel hybrid joints," *Multidiszciplin. Tudományok*, vol. 14, no. 3, pp. 202–210, 2024, doi: 10.35925/j.multi.2024.3.18.
- [3] I. Borhy and M. Gáspár, "Behaviour of resistance spot welded thermomechanically rolled high strength steel under tensile shear and cross-tension loads," *Weld. World.*, Early Access, 2025, doi: 10.1007/s40194-025-02069-4.

- [4] Volvo Cars, "Volvo XC90 body structure," *Volvo Media Website*. [Online]. Available: <https://www.media.volvocars.com/global/en-gb/media/photos/148215/volvo-xc90-body-structure>. Accessed: Dec. 11, 2025.
- [5] Á. Meilinger, P. Z. Kovács, and J. Lukács, "High-cycle fatigue characteristics of aluminum/steel clinched and resistance-spot-welded joints based on failure modes," *Metals*, vol. 14, no. 12, p. 1375, 2024, doi: 10.3390/met14121375.
- [6] I. A. Soomro, S. R. Pedapati, and M. Awang, "Double pulse resistance spot welding of dual phase steel: Parametric study on microstructure, failure mode and low dynamic tensile shear properties," *Materials*, vol. 14, no. 4, p. 802, 2021, doi: 10.3390/ma14040802.
- [7] I. A. Soomro, S. R. Pedapati, and M. Awang, "Optimization of postweld tempering pulse parameters for maximum load bearing and failure energy absorption in dual phase (DP590) steel resistance spot welds," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 803, p. 140713, 2021, doi: 10.1016/j.msea.2020.140713.
- [8] P. Eftekharimilani, H. Gao, R. M. Huizenga, E. M. van der Aa, M. Amirthalingam, I. Richardson, and M. Hermans, "Residual stress measurements and model validation of single and double pulse resistance spot welded advanced high strength steel," *Mathematical Modelling of Weld Phenomena*, vol. 12, pp. 401–415, 2018.
- [9] Y. Zhang, C. Fu, R. Yi, and J. Ju, "Optimization of double-pulse process in resistance spot welding of hot stamped steel sheet," *ISIJ Int.*, vol. 60, no. 6, pp. 1284–1290, 2020.
- [10] A. Chabok, E. Van der Aa, J. Th. M. De Hosson, and Y. T. Pei, "Mechanical behavior and failure mechanism of resistance spot welded DP1000 dual phase steel," *Mater. Des.*, vol. 124, pp. 171–182, 2017, doi: 10.1016/j.matdes.2017.03.070.
- [11] Y. Wei, J. Ren, and D. Li, "Double pulse process of resistance spot welding of ferritic/martensitic dissimilar stainless steels," *Steel Res. Int.*, 2025, Art. no. 2500230, doi: 10.1002/srin.202500230.
- [12] P. Eftekharimilani, E. M. Van Der Aa, M. J. M. Hermans, and I. M. Richardson, "Microstructural characterisation of double pulse resistance spot welded advanced high strength steel," *Sci. Technol. Weldi. Join.*, vol. 22, no. 7, pp. 545–554, 2017, doi: 10.1080/13621718.2016.1274848.
- [13] H. T. Lee and Y. C. Chang, "Effects of double pulse resistance spot welding on DP980 dual phase steel," *J. Chin. Soc. Mech. Eng.*, vol. 42, no. 3, pp. 235–244, 2021.
- [14] X. D. Liu, Y. B. Xu, R. D. K. Misra, F. Peng, Y. Wang, and Y. B. Du, "Mechanical properties in double pulse resistance spot welding of Q&P 980 steel," *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 263, pp. 186–197, 2019, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2018.08.018.
- [15] M. O. Görtan, "Effect of double-pulse strategy on the expulsion formation and peak loads during resistance spot welding of dissimilar thickness ultra-high strength MS1500 and mild DD11 steels," *Hittite J. Sci. Eng.*, vol. 12, no. 1, pp. 51–58, 2025, doi: 10.17350/HJSE19030000351.
- [16] A. Chabok, "Resistance spot welding of advanced high strength steels," *Science and Technology of Welding and Joining*, vol. 23, pp. 649–658, 2018,

WELD NUGGET SIZE IN SINGLE- AND DOUBLE-PULSE RSW OF AISI 321 STAINLESS STEEL AND ZINC-COATED MILD STEEL

Sahm Alden Abd Al Al

Technical assistant, University of Miskolc, Institute of Materials Science and Technology,
Department of Mechanical Technology

3515 Miskolc, Miskolc-Egyetemváros, e-mail: sahm.alden@uni-miskolc.hu

Abstract

The aim of this research work is to review and experimentally evaluate the weld nugget size in single- and double-pulse resistance spot welding (RSW) of Zn-coated mild steel and AISI 321 stainless steel. The literature reports contrasting interpretations regarding the effectiveness of the second pulse, with coated steels often showing enhanced nugget growth due to coating-controlled resistivity, while stainless steels exhibit minimal second-pulse influence once resistivity stabilizes after initial heating. To clarify these discrepancies, controlled welding schedules and a consistent metallographic sectioning method were applied to 2-mm Zn-coated mild steel and stainless steel. Results show pronounced second-pulse growth in Zn-coated steel, driven by removal and redistribution of the high-resistivity Zn layer during the first pulse, whereas stainless-steel nuggets increase only modestly. Overall, the findings demonstrate that double-pulse RSW effectiveness is primarily governed by welding parameters, material and coating behavior, and that once interface resistivity is reduced, the second pulse contributes only limited additional nugget expansion.

Keywords: resistance spot welding (RSW); weld nugget size; Zn-coated mild steel; AISI 321 steel.

Absztrakt

A kutatás célja az egy- és kétimpulzusú ellenállás-ponthegesztés (RSW) heglencseméretére gyakorolt hatásának értékelése és elemzése horganyzott lágyacél és AISI 321 ausztenites rozsdamentes acél esetén. A szakirodalomban ellentmondó értelmezések találhatók a második impulzus hatékonyságával kapcsolatban: a bevonatos acéloknál gyakran fokozott lencsenövekedést figyeltek meg a bevonat által meghatározott fajlagos ellenállás miatt, míg a rozsdamentes acéloknál az első impulzus okozta felmelegedést követően a második impulzus hatása általában csekély. A különbözőségek tisztázása érdekében kontrollált hegesztési programokat és egységes metallográfiai csiszolatkészítési módszert alkalmaztam 2 mm vastag Zn-bevonatú lágyacélon és rozsdamentes acélon. Az eredmények jelentős második impulzus okozta lencsenövekedést mutatnak a horganyzott acél esetében, amelyet az első impulzus során bekövetkező, nagy fajlagos ellenállású horganyréteg eltávolítása és átrendeződése idéz elő. Ezzel szemben a rozsdamentes acélnál a heglencse csak mérsékelten növekszik. Összességében a vizsgálat azt mutatja, hogy a kétimpulzusú RSW hatékonyságát elsősorban a hegesztési paraméterek, valamint az anyag- és bevonatviselkedés határozzák meg, és miután az érintkezési ellenállás lecsökken, a második impulzus már csak korlátozott mértékben járul hozzá a további lencsenövekedéshez.

Kulcsszavak: ellenállás-ponthegesztés (RSW), heglencse méret, horganyzott acél, AISI 321 acél

1. Introduction

The growing demand for more fuel-efficient vehicles to reduce energy consumption and air pollution is a persistent challenge for the automotive industry. Series of lightweight metallic materials, e.g., aluminum alloys and advanced high-strength steels, are more popular and attractive to reinforce the component strength and improve the crashworthiness of vehicle body [1]. Resistance spot welding is widely applied in automotive body production and is also suitable for joining dissimilar aluminum/steel sheet combinations used in lightweight structures [2]. The application of high-strength and advanced high-strength steels in transportation sectors enables significant structural weight reduction while maintaining or even improving crashworthiness and load bearing capacity [3]. Figure 1. shows a schematic drawing for different grades of steel used in the Volvo XC90 body structure, as an example.

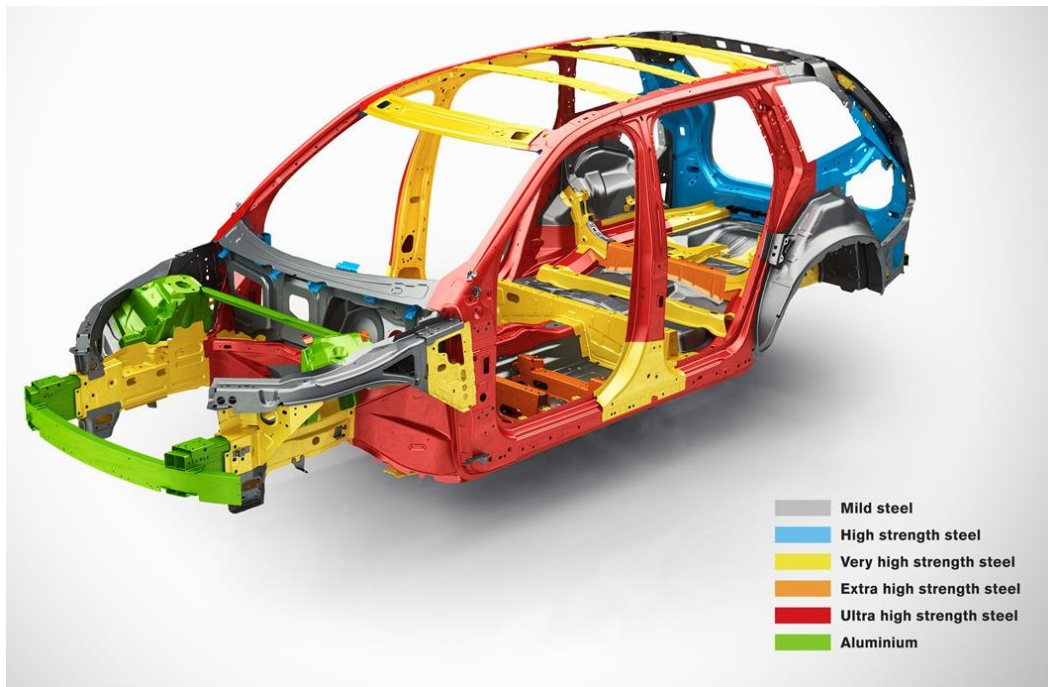


Figure 1. Body in white (BIW) colored schematic of Volvo XC90 [4].

Resistance spot welding and mechanical clinching are both widely used for joining automotive body components and can be applied to aluminum/steel hybrid sheet combinations. Meilinger et al. highlighted that joint design and joining technology strongly influence the endurance limit of multi-material sheet structures, emphasizing the importance of optimizing resistance spot welding parameters for lightweight vehicle applications [5].

In double-pulse resistance spot welding, the formation of a weld nugget during the first pulse significantly reduces the sheet-sheet contact resistance, which in turn lowers the heat generation and limits additional nugget growth during the second pulse compared with the initial heating stage. The electrical and contact resistance are higher in thinner sheets and lower in thicker sheets, dissimilar-thickness stacks exhibit an asymmetric resistivity evolution during the first pulse, so that part of the

faying interface is already over-tempered while other regions remain relatively cold, which strongly modifies local heat generation and limits the additional nugget growth achievable during the second pulse. In double-pulse resistance spot welding of different steel grades, the higher intrinsic electrical resistivity of advanced high-strength steels compared with conventional mild or high-strength low-alloy (HSLA) steels leads to a steeper dynamic resistance drop during the first pulse, so that a larger fraction of the required heat input and nugget formation occurs before the second pulse, which then acts mainly as a tempering or modest growth stage rather than as a primary melting pulse. Single-pulse RSW typically produces one weld nugget whose diameter increases with current and time until expulsion or indentation limits are reached. Double-pulse schedules split the heat input into two stages: a first pulse that creates or almost creates a nugget, and a second pulse that reheats and can grow or reshape the first nugget depending on current, time, and cooling interval [6], [7].

Nugget geometry in resistance spot welding is governed primarily by material properties such as resistivity and thermal conductivity, as well as welding parameters including current, time, and pulse schedule. The nugget geometry in 1.6 mm 316L stainless steel RSW is governed primarily by the combined effects of welding current and weld time. Increasing current elevates current density and Joule heat generation at both the bulk material and interfaces, producing larger nugget diameters and deeper penetration until expulsion limits are reached [8]. A study examined 1.5 mm AISI 304 (austenitic) and 1.5 mm AISI 430 (ferritic) sheets and shows that the ferritic side develops a smaller weld nugget due to its lower resistivity and higher thermal conductivity. As welding current increases, the weld nugget diameter on the AISI 430 side grows steadily. Both peak load and failure energy scale nearly linearly with nugget size, increasing by roughly 1.6 kN and 8 J, respectively, for each additional millimeter of weld nugget diameter [9]. For 1.2 mm AISI 430 ferritic stainless steel, nugget size and mechanical behavior are dictated almost entirely by weld current (heat input) [10]. In 1.5 mm AISI 420 martensitic stainless steel, longer weld times raise heat input and expand nugget size until a saturation point is reached due to radial heat losses or expulsion. Peak load and failure energy also increase with welding current, reflecting the larger weld nugget and improved resistance to nugget rotation [11]. In 0.5 mm SS420 steel, the second pulse used as a post-heat stage increases nugget diameter with rising post-heat current, reaching about 2.05 mm at 2.1 kA for 4- and 7-cycle conditions. Post-heating is essential for moderating hardness and improving ductility; without it, welds remain brittle despite achieving acceptable nugget size [12]. Welding current, weld time, and pulse schedule control nugget diameter and shear strength in 1 mm AISI 316 RSW, with current being the dominant factor. Additional pulses increase nugget size and shear load through repeated remelting, with three pulses giving the largest nuggets and highest strength, though optimal ranges depend on their interaction with weld time and current [13].

Due to lower resistivity and higher thermal conductivity, galvanized low-carbon steel forms smaller nuggets than stainless steel in dissimilar RSW, with the stainless side showing deeper penetration; the galvanized side often controls joint strength [14]. Nugget formation in coated steels occurs in stages driven by thermal expansion and melting of the coating and substrate. Zn layers increase the minimum welding current and narrow the process window by raising contact resistance during early heating. They also accelerate apparent nugget growth at short weld times by altering current distribution before full nugget development [15]. At the same current and time, galvanized steels form smaller, thinner nuggets than uncoated sheets, often with a slightly wider heat-affected zone (HAZ). Early melting Zn forms a peripheral conductive annulus that shunts current, reducing interface heating and limiting nugget growth, thus requiring higher currents to reach a critical nugget

size. The larger HAZ is linked to the zinc-induced expansion of the contact area and enhanced heat conduction [15].

Studies on coated versus uncoated DP600 steel show that the Zn layer on galvanized sheets fully vaporizes in the weld nugget, leaving no Zn in the final nugget. Its relocation to the HAZ indicates that coating effects on resistivity and heat generation act only early in the thermal cycle and at the faying interface. Thus, differences in nugget formation between single- and double-pulse RSW in coated steels stem mainly from this transient high-resistivity layer during nugget initiation, while later growth or second-pulse behavior is governed by the steel's own resistivity and evolving contact conditions rather than by residual Zn [16]. In 2 mm AZ31B Mg welded to 1 mm hot-dip galvanized St14 steel, Zn melts first due to its low melting point and is expelled outward, forming a soft-soldered ring around the nugget. Thicker coatings increase molten Zn displacement, and in pulsed steel-steel welds, this interacts with pulse current and spacing. Zn does not strengthen the joint as a solid layer but enlarges the bonded area by mechanically sealing the interface. Higher heat input—via higher current, longer time, or a second pulse—further expands this soft-soldered ring, especially for thick coatings [17]. In dissimilar resistance spot welded Zinc-coated DP800–TBF1180 automotive steels, a low-current pre-pulse (3–3.5 kA) controls Zn behavior, reduces main pulse duration, and shapes heat input. Raising the pre-pulse slightly increases tensile-shear and cross-tension strength. Simulations show interface temperatures below Zn melting, allowing coating stabilization and mitigating liquid metal embrittlement (LME) while promoting nugget growth. Nugget diameter grows with pre- and main-pulse current, correlating linearly with joint strength in the expulsion-free range [18].

Multiple-pulse schedules can reduce liquid metal embrittlement by limiting liquid Zn and exposure time in the critical temperature range. In the cited study, only finishing current varied, so changes in cracking are attributed to total heat input rather than pulse count. Double-pulse schedules help control heat, stay near the expulsion threshold, and limit liquid Zn exposure, reducing LME and preserving nugget area [19]. In short weld times, high current and the positive resistivity of zinc-coated steels increase local resistance, bringing expulsion closer to the minimum nugget line, especially for thicker coatings. Double-pulse schedules—with a pre-heat pulse followed by the main pulse—melt and expel zinc, enlarge true contact area, and homogenize temperature, producing larger nuggets, higher cross-tension loads, and more regular button-type failures than single-step welding. Zinc's lower resistivity and higher thermal conductivity reduce early resistance heating but enhance post-pulse heat extraction, so thicker coatings require higher current or longer time, narrowing the weldability window. Nugget size and failure mode are governed by total heat input but strongly influenced by coating-controlled resistance and dynamic contact area during early cycles [20].

Simple constant-current multi-pulse schedules have little effect on final nugget size in 1.8 mm zinc-coated Usibor 1500 high-strength steel, as nugget growth quickly saturates and expulsion limits further expansion [21]. In 1200 MPa transformation induced plasticity-aided bainitic ferrite (TBF) steel, the first pulse mainly controls nugget size and heat distribution, determining whether the second pulse causes re-austenitization or tempering. In zinc-coated steels, coating-induced resistivity further modulates the second-pulse effect, allowing control of hardness gradients and HAZ softening [22]. In sequences with slightly varied second pulses, nugget diameters (~5.1–5.2 mm) remain similar, showing pulse changes mainly affect thermal cycle and microstructure. For galvanized advanced high-strength steel (AHSS), this baseline can be modified by coating effects such as altered contact resistance, local overheating, and Zn–Fe interactions [23].

In this research, single- and double-pulse welds are produced from 2 mm thickness zinc-coated mild steel, and AISI 321 stainless steel with controlled nugget diameters; macro- measured nugget

size distributions are compared to show that differences in behavior arise despite statistically similar nugget diameters.

2. Methodology

Zinc-coated mild steel and AISI 321 stainless steel with 2 mm thickness were used as a base metal in the study of resistance spot welding joints with different base metal mechanical properties. Figure 2. shows the schematic drawing of RSW samples geometry.

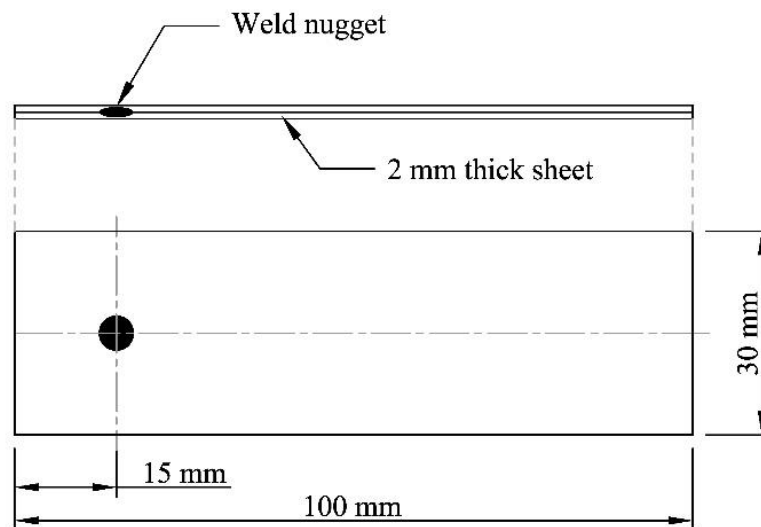


Figure 2. RSW sample geometry schematic drawing.

RSW was carried out using a TECNA 8007 spot and projection 50/60 Hz welders, 80 kVA single-phase AC press controlled by TE550 microprocessor-based welding control unit. Two opposite copper chromium zirconium electrodes with a 5 mm tip diameter were used, moving perpendicular to the sheets by a pneumatic cylinder. Figure 3. shows RSW electrode geometry. Two welding modes were employed in this study: single-pulse and double-pulse welding. Both modes were conducted using the same technological parameters to ensure proper comparability. The welding process includes four stages: squeezing, welding, holding, and cooling. The welding parameters used in the experiments are listed in Table 1.

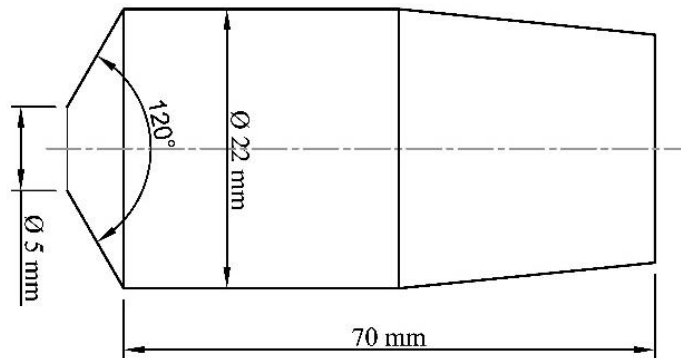


Figure 3. RSW electrode geometry.

Table 1. The mechanical properties of the Zinc-coated mild steel and AISI 321 steel

Material	Welding technology	Weld current [kA]	Welding time [ms]	Pause time [ms]	Welding force [kN]
Zinc-coated mild steel	Single-pulse (1-P)	8	160	N/A	3
	Double-pulse (2-P)	8	160	100	3
AISI 321 stainless steel	Single-pulse	8	160	N/A	3
	Double-pulse	8	160	100	3

To ensure consistent weld dimensions in all trials, the electrodes were dressed before each welding operation. A manual electrode dresser with standardized dressing dimensions was used, producing a 5 mm electrode tip diameter and 120° turned cut angle. The device simultaneously dressed both electrodes, ensuring uniform geometry for every weld. Figure 4. shows the RSW electrode dresser.



Figure 4. RSW electrode dresser.

Achieving a consistent cross-sectional area for multiple RSW specimens is not always straightforward, as variations in grinding and polishing rates can result in different material removal levels between samples. To eliminate any discrepancies in the amount of removed material among the resistance spot welding specimens, a unified procedure for cutting, grinding, and polishing was implemented.

All samples were welded using a precise and rigid fixture template to ensure that the weld location remained identical across all specimens. The sheets intended for welding were firmly clamped in this fixture to prevent any movement caused by the applied force or vibration during welding. Figure 5. illustrates the positioning of the samples to be welded in the template, where the reference line corresponds to the unified edge of all samples to ensure that the weld is applied at the exact same location. Figure 5. also shows how the sample is jugged and confined in RSW template to prevent any movement or displacement during welding.

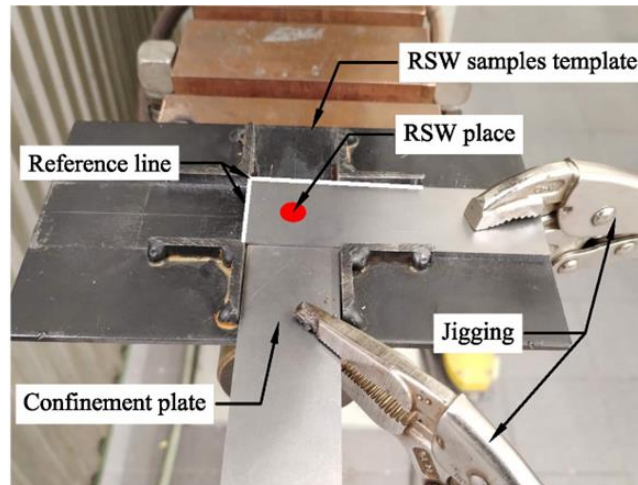


Figure 5. RSW samples template.

The welded specimens were carefully stacked with all edges aligned at the same level. The base metal sheets were originally laser-cut to guarantee dimensional accuracy, ensuring perfect alignment when stacked. To maintain this alignment during the cutting, grinding, and polishing processes, the stacked specimens were welded together by cold metal transfer technology at their aligned surfaces. This prevented any distortion that could compromise the precise overlap of the specimens, which would otherwise result in variations in weld locations and ultimately produce inconsistent cross-sectional areas across the samples.

After preparing the specimens as a single consolidated unit, they were sectioned, grinded, and polished together as one piece to reveal base metal, HAZ, and fusion zone (nugget). The cross-sectioning process was carried out using a band saw. The grinding process is carried out with an abrasive paper of P120, P400, P1000 and P1500 grit grades respectively. The samples were polished with a rotary pad polisher using distilled water and high-performance diamond DP-Stick P materialographic-polishing material. The polished samples were etched with nitric acid and alcohol solution (Nital) in rate of 2.5 vol.% HNO_3 + 97.5 vol.% ethanol respectively.

Etched samples were evaluated through optical macroscopic inspection using a Zeiss Stemi stereo microscope to compare the weld nugget diameters produced by single-pulse and double-pulse

resistance spot welding. Nugget diameter is then measured on the macrograph with an optical microscope software as the widest fused region at the faying interface. Figure 6., and Figure 7. illustrate the comparative weld nugget sizes produced by single-pulse and double-pulse resistance spot welding.

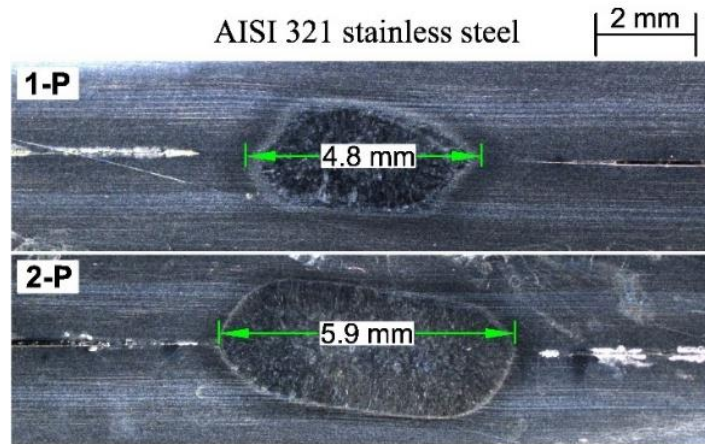


Figure 6. Weld nugget macrostructure cross-section of AISI 321 stainless steel.

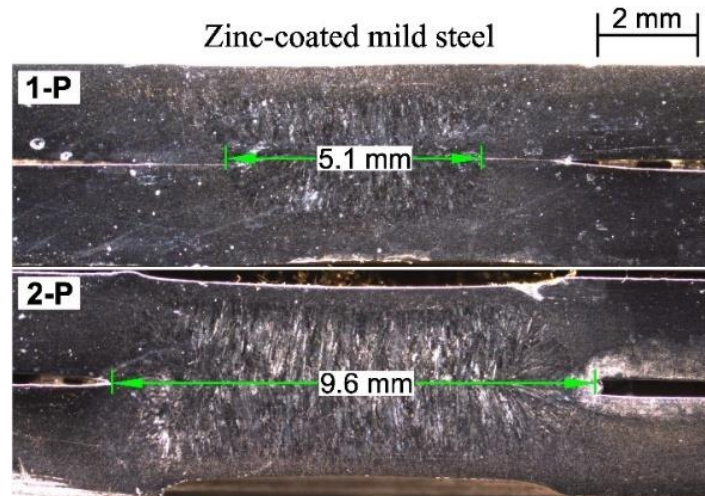


Figure 7. Weld nugget macrostructure cross-section of zinc-coated steel.

3. Results and discussion

Several studies have reported that the presence of metallic coatings, particularly Zn, strongly influences the thermal and electrical behavior of the faying interface during resistance spot welding. The present results support this understanding by demonstrating that zinc-coated mild steel exhibits a significantly larger increase in nugget diameter when subjected to double-pulse schedules compared with uncoated or stainless grades. The initial pulse promotes localized melting and partial expulsion of the Zn layer, effectively reducing contact resistance instability and allowing the second pulse to generate a substantially higher and more uniformly distributed heat input. Consequently, the nugget

diameter in the coated mild steel nearly doubles under the 2-P schedule. In contrast, AISI 321 stainless steel – characterized by higher resistivity but also higher thermal conductivity – shows only a modest nugget enlargement between single- and double-pulse welding. These observations align with literature indicating that stainless steels tend to reach a quasi-steady thermal state more rapidly, limiting additional nugget growth in subsequent pulses. Overall, the findings confirm that the synergistic interaction between coating behavior, interface resistivity evolution, and material thermal properties governs the enhanced nugget expansion observed in Zn-coated steels during double-pulse RSW.

The similarity in nugget size observed in the present study between single-pulse and double-pulse welding is therefore a direct result of applying identical welding parameters to 2 mm zinc-coated mild steel and AISI 321 stainless steel. At this stage, these findings should not be generalized to all steel grades, thicknesses, or welding parameters. The change in electrical properties caused by the first pulse varies depending on testing conditions such as sheet thickness, steel type, and welding parameters, and this will influence how the second pulse affects nugget size.

There is no doubt that the second pulse influences the mechanical and microstructural characteristics of the weld nugget due to the additional heating and cooling cycle. These effects may be beneficial or undesirable; thus, increasing nugget size at the expense of degraded mechanical properties would offer no advantage. For this reason, any double-pulse welding program aimed at enlarging the nugget – through increased current, weld time, or both in the second pulse – must carefully consider the resulting microstructural and mechanical changes.

4. Conclusion

This study compared nugget formation in single- and double-pulse resistance spot welding of 2 mm zinc-coated mild steel and AISI 321 stainless steel to evaluate how material properties and coating behavior influence second-pulse effectiveness. The results demonstrate that AISI 321, owing to its higher intrinsic resistivity and rapid stabilization of contact conditions during the first pulse, develops only a modest increase in nugget diameter when a second pulse is applied (4.8 to 5.9 mm). In contrast, the zinc-coated steel shows a pronounced second-pulse response, with nugget diameter nearly doubling (5.1 to 9.6 mm). This behavior is attributed to the transient high-resistivity Zn layer, which initially elevates interface heating and then, once melted and expelled during the first pulse, exposes a larger true contact area that enables more efficient heat generation during the second pulse.

Collectively, the findings confirm that the effectiveness of double-pulse schedules is highly material-dependent. Stainless steel approaches thermal saturation rapidly, limiting additional growth, whereas zinc-coated mild steel derives substantial benefit from the second pulse once coating-controlled resistance has been redistributed. These results underscore that nugget development in multi-pulse RSW is governed not only by total heat input but by the dynamic evolution of resistivity and interfacial conditions during the first pulse, which determines whether the second pulse acts primarily as a reheating/tempering stage or as an additional melting and growth stage. The insights provided here support more targeted optimization of pulse schedules for coated and uncoated steels in automotive and structural applications.

Although geometric similarity was observed, the additional thermal cycle introduced by the second pulse is expected to affect the microstructural and mechanical properties of the weld. These changes may be advantageous or detrimental depending on the application and must be considered when designing double-pulse welding schedules aimed at enhancing weld performance.

The conclusions of this study are specific to the parameters and materials investigated. Future work should expand the analysis to include hardness mapping, microstructural characterization, mechanical testing, failure mode evaluation, and the systematic study of pulse combinations with varied currents and weld times to fully understand the capabilities and limits of double-pulse RSW.

References

- [1] J. Kovács and J. Lukács, "Investigation of the possibility for compensating the HAZ softening of AA7075-T6," *Period. Polytech. Mech. Eng.*, vol. 66, no. 3, pp. 207–212, 2022, doi: 10.3311/PPme.19033.
- [2] M. F. Cserépi and Á. Meilinger, "The effect of RSW technological parameters to the properties of aluminium/steel hybrid joints," *Multidisciplin. Tudományok*, vol. 14, no. 3, pp. 202–210, 2024, doi: 10.35925/j.multi.2024.3.18.
- [3] I. Borhy and M. Gáspár, "Behaviour of resistance spot welded thermomechanically rolled high strength steel under tensile shear and cross-tension loads," *Weld. World*, Early Access, 2025, doi: 10.1007/s40194-025-02069-4.
- [4] Volvo Cars, "Volvo XC90 body structure," *Volvo Media Website*. [Online]. Available: <https://www.media.volvocars.com/global/en-gb/media/photos/148215/volvo-xc90-body-structure>. Accessed: Dec. 11, 2025.
- [5] Á. Meilinger, P. Z. Kovács, and J. Lukács, "High-cycle fatigue characteristics of aluminum/steel clinched and resistance-spot-welded joints based on failure modes," *Metals*, vol. 14, no. 12, p. 1375, 2024, doi: 10.3390/met14121375.
- [6] I. A. Soomro, S. R. Pedapati, and M. Awang, "Double pulse resistance spot welding of dual phase steel: Parametric study on microstructure, failure mode and low dynamic tensile shear properties," *Materials*, vol. 14, no. 4, p. 802, 2021, doi: 10.3390/ma14040802.
- [7] I. A. Soomro, S. R. Pedapati, and M. Awang, "Optimization of postweld tempering pulse parameters for maximum load bearing and failure energy absorption in dual phase (DP590) steel resistance spot welds," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 803, p. 140713, 2021, doi: 10.1016/j.msea.2020.140713.
- [8] D. S. P. Dhopre, A. Tiwari, and R. R. Kumar, *Studies on Nugget Formation in Resistance Spot Welding of 1.6 mm Thick Austenitic Stainless Steel Sheets*, M.S. thesis, Natl. Inst. Technol. Tiruchirappalli, Tiruchirappalli, India, 2014.
- [9] M. Pouranvari, M. Khorramifar, and S. P. H. Marashi, "Ferritic–austenitic stainless steels dissimilar resistance spot welds: Metallurgical and failure characteristics," *Sci. Technol. Weld. Join.*, vol. 21, no. 6, pp. 438–445, 2016, doi: 10.1080/13621718.2015.1124491.
- [10] M. A. R. Alizadeh-Sh, S. P. H. Marashi, and M. Pouranvari, "Resistance spot welding of AISI 430 ferritic stainless steel: Phase transformations and mechanical properties," *Mater. Des.*, vol. 56, pp. 258–263, 2014, doi: 10.1016/j.matdes.2013.11.022.
- [11] D. Shirmohammadi, M. Movahedi, and M. Pouranvari, "Resistance spot welding of martensitic stainless steel: Effect of initial base metal microstructure on weld microstructure and mechanical performance," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 703, pp. 154–161, 2017, doi: 10.1016/j.msea.2017.07.067.
- [12] V. J. Badheka, S. K. Agrawal, and N. Shroff, "Resistance spot welding of martensitic stainless steel (SS420) – Part I," *Int. J. Mech. Mater. Eng.*, vol. 4, no. 3, pp. 328–340, 2009.

- [13] M. M. Hamzah, O. S. Barrak, I. T. Abdullah, and S. K. Hussein, "Process parameters influence the mechanical properties and nugget diameter of AISI 316 stainless steel during resistance spot welding," *J. Mater. Eng. Perform.*, Early Access, 2024, doi: 10.59441/ijame/186956.
- [14] P. Marashi, M. Pouranvari, S. Amirabdollahian, A. Abedi, and M. Goodarzi, "Microstructure and failure behavior of dissimilar resistance spot welds between low carbon galvanized and austenitic stainless steels," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 480, no. 1–2, pp. 175–180, 2008, doi: 10.1016/j.msea.2007.07.007.
- [15] M. Ullrich, M. Wohner, and S. Jüttner, "Quality monitoring for a resistance spot weld process of galvanized dual-phase steel based on the electrode displacement," *Weld. World*, vol. 68, no. 7, pp. 1791–1800, 2024, doi: 10.1007/s40194-024-01720-w.
- [16] K. Kishore, P. Kumar, and G. Mukhopadhyay, "Resistance spot weldability of galvanized and bare DP600 steel," *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 271, pp. 237–248, 2019, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2019.04.005.
- [17] S. Bidarmaghz, A. Dehghani, M. Sedighi, and M. J. Rezaei, "Zn coating thickness effects on mechanical properties and microstructure in spot-welded Mg/steel joints," *Mater. Technol.*, vol. 40, no. 1, 2025, Art. no. 2550956, 2025, doi: 10.1080/10667857.2025.2550956.
- [18] M. Hidroğlu, T. A. Başer, and N. Kahraman, "Microstructure and mechanical properties of dissimilar resistance spot welded Zn-coated DP800–TBF1180 automotive steels using MFDC technology," *Arch. Metall. Mater.*, pp. 639–651, 2024, doi: 10.24425/amm.2024.149793.
- [19] W. Dong, K. Ding, H. Pan, M. Lei, and Y. Gao, "Effect of welding current on liquid metal embrittlement of the resistance spot welded galvanized QP980 advanced high-strength steel," in *TMS 2022 151st Annu. Meeting & Exhib. Suppl. Proc.*, Cham, Switzerland: Springer Int. Publ., 2022, pp. 1254–1261, doi: 10.1007/978-3-030-92381-5_119.
- [20] H. C. Lin, C. A. Hsu, C. S. Lee, T. Y. Kuo, and S. L. Jeng, "Effects of zinc layer thickness on resistance spot welding of galvanized mild steel," *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 251, pp. 205–213, 2018, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2017.08.035.
- [21] S. M. Manladan, Y. Jang, Y.-K. Lee, and Y.-d. Park, "Challenges and advances in resistance spot welding of ultra-high strength hot-stamped steels: Coating effect, softening phenomena, and mechanical performance," *J. Mater. Res. Technol.*, vol. 33, pp. 7862–7887, 2024, doi: 10.1016/j.jmrt.2024.11.146.
- [22] M. Stadler, M. Gruber, R. Schnitzer, and C. Hofer, "Microstructural characterization of a double pulse resistance spot welded 1200 MPa TBF steel," *Weld. World*, vol. 64, no. 2, pp. 335–343, 2020, doi: 10.1007/s40194-019-00835-9.
- [23] P. Eftekharimilani, E. M. Van Der Aa, M. J. M. Hermans, and I. M. Richardson, "Microstructural characterisation of double pulse resistance spot welded advanced high strength steel," *Sci. Technol. Weld. Join.*, vol. 22, no. 7, pp. 545–554, 2017, doi: 10.1080/13621718.2016.1274848.

ELLENÁLLÁS-HEGESZTÉS AZ ÖN IGÉNYEIRE SZABVA

Cégünk fő célkitűzése, hogy szakcéggként az ellenállás-hegesztés területén komplex, teljeskörű szolgáltatásokkal és széles termékínálattal tudjuk Partnereinknek a legmegfelelőbb megoldásokat biztosítani.

Tevékenységeink:

- ✓ Ellenállás-hegesztőgépek és -eszközök forgalmazása és szervize
- ✓ Célgépek, készülékek kivitelezése
- ✓ Minőségbiztosítási megoldások fejlesztése, eszközeinek forgalmazása
- ✓ Szakmai tanácsadás
- ✓ Alkalmazástechnikai közreműködés új feladatok megoldásában
- ✓ Korszerű technikák és eszközök megismertetése
- ✓ Képzések, hegesztők minősítése



A REVIEW OF IMPORTANT DIAGRAM AND PREDICTIVE EQUATIONS IN WELDABILITY AND HYDROGEN EMBRITTLEMENT OF STEELS

János Fajger

PhD student, Institute of Materials Science and Technology,
Faculty of Mechanical Engineering and Informatics, University of Miskolc
3515 Miskolc, Miskolc-Egyetemváros, e-mail: janos.fajger@student.uni-miskolc.hu

Raghawendra Pratap Singh Sisodia

Associate professor, Institute of Materials Science and Technology,
Faculty of Mechanical Engineering and Informatics, University of Miskolc
3515 Miskolc, Miskolc-Egyetemváros, e-mail: raghawendra.sisodia@uni-miskolc.hu

Abstract

In the present study, the important diagrams and predictive equations related to the evaluation of the weldability and hydrogen embrittlement (HE) susceptibility of carbon steels and austenitic stainless steels (AuSS) are presented. For carbon steels, Carbon Equivalent (CE) formulas, Continuous Cooling Transformation (CCT) diagrams, and heat-affected zone (HAZ) hardness models form the basis for assessing the risk of brittle, martensitic microstructures. However, in the case of AuSS, the post-weld γ - δ ferrite balance and the related Schaeffler, DeLong, and WRC-1992 diagrams gives the basic foundation for predicting crack susceptibility and hydrogen resistance. Furthermore, Time-Temperature-Transformation (TTT) diagrams describe the kinetics of harmful precipitates and Solubility-Diffusivity (S-D) diagrams characterize strain sensitivity and local HAZ changes in austenitic alloys. Thus, the main aim of the study is to establish a consistent methodological framework that supports reliable material selection and safe welding under hydrogen environment.

Keywords: hydrogen embrittlement, weldability assessment, phase and transformation diagrams

Absztrakt

A tanulmány áttekinti azokat a kulcsfontosságú diagramokat és prediktív egyenleteket, amelyek segítségével értékelhető a szénacélok és az ausztenites rozsdamentes acélok (AuSS) hegeszthetősége és hidrogénes elridegedési (HE) érzékenysége. Szénacélok esetében a karbonegyenérték (CE) képletek, a folyamatos hűtési átalakulási (CCT) diagramok és a hőhatásövezeti (HAZ) keménységmodellek adják a martenzites, rideg mikroszerkezet kialakulásának kockázati alapját. Ausztenites acéloknál, ezzel szemben, a hegesztés utáni γ - δ ferrit egyensúly vizsgálata, valamint a Schaeffler-, a DeLong- és a WRC-1992 diagramok szolgálnak a repedésérzékenység és a hidrogénállóság előrejelzésére. Ezeket egészítik ki az idő-hőmérséklet-átalakulás (TTT) diagramok, amelyek a káros kiválások (például σ -fázis) kinetikáját határozzák meg, továbbá az oldhatóság-diffúzió (S-D) diagramok, amelyek az ausztenites anyagok alakváltozás-érzékenységét és lokális hőhatásövezeti változásait írják le. A tanulmány célja egy egységes módszertani keretrendszer kialakítása a hidrogénnel érintkező szerkezetek megbízható anyagválasztásához és biztonságos hegesztéséhez.

Kulcsszavak: hidrogénes elridegedés, hegeszthetőségi értékelés, fázis- és átalakulási diagramok

1. Introduction

Nowadays to reach the carbon-free and zero net carbon emission future, the hydrogen has emerged as a key energy-carrier. A growing trend is to use the hydrogen and blend it into the existing natural gas infrastructure with 5%-20% ratio. To examine and evaluate the current infrastructure materials behaviour specially made from carbon steel (CS) for hydrogen application purpose we can use several metallurgical evaluation tools can be applied. The various methods include Carbon Equivalent (CE) calculation, Continuous Cooling Transformation (CCT) diagrams and heat-affected zone (HAZ) prediction models. These methods help to determine the weldability of the material and the necessity of pre-heating and also the prediction of HAZ microstructures and their corresponding hardness as a function of cooling rate.

In contrast, the behaviour of stainless steels, especially those with austenitic microstructure for the purpose of hydrogen service is fundamentally different. The diffusion coefficient of hydrogen is orders of magnitude smaller, microstructural trapping is based on other mechanisms, and the phase equilibrium after welding is governed by stability conditions that can be described by the Cr and Ni equivalents. The Schaeffler, DeLong and WRC-1992 diagrams applied to austenitic stainless steels (AuSS) are the primary tool for estimating ferrite content, crack susceptibility and hydrogen resistance, which is of paramount importance in industrial systems which are in contact with hydrogen.

The aim of the present work is to review, critically evaluate and systematically present these diagrams and predictive relationships, with particular attention to welded steel infrastructures operating in hydrogen environments. The methods presented gives a suitable basis for optimizing welding parameters, determining microstructure-based embrittlement risk, and supporting material selection decisions for CS and AuSS pipelines.

2. Carbon Steel

Nagy and Lukács [1], in their study on full-scale burst tests on pipe have shown that the mechanical behaviour of CS pipe sections and their welds changes significantly upon hydrogen exposure, especially in the HAZ regions. These results support the importance of optimizing CS material selection and welding parameters in minimizing the risk of embrittlement.

Carbon Equivalent (CE) is the primary empirical indicator of the embrittlement susceptibility of CSs which determines the HAZ hardness and the need for preheating. For the material selection, the Graville diagram is used to categorize weldability and represent the steels susceptible to cracking.

Furthermore, the Continuous Cooling Transformation (CCT) diagram allows the prediction of the HAZ microstructure, in particular the ratio of martensite, bainite and ferrite formed at different cooling rates. This knowledge is critical because hardness and diffusion traps directly affect susceptibility to hydrogen embrittlement (HE).

Finally, HAZ hardness prediction model is used to quickly estimate the expected maximum HAZ hardness, which is crucial for assessing cold cracking risk and HE because maintaining hardness below the acceptable critical limit value of ~350 HV is important tool for safe and reliable pipeline operation. It also helps to optimize preheating and welding parameters.

The mentioned three tools, i.e., CE, CCT diagram and HAZ hardness models together provide the most comprehensive picture of the weldability and hydrogen embrittlement risk of CSs. They provide the important foundation, and the detailed discussions are presented in the following subsections.

2.1 Carbon Equivalent

Carbon equivalent formulas such as Carbon Equivalent (CE) as shown in Equation 1, and Carbon Equivalent for Thermal Cycle / Heat-Affected Zone is CET as shown in Equation 2 according to EN 1011-2 [2] and EN 10025 [3]. Preheat and Cold Cracking Model (Pcm) as shown in Equation 3 based on Japanese results from Ito and Bessyo in 1969 are the main calculators for determine the weldability and hydrogen-assisted cold-cracking sensitivity (CCS) of CSs [4].

$$CE = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr+Mo+V}{5} + \frac{Ni+Cu}{15} \quad (1)$$

$$CET = C + \frac{Mn+Mo}{10} + \frac{Cr+Cu}{20} + \frac{Ni}{40} \quad (2)$$

CET calculation is only valid for the steels satisfy the chemical composition requirements listed in Table 1.

Table 1 Chemical composition requirements [weight%]

C	Si	Mn	Cr	Cu	Mo	Nb	Ni	Ti	V	B
0.05-0.32	≤0.8	0.5–1.9	≤1.5	≤0.7	≤0.75	≤0.006	≤2.5	≤0.12	≤0.18	≤0.005

$$Pcm = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn+Cu+Cr}{20} + \frac{Mo}{15} + \frac{Ni}{60} + \frac{V}{10} + 5 \times B \quad (3)$$

These are the main equations which quantify the combined hardenability effect of alloying elements and present how the alloying elements as carbon, manganese, chromium, nickel, molybdenum, copper, and boron increase the chance of martensite formation in the HAZ during welding [2]. Due to the higher of CE, the microstructural cooling transformation in HAZ moving toward harder and more brittle microstructures, which significantly increases the risk of hydrogen-induced cracking even in a low diffusible hydrogen content environment [4], [5].

Carbon Equivalent is a key single and most important weldability parameter for CSs because HE in welded joints is highly depend on the hardness of HAZ, the cooling rate, and the interaction between hydrogen and newly formed microstructural defects [5]. Figure 1 (a) [7] presents the classical Graville diagram which can be used for determining the susceptibility of HAZ cracking in steels. The interpretation of Graville diagram is the following: susceptibility to HAZ can be evaluated by calculating the CE and comparing it to the carbon content. Steels belong to zone I, have low carbon content and low hardenability and safe against cracking. Steels under zone III have both high carbon content and high hardenability, and in all welding conditions crack-sensitive microstructures are produced. In order to avoid cracking in HAZ of steel under zone III, it is necessary to use low hydrogen techniques such as preheat and post-weld heat treatments. Steels located in zone II have higher carbon content levels with lower hardenability. Therefore, it is possible to avoid crack-sensitive microstructures by restricting HAZ cooling rates. This can be reached through control of heat input with a minor correction by using pre-heating. Figure 1 (b) [7] shows the Graville diagram with marked steel grades.

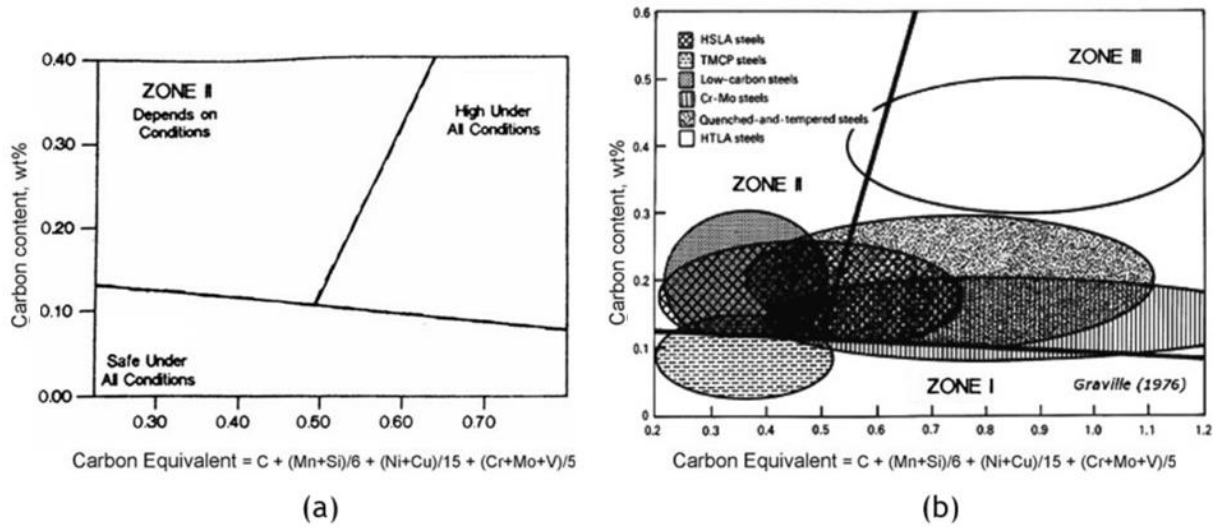


Figure 1. Graville diagram: (a) classical, (b) with carbon and low alloy steel [7].

To avoid the HE in case of high CE value steel, higher pre-heat temperature needs to apply to reduce cooling rates and for limiting the martensite formation [4]. The preheat temperature can be determined by calculation according to EN 1011-2 or estimated directly from preheat diagrams, which show visually the results of these calculations [2]. Calculation of preheating temperature as a function of CE (T_{pCET}) is shown in Equation 4. For the calculation the CET value which was defined in Equation 2 was used.

$$T_{pCET} = 750 \times CET - 150 [^{\circ}\text{C}] \quad (4)$$

There is a linear correlation between the Carbon Equivalent and the preheating temperature which means that 0.01% of Carbon Equivalent increasing leads to 7.5% of increasing of pre-heat temperature.

Also, the thickness (d) has effect on the pre-heating. Calculation of preheating temperature in aspect of thickness (T_{pd}) is shown in Equation 5.

$$T_{pd} = 160 \times \tanh \frac{d}{35} - 110 [^{\circ}\text{C}] \quad (5)$$

In order to control the pre-heating process in the HE, the weld metal hydrogen content (HD) must be taken into consideration. Calculation of pre-heating temperature as function of weld metal hydrogen content (T_{pHD}) is shown in Equation (6).

$$T_{pHD} = 62 \times HD^{0.35} - 100 [^{\circ}\text{C}] \quad (6)$$

Last calculation formula which is necessary for the final calculation is the pre-heating temperature in aspect of heat-input (T_{pQ}) show in Equation 7.

$$T_{pQ} = (53 \times CET - 32) \times Q - 53 \times CET + 32 [^{\circ}\text{C}] \quad (7)$$

Based on the calculations discussed above, Figure 2 shows the preheat temperature (as a function of key welding parameters: Carbon Equivalent (CE) (a), plate thickness (b), hydrogen content (c) and heat input (d).

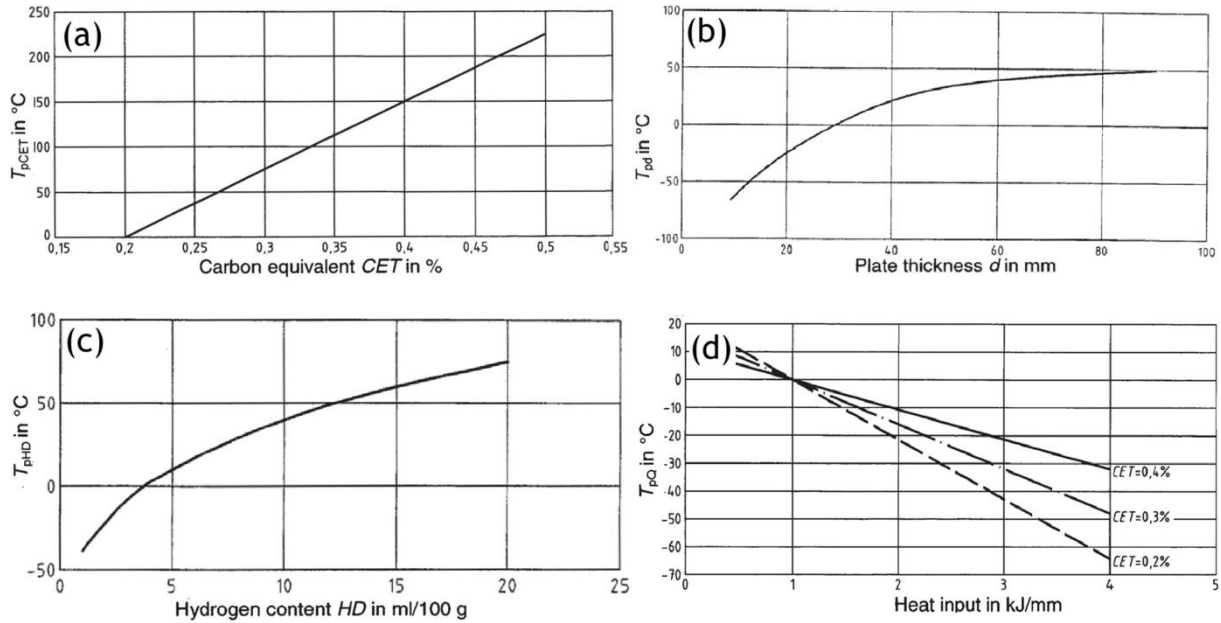


Figure 2. Preheat temperature (T_p) as a function of key welding parameters: (a) CE, (b) plate thickness, (c) hydrogen content, (d) heat input [4].

For the final determination of preheating temperature (T_p), all four previously explained calculations need to be summarized. Equation 8 shows the final calculation.

$$T_p = T_{pCET} + T_{pd} + T_{pHD} + T_{pQ} [^{\circ}\text{C}] \quad (8)$$

This relationship is applicable for steels with maximum yield strength $1,000 \text{ N/mm}^2$ and satisfies the parameters limitation requirements summarized in Table 2.

Table 2. Parameter limitations for calculation of T_p

CET [%]	d [mm]	HD [ml/100g]	Q [KJ/mm]
0.2 – 0.5	10 - 90	1 - 20	0.5 – 4.0

Overall, CE-based assessment is essential for determining preheat requirements, selecting welding parameters, controlling hydrogen input, and ensuring safe weld execution in carbon steel structures exposed to hydrogen-containing environments [4], [5], [6], [8].

2.2 Continuous Cooling Transformation (CCT) diagram

Based on the chemical composition (CE/Pcm), the potential hardenability and weldability of the steel have already been assessed. For determine the final microstructures the actual cooling paths and the local HAZ temperature profile can provide useful guidance. The CCT diagram is used to predict and

optimize formation of the final microstructure, addressing the influence of different cooling rates on the final HAZ structure and hardness.

The CCT diagrams are maps of the phase transformation during the continuous cooling process, which shows the final ratio between the typical HAZ microstructure of the dedicated steel under different cooling time. This microstructure can be martensite, bainite, ferrite/pearlite or the combinations of those. The main axes of the diagram represent time (logarithmic time) and temperature. Each of phases transformation curves on the diagram represent different cooling time. Figure 3 show the typical schematic illustration of CCT diagram for steel.

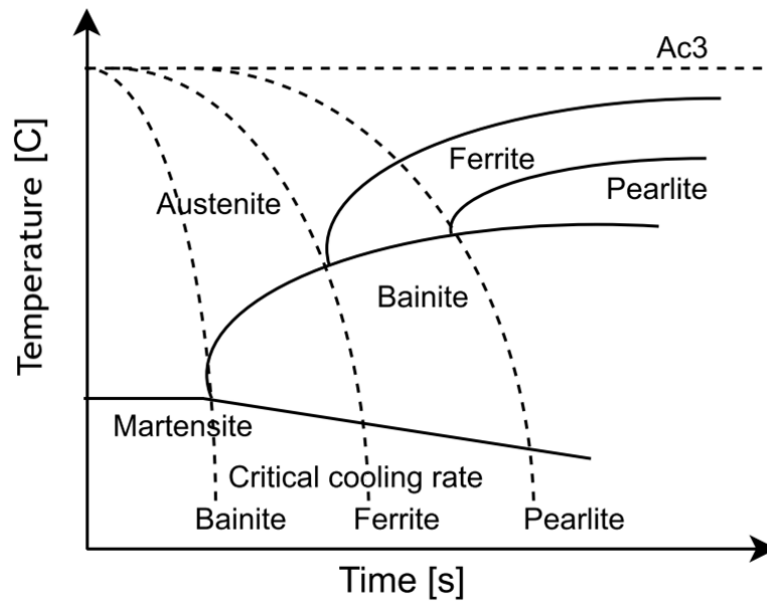


Figure 3. Schematic illustration of Continuous Cooling Transformation (CCT) diagram for steel [9].

The most resistant microstructure against hydrogen induced embrittlement is the ferrite/pearlite microstructure due to the fact that the martensite microstructure has high hardness and large number of mobile dislocation traps, meanwhile the bainite microstructure has less hardness and number of traps, but still significantly more sensitive than the ferrite/pearlite [10], [11], [12]. Table 3 represents the relationship between cooling rate, HAZ microstructure, hardness, and HE sensitivity.

Table 3. Relationships between cooling rate, HAZ microstructure, hardness and hydrogen embrittlement sensitivity [10], [11], [13]

Cooling rate / $t_{8/5}$	HAZ microstructure	Typical hardness (HV)	Hydrogen embrittlement sensitivity
Fast cooling (short $t_{8/5}$)	Martensite	>350	High
Moderate cooling	Bainite (fine/coalesced)	250–350	Moderate
Slow cooling (long $t_{8/5}$)	Ferrite + Pearlite	150–250	Low
Very slow cooling / over-aged	Coarse ferrite + pearlite	<150	Very low

The cooling rate, especially the parameter $t_{8/5}$ represents the time required for the HAZ to cool from 800 °C to 500 °C during welding. This is a critical temperature range, where the majority of the ferrite-pearlite-bainite-martensite transformations in the microstructures happen. A short $t_{8/5}$ i.e., short cooling time from 800 °C to 500 °C, represents to rapid cooling that leads to martensite formation with high hardness and several mobile dislocation traps. However, a longer $t_{8/5}$ shows slower cooling from 800 °C to 500 °C which favouring bainite or ferrite-pearlite microstructures that have lower hardness and improved resistance to HE. By showing and representing the $t_{8/5}$ value onto a CCT diagram, the expected HAZ microstructure can be predicted, and welding parameters can be designed accordingly [13], [14].

Calculation of $t_{8/5}$ cooling time for carbon and low alloy steel shows in Equation 9 when the heat flow is three-dimensional and the cooling time is independent from the material thickness [2].

$$t_{8/5} = (6500 - 5T_0) \times Q \times \left(\frac{1}{500-T_0} - \frac{1}{800-T_0} \right) \times F \quad (9)$$

Calculation for carbon and low allows steel when the heat flow is two-dimensional and it is depend on the material thickness (d) shown in Equation 10 [2].

$$t_{8/5} = (4300 - 4.3T_0) \times 10^5 \times \frac{Q^2}{d^2} \times \left[\left(\frac{1}{500-T_0} \right)^2 - \left(\frac{1}{800-T_0} \right)^2 \right] \times F \quad (10)$$

The value of Q can be calculated by using the calculation show in Equation 11, where the U in volt, I in ampere, v in mm/sec and ε the thermal efficiency of the welding process. The F is the shape factor of the welds which is different in case of two or three-dimensional heat flow and depending on the weld type [2].

$$Q = \varepsilon \times E = \frac{\varepsilon \times U \times I}{v \times 1000} \text{ [KJ/mm}^2\text{]} \quad (11)$$

In addition to the cooling rate parameter of $t_{8/5}$, the critical cooling rate (CCR) is also an important factor for determining the final formed HAZ microstructures. While $t_{8/5}$ captures the actual cooling time between 800 °C and 500 °C, the CCR represents the minimum cooling rate required to form fully martensitic structures from austenite, skipping the diffusion-based transformation such as ferrite, pearlite, or bainite. By considering CCR and $t_{8/5}$ together, welding parameters can be optimized to control the final microstructure and the risk of HE. With the consideration of this data the HE risk and the final microstructure can be controlled. The CCR depends on the material type and effected by chemical composition.

2.3 Hardness

Following the previously discussed carbon equivalent's, influence on weldability, and the importance of CCT diagrams and $t_{8/5}$ value due to it is provide information about phase evolution, the focus now turns to predicting the maximum hardness in the HAZ. Both information's are useful due to the fact that the hardness prediction model directly links to the CE value as shown in Figure 4 (a) [2] and cooling conditions as show in Figure 4 (b) [15].

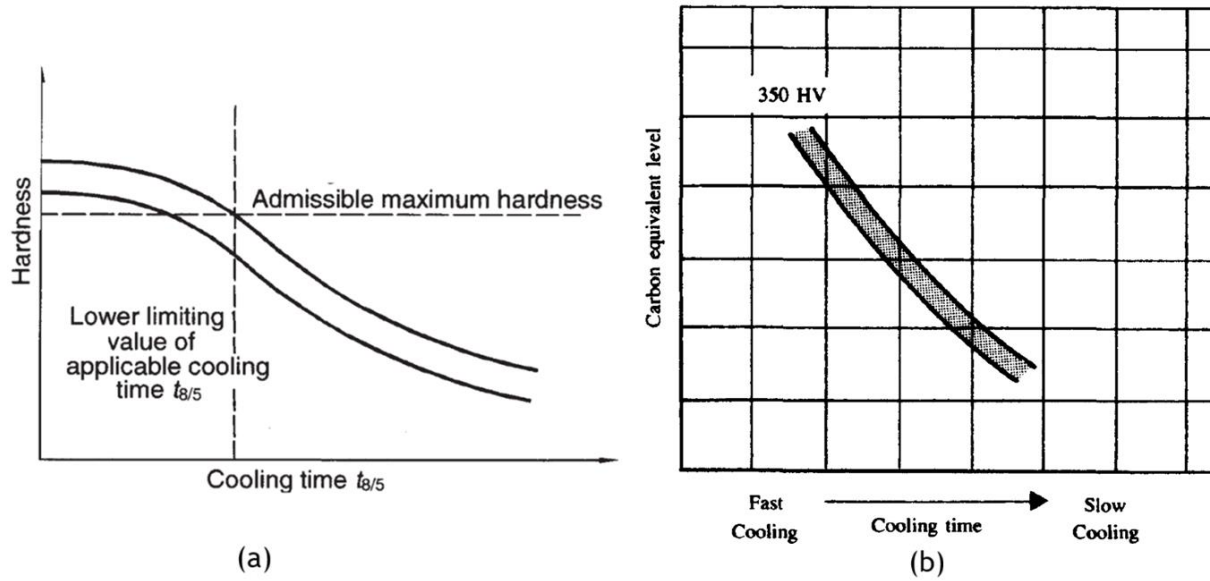


Figure 4. Typical cooling rate diagram: (a) as function of hardness [2], (b) as function of CE [15].

The Figure 5 shows the variation in hardness of the steel (as a result of the different phases that form, in this case martensite and bainite) as a function of the cooling rate, commonly in the critical temperature range from 800 to 500°C [16].

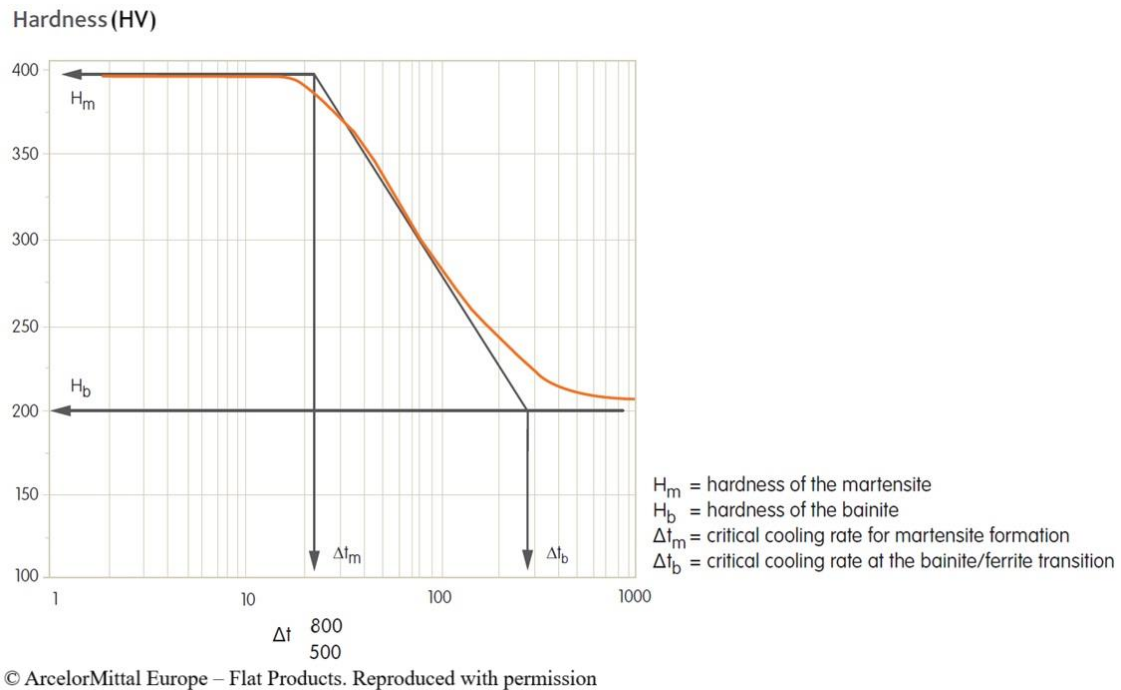


Figure 5. Typical hardness-cooling rate curve [16].

When interpreting these diagrams, attention should be paid to regions where hardness exceeds HRC ~35–40 (HRC 35 approximately 350–370 HV or 340–360 HB), as higher values significantly increase susceptibility to HE. Proper selection of carbon content and controlled cooling rates ensures a balance between mechanical performance and resistance to hydrogen cracking. Kovács and Lukács [17] in their study on a systematic review of research investigating the integrity of pipe welds exposed to hydrogen highlights the role of weld material and geometry factors in the risk of embrittlement, complementing previous HAZ and CE-based prediction models.

3. Stainless steel

In this section, the methods for predicting ferrite–austenite equilibrium and phase stability, and their impact on the susceptibility of welded structures to HE are presented. Also, discussion in detail is emphasized on the Schaeffler, DeLong and WRC-1992 diagrams, the TTP/TTT curves and the application of the S–D (solubility–diffusivity) diagram, highlighting how they help predict the microstructure and critical zones from the perspective of hydrogen resistance. The aim of this chapter is to provide a scientific basis for the planned welding parameters and material choices.

3.1 Phase Diagrams for Stainless Steel Weldability

The Schaeffler, DeLong and WRC-1992 diagrams predict the ferrite-austenite balance according to the chemical composition of the stainless steel. This prediction is basic for the forecast of the weldability and sensitivity for cracking.

3.1.1 Schaeffler-diagram

With the calculation of Cr-equivalent (shown in Equation 12) and Ni-equivalent (shown in Equation 13) the Schaeffler-diagram show the forecasted ferrite content. Figure 6 shown the classic second and final editions Schaeffler-diagram and Figure 7 shown the modified diagram with the region where sigma-phase can form.

$$Ni_{eq} = Ni + (30 \times C) + (0.5 \times Mn) [\%] \quad (12)$$

$$Cr_{eq} = Cr + Mo + (1.5 \times Si) + (0.5 \times Cb) [\%] \quad (13)$$

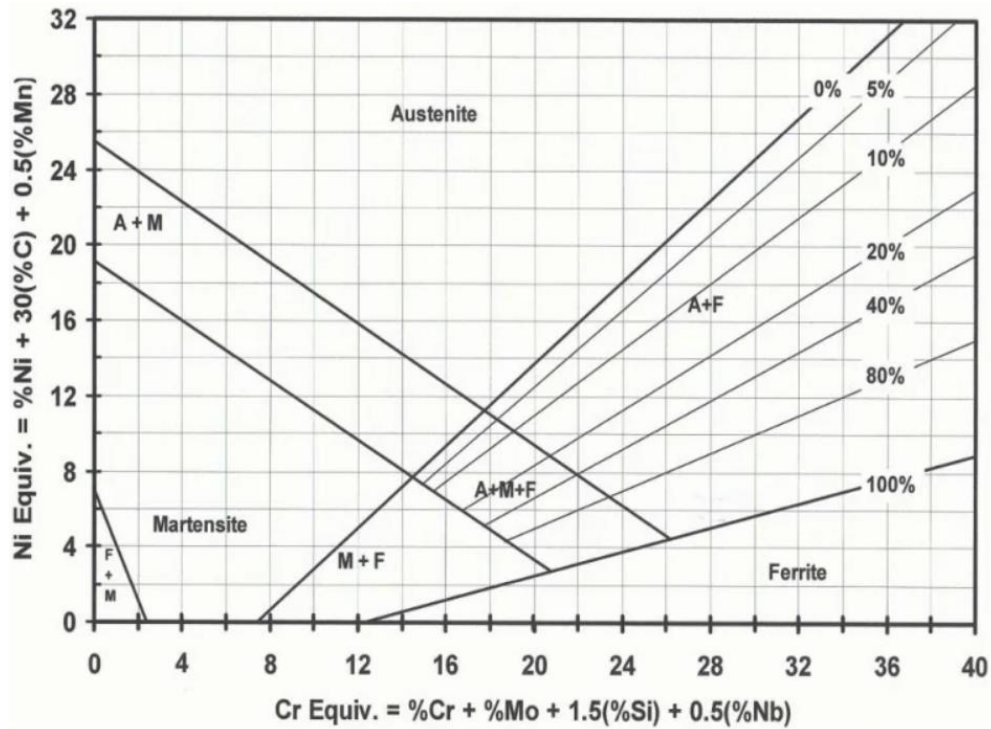


Figure 6. Second and final Schaeffler-Diagram for practical welding operations with stainless steels [18], [19].

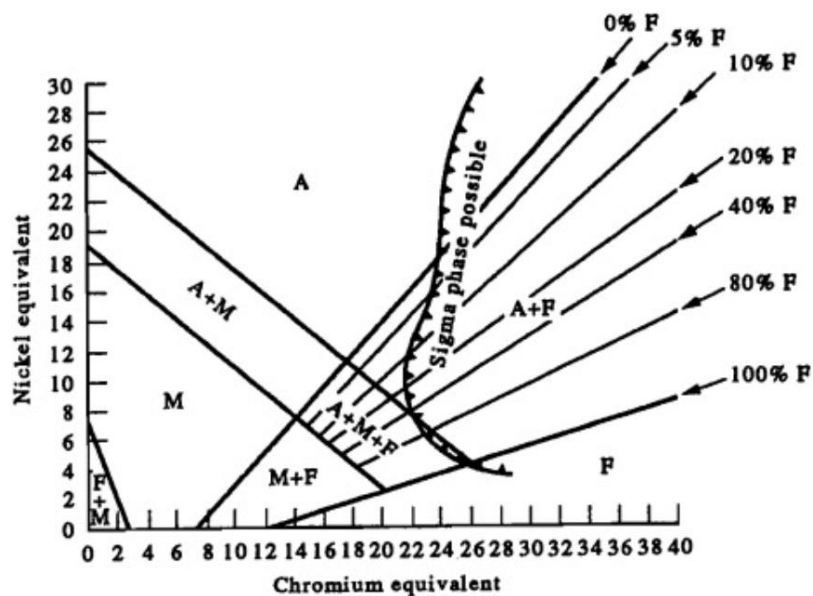


Figure 7. Schaeffler-diagram with the region where sigma-phase can form [20], [21].

Béres [22] in his study shown that in the lower Cr- equivalent range of the Schaeffler diagram, below 18%, the prediction of ferrite can be inaccurate, especially when the carbon concentration exceeds 0.1%. To correct this, he proposed a modified diagram that takes into account the strong austenitizing effect of carbon and the combined influence of the main alloying elements on martensite formation. This modification allows for a more accurate estimation of the ferrite and martensite content and also indicates the area where σ -phase may form, helping to optimize welding parameters.

3.1.2 DeLong-diagram

The DeLong-diagram refines the Schaeffler-diagram by taking account of the strong austenite stabilizing tendency of nitrogen. The chromium equivalent is unaffected, but the nickel equivalent is modified. Calculation of modified Ni-equivalent is shown in shown in Equation 14.

$$Ni_{eq} = Ni + (30 \times C) + (0.5 \times Mn) + (30 \times N) \quad (14)$$

DeLong restricted the Schaeffler-diagram to the region of Cr_{eq} 18-26 [%] and Ni_{eq} 12-24 [%] range because this region covers the composition range of the most widely used AuSS, where the controlling of delta-ferrite in welds is critical.

In this composition range, the strong austenite-stabilizing effect of nitrogen observable by shifts the ferrite-austenite balance, which directly have effect of hot-cracking resistance and the weld metal's susceptibility to hydrogen-assisted cracking. Therefore, the refined diagram provides a more accurate prediction tool for alloy design and welding parameter optimization in hydrogen-exposed infrastructure. Figure 8 show DeLong's revised section of the Schaeffler-diagram to analyse ferrite content with nitrogen added to the nickel equivalent [23].

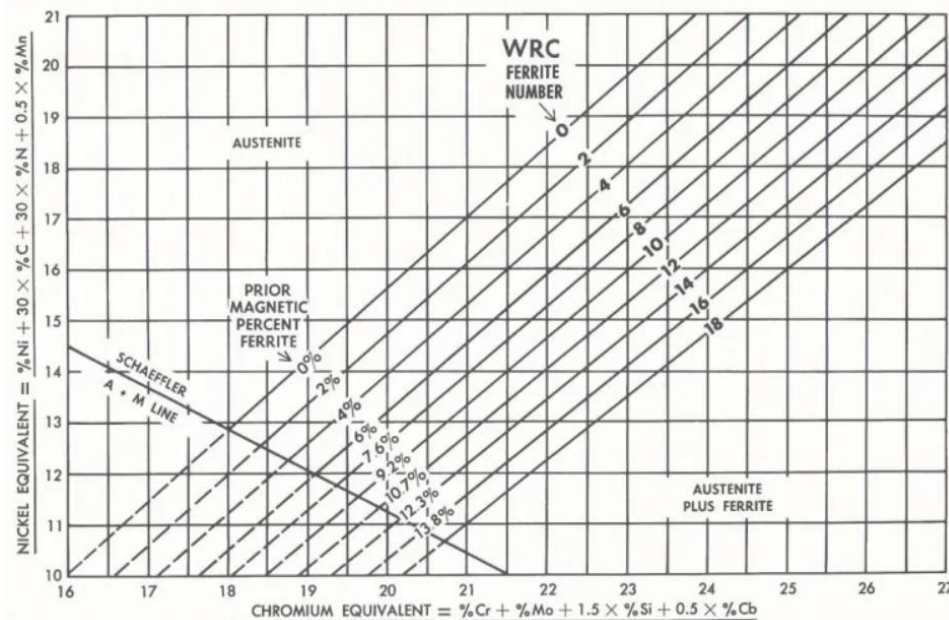


Figure 8. DeLong's revised section of the Schaeffler Diagram to analyse ferrite content with nitrogen added to the nickel equivalent [23].

Recent findings by Mao et al. (2022) confirm that interstitial nitrogen significantly enhances austenite stability and mitigates hydrogen-induced degradation mechanisms in Mn-N alloyed stainless steels, including compositions analogous to 316L [24].

3.1.3 WRC-1992 diagram

Based on the Schaeffler- and DeLong-diagrams, which provide fundamental prediction methods of ferrite-austenite balance and the stabilizing effect of nitrogen in austenitic stainless steels [19], the WRC-1992 diagram further refines ferrite content estimations in welds and HAZs (Figure 9), which allow a more accurate control of microstructure. From a hydrogen perspective, optimal delta-ferrite levels mitigate local hydrogen accumulation and reduce susceptibility to hydrogen-assisted cracking, particularly in compositions analogous to AuSS [24].

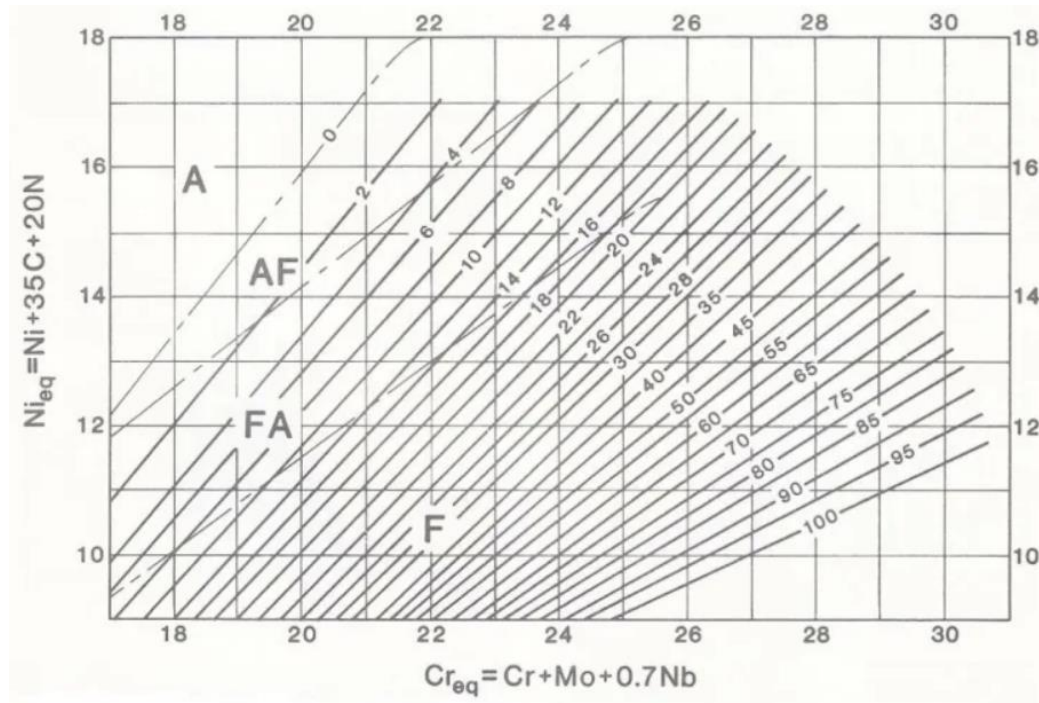


Figure 9. WRC-1992 diagram [24].

3.2 Time-Temperature-Precipitation-diagram

The previously presented Schaeffer / DeLong / WRC 1992 diagrams give the ferrite-austenite balance and the expected ferrite content in the welded zones of austenitic steels. This information is the basis for understanding the microstructure of the welded and HAZs, which directly affects the mechanical performance and the sensitivity to hydrogen.

The Time-Temperature-Precipitation / sensitization (TTP) diagram presented in this chapter builds closely on this knowledge: the extent of Cr-carbide precipitation at the grain boundary and the evaluation of the critical temperature time ranges only become meaningful if we know what basic microstructure (austenite/ferrite ratio) has developed under the given welding parameters.

This carbide precipitation leads to chromium depletion along the grain boundaries, which reduces corrosion resistance (intergranular corrosion) and increases the risk of intergranular stress corrosion cracking.

Figure 10 [25] illustrates the microstructure changes and precipitate formation of different stainless steels after heat treatment as a function of cooling time. In diagram (a) the C curves of different steels show the effect of carbon content, diagram (b) shows the typical relationship between pure C content and temperature, diagram (c) shows the degree of Cr precipitation, while diagram (d) shows the stabilizing effect of Ni content of steel grade EN 1.4310HiC. These curves are directly related to the Schaeffler / DeLong / WRC prediction diagrams, which estimate the proportions of ferrite, austenite and carbides during cooling from the ratios of chromium, nickel and carbon. The determination of stable austenite and controlled carbide formation is crucial for HE, as it increases the hydrogen resistance of the steel by reducing the proportion of hard, brittle phases and diffusion traps [25]–[29].

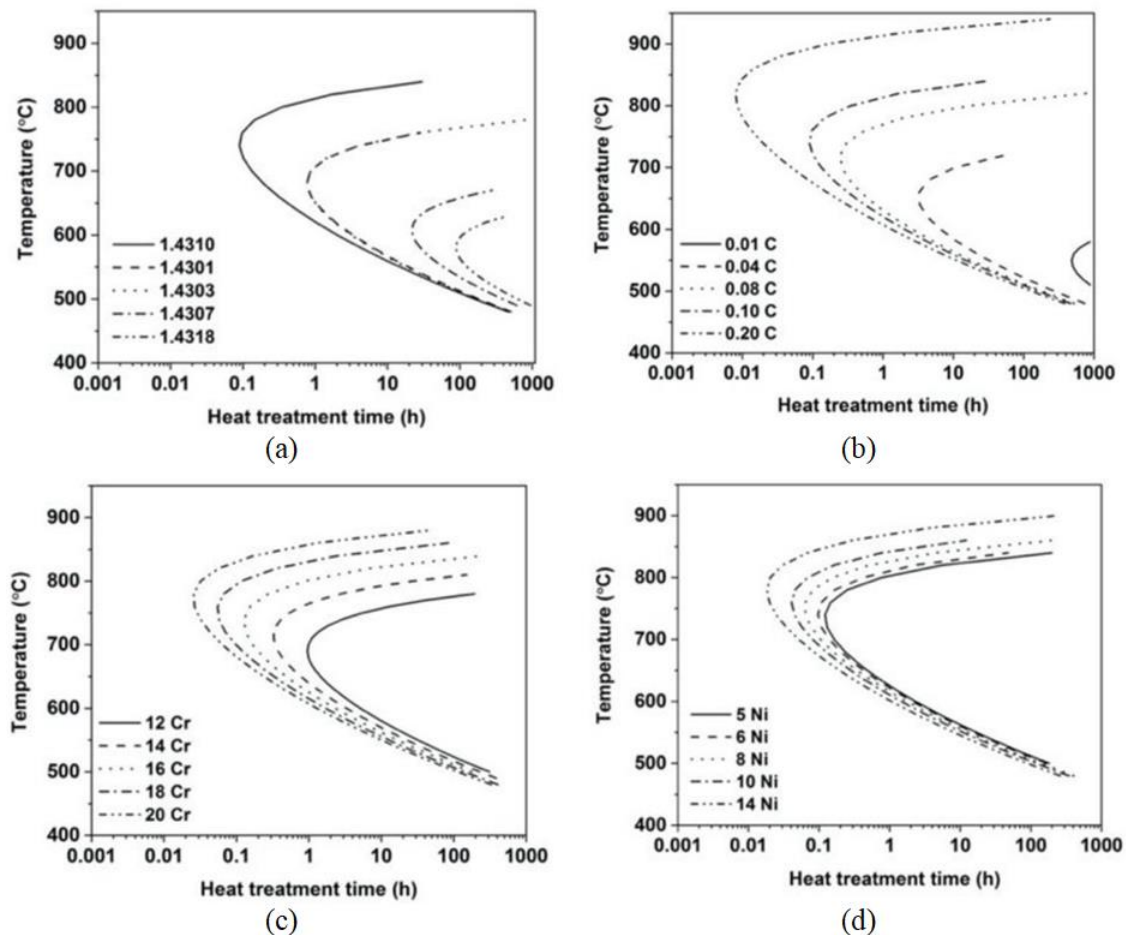


Figure 10. Microstructure changes and precipitate formation of different stainless steels after heat treatment as a function of cooling time: (a) effect of carbon content in case of different steel, (b) relationship between pure C content and temperature, (c) shows the degree of Cr precipitation, (d) shows the stabilizing effect of Ni content of steel grade EN 1.4310HiC [25].

Figure 11 shows the TTT curve of the σ phase in various grades of stainless steels. The nose of the TTT curve is located at a temperature range of 800°C - 850°C, which means that within this temperature range can be found the fastest precipitation rate [29].

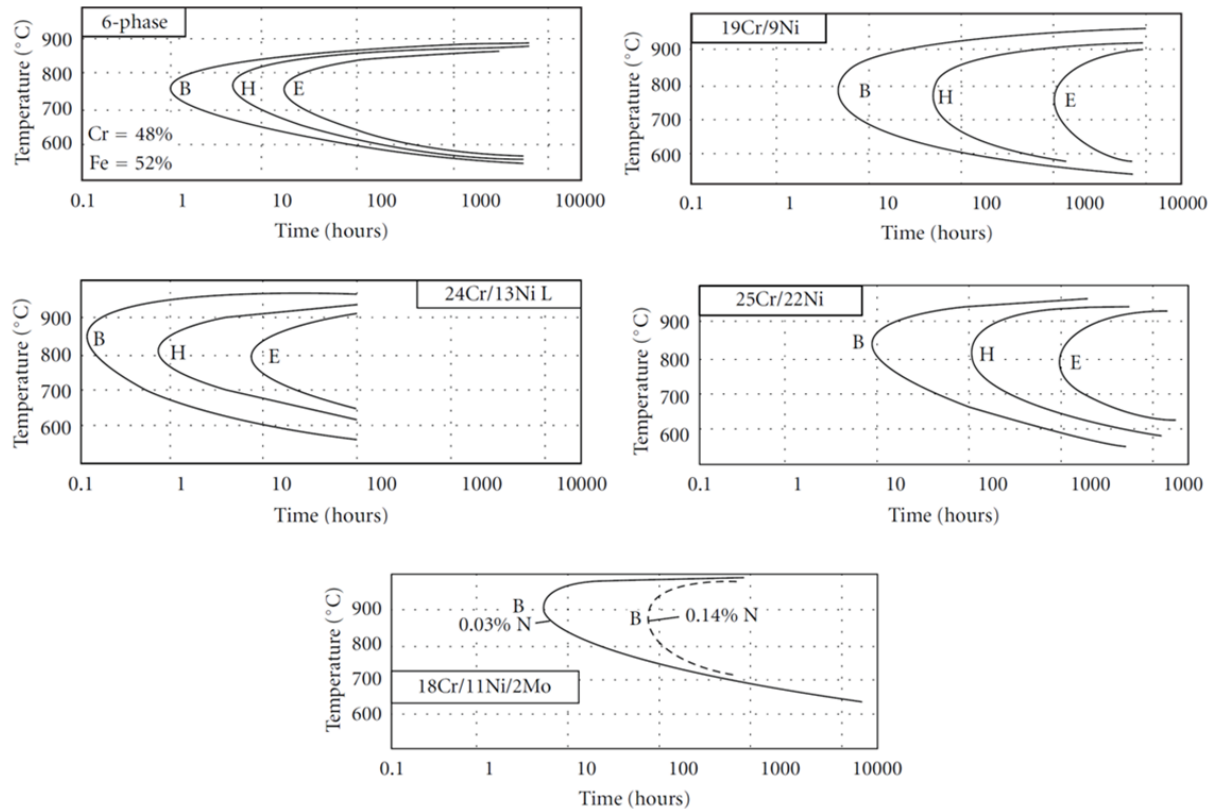


Figure 11. Time-Temperature-Transformation (TTT) curve of the σ phase in various grades of stainless steels (B: initial precipitation, H: intermediate stage, E: final precipitation stage) [29].

3.3 Solubility-Diffusivity-diagram

The critical zones identified by the TTP diagram, Cr carbides and chromium-deficient grain boundaries are already sensitive to local hydrogen uptake, but the effective hydrogen behaviour can only be predicted by using the S-D diagram shown in Figure 12. This subsection therefore builds on the information from the previous two subsections based on the predicted ferrite-austenite ratio and the sensitization zones; it can be determined how much hydrogen can accumulate, to what extent it diffuses, and where local plastic instability can develop, i.e. HELP.

The S-D diagram (solubility vs. diffusivity plot) illustrates how much hydrogen (solubility, S) can dissolve in austenitic steel at different temperatures and how quickly it can diffuse (diffusion coefficient, D). Austenitic steels typically have high solubility but relatively low diffusivity, so Hydrogen can enter easily but can diffuse slowly.

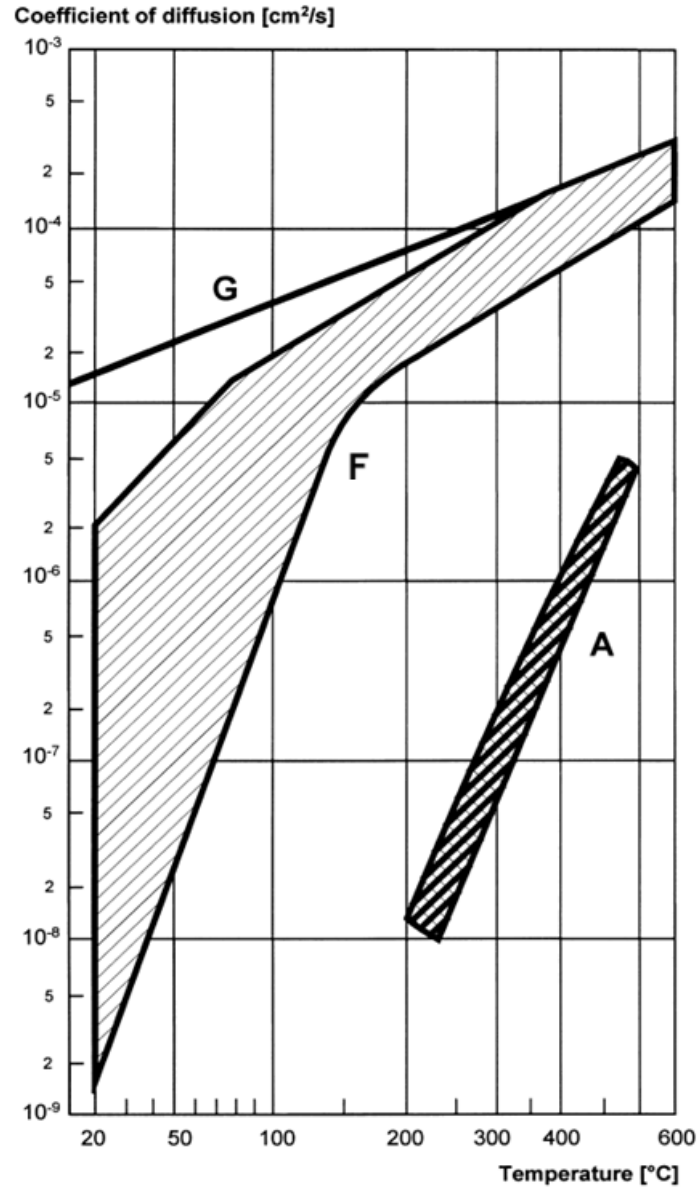


Figure 12. Coefficient of diffusion for hydrogen in ferrite (F) and austenite (A), furthermore lattice diffusion (G) [30].

Hydrogen diffusion in a homogeneous metallic lattice can be modelled in a simplified form using Fick's I. and II. Laws of diffusion shown in Equations 15 and 16 [31]:

$$J = -D\nabla C \text{ and} \quad (15)$$

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D\nabla^2 C, \quad (16)$$

where J [mol/m²s] is the hydrogen flux, D [m²/s] is the diffusion coefficient, C [mol/m³] is the hydrogen concentration, and t [s] is time.

Fick's first law applies under steady-state conditions, where concentration does not change with time. When concentration varies with time, Fick's second law must be used.

The diffusion coefficient can be expressed as a function of temperature using an Arrhenius-type relation shown in Equation 17:

$$D = D_0 \exp\left(\frac{E_A}{RT}\right), \quad (17)$$

where D_0 [m²/s] is the pre-exponential factor, E_A [J/mol] is the activation energy for diffusion, T [K] is the absolute temperature, and $R = 8.314472$ [J/molK] is the gas constant.

The hydrogen S-D diagram must be interpreted in conjunction with the known state of the microstructure and the heat-affected zone, because only then can local hydrogen accumulation be predicted. When using the diagram, one must always take into account the temperature-dependent diffusion, the presence of trapping sites, and the fact that the combination of high solubility and low diffusivity of austenitic steels is particularly sensitive to local hydrogen accumulation [30], [31].

4. Conclusion

The study highlights that the weldability and hydrogen embrittlement susceptibility of carbon steels can be effectively predicted by using CE-based formulas, CCT diagrams and HAZ hardness models in combination. These tools allow the determination of key characteristics of microstructure, hardness and hydrogen entrapment, which decisively affect the integrity of pipelines in contact with hydrogen.

In the case of austenitic stainless steels, the Schaeffler, DeLong and WRC-1992 diagrams provide a reliable basis for evaluating the phase equilibrium and crack susceptibility after welding, which supports a more favourable behaviour towards hydrogen. The TTT-TTP and S-D diagrams have a significant role in the accurate assessment of the welding heat and hydrogen damaging effect. They provide the boundary conditions for diffusion and time-temperature dependent transformations. The application of these diagrams provides the identification of areas susceptible to cracking and thus it supports the selection of safer and more hydrogen-resistant welding technologies.

The presented methodological framework provides comprehensive and useful guidance for material selection and welding technology decisions for hydrogen infrastructures, supporting safe operation and long-term structural reliability.

References

- [1] N. Nagy and J. Lukács, "Behavior of transporting pipeline sections without and with hydrogen exposure based on full-scale tests," *China Welding*, vol. 33, no. 3, pp. 14–24, 2024, doi: 10.12073/j.cw.20240524013.
- [2] *Welding – Recommendations for Welding of Metallic Materials – Part 2: Arc Welding of Ferritic Steels*, EN 1011-2:2001, European Committee for Standardization (CEN), Brussels, 2001.
- [3] *Hot Rolled Products of Structural Steels – Part 2: Technical Delivery Conditions for Non-Alloy Structural Steels*, EN 10025-2:2019, European Committee for Standardization (CEN), Brussels, 2019.

- [4] S. Talaş, “The assessment of carbon equivalent formulas in predicting the properties of steel weld metals,” *Materials & Design*, vol. 31, no. 5, pp. 2649–2653, 2010, doi: 10.1016/j.matdes.2009.11.066.
- [5] N. Yurioka, “Physical Metallurgy of Steel Weldability,” *ISIJ International*, vol. 41, no. 6, pp. 566–570, 2001, doi: 10.2355/isijinternational.41.566.
- [6] J. Kovács, Y. A. Dakhel and J. Lukács, “Effect of hydrogen diffusion content on welded joints (In Hungarian: A diffúziós hidrogéntartalom hegesztett kötésekre gyakorolt hatása),” *Multidisciplinary Sciences*, vol. 11, no. 4, pp. 227–240, 2021, doi: 10.35925/j.multi.2021.4.27.
- [7] B.R. Somers, *Introduction to the Selection of Carbon and Low-Alloy Steels*, in: *ASM Handbook: Welding, Brazing, and Soldering*, 6th edn., pp. 405–407, ASM International, Metals Park, Ohio, 1993.
- [8] D. Arsić, V. Lazić, R. R. Nikolić, N. Sczygiol, B. Krstić, D. Ivković, B. Hadzima, F. Pastorek, and R. Ulewicz, “Weldability Assessment of Various Steels by Hard Facing,” *Materials*, vol. 15, no. 9, 2022, doi: 10.3390/ma15093082.
- [9] S. Minamoto, S. Tsukamoto, T. Kasuya, M. Watanabe and M. Demura, “Prediction of continuous cooling transformation diagram for weld heat affected zone by machine learning,” *Science and Technology of Advanced Materials: Methods*, vol. 2, no. 1, pp. 402–415, 2022, doi: 10.1080/27660400.2022.2123262.
- [10] H.-L. Lee and S. L. I. Chan, “Hydrogen embrittlement of AISI 4130 steel with an alternate ferrite/pearlite banded structure,” *Materials Science and Engineering A*, vol. 142, no. 2, pp. 193–201, 1991, doi: 10.1016/0921-5093(91)90658-A.
- [11] B. Yanachkov, Y. Mourdjeva, K. Valuiska, V. Dyakova, K. Kolev, J. Kaleicheva, R. Lazarova and I. Katzarov, “Effect of Hydrogen Content on the Microstructure, Mechanical Properties, and Fracture Mechanism of Low-Carbon Lath Martensite Steel,” *Metals*, vol. 14, no. 12, 2024, doi: 10.3390/met14121340.
- [12] H. Yu, A. Díaz, X. Lu, B. Sun, Y. Ding, M. Koyama, J. He, X. Zhou, A. Oudriss, X. Feaugas and Z. Zhang, “Hydrogen Embrittlement as a Conspicuous Material Challenge—Comprehensive Review and Future Directions,” *Chem. Rev.*, vol. 124, no. 10, pp. 6271–6392, May 2024, doi: 10.1021/acs.chemrev.3c00624.
- [13] M. Mičian, D. Harmaniak, F. Nový, J. Winczek, J. Moravec and L. Trško, “Effect of the t_{8/5} Cooling Time on the Properties of S960MC Steel in the HAZ of Welded Joints Evaluated by Thermal Physical Simulation,” *Metals*, vol. 10, no. 2, 2020, doi: 10.3390/met10020229.
- [14] J. Laitila and J. Larkiola, “Effect of enhanced cooling on mechanical properties of a multipass welded martensitic steel,” *Weld. World*, vol. 63, pp. 637–646, 2019, doi: 10.1007/s40194-018-00689-7.
- [15] N. Bailey, F. R. Coe, T. G. Gooch, P. H. M. Hart, N. Jenkins and R. J. Pargeter, *Welding Steels Without Hydrogen Cracking*, 2nd ed., Cambridge, U.K.: Woodhead Publishing, 2004. ISBN: 978-1-85573-014-4.
- [16] ArcelorMittal Europe – Flat Products, *Welding*, 24–26 boulevard d’Avranches, L 1160 Luxembourg. [Online.] Available: https://industry.arcelormittal.com/industry/repository/fce/PDF-technical-chapters/Prcat_Welding.pdf.
- [17] J. Kovács and J. Lukács, “Systematic review of factors influencing the integrity of pipeline girth welds exposed to hydrogen,” *Weld. World*, 2025, doi: doi.org/10.1007/s40194-025-02034-1.

- [18] A. L. Schaeffler, "Metal Progress," *Metal Progress*, 680, 1949.
- [19] A. L. Schaeffler, "Constitution diagram for stainless steel weld metal," *Metal Progress*, vol. 56, no. 5, pp. 680–680B, 1949.
- [20] D. J. Kotecki and T. A. Siewert, *WRC-1992 constitution diagram for stainless steel weld metals*, Welding Research Council, 1992.
- [21] M. F. Ashby and D. R. H. Jones, *Engineering Materials 2: An Introduction to Microstructures and Processing*, 4th ed., Oxford, UK: Butterworth-Heinemann, 2012, ch. 13, pp. 221–236, doi: 10.1016/C2009-0-64289-6.
- [22] L. Béres, "Proposed Modification to Schaeffler Diagram for Chrome Equivalents and Carbon for More Accurate Prediction of Martensite Content," *Welding Research Supplement to the Welding Journal*, pp. 273-276, July 1998.
- [23] W. T. DeLong, "Metal Progress," *Metal Progress*, 98, 1960.
- [24] L. Y. Mao, X. M. Zhang, and Z. A. Luo, "Hydrogen embrittlement behavior in interstitial Mn–N austenitic stainless steel," *Int. J. Hydrogen Energy*, vol. 47, pp. 36716-36732, 2022, doi: 10.1016/j.ijhydene.2022.08.211.
- [25] S. Kolli, V. Javaheri, T. Ohligschläger, J. Kömi and D. Porter, "The importance of steel chemistry and thermal history on the sensitization behavior in austenitic stainless steels: Experimental and modeling assessment," *Mater. Today Commun.*, vol. 24, 2020, doi: 10.1016/j.mtcomm.2020.101088.
- [26] K.-S. Kim, J.-H. Kang, and S.-J. Kim, "Effect of Grain Boundary Carbide on Hydrogen Embrittlement in Stable Austenitic Stainless Steels," *ISIJ International*, vol. 59, no. 6, pp. 1136–1144, 2019, doi: doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2018-639.
- [27] R. Fussik, G. Egels, W. Theisen, and S. Weber, "Stacking Fault Energy in Relation to Hydrogen Environment Embrittlement of Metastable Austenitic Stainless CrNi-Steels," *Metals*, vol. 11, 2021, doi: doi.org/10.3390/met11081170.
- [28] T. Michler and J. Naumann, "Hydrogen environment embrittlement of solution treated Fe–Cr–Ni superalloys," *Materials Science & Engineering A*, vol. 607, pp. 71–80, 2014, doi: doi.org/10.1016/j.msea.2014.03.134.
- [29] E. Hsieh and W. Wu, "Overview of Intermetallic Sigma (σ) Phase Precipitation in Stainless Steels," *ISRN Metallurgy*, vol. 2012, Art. ID 732471, 2012, doi: 10.5402/2012/732471.
- [30] J. Woodtli and R. Kieselbach, "Damage due to hydrogen embrittlement and stress corrosion cracking," *Engineering Failure Analysis*, vol. 7, pp. 427–450, 2000, doi: 10.1016/S1350-6307(99)00033-3.
- [31] D. V. Ragone, *Thermodynamics of Materials Volume II*, John Wiley and Sons, 1995, ISBN: 978-0-471-30886-7.

ÖSSZEFOGLALÓ AZ ADDITÍV GYÁRTÁSI TECHNOLÓGIÁKRÓL

Kőrössi László

Hegesztési felelős/karbantartás előkészítő, MVM Mátra Energia Zrt., Bükkábrányi bánya
3422 Bükkábrány, e-mail: korossylaszlo78@gmail.com

Meilinger Ákos

Egyetemi docens, Miskolci Egyetem, Anyagszerkeztani és Anyagtechnológiai Intézet,
Mechanikai Technológiai Intézeti Tanszék
3515 Miskolc, Miskolc-Egyetemváros, e-mail: akos.meilinger@uni-miskolc.hu

Absztrakt

Az additív gyártás az elmúlt évtizedekben gyors ütemű fejlődésen ment keresztül, és a prototípuskészítés eszközéből mára ipari szintű gyártási technológiává vált. A rétegről rétegre történő építés lehetővé teszi bonyolult geometriák, könnyített szerkezetek és testre szabott termékek előállítását, amelyek hagyományos módszerekkel nehezen vagy egyáltalán nem gyárthatók. A technológia kulcsszerepet játszik az űripárban, az autópárban, és az orvostechnikában is. Előnyei közé tartozik az anyagtakarékosság, a gyors iteráció, valamint a rugalmas termelés lehetősége. A technológia gyors fejlődése számos, különböző elven működő eljárásváltozatot eredményezett, melyek között egyre nehezebb eligazodni. Ennek az összefoglaló cikknek a célja, hogy egy átfogó képet adjon az additív gyártási technológiákról.

Kulcsszavak: additív gyártás, 3D nyomtatás, huzalelektrodás additív gyártás (WAAM)

Abstract

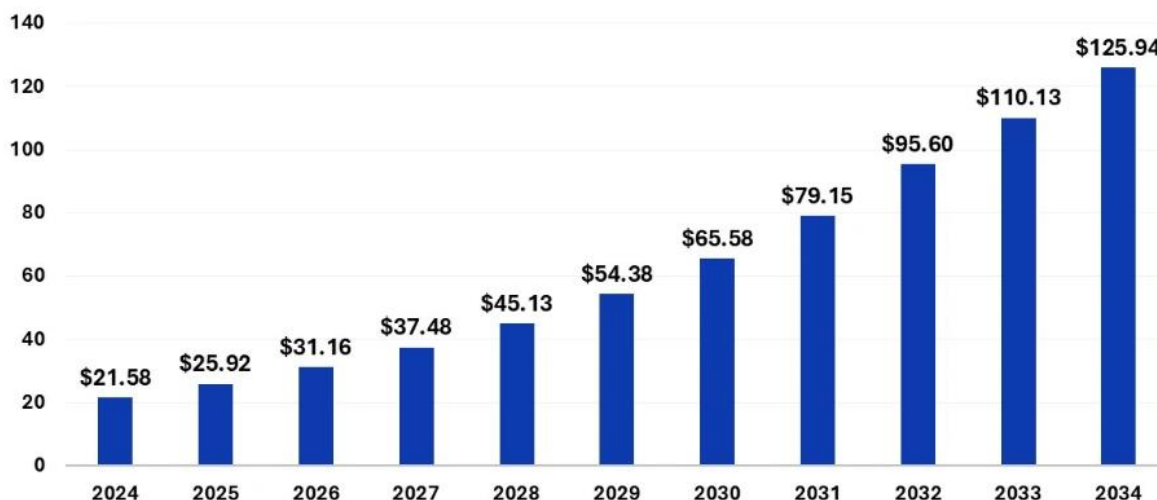
Additive manufacturing has undergone rapid development over the past decades, evolving from a tool for prototyping into a full-scale industrial production technology. Layer-by-layer fabrication enables the creation of complex geometries, lightweight structures, and customized products that are difficult or impossible to produce using traditional methods. The technology plays a key role in space industry, the automotive industry, and medical engineering as well. Its advantages include material efficiency, fast iteration, and flexible production capabilities. The rapid advancement of the field has led to numerous process variants based on different principles, making it increasingly challenging to navigate among them. This review article aims to provide a comprehensive overview of additive manufacturing technologies.

Keywords: additive manufacturing, 3D printing, wire arc additive manufacturing (WAAM)

1. Bevezetés

A gyártó vállalatoknál a termelési kényszer nem tolerálja a holtidőket és a termelési kieséseket. A tervezés, az optimalizáció a határokat feszegeti. A tervezhető, előre látható karbantartási és javítási folyamatok a gyár életének bizonyos ciklusában elő kell forduljanak. A havária jellegű meghibásodások sokszor kihívás elé állítják a javító részlegeket, főleg abban az esetben, ha olyan alkatrész megy tönkre, amely nehezen pótolható, költséges, vagy csak hosszú távon beszerezhető.

Megoldásként jó alternatívát adhatnak a különböző additív gyártási technológiák. Egy gyárban szinte minden alkatrészről beszerezhető a CAD modellje, vagy gyorsan létrehozható. Ez alapján a megfelelő technológia kiválasztásával gyorsan pótolható a kérdéses darab. Az additív gyártásban a lehetőségek kapuja még csak épp, hogy kinyílt, de a felhasználási lehetőségek száma meredeken növekszik. A technológiába vetett bizalmat jól mutatja az 1. ábra.



1. ábra. Az additív gyártás piacának alakulása 2024-2034 között – előrejelzés (milliárd USD) [1].

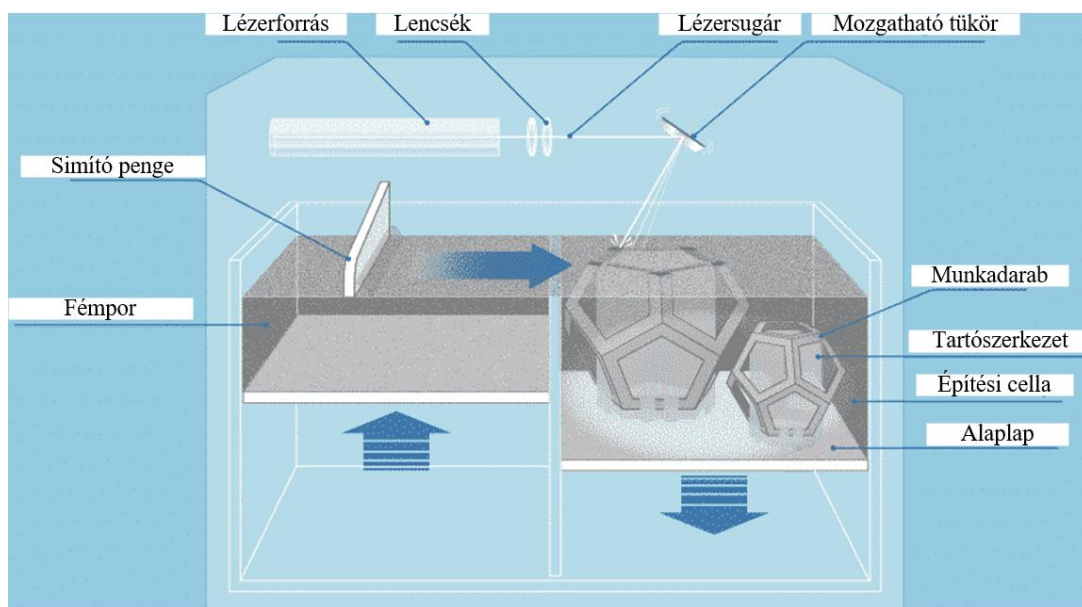
Az additív gyártás egy olyan folyamat, amely során a valós tárgy 3D-s modell adatai alapján, rétegről rétegre, alapanyagok összekapcsolódásával jön létre ellentétben a szubsztraktív és formaadó gyártási módszerekkel. Az utóbbi években a fém additív gyártási (AM = *additive manufacturing*) technológiák exponenciális növekedést mutattak, mint a hagyományos gyártó és megmunkáló eljárások (például forgácsolás) és a formázó eljárások (például öntés, kovácsolás) versenyképes alternatívái. Az AM eljárások lényege a digitális modellből kiinduló, rétegenkénti anyaghozzáadás, ami példátlan geometriai szabadságot és anyaghatékonyságot tesz lehetővé. A fém AM eljárások két fő kategóriába sorolhatók: a porágyas fúziós (PBF = *powder bed fusion*) rendszerek (például SLM = *selective laser melting*, EBM = *electron beam melting*) és a közvetlen energia leválasztásos (DED = *direct energy deposition*) rendszerek. A DED kategórián belül a huzal alapú (wire-fed) eljárások kerülnek előtérbe, különösen ott, ahol nagy építési térfogatra és sebességre, valamint alacsony alapanyagköltségre van szükség. A cikkben bemutatjuk a fémek additív gyártási technológiáit és áttekintést adunk a különböző eljárásokról, külön kiemelve a huzalelektrodás additív gyártást [11].

2. Az additív gyártási technológiák áttekintése

A fém additív gyártás többféle technológiát foglal magában, amelyek közül a leggyakrabban használtakat mutatjuk be.

2.1. Szelektív lézeres olvasztás (*SLM = selective laser melting*) / *direkt fém lézerszinterezés (DMLS = direct metal laser sintering)*

Az SLM és a DMLS a porágyas fúziós eljárások közé tartoznak. A 2. ábrán jól látszik, hogy a folyamat egy zárt kamrában zajlik, ahol a kamrát kitölti egy inert gáz (általában argon vagy nitrogén), hogy megakadályozza a fém oxidációját. Egy adagoló tartályból egy henger vagy egy simító penge vékony (20-60 mikrométer vastagságú) fémpor réteget terít szét az építő platformon. Egy nagy energiájú lézersugár a CAD modell keresztmetszetének megfelelően végig pásztázza a porréteget, összeolvastva a fémrészecskéket. A platform ezután egy rétegvastagsággal lejjebb süllyed, és a folyamat ismétlődik, amíg az alkatrész el nem készül [2]. A fő különbség az SLM és a DMLS között, hogy az SLM teljes olvadást hoz létre, homogén, egyetlen olvadáspontú alkatrészt eredményezve, gyakran egyedi elemekből (például tiszta titán), míg a DMLS összehevíti a fémpor ötvözeteket az olvadáspontjuk alatt, így hasonlóan nagy sűrűségű, de ötvözött anyagot eredményez [2].



2. ábra. A szelektív lézeres olvasztási eljárás [3].

Az eljárások főbb előnyei, hogy kiváló mechanikai tulajdonságokkal rendelkező, rendkívül nagy sűrűségű alkatrészek hozhatók létre, nagy a tervezési szabadság, komplex, belső csatornákkal vagy rácsokkal rendelkező geometriák gyárthatók. Jó felületi minőségű termékeket lehet készíteni, de nagy pontosságú alkatrészek esetén utólagos felületkezelés lehetséges [2].

Hátránya a lassabb építési sebesség a többi technológiához képest főként az egyes DED eljárásokhoz viszonyítva. Az alkatrészekhez tartószerkezetek szükségesek a deformáció megelőzésére és a hő elvezetésére. Magas a kezdeti beruházási költség és drágák az alapanyagok (fémporok). Korlátozott az építési méret, mivel függ a berendezés és a porágy méretétől [2].

A technológia ideális orvosi implantátumok, repülőgépipari alkatrészek és nagy szilárdságot igénylő funkcionális prototípusok készítésére.

2.2 Elektronsugaras olvasztás (*EBM = electron beam melting*)

Az EBM is egy porágyas fúziós eljárás. A működési elve hasonló az SLM eljáráshoz, viszont ebben az esetben a technológia lézer helyett egy nagy energiájú elektronsugarat alkalmaz a fémport megolvasztására. A folyamat vákuumkamrában zajlik, hogy az elektronok szabadon mozoghassanak, és a fém ne oxidálódjon [4]. Az elektronsugár gyorsabban pásztázhat, mint a lézer, és előmelegíti a teljes porágyat, csökkentve a maradó feszültséget az alkatrészben.

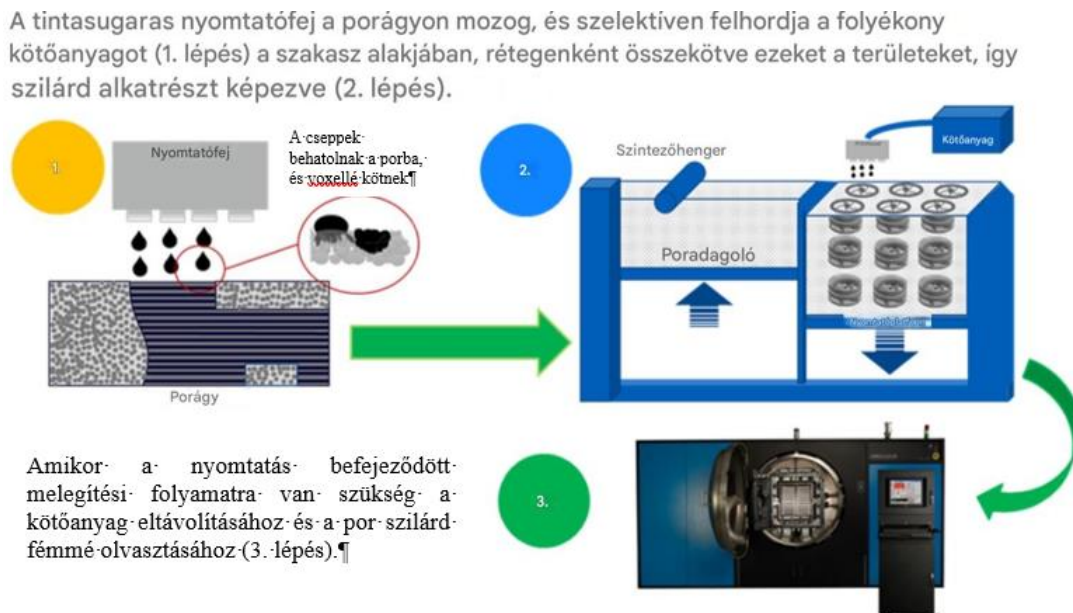
Előnye a gyorsabb építési sebesség bizonyos alkalmazásoknál, (mint az egy-lézeres SLM gépek). A vákuumkörnyezet és az előmelegítés miatt kiváló mechanikai tulajdonságú, nagy sűrűségű alkatrészek jönnek létre, alacsonyabb belső feszültséggel.

A felületi minőség általában durvább, mint az SLM/DMLS eljárásoknál, így jelentős utómunkát igényel. A gép és a folyamat komplexitása miatt magasabb a beruházási költség. Az anyagválaszték a vezetőképes fémekre korlátozódik. A vákuumozás idő és energiaigényes.

Jól alkalmazható nehezen megmunkálható, hőálló anyagokhoz, például titán-ötvözetekhez vagy a kobalt-krom ötvözetekhez.

2.3. Kötőanyag-sugárzás (*BJ = binder jetting*)

A BJ szintén porágyas fúziós eljárás, de ebben az esetben nem hőt használnak az építési fázisban. A porágyra vékony rétegben fémport visznek fel. Egy tintasugaras nyomtatófejhez hasonló berendezés ezután egy folyékony kötőanyagot (ragasztót) permetez a porrétegre a kívánt geometria mentén. Az így rétegenként felépített alkatrész ("zöld test") még törekeny. Ezt követi egy szinterezési folyamat a kemencében, ahol a kötőanyag kiég, a fémrészecskék pedig összeolvadnak, így nyeri el az alkatrész a végleges sűrűségét és szilárdságát [4].



© 2022 General Electric Company - Minden jog fenntartva

3. ábra. A kötőanyag-sugárzásos eljárás elve [5].

Az eljárás előnye, hogy nagyobb az építési sebesség és a skálázhatóság és alkalmas tömeggyártásra. Nincs szükség tartószerkezetekre, mivel a környező por megtámasztja az alkatrészt. Olcsóbb lehet más fémnyomtatási technológiáknál, mivel nem igényel drága lézert vagy vákuumkamrát. A felületi minőség jó lehet, bár az összeolvasztás miatt méretváltozás léphet fel.

Hátránya, hogy jelentős utófeldolgozást (tisztítás, szinterezés) igényel, ami extra időt és berendezést jelent, a "zöld test" törékeny, óvatos kezelést igényel, illetve a szinterezés során az alkatrészt zsugorodhat, ami befolyásolja a méretpontosságot.

2.4. Irányított energia bevitel (*DED = direct energy deposition*)

A DED eljárások a fémhegesztéshez hasonlóak. Egy fúvóka a fémhuzalt vagy fémport közvetlenül egy fókuszált hőforrás (lézer, elektronsugár, plazmasugár vagy villamos ív) által létrehozott olvadékfürdőbe juttatja. Az anyag és a hőforrás egyszerre mozog, rétegről rétegre építve az alkatrészt vagy javítva egy meglévő felületet [2].



4. ábra. Lézervezérelt DED eljárás [6].



5. ábra. Elektronsugár vezérelt DED eljárás [6].

Az eljárás legfontosabb előnye a nagyon gyors leolvasztási teljesítmény [2]. Nagy méretű alkatrészek gyártására vagy meglévő alkatrészek javítására, felújítására kiválóan alkalmas. Kiválóak a mechanikai tulajdonságok a hegesztési folyamat miatt. Lehetővé teszi különböző fémek vagy ötvözetek egyidejű lerakását egyetlen alkatrészen belül.

Hátránya a rosszabb felületi minőség az SLM/EBM eljárásokhoz képest, így jelentős utólagos megmunkálást igényel. A nagyobb hőközlés miatt nagyobb a deformáció kockázata. Komplexebb folyamatirányítást igényel, mozoghat a fej és a munkadarab is, meg kell oldani a huzalvezérlést és meg kell határozni a megolvasztásához szükséges hőmennyiséget, illetve az időzítést is.

A legnagyobb termelékenységet a huzalelektrodás additív gyártási technológiákkal lehet elérni, ami így az egyik legígéretesebb additív gyártási technológia, ezért ezzel részletesen foglalkozunk a következő fejezetben.

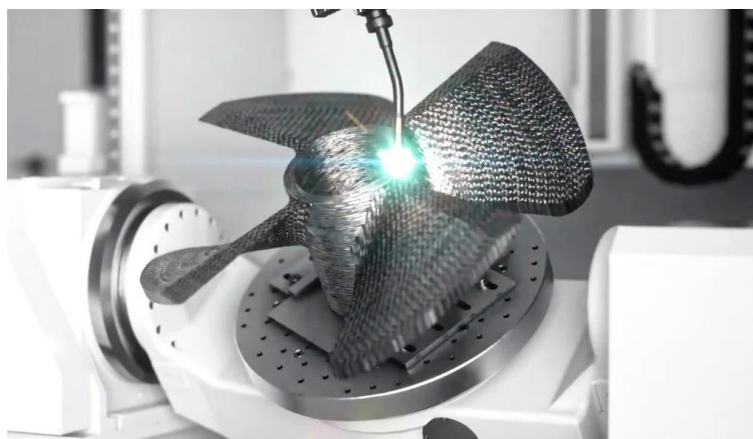
3. A huzalelektrodás additív gyártás (*WAAM = wire arc additive manufacturing*)

A huzalelektrodás additív gyártás a DED eljárások egyik meghatározó típusa, amely az ívhegesztési technológiát ötvözi a robotizált, számítógépes vezérléssel [7]. A WAAM lényegében egy ipari hegesztőrobotot használ, amely a hagyományos hegesztési eljárások (például huzalelektrodás védőgázos ívhegesztés, volfrámelektrodás védőgázos ívhegesztés) során alkalmazott huzalelektrodát (mint alapanyagot) és villamos ívet (mint hőforrást) alkalmazza az alkatrész rétegenkénti felépítéséhez egy hordozó (alaplemez) felületén. A folyamat eredménye egy minimális utómegmunkálást igénylő (*NNS = near-net-shape*) előforma, melyet jellemzően utólagos forgácsolással véglegesítenek. A WAAM elsődlegesen a nagy, szerkezeti célú fémalkatrészek gazdaságos és gyors gyártására fókuszál.

A leggyakrabban alkalmazott ívhegesztési eljárások a WAAM esetén [7]:

- Huzalelektrodás védőgázos ívhegesztés: Nagy építési/deponálási sebesség és viszonylag alacsony beruházási költség jellemzi. Előnyös acélok és alumínium ötvözetek feldolgozásánál.
- Volfrámelektrodás védőgázos ívhegesztés: Pontosabb hőbevitel-szabályozást tesz lehetővé, ami előnyös reaktív fémek (például titán) esetében. A huzal adagolása itt nem elektrodaként, hanem külön történik.
- Plazmaív hegesztés: Nagy energiasűrűség jellemzi, ami mélyebb beolvadást és nagyobb sebességet tesz lehetővé.

A háromdimenziós alakzatot a CAD modellből származtatott, robot által végrehajtott kétdimenziós pályák folyamatos ismétlése hozza létre. A rétegek közötti kapcsolat minősége alapvető az alkatrész mechanikai integritása szempontjából.



6. ábra. Huzalelektrodás additív gyártás [6].

Egy tipikus WAAM rendszer a következő fő komponensekből épül fel: A mozgató rendszer biztosítja a hegesztőpisztoly pontos, több tengelyes mozgását. Jellemzően ipari robotkarokat (6 vagy több tengelyes) vagy CNC vezérelt portálrendszereket alkalmaznak [8]. A robotok nagy munkatérrel és rugalmassággal rendelkeznek, ami elengedhetetlen a nagy alkatrészek építéséhez. A hegesztő berendezés egy kereskedelmi forgalomban kapható, nagy teljesítményű, digitális vezérlésű hegesztő tápegység. Az impulzusos ív (például CMT) alkalmazása különösen fontos, mivel csökkenti a hőbevitelt, javítva ezzel a rétegminőséget és a maradó feszültségeket. A költséghatékony és széles körben elérhető hegesztő huzalelektroda (alapanyag) a WAAM egyik legnagyobb előnye. Az anyagtípusok széles skálája feldolgozható, beleértve a hagyományos és nagyszilárdságú acélokat, alumínium, titán és nikkel ötvözeteket. A folyamatot a légköri szennyeződések (oxigén, nitrogén) kizárása érdekében védőgáz alatt végzik (például argon, hélium, CO₂ keverékek). A reaktív fémek (például titán) esetén teljesen zárt, inert gázzal töltött kamra vagy helyi argon gázzal történő védőburkolat alkalmazása szükséges az oxidáció megelőzésére és a megfelelő mechanikai tulajdonságok elérésére [8].

3.1. A WAAM technológia előnyei

A WAAM technológia számos előnnyel rendelkezik a hagyományos gyártási eljárásokkal és más additív gyártási módszerekkel (különösen a porágyas fúziós rendszerekkel) szemben, ami miatt kiválóan alkalmas nagyméretű szerkezeti alkatrészek előállítására. Mivel az építési térfogatot elsősorban a mozgató rendszer (ipari robotkar vagy portálgép) hatósugara korlátozza, lehetőség nyílik több méteres, nagytömegű alkatrészek (például repülőgép szárnybordák, hajócsavarok) gyártására, ami a PBF technológiákkal elérhetetlen [4].

A huzalelektroda, mint alapanyag, jelentősen olcsóbb és könnyebben kezelhető, mint a fémpor.

A rendszer nagyrészt szabványos, kereskedelmi forgalomban lévő hegesztő berendezésekből és ipari robotokból épül fel, ami a beruházási és a fenntartási költségeket alacsonyabban tartja más DED rendszerekhez (például lézeres/elektronsugaras rendszerekhez) képest.

A WAAM NNS előformákat hoz létre, amelyek már közel állnak a végleges geometriához. Ez jelentősen csökkenti a felhasználandó nyersanyag mennyiségét és a forgácsolási hulladékot. Például az űriparban, ahol a hagyományos kovácsolás/forgácsolás során az eredeti nyersanyag 80-90%-a is hulladék lehet, a WAAM hatalmas megtakarítást eredményez.

A WAAM rendszerek könnyen integrálhatók CNC megmunkáló központokkal, létrehozva így úgynevezett hibrid gyártócellákat. Ez lehetővé teszi az alkatrész rétegenkénti építését, majd a kritikus felületek azonnali, precíziós megmunkálását, még azelőtt, hogy a többi anyag deponálásra kerülne. Emellett a technológia kiválóan alkalmazható meglévő, drága fémalkatrészek javítására és kopófelületek felrakására is [7].

3.2. A WAAM technológia hátrányai

Bár a WAAM rendkívül előnyös bizonyos alkalmazásokban, több műszaki korláttal és kihívással is szembe kell néznie. A magas deponálási sebesség és a rétegenkénti hegesztési folyamat miatt a felületek jellegzetesen durvák és hullámosak. Ez szinte mindig szükségessé teszi az utólagos forgácsolást a méretpontosság és a kívánt felületi érdesség eléréséhez [8].

A folyamat korlátozza a finom részletek, a vékony falak és a meredek túlnyúlások kialakítását. A minimális falvastagság jóval nagyobb, mint a PBF technológiáknál. A függőleges falak építése

egyszerű, de a komplex, nagy szögű túlnyúlások nehezen vagy egyáltalán nem kivitelezhetők támasztószervezetek nélkül, amelyeket utána el kell távolítani.

A hegesztési folyamatból eredő termikus ciklusok anizotróp tulajdonságokat okozhatnak a deponálás irányában és a rá merőleges irányban. Emellett előfordulhat porozitás, zárványok, vagy a fémötvözet kémiai összetételének nem kívánt változása (például bizonyos ötvözőelemek kiégése). Ezen inhomogenitások kezelése szigorú folyamatszabályozást és gyakran utólagos hőkezelést igényel.

A stabilitás és a pontosság érdekében a WAAM megköveteli a robotpálya, a hőbevitel, a rétegek közötti hőmérséklet és a védőgáz-áramlás szinkronizált vezérlését. A valós idejű szenzoros visszacsatolás (például termográfia) és az adaptív folyamatszabályozás (például ívhossz-szabályozás) elengedhetetlen a hibátlan nagy alkatrészek előállításához.

3.3. A WAAM technológia paraméterei

A WAAM folyamat sikerét és a gyártott alkatrész minőségét alapvetően a felügyelt beállítások és a folyamatdinamika határozza meg. A legfontosabbak a független paraméterek, amelyek közvetlenül befolyásolják a deponált anyag geometriáját és metallurgiai tulajdonságait [8]:

- A WAAM egyik legnagyobb versenyelőnye a leolvastási, vagy építési sebesség, amely a huzalelőtolási sebesség növelésével növekszik. A WAAM képes elérni a 0,5 kg/h és a 10 kg/h közötti tartományt, ami nagyságrendekkel meghaladja a PBF eljárások sebességét. Magas áram és feszültség szükséges a nagy sebességhez.
- A hegesztési technológiában alapvető fontosságú paraméter a hőbevitel, amely a beolvasztott fém szövetszerkezetét, és a hőhatásövezetet befolyásolja. A precíz hőbevitel-szabályozás elengedhetetlen a porozitás, az anyag inhomogenitása és a torzulás minimalizálása érdekében.
- A rétegfelbontás és a geometriai pontosság nagyban befolyásolja, hogy a kész termék eléréséhez mennyi utómunkálatra van szükség. Ideális esetben a rétegvastagság a huzalátmérővel megegyező vagy annál valamivel nagyobb. A precíz geometriát csak a kalibrált mozgatórendszer, a stabil ív és az állandó huzalelőtolás garantálja. A szeletelő (*slicing*) szoftverek feladata a CAD modellből történő optimális rétegpályák generálása.

3.4. Termikus hatások

A WAAM folyamat jellegzetessége, a rétegenkénti felépítés és az ívhegesztés intenzív hőforrása, komplex termikus ciklust eredményez, amely közvetlenül befolyásolja az alkatrész végső minőségét.

A WAAM magas hőbevitel jelentős ideig magas hőmérsékletnek teszi ki a korábban deponált rétegeket. Ez a megolvadt zónában és a hőhatásövezetben durva szemcseszerkezet kialakulásához, illetve nem kívánt fázis átalakulásokhoz vezethet. Ez különösen kritikus lehet bizonyos nagyszilárdságú acélok vagy titánötvözetek esetében, ahol a szövetszerkezet szorosan korrelál a mechanikai tulajdonságokkal.

A geometriai pontosság, a torzulás és a szövetszerkezet homogén tulajdonságainak megőrzése érdekében létfontosságú a rétegek közötti hőmérséklet ellenőrzése. Ennek célja, hogy a korábbi réteg hőmérséklete egy előre meghatározott hőmérséklet alá essen a következő réteg deponálása előtt. Ezt gyakran hűtőrendszerekkel (például légfűtés, inert gáz áramoltatás) segítik, ami lassíthatja a teljes gyártási időt [7].

A hegesztési folyamathoz hasonlóan a WAAM jelentős maradó feszültséget generál az alkatrészben, főként a nagy hőmérsékletkülönbségek és a zsugorodás miatt. Ez nagyméretű alkatrészeknél komoly torzuláshoz és akár repedésekhez is vezethet. A megoldások közé tartozik a

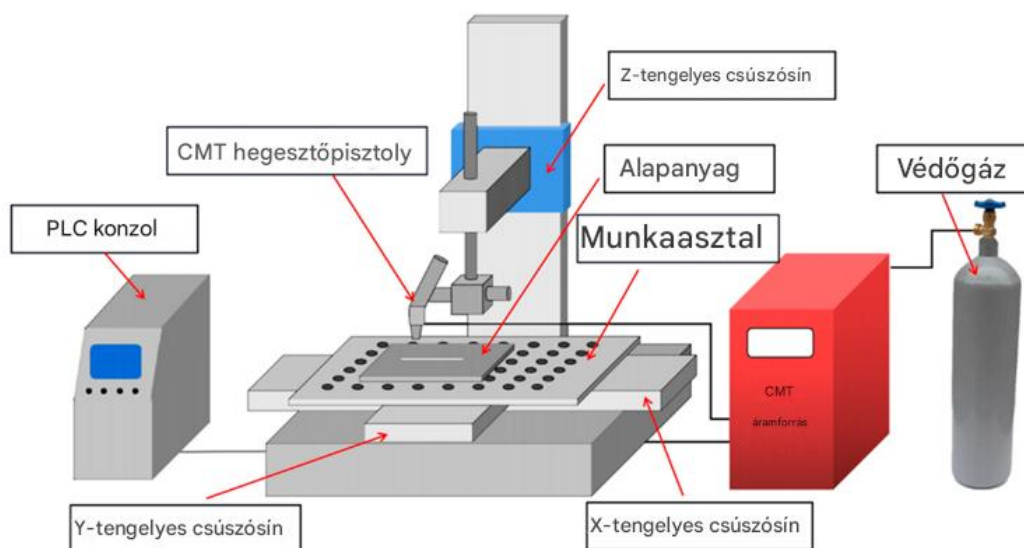
szimmetrikus deponálási stratégia, a csökkentett hőbevitel, illetve az esetek egy részében elkerülhetetlen az utólagos feszültségcsökkentés [4].

3.5. Szeletelés és pályatervezés

A digitális modell (jellemzően STL vagy STEP formátum) gyártásra való előkészítése a WAAM esetében összetettebb, mint a PBF rendszereknél. A szoftvernek először a rétegekre bontást kell elvégeznie, következő lépésként ki kell választani a kitöltési mintázatot a rétegen belül, ami befolyásolja a hegesztési irányt. Utolsó lépés a robotkód generálása. A hegesztési paraméterek (áramerősség, sebesség, huzalelőtolási sebesség) hozzárendelése a robotos mozgáshoz, figyelembe véve az ívgyújtás és ívelőtás pontjait. A folyamatfelügyelő szoftverek egyre gyakrabban integrálják a valós idejű szenzor adatokat (hőmérséklet, áramerősség) a minőségbiztosítás és a folyamatvezérlés céljából.

3.6. A CMT technológia alkalmazhatósága

A CMT (*cold metal transfer*) technológia egy új, vezérelt rövidzárlatos huzalelektrodás védőgázos ívhegesztési eljárásváltozat, amelyet a rendkívül alacsony hőbevitel és a fröcskölésmentes működés jellemez.



7. ábra. A CMT technológia alkalmazása az additív gyártáshoz [9].

A hagyományos huzalelektrodás védőgázos ívhegesztési eljárással ellentétben a CMT eljárás lényege a huzal mozgásának aktív, rendkívül pontos vezérlése. A rendszer a hegesztési folyamatba integráltan, nagy sebességgel mozgatja a huzalt előre és hátra. Amikor rövidzárlat jön létre, és a huzal beleér a hegfürdőbe, a rendszer visszahúzza a huzalt. Ezáltal a csepp leválik az ív fázis bekapcsolása nélkül, vagy csak minimális ívenergiával. A rövidzár fázisban gyakorlatilag nincs áramfolyás, és az ív égési ideje is nagyon rövid, ami minimálisra csökkenti a hegesztés közbeni hőbevitelt az alapanyagba [10].

Előnyei közé tartozik többek között a minimális hőbevitel. Lehetővé teszi vékony lemezek hegesztését, valamint olyan anyagok kötését, amelyek érzékenyek a hőre (például alumínium, nagy szilárdságú acélok). Az eljárás szinte teljesen fröcskölésmentes varratokat eredményez, jelentősen csökkentve az utómunkálatok idejét és költségét. A hegesztés során stabil az ív; a világ legstabilabb ívének tartják, nagyon pontos eljárás szabályozással. A technológia lehetővé teszi a különböző anyagok hegesztését például acél és alumínium közötti kötések létrehozását, ami korábban nehézkes volt. A hegesztés esztétikus varratokat eredményez; a volfrámelektrodás védőgázos ívhegesztéssel összevethetően esztétikus, kiváló minőségű varratok készíthetők vele [10].

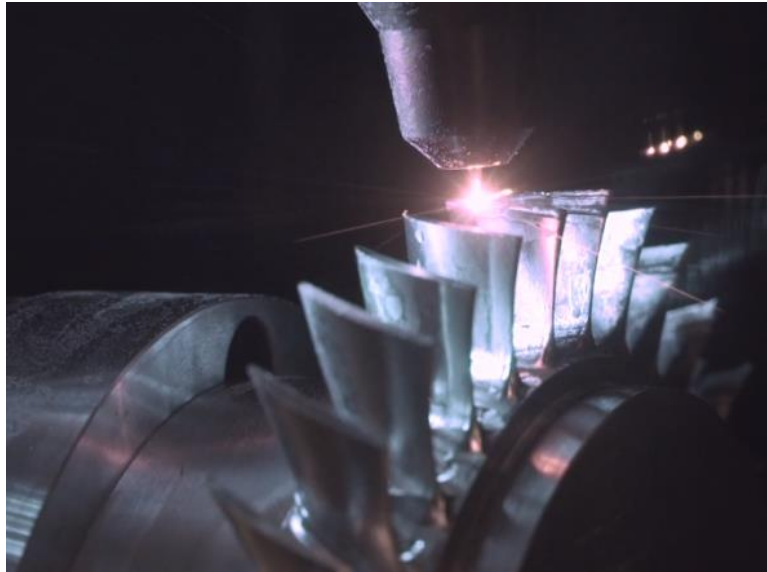
Hátránya, hogy a CMT berendezések (speciális áramforrás, vezérelt huzalelőtoló, *push-pull* pisztoly) lényegesen drágábbak, mint a hagyományos huzalelektrodás védőgázos ívhegesztőgépek. Ez kisebb vállalkozások vagy alacsonyabb volumenű projektek esetén akadályt jelenthet. A technológia összetettebb, mint a hagyományos eljárásoké. A hegesztőknek speciális képzésre és mélyebb folyamatismeretre van szükségük az optimális paraméterek (például a huzal visszahúzási sebesség és az impulzusok) beállításához. Bár a precizitása kiváló, bizonyos alkalmazásokban a CMT eljárás lassabb lehet, mint más, nagyobb hőbevitelű hegesztési módszerek, ami hatással lehet a termelékenységre időkritikus projektek esetén. A vezérelt huzalelőtoló rendszerek (*push-pull*) miatt a hegesztőpisztolyok általában nagyobbak és nehezebbek lehetnek, ami korlátozhatja a hozzáférést szűk vagy nehezen megközelíthető hegesztési pozíciókban. A speciális berendezésigény miatt a régebbi, hagyományos hegesztőeszközökkel vagy meglévő szerszámokkal való kompatibilitás korlátozott lehet. A technológia vékony anyagokhoz ideális, vastagabb anyagok hegesztésekor, vagy túl gyors hegesztési sebességnél a hidegebb ömledék miatt a gázok nehezebben tudnak távozni a megszilárdulás előtt, ami pórusképződéshez vezethet a varratban [10].

A CMT eljárást széles körben alkalmazzák az iparban, többek között, az autóiparban (például kipufogórendszerekhez), vékony lemezek hegesztésénél, illetve forrasztásánál, ahol a hagyományos eljárások túl nagy hőt jelentenének. Jó lehetőséget biztosít különböző anyagok hegesztett kötésének a kialakítására (például acél-alumínium kötések). Nagyszerűen bizonyít a robotizált hegesztési feladatoknál, kiválóan alkalmazható a nagyfokú pontosság és a megismételhetőség miatt. A CMT technológia, amelyet a Fronius fejlesztett ki és tett ismertté, jelentős innovációt hozott a hegesztéstechnikába az alacsony hőbevitelű, minőségi kötések iránti ipari igények kielégítésére.

3.7. Jelenlegi alkalmazási területek

A WAAM technológia a magas deponálási sebességének, költséghatékonyságának és nagy építési térfogatának köszönhetően azokban az iparágakban terjed el a leginkább, ahol nagyméretű, nagy értékű alkatrészekre van szükség, és kritikus a nyersanyag megtakarítása.

A repülőgépipar az egyik legnagyobb haszonélvezője a WAAM-nak, különösen a nagy titán szerkezeti elemek gyártásánál (például szárnybordák, futómű alkatrészek). A hagyományos kovácsolás/forgácsoláshoz képest a WAAM drasztikusan csökkenti a nyersanyagfelhasználást és a gyártási időt. Erre mutat példát a 8. ábra. Ezen a területen a minőségbiztosítási és tanúsítási követelmények a legszigorúbbak.



8. ábra. *WAAM technológiával gyártott turbinalapát [11].*

A gépjárműgyártásban is egyre népszerűbb az additív technológia. Az alkatrészek prototípus gyártásai mellett egyre nagyobb szerepet kap a sorozatgyártás is, ahogy azt a 9. ábra is mutatja.



9. ábra. *A BMW WAAM technológiával gyártott alkatrésze [12].*

A hajógyártás és offshore ipar esetében a WAAM ideális megoldást nyújt nagyméretű, egyedi komponensek, például hajócsavarok, szivattyúházak vagy tengeralattjáró alkatrészek igény szerinti

gyártására és javítására. A technológia lehetővé teszi a pótalkatrészek gyors előállítását a gyártási helyszín közelében, csökkentve a globális ellátási láncból való függőséget. Emellett egyedi szerkezetek is készülnek ezzel a technológiával, ahogy azt a 10. ábra mutatja.



10. ábra. Az MX3D által gyártott gyalogoshíd Amszterdamban [13].

Az energiaiparban és a bányászatban gyakran használnak egyedi tervezésű, nagyméretű és nagy szilárdságú komponenseket, mint például turbinalapátokat, szelepházakat vagy nyomástartó edényeket, amelyek részei gazdaságosan gyárthatók WAAM-mal, erre mutat példát a 11. ábra. Különösen a nagy értékű, nikkel-alapú ötvözetek esetében jelentős az anyagtakarékosság.



11. ábra. Az MX3D WAAM technológiával gyártott T-idom [13].

A szerszámgyártók részére a WAAM képes bonyolult geometriájú betétek és szerszámok előállítására és különösen azok javítására vagy módosítására, ahol a hagyományos hegesztés és forgácsolás nehézkes lenne.

3.8. Jövőbeli kutatási irányok

A WAAM technológia fejlesztése folyamatos. A kutatások a folyamat hatékonyságának és a végeredmény minőségének további javítására fókuszálnak.

Folytak kísérletek a különböző fémötvözetek rétegenkénti integrálására egyetlen alkatrészen belül. Ez lehetővé teszi, hogy az alkatrész egyes zónái a funkcionális követelményeknek megfelelő, eltérő anyagból készüljenek (például kopásálló felület, nagy szilárdságú mag). Gyártás szempontjából nagy innováció az eltérő anyagok kombinálása (például titán, bronz, alumínium esetleg polimerek) egy terméken belüli integrálása, többszálas technikával, a funkcionalitás és tartósság megtartása mellett.

Nagy lehetőségek vannak a mesterséges intelligencia és az adaptív vezérlés hasznosításában. Például a gépi tanulási algoritmusok felhasználása a gyártási paraméterek (áramerősség, sebesség, hűtési idő) valós idejű módosítására, a szenzoroktól kapott visszajelzések alapján. Ez minimalizálja a torzulást, stabilizálja a hőciklust, és csökkenti az emberi beavatkozás szükségességét. A CNC megmunkálás és a WAAM funkciók még szorosabb integrációja a ciklusidő rövidítése és a precíziós felületek gyorsabb előállítása érdekében lehet előnyös.

4. Összefoglalás

Jól látható, hogy az additív gyártás számos technológiát használ, melyek alkalmazása a piac egy-egy kis szegmensére összpontosul. Ennek egyik fő oka a hosszú gyártási időkben és a drága berendezésekben keresendő. A WAAM technológia hatékony hidat képez a fém additív gyártás és a nagyméretű szerkezeti alkatrészek gyártása között. A technológia a szabványos ívhegesztési eljárásokra épül, amelyeket precíz robotikai vezérléssel és rétegenkénti felépítéssel kombinál. A WAAM legnagyobb előnyei a rendkívül magas deponálási sebesség, a nagy építési térfogat és a költséghatékony huzal alapanyag használata. A fő kihívások továbbra is a gyenge felületi minőség, amely utólagos CNC megmunkálást igényel, valamint az anizotrópia és a maradó feszültségek kezelése, amelyek a komplex termikus ciklusokból erednek. A WAAM már most is alapvető szerepet játszik olyan nagy értékű iparágakban, mint a repülőgépipar és a hajógyártás, ahol képes a hagyományos eljárások (öntés, kovácsolás) leváltására. A technológia egyre kifinomultabbá válik az adaptív vezérlés és az in-situ alakítás bevezetésével, amelyek hozzájárulnak a mechanikai tulajdonságok javításához. Ahogy a szabványosítási és tanúsítási protokollok stabilizálódnak, a WAAM a jövőben a nagyméretű, nagy teljesítményű fémalkatrészek ipari gyártásának egyik alappillére lesz, lehetővé téve a tervezési szabadságot és a fenntarthatóbb anyagfelhasználást.

Irodalom

- [1] Sciaky Inc. "Benefits of wire vs. powder metal 3D printing," Nov. 19, 2025. [Online]. Available: <https://www.sciaky.com/additive-manufacturing/wire-vs-powder>
- [2] L. Zhou, et al., "Additive manufacturing: A comprehensive review," *Sensors*, vol. 24, no. 9, 2024, Art. no. 2668, doi: 10.3390/s24092668.
- [3] Facfox Inc. "Áttekintés: Hogyan működik a DMLS 3D nyomtatás?", Nov. 19, 2025. [Online]. Available: <http://hu.insta3dp.com/direct-metal-laser-sintering-dmls>

- [4] M. Tebianian et al., “A review of the metal additive manufacturing processes,” *Materials*, vol. 16, no. 24, 2023, Art. no. 7514, doi: 10.3390/ma16247514.
- [5] CNC Media “A GE lerántja a leplet a fém additív technológiáról”, May. 13, 2022. [Online]. Available: <https://www.cnc.hu/2022/05/a-ge-lerantja-a-leplet-a-fem-additiv-technologiarol/>
- [6] Mátix Technológia Co. Kft. “Ismeri mind a 7 fő 3D nyomtatási technológiát? (6. rész)”, Jun. 25, 2023. [Online]. Available: <https://hu.mtxlaser3d.com/info/do-you-know-all-7-main-3d-printing-technologie-83614119.html>
- [7] Y. Li, C. Su, and J. Zhu, “Comprehensive review of wire arc additive manufacturing: Hardware system, physical process, monitoring, property characterization, application and prospects,” *Results in Eng.*, vol. 13, Art. no. 100330, 2022, doi: 10.1016/j.rineng.2021.100330
- [8] F. Lambiase, P. B. Yanala, F. Pace, E. Andreucci, and A. Paoletti, “A state of the art of wire arc additive manufacturing (WAAM)—Part 1: Process fundamentals, parameters and materials,” *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, 2025, doi: 10.1007/s00170-025-15781-8.
- [9] Y. Zhao, F. chen, S. Cao, C. Chen, and R. Xie, “Effect of CMT welding heat input on microstructure and properties of 2A14 aluminium alloy joint,” *Metals*, vol. 12, no. 12, 2022, Art. no. 2100, doi: 10.3390/met12122100.
- [10] P. N. Bellamkonda, M. Dwivedy, and R. Addanki, “Cold metal transfer technology – A review of recent research developments,” *Results in Eng.*, vol. 23, 2024, Art. no. 102423, doi: 10.1016/j.rineng.2024.102423.
- [11] Facfox Inc. “Bevezetés a huzalív adalékos gyártásba [2020-as frissítés] FacFox 3D nyomtatási szolgáltatás”, Mar. 04, 2022. [Online]. Available: <http://hu.insta3dp.com/info/an-introduction-to-wire-arc-additive-manufactu-72003250.html>
- [12] Voxelmatters “BMW Groups adopts WAAM for series production”, Mar. 22, 2024. [Online]. Available: <https://www.voxelmatters.com/bmw-group-adopts-waam-for-series-production/>
- [13] MX3D Page: “Print on Demand” Nov. 19, 2025. [Online]. Available: <https://mx3d.com/print-on-demand/>

A SHORT REVIEW ON MEDIUM MANGANESE STEEL AND HIGH-ENERGY BEAM WELDING

Raghawendra Pratap Singh Sisodia

Associate professor, Institute of Materials Science and Technology,
Faculty of Mechanical Engineering and Informatics, University of Miskolc
3515 Miskolc, Miskolc-Egyetemváros, e-mail: raghawendra.sisodia@uni-miskolc.hu

Abstract

Medium manganese steels (MMnS) have emerged as promising third-generation automotive steels due to their excellent balance of strength and ductility, primarily derived from the TRansformation Induced Plasticity (TRIP)/TWinning Induced Plasticity (TWIP) effects and retained austenite (RA) stabilization. Most available literatures available are dealing with the material development process, base material (BM) microstructural and mechanical properties. However, the weldability of these steels is still not explored in detail yet. Among the available welding processes, high-energy beam welding (HEBW) provides many important advantages such as deep penetration, narrow heat-affected zone (HAZ), and reduced distortion. This short review summarizes the important microstructural characteristics of MMnS, welding challenges, and the applicability of HEBW processes for joining these materials. A short bibliometric analysis using Scopus data (2015–2026) is also included to present the emerging research trends in this field.

Keywords: medium manganese steel, advanced joining technologies, laser beam welding, electron beam welding, bibliometrics

Absztrakt

A közepes mangántartalmú acélok (MMnS) ígéretes harmadik generációs autóiipari acélként jelentek meg, mivel kiváló szilárdság–alakíthatóság egyensúlyt biztosítanak. Ez a kedvező tulajdonság együttes elsősorban az alakváltozás indukálta fázisátalakulás (TRIP) és ikerképződés (TWIP) hatásainak, valamint a visszamaradó ausztenit (RA) stabilizálásának tulajdonítható. A jelenleg elérhető szakirodalom többsége főként az anyagfejlesztési folyamatra, az alapanyag (BM) mikroszerkezetére és mechanikai tulajdonságaira összpontosít. Ugyanakkor, ezen acélok hegeszthetősége mindmáig nem került részletes vizsgálatra. A rendelkezésre álló hegesztési technológiák közül a nagyenergiájú nyalábbal végzett hegesztés (HEBW) számos fontos előnnyel jár, többek között a nagy behatolási mélységgel, a keskeny hőhatásövezettel (HAZ) és a csökkentett alakváltozással. Ez a rövid áttekintés összefoglalja az MMnS lényeges mikroszerkezeti jellemzőit, a hegesztéssel kapcsolatos kihívásokat, valamint a HEBW-eljárások alkalmazhatóságát ezen anyagok összekötésére. Emellett egy rövid bibliometriai elemzés is szerepel, amely a Scopus 2015–2026 közötti adataira támaszkodva mutatja be a terület feltörekvő kutatási trendjeit.

Kulcsszavak: közepes mangántartalmú acél, fejlett hegesztési technológiák, lézersugaras hegesztés, elektronsugaras hegesztés, bibliometriai elemzés

1. Introduction

The increasing development in innovation and technological advancement in the field of metallurgy and material production methods has led to the development of new advanced materials focussing on the different field of application considering environment sustainability, reduced carbon emission, light weight, high strength, low cost etc. In the automotive sector, this development has revolutionised in the production of lightweight materials with high tensile strength and ductility besides higher passenger safety. Also, during the last few decades, there is growing concern in the automotive industry to improve the fuel efficiency and reduce CO₂ emissions [1]. In relation to this, there were several developments in the field of advanced high strength steels (AHSSs) and many different types of steels were over the time and grouped as 1st, 2nd and 3rd generation [2], [3]. This classification is shown in Figure 1.

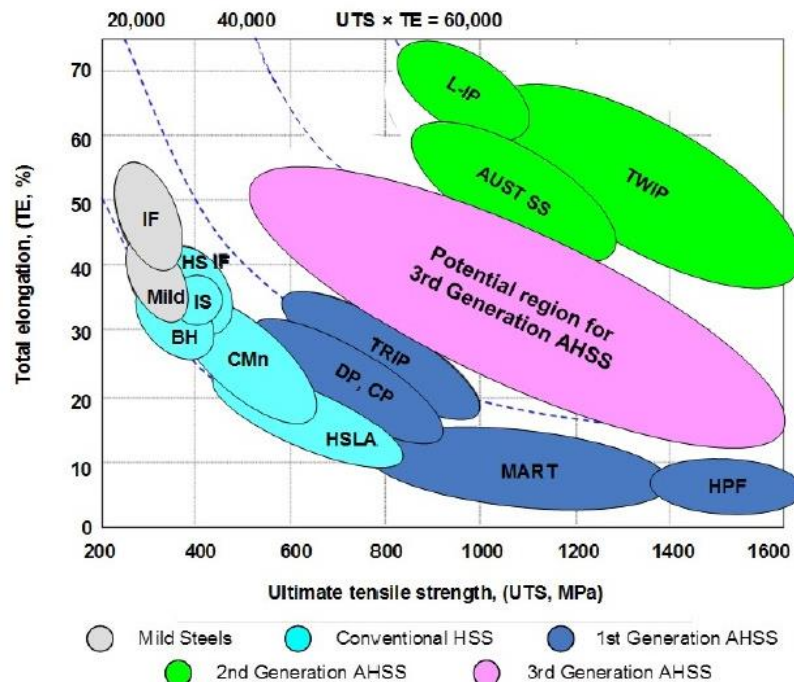


Figure 1. Ultimate tensile strength vs total elongation and the classification of Advanced High Strength Steels [2], [4].

The Figure 1 presents the well-known regularity of metallic materials, according to which, as the strength increases, the ductility decreases following a hyperbolic relationship. This is shown by the $R_m \times A_{80} = C$ (constant) curves highlighting the product of tensile strength and total elongation, which play an important role in the classification of AHSSs. This figure shows the development and grouping of different generation of AHSSs. The 1st generation includes dual phase (DP) steel, complex phase (CP) steels, martensitic steel (MS), transformation induced plasticity (TRIP) steels. The 2nd generation represents characteristics members of Twinning induced plasticity (TWIP) steel group, corrosion resistant austenitic steels with high manganese content. The 3rd generation are stage of emerging AHSSs. In this stage, the basic idea of development is to provide the properties in the range between 1st and 2nd generation high strength steels (HSSs) which are also marked in the Figure 1 [2].

Currently, researchers are much interested in medium manganese steels (MMnS), belonging to the latest 3rd generation of AHSS. MMnS has the benefits of better mechanical properties along with the material cost. This steel usually has Mn concentration from 3 to 12 wt% and consists of ultrafine grained ferrite and retained austenite (RA) [5], [6]. The introduction of the austenite in the microstructure improves the toughness and impact properties of this steel. The base material (BM) microstructure of MMnS is shown in Figure 2.

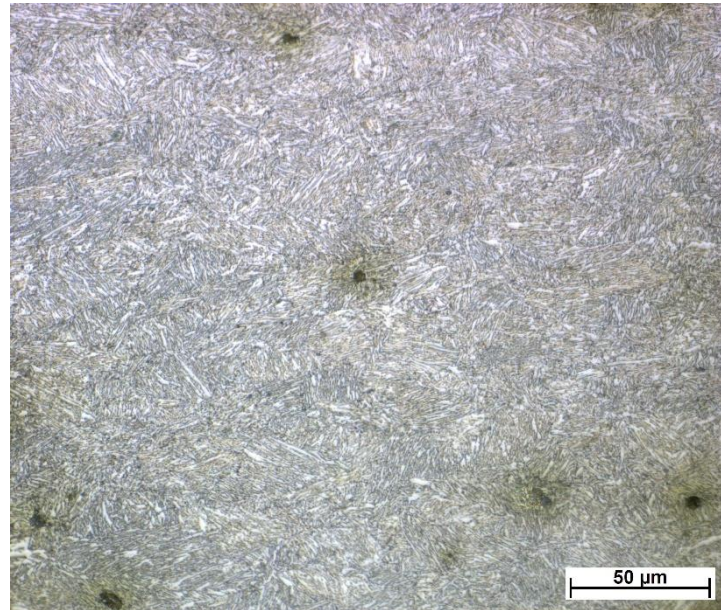


Figure 2. Medium manganese steel base material microstructure, $M= 500\times$ (2% Nital).

Lee and Han [7] mention in their study that at room temperature, MMnS seen to possess a full alpha (α) ferrite microstructure in the equilibrium phase diagram and full martensite (α') microstructure in the nonequilibrium phase diagram. However, to obtain RA phase, which is very important to obtain better mechanical properties, intercritical annealing (IA) should be done between the start and finish temperatures of the reverse transformation from α or α' martensite to austenite after hot or cold rolling. Thus, MMnS need optimal heat treatment processes to obtain the benefits occurred due to strain-induced martensitic transformation (SIMT) of RA during sheet metal forming. Adam et al. [8] study showed that at temperatures of 680°C and 700°C, the largest fraction of over 35% of stable RA was obtained, which does not transform to martensite during cooling.

However, the development of any steels also required to study further applicability and weldability. Thus, for analysing the weldability of MMnS there are several advanced joining processes like from arc welding processes cold metal transfer (CMT), tungsten inert gas (TIG) welding etc and from high energy beam welding technologies areas like laser beam welding (LBW), EBW etc. With the development of AHSS, the role of welding technology in improving the weldability of these materials has grown, enabling them to perform their intended function at the highest level [9]. There were several types of lasers used in the joining process like gas laser, diode laser, fiber laser, etc. The application of the LBW process is rapidly expanding across various industries, including the automotive and aviation sectors, for the purpose of welding high-strength steels (HSSs) and various nonferrous high-strength alloys. Moreover, EBW has other advantages like welding of any materials,

complicated shapes can be successfully welded in high vacuum condition with best and sound weld. Also, it has several other inherent characteristics like the use of dynamic effects helps improve mechanical properties and reduction in the undercutting at the weld root, decreasing hardness in the fusion zone and heat-affected zone (HAZ), etc.

However, due to excellent mechanical properties, there are also challenges associated with MMnS during welding due to their complex microstructure and sensitivity to thermal cycles. The stable state of the RA is greatly influenced by rapid heating and cooling that decomposes into martensite which will lead to local hardening, reduced ductility within the weld zone and HAZ. There may be more challenges due to steep thermal like formation of soft intercritical HAZ or more martensite near fusion boundary, coarse grain heat-affected zone (CGHAZ). There may be problems associated with grain coarsening, solidification cracking and higher distortion can arise while using conventional arc welding processes due to higher heat input. Thus, it's important to analyse the weldability with precise heat input and various technological processes especially high energy beam welding (HEBW) that giving an attractive solution due to low linear energy, narrow HAZ etc.

HEBW like LBW or EBW provides several advantages due to their inherent characteristics [10]. This welding process is completely different from conventional welding[9]. It is highly precise and efficient welding technique with high welding speed, low linear energy, a narrow weld and HAZ, low distortion etc. [11]–[12]. The high-power density and low beam spot size give an added advantage of high penetration depth and low, precise, and controllable heat input [13]. The ability to achieve high-quality and narrow welds at high production rates makes the laser beam a promising welding technology. There are not many literatures available on the weldability of these steels. Thus, it is important to analyse the weldability criteria of these steels using HEBW technology (EBW or LBW) which will give important insight into the future application and understanding of microstructural and mechanical characteristics. The influence of critical processing parameters usually has a significant impact on the metallurgical characteristics, tensile strength, hardness variation, percentage elongation and residual stress (RS).

However, to further understand the advancement in the field of MMnSs related joining technologies and also to examine the broader research horizon. A bibliometric study can give the current trends, more important research topics, countries doing research on it, authors associated with it and emerging technological directions. Therefore, in this review article, further review is extended by evaluating the Scopus data from 2015 to 2026, as the given data interval gives the latest and relevant dataset, facilitating a clearer understanding of how present research directions and scientific interest in medium manganese steels are evolving. This bibliometric analysis will provide deeper insights into valuable context of current focus areas, identification of the research gaps and providing future research directions in the welding and application of this steel.

2. Bibliometric overview

Bibliometric analysis was conducted using the Scopus database with keywords related to “medium manganese steel”, “high-Mn steel”, “automotive steel”, “laser beam welding”, “hybrid laser arc welding”, “3rd generation steel”, “Intercritical annealing” and “electron beam welding” The database was selected from the period 2015-2026 to capture contemporary research efforts. Filtering procedure was used to refine the dataset to include only scientific articles published in English. A total of 121 articles were selected for analyses and included in the prepared thematic collection, directly related to the MMnS and HEBW were carried out using the tools like Microsoft Excel and open access software

package such as VOSviewer 1.6.17 [14] and Bibliometrix R package (Biblioshiny software, version 5) [15].

2.1. Research areas

The development areas of 3rd generation steel for automotive steel i.e., MMnS and related works are based on keywords, Scopus database, and the terms in abstract and title. VOSviewer was used to generate three visualisation maps i.e., network, density and overlay based on 121 articles selected for study. These maps provide the details to analyse the conceptual structure of research on MMnS and HEBW technologies. The network visualization map as shown in Figure 3, presents the co-occurrence links between the authors keywords. The larger nodes showing the more frequent terms used and the connecting lines represent strength of association. The distinct colour clusters showing the major thematic groups. Figure 3 shows five clusters with thematic areas as manganese steel, MMnS, high manganese steel, welding and microstructure. However, welding processes, microstructure and mechanical properties clearly showing the focused structure and dominant research direction in MMnS.

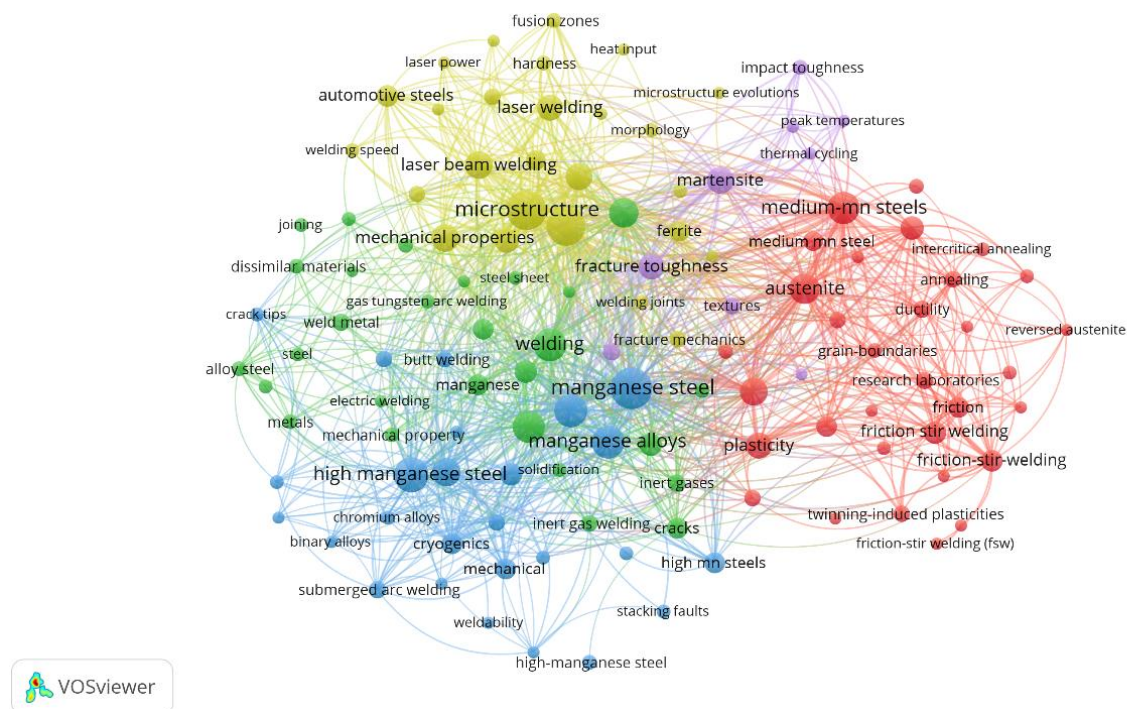


Figure 3. Bibliometric analysis co-occurrence network visualisation.

The overlay visualisation map is shown in Figure 4. The overlay map shows time evolution of the field presenting the shift on areas of study over the time period. The map clearly represent that earlier studies focus on material development and the recent research focused on welding technology applications and its performance.

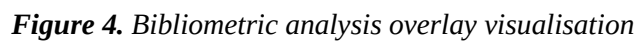


Figure 5. Bibliometric analysis density visualisation

It identifies the research hotspots. The region with yellow colours indicates more frequently occurring and highly interconnected terms (manganese, high manganese, microstructure). The region with light green/yellow colour (MMnS, LBW, impact toughness, etc) represents less explored areas.

The word cloud figure analysed using Biblioshiny 5 software shown in Figure 6. The word cloud chart is a modern tool for text analysis graphical presentation of the frequency of words in texts, also for bibliometric purposes. Using this tool (Figure 6) allowed for a clear identification of the most popular keywords. The larger the font obtained during the analysis, the more important a given word is in the examined set.

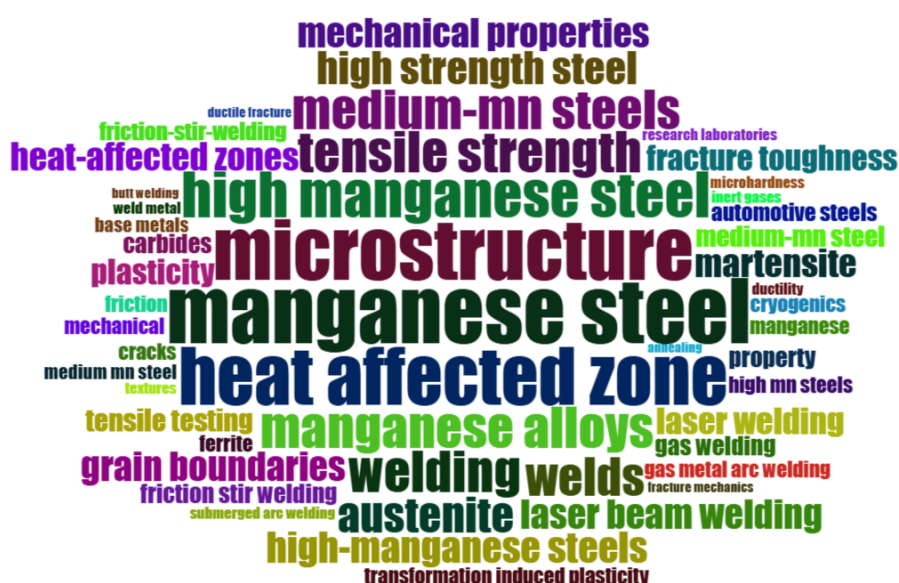


Figure 6. Bibliometric analysis: Keywords word cloud

2.2. Top publishing countries (Global scientific output)

The bibliometric analysis done using the Bibliometrix software package [15] which shows global distribution of scientific output related MMnSs and related welding technologies global heatmap of scientific output, with darker regions indicating higher productivity (Figure 7). As mentioned in section 2, the total document used in the bibliometric analysis were 121. However, the country wise production value is exceeded the given dataset number. This is because Bibliometrix software counts country contributions based on author affiliations and not on the number of articles. For example, a single article may consist of several authors from the same country or from many countries, so each affiliation is counted separately. Therefore, China publications number showing 125. The data (Table 1) shows that the research activity is concentrated in a few countries and highest publications found with China i.e., 125 which shows that China strong industrial interest in AHSSs, growing demand and expansion of automotive manufacturing and major support from the government side for material innovation and development. The US and Ukraine follow with 13 and 12 publications, respectively. India and Germany also appear as an important contributor with 11 and 8 publications, respectively. A third group includes Japan, Turkey, Canada, Brazil, Poland and Italy, each producing 4-8 publications.

The overall global distribution shows that research is highly presents in Asia. The details list of the publications country wise are presented in Table 1.

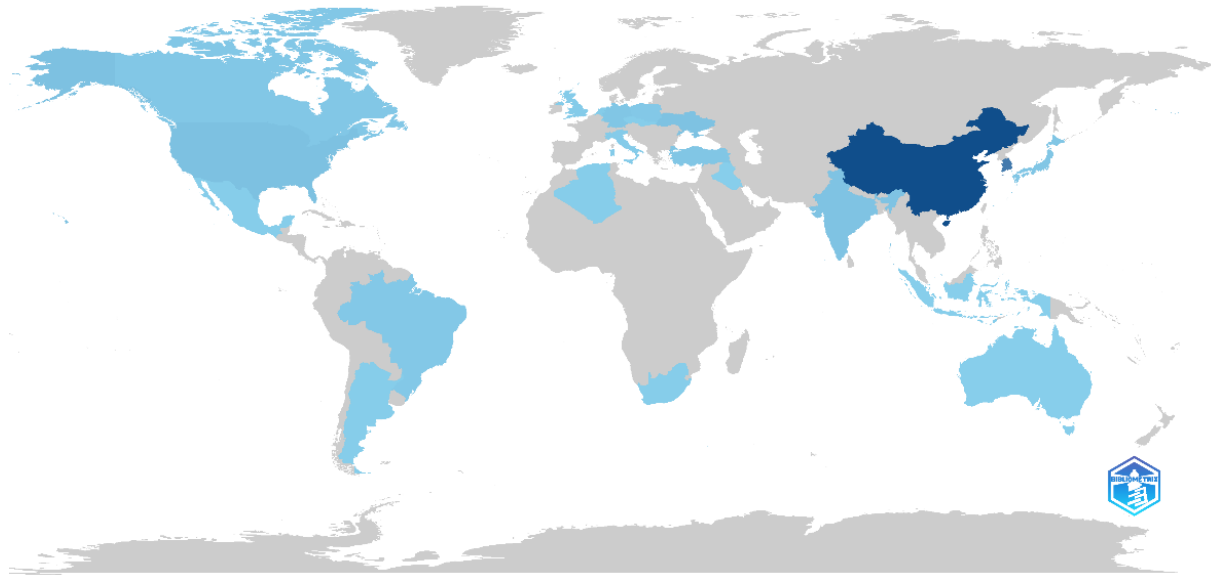


Figure 7. Global scientific output (2015-2026).

Table 1. Countries and frequency of scientific publication (Bibliometrix)

Countries	China	South Korea	USA	Ukraine	India	Germany
Frequency	125	80	13	12	11	8
Countries	Japan	Turkey	Canada	Brazil	Poland	Italy
Frequency	8	8	7	6	6	4
Countries	UK	Netherlands	Algeria	Argentina	Czech Republic	Mexico
Frequency	4	3	2	2	2	2
Countries	Slovakia	South Africa	Australia	Indonesia	Iraq	Luxembourg
Frequency	2	2	1	1	1	1

2.3. Trend Topics

Figure 8 shows the trend topic analysis which reflects how scientific contribution in the field of medium manganese steels has shifted from general metallurgical study to more specialised field related to microstructure and welding. From 2016 to 2018, the literature is mostly concerned with steels, metals, solidification, low carbon steel. Between 2018 to 2020, focus moves toward microstructure concepts such as manganese, carbides, mechanical properties, TRIP. A major change observed form 2020, a dense cluster of high frequency terms like microstructure, manganese steel, HAZ, grain boundaries, high manganese steels and MMnSs appears. From 2021-2024, the topics mostly dominated were related to high manganese, mechanical, property, HAZ which indicates research focus on understanding the welding behaviour of these steels.

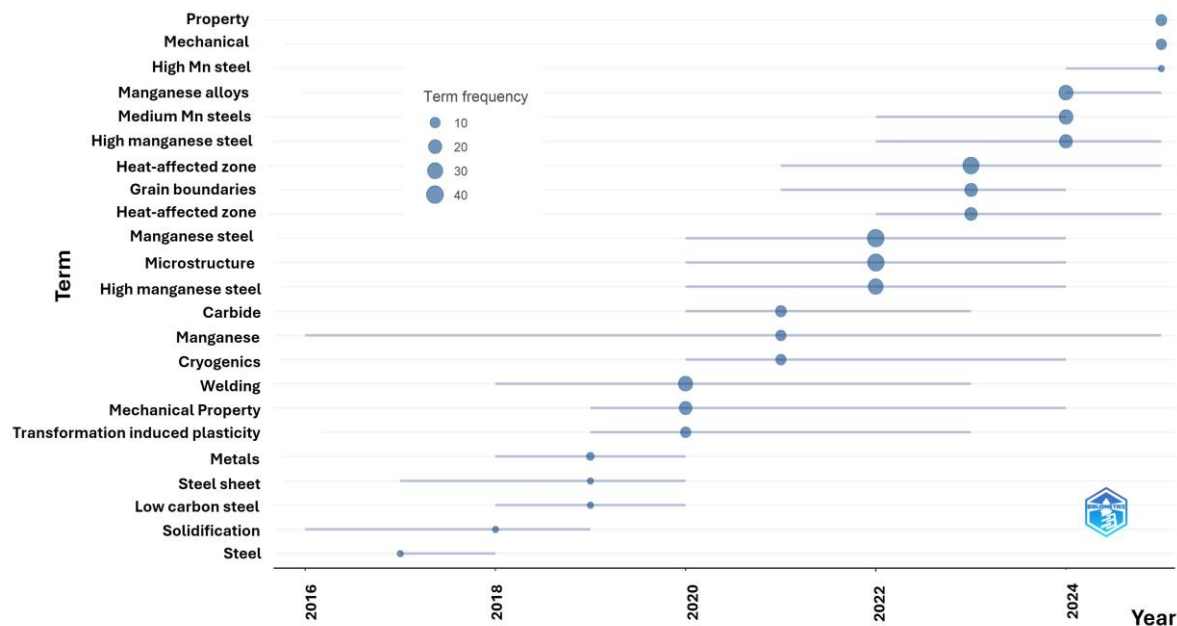


Figure 8. Bibliometric analysis: Trend topics.

3. Conclusion

The present review on the medium manganese steels (MMnSs) which is categories under 3rd generation advance high strength steels (AHSSs) has emerged as promising steel due to their good mechanical properties (tensile strength and ductility) and low cost. The microstructure of these steels is usually comprised of fine ferrite and stable retained austenite (RA) which gives better mechanical characteristics. However, considerable development had been made to understand the alloy design of these steels and microstructure evolution. There are several studies ongoing by the researchers in various part of the world with different alloy design. However, the weldability of these steels remain less explored and very limited literature are available on this topic. Welding process with various technologies has different thermal cycle that introduces in the material during the joining process. These thermal cycle affects the RA and may give rise to the martensitic structure and produces heterogenous heat-affected zone (HAZ) which in turn affect the welded joint. High energy beam welding (HEBW) technologies like laser beam welding (LBW) and electron beam welding (EBW) provide good benefits due to their low linear energy, narrow HAZ, higher welding speed and low distortion. It provides precise and better quality, ensuring consistent welding penetration depth. These favourable properties of beam welding may be suitable for joining these steels and give better joint strength. However, current studies showing that the relationship between the welding technologies and its effects on the joint's property required more investigation.

This review also presents bibliometric assessment about increasing research interest in MMnSs while there is huge gap in welding focussed studies. It also highlights the current trends, more important research topics, countries doing research on it, authors associated with it and emerging technological directions. The expanding field, such as electric vehicles, is experiencing a surge in demand better materials and efficient and appropriate welding technologies providing superior joining

solutions. The current development of these steels together with highly efficient beam welding process is expected to contribute more advanced and state-of-the-art solutions in automotive companies and industrial applications.

4. Acknowledgments

“Supported by the University Research Scholarship Program of the Ministry for Culture and Innovation from the source of the National Research, Development and Innovation Fund.” EKÖP Higher Education Young Teacher, Researcher (Doctoral Candidate and Postdoctoral) Research Scholarship Grant number: EKÖP-25-4-II/26.



References

- [1] R. P. S. Sisodia, M. Gáspár, and L. Draskóczi, “Effect of post-weld heat treatment on microstructure and mechanical properties of DP800 and DP1200 high-strength steel butt-welded joints using diode laser beam welding,” *Weld. World*, vol. 64, no. 4, pp. 671–681, 2020, doi: 10.1007/s40194-020-00867-6.
- [2] M. Tisza, “Development of Advanced High Strength Automotive Steels,” *Acta Mater. Transylvanica*, vol. 4, no. 1, pp. 9–17, Apr. 2021, doi: 10.33924/amt-2021-01-02.
- [3] R. P. S. Sisodia, “High energy beam welding of advanced high strength steels, Ph.D. Thesis,” University of Miskolc, 2021, doi: 10.14750/ME.2021.051.
- [4] M. Tisza, “Three Generations of Advanced High Strength Steels in the Automotive Industry,” *Lect. Notes Mech. Eng.*, VAE, vol. 3, pp. 81–94, Springer Singapore, 2020, doi: 10.1007/978-981-15-9529-5_7.
- [5] A. Kozłowska, M. Morawiec, A. Skowronek, A. Grajcar, K. Matus, and P. M. Nuckowski, “Enhancing mechanical properties of hot-rolled Al-alloyed medium-Mn steel by novel double-step intercritical annealing,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 865, Jan. 2023, doi: 10.1016/j.msea.2023.144650.
- [6] F. Ridlo *et al.*, “Influence of Aluminum on Microstructure and Mechanical Properties of Air-Hardened Medium Manganese Steel,” *Steel Res. Int.*, vol. 96, no. 7, pp. 1–13, Jul. 2025, doi: 10.1002/srin.202400869.
- [7] Y.-K. Lee and J. Han, “Current opinion in medium manganese steel,” *Mater. Sci. Technol.*, vol. 31, no. 7, pp. 843–856, May 2015, doi: 10.1179/1743284714Y.0000000722.
- [8] A. Skowronek, A. Grajcar, A. Kozłowska, A. Janik, M. Morawiec, and R. H. Petrov, “Temperature-Dependent Microstructural Evolution of Al-Rich Medium-Mn Steel During Intercritical Annealing,” *Metall. Mater. Trans. A*, vol. 53, no. 8, pp. 3012–3021, Aug. 2022, doi: doi.org/10.1007/s11661-022-06721-2.
- [9] R. P. S. Sisodia and M. Gáspár, “Investigation of Metallurgical and Mechanical Properties of Laser Beam Welded and Post-weld Heat Treated DP1400 Steel,” *J. Mater. Eng. Perform.*, vol. 30, no. 3, pp. 1703–1710, Mar. 2021, doi: doi.org/10.1007/s11665-021-05469-x.
- [10] R. P. S. Sisodia, L. Gigli, J. Plaisier, V. Mertinger, M. S. Weglowski, and P. Sliwinski,

- “Synchrotron diffraction residual stresses studies of electron beam welded high strength structural steels,” *J. Mater. Res. Technol.*, vol. 30, Nov. 2023, pp. 6291–6300, 2024, doi: doi.org/10.1016/j.jmrt.2024.04.240.
- [11] R. Sisodia, M. Weglowski, and P. Sliwinski, “In situ localised post-weld heat treatment with electron beam welding of S690QL steel,” *J. Adv. Join. Process.*, vol. 9, Dec. 2023, Art. no. 100182, 2024, doi: doi.org/10.1016/j.jajp.2023.100182.
- [12] H. He, F. Forouzan, J. Volpp, S. M. Robertson, and E. Vuorinen, “Microstructure and mechanical properties of laser-welded DP steels used in the automotive industry,” *Materials (Basel)*, vol. 14, no. 2, pp. 1–14, 2021, doi: doi.org/10.3390/ma14020456.
- [13] A. Lisiecki, “Development of Laser Welding and Surface Treatment of Metals,” *Materials (Basel)*, vol. 15, no. 5, 2022, doi: doi.org/10.3390/ma15051765.
- [14] VOSviewer 1.6.17. (2021). [Online.] Available: <https://www.vosviewer.com/>
- [15] Bibliometrix R package, Biblioshiny 5.0. (2025). [Online.] Available: <https://www.bibliometrix.org/home/index.php/layout/biblioshiny>



Hegesztés és robottechnológia mesterfokon

✓ Technológiai innováció

Mi a REHM Kft.-nél hiszünk az innovációban. Úgy tartjuk, hogy a megfontolt, fokozatos, de folyamatos újítás és fejlesztés a jövő kulcsa.

✓ Versenyképesség

Korszerű, termelékeny eszközökkel és kiváló szolgáltatásainkkal támogatjuk partnereinket, vevőinket a hatékonyságuk növelésében és a versenyképességük fokozásában.

✓ Fenntartható fejlődés

Kevesebb munkával és energiával többet termelni és a környezetet kevésbé terhelni!

Küldetésünknek tekintjük, hogy elősegítsük a hegesztés fenntartható fejlődését. A gépesítés, robotizálás, a hegesztési folyamatok hatékonyságának növelése és a munkavégzés megkönnyítése az egyetlen útja annak, hogy a fiatalok a hegesztést válasszák szakmájuknak, ahogy annak is, hogy a termelés energiaráfordítása és a környezet terhelése csökkenjen.



Telefon:

+36 (30) 138 0985



E-mail

rehm@rehm.hu



Web:

www.rehm.hu

A JAVÍTÓHEGESZTÉS MODELLEZÉSE X52 CSŐTÁVVEZETÉK ACÉLON

Gáspár Marcell

Egyetemi tanár, Miskolci Egyetem, Anyagszerkezet-tani és Anyagtechnológiai Intézet,
Szerkezetintegritási Intézeti Tanszék
3515 Miskolc, Miskolc-Egyetemváros, e-mail: marcell.gaspar@uni-miskolc.hu

Török Imre

Címzetes egyetemi tanár, Miskolci Egyetem, Anyagszerkezet-tani és Anyagtechnológiai Intézet,
Mechanikai Technológiai Intézeti Tanszék
3515 Miskolc, Miskolc-Egyetemváros, e-mail: imre.torok@uni-miskolc.hu

Dobosy Ádám

Senior kutató, Bay Zoltán Alkalmazott Kutatási Közhasznú Nonprofit Kft.
3519 Miskolc, Iglói út 2., e-mail: adam.dobosy@bayzoltan.hu

Absztrakt

A csőtávvezetékben korróziós károsodások jelenhetnek meg, amelyeket igyekeznek nyomás alatt, helyileg, hegesztéssel javítani. A hegesztési hő hatására csökkenő szilárdsági jellemzők miatt a csővezeték teherviselő képessége átmenetileg csökken. A kutatás során, X52 anyagminőségű csőszakaszon, hosszirányú műhibákat alakítottunk ki különböző mélységben, majd elvégeztük a javítóhegesztéseket. A varratokról csiszolatokat készítettünk, amelyeken keménységet mértünk. A valós hegesztési körülmények felhasználásával VEM modellt állítottunk össze, amellyel meghatároztuk a csőpalást belső felületének hőmérséklet-eloszlását a hegesztés során. A maximális hőmérsékletek és az azokhoz tartozó csökkent szilárdsági jellemzők függvényében meghatároztuk a javítóhegesztés közben megengedhető belső nyomást. Az eredmények alapján a vizsgált vékonyfalú acélcső és hibaméreteket esetén minimális üzemi nyomás engedhető meg a javítóhegesztés során.

Kulcsszavak: csőtávvezeték, javítóhegesztés, végeselemes modellezés (VEM), hőciklus

Abstract

In pipelines corrosion damage may occur; which is frequently repaired locally by welding under pressure. Due to the decrease in strength characteristics caused by the welding heat input, the load-bearing capacity of the pipeline temporarily decreases. In the research, longitudinal artificial defects were created in different depths on a pipe section of X52 carbon steel pipeline, and then repair welding was performed. Samples were prepared for macroscopic test and hardness measurement. By using the real welding circumstances a FEM model was created for the determination of the temperature distribution of the inner surface of the pipe during welding. The internal pressure during repair welding was determined depending on the maximum temperatures in the wall thickness and the reduced strength characteristics. Based on the results, a minimum working pressure is allowed during repair welding for the investigated thin-walled steel pipe with the analysed longitudinal defects.

Keywords: pipeline, repair welding, finite element modelling, thermal cycle

1. Bevezetés

A földgáz- és a kőolajszállító csőátvezetékek sok évtizeden keresztül üzemelnek, amely során összetett, elsősorban mechanikai és kémiai igénybevétel éri a vezetékeket. A károsodási fajták között meghatározó helyen szerepel a korrózió, amely a csövek átllyukadása esetén, a robbanásveszélyes közegre való tekintettel, súlyos anyagi károkhoz vezet, és akár az emberi életet is veszélyezteti [1]. A költségek szem előtt tartása mellett az üzemeltetők igyekeznek helyi megoldást találni a korróziós hibák javítására, amelynek egyik lehetősége a javítóhegesztés. Gyakran előfordul azonban, hogy nincs lehetőség a csővezetékben lévő belső nyomás megszüntetésére, ezért az áramló közeg nyomásával terhelt csőszakaszon kell elvégezni a javítóhegesztést [2]. Ez önmagában számos kihívást jelent, amennyiben pedig a földgáz mellett hidrogént is tartalmaz a közeg, akkor a kockázatok tovább nőnek [2], [3]. A cső belső falának felhevülése és az esetleges ausztenites átalakulás fokozza a hidrogén abszorpcióját és oldódását a kristályszerkezetben, amely a hidrogén okozta károsodások megjelenését növelheti [2]. Az előzőekben ismertetett okok miatt megfelelő információval kell rendelkezni arról, hogy a csővezetékek belső fala a javítóhegesztés során milyen hőmérsékletre hevül fel. A hőmérséklet növekedésével arányosan csökkenő szilárdsági jellemzők ráadásul korlátozzák a javítóhegesztés során a csövekben megengedhető belső nyomást. Az 1. ábrán látható képeken mutatunk be tipikus, az üzemelés során, a csőpaláston jelentkező korróziós károsodásokat.



1. ábra. Csőpaláston kialakult tipikus korróziós hibák [4]–[6].

Jelen kutatómunka célja a hőmérsékleti körülmények feltárása az üzemeltetés során, a csőpaláston jelentkező hibák hegesztéssel történő javításakor. Ennek keretében, kísérleti úton és numerikus modellezéssel elemeztük a hibajavítás során, a belső csőpaláston a hőmérséklet fel- és lefutásának folyamatát, továbbá – a szükséges próbatestek kimunkálását követően – makroszkópos és mikroszkópos vizsgálatokkal és keménységmérésekkel ellenőriztük a varrat geometriáját és az anyagszerkezeti változásokat.

2. Kísérleti körülmények

A vizsgált X52 (DN400 × 5,6 mm) csővezeték alapanyag vegyi összetétele az 1. táblázatban szerepel. Az anyagminőség esetében meg kell jegyezni, hogy a vele egyenértékű L360GA anyagminőséget vettük alapul, amelyre az MSZ EN ISO 3183 [7] szabvány vonatkozik. A táblázatban szereplő adatok alapján megállapítható, hogy a műbizonylatokon feltüntetettek értékek minden esetben megfelelnek a szabvány által előírtaknak.

1. táblázat. Az X52 alapanyag kémiai összetétele tömeg%-ban, a műbizonylat, az MSZ EN ISO 3183 [7] szabvány, valamint a vegyelemzés szerint

Forrás	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni
Műbizonylat	0,20	1,43	0,17	0,010	0,002	0,04	0,02
Szabvány ¹⁾	0,28	1,40	–	0,030	0,030	–	–
Vegyelemzés	0,17	1,21	–	–	–	0,07	0,05
Forrás	Cu	Mo	V	Nb	Ti	CE	CET
Műbizonylat	0,01	0,001	0,006	0,003	0,002	0,45	0,35
Szabvány ¹⁾	–	–	–	–	–	0,51	0,42
Vegyelemzés	0,04	0,004	0,005	–	–	0,39	0,30

¹⁾ Maximális érték.

A csővezeték mechanikai tulajdonságait a 2. táblázat tartalmazza.

2. táblázat. Az X52 alapanyag mechanikai tulajdonágai különböző források alapján

Alapanyag	R _{eH} [MPa]	R _m [MPa]	A ₈₀ [%]	Z [%]	KV [J] (0 °C)	HV10
X52 ¹⁾	–	515	22,6	48,2	162	172
X52 ²⁾	–	599	32,4	–	173	–
X52 ³⁾	360	≥ 460	≥ 20	–	27	–

¹⁾ Mért érték.

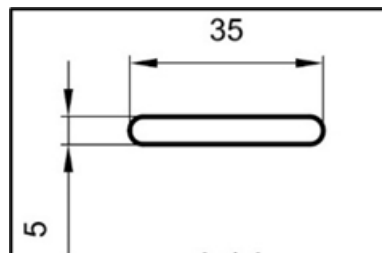
²⁾ Műbizonylaton szereplő érték.

³⁾ Szabványos érték.

A szakítóvizsgálatokat az MSZ EN ISO 4136 [8] szabványban leírtaknak megfelelően végeztük el. Az eredmények alapján elmondható, hogy az alapanyag mindhárom esetben elérte a szabvány által meghatározott szakítószilárdság és százalékos szakadási nyúlás értékeit. Az ütésvizsgálatok elvégzéséhez szükséges próbatestek elhelyezkedését, valamint a bemetszések irányát az MSZ EN ISO 9016 [9] szabvány írja elő, míg a vizsgálatra vonatkozó szabályokat, valamint a próbatestek szabványos méreteit az MSZ EN ISO 148-1 [10] szabvány tartalmazza. A keménységméréseket az MSZ EN ISO 9015 [11] szabvány alapján végeztük el 98,07 N vizsgálati terheléssel.

A rendelkezésre álló X52 anyagminőségű csőszelét felületén, a pontszerű hibákhoz képest veszélyesebbnek ítélt, hosszirányú műhibát készítettünk, 0,6 mm és 1,2 mm hibamélységgel (2. ábra). A műhiba javítását kézi ívhegesztéssel (MSZ EN ISO 4063 [12]) végeztük el ESAB OK 48.00 típusú, bázikus bevonatú elektródával. Az áramerősség (I) 70 A, az ívfeszültség (U) 22,8 V és a hegesztési

sebesség (v_h) 15 cm/min volt. A paraméterek összességében 510 J/mm vonalenergiát (E_v) eredményeztek. A javítóhegesztési kísérletet követően a varratokból keresztirányú csiszolatokat készítettünk, amelyeken keménységvizsgálatot végeztünk. A kísérletek során kapott eredményeket ezt követően összevetettük a modellezés eredményeivel.



2. ábra. Az X52 csőszelvény csőpalástján kialakított műhiba elhelyezkedése és geometriai méretei.

3. A végeselemes modell felépítése

3.1. A hegesztési folyamat végeselemes modellezésének sajátosságai

A csővek hegesztésének végeselemes modellezését az ESI Group által fejlesztett Visual Environment és Sysweld programcsomag segítségével végeztük el, amelyet célzottan a hegesztési folyamatok elemzéséhez fejlesztettek ki. A Visual Environment a végeselemes modellezési feladat összeállítását segítő grafikus környezetre utal, a Sysweld pedig a numerikus számítást végzi. Az említett programok segítségével a következő elemzési lehetőségeket végezhetők el:

- hegesztés során kialakuló hőmérsékletmező meghatározása,
- fázisátalakulások elemzése,
- keménységeloszlás előrejelzése,
- maradó alakváltozások számítása,
- maradó feszültségek számítása.

A modellezés eredményeinek értékeléséhez fontosnak tartjuk összefoglalni a programcsomag korlátait.

- A végeselemes modellezéshez szükséges anyagtörvények előállításához a vizsgálandó anyag hőmérsékletfüggő, hőfizikai és mechanikai anyagjellemzőinek meghatározására lehet szükség, mivel a szoftver anyag adatbázisa nem tartalmaz minden hegesztendő anyagminőséget.
- Mivel végeselemes rendszerről van szó, ezért a programcsomag nem alkalmas a hegesztés során végbemenő ömlesztési folyamatok vizsgálatára, a szoftverrel nem modellezhetők a hegfürdőben végbemenő áramlási folyamatok.
- A program nem nyújt információt a hegfürdő alakjáról és a védőgázos hegesztéstechnológiák esetén nem veszi figyelembe a védőgáz varratgeometriára gyakorolt hatását.
- A programcsomaggal nem modellezhető a hegesztési folyamat teljes fizikai megvalósulása (huzalelőtölés, cseppleválás, villamos ív stb.).

Az ismertetett korlátok ellenére a programcsomag alkalmas arra, hogy a vizsgálandó csőszakaszok javításakor végbemenő hegesztési folyamatot elfogadható közelítéssel szimuláljuk. A hőmérsékletmező számításával a csőpalást belső falán végbemenő hőciklusok meghatározhatók.

4. A hegesztés modellezésének lépései, a modell felépítése

A vizsgálandó alkatrész hegesztésének modellezése a következő lépésekből tevődött össze.

1. A rendelkezésre álló csőszakasz geometriai jellemzői alapján el kellett készíteni az alkatrész végeselemes hálóját. Az esetenként több órát igénylő számítási idők elfogadható keretek között tartása érdekében az 500 mm hosszúságú cső helyett, a kiválasztott műhibaméret függvényében, kisebb hosszúságú (135 mm-es), „fél csőszakaszokat” modelleztünk.
2. Ezt követően a hegesztéssel kapcsolatos paramétereket és peremfeltételeket kellett megadni az alábbi sorrendben [13]:
 - az alapanyagra és a hozaganyagra vonatkozó anyagtörvények megadása,
 - a hőforrás modell kiválasztása és paramétereinek beállítása,
 - a hegesztési pályák megadása,
 - az alapvető hegesztési paraméterek (E_v és v_h) megadása,
 - a hűlési feltételek beállítása,
 - a peremfeltételek (megfogások és mechanikai terhelések) beállítása,
 - a numerikus számításához szükséges paraméterek megadása.
3. Numerikus számítás, futtatás: a bevitt adatokkal lefuttatva a modellezést egy eredmény adatbázist kaptunk, amelyet a program részét képező vizualizáló funkciókkal lehetett áttekinthetően megjeleníteni, vizsgálni és elemezni.
4. Az első futtatási eredmények értékelése alapján döntöttünk a bemeneti modell és a beállítási paraméterek módosításáról.
5. A sikeresen beállított szimulációt követően került sor a hegesztési technológiára vonatkozó következtetések megfogalmazására, és a végleges modellezési eredmények részletes, problémaorientált elemzésére.

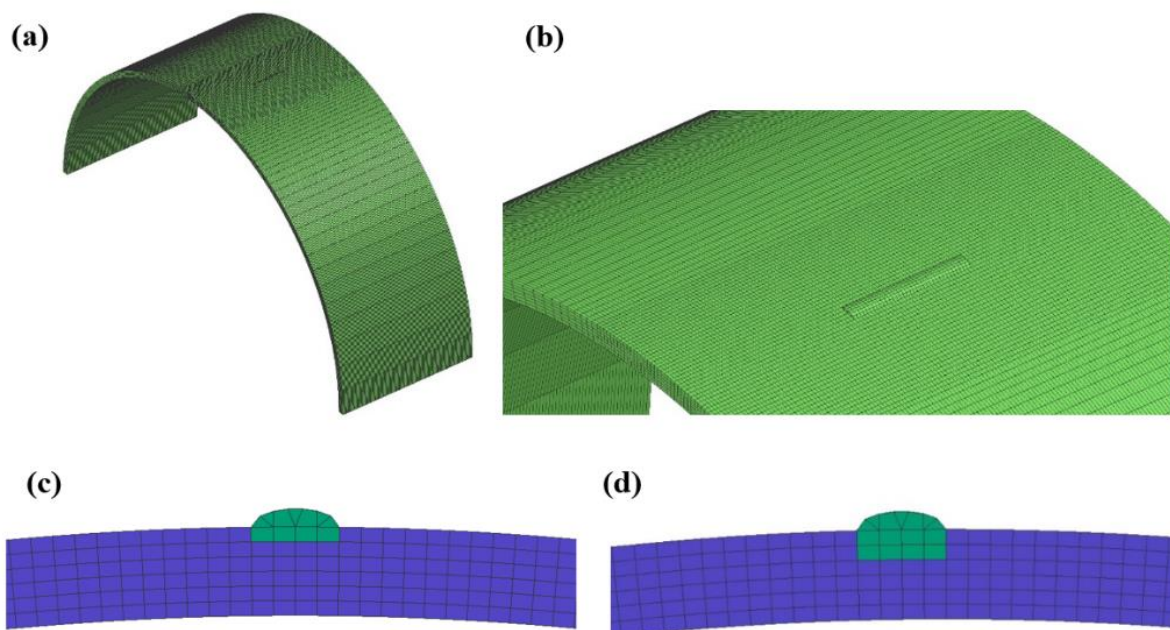
A modellezés előzőekben ismertetett lépéseivel kapcsolatban, jelen feladatra vonatkozóan, a következő kiegészítéseket tesszük:

- Mivel a hőmérsékletfüggő anyagjellemzők meghatározása idő-, és nem utolsó sorban költségigényes, ebből adódóan jelen modellezési feladatokhoz olyan, a szoftver adatbázisában szereplő acélokat választottunk ki, amelyek vegyi összetételüket és mechanikai tulajdonságaikat tekintve a lehető legjobban megközelítik a vizsgált csőanyagok tulajdonságait.
- Tekintettel arra, hogy a szoftver adatbázisa egyáltalán nem tartalmaz hozaganyagokat, ezért a kiválasztott alapanyag tulajdonságait és anyagtörvényeit rendeltük hozzá a varratokhoz.
- A hőmérsékletre vonatkozó peremfeltételek esetén mindegyik modellezésnél egységesen 20 °C hőmérsékletértéket és levegő közeget adtunk meg, mind a csőpalást belső, mind pedig annak külső oldalán. A valóságban a cső belsejében 6-10 °C hőmérsékletű áramló főlég vagy kőolaj van, amely jóval intenzívebb hűtést eredményez. Ebből adódóan, a modellezésnél a csőpalást belső falán lévő hőmérséklet jelentős mértékben nagyobb lehet a valós javítási viszonyoknál.
- A mechanikai peremfeltételek tekintetében mindegyik modell esetén egységesen merev megfogásokat alkalmazunk a csőszület élein. Ez azt jelenti, hogy az élek a szimulált hegesztési folyamatos során nem mozdulnak el.
- A hegesztési folyamat modellezéséhez, mindegyik esetben, a szakirodalom által javasolt Goldak-féle hőforrásmodellt alkalmaztuk.
- A szimulált műhibák az egyszerűbb modellalkotás miatt minden esetben szögletesek voltak, miközben a valós darabokon a műhibák ívesen kerültek kimunkálásra.

- A modellezés során a hegesztési paraméterek megadásához a valós javítóhegesztési kísérleteknél alkalmazott paramétereket vettük alapul.

4.1. Geometriai modell felépítése

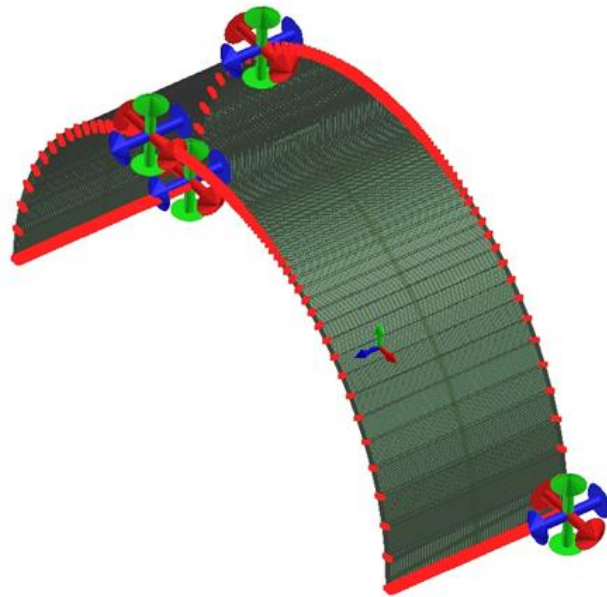
A Visual Mesh segítségével összeállított, varratot tartalmazó végelelemes geometriai modell az X52 anyagminőségű, DN400 × 5,6 mm „fél csőszeletről” a 3. ábrán látható. A csőszelet szélessége a számítási idő csökkentése érdekében 135 mm volt, amelyből 35 mm volt a műhiba, illetve a javított varrat hossza.



3. ábra. Az X52 anyagminőségű, DN400 × 5,6 mm csőszeletről készült végelelemes geometriai modell: csőszelet (a), a javítóvarrat felülnézeti képe (b), a javítóvarrat 0,6 mm hibamélység (c) és 1,2 mm hibamélység (d) esetén.

Tekintettel arra, hogy a szoftver adatbázisa nem tartalmazza az X52 anyagminőséget, ezért abból a vegyi összetétel és a mechanikai tulajdonságok tekintetében a legközelebb eső, S355J2G3 anyagminőséget választottuk ki a modellezéshez.

Az elkészített geometriai modellen a mechanikai peremfeltételek megadását a 4. ábrán szemléltetjük. A csőszelet élein lévő, piros színnel jelölt csomópontokban mindhárom koordináta irányában merev megfogásokat alkalmaztunk.

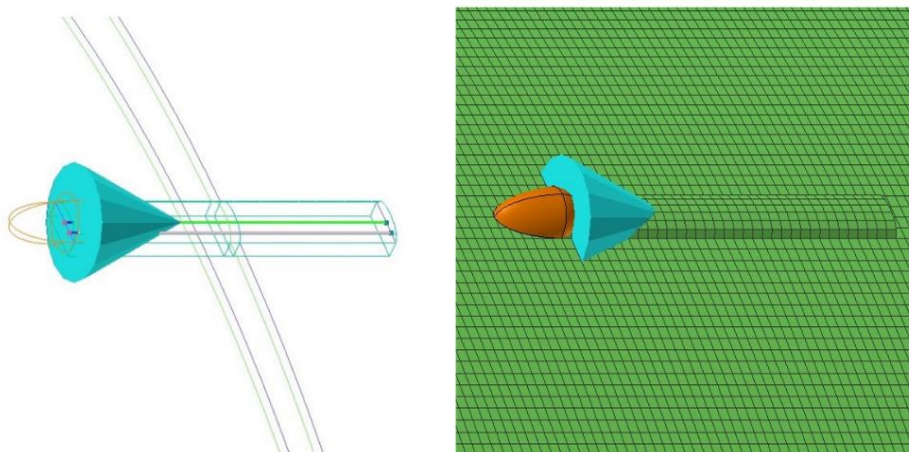


4. ábra. A mechanikai peremfeltételek megadása az X52 anyagminőségű, DN400 × 5,6 mm csőszelet modellezésekor.

4.2. A hőforrás beállítása

A hegesztési folyamat modellezéséhez a 5. ábrán látható kettős ellipszoid alakú, Goldak-féle hőforrást modellt az alábbi paraméterekkel állítottuk be:

- szélesség: 5,5 mm;
- mélység: 1,2 mm a 0,6 mm hibamélység és 1,9 mm az 1,2 mm hibamélység esetén;
- hosszúság: 9 mm;
- vonalenergia: 510 J/mm;
- hegesztési sebesség: 15 cm/min.

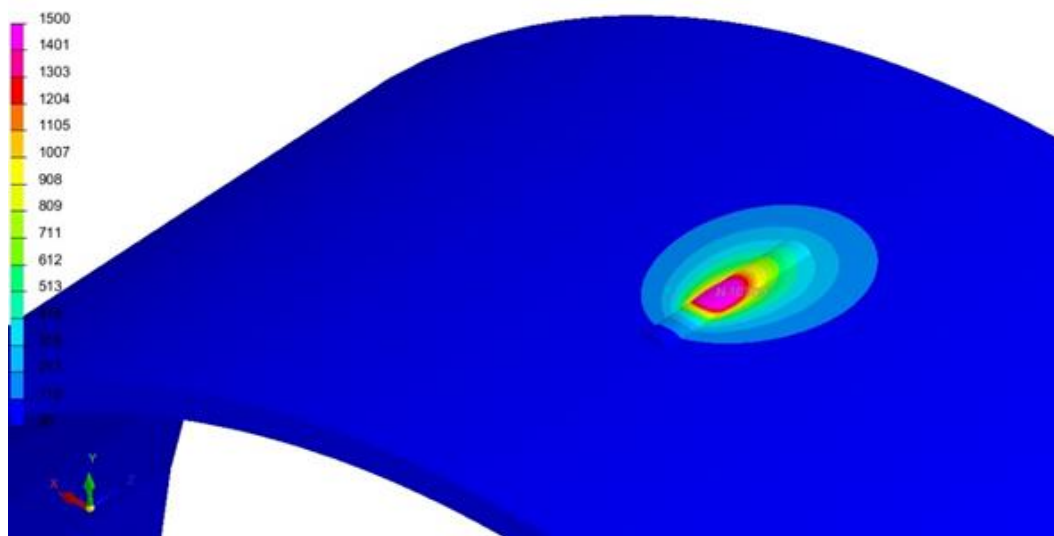


5. ábra. Az X52 anyagminőségű, DN400 × 5,6 mm csőszelet modellezéséhez beállított Goldak-féle hőforrás modell.

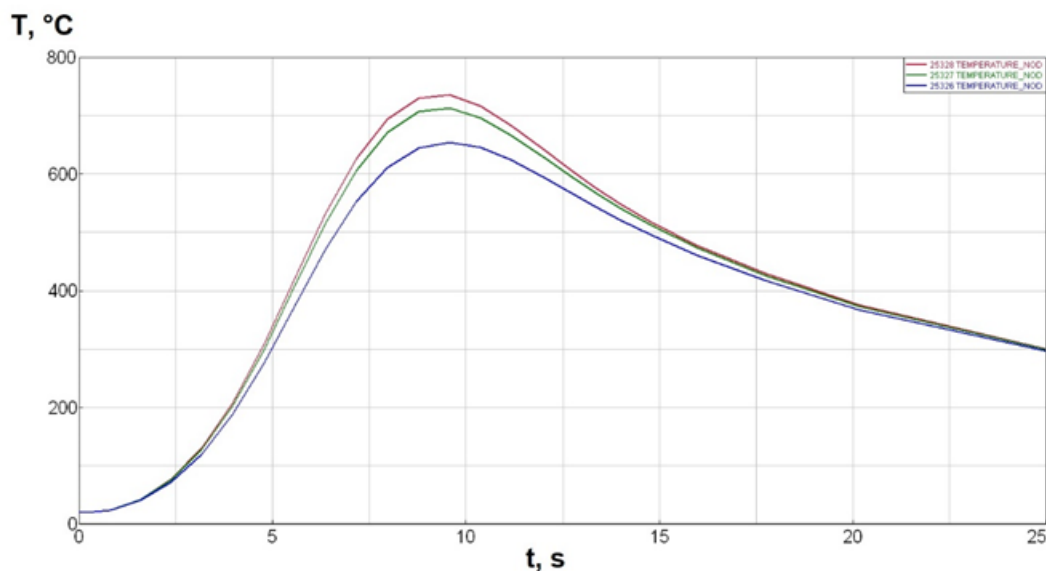
5. Szimulációs eredmények

5.1. A modellezés eredményei 0,6 mm hibamélység esetén

A számítások eredményeként meghatározott hőmérsékletmező, háromdimenziós megjelenítésben, a 6. ábrán látható. A csőpalást belső felületén a javított műhiba középső része alatt meghatározott hőciklusokat a 7. ábra mutatja be.

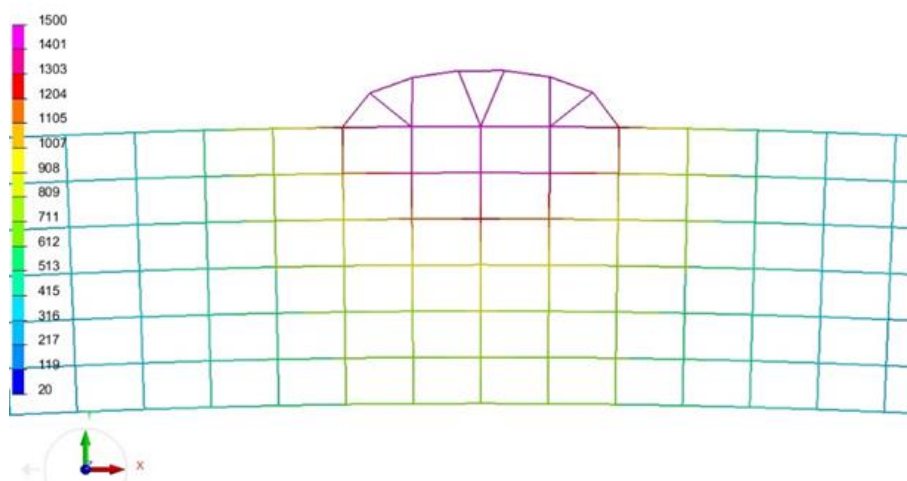


6. ábra. Az X52 anyagminőségű, DN400 × 5,6 mm csőszelét modellezésekor kialakuló hőmérsékletmező [°C].

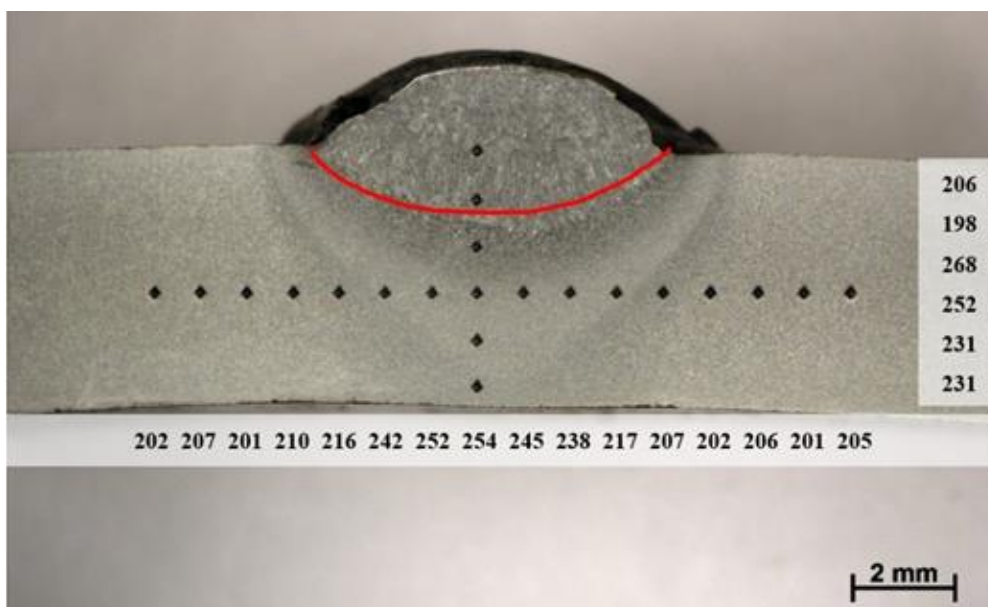


7. ábra. A végeselemes modellezés során meghatározott hőciklusok a csőpalást belső felületén.

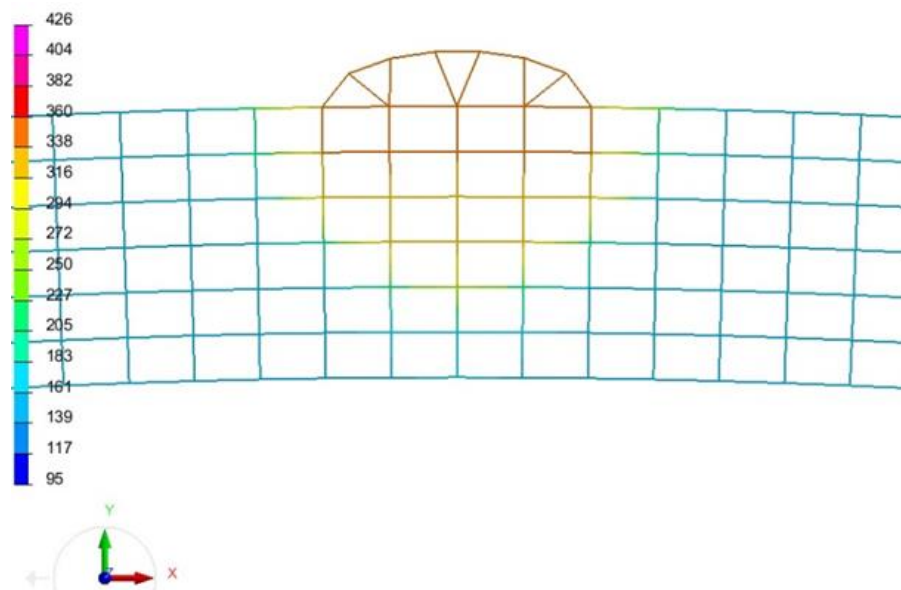
A javított műhiba középső részén, a cső metszetében, a hőmérsékleteloszlást a 8. ábra szemlélteti. A számítások során meghatározott hőmérsékletmezőből látható, összhangban a 9. ábrán bemutatott makroszkópi felvétellel, hogy a csőpalást belső felülete jelentős hőmérsékletre, az interkritikus tartomány közelébe ($T_{\max} = 730\text{ °C}$) hevül fel. A végeselemes számítások alapján a varratban és a hőhatásövezetben mért legnagyobb keménység 338 HV (10. ábra), amely meghaladja a valós darabon mért keménységet, ugyanakkor biztonsággal elmarad az adott anyagminőségre a hegesztéstechnológia MSZ EN 15614-1 [9] szerinti tanúsításakor megengedett 380 HV értéknél.



8. ábra. Az X52 anyagminőségű, DN400 × 5,6 mm csőszelét modellezése során a hőmérsékletmező a javított, 0,6 mm méretű műhiba középső részén [°C].



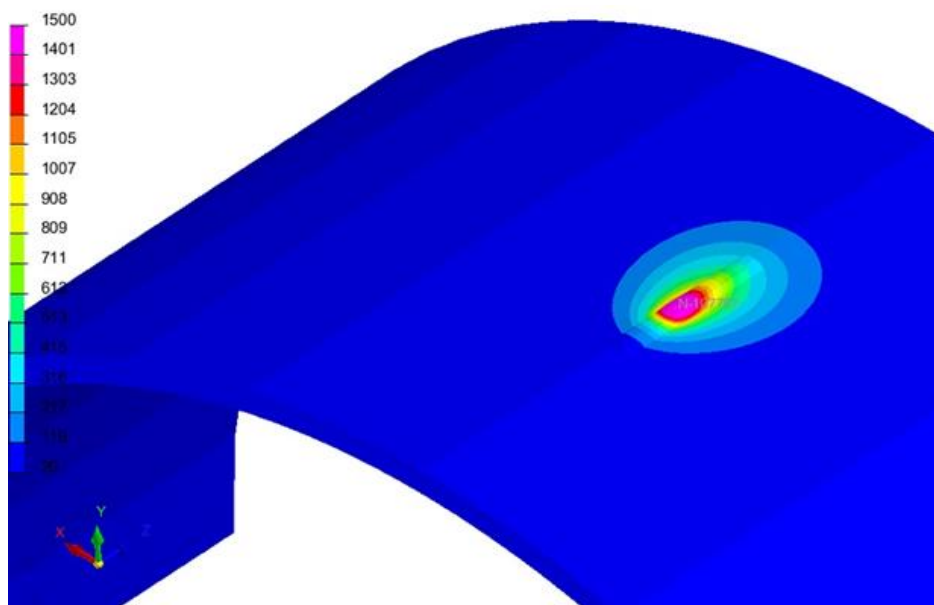
9. ábra. A javítóhegesztésről készült makroszkópi felvétel, bejelölve a kimunkálás geometriáját (0,6 mm hibamélység), megadva a keménységmérési helyeket és a mért keménység értékeket.



10. ábra. A modellezés során meghatározott keményséeloszlás (HV) a 0,6 mm mélységű hiba javítóhegesztésekor.

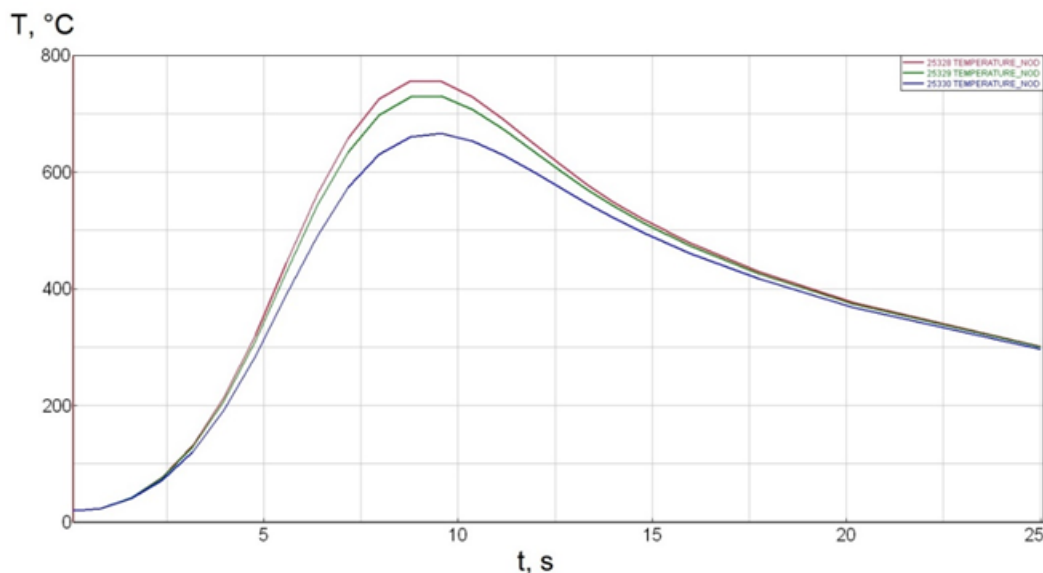
5.2. A modellezés eredményei 1,2 mm hibamélység esetén

A számítások eredményeként meghatározott hőmérsékletmező, háromdimenziós megjelenítésben, a 11. ábrán látható.



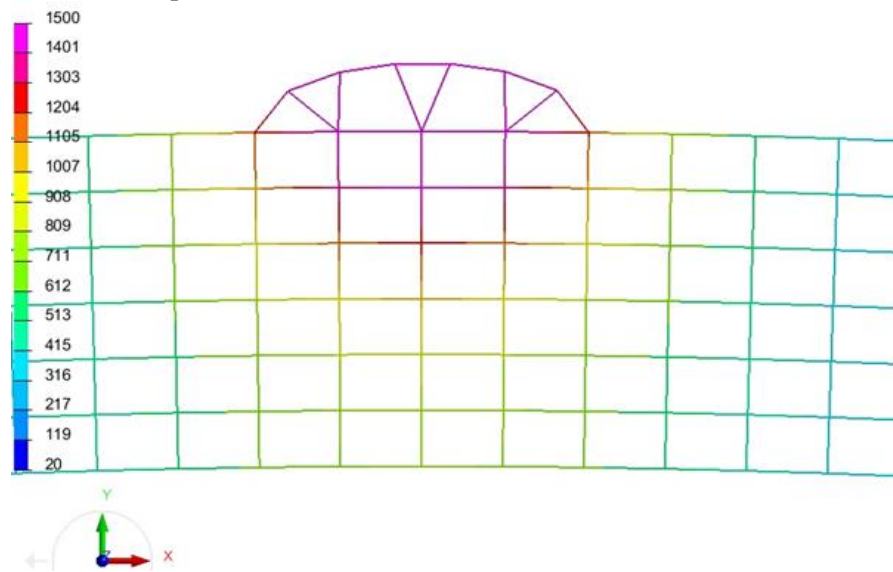
11. ábra. Az X52 anyagminőségű, DN400 × 5,6 mm csőszelet modellezésekor kialakuló hőmérsékletmező [°C].

A csőpalást belső felületén a javított műhiba középső része alatt meghatározott hőciklusokat a 12. ábra mutatja be.



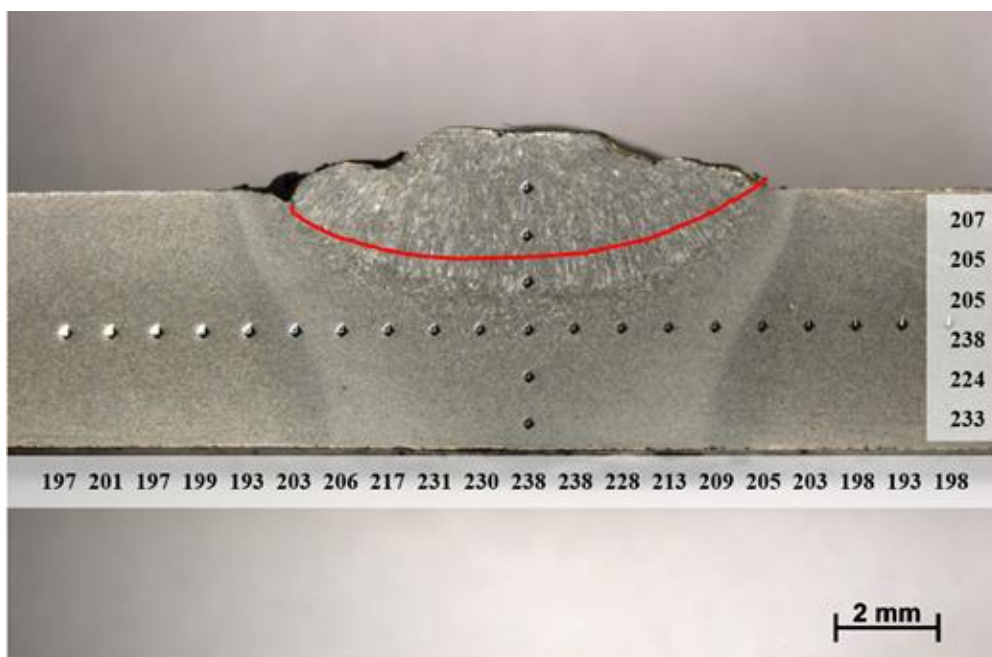
12. ábra. A végesselemez modellezés során meghatározott hőciklusok a csőpalást belső felületén.

A javított műhiba középső részén, a cső metszetében, a hőmérsékleteloszlást a 13. ábra szemlélteti.



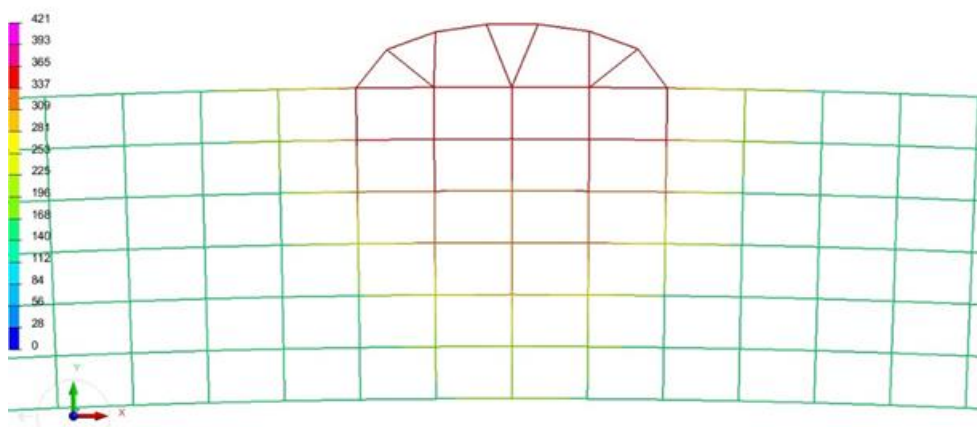
13. ábra. Az X52 anyagminőségű, DN400 × 5,6 mm csőszelet modellezése során a hőmérsékletmező a javított 1,2 mm-es műhiba középső részén [°C].

A számítások során meghatározott hőmérsékletmezőből látható, összhangban a 14. ábrán bemutatott makroszkópi felvétellel, hogy a csőpalást belső felülete jelentős hőmérsékletre, az interkritikus tartományra ($T_{\max} = 760\text{ °C} > A_1$) hevül fel.



14. ábra. A javítóhegesztésről készült makroszkópi felvétel, bejelölve a kimunkálás geometriáját (1,6 mm hibamélység), megadva a keménységmérési helyeket és a mért keménység értékeket.

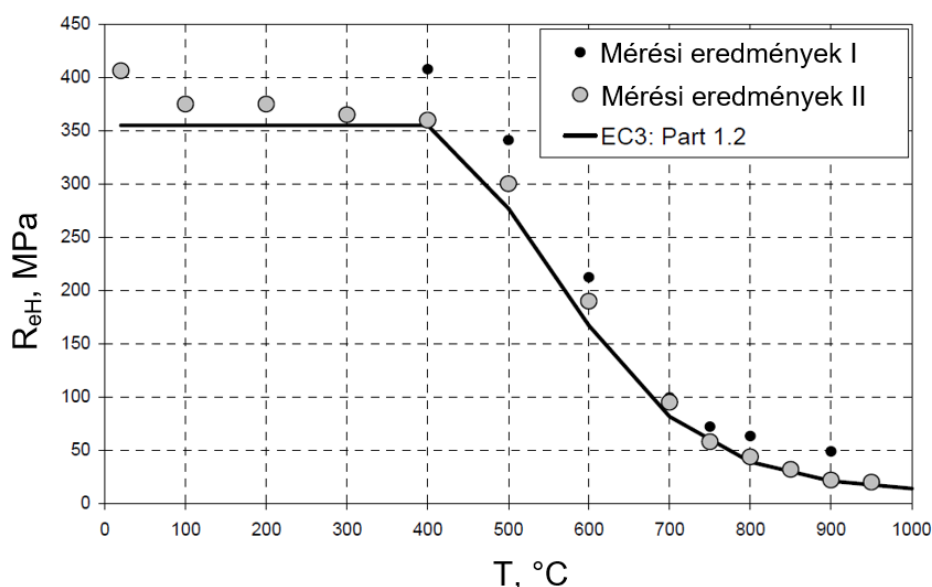
A végelelemes számítások alapján a varratban és a hőhatásövezetben mért legnagyobb keménység 337 HV (15. ábra), amely meghaladja a valós darabon mért keménységet, ugyanakkor biztonsággal elmarad az adott anyagminőségre a hegesztéstechnológia MSZ EN 15614-1 [14] szerinti tanúsításakor megengedett 380 HV értéknél. A valós hegesztési kísérletekhez képest a szimulációk eredményeként kapott nagyobb keménységértékek arra vezethetők vissza, hogy a szoftver adatbázisában szereplő anyagminőség nem teljes mértékben azonos az X52 cső anyagminőségével.



15. ábra. A modellezés során meghatározott keményséeloszlás (HV) az 1,2 mm mélységű hiba javítóhegesztésekor.

6. A megengedett üzemi nyomás becslése

A következőkben, a szimulációk során meghatározott hőmérsékletmezők felhasználásával, figyelembe véve a hőmérséklet függvényében változó folyáshatárt, egy lehetséges becslést adunk a javító hegesztés során megengedhető üzemi nyomásra. Tekintettel arra, hogy a csövek alapanyagaira a szakirodalomban nem találtunk hőmérsékletfüggő folyáshatár értékeket, ezért a [15] irodalom alapján, összhangban a szimulációk során alkalmazott anyagtörvényekkel, a vizsgált X52 anyagminőség esetén az S355 minőség (16. ábra) folyáshatár (R_{eH}) értékeit használtuk fel.



16. ábra. Az S355 acél folyáshatárának változása a hőmérséklet függvényében [15].

A csőpalást belső felülete és a javító varrat beolvadási vonalának alsó határa közötti csomópontokban számított hőmérsékletek és az azokhoz tartozó folyáshatár értékek felhasználásával meghatároztunk egy átlagos folyáshatárt (3. táblázat).

3. táblázat. A beolvadási vonal és a csőpalást belső felülete közötti átlagos folyáshatár hegesztéskor

Anyagminőség	h [mm]	A folyáshatár értéke adott hőmérsékleten						R_{eH} [MPa]
X52 (S355)	0,6	hőmérséklet [°C]	1246	1015	872	797	730	30
		folyáshatár [MPa]	0	15	25	40	70	
	1,2	hőmérséklet [°C]	1222	1000	867	825	760	26,4
		folyáshatár [MPa]	0	16	23	38	55	

Az átlagos folyáshatár értékek felhasználásával, az (1) összefüggés alapján, meghatároztuk a megengedhető üzemi nyomás (p) értékét (4. táblázat), $n = 2$ biztonsági tényező feltételezésével. Az eredmények alapján a földgázszállító csővezetéknekél alkalmazott 63 bar üzemi nyomáshoz képest csak minimális nyomás engedhető meg a vizsgált vékonyfalú cső javítóhegesztése során. Fontosnak tartjuk megjegyezni, hogy a táblázatban szereplő nyomásértékekben a valós javító hegesztési feladatok

esetén jelentős biztonsági tartalék van. Ennek egyik oka, hogy az áramló földgáz a nyugvó levegőhöz képest intenzívebb hőelvonó képességgel rendelkezik, ebből következően pedig a csőpalást belső felülete kisebb mértékben hevül fel. A másik ok, hogy a (1) összefüggés alapján elvégzett számítások során azt tételeztük fel, hogy a csőszakasz a hegesztési folyamat során a hegesztési hőbevitel hatására teljes keresztmetszetében elveszti szilárdságát, miközben a valóságban a folyáshatár csökkenés csak a javítóvarrat környezetére korlátozódik.

$$p = \frac{2 \cdot R_{eH} \cdot (s - e)}{D \cdot n}, \quad (1)$$

ahol s : a cső falvastagsága [mm]; e : a beolvadási mélység [mm].

4. táblázat. A megengedhető üzemi nyomás értéke [16]

Anyagminőség	D [mm]	s [mm]	h [mm]	e [mm]	p [bar]
X52 (S355)	400	5,6	0,6	1,2	3,3
			1,2	1,5	2,7

7. Összefoglalás

A különböző mélységű műhibákat tartalmazó X52 (DN400 × 5,6 mm) anyagminőségű csővezeték szakaszon sikeres javítóhegesztési kísérleteket és numerikus szimulációkat hajtottunk végre.

A vizsgált csőszakasz hossz tengelyével párhuzamos elhelyezkedésű hibák javításakor, a szimuláció eredményei és az elkészített makrocsiszolatok alapján, a csőpalást belső felülete nyugvó levegőn való hűlés során a kritikus A_1 hőmérsékletet meghaladó hőmérsékletre (730-760 °C) hevül fel (a vizsgált 0,6 mm és 1,2 mm hibamélységeknél). Ebben a hőmérséklet tartományban a vizsgált acél folyáshatárának értéke töredéke a szobahőmérsékleten mért folyáshatárnak, ebből következően pedig a belső nyomással terhelt cső javítóhegesztése csak jelentős mértékben csökkentett üzemi nyomással végezhető el.

A nyugvó levegőhöz képest jelentősen nagyobb hőelvonást megvalósító áramló földgáz esetén a megengedhető üzemi nyomás mértéke feltételezhetően nagyobb a számításaink során meghatározott értékeknél. Ennek pontos vizsgálatára a csőpalást és az áramló földgáz közötti hőátadást leíró függvények elméleti vagy kísérleti úton történő meghatározására van szükség.

Irodalom

- [1] J. Lukács, Gy. Nagy, and I. Török, *Szemelvények az élettartam gazdálkodás témaköréből*. Miskolc, Magyarország, Miskolci Egyetem, 2009.
- [2] K. Erxleben, S. Kaiser, M. Rhode, T. Kannengiesser, and A. Kromm, "In-service and repair welding of pressurized hydrogen pipelines—a review on current challenges and strategies," *Weld. World*, vol. 69., pp. 3141–3164 2025, doi: 10.1007/s40194-025-02127-x.
- [3] J. Kovács and J. Lukács, "Systematic review of factors influencing the integrity of pipeline girth welds exposed to hydrogen," *Weld. World*, 2025, doi: 10.1007/s40194-025-02034-1.
- [4] I. Török *et al.*, "Szakértői rendszer elemeinek kifejlesztése csővezetékek biztonságos üzemeltetésének megítélésére," Miskolci Egyetem, Mechanikai Technológiai Tanszék, Miskolc, Magyarország, EK 593006, 1993.
- [5] I. Török *et al.*, "Csővezetékek minősítésének általános rendszere," Miskolci Egyetem, Mechanikai Technológiai Tanszék, Miskolc, Magyarország, EK 5930055, 1994.

- [6] J. Lukács *et al.*, "Szállítóvezetékek csöveinek, hegesztéseinek, a csövek javításának kísérleti vizsgálata és értékelése," Miskolci Egyetem, Mechanikai Technológiai Tanszék, Miskolc, Magyarország, 4020804, 2002.
- [7] *Kőolaj- és földgázipar. Csővezetékes szállítórendszerek acél csővezetékei*, MSZ EN ISO 3183, 2013.
- [8] *Fémek hegesztett kötéseinek roncsolásos vizsgálatai. Keresztirányú szakítóvizsgálat*, MSZ EN ISO 4136, 2013.
- [9] *Fémek hegesztett kötéseinek roncsolásos vizsgálata. Ütővizsgálatok. A próbatest helyzete, a bemetszés iránya és a vizsgálat*, MSZ EN 9016, 2013.
- [10] *Fémek. Charpy-féle ütővizsgálat. 1. rész: Vizsgálati módszer*, MSZ EN ISO 148-1, 2017.
- [11] *Fémek hegesztett kötéseinek roncsolásos vizsgálatai. Keménységvizsgálat. 1. rész: Ívhegesztéssel készített kötések keménységvizsgálata*, MSZ EN ISO 9015-1, 2011.
- [12] *Hegesztés, forrasztás és termikus vágás. A hegesztési eljárások megnevezése és azonosító számuk*, MSZ EN ISO 4063, 2023.
- [13] Á. Dobosy and M. Gáspár, "Az ívhegesztési folyamatok végeselemes modellezésének alkalmazási lehetőségei," *Gép*, vol. 71., no. 5-6., pp. 69-74., 2020.
- [14] *Fémek hegesztési utasítása és hegesztéstechnológiájának minősítése. A hegesztéstechnológia vizsgálata. 1. rész: Acélok ív- és lánghegesztése, valamint nikkelt és ötvözetek ívhegesztése*, MSZ EN ISO 15614-1, 2017.
- [15] J. Outinen, "Mechanical properties of structural steel at elevated temperatures and after cooling down," *Fire Mater.*, vol. 28., no. 2-4., 2004, doi: 10.1002/fam.849.
- [16] M. Gáspár *et al.*, "Hegesztéstechnológia fejlesztése - felrakóhegesztés," Miskolci Egyetem, Anyagszerkezet-tani és Anyagtechnológiai Intézet, Miskolc, Magyarország, GEKU02021T, 2021 február.

CSŐTÁVVEZETÉK ACÉL HEGESZTÉSÉNEK MODELLEZÉSE TÖBBRÉTEGŰ VARRATFELEPÍTÉS ESETÉN

Balázs Áron

MSc hallgató, Miskolci Egyetem, Anyagszerkezet-tani és Anyagtechnológiai Intézet
3515 Miskolc, Miskolc-Egyetemváros, e-mail: balazs.aron@student.uni-miskolc.hu

Gáspár Marcell

Egyetemi tanár, Miskolci Egyetem, Anyagszerkezet-tani és Anyagtechnológiai Intézet,
Szerkezetintegritási Intézeti Tanszék
3515 Miskolc, Miskolc-Egyetemváros, e-mail: marcell.gaspar@uni-miskolc.hu

Absztrakt

A kutatás célja egy P355NH anyagminőségű csőtvázvezeték acél hegesztéstechnológiájának fejlesztése vége-sele-mes szimuláció segítségével. A középpontban a hidrogénközeggel érintkező rendszerek biztonságos üzemeltetése áll. A hidrogén okozta elridegedés veszélye és a hosszútávú üzemelés során fellépő károsodási módok is részletesen kifejtésre kerülnek. A modern gépíparban használatos vége-sele-mes szimulációk közül a hegesztett kötések modellezése az utóbbi évtizedekben széles körben elterjedt, hiszen korábban a bonyolult termodinamikai és mechanikai változások végbemenetele a kötésben csak tapasztalati úton volt meghatározható, roncsolásos vizsgálatokkal. Az ESI Group SYSWELD programcsomagjának használatával a vizsgált csőtvázvezeték acél hegesztett kötésében sikerült meghatározni a hőmérsékletmezőt és a hő hatására kialakuló szövetszerkezetet, valamint a maradó feszültségek eloszlását. A maradó feszültségek kiemelten fontosak a hidrogén szempontjából, mert növelik a hidrogén okozta károsodás kockázatát. A szimuláció segítségével sikerült olyan hegesztéstechnológiát kidolgozni, amely kis mennyiségű martenzitet eredményez a hegesztett kötésben.

Kulcsszavak: csőtvázvezeték, hidrogén, szimuláció, hegesztés

Abstract

The aim of the research is to develop the welding technology of a P355NH grade steel pipeline using finite element modelling (FEM). The focus is on the safe operation of systems exposed to hydrogen environments. The risks of hydrogen embrittlement and the failure mechanisms that occur during long-term operation are discussed in detail. Among the finite element simulations used in modern mechanical engineering, the modelling of welded joints has become increasingly widespread in the past decade, as the complex thermodynamic and mechanical changes within the weld could previously only be assessed through empirical methods and destructive testing. By using the ESI Group's SYSWELD software package, the temperature field, the evolution of phases under thermal load and the estimated values of residual stresses were determined on a section of pipeline steels. Residual stresses are of particular importance in the presence of hydrogen, as this is where the most critical degradation effects tend to occur. With the help of simulation, a welding technology was developed that results in a small amount of martensite in the welded joint.

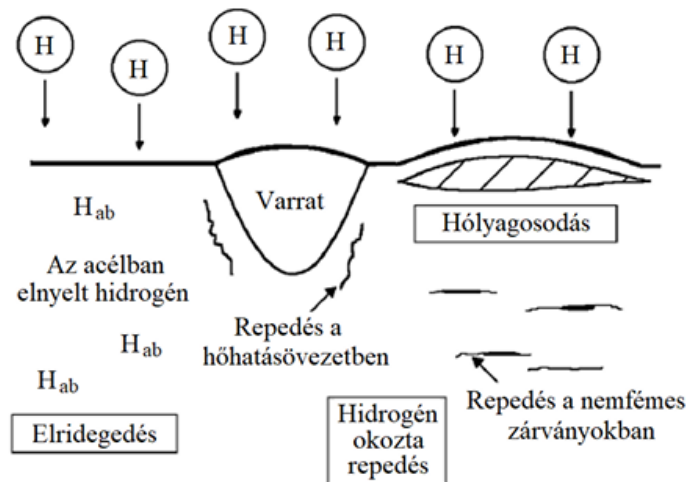
Keywords: pipeline, hydrogen, simulation, welding

1. Hidrogén közeg hatása a szénacélok tulajdonságaira

Szénacélok szempontjából a diffúzióképes hidrogéntartalom jelentősen rontja a különböző mechanikai tulajdonságokat (fajlagos nyúlás, kontrakció) [1]. A fémes szövetekben a hidrogén jelenléte szinte minden tekintetben káros, nagy hidrogéntartalmú közeggel kapcsolatba lépve pedig veszélyt is jelenthet.

A hidrogén atomi formájában tud kölcsönhatásba lépni az acélokkal, amely leginkább hidrogén gáznak kitett szerkezetek esetén, illetve hegesztési folyamatok közben kerülhet az alapanyagba. A hidrogén atomok kis méretük miatt képesek a fémes szerkezetű anyagokban a diffúzióra, és a szövetszerkezetben a legnagyobb energiájú helyekre eljutni, ahol rekombinációs energiára tehetnek szert, így akár gázmolekulák formájában is megjelenhetnek és zárványokat képezhetnek [2].

Az alapfémhez képest a hidrogénes hibrid fázisnak a rácsparamétere nagyobb, emellett térfogatnövekedés is megfigyelhető az érintett helyeken. Ezen elváltozások mikrorepedéseket okozhatnak az anyag belsejében, amely külön problémakör, mert vizsgálatuk komoly feladat a megjelenés számos formája miatt, ráadásul sokszor ezen részek roncsolásmentes vizsgálatokkal nem mutathatók ki. A mikrorepedésekből idővel távozik a hidrogén, később újra megtelnek a megüresedett rácsok, a repedések továbbterjednek, és az ismétlődő igénybevétel hatására bekövetkezik a folyamatos szerkezeti degradáció [3]. A hidrogén hegesztett kötésre gyakorolt hatását az 1. ábra szemlélteti.

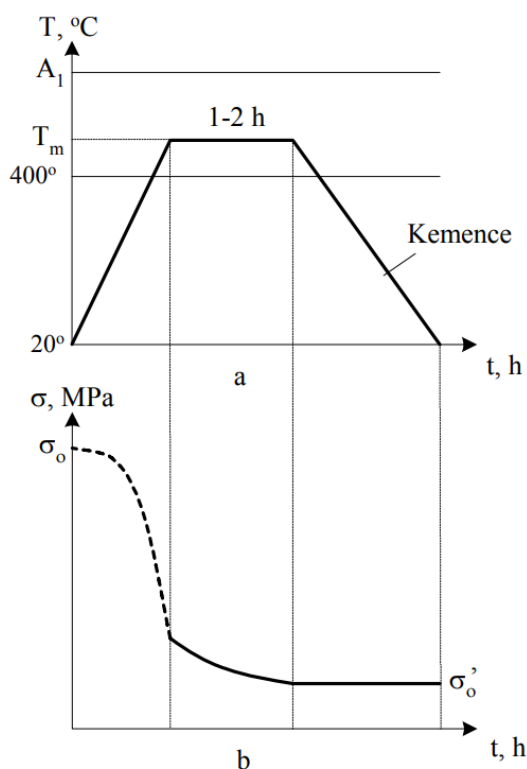


1. ábra. A hidrogén okozta elridegedés, a hidegrepedés és a hólyagosodás folyamata [3].

A földgázszállító vezetékek esetét nézve a belekevert hidrogén a belső felületekkel kerülhet reakcióba, bizonyos idő elteltével viszont képes a teljes vastagságban elgyengíteni az anyagot, amely egy nagy nyomású rendszer esetén komoly károkat okozhat. A hidrogén földgázba történő bekeverésével a szállítóvezetékek a jövőben nagy mennyiségű hidrogénnek lehetnek kitéve, ezért fokozott figyelmet kell fordítani a hegesztett kötések kivitelezésére és a megfelelő védelemre. A hidrogén az acél mechanikai tulajdonságai közül legjobban az alakváltozó képességet rontja, ezért az ridegebbé válik. A diffúzióképes hidrogén az anyag rácsszerkezetében felhalmozódva csökkenti a képlékeny alakváltozó képességet, elősegíti a mikrorepedések kialakulását, ezáltal csökkenti mind a szakadási nyúlást (A), mind pedig a kontrakciót (Z) [1]. A fenti okokból eredően a hidrogén okozta károsodások megjelenését elősegítő tényezőket, a rideg szövetszerkezet arányát és a hegesztett kötésben lévő maradó feszültségek mértékét célszerű csökkenteni.

2. Feszültségcsökkentő hőkezelés

A hőkezelés célja a fémek, ötvözetek tulajdonságainak módosítása (például keménység, szívósság). Feszültségcsökkentő izzítást akkor alkalmazunk a hegesztett kötések elkészítése után, ha a varratban és a hőhatásövezetben olyan mértékű maradó feszültségek alakulnak ki, amelyek várhatóan csökkentenék a szerkezet élettartamát [4], [5]. Nyomástartó edények esetén gyakori elvárás a feszültségcsökkentő hőkezelés alkalmazása, csőtávvezeték acélok esetén viszont ritkábban alkalmazzák ezt az eljárást. Hidrogéntartalmú közeg esetén a csőtávvezeték rendszer hosszútávú, biztonságos üzemeltetése szempontjából megfontolandó lehet utóhőkezelést alkalmazni. A feszültségcsökkentő hőkezelés elvi ábráját a 2. ábra szemlélteti [5].



2. ábra. Feszültségcsökkentő hőkezelés elvi ábrája [5].

A következőkben példaként tekintünk meg egy hőkezelési műveletet hegesztett szerkezet esetén, amely az alábbi három szakaszra bontható:

- Kemence bekapcsolása, indítási hőmérséklet beállítása, munkadarabok behelyezése, 580 °C-ra folyamatos hevítés 57 °C/h sebességgel.
- Hőntartás 580 °C-on 3 órán keresztül.
- Lehűtés kemencében 300 °C-ig 49 °C/h sebességgel.

Hidrogénnek kitett szerkezetek esetén célszerű arra törekedni, hogy a hegesztéssel járó műveletekkel minimális hidrogén jusson be a hegesztett kötésbe. A hidrogén okozta elridegedés veszélyének csökkentése céljából ezért hidrogéncsökkentő izzítást is lehet alkalmazni, annak érdekében, hogy a maradék hidrogént el tudjuk távolítani a hegesztett kötésből. Jelen kutatómunka

során olyan hegesztéstechnológiát (huzalelektrodás védőgázos ívhegesztés) választottunk, amely kis mennyiségű diffúzióképes hidrogéntartalmat eredményez a varratban.

A hőkezelés szükségessége és az ahhoz kapcsolódó paraméterek meghatározása fontos szempont, mert – a hegesztés modellezésén és szimulációján túl –, a maradó feszültségek csökkentését célzó hőkezelés hatása is terveink szerint szimulálható lesz a SYSWELD szoftver segítségével.

3. A feladat ismertetése

Az előzőekben ismertetett információk alapján látható, hogy a hidrogén számos módon képes rontani a hegesztett kötések tulajdonságait. Mivel a hidrogén okozta károsodások egy jelentős része korai fázisban nehezen azonosítható be az ipari gyakorlatban elterjedt roncsolásmentes anyagvizsgálati módszerekkel, ezért a hegesztéstechnológia tervezése során arra kell törekedni, hogy a minimális bevitt hidrogéntartalom mellett olyan szövetszerkezet alakuljon ki, amelynek tulajdonságait kevésbé rontja a hidrogén.

A hegesztéstechnológia kísérleti úton történő kidolgozásakor az alkalmazott hegesztő eljárás kiválasztása után lehetőségünk van próbadarabok gyártására, vizsgálatára, azonban ez egy időigényes, nagy szakértelmet megkövetelő feladat, valamint gyakran az adott környezeti feltételek nehezen rekonstruálhatók. Egy alternatív megoldás a végeselemes szimulációk használata, amely nem igényel próbatesteket, csak bemeneti paramétereket és egy megfelelő modellt, amely alapján meghatározhatók a hegesztés során fellépő jelenségek. A csőtávvezetékek esetén a huzalelektrodás védőgázos ívhegesztésből eredő kis hidrogénbevitel részben már megoldást jelent a hegesztési problémákra, azonban a hidrogén okozta károsodásra hatást gyakorló maradó feszültségek és a szövetszerkezet előrejelzése szempontjából célszerű modellezést alkalmazni.

Végeselemes szimulációval a hegesztési folyamat hatását jobban meg lehet érteni, és a valóságot jól megközelítő módon előre lehet jelezni a kialakuló hőmérsékleteloszlást és a hegesztett kötések tulajdonságait [6]–[8]. Különös tekintettel kell lenni a maradó feszültségek megjelenésére, mert a távvezetékek hegesztett kötései (körvarratok) feszültségkoncentrációs helyek, ezért a rájuk eső nyomásból származó terhelés ezeken a helyeken a legveszélyesebb. A maradó feszültségek mellett várható keményedés is, ezek számszerűsítését is el lehet végezni a szimulációk segítségével. A szimulációs vizsgálatok során egy P355NH anyagminőségű, Ø406,4 × 12,5 mm méretű, gyengén ötvözött, normalizált szénacél cső hegesztésének a modellezését tűztük ki célul. Az alapanyag vegyi összetételét az 1. táblázat, mechanikai tulajdonságait pedig a 2. táblázat tartalmazza.

1. táblázat. A P355NH acélcső vegyi összetétele a gyártói műbizonylat szerint [tömeg%]

MSZ EN 10028 [9] – P355NH						
C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni
0,15	1,22	0,36	0,011	0,003	0,17	0,07
Cu	Mo	V	Al	N	Ti	B
0,17	0,04	0,05	0,037	0,01	0,004	0,0004

2. táblázat. A P355NH acélcső mechanikai tulajdonságai a gyártói műbizonylat szerint

Alapanyag	R _{eH} [MPa]	R _m [MPa]	A ₅ [%]	KV [J] (-20 °C)
P355NH	386	552	25,5	161

4. A hegesztés modellezésének lépései, a modell felépítése

A végeselemes modellezés első lépése a csővezetékek és varratsorok 3D modelljének az elkészítése volt. A megmunkálni kívánt darabot célszerű volt pontosan lemérni, illetve a hegesztésnél fellépő környezeti tényezőket is modellezni kellett. Előzetes tapasztalatok alapján a varratok méreteinek figyelembevételével meghatároztuk a töltősorok szükséges számát, amely jelen esetben hatra adódott.

A SYSWELD Visual Weld modulja képes több millió végeselem kezelésére, azonban ez nagy számítási teljesítményt és sok időt igényel, ezért a csővezeték szimmetriáját kihasználva csak egy kisebb, kimetszett ívre fókuszáltunk. A két lemezalkatrész mellett a varratsorokat is külön testekként kellett felépíteni, mert szükségünk volt arra, hogy külön is tudjuk kezelni a hat varratsor elemeit és paramétereit.

4.1. Geometriai modell felépítése

A modellezés kétdimenziós vázlatok megrajzolásával kezdődött, amelyből síkbeli hálót készítettünk. A hálót egy alapkoordinátájú (a programban jobbsodrású Descartes-koordinátarendszer) tengely körüli forgatás segítségével térbeli testekké alakítottunk át. A síkbeli háló megválasztása fontos szempont volt, mert arra törekedtünk, hogy a háló a lehető legpontosabban csatlakozzon a megfelelő élekhez és az elemek csomópontjaihoz. A megfelelő minőségű alapháló elkészítése után a körülforogatott hálót rétegenként szabályozva osztottuk fel, itt is figyelve arra, hogy minden térbeli testnek ugyanannyi rétege legyen.

Ellenőriznünk kellett a hálót a modell nyitott élein, valamint a határfelületein, a csomópontok és az elemek egybeesései miatt. Egybeesésről akkor beszélhetünk, ha a két test határain ugyanabban a rácspontban (ugyanazon a koordinátán) több végeselemes csomópont van. Az egybeeséseket érzékeli a program. Ezeket egyesíteni lehet, az érzékenységi állításával és a CAD-modell pontatlanságaiból fakadó hálózási hibákat is kompenzálhatjuk. A varratok alakja egyszerűsített ábrázolásban készült (3. ábra), mivel a szimuláció nem a hegesztés folyamatára, inkább annak hatásaira, következményeire fókuszált. Ugyanez a modell későbbi hőkezelési feladatok megoldására is alkalmas lehet.



3. ábra. A varratsorok felépítése (2D vázlat).

A modellek felépítése után a 3. táblázatban szereplő hegesztési paraméterek megválasztása következett. Ezeket a beállításokat iteratív módon adtuk meg. Előzetesen néhány próbaszimuláció segítségével határoztuk meg, hogy milyen paraméterekkel valósítható meg a sikeres és megfelelő hegesztési technológia. Az első varratsor a gyökvarrat volt, amely kisebb vonalenergiával készült a gyökátfolyás elkerülése érdekében. Mivel az ilyen méretű csővezetékeket gyökoldalról nem lehetséges hegeszteni, ezért csökkenteni kellett az energiabevitelt.

A 2. és a 3. töltősor egymás mellett helyezkedett el, a megfelelő beolvadás biztosítása és a gyöksorral történő összeolvadás érdekében, ezért ezeknél a soroknál növeltük a vonalenergia értékét. Ugyanakkor, törekedni kellett arra, hogy a töltősorok ne olvasszák át teljesen a gyöksort. A töltő- és a takarósorok esetén nagyobb méretű hegfürdő volt várható, mivel addigra a cső már felmelegedett a korábbi sorok hegesztésének hatására.

A 4-6. takarósoroknál a vonalenergiát tovább növelve tudtuk biztosítani a megfelelő belső formatényezőt, illetve a nagyobb varratszélességet is. Ennek kedvező hatása volt a varratszélességre és a feszültségkoncentrációra [4].

3. táblázat. A varratsorok paraméterei

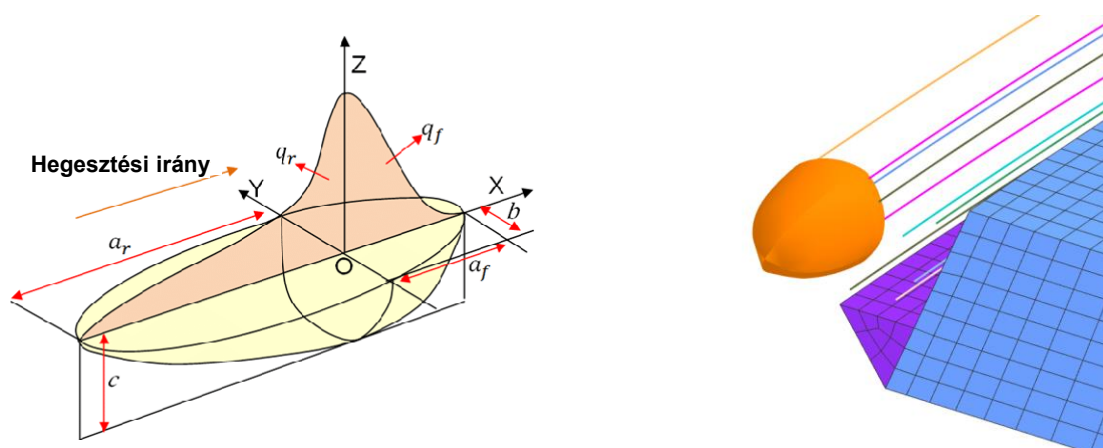
Sor	A hegesztés átlagsebessége, v_h [cm/min]	Vonalenergia, E_v [J/mm]
1. (gyök)	30	800
2-3. (töltősorok)	30	900
4-6. (takarósorok)	30	1000

4.2. Szimulációs paraméterek

A Visual Weld modulba beépített Welding Advisor segítségével a szimuláció további paraméterei is beállításra kerültek. Ki kellett választanunk a hőforrás modellt, amely alapján a hőt tudtuk közölni a munkadarabbal. Többféle modell közül is választhattunk, például a lineárisan mozgó henger, mint hőforrás, jól használható kaváró dörzshegesztés szimulációja esetén. A jelen feladatra legalkalmasabbnak bizonyuló Goldak-féle duplaellipszoid modell (4. ábra) jól szemlélteti általánosan az ívhegesztés, ezen belül a huzalelektrodás védőgázos ívhegesztés során kialakuló hőmérsékletmezőt. Az ellipszoid modell 3 paraméter alapján állítható be, összhangban a feltételezett hegfürdő méreteivel:

- szélesség,
- hosszúság,
- penetráció (beolvadás).

Ezen három paraméter változtatja a hőforrás geometriáját. Célunk volt, hogy a szimuláció alatt az ideális hőforrást adjuk meg, ezért törekedni kellett a modell látható geometriájának szabályos kialakítására.



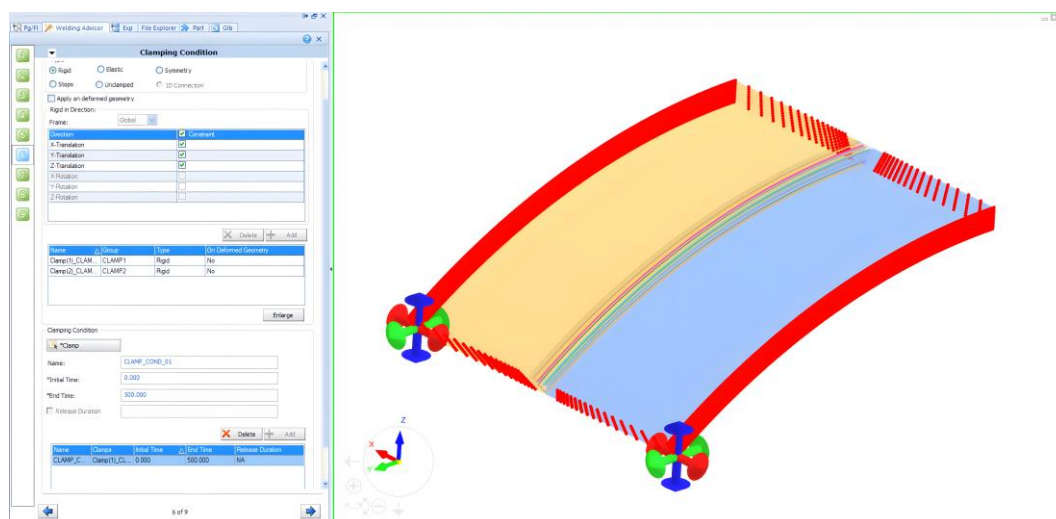
4. ábra. Goldak-féle duplaellipszoid hőforrásmodell [6].

Első lépésként a még csak modellként létező konstrukcióhoz anyagminőséget rendeltünk. A vizsgált csővezeték anyaga P355NH acél volt. Ez a programban sajnos nem érhető el, ezért ezt S355J2G3 acéllal helyettesítettük. Tulajdonságait (például hőfizikai jellemzők) és ötvözet tartalmát

összehasonlítva azonban nem volt jelentős különbség, amely a szimulációt érdemben befolyásolta volna. Az alapanyaghoz és a hozaganyaghoz is ugyanazt a szoftverben elérhető anyagminőséget rendeltük hozzá, figyelembe véve, hogy ezeknél az acéloknál nem szokott jelentős különbség lenni az alapanyag és a hozaganyag vegyi összetétele között.

Az anyagminőség kiválasztása mellett a hegesztési pályákat is meg kellett adni, amelyeket egy hárompontos, referenciavonalas módszerrel rögzítettünk. Ennek az az előnye a kétpontossal szemben, hogy referenciapontok és vonalak segítik a megfelelő pálya előállítását. A pályákat minden varrat esetén ki kellett jelölni. Ezt a végelelem halmaz rácpontjaiban, a csomópontok segítségével adhatjuk meg a programnak. Ezeken a vonalakon haladt végig az általunk definiált hőforrás modell, ezért ezeket a valós hegesztésnek megfelelően kellett megadni.

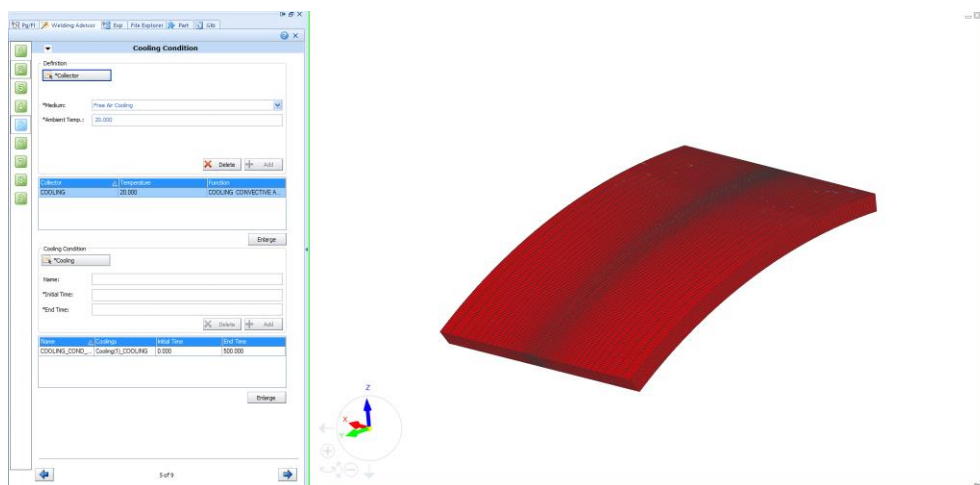
Következő lépésként az 5. ábrán látható mechanikai peremfeltételeket adtuk meg. Mivel ezek a csővezetékek minden oldalról meg vannak támasztva, illetve a 12,5 mm falvastagság miatt is elég merevek ahhoz, hogy ne legyen számottevő elmozdulás vagy nagyméretű egytengelyűségi hiba. Ebből adódóan a szimulált csővezeték darab minden oldalán merev megfogást alkalmaztunk. A varratok mellett azonban szabad mozgást hagytunk a hőhatásöveteknek, így az alakváltozások mértéke is nyomon követhető maradt.



5. ábra. Megfogási kényszerek definiálása a csőív élein.

Ki kellett jelölni azokat a felületeket, amelyek a szabad levegőn való hűlésben részt vesznek (6. ábra). Ezeket a modellből az úgynevezett Skin (felület) meghatározásával lehetett megadni, amely a modell külső felületeiből egy külön geometriai egységet állított elő. Ennek a modell többi részétől eltérően nem volt belső térfogata. Itt is meg kellett adni a megfelelő időtartamot, mert a varratok készítése közötti időhöz és a varratok elkészülte után a teljes lehűlés szakaszának lefuttatásához ez a parancs volt a mérvadó.

Miután a programban megadtunk minden szükséges információt, előállítottuk a szükséges számítási fájlokat, amelyek segítségével a szimuláció futtatható lett. Előzetesen nem kaptunk a számítási időre becslést a programtól, viszont monitorozhattuk a számítások iterációit, illetve külön a mechanikai adatok számítását is nyomon tudtuk követni.

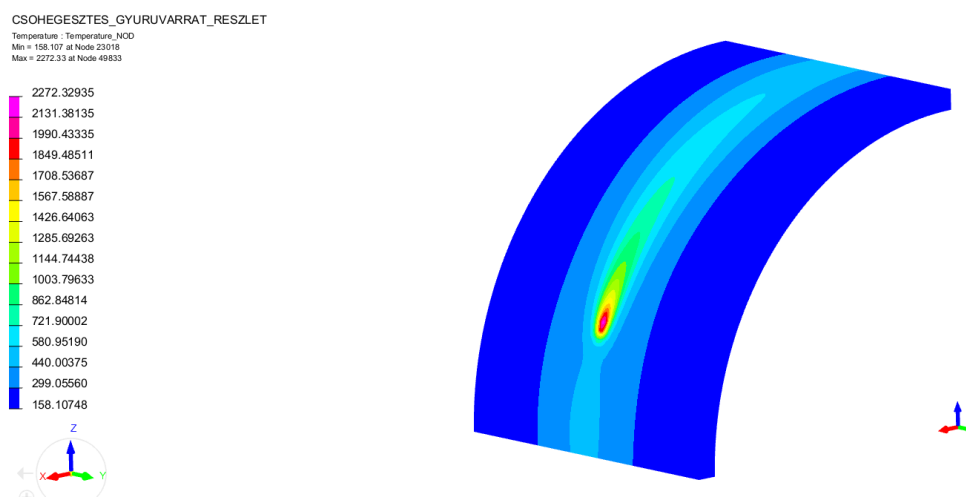


6. ábra. 3D geometriából származtatott hűlési felület a modellen.

5. Eredmények

5.1. Termikus eredmények

Az előre beállított paraméterek alapján lefutott néhány iteráció, azonban ezek gyökátfolyást, bizonyos esetekben a gyök ismételt átolvasztását mutatták, illetve az elmozdulások tekintetében is kedvezőtlen eredmények születtek. További iterációkban a vonalenergia csökkentésével és a hőforrásmodell optimális felvételével tovább módosítottuk a paramétereket (3. táblázat). Ezen beállításokkal az átégés elkerülhető lett, a maradó feszültségek és a maradó alakváltozások is csökkentek. Az optimálisnak mondható paraméterek megadásával számolt hőmérsékletmezőt a 7. ábra szemlélteti.



7. ábra. Példa a számított hőmérsékletmezőre.

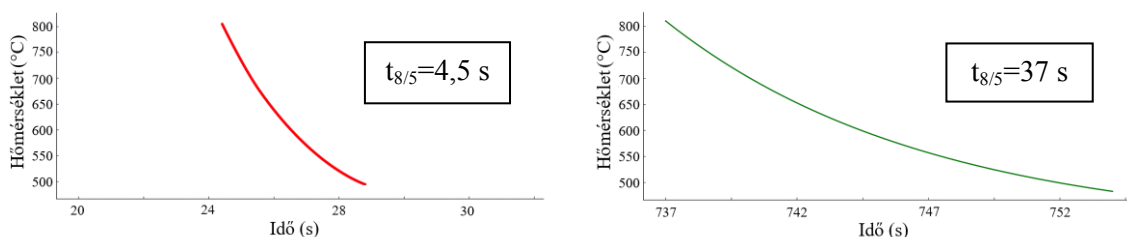
A szövetszerkezetre vonatkozó számítások eredményeit a 4. táblázatban foglaltuk össze. Az alapanyag szövetszerkezete ferrit-perlitesre adódott, amely a varratban nagyrészt bénitessé alakult, kis

menyiségű martenzit mellett. A hegesztéstechnológia tervezésekor arra törekedtünk, hogy a varratban minél kevesebb martenzit alakuljon ki. A szükségszerű kis hőbevitelből és a viszonylag gyors lehűlésből adódóan a gyöksorban 42,5% martenzit keletkezett. Ugyanakkor a varrat nagy részére szívós, bénites szövetszerkezet volt a jellemző.

4. táblázat. A szövetelemek mennyisége az egyes varratsorokban [%]

Szövet	Gyöksor	Töltősorok	Takarósorok
Ferrit-perlit	0,0	0,0	0,0
Ausztenit	0,0	0,0	0,0
Martenzit	42,5	15,3	1,1
Bénit	57,5	84,7	98,9

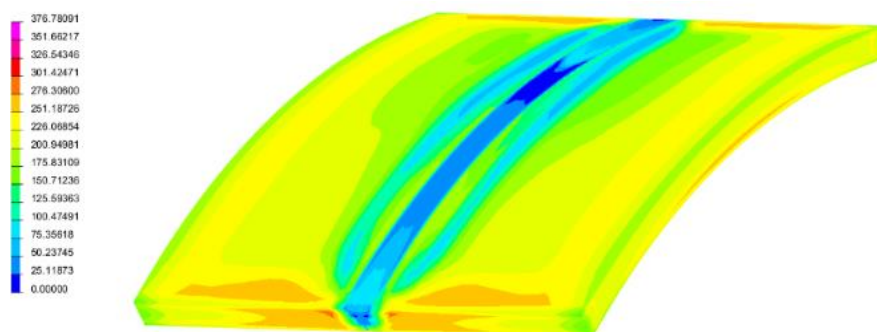
A hőmérsékletmező adatainak felhasználásával a $t_{8/5}$ hűlési időket a 8. ábrán diagramokon is összefoglaltuk. A vonalenergia növelésével, a cső hegesztés közbeni felmelegedésével arányosan, nagyobb volt a $t_{8/5}$ hűlési idő a takarósoroknál, mint a gyöksornál.



8. ábra. Gyöksor (piros) és a takarósorok (zöld) $t_{8/5}$ hűlési ideje.

5.2. Mechanikai eredmények

Jelen kutatómunka a termomechanikai eredmények kiértékelésénél tart, a mechanikai szimuláció további számításokat igényel. A pontosabb eredmények elérését célzó ún. viszkoelasztikus tulajdonságok figyelmen kívül hagyásával, a maradó feszültségek várható értékeit a 9. ábra tartalmazza. A feszültség maximuma 280 MPa volt.



9. ábra. Maradó feszültségek a hegesztett kötésben Von Mises elmélet szerint.

6. Összefoglalás

A vizsgálat középpontjában a hidrogénnel érintkező csőtávvezetékek hegesztett kötéseinek viselkedése állt. A hidrogén diffúziója az acélban ridegedést és mikrorepedéseket okozhat, amelyek különösen a maradó feszültségek által terhelt zónákban veszélyesek. A SYSWELD szoftver segítségével végzett végelelemes szimulációk megmutatták, hogy a hegesztési paraméterek megfelelő megválasztásával a varratban a töltő- és takarósrak felé haladva a martenzites tartomány fokozatosan csökkent, így a szívós, bénites szövetszerkezet vált dominánssá. A maradó feszültségek folyáshatárt megközelítő, 280 MPa körüli maximális értéke viszont kritikus lehet, mivel elősegítheti a hidrogén okozta károsodások megjelenését. Ez a maximális maradó feszültség érték más hegesztési szimulációkkal [6], [7] összehasonlítva nem tekinthető kimagaslóan nagyknak. A szimuláció eredményei alapot jelentenek a maradó feszültségek csökkentését célzó utóhőkezelési szimulációk elvégzéséhez, amelyekkel a hidrogénes környezetben üzemelő csőtávvezetékek élettartama és biztonsága várhatóan jelentősen növelhető.

7. Köszönetnyilvánítás

A cikkben ismertetett kutatómunka a VHFO/467/2023-EM_SZERZ iktatószámú „FLUMEN projekt – A hidrogén bekeverését lehetővé tevő fejlesztések a földgázszállító rendszeren – második fázis” című projekt támogatásával valósult meg.

Irodalom

- [1] J. Kovács and J. Lukács, “Systematic review of factors influencing the integrity of pipeline girth welds exposed to hydrogen,” *Weld. World*, 2025, doi: 10.1007/s40194-025-02034-1.
- [2] M. Komócsin, *Gépipari Anyagismeret*. Miskolc, Magyarország: Cokom Mérnökiroda Kft., 2010.
- [3] R. A. Francis, “Stress Corrosion Cracking and Hydrogen Cracking: Differences Similarities and Confusion,” presented at the ACA Conf., 2001, Paper 052.
- [4] J. Gáti, *Hegesztési Zsebkönyv*. Budapest, Magyarország: Cokom Mérnökiroda Kft., 2023.
- [5] A. Balogh, J. Schäffer, M. Tisza, *Mechanikai technológiák*. Miskolc, Magyarország: Miskolci Egyetem Gépészmérnöki és Informatikai Kar, 2007.
- [6] Á. Dobosy and M. Gáspár, “Az ívhegesztési folyamatok végelelemes modellezésének alkalmazási lehetőségei,” *Gép*, vol. 71., no. 5–6., pp. 69–74, 2020.
- [7] M. Gáspár, “A hőmérsékletmező előállítása nagyszilárdságú acélok hegesztésének végelelemes modellezésekor,” *Gép*, vol. 64, no. 5., pp. 37–42, 2013.
- [8] S. Alden and Á. Meilinger, “Thermal Simulation of Resistance Spot Welding in Case of DP600 Steel,” In: *Kutatási eredmények a Miskolci Egyetem Gépészmérnöki és Informatikai Karának Anyagszerkezet-tani és Anyagtechnológiai Intézetében*, Miskolci Egyetem, Gépészmérnöki és Informatikai Kar, 2024, pp. 131–142.
- [9] *Lapos acéltermékek nyomástartó berendezésekhez. 2. rész: Ötvözetlen és ötvözött acélok növelt hőmérsékleten előírt tulajdonságokkal*, MSZ EN 10028-2, 2017.
- [10] S. Zahurin, N. Mat Nor, and E. R. I. Fauzi, “Thermo-Mechanical Simulation of Temperature Distribution and Prediction of Heat-Affected Zone Size in MIG Welding Process on Aluminium Alloy EN AW 6082-T6,” *IOP Conf. Ser. Mat. Sci. Eng.*, vol. 530, 2019, Art. no. 012016, doi: 10.1088/1757-899X/530/1/012016.
- [11] *Welding — Recommendations for welding of metallic materials — Part 2: Arc welding of ferritic steels*, MSZ EN 1011-2, 2004.

VÉGESELEMES MODELLEZÉS ALKALMAZÁSA ELLENÁLLÁS-PONTHEGESZTÉSI TECHNOLOGIA VIZSGÁLATÁRA

Kis Dominik

Mechanikus konstruktőr, Schoen + sandt Hungary Kft.
3300 Eger, Kistályai köz 1., e-mail: kis.dominik@student.uni-miskolc.hu

Fodorné Cserépi Mariann

*Tanársegéd, Miskolci Egyetem, Anyagszerkezet-tani és Anyagtechnológiai Intézet,
Mechanikai Technológiai Intézeti Tanszék*
3515 Miskolc, Miskolc-Egyetemváros, e-mail: mariann.cserepi@uni-miskolc.hu

Absztrakt

Manapság az anyagtechnológiák végeselemes modellezése egyre nagyobb teret hódít az iparban. Egy ilyen szimuláció megfelelő felépítése nem egyszerű feladat, mivel sok paraméter figyelembevétele szükséges ahhoz, hogy megfelelő és jól használható eredményeket kapjunk. Ebben a cikkben egy egyszerűsített szimuláció felépítése kerül ismertetésre, mely validációval és kiértékeléssel zárul. A vizsgálat eredménye egy elmozdulás mező és több hőciklus, melyek közül a hőciklusok kerülnek összehasonlításra a valós mérés eredményeivel. Az eredményekből látható, hogy a modellezés megfelelő, és jövőbeni továbbfejlesztések mellett jól felhasználható alap későbbi bonyolultabb vizsgálatokhoz.

Kulcsszavak: *végeselemes szimuláció, ellenállás-ponthegeztés, DP acélok, hőciklus, ANSYS, validálás*

Abstract

Nowadays, FEM simulation of material technologies is becoming increasingly popular in industry. Properly structuring such a simulation is not an easy task, as many parameters must be taken into consideration in order to obtain accurate and meaningful results. This article describes the structure of a simplified simulation, which followed by validation and evaluation. The outcome of the simulation consists of a displacement field and several thermal cycles. Among these, the thermal cycles are compared with the results obtained from experimental measurements. The results demonstrate that the modeling approach is valid and, with further development, provides a reliable foundation for more advanced and complex analyses.

Keywords: *FEM, resistance spot welding, DP steels, thermal cycle, ANSYS, validation*

1. Bevezetés

Napjainkban egyre nagyobb szerepet kap a végeselemes szimuláció, és ennek alkalmazása az anyagtechnológiák modellezésében. Ha egy hegesztési folyamatot szeretnénk virtuális környezetben modellezni, akkor nincs egyszerű feladatunk, ugyanis számos tényező figyelembevétele szükséges, ami azt jelenti, hogy a valós állapot közelítése hosszadalmas és hardware igényes feladat lehet.

Mindezek mellett nem kérdőjelezhető meg ezen eljárás hatékonysága sem, ugyanis egy jól felépített szimuláció, és ennek eredménye nagy mértékben csökkentheti a gyártás költségeit, és a különböző valós fizikai kísérletekre fordított időszükségletet. A szimuláció érdemeit nem vitatva viszont ki kell emelni azt a tény is, hogy a kapott eredményeket mindig egyfajta „kételkedő kíváncsisággal” érdemes kezelni, és validálni szükséges a felépített modellt és az abból kapott eredményeket a valós, fizikai formában is elvégzett kísérletekkel. Egy gyakorlati példát kiemelve tudjuk többet között ezen szoftverek segítségével vizsgálni egy adott elektródageometria hatását a folyamatra és ezáltal úgy tudjuk optimalizálni az alakot, hogy mind paraméterek, mind elektróda degradáció és az elkészített kötés mechanikai tulajdonságai szempontjából a lehető legoptimálisabb technológiát tudjuk kiválasztani [1], [2]. Jelen cikk egy egyszerűsített végeselemes modell felépítését, a szimulációk elvégzését, és a kapott eredmények kiértékelését és a validálás folyamatát mutatja be [3], [4].

2. Kiindulási adatok ismertetése

A következő alfejezetekben kerül ismertetésre az alkalmazott szoftver, és a megoldandó feladat.

2.1. Az alkalmazott szoftver ismertetése

A végeselemes modellezés kivitelezésére az ANSYS nevű szoftvert választottuk ki. Felépítését tekintve ki kell emelni azt, hogy egy adott probléma megoldására sok különböző megoldási út is rendelkezésre áll – mint ahogy a legtöbb hasonló szoftverben –, viszont általános igazság az, hogy egy adott feladat megoldására a legkézenfekvőbb megoldás kiválasztásához, és a hardware kapacitásának legmegfelelőbb kihasználásához kellő tapasztalat és jártasság szükséges. A feladat elvégzéséhez az ANSYS *Workbench* elnevezésű rendszerét használtuk, mert véleményünk szerint ebben rejlik a legtöbb lehetőség. Ezen a felületen belül két lehetőség áll rendelkezésre: tudunk előre definiált modulokat használni (*Analysis Systems*), de az előre definiált modulokon kívül van lehetőség személyre szabott modulokat létrehozni, melyet ACT (*Application Customization Toolkit*) lehetőségnek nevezünk. Mivel a célunk egy alapszintű modellezés bemutatása, ezért a megoldás során a *Workbench* előre definiált moduljait alkalmaztuk. Az alkalmazható modulokat két szempont szerint lehet csoportosítani: a feladat típusa és a terhelés időbeni jellege szerint.

A *Mechanical-structural* modulhoz azok a problémák tartoznak, amelyek egy szerkezetben ébredő feszültségek, reakcióerők, deformációk vagy például rezgések meghatározására irányulnak. Ha az ellenállás-ponthegesztést tekintjük példának, akkor az elektróda erő által kifejtett nyomás hatására létrejövő deformáció meghatározására tudjuk ezt a modult alkalmazni. A *Thermal* modulba különböző hőtani szimulációk tartoznak, ahol például egy adott hőciklus hatását tudjuk vizsgálni egy szerkezeti elemen. Ellenállás-ponthegesztésnél ezen modul segítségével tudjuk vizsgálni a hűtővíz hatását az elektródon, a levegő hűtő hatását az összehegesztendő lemezeken, vagy például a legfontosabbat, miszerint milyen hőciklus játszódik le az összehegesztendő lemezek egy adott pontján. A *Steady* típusúhoz tipikusan statikus jellegű feladatok tartoznak, mint például egy tartószerkezet reakcióerőinek, és ébredő feszültségeinek meghatározása. A *Transient* típusba azok a be- illetve kikapcsolási jelenségek, vagy hőmérséklet fel- illetve lefutások sorolhatók be, amik jellegében fontos szerepet játszik az idő változása. A szoftver sokféle modult tartalmaz, ezért az előzőekben a teljesség igénye nélkül a gyakorlati feladatok megoldására leggyakrabban használt modulokat mutattuk be röviden. Mindemellett megemlítendő az is, hogy az ellenállás-ponthegesztés esetén ezen modulok alkalmazhatóak egy egyszerűsített modellezés elvégzéséhez.

2.2. A feladat ismertetése

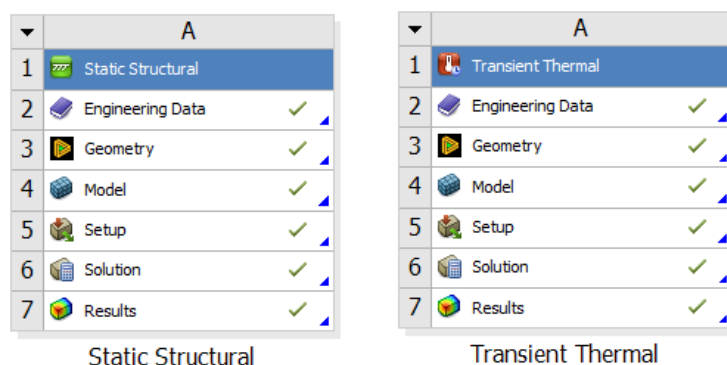
A cikkben bemutatásra kerülő feladat egy ellenállás-ponthegesztési folyamat végeselemes szimulációja. Két fő célkitűzés jellemzi a feladat megoldását:

- egy 5 kN nagyságú elektródaerő hatásának vizsgálata, azaz, hogy mekkora mértékű deformáció keletkezik az összehegesztetni kívánt lemezekben,
- egy előre definiált hőciklus eredményeinek vizsgálata, ami azt jelenti, hogy célunk megvizsgálni azt, hogy milyen hőmérsékletmezőt hoz létre ez a hőciklus. Ezzel vizsgálható továbbá a hőmérsékletfüggő paraméterek realitása is.

A modell felépítése előtt egy döntési helyzet előtt állunk. A kérdéskörben szereplő lehetőségeket, és a feladat megoldása során hozott döntéseinket foglalja össze az 1. táblázat.

1. táblázat. Modellezéssel kapcsolatos döntési helyzetek

Kérdéskör	Lehetőségek	Választás
Geometria	2D modell 3D modell	2D modell
Modulok közti kapcsolat jellege	Direkt kapcsolt Szekvenciális Szeparált	Szeparált
Alkalmazott modul(ok)	<i>Coupled Field</i> <i>Static Structural</i> <i>Transient Thermal</i>	<i>Static Structural</i> + <i>Transient Thermal</i>
Anyagtulajdonságok	ANSYS anyag adatbázisban szereplő Felhasználó által definiált	Felhasználó által definiált anyagtulajdonságok
Szimmetria	Szimmetrikus (egyszerűsítés lehetősége) Nem szimmetrikus	Szimmetrikus (egyszerűsítés lehetősége)



1. ábra. A kiválasztott modulok.

A választott modell egy 2 dimenziós, tengelyszimmetrikus modell. Az ok a hálózási elemszámok csökkentése, illetve ezzel kapcsolatban a számítási idők csökkentése. Ahogy korábban a célkitűzések

során említettük, a szorításból származó deformációkat, illetve a hőciklus hatását fogjuk vizsgálni, melyre a szeparált modellezési stratégiát választottuk ki. A *Static Structural* nevű modulon belül definiáljuk az elektródaerő által kifejtett nyomást, és meghatározzuk a deformációkat, mely után egy különálló végeselemes modellezésben a *Transient Thermal* modulon belül definiálva egy hőciklust szemléltetjük a heglencse kialakulásának folyamatát. Egy modul aktiválását követően azt a felületet láthatjuk, amit az 1. ábra mutat. Mivel a szoftver is ezeken a lépéseken keresztül építi fel a szimulációt, ezért mi is ezeken keresztül mutatjuk be a feladat elvégzését.

3. Modell felépítése

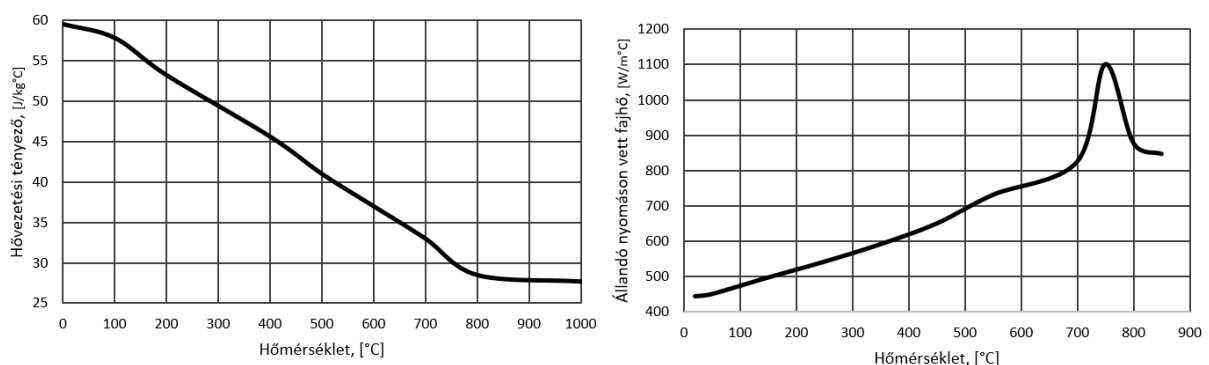
A kezdeti feltételek meghatározása, és a fő szimulációs kérdésekben hozott döntések után a modell effektív felépítése következik.

3.1. Bemeneti paraméterek meghatározása

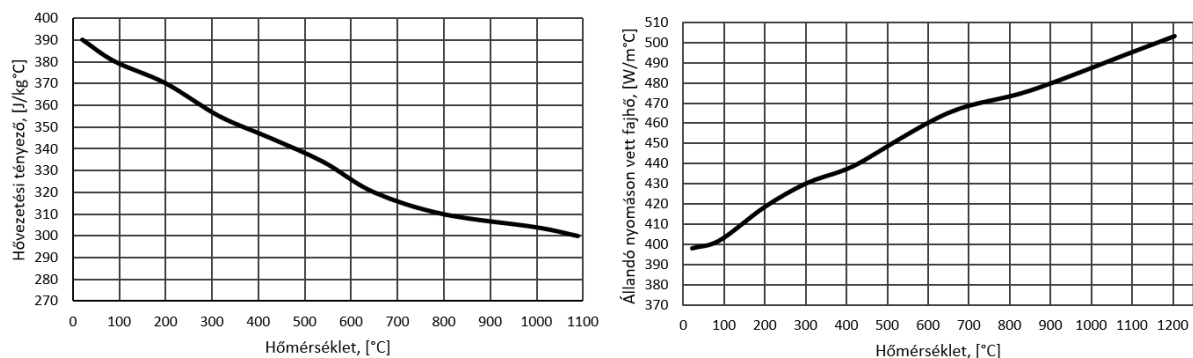
A szoftverben *Engineering data* nevű fülön tudjuk megadni a szimuláció típusát (2D vagy 3D jellegű geometria, illetve egyéb paraméterek) és az alapanyagok tulajdonságait. Van lehetőségünk a szoftver által előre definiált anyagok használatára is, de igény szerint akár külső forrásból importált adatokat is van lehetőségünk használni. A szoftverben az általunk definiált anyagokhoz akár hőmérséklettől való függést is hozzá tudunk rendelni. A feladatunk elvégzése során az [5] cikk alapján definiáltuk az anyagtulajdonságokat. A mechanikai modellezés esetében a szükséges anyagtulajdonságokat állandónak vettük (és a szobahőmérsékleten meghatározott értékeit adtuk meg anyagtulajdonságként a szoftverben), a hőtani szimulációhoz szükséges tulajdonságokat pedig a hőmérséklet függvényében adtuk meg a cikk alapján közölt tulajdonságokkal megegyezően. Ezen tulajdonságokat szemlélteti a 2. ábra és a 3. ábra.

2. táblázat. A hőmérséklet függvényében állandónak feltételezett anyagtulajdonságok [5]

Anyag/Megnevezés	Folyáshatár R_{eH} [MPa]	Young modulus E [GPa]	Poisson tényező ν [-]	Sűrűség ρ [kg/m ³]
Elektróda	230	115	0,35	8900
DP600	360	213	0,3	7800



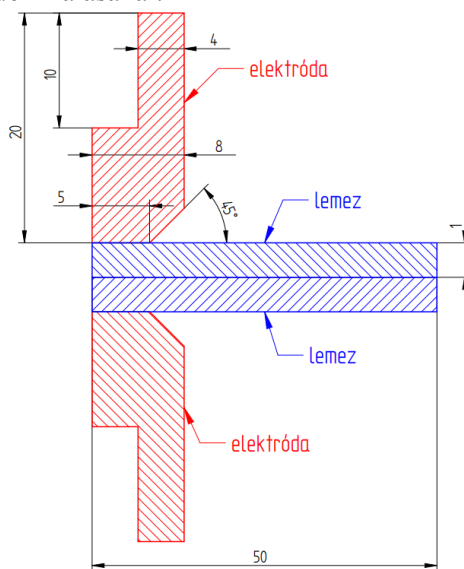
2. ábra. DP600 anyagminőség hőmérsékletfüggő paraméterei [5].



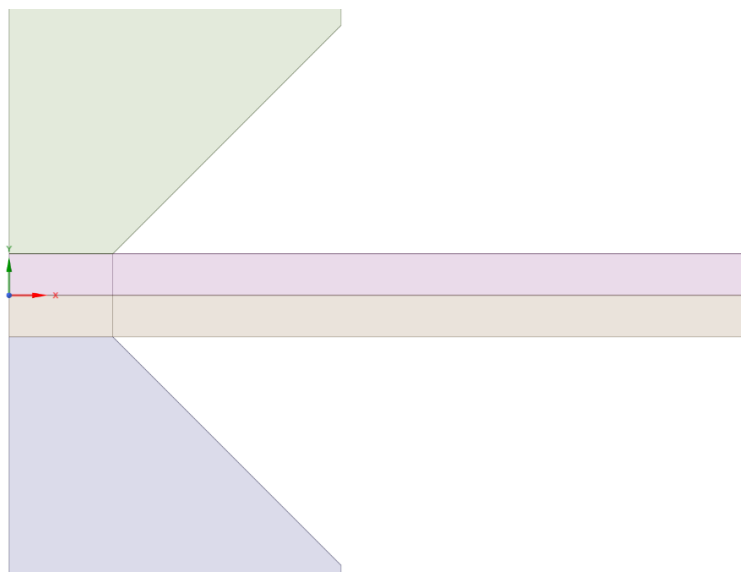
3. ábra. Az elektróda hőmérsékletfüggő paraméterei [5].

3.2. Vizsgált geometria definiálása

Azt, hogy a vizsgált elrendezés pontosan, hogy néz ki, a szoftverben a *Geometry* fülön tudjuk meghatározni. Tudunk 2D, illetve 3D, valamint egy vagy több elemből álló geometriát importálni más CAD szoftverből, de a *SpaceClaim* környezetben belül akár saját magunk is megrajzolhatjuk az általunk vizsgálni kívánt geometriát. A mi esetünkben a geometria 2 dimenziós, ezért megrajzoltuk azt a 4. ábra méreteinek megfelelően. A szimmetria miatt, csak az összeállítás felét rajzoltuk meg (a függőleges szimmetria tengelyhez képest), viszont ez a későbbiekben egy fontos megfontolást eredményez a peremfeltételek definiálásánál.



4. ábra. A vizsgált geometria méretei.

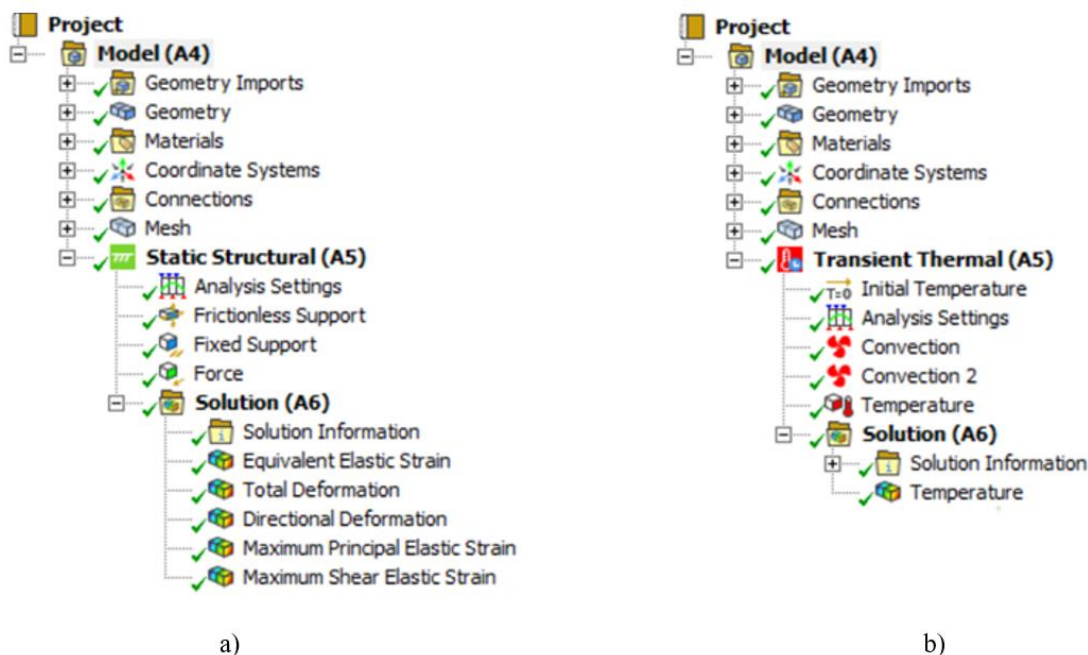


5. ábra. A létrehozott geometria az ANSYS SpaceClaim felületén belül (részlet).

Az 5. ábra mutatja a létrehozott geometriát. Lehetőség van régiók meghatározására is. Az összehegeszteni kívánt lemezeken, az elektródákon belülré eső területeket külön régióként definiáltuk. A részletesebb háló alkalmazását – és ezáltal a terület viselkedésének jobb megismerését – az indokolja, hogy a heglencse ezen a területen fog keletkezni, így ezen terület viselkedése releváns a vizsgálat szempontjából, míg a lemez távolabb eső részein, ahol a viselkedés nem releváns, megengedhető nagyobb osztással rendelkező háló alkalmazása is.

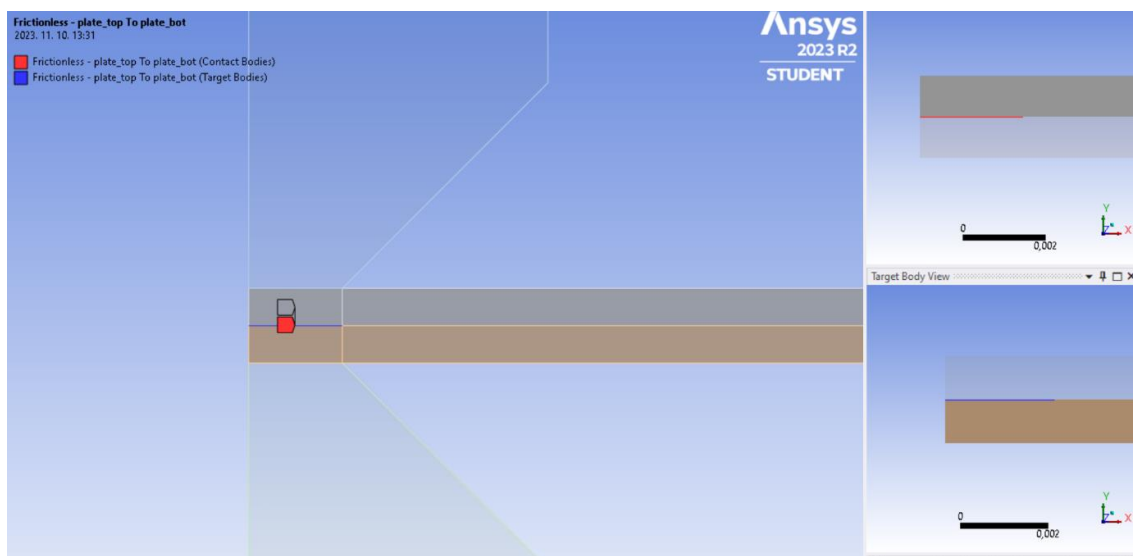
3.3. Modellezési folyamat felépítése

A *Mechanical* nevű alrendszerben tudjuk meghatározni a peremfeltételeket, a terheléseket, az elemek hálózását, majd ezek után ki tudjuk jelölni az általunk meghatározni kívánt eredményeket. A kapott eredményeket is itt tudjuk kiértékelni. A két választott modul a definiálás részben megegyezik, így ezeket a részeket egyben kezelve ismertetjük. Ezek után az eltérő opciók ismertetése külön-külön fog történni. A szoftver egy előre definiált – modulnak megfelelő – lépéssorozaton keresztül vezetve építi fel a modellezést, melyet a 6. ábra mutat.



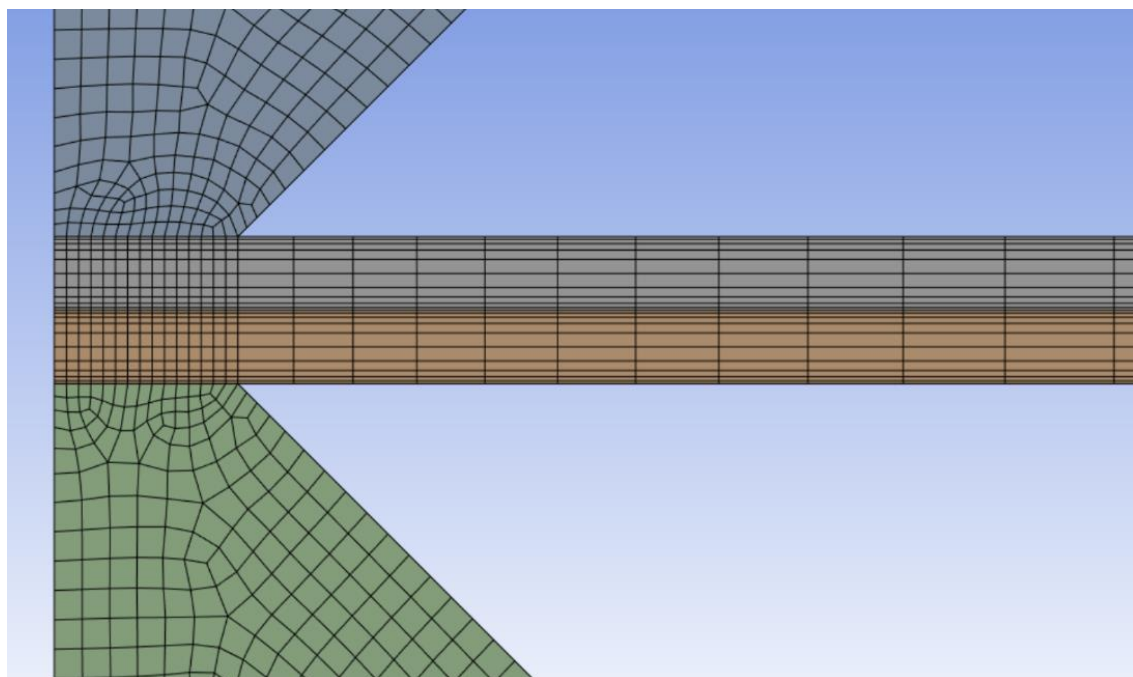
6. ábra. A szoftver által definiált végeselemes modellezési felépítés
a) szerkezeti szimuláció esetén b) hőtani szimuláció esetén.

A *Geometry* opción belül kell definiálni a vizsgált geometriát. Ezt részben már megtettük, amikor beimportáltuk a geometria fájlt. Itt viszont ki kell egészíteni azzal, hogy hozzá kell rendelni azokat az anyagokat, amiknek a meghatározását szintén elvégeztük egy korábbi alfejezetben. A *Materials* opció azt szemlélteti, hogy a modulban végzett szimuláció milyen anyagokat használ, és innen elérhetőek az anyagkártyák is, ahol szükség szerint módosításokat lehet végrehajtani. A *Connections – Contacts* részen azt tudjuk meghatározni, hogy a geometrián belül milyen felületek között van érintkezés, és az az érintkezés milyen típusú [6]. A vizsgált geometrián 4 kontaktot adtuk meg mind a szerkezeti mind a hőtani szimulációhoz, melyek a következőket jelentették: felső elektróda – felső lemez kapcsolata, lemez – lemez kapcsolata a heglencse keletkezésének helyén, lemez – lemez kapcsolata a heglencse keletkezési helyén kívül, alsó elektróda – lemez kapcsolata. A létrehozáshoz a súrlódásmentes típusú kontaktot választottuk ki. Az egyszerűsítés mellett azért döntöttünk így, mert a felületi érdességben fellépő deformációkat nem modelleztük. A kontaktokat és elhelyezkedésüket mutatja a 7. ábra.



7. ábra. A két lemez között definiált érintkezési kényszer.

A hálózásra az általunk választott megoldás az volt, hogy a heglencse feltételezett keletkezési helyén jobban részletezett hálót alkalmazunk, ezen kívül a lemez többi részén pedig egy folyamatosan növekvő elemméretű háló kerül alkalmazásra.

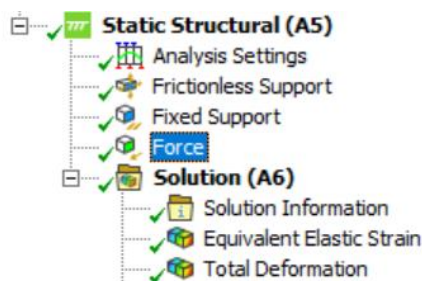


8. ábra. Hálózással ellátott geometria.

Több lehetőségünk van arra, hogy hálót határozzunk meg, de jelen esetben mi két típust használtunk. A lemezek esetében a hálózni kívánt geometria éleit elemekre osztottuk fel, majd a megfelelő hálót ezen felosztás mentén hoztuk létre. A másik módszer abból állt, hogy a geometria kijelölése után meghatároztuk a használni kívánt elemek méretét és ezen bemeneti paraméter alapján a szoftver elvégezte a kijelölt geometria hálózását, úgy, hogy ehhez figyelembe vette a bemeneti peremfeltételt. Ezt az elektródák esetében használtuk oly módon, hogy az elemméret változója 0,4 mm volt. A teljes szerkezet végeselemes felosztását szemlélteti a 8. ábra. Hálózás során el lehet végezni egy hálófüggetlenségi vizsgálatot is. A hálózáshoz más publikációk gyakorlati tapasztalatait és javaslatait is figyelembe vettünk [7], [8].

3.4. Szerkezeti szimuláció

Az ellenállás-ponthegesztés során az első művelet az, amikor az elektródák egy adott elektródaerő segítségével összeszorítják a lemezeket. A szerkezeti szimulációs modul segítségével ezt a folyamatot vizsgáltuk. Az általunk definiált terheléseket és peremfeltételeket tartalmazza a 9. ábra. A geometria szimmetrikus volta miatti egyszerűsítés odafigyelést igényel, ami itt jelentkezett azáltal, hogy egy súrlódásmentes támasz típusú kényszert kellett létrehozunk a középső szimmetria tengely mentén, melynek indoka az, hogy így csak a függőleges (jelen esetben Y irányú) elmozdulást teszi lehetővé az összeállítás számára. A vízszintes (X irányú) deformáció a kapott eredményeket torzítaná. Ezután Y irányban definiáltunk egy megfogást, amit az alsó elektróda alsó felületén határoztunk meg. Harmadikként pedig a terhelés meghatározása következett, melyet megoszló típusú erővel modelleztünk. A létrehozás a komponensek meghatározásának segítségével történt, így az Y irányú erőkomponenst -5000 N nagyságúnak vettük fel. Ezt követően a definiált kényszerek ellenőrzése a feladatunk, melyet elvégezve már csak a megoldások fülön való eredmény lekérés következik [8].



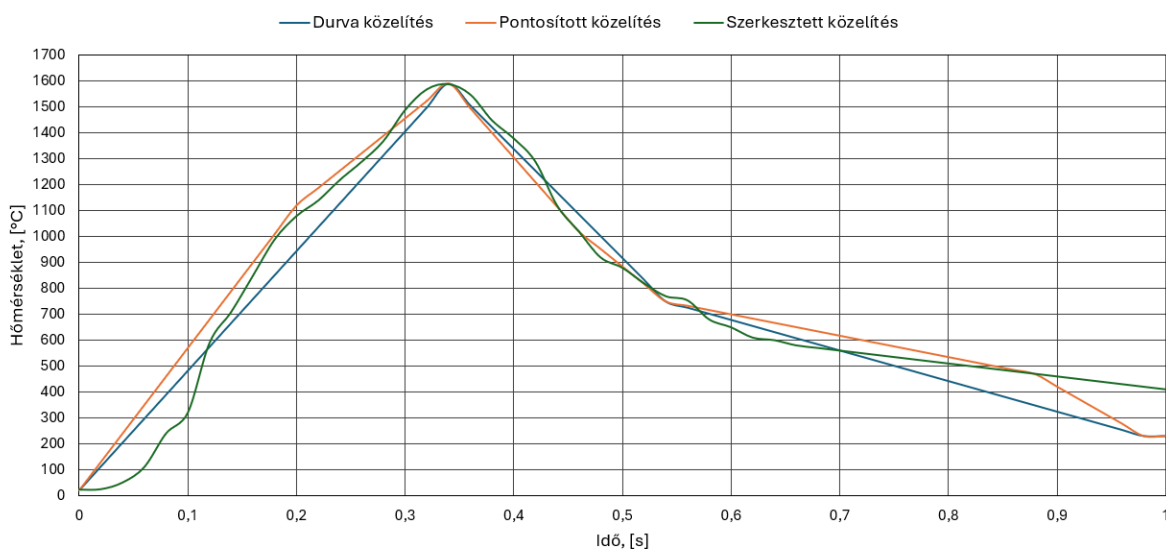
9. ábra. A szerkezeti szimuláció során definiált terhelések és lekért megoldások.

3.5. Hőtani szimuláció

Ezen szimuláción belül is külön kell definiálni a terheléseket, illetve a peremfeltételeket, viszont az előző modulhoz képest nagyobb hangsúlyt kell fektetni a vizsgálati időre, a lépésszámra és a lépésközre a vizsgált folyamat tranziens jellege miatt. Peremfeltétel volt a környezeti hőmérséklet, amit 22 °C-nak választottuk meg. A vizsgálati idő 1 másodperc volt, melyet 50 lépésre osztottunk fel, ami azt jelentette, hogy a lépésköz 0,02 másodperc volt. Ennek az oka az eredmények későbbi jobb vizualizálása, és az ellenállás-ponthegesztésben alkalmazott ciklus mértékegységgel való egyezése volt. A ponthegesztést végző elektróda vízhűtéssel van ellátva egy hűtőfuraton keresztül, mely hűtőfuratot a geometria definiálása során megrajzoltunk. Szükséges létrehozni egy hőelvonást – hűtési erélyességet – ezen a hűtőfuraton keresztül, melyet a terhelés opciók belüli hővezetés parancs

segítségével tettünk meg. Mivel a hűtőközeg víz, ezért ennek nagyságát – a korábban is említett [5] cikkben is szereplő – $3800 \text{ W/m}^2\text{C}$ -nak választottuk meg. Emellett a levegő is hűtő hatással van a lemezek és az elektróda külső felületére. Ezt a hatást hasonlóan modelleztük, mint a víz hűtő hatását. A felületeket kijelölve létrehoztunk egy *Convection 2* elnevezésű hővezetés típusú terhelést, melynek a nagyságát $19,2 \text{ W/m}^2\text{C}$ -ra választottuk meg, szintén a korábban hivatkozott [5] cikk alapján. A víz- és a léghűtést állandónak tekinthető a hőmérséklet változása függvényében.

A következő lépés a hőciklus definiálása volt. Mivel ez egy közelítő vizsgálat, ezért a hőciklust a korábban a geometriai modellezés során elkülönített heglencse várható helyén hoztuk létre. Ahhoz, hogy a különböző viselkedéseket, és a szükséges pontosságot meghatározzuk, három különböző hőciklust alkalmaztunk. Egy az ANSYS szoftver által létrehozott hőciklust (melyre innentől durva közelítésként hivatkozunk), egy pontosabb közelítést, illetve egy külső szoftver segítségével létrehozott a valóságos görbéhez hasonló hőciklust (ezt szerkesztett közelítésnek nevezzük). Ezáltal három hőciklus szimulációja történt meg, annak érdekében, hogy megvizsgáljuk a kialakuló hőmérséklet mezőkben lévő eltérést, illetve azt, hogy a korábban definiált hőmérsékletfüggő anyagparaméterek mekkora egyezést mutatnak a valóságos viszonyokkal. A különböző definiált hőciklusokat szemlélteti a 10. ábra.



10. ábra. A vizsgálathoz alkalmazott hőciklusok.

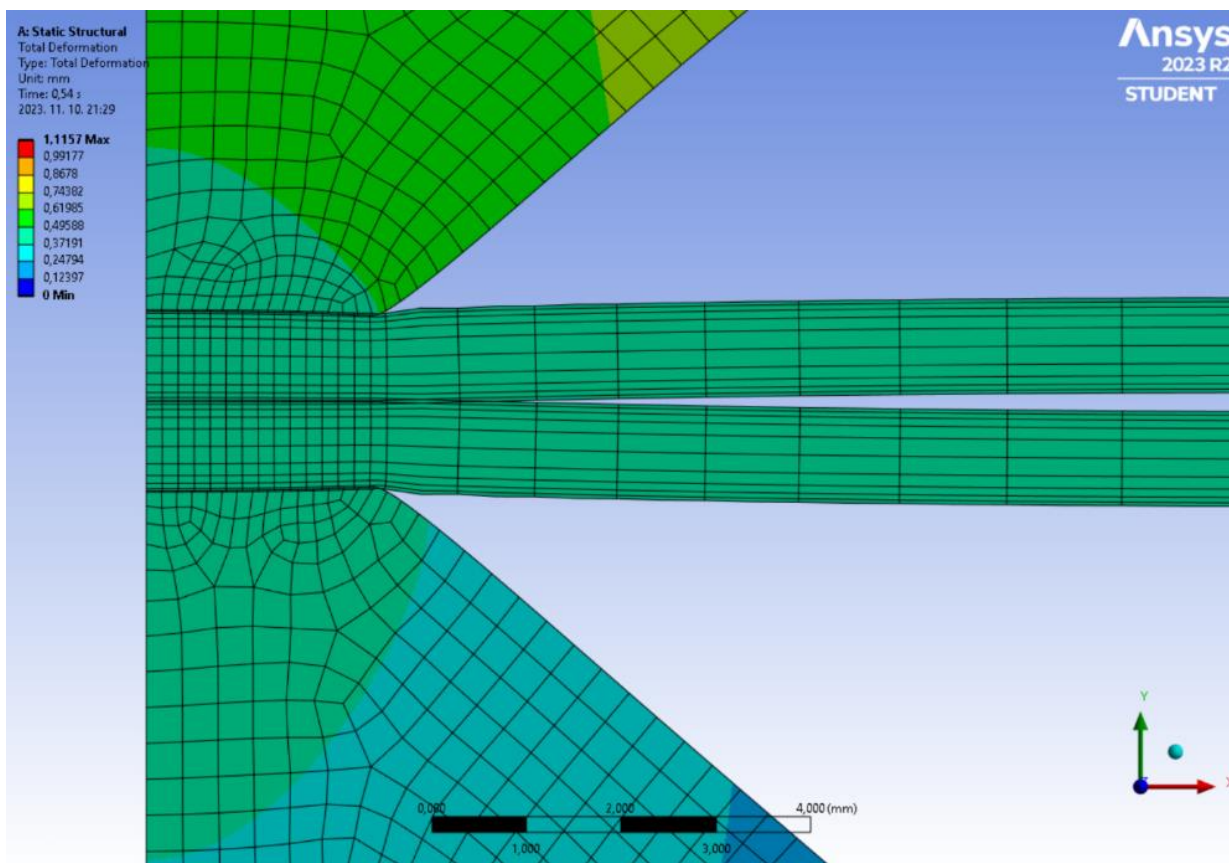
A szerkesztett közelítés jellegét tekintve elmondható, hogy valóságos körülmények között ilyen lefutású meglévő jellegzetességek mennyire jelennek meg, vagy adott esetben tűnnek el/simulnak ki a létrehozás helyétől távolabb.

4. Kapott eredmények kiértékelése

A modell felépítése és a peremfeltételek megadása után a következő lépés a szimuláció elvégzése és a kapott eredmények kiértékelése.

4.1. Szerkezeti szimuláció

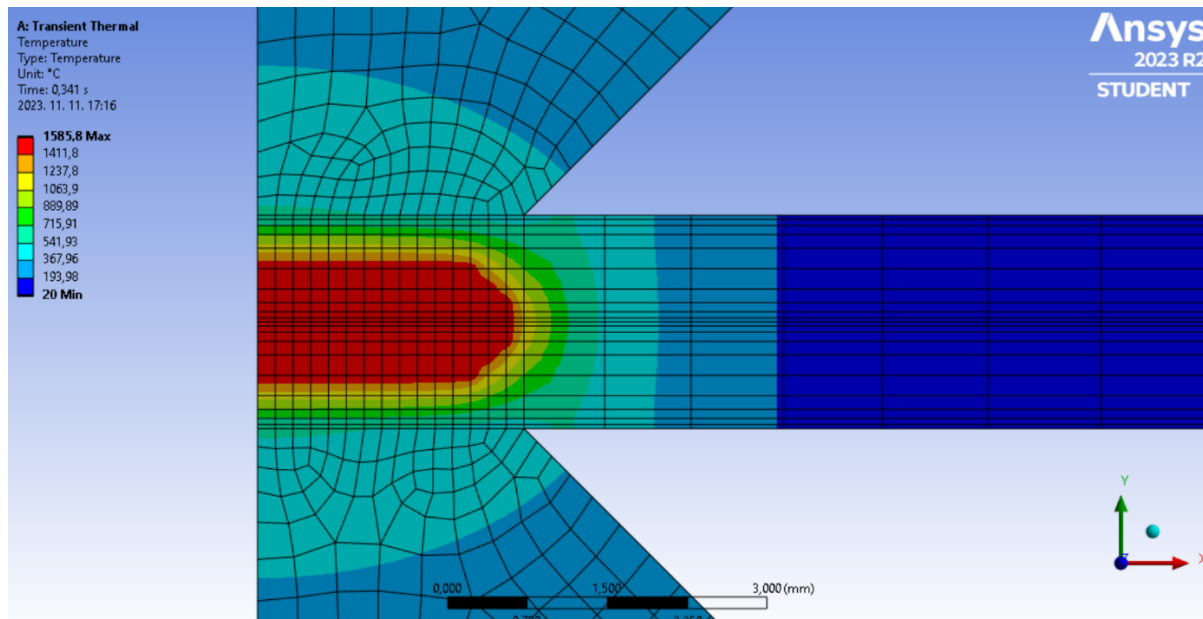
A számítás eredményeit mutatja a 11. ábra. A kapott eredményeket első közelítésben elfogadhatónak tekintettük, mert nem történt irreálisan nagy deformáció, és a kontaktok sem mutattak hibás viselkedést. Ilyen fajta szimulációk esetében előfordulhat az is, hogy a különböző régiók hálói nem egymást deformálva viselkednek, hanem egymásba csúsznak. Ez ebben az esetben nem történt meg, ezért nem szükséges a peremfeltételeken változtatni és az eredményt elfogadjuk. A legnagyobb deformációt az elektróda szenvedte el ott, ahol a terhelést definiáltuk.



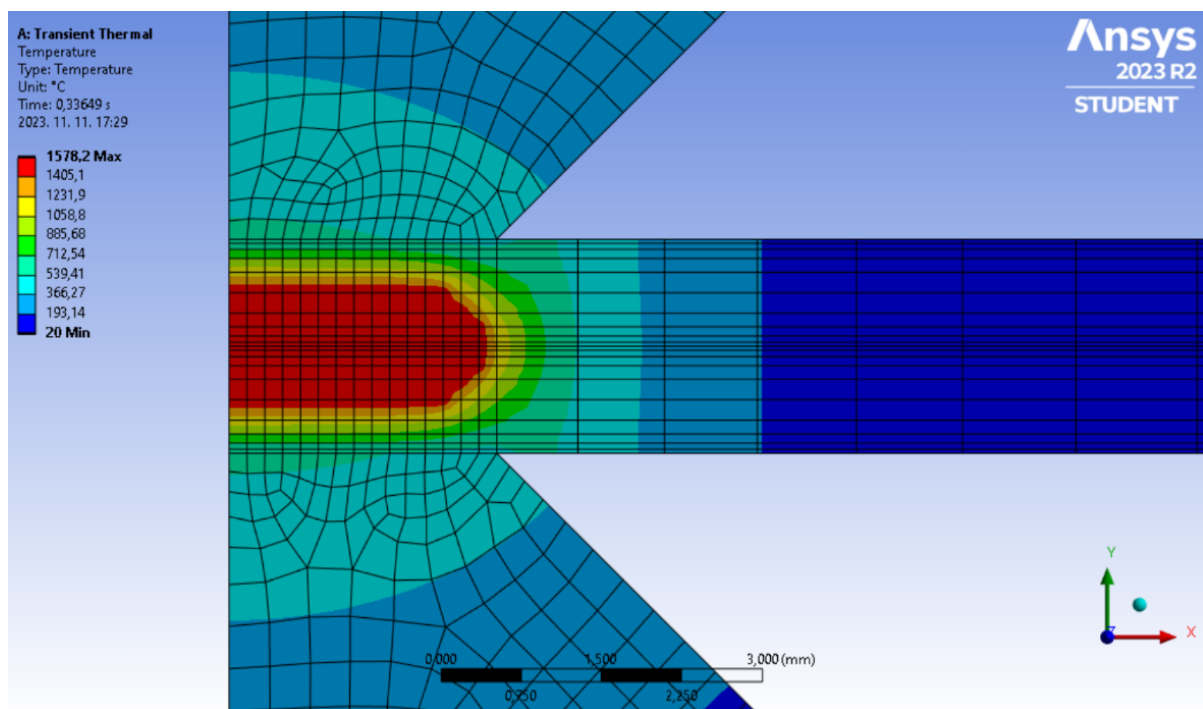
11. ábra. A szerkezeti szimuláció eredménye – elmozdulások.

4.2. Hőtani szimuláció

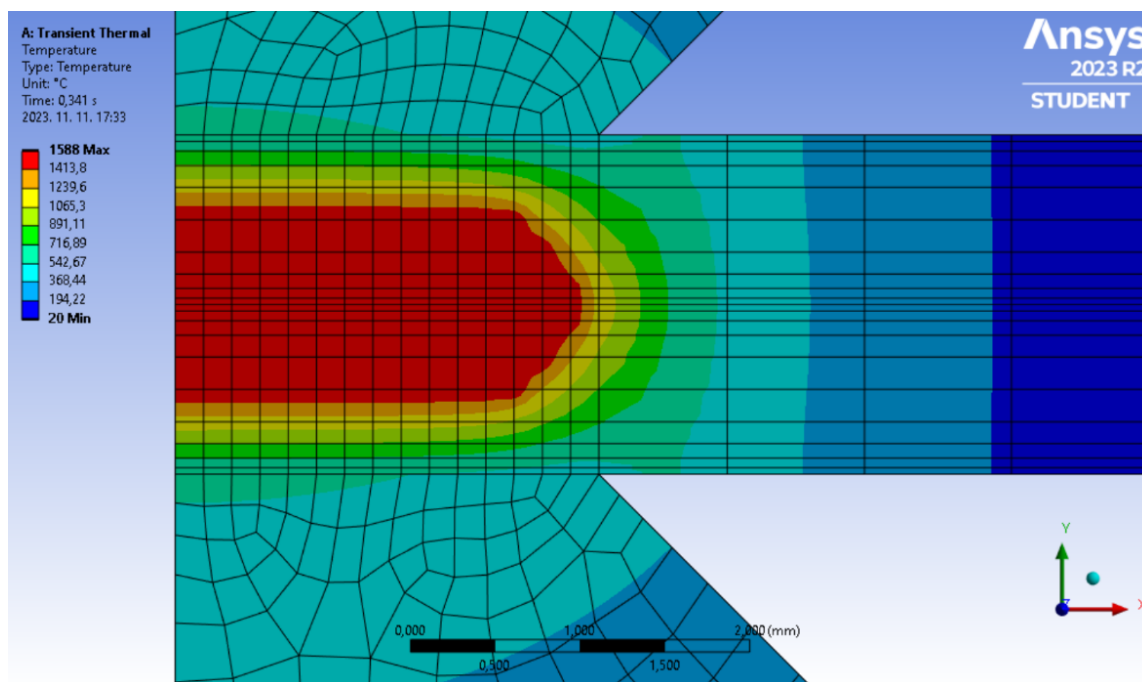
A hőtani szimuláció eredményei közül a durva közelítéssel létrehozott hőciklus hőmérséklet eloszlását mutatja a 12. ábra, a pontosított közelítéssel létrehozott hőciklus hőmérséklet eloszlását a 13. ábra mutatja, és végül a szerkesztett közelítéssel meghatározott hőciklus hőmérséklet eloszlását mutatja a 14. ábra. Az ábrákon is észrevehető az a tény, amire a hőciklus definiálása során is felhívtuk a figyelmet, miszerint számottevő különbség a hőmérséklet eloszlásban nincs. Ahhoz, hogy erről meg is bizonyosodjunk, eszközöltünk egy vizsgálatot és a heglencsétől 1 és 2 mm-re létrehozott pontokban lekértük a hőmérséklet változásának jellegét.



12. ábra. Hőmérséklet eloszlás durva közelítés esetén.

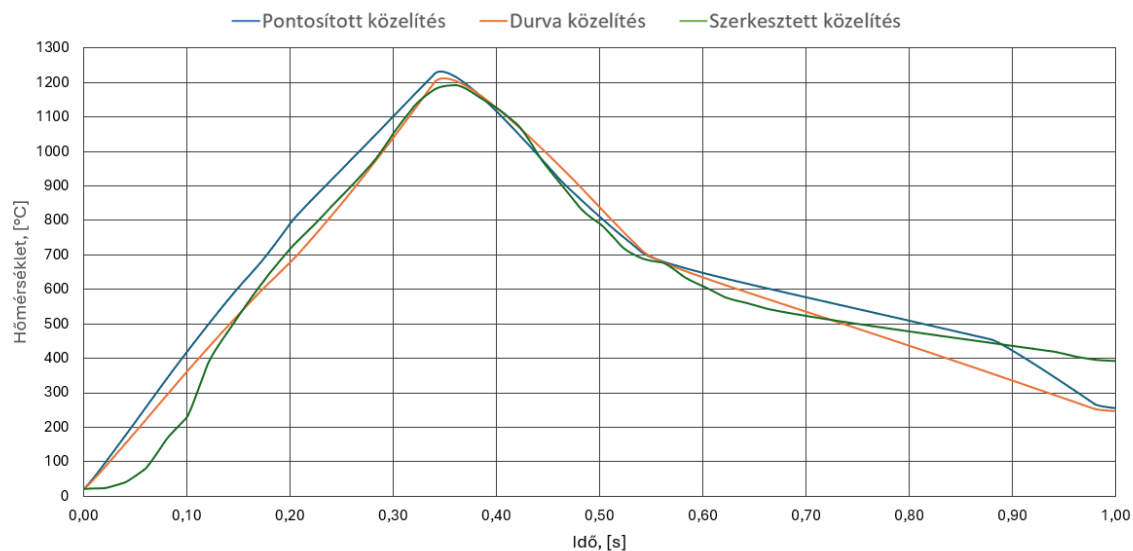


13. ábra. Hőmérséklet eloszlás pontosított hőciklus esetén.

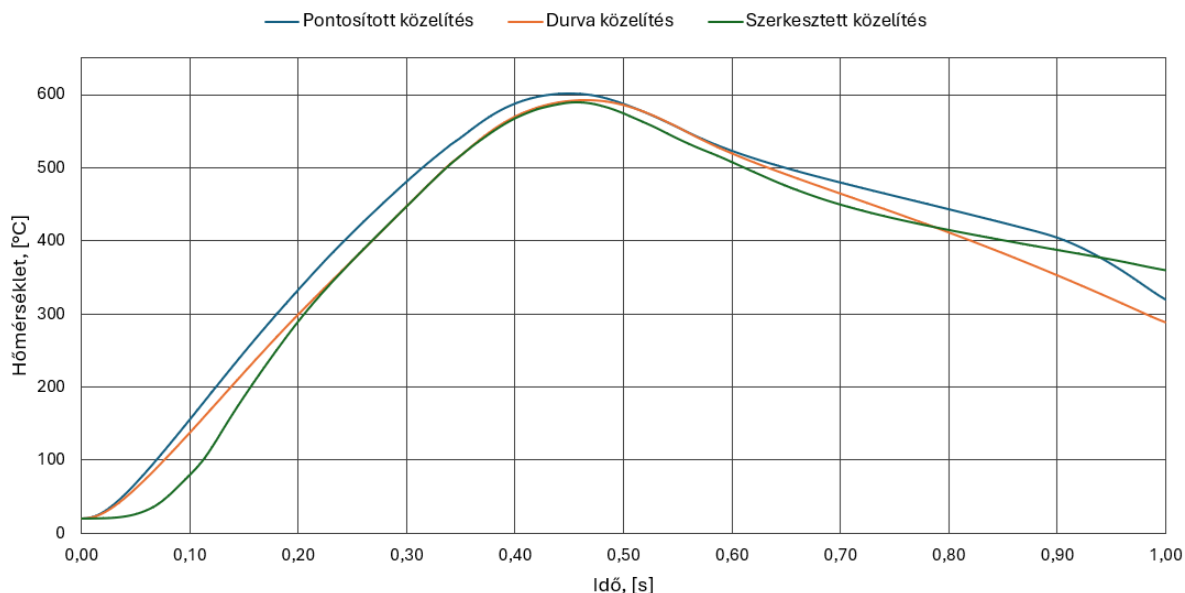


14. ábra. Hőmérséklet eloszlás szerkesztett hőciklus esetén.

A három esetre lekért görbéket egy diagramon belül ábrázoltuk. A heglencsétől 1 mm-re lévő pontban a hőmérsékleti viszonyokat a 15. ábra mutatja, míg a heglencsétől 2 mm-re lévő pontban a hőmérsékleti viszonyokat a 16. ábra szemlélteti.



15. ábra. A hőmérséklet időbeli lefutása a heglencse szélétől 1 mm távolságban.



16. ábra. A hőmérséklet időbeli lefutása a heglencse szélétől 2 mm távolságban.

A diagramokból az a következtetés vonható le, hogy minél távolabb helyezkedünk el a heglencsétől, annál kevésbé látható számottevő különbség a különböző módon definiált hőciklusok esetében, ám a heglencséhez közelebb érve a hőmérséklet viszonyok – igaz, hogy nem jelentős mértékben – de eltérnek egymástól. Ez egy fontos megfontolás lehet a jövőben olyan szempontból, hogy mennyire szükséges egy hőciklus jellegét pontosan definiálni, mivel lehet, hogy az egyszerűbb meghatározás lerövidíti annyival egy bonyolultabb modellezés számítási idejét, hogy érdemes legyen elgondolkozni ezen lehetőség alkalmazásán. Kijelenthető tehát, hogy első közelítésben elfogadható eredményeket szolgáltatott a szimuláció, és nem jelent meg irreális a számított eredményekben.

5. Validálás

A kapott eredmények validálását egy valós fizikai kísérlet eredményeivel való összehasonlítás útján keresztül végeztük el.

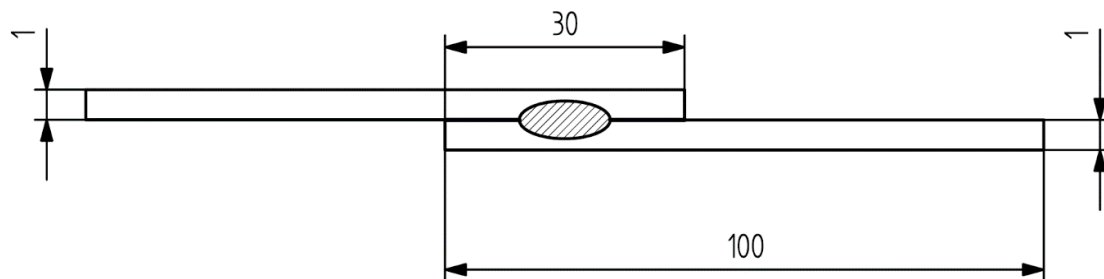
5.1. Mérés ismertetése

A hőmérséklet mérés során meghatározásra került egy hegesztési technológia, mely adatait a 3. táblázat tartalmazza. A kötés kialakítását, pedig a 17. ábra szemlélteti.

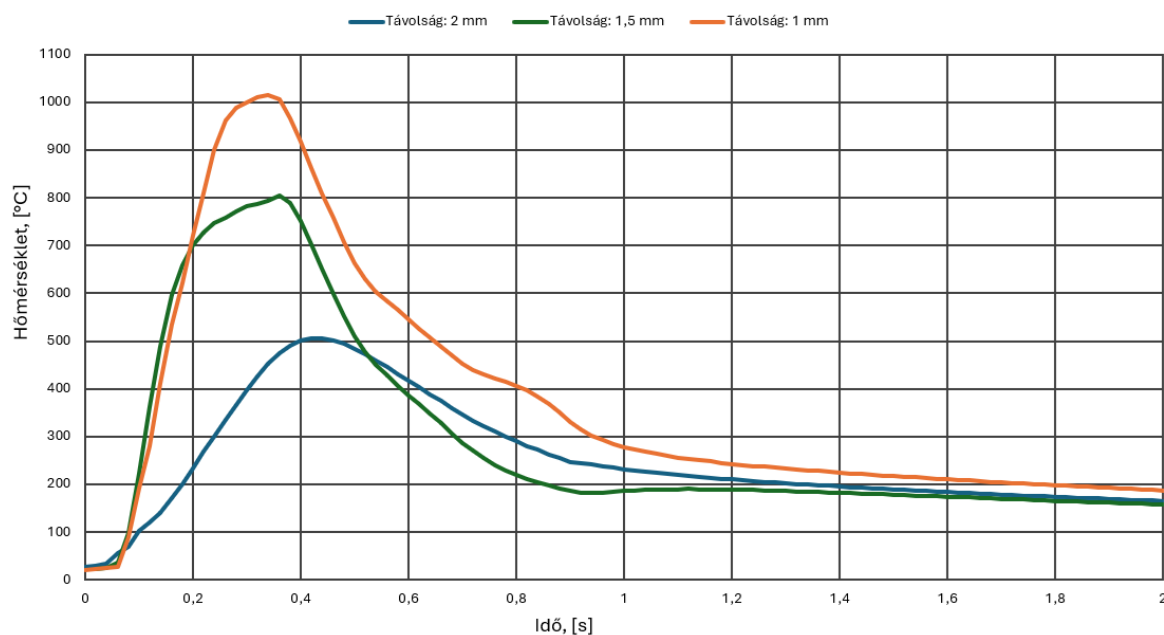
A heglencse kialakulásának területén a hőmérsékletet nem lehet mérni. Ezért 3 különböző mérés elvégzése volt a legészszerűbb megoldás. A heglencse szélétől mérve fokozatosan növekvő távolságban (1 mm távolság, 1,5 mm távolság, 2 mm távolság) történt a termoelemek elhelyezése és a hőmérséklet mérése. A mérési eredményeket mutatja a 18. ábra. A diagramokon látható, hogy az 1 másodperc eltelte után jelentős változás nem észlelhető a viselkedésben, ezért a továbbiakban az eredményeket a 0 – 1 másodperc szakaszon fogjuk összehasonlítani.

3. táblázat. Technológiai adatok

Alapanyagok	DP600	DP600
Vastagság	1 mm	1 mm
Méret	30 mm x 100 mm	30 mm x 100 mm
Kötés típusa	átlapolt	
Átlapolás mértéke	30 mm	
Elektród adatai	csonkakúp alakú, 5 mm átmérőjű	
Hegesztési paraméterek		
Hegesztőáram: 8,5 kA	Elektróda erő: 5 kN	Hegesztési idő: 320 ms



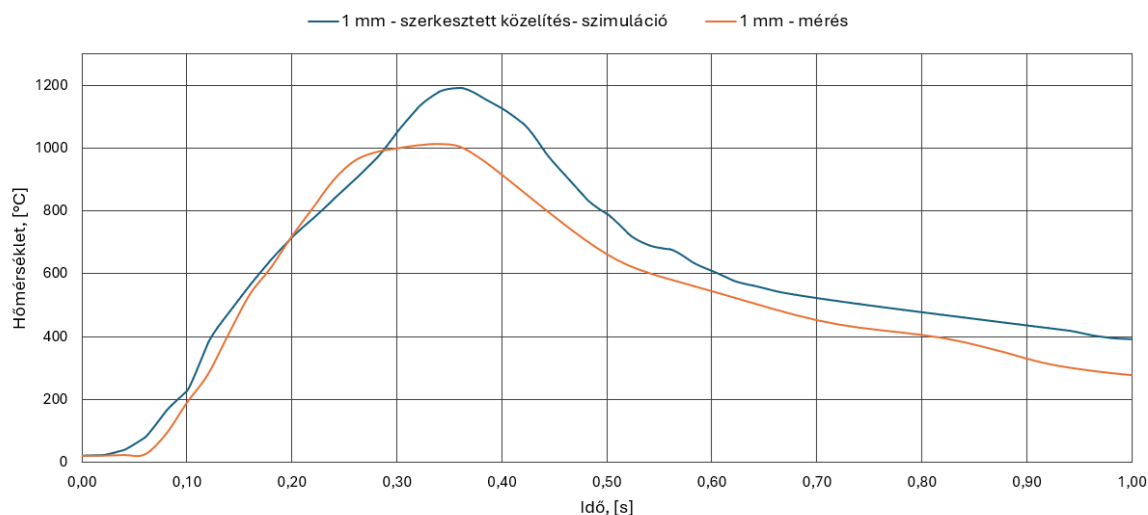
17. ábra. A vizsgált kötés elrendezése.



18. ábra. A mérés eredményei.

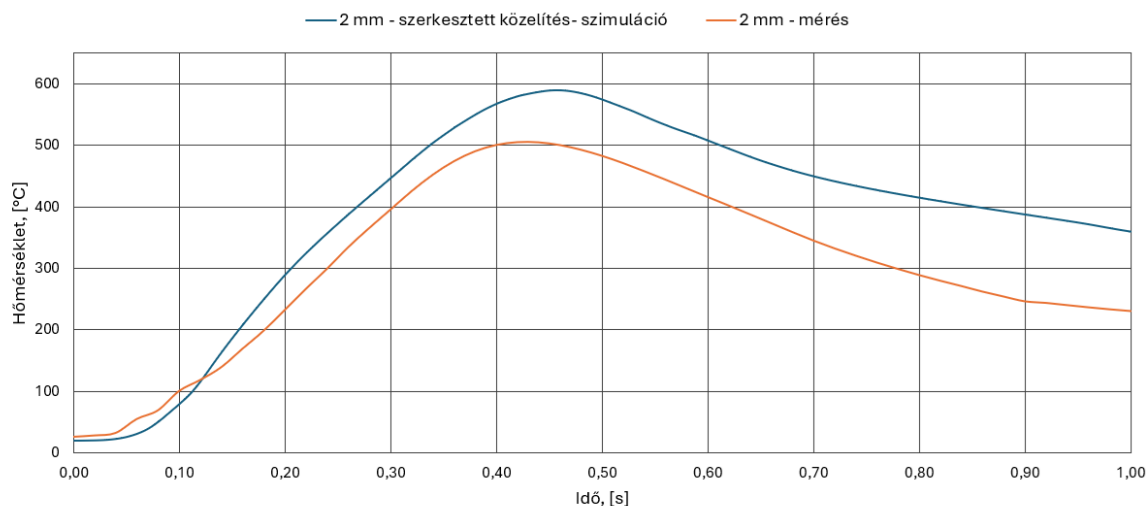
5.2. Összehasonlítás

A szimulációból már rendelkezésre állnak a heglencse szélétől mérve 1 mm és 2 mm távolságban elhelyezkedő pontokban lejátszódó hőciklusok, ezért a mérés adataiból is ezt a két diagramot használjuk fel. Mivel látható volt az korábban, hogy a szimulált hőciklusok eltérése egymáshoz viszonyítva kicsi, ezért itt csak a szerkesztett közelítés által meghatározott görbékkel hasonlítjuk össze a mért adatokat.



19. ábra. Összehasonlítás – 1 mm távolságban lévő pont hőciklusai.

Az 1 mm távolságban mért értékek összehasonlítását a 19. ábra, a 2 mm távolságban mért értékek összehasonlítását pedig a 20. ábra mutatja.



20. ábra. Összehasonlítás – 2 mm távolságban lévő pont hőciklusai.

Több észrevétel tehető a görbék összehasonlítása után. A legszembevetőbb különbség a görbék maximális hőmérséklete. Ez a különbség arra vezethető vissza, hogy az eredetileg definiált hőciklus, és a számítás, amiből definiálva lett, túlbecsülte a ponthegeesztés során keletkező hőmérsékletet. Hasonló okra vezethető az is vissza, hogy az 1 mm-es távolságban felvett görbék esetében a lokális maximum helyzete is eltérő. Pozitívként értékelhető viszont az a tény, hogy mindkét görbe esetén a lehűlés szakasza jellegében megegyező (ez különösen a 2 mm távolságban felvett hőciklus esetében észrevehető). A szimulációt elfogadottnak tekintettük, mivel, ha a korábban említett megfontolásokat figyelembe véve újra definiálva lenne a terhelés, és a vizsgálatok ismételt elvégzése megtörténne, akkor az eddigi eredmények alapján az a várható eredmény születne, hogy a két görbe jobban közelítené egymást.

5.3. Összefoglalás és továbbfejlesztési lehetőségek

Jelen publikációban megvizsgáltuk a végeselemes modellezés lehetőségeit az anyagtechnológiák, konkrétan az ellenállás-ponthegeesztés viszonyában. Célunk volt vizsgálni az elektródaerő hatását, és a heglencse környezetében keletkező hőtani viszonyokat. A feladat megoldására az ANSYS nevű szoftvert választottuk ki. Elvégeztük az anyagi paraméterek megadását, a geometria létrehozását, peremfeltételek és terhelések meghatározását a különböző modulokon belül a lehetőségek szerint kihasználva a szoftverben rejlő lehetőségeket. A számításokból kapott eredményeket kiértékeltek realitás szempontjából, majd egy validálást is végeztünk. A validáláshoz egy valós hegesztéstechnológiát vettünk alapul, ahol termoelemek segítségével rögzítésre kerültek a hőciklusok, mellyel össze tudtuk hasonlítani a szimulációkban kapott eredményeket. Az eredmények összehasonlítása során megfelelő eredményeket kaptunk, és elmondható, hogy – habár nem tökéletes a

szimuláció, és az egyezés a mért értékekkel – megfontolásokkal egy jó kiindulási alap lehet további jövőbeni vizsgálatokhoz.

Ha a továbbfejlesztési lehetőségeket szeretnénk megvizsgálni, akkor első körben kiemelendő, hogy a felépített modell egy egyszerűsített modell volt. A folyamat viszont egy kapcsolt modulon belül is felépíthető lenne, ahol az is megoldható, hogy egy szimuláción belül minden fázis megjelenjen (szerkezeti-hőtani-elektromos). Ez utóbbi definiálása sokkal időigényesebb és bonyolultabb, mivel mind az elektromos terhelések, mind a különböző fizikai rendszerek kapcsolása már csak külön meghatározott – úgynevezett APDL (*Ansys Parametric Design Language*) – programkódokkal lehetséges. Ez utóbbinak az előnyét mutatja az is, hogy egy lehetséges összeállítást leszimulálva, és megbizonyosodva arról, hogy az eredmények megfelelőek, könnyebben tudjuk lekezelni a különböző paraméterek változásának hatását, mintha szeparált modulokban kellene egymás után megváltoztatni a feltételeket. Ezek mellett érdemes lehet a későbbiekben a hővezetési tényezőknél és a hőelvonásnál a hőmérsékletfüggést a szimulációba építeni, illetve a hálózás esetében egy hálófüggetlenségi vizsgálat elvégzése is pontosabbá tudja tenni a modellezést.

Irodalom

- [1] L. Deng, Y. B. Li, B. E. Carlson, and D. R. Sigler, "Effects of electrode surface topography on aluminum resistance spot welding," *Weld. J.*, vol. 97, 2018, doi: 10.29391/2018.97.011.
- [2] H. Zhang, and J. Senkara, *Resistance Welding: Fundamentals and Applications*, Boca Raton, FL, USA: CRC Press, 2011, ISBN 0-8493-2346-0.
- [3] K. Juhász, D. Juhász, and I. Török, "Ponthegesztett kötés hőhatásövezetének modellezése," *GÉP*, vol. 62, no. 4, 2011.
- [4] Á. Dobosy, and M. Gáspár, "Az ívhegesztési folyamatok végeselemes modellezésének alkalmazási lehetőségei," *GÉP*, vol. 71, no. 5-6, 2020.
- [5] D. Zhao, Y. Wang, P. Zhang, and D. Liang, "Modeling and experimental research on resistance spot welded joints for dual-phase steel," *Materials*, vol. 12, Apr. 2019, doi: 10.3390/ma12071108.
- [6] Ansys Inc., *Ansys Workbench User's Guide*, [Online]. Available: <https://ansyshelp.ansys.com/public/Views/Secured/corp/v251/en/pdf/Workbench Users Guide.pdf>.
- [7] K. Prabitz, M. Pichler, and T. Antretter, "Validated Multi-Physical Finite Element Modelling of the Spot Welding Process of the Advanced High Strength Steel DP1200HD," *Materials*, vol. 14, no. 18, 2021, doi: 10.3390/ma14185411.
- [8] M. Tuchteld, S. Heilmann, U. Füssel, and S. Jüttner, "Comparing the effect of electrode geometry on resistance spot welding of aluminum alloys between experimental results and numerical simulation," *Weld. World*, vol. 63, pp. 527-540, 2019, doi: 10.1007/s40194-018-00683-z.

A MESTERSÉGES INTELLIGENCIA ALKALMAZÁSA AZ ADATBÁZISOK TERÜLETÉN

Kovács Judit

Adjunktus, Miskolci Egyetem, Anyagszerkeztani és Anyagtechnológiai Intézet,
Szerkezetintegritási Intézeti Tanszék

3515 Miskolc, Miskolc-Egyetemváros, e-mail: judit.kovacs@uni-miskolc.hu

Absztrakt

Jelen cikkben a mesterséges intelligencia és az adatbázis-technológiák kapcsolata kerül bemutatásra, különös tekintettel az adatközpontú szemlélet szerepére a gépi tanulási rendszerek fejlesztésében. Ismertetésre kerülnek a mesterséges intelligencia gépészmérnöki alkalmazásainak főbb irányai, valamint bemutatásra kerül, hogy a modellek teljesítményét és megbízhatóságát döntően befolyásolja az alkalmazott adatok minősége és kezelése. A cikk tárgyalja az adatbázis-rendszerek szerepét az AI-alapú feldolgozási láncok támogatásában, beleértve az adatkezelést, a visszakövethetőség biztosítását és az adatbázison belüli tanítási megoldásokat, továbbá áttekinti a mesterséges intelligencia alkalmazását az adatbázis-kezelő rendszerek automatizált optimalizálásában. Végül egy döntési fákon alapuló, nem felügyelt klaszterezési esettanulmány (eUD3.5) példáján keresztül kerül szemléltetésre, hogy az adatközpontú megközelítés az értelmezhető eredmények előállítását is hatékonyan támogathatja.

Kulcsszavak: mesterséges intelligencia, adatbázis, adatközpontú megközelítés, gépi tanulás

Abstract

This paper presents the relationship between artificial intelligence and database technologies, with particular emphasis on the role of the data-centric paradigm in the development of machine learning systems. The main directions of artificial intelligence applications in mechanical engineering are reviewed, and it is shown that the performance and reliability of models are strongly influenced by the quality and management of the data used. The paper discusses the role of database systems in supporting AI-based processing pipelines, including data management, traceability, and in-database training solutions, and provides an overview of the application of artificial intelligence in the automated optimization of database management systems. Finally, through a case study based on unsupervised decision tree-based clustering (eUD3.5), it is demonstrated that data-centric processing can effectively support the generation of interpretable results.

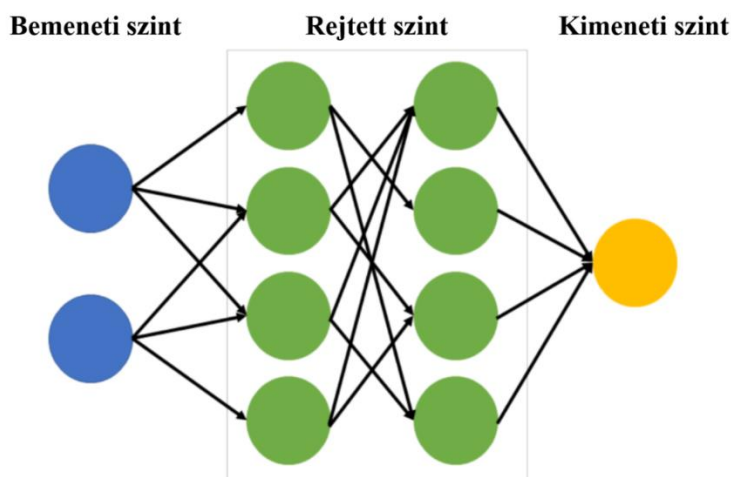
Keywords: artificial intelligence, database, data-centric approach, machine learning

1. Bevezetés

Napjainkban a mesterséges intelligencia (AI = artificial intelligence) egyre nagyobb jelentőséggel bír valamennyi tudomány- és műszaki területen. Az intelligens megoldások megjelennek a mindennapi élet számos eszközében – például televíziókban, okosórákban, hordható eszközökben, autókban és egyéb rendszerekben. A mesterséges intelligencia nemcsak a munkafolyamatok hatékonyságát növeli, hanem új lehetőségeket is teremt a kutatás, a fejlesztés és az optimalizálás területén [1].

A gépészmérnöki alkalmazások széles körében – például hibadetektálás, járműipar, gyártástechnológia és épületgépészet – egyre több mesterséges intelligencián alapuló módszer kerül bevezetésre, ezért szükségessé válik ezen eljárások alkalmazásának és teljesítményének az áttekintése és értékelése. A mesterséges neurális hálózatok (ANN = *artificial neural networks*) alkalmazása az utóbbi években jelentősen megnövekedett szinte valamennyi mérnöki területen. Számos korábbi kutatás [2]–[6] igazolja, hogy az ANN-alapú módszerek (1. ábra) jelentős fejlődést eredményeztek a gépészmérnöki alkalmazásokban, különösen az intelligens szerkezetek, a tervezési folyamatok és az optimalizálás vonatkozásában. A mesterséges neurális hálózatok olyan fejlett számítógépes módszerek, amelyek képesek a különböző folyamatok és azok változói közötti összefüggések és kölcsönhatások modellezésére [7].

A hagyományos mérnöki megközelítések korlátai – különösen összetett bemeneti adatok esetén – gyakran indokoltá teszik automatizált, adatvezérelt feldolgozórendszerek alkalmazását [8].



1. ábra. A mesterséges neurális hálózat általános felépítése [9] alapján.

1.1. AI alkalmazási példák

A szakirodalomban számos példát találunk a mesterséges neurális hálózatok hibafelismerési célú alkalmazására, többek között szerkezeti elemekben kialakuló károsodások azonosítására, gépek kritikus mozgó alkatrészeinek állapotértékelésére, valamint ipari rendszerek működésében fellépő rendellenességek felismerésére [4]–[6]. Példaként említhetők a forgógépek hibafelismerésére irányuló, neurális hálózaton alapuló azonosító rendszerek, illetve a dugattyús gépek hibadiagnosztikája, ahol a hagyományos módszerek korlátai miatt a diagnosztika egyre inkább tanulásalapú megközelítésekre támaszkodik. Az intelligens hibafelismerési eljárások során a mérési adatok bemenetként kerülnek a neurális hálózatba, amely az eszközben jelen lévő működési állapotok és lehetséges hibák által meghatározott jelek alapján állítja elő a kimenetet [7].

A gépészmérnöki tervezés során a szerkezeti analízis hagyományosan fontos szerepet játszik a tervezési paraméterek meghatározásában [9]. Az utóbbi években azonban számos alkalmazási területen a mesterséges neurális hálózatokon alapuló módszerek részben átvették a korábban széles körben alkalmazott végeselemes (VEM) elemzések szerepét. A gépészmérnöki gyakorlat fejlődését elősegítette az ANN-ek nemlineáris leképezési képességének alkalmazása a geometriai modellezésben

is, ahol a neurális hálózat tanítása a geometriai koordinátákból összeállított mintahalmaz alapján történik. A modern gépészmérnöki rendszerek és berendezések egyre összetettebb szerkezeti kialakítással rendelkeznek, amelynek következtében az optimalizálási feladatok hagyományos matematikai programozási módszerekkel gyakran nem kezelhetők hatékonyan. Ezen problémák megoldására például a Hopfield-típusú neurális hálózatok alkalmazhatók [7].

Az autonóm járművek esetében a mesterséges neurális hálózatok alkalmazása az emberi idegrendszer működéséhez hasonló módon valósítható meg. Az emberi vezetési döntésekhez hasonlóan – például egy váratlan akadály észlelésekor –, a neurális hálózat képes a környezetből érkező információk feldolgozására és a megfelelő beavatkozás végrehajtására, például az akadály elkerülésére vagy a jármű lassítására. Ennek megfelelően az AI-alapú rendszerek olyan döntési mechanizmusokkal programozhatók, amelyek lehetővé teszik az akadályok felismerését és elkerülését [10].

A neurális hálózatok emellett alkalmazhatók különböző gépészeti műveletek technológiai paramétereinek és mozgáspályáinak az optimalizálására, különböző gépészeti műveletek során, például hegesztési folyamatoknál [11], [12], valamint akadálydetektálási feladatokban is [1].

A mélytanulási (*DL = deep learning*) eljárások elsősorban nagy adatmennyiséget igénylő feladatokban terjedtek el, és a gépészetben is több területen alkalmazhatók (például hibafelismerés, tulajdonság-előrejelzés, gyártási folyamatok támogatása). A DL eljárások meghatározott lépések mentén valósulnak meg, és elsősorban olyan alkalmazásokban hatékonyak, ahol nagy mennyiségű adat, különösen képi információ feldolgozására van szükség [13]–[15].

A lágy számítás (*SC = soft computing*) olyan algoritmusok és módszerek összességét jelenti, amelyek célja a valós problémák megoldása olyan esetekben, amikor a hagyományos matematikai módszerekkel történő leírás és számítás rendkívül bonyolult vagy nem hatékony. Az SC körébe tartozó eljárások – mint például az elmosódott halmazok logikája (*fuzzy logic*), a durva halmazelmélet (*rough set theory*) és az evolúciós számítási módszerek (*evolutionary computation*) – széles körben alkalmazhatók különböző gépek hibafelismerési feladataiban [16], [17].

A hibrid technikák neurális hálózatok, genetikus algoritmusok és lágy számítási módszerek együttes alkalmazásán alapulnak, és elsődleges céljuk az algoritmusok pontosságának és megbízhatóságának növelése. A *neuro-fuzzy* megközelítéseket alkalmazzák például rezgésalapú állapotfelügyeleti rendszerekben és repedésdetektálási feladatokban, ahol az eredmények azt mutatják, hogy a *neuro-fuzzy* osztályozók hatékonyabb megoldást nyújtanak a hagyományos módszerekhez képest [18].

A bemutatott alkalmazások közös jellemzője, hogy működésük alapját nagy mennyiségű, strukturált és megbízható adat képezi. Ennek következtében egyre nagyobb hangsúlyt kap az adatközpontú szemlélet, valamint az adatbázisok és a mesterséges intelligencián alapuló módszerek szoros integrációja.

2. Az adatközpontú AI szemlélet

Az adatközpontú AI megközelítés szerint az AI-alapú rendszerek teljesítményének javítása nem kizárólag a modellarchitektúrák továbbfejlesztésével érhető el, hanem jelentős mértékben függ az alkalmazott adatkészletek minőségétől is. A szemlélet kiemeli, hogy a megbízható és reprodukálható működés alapfeltétele a megfelelően előkészített, konzisztens és nagy minőségű adatállomány. Az adatközpontú megközelítés az adatokat az AI-rendszerek fejlesztése központi elemének tekinti, és az adatok szisztematikus előállítására, kezelésére és ellenőrzésére helyezi a hangsúlyt annak érdekében, hogy a modellek teljesítménye és általánosíthatósága javuljon [19].

A hagyományos, modellközpontú megközelítés elsősorban a modell pontosságának növelésére törekszik a modellstruktúra módosításával vagy a tanítási folyamat hangolásával, azonban az ilyen irányú fejlesztésekből származó teljesítménynövekedés az utóbbi időben fokozatosan csökkenő mértékűvé vált. Ezzel szemben, az adatok minőségének célzott javítása számos esetben hatékonyabb teljesítménynövekedést eredményezhet [20].

A gépi tanulási rendszerek működését kedvezőtlenül befolyásolhatják az adatkészletek minőségével összefüggő problémák, mint például az inkonzisztencia, a hiányos adatlefedettség és az adatok torzítottsága. A nem megfelelő minőségű vagy nem reprezentatív adatokon tanított modellek új, a tanítástól eltérő üzemi körülmények között nem képesek megbízható és megfelelő pontosságú működésre, függetlenül a modellarchitektúra összetettségétől. Már viszonylag kis számú tévesen minősített vagy sérült adatminta is kedvezőtlenül befolyásolhatja a tanítás során felhasznált teljes adatkészlet hatékonyságát, ezáltal a modell működésének megbízhatóságát [19].

Ipari környezetben a tapasztalatok gyakran azt mutatják, hogy a fejlesztési idő jelentős része nem a modell kialakítására, hanem az adatok előkészítésére és kezelésére fordítódik. Az adat-előkészítési lépések – így az adattisztítás, az adatrendszerezés, az adatbővítés és az adatintegráció – alapvető szerepet töltenek be a megbízható és stabil AI-alapú feldolgozási folyamatok kialakításában [21].

Egy megbízható adatkezelési rendszernek magában kell foglalnia az adatok folyamatos nyomon követését, dokumentálását, ellenőrzését és verziókezelését annak érdekében, hogy az eredmények reprodukálhatósága és a rendszer megbízhatósága hosszú távon is biztosítható legyen. Ennek megfelelően az adatközpontú feldolgozási láncok hangsúlyt helyeznek olyan eszközök alkalmazására, amelyek korai szakaszban képesek az adathibák, következetlenségek és lehetséges torzítások azonosítására [19].

Az adatminőség értékelése során általánosan vizsgált szempontok közé tartozik az adatok pontossága, teljessége, konzisztenciája, időszerűsége, egyedisége és érvényessége. A megfelelő minőségű adatok alkalmazása csökkenti a tanítási folyamat ingadozását és bizonytalanságát, ezáltal hozzájárul a mesterséges intelligencia-alapú rendszerek stabilabb és megbízhatóbb működéséhez [19]. Az adatközpontú mesterséges intelligencia megvalósítása olyan infrastruktúrát igényel, amely lehetővé teszi a nagy mennyiségű adat skálázható tárolását, hatékony lekérdezését, az adatok származásának és feldolgozási lépéseinek nyomon követését, valamint az adatkészletek ellenőrzését és validálását támogató integrált platformok alkalmazását, ezért kiemelten fontos a megfelelő adatbázisok alkalmazása [19].

3. Az adatbázisok szerepe a mesterséges intelligencia támogatásában

A gépi tanulási feladatok jellemzően nagy mennyiségű tanítóadatot igényelnek, amelyek hatékony tárolását, rendszerezését és visszakeresését az adatbázis-rendszerek által biztosított alapvető adatkezelési funkciók teszik lehetővé. A modern AI-alapú feldolgozási folyamatok mind strukturált, mind nem strukturált adatokra támaszkodnak, ahol az adatok integritásának és hozzáférhetőségének biztosítása kiemelt szerepet kap [22].

Az adatok minőségének kezelése – beleértve az adattisztítást, az adatok minősítését és az adatintegrációt – napjainkra a megbízható mesterséges intelligencia-alapú rendszerek kialakításának alapvető előfeltételévé vált. Az adatok származásának és feldolgozási előzményeinek nyomon követésével rögzíthetők az adatkészleteken végrehajtott átalakítások, amely elengedhetetlen a hibák visszakereséséhez és a reprodukálhatóság biztosításához [23], [24].

A deklaratív lekérdezési megközelítés hatékonyan alkalmazható adatbázis-műveletek végrehajtására, ugyanakkor a hagyományos adatbázis-kezelő nyelvek nem használhatók közvetlenül a

mesterséges intelligencia alkalmazásaihoz szükséges összetettebb feldolgozási feladatok – például iteratív eljárások és optimalizálási problémák – kezelésére. Az adatbázis-kezelő nyelvek gépi tanulási feladatokkal történő kiegészítése csökkentheti a fejlesztési folyamat bonyolultságát, és lehetőséget teremt az adatokhoz közeli, integrált gépi tanulási megoldások alkalmazására. A deklaratív gépi tanulási megközelítések célja, hogy a gépi tanulási feladatok megfogalmazása a problémaleírás szintjén történjen, miközben a számítási lépések és a végrehajtás módjának meghatározását a rendszer automatikusan végzi, így csökken az adatmozgatásból származó többletterhelés [22].

Az adatbázison belüli tanítási és kiértékelési megoldások különösen nagyméretű feladatok esetén eredményezhetnek kedvező teljesítményt, mivel elkerülhető az adatok folyamatos mozgatása a tárolási és feldolgozási környezetek között. Az adatbázis-motorok optimalizációs mechanizmusai (például indexelés, párhuzamos végrehajtás, memóriakezelés) ilyen esetekben közvetlenül támogatják a futást.

Az adatbázisok mellett nemcsak adatok tárolására alkalmasak, hanem a modellekhez kapcsolódó információk (például paraméterek, naplózott futási adatok, verziózott adatkészletek) kezelésére is, ezáltal támogatják a kísérletek tervezését, szervezett végrehajtását és az eredmények visszakövethetőségét [22].

Az adatkezelő rendszerek és a gépi tanulási folyamatok integrált alkalmazása egyre fontosabb szerepet játszik a skálázható, hatékony és hosszú távon is reprodukálható mesterséges intelligencia-alapú megoldások kialakításában. Az adatbázis-rendszerek alkalmazása jelentős mértékben csökkentheti a gépi tanulási feladatokhoz szükséges adatkészletek előkészítésével és karbantartásával járó mérnöki ráfordítást [22].

4. A mesterséges intelligencia szerepe az adatbázisok optimalizálásában

A mesterséges intelligencián alapuló módszerek lehetőséget teremtenek arra, hogy az adatbázis-kezelő rendszerek számos, hagyományosan manuálisan vagy heurisztikus elvek alapján végzett részfeladata automatizálhatóvá váljon. A korszerű adatbázis-kezelő rendszerek növekvő összetettsége miatt a kézi beállítás hatékonysága csökken, és gyakran nem biztosítja az optimális működési feltételek elérését. Ennek következtében egyre nagyobb figyelem irányul azokra a mesterséges intelligencián alapuló megoldásokra, amelyek az adatbázis-kezelő rendszerek különböző működési területein képesek az automatizált optimalizálás és az adaptív működés támogatására [22].

4.1. Automatikus konfiguráció és hangolás

A tanulásalapú adatbázis-konfiguráció célja a beállítási paraméterek automatikus hangolása (például ideiglenes tárolóterületek mérete, párhuzamos szálak száma, gyorsítótár-kezelési irányelvek) a konfigurációk, a terhelési jellemzők és a teljesítmény közötti összefüggések modellezésével. A megerősítéses tanuláson alapuló megközelítések lehetőséget biztosítanak arra, hogy a rendszer a változó terheléshez időben alkalmazkodjon [22].

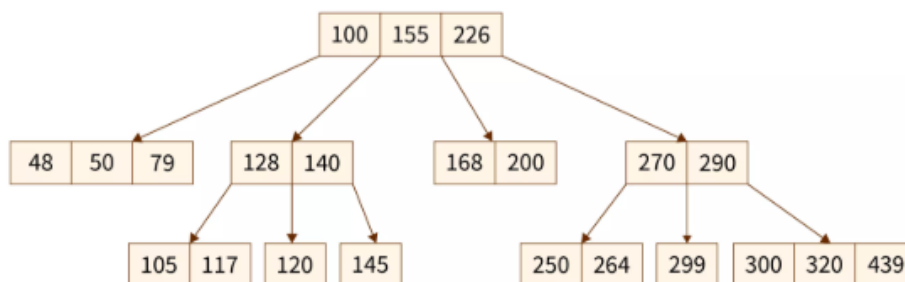
4.2. Lekérdezés-optimalizálás

A lekérdezések optimalizálásának egyik kulcseleme az eredményhalmaz várható méretének becslése, mivel a pontatlan becslések nem megfelelő végrehajtási tervek kiválasztásához vezethetnek. A gépi tanuláson alapuló megközelítések – például mély autoregresszív modellek vagy neurális modellek együttese – számos esetben lényegesen jobb becslési pontosságot érnek el a hagyományosan alkalmazott, hisztogramalapú módszerekkel szemben. A tanulásalapú becslési eljárások képesek az adat attribútumok közötti összefüggések megragadására, amelyeket a statikus modellek jellemzően

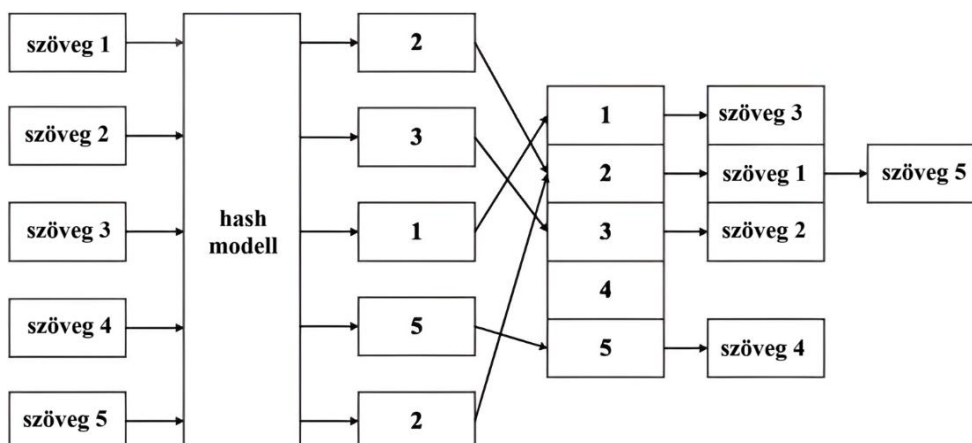
nem tudnak megfelelően figyelembe venni. A tanulásalapú lekérdezés-optimalizálók az összekapcsolási sorrend megválasztását előrejelzési feladatként kezelik, amely lehetővé teszi olyan végrehajtási tervek kiválasztását, amelyek csökkentik a futási időt és az erőforrás-felhasználást. A megerősítéses tanulás alkalmazása lehetőséget teremt arra, hogy az optimalizáló a lekérdezési terveket feltérképezze, és a végrehajtott feladatok tapasztalatai alapján idővel folyamatosan javítsa döntéseit. A felügyelt tanúláson alapuló megközelítések alkalmasak arra, hogy szakértői döntéseket vagy költségmodell-alapú eredményeket közelítsenek, ezáltal csökkentve az optimalizálási folyamat időigényét [22].

4.3. Tanult indexek és gépi tanúlással támogatott adatstruktúra-tervezés

A tanulásalapú adatbázis-tervezési megközelítések bevezetik az úgynevezett tanult indexstruktúrákat, amelyek a hagyományosan alkalmazott B-fa (2. ábra) és *hash* táblás (3. ábra) megoldásokat olyan modellekkel váltják ki, amelyek a kulcsértékeket azok tárolási pozíciójához rendelik. A tanult indexek a kulcsértékek eloszlásának felhalmozott jellemzőit közelítik, amely számos esetben kisebb memóriaigényt és gyorsabb adatkeresési műveleteket eredményezhet. Ez a megközelítés egy tágabb irányzatba illeszkedik, amely a gépi tanúlással támogatott adatstruktúra-tervezés körébe sorolható, és célja olyan adatstruktúrák kialakítása, amelyek képesek alkalmazkodni a terhelési és használati mintázatokhoz [25], [26].



2. ábra. A B-fa általános felépítése [25].



3. ábra. A hash tábla általános felépítése [26].

4.4. Felügyelet és biztonság

Az adatbázis-rendszerek felügyelete hatékonyan támogatható olyan gépi tanulási modellek alkalmazásával, amelyek képesek a rendellenes működések automatikus felismerésére, a lehetséges rendszerhibák előrejelzésére, valamint a teljesítményt korlátozó tényezők azonosítására [27].

A gépi tanuláson alapuló erőforrás-előrejelzési módszerek elősegítik a számítási kapacitás, a memória és a bemeneti–kimeneti sávszélesség hatékonyabb elosztását a változó terhelési viszonyok mellett [27].

A biztonsági funkciók terén a hagyományos biztonsági mechanizmusok a korszerű, valós idejű adatbázis-alkalmazások esetében már nem minden esetben bizonyulnak elegendőnek, mivel ezek az alkalmazások adaptív és intelligens észlelési megoldásokat igényelnek. A gépi tanulási modellek lehetőséget biztosítanak rosszindulatú tevékenységek azonosítására, a felhasználói viselkedés, a lekérdezések szerkezete és a hozzáférések gyakorisága alapján megfigyelhető mintázatok elemzésével [27].

A valós idejű rendellenesség-felismerés kiemelt jelentőségű, mivel a belső fenyegetések gyakran nem illeszkednek az előre definiált szabálykészletekhez. A felügyelt tanulási módszerek hatékonyan alkalmazhatók abban az esetben, ha rendelkezésre állnak megfelelően minősített támadási adatok, ugyanakkor korlátozottan alkalmasak az ismeretlen vagy újonnan megjelenő fenyegetések felismerésére. A nem felügyelt tanulási eljárások – például a klaszterezési és a sűrűségbecslési módszerek – lehetőséget biztosítanak az adatbázisok normál működésétől való eltérések azonosítására anélkül, hogy előzetesen minősített adatokra lenne szükség. A hibrid megközelítések a felügyelt és nem felügyelt módszerek együttes alkalmazásával törekednek a detektálási pontosság további növelésére [27].

5. AI-adatbázis integráció és az intelligens adatbázisok kialakulása

Az elmúlt években a mesterséges intelligencia és az adatbázis-technológiák egyre szorosabban összekapcsolódtak, a hatékony adatfeldolgozás és az intelligens döntéstámogatás iránti növekvő igény miatt. Szintén fontos szempont, hogy a hagyományos adatbázis-kezelő rendszerek architektúráját nem kifejezetten a mesterséges intelligenciára jellemző terhelések kiszolgálására tervezték, miközben a korszerű AI-alapú rendszerek működése nagymértékben támaszkodik az adatok hatékony tárolására, visszakeresésére és kezelésére. Ezért a mesterséges intelligencia és az adatbázis-rendszerek integrációja olyan skálázható, intelligens és automatizált megoldások kialakítását célozza, amelyek alkalmasak nagy mennyiségű adatot kezelő alkalmazások hatékony támogatására [1].

Az intelligens adatbázis-interfészek (*IDI = Intelligent Database Interfaces*) célja, hogy felhasználóbarát módon támogassák az adatbázis-rendszerekkel való interakciót, gyakran természetes nyelvfeldolgozási, mintafelismerési és tudásreprezentációs módszerek alkalmazásával. Az ilyen interfészek elősegítik, hogy a felhasználók nagyméretű és összetett adatkészletek esetén is hatékonyan tudjanak lekérdezéseket megfogalmazni és az eredményeket értelmezni anélkül, hogy mélyreható ismeretekkel kellene rendelkezniük a lekérdezőnyelvek vagy az adatbázissémák területén. Az intelligens adatbázis-interfészek gyakran tanulási komponenseket is integrálnak, amelyek – a felhasználói viselkedéshez való alkalmazkodással – idővel képesek a válaszok pontosságának és relevanciájának javítására [1].

Az AI-alapú adatbázis-rendszerek olyan speciális megoldások, amelyeket a gépi tanulási modellek tárolásának, tanításának, kiértékelésének és üzembe helyezésének a támogatására terveztek, az adatbázis-motoron belül vagy ahhoz szorosan kapcsolódva. Egy AI-alapú adatbázis jellemzően a gépi

tanulási feldolgozási láncokat az adatbázis-kezelő rendszerbe integrálja, ezáltal lehetőséget biztosít az adatbázison belüli tanítási és kiértékelési műveletek megvalósítására. Az integrált MI-adatbázis architektúrák célja a teljes gépi tanulási ciklus támogatása az adatok betöltésétől az üzembe helyezésig, egységes környezetben [1].

A jövő adatkezelő rendszerei várhatóan egyre inkább önálló módon működnek majd, ami azt jelenti, hogy a beágyazott gépi tanulási modellek segítségével képesek lesznek a rendszerparaméterek automatikus hangolására, a működés optimalizálására és a változó terhelési viszonyokhoz való alkalmazkodásra. A mesterséges intelligenciára épülő automatizálás alapvetően átalakítja az adatbázis-rendszerek üzemeltetésének, felügyeletének és optimalizálásának módját. Ennek következtében a mesterséges intelligencia és az adatbázis-rendszerek közötti határvonal fokozatosan elmosódik, mivel mindkét terület megoldásai egyre több közös adatrepresentációt és feldolgozási modellt alkalmaznak [5].

6. Esettanulmány: értelmezhető, adatközpontú klaszterezés döntési fák alkalmazásával

Az előző fejezetekben bemutatott adatközpontú szemlélet, valamint a mesterséges intelligencia és az adatbázis-rendszerek szoros integrációja nemcsak a teljesítmény növelését, hanem az alkalmazott módszerek értelmezhetőségét is előtérbe helyezi. Különösen igaz ez olyan környezetekben, ahol az eredmények szakmai értelmezése és visszakövethetősége alapvető követelmény. Ezért ebben a részben egy olyan, döntési fákon alapuló klaszterezési megközelítés kerül bemutatásra, amely jól illeszkedik az adatközpontú feldolgozási láncokhoz, és egyúttal lehetőséget biztosít az eredmények értelmezhető formában történő megjelenítésére [28].

Az esettanulmány egy nem felügyelt tanuláson alapuló, döntési fákra épülő klaszterezési eljárást ismertet (eUD3.5), amelyet kifejezetten numerikus adatbázisok feldolgozására alakítottak ki. Az alkalmazott módszer jól illeszkedik az adatközpontú feldolgozási szemlélethez, mivel működése során a bemeneti adatok struktúrájára és minőségére támaszkodva hoz létre értelmezhető klaszterezési eredményeket [28].

A döntési fákon alapuló megközelítés egyik fő előnye, hogy a klaszterezési folyamat során nem igényel előre definiált távolságfüggvényt, így elkerülhetők az ebből adódó paraméterezési nehézségek. A klaszterek kialakítása a fa belső csomópontjaiban történő felosztásokon keresztül valósul meg, ahol a cél jól elkülönülő és belsőleg homogén csoportok létrehozása. A fa szerkezete egyben természetes módon szolgáltat leírást a klaszterezési eredményekhez, ami különösen előnyös az értelmezhetőség szempontjából [28].

A módszer a jellemzők felosztásának értékelése során egyidejűleg veszi figyelembe a klaszterek egymástól való elválását és a csoportokon belüli homogenitást, anélkül, hogy ez a számítási hatékonyság romlásához vezetne. Az eljárás nem igényel olyan előre megadott paramétert, amely a csomópontokban található objektumok számát szabályozná. A fa bővítése automatikusan leáll, amennyiben az újonnan létrehozott csomópontok értékelése kedvezőtlenebbnek bizonyul, mint az adott ágon korábban elért legjobb eredmény [28].

Az eUD3.5 eljárás további előnye, hogy minden egyes klaszterhez jól értelmezhető mintázatokat rendel, amelyek az adott csoportot leginkább meghatározó jellemző-érték párokat emelik ki. Ezek a mintázatok lehetővé teszik azt, hogy az egész adatbázis viszonylag kevés, összefoglaló jellegű leírással jellemezhető legyen, amely különösen előnyös nagy adatkészletek esetén [28].

Az eljárást a *UCI Machine Learning Repository* gyűjteményéből származó 40 numerikus adatbázison értékelték. Az összehasonlító vizsgálatok során a módszer nem felügyelt döntési fákból

álló, magas minőségű klaszterezési struktúrákat hozott létre, és a Friedman-féle rangsorolás alapján kedvező helyezést ért el más, korszerű klaszterezési eljárásokkal összevetve [28].

7. Összefoglalás

A cikkben áttekintésre kerültek a mesterséges intelligencia gépészmérnöki alkalmazásainak főbb irányai, kiemelve, hogy a neurális hálózatok, a mélytanulás, a lágy számítás és a hibrid megközelítések számos területen nyújtanak hatékony támogatást, különösen hibadetektálási és optimalizálási feladatokban. A bemutatott példák alapján megállapítható, hogy e módszerek gyakorlati alkalmazhatóságát és teljesítményét döntően befolyásolja a rendelkezésre álló adatok mennyisége, minősége és következetes kezelése. Ennek megfelelően jelen cikk központi eleme az adatközpontú szemlélet bemutatása volt, amely szerint az AI-rendszerek fejlesztésében a modellarchitektúra önmagában nem elegendő a megbízható működés eléréséhez – kiemelt jelentősége van az adatok előkészítésének, tisztításának, minősítésének, integrációjának, valamint az adatok feldolgozási előzményei nyomon követésének. Az ipari gyakorlatból is jól ismert, hogy a fejlesztési ráfordítás jelentős része az adatkezelési feladatokhoz kapcsolódik, ami tovább erősíti az adatminőség és az adatmenedzsment szerepét.

A bemutatott szempontok alapján az adatbázis-rendszerek az AI-munkafolyamatok alapvető részeiként értelmezhetők: támogatják a nagy mennyiségű, heterogén adatok tárolását és visszakeresését, elősegítik az adatkonzisztencia fenntartását, valamint hozzájárulnak a kísérletek visszakövethetőségéhez és az eredmények reprodukálhatóságához. Emellett az adatbázison belüli tanítási és kiértékelési megoldások révén csökkenthető az adatmozgatásból adódó többletterhelés, amely nagyobb feladatok esetén különösen előnyös.

A mesterséges intelligencia nem csupán az adatbázisok által kiszolgált feladatokban hasznos, hanem egyre fontosabb szerepet kap az adatbázis-kezelő rendszerek működésének optimalizálásában is. A tanulásalapú konfiguráció, a lekérdezés-optimalizálás támogatása, a tanult indexstruktúrák, valamint a felügyeleti és biztonsági funkciók AI-alapú fejlesztése hozzájárulhat a teljesítmény javításához és az üzemeltetési ráfordítás csökkentéséhez. Mindez összességében a mesterséges intelligencia és az adatbázisok integrációjának erősödéséhez vezet, és azt jelzi, hogy az adatkezelő rendszerek működésében az automatizált hangolás, optimalizálás és alkalmazkodás fokozatosan meghatározóvá válik.

Végül bemutatásra került egy döntési fákon alapuló, nem felügyelt klaszterezési megközelítés (eUD3.5) példáján keresztül, hogy az adatközpontú feldolgozási láncokban nemcsak a teljesítmény, hanem az eredmények értelmezhetősége is kiemelt szerepet kaphat. A döntési fa alapú klaszterezés előnye, hogy a távolságfüggvény előzetes megadása nélkül alkalmazható, valamint a klaszterekhez rendelt mintázatok révén tömör, szakmailag értelmezhető leírást biztosíthat nagy adatkészletek esetén is.

Összességében megállapítható, hogy az AI és az adatbázis-technológiák szinergikus fejlődése a jövőben meghatározó lesz a nagy mennyiségű adatokat használó mérnöki alkalmazások szempontjából; a megbízható adatokra épülő, adatközpontú megközelítések, valamint az integrált AI-adatbázis megoldások egyaránt hozzájárulnak a hatékonyabb, skálázhatóbb és hosszú távon fenntartható rendszerek kialakításához.

Irodalom

- [1] S. A. Lakshman and D. Ebenezer, "Application of principles of artificial intelligence in mechanical engineering," *IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng.*, vol. 912, 2020, Art. no. 032075, doi:10.1088/1757-899X/912/3/032075.
- [2] G. Peng, G. Chen, C. Wu, H. Xin, and Y. Jiang, "Applying RBR and CBR to develop a VR-based integrated system for machining fixture design," *Expert Syst. Appl.*, vol. 38, pp. 26–38, 2011, doi: 10.1016/j.eswa.2010.05.084.
- [3] S. Haykin, *Neural Networks: A Comprehensive Foundation*, 2nd ed. Upper Saddle River, NJ, USA: Prentice Hall, 1999.
- [4] J. S. R. Jang, C. T. Sun, and E. Mizutani, "Neuro-fuzzy and soft computing approaches to engineering problems," *Proc. IEEE*, vol. 83, no. 3, pp. 378–406, Mar. 1995.
- [5] R. Yan, R. X. Gao, and X. Chen, "Wavelets for fault diagnosis of rotary machines: A review with applications," *Signal Process.*, vol. 96, pp. 1–15, Mar. 2014, doi: 10.1016/j.sigpro.2013.04.015.
- [6] J. Lee, E. Lapira, B. Bagheri, and H. Kao, "Recent advances and trends in predictive manufacturing systems in big data environment," *Manuf. Lett.*, vol. 1, pp. 38–41, Jan. 2013, doi: 10.1016/j.mfglet.2013.09.005.
- [7] M. R. H. Alhakeem and D. N. Ilham, "Application of artificial intelligence in mechanical engineering," *Brilliance: Research of Artificial Intelligence*, vol. 2, no. 3, pp. 177–183, Nov. 2022, doi: 10.47709/brilliance.v2i3.1719.
- [8] R. Fótos, Zs. Koncsik, and J. Lukács, "Conception of materials data collection for numerical modelling of technological processes," *Prod. Process. Syst.*, vol. 6, pp. 107–114, 2012.
- [9] D. Baillie and J. Mathew, "Diagnosing rolling element bearing faults with artificial neural networks," *Acoust. Aust.*, vol. 22, pp. 70–79, 1994.
- [10] E. Asmare, N. Dulay, E. Lupu, and M. Sloman, "Towards self-managing unmanned autonomous vehicles," in *Proc. 2nd SEAS DTC Conf.*, 2007.
- [11] R. Sisodia and M. Gáspár, "Dataset on instrumented Charpy V-notch impact tests of different zones of electron beam welded S960M steel," *Data in Brief*, vol. 47, 2023, Art. no. 108949, doi: 10.1016/j.dib.2023.108949.
- [12] J. Lukács, Gy. Nagy, M. Gáspár, Á. Meilinger, Á. Dobosy, and D. Pósalaky, "Nagyszilárdságú acélok és alumíniumötvözetek hegesztett kötéseinek viselkedése ismétlődő igénybevétel esetén," presented at the *7th Anyagvizsgálat a Gyakorlatban (AGY) Szakmai Szeminárium*, Kecskemét, Hungary, Jun. 19–20, 2014.
- [13] I. Zajačko, T. Gál, Z. Ságová, V. Mateichyk, and D. Wiecek, "Application of artificial intelligence principles in mechanical engineering," *MATEC Web of Conferences*, vol. 244, Art. no. 01027, 2018, doi: 10.1051/mateconf/201824401027.
- [14] M. R. Khosravani, S. Nasiri, and K. Weinberg, "Prediction of fracture in sandwich-structured composite joints using case-based reasoning approach," *Proc. Struct. Integr.*, vol. 13, pp. 168–173, 2018, doi: 10.1016/j.prostr.2018.12.028.
- [15] R. Sethi, D. R. K. Parhi, and S. K. Senapati, "Fault detection of cracked beams like structure using artificial neural network (ANN) approach," *Int. J. Res. Eng. Technol.*, vol. 5, Special Issue 13, pp. 36–40, Sep. 2016. [Online]. Available: <http://www.esatjournals.org>. Accessed: Nov. 2025.
- [16] L. A. Zadeh, "Fuzzy logic, neural networks, and soft computing," *Commun. ACM*, vol. 37, no. 3, pp. 77–84, Mar. 1994.

- [17] A. Widodo and B.-S. Yang, "Support vector machine in machine condition monitoring and fault diagnosis," *Mech. Syst. Signal Process.*, vol. 21, no. 6, pp. 2560–2574, Aug. 2007, doi: 10.1016/j.ymssp.2006.12.007.
- [18] M.-B. Shim and M.-W. Suh, "Crack identification using neuro-fuzzy-evolutionary technique," *KSME Int. J.*, vol. 16, no. 4, pp. 454–467, 2002, doi: 10.1007/BF03185075.
- [19] D. Zha, Z. P. Bhat, K.-H. Lai, F. Yang, Z. Jiang, S. Zhong, and X. Hu, "Data-centric artificial intelligence: A survey," *ACM*, vol. 1, no. 1, Jun. 2023, doi: 10.1145/3711118.
- [20] C. Batini, C. Cappiello, C. Francalanci, and A. Maurino, "Methodologies for data quality assessment and improvement," *ACM Comput. Surv.*, vol. 41, no. 3, pp. 1–52, 2009, doi: 10.1145/1541880.1541883.
- [21] P. C. Arocena, B. Glavic, G. Mecca, R. J. Miller, P. Papotti, and D. Santoro, "Benchmarking data curation systems," *IEEE Data Eng. Bull.*, vol. 39, no. 2, pp. 47–62, 2016.
- [22] X. Zhou, C. Chai, G. Li, and J. Sun, "Database meets AI: A survey," (n.d.). [Online]. Available: <https://dbgroup.cs.tsinghua.edu.cn/ligl/papers/aidb.pdf>
- [23] J. Lukács, Gy. Nagy, and I. Török, "The role of process models, flow charts and material databases on the structural integrity of high strength steel pipeline systems," in *Proc. Int. Conf. New Developments Metallurgy Appl. High Strength Steels*, Warrendale, PA, USA: Minerals, Metals & Materials Society (TMS), 2008, pp. 657–668.
- [24] J. Lukács, Gy. Nagy, and I. Török, "The role of process models, flow charts and material databases on the structural integrity of transporting steel pipeline systems," in *Proc. 17th Eur. Conf. Fracture (ECF17): Multilevel Approach to Fracture of Materials, Components and Structures*, J. Pokluda, Ed., Brno, Czech Republic, 2008.
- [25] Scaler, "B-tree in DBMS." Accessed: Nov. 2025. [Online]. Available: <https://www.scaler.com/topics/b-tree-in-dbms/>. Accessed: Dec. 2025.
- [26] Y. Lin, Z. Huang, and Y. Li, "Learning hash index based on a shallow autoencoder," *Applied Intelligence*, vol. 53, no. 3, pp. 1–12, Nov. 2022, doi: 10.1007/s10489-022-04274-w.
- [27] B. Singh, "Enhancing real-time database security monitoring capabilities using artificial intelligence," *Int. J. Current Eng. Sci. Res. (IJCESR)*, vol. 4, no. 7, pp. 97–106, 2017.
- [28] O. Loyola-González, A. E. Gutierrez-Rodríguez, M. A. Medina-Pérez, R. Monroy, J. Martínez-Trinidad, J. A. Carrasco-Ochoa, and M. García-Borroto, "An explainable artificial intelligence model for clustering numerical databases," *IEEE Access*, vol. 8, pp. 52370–52385, 2020, doi: 10.1109/ACCESS.2020.2980581.

A BIZTONSÁGI TÉNYEZŐ ÚJRAÉRTÉKELÉSE CSÖTÁVVEZETÉKEK KÖRVARRATAI INTEGRITÁSÁNAK A MEGÍTÉLÉSÉHEZ

Lukács János

Egyetemi tanár, Miskolci Egyetem, Anyagszerkezet-tani és Anyagtechnológiai Intézet,
Szerkezetintegritási Intézeti Tanszék

3515 Miskolc, Miskolc-Egyetemváros, e-mail: janos.lukacs@uni-miskolc.hu

Absztrakt

Az acél anyagminőségű, szénhidrogén-szállító csőtávvezetékek nagyszámú körvarratot tartalmaznak, amelyeken – a hazai és a nemzetközi meghibásodási statisztikák alapján – gyakran következnek be káresetek. A körvarratok teherbíró képessége, mind egyszerű, mind komplex terhelés esetén, teljes szerkezeti elemeken elvégzett vizsgálatok (full-scale tests) alapján értékelhető. Abban az esetben, ha a tönkremeneteli nyomás és a maximálisan megengedett üzemi nyomás (MAOP) hányadosával értelmezett biztonsági tényezőt használjuk az értékeléshez, a biztonság kárára is tévedhetünk. Ezért, sor került a biztonsági tényező újraértékelésére, amely figyelmen kívül hagyta a „túlméretezés” hatását. Alkalmazási példaként egy korábban, tizenkét csőszakaszon elvégzett kísérletsorozat adatainak és eredményeinek a felhasználására került sor. Az újraszámolt biztonsági tényezők egyértelműen rámutatnak arra, hogy a nem megfelelő minőségű vagy a károsodott körvarratok, különösen komplex terhelések (többlet feszültség) esetén jelentős többlet kockázatot jelentenek. A vizsgált esetek között voltak olyanok, ahol az újraszámolt biztonsági tényező megközelítette, vagy el sem érte az 1,0 értéket.

Kulcsszavak: szénhidrogén-szállító csőtávvezeték, körvarrat, károsodás, biztonsági tényező, újraértékelt biztonsági tényező

Abstract

Steel-grade hydrocarbon transporting pipelines contain a large number of girth welds, which, based on national and international failure statistics, are often the site of damage. The load-bearing capacity of girth welds, under both simple and complex loading conditions, can be assessed on the basis of tests carried out on complete structural elements (full-scale tests). If we use the safety factor, interpreted as the ratio of the failure pressure to the maximum allowable operating pressure (MAOP), for the assessment, we may make mistakes at the expense of safety. In respect of this, the safety factor values were re-evaluated, disregarding the effect of "oversizing". As an example of application, data and results from a series of tests previously carried out on twelve pipe sections were used. The recalculated safety factors clearly and definitely indicate that poor-quality or damaged girth welds pose a significant additional risk, especially under complex loading conditions (excessive stresses). Among the cases examined, there were some where the recalculated safety factor values approached or even fell below 1.0.

Keywords: hydrocarbon transporting pipeline, girth weld, damage, safety factor, re-evaluated safety factor

1. Bevezetés

A csőtávvezetékek, közöttük a szénhidrogén-szállító csőtávvezetékek stratégiai szerepe napjainkban már megkérdőjelezhetetlen. Ez a szerep értelmezhető egy országon belül (kis hatókörű értelmezés), de a szomszédos országok között (közepes hatókörű értelmezés), illetve nagyobb régiókon, kontinenseken belül és kontinensek között is (tág hatókörű értelmezés). Ebből következően, egy ilyen csőtávvezetéken bekövetkező incidens, illetve káreset mind egy országon belül, mind pedig azon túl, tágabb régiókban is komoly zavarokat okozhat (például [1]). A stratégiai szerep és a károsodások megelőzésének az igénye és szükségessége jelenik meg a különböző szintű jogszabályokban és/vagy szabványokban [2]–[7]. Az alap szabályozást szervesen egészítik ki az egyik aktuális kihívással, a hidrogén szállításával kapcsolatos előírások [8], [9].

A csőtávvezetéseket különböző közegek (például szénhidrogének, meleg és hideg víz, szennyvíz), különböző nyomásokon és nagyon különböző távolságokra történő szállítására használják. Napjaink nagynyomású szállító vezetékei (egyre nagyobb szilárdságú) acélból készülnek, és 12-18 m hosszúságú (korábban 10-12 m hosszúságú) csőszakaszokból, valamint különböző geometriájú és – ebből következően – hosszúságú csőívekből, továbbá számos további szerelvényből állnak. Jelen közlemény szempontjából elsősorban a csőszálak, másodsorban pedig a csőívek a meghatározóak. Tekintettel arra, hogy az egyes elemeket jellemzően hegesztéssel kötik össze, a csővezetékek nagyszámú körvarratot tartalmaznak. A hazai nagynyomású szénhidrogén-szállító rendszeren található körvarratok számának becslésére mutat példát az 1. táblázat.

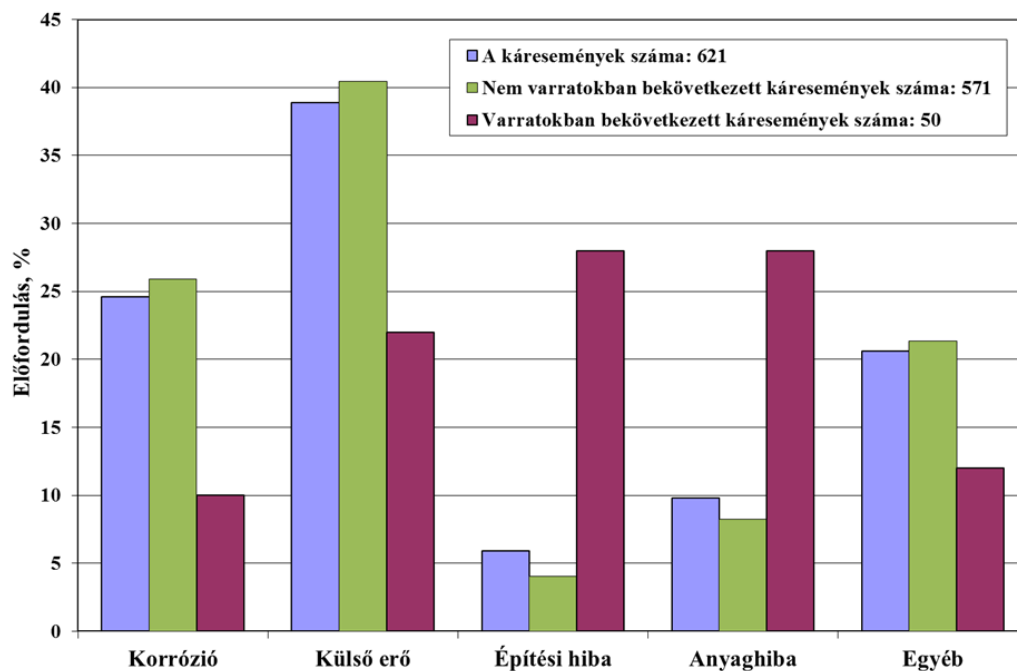
1. táblázat. A magyarországi szénhidrogén-szállító csőtávvezetési rendszer néhány lényeges adata

Oszlop	Magyarországi rendszer	Számítás	Érték
(a)	Földgázszállító rendszer	N/A	~ 5900 km
(b)	Kőolajszállító rendszer	N/A	~ 850 km
(c)	További folyékony közeget szállító rendszerek	N/A	~ 1200 km
(d)	Teljes vezeték hossz	(d)=(a)+(b)+(c)	~ 7950 km
(e)	Az egyedi csőszálak átlagos hosszúsága	N/A	~ 11 m
(f)	Az összes körvarrat becsült száma	(f)=(d)/(e)	~ 723000 darab

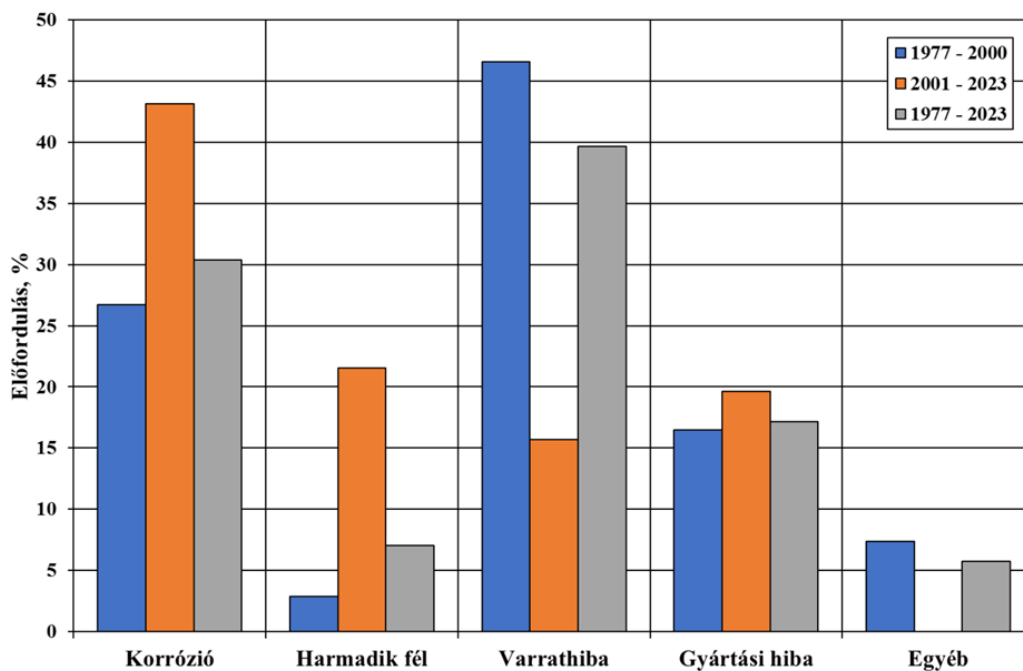
A súlyos káresetek között, mind a hazai, mind a nemzetközi gyakorlatban, nem ritkák a csőtávvezetékek hegesztési varrataira (körvarratok, hosszvarratok stb.) visszavezethető meghibásodások (lásd például [10]).

Egy statisztikai szemléletű tanulmány [11] egy 6,5 éves kutatási folyamat jelentésre kötelezett eseményeit foglalja össze. Az 1. ábra az összes káresetemény (621 tétel), a nem a varratokban (571 tétel) és a varratokban (50 tétel) bekövetkezett káresetemények alapvető okainak az eloszlását mutatja. Mivel nincs okunk feltételezni azt, hogy a varratok a korrózió és a külső erő szempontjából kedvezőbb helyzetben vannak mint a csővezetékek többi részei, megállapítható, hogy a varratok a sérülékenyebb részek. Az építési (konstrukciós) hibák és az anyaghibák lényegesen nagyobb arányban fordulnak elő a varratokban, mint a csővezetékek más részein.

A hazai földgázszállító rendszer meghibásodási adatait mutatja be a 2. ábra [12], hasonló csoportosításban, mint ahogyan azt az 1. ábrán láthatjuk, a teljes idő intervallumot két időszakra bontva. A két időszakot tekintve kisebb átrendeződés figyelhető meg a korrózió, a harmadik fél és a varrathiba szempontok – mint a káresetemények alapvető okai – között, a varrathibák aránya azonban – a teljes időszakot tekintve – a legnagyobb.



1. ábra. Szénhidrogén-szállító csőtávvezetékeken bekövetkezett káresemények alapvető okainak megoszlása [11] adatai alapján.



2. ábra. Káresemények alapvető okainak megoszlása az FGSZ Földgázzszállító Zrt. nagynyomású földgázzszállító vezeték rendszerén [12].

Nem hagyhatjuk figyelmen kívül azt sem, hogy a varrathibák jellemzően az üzemeltetés kezdeti éveiben (évtizedében) jelentkeznek, a korróziós hibák bekövetkezésének valószínűsége, és ezzel együtt aránya pedig az üzemeltetés idejének a növekedésével nő. A varrathibák nagy száma és aránya egyaránt az azokkal való kiemelt foglalkozás igényét veti fel. Nem véletlen tehát, hogy a hegesztési varratok tervezésére, kivitelezésére, ellenőrzésére és karbantartására külön szabványok (is) vonatkoznak (például [13], [14]).

A csővezetékek építése során a csőszakaszokat gyakran érik olyan külső terhelések, amelyek túlzott helyi vagy nagyobb léptékű hajlítófeszültségeket eredményeznek a körvarratokban. A csővezetékek üzemeltetése során kisebb-nagyobb csővezetéki mozgások léphetnek fel, elsősorban időjárási és környezeti (például építkezések okozta talajmozgás) okokra visszavezethetően, továbbá ciklikus terhelést okoznak a változó belső nyomás és a további környezeti hatások (például a forgalom okozta talajmozgás). E terhelések és a körvarratokban lévő anyagfolytonossági hiányok (nem szükségszerűen hibák!) kombinációja jelentős hatással van a körvarratok élettartamára, azokból repedések indulhatnak el, amelyek növekedhetnek és törésekhez, illetve katasztrofális károkhoz vezethetnek [10].

Jelen közlemény alapvető célja annak bemutatása, hogy a repesztési nyomás és a maximálisan megengedett üzemi nyomás hányadosával értelmezett biztonsági tényező újraértékelése hogyan változtathatja meg a körvarratok integritásáról kialakult képet. A számítások kísérleti alapját korábbi, teljes méretű csőszakaszokon elvégzett vizsgálatok (*full-scale tests*) jelentik [15], [16].

2. Vizsgálatok [15], [16]

2.1. A komplex terhelés megvalósítására alkalmas vizsgáló rendszer

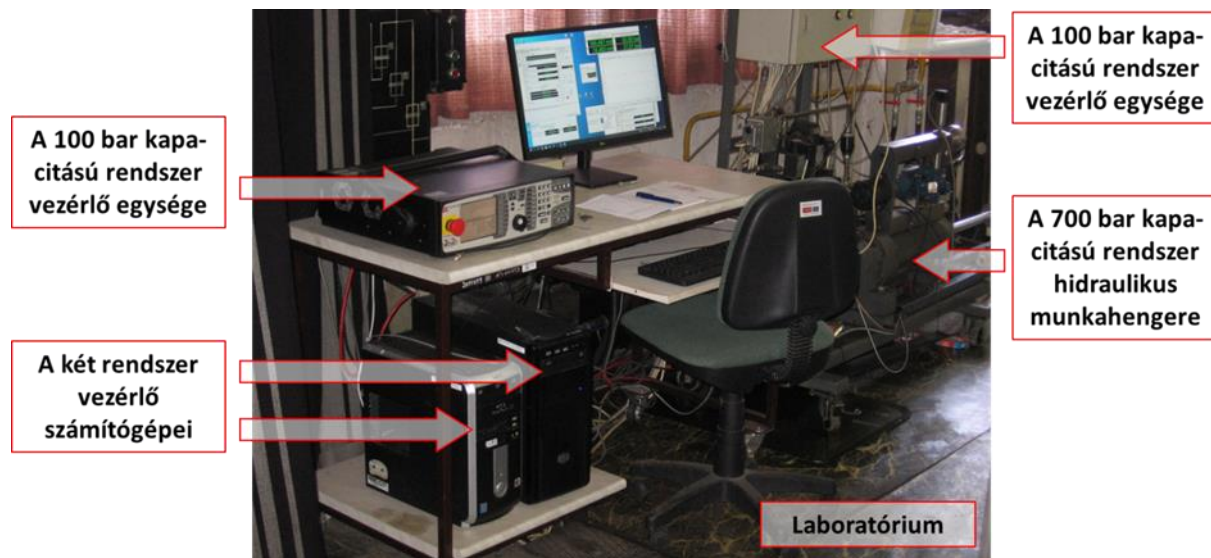
A vizsgáló rendszer elemei és berendezései két területen találhatók. A rendszer egyes elemei az Anyagszerkezet-tani és Anyagtechnológiai Intézet Komplex mechanikai anyagvizsgáló laboratóriumában (épületen belül) helyezkednek el, a vizsgálatok irányítása is innen történik. A rendszer többi eleme a laboratóriumi épület előtt kialakított vizsgáló gödörben (épületen kívül) található, a vizsgált csővezeték szakaszok – a szerelvényekkel és a tartozékokkal együtt – itt kerültek elhelyezésre. Ez az adottság meghatározza az elvégezhető vizsgálatok körét, a geometriai méretek, a hőmérséklet, és utóbbiból eredően a vizsgálati időszakok vonatkozásában.

A belső nyomásnak kitett szerkezeti elemek – csővezetékek és nyomástartó edények –, vizsgálatára két nyomásfokozó rendszer áll rendelkezésre, ezek képezték a kifejlesztett vizsgáló rendszer alapját. A két nyomásfokozó rendszer lényegében azonos felépítésű; a korban is első 100 bar, a második pedig 700 bar belső nyomásig alkalmazható [17]. A kisebb kapacitású rendszert fárasztóvizsgálatokhoz, a nagyobb kapacitású rendszert pedig repesztővizsgálatokhoz használjuk. Mindkét rendszer hidraulikus tápegységei a laboratóriumi épületben találhatók, a működési zaj minimálisra csökkentése érdekében külön helyiségekben.

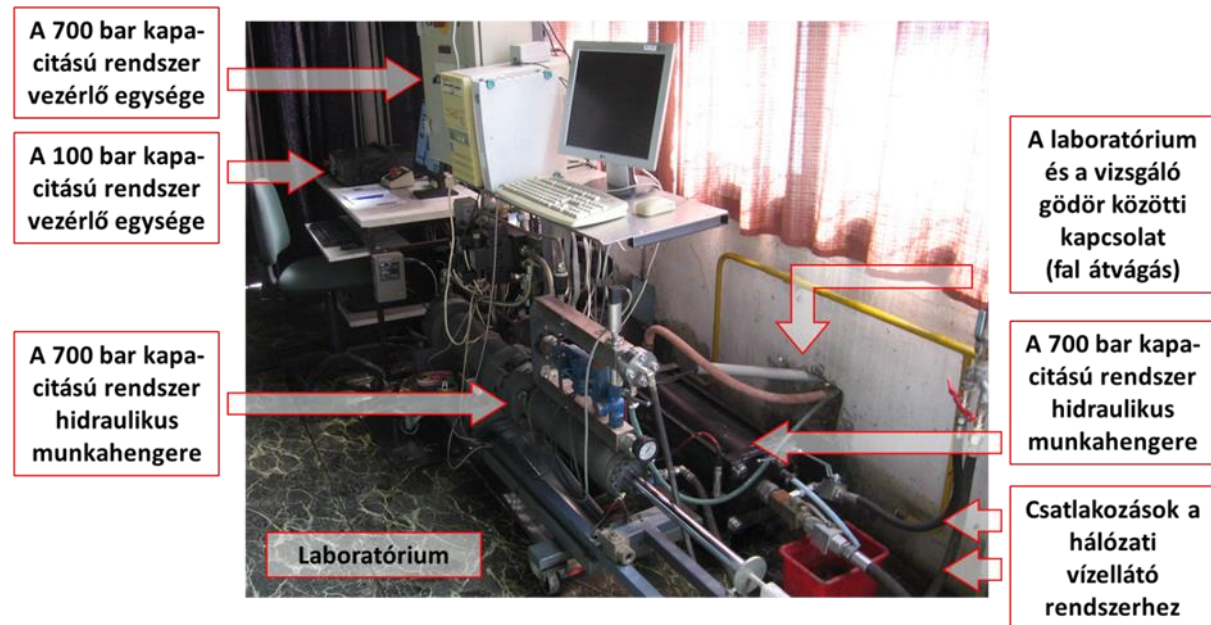
A két rendszer vezérlő egységeit és hidraulikus munkahengereit a 3. és a 4. ábrán láthatjuk, utóbbi ábra bemutatja a laboratórium és a vizsgáló gödör közötti kapcsolatot (fal átvágás) is.

A két nyomásfokozó rendszer bázisán fejlesztettünk ki az egyedülálló vizsgálati rendszert a csővezeték szakaszok komplex terhelésére. A vizsgálatokhoz ciklikus belső nyomás és arra szuperponált külső hajlító terhelés alkalmazható, három pontos hajlító (3PB) konfigurációban. Érdekes megjegyezni, hogy a rendszer négy pontos hajlító vizsgálatokhoz (4PB) is átalakítható, ilyenkor azonban a külső terhelés szuperpozíciójának a megvalósításához robusztusabb (támasztó és terhelő) elemekre

van szükség. A 3PB konfigurációban végzett vizsgálatok jelen sorozatában a vizsgált körvarratok a kísérleti csőszakasz közepén helyezkedtek el, amely egyúttal az alátámasztások közepét is jelentette.

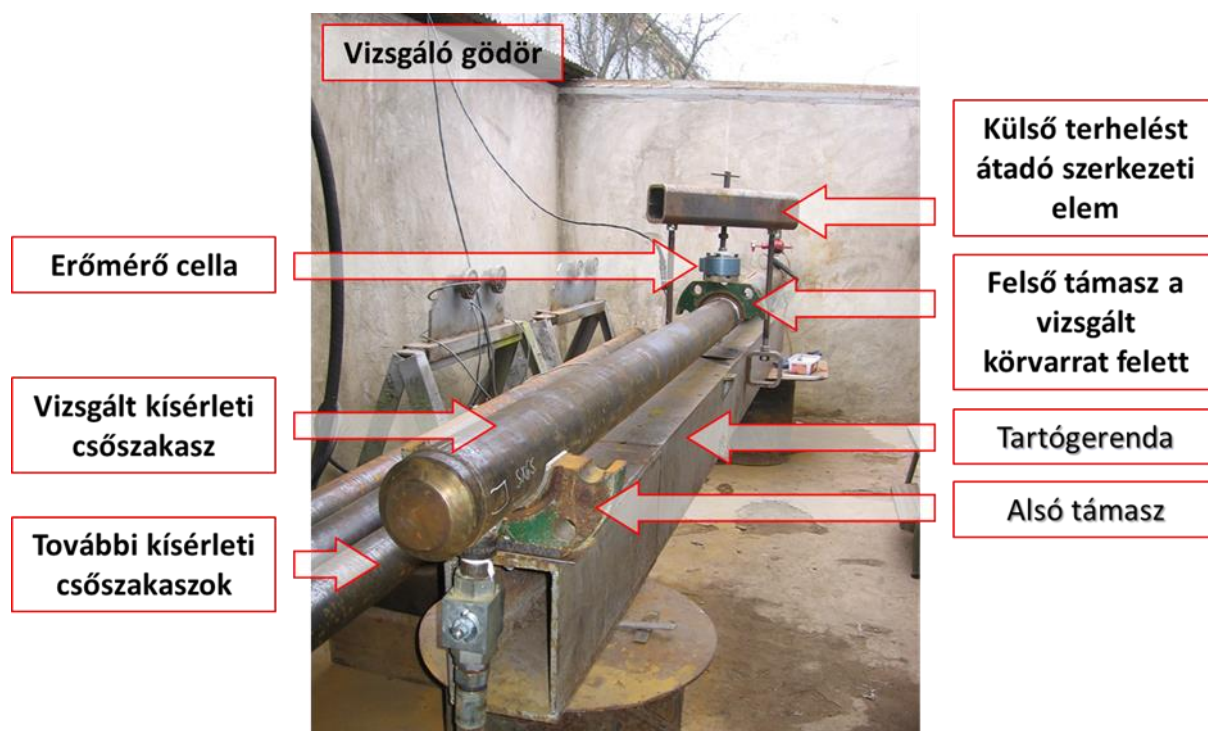


3. ábra. A laboratóriumi területen található vezérlő egységek és vezérlő számítógépek.

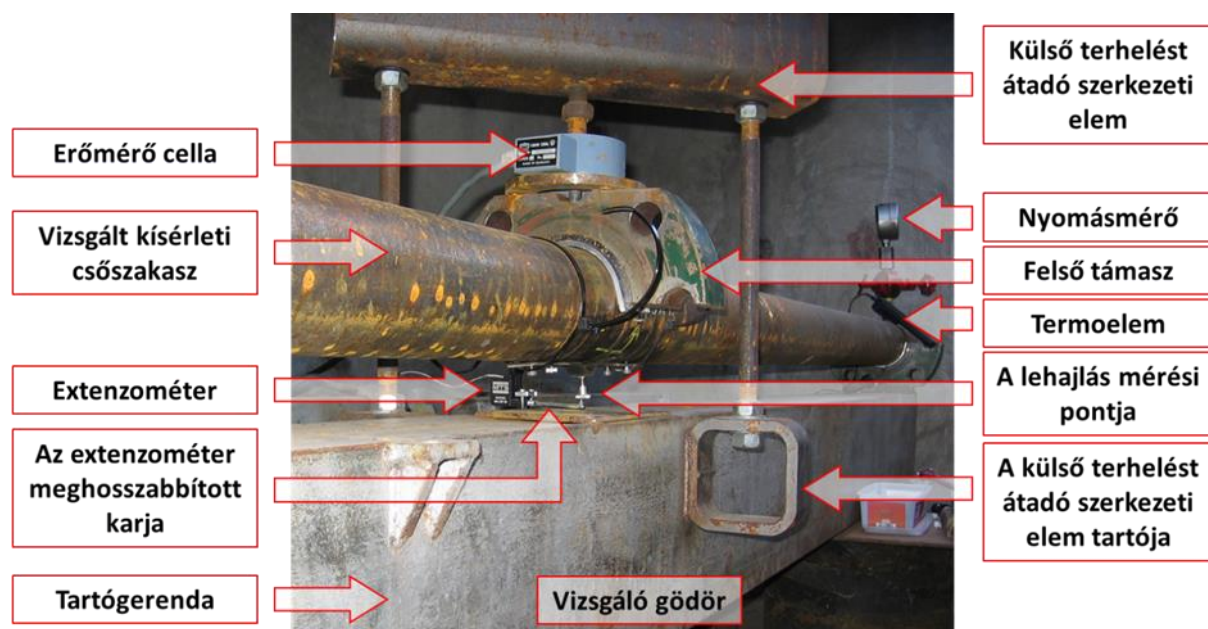


4. ábra. A laboratóriumi területen található vezérlő egységek, hidraulikus munkahengerek, valamint a laboratórium és a vizsgáló gödör közötti fal átvágás.

A kísérleti elrendezés, a vizsgáló gödör lényeges elemeinek a bemutatásával együtt, az 5. és a 6. ábrákon látható. A belső nyomásra szuperponált hajlítónyomatékot hitelesített erőmérő cellával lehet beállítani, és hitelesített, kiterjesztett karú extenzométerrel lehet ellenőrizni.

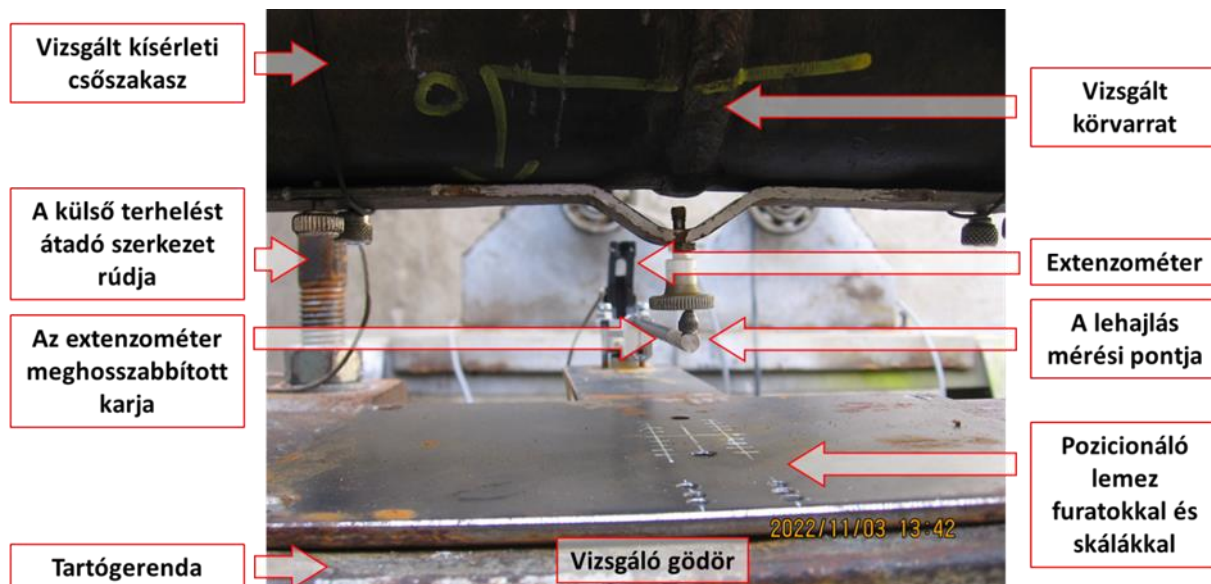


5. ábra. Egy kísérleti csőszakasz a vizsgáló gödörben, a komplex terhelés megvalósítását lehetővé tevő, a külső terhelést átadó szerkezeti elemmel.



6. ábra. A kísérleti csőszakasz középső része, három pontos hajlító (3PB) elrendezésben, az erőmérő cellával és a lehajlást mérő extenzométerrel.

A vizsgált hegesztési varratok pozicionálásához – és szükség esetén újra pozicionálásához –, egy skálákkal és fúrt lyukakkal ellátott pozicionáló lemez alkalmazható (lásd a 7. ábrát).



7. **ábra.** A kísérleti csőszakasz középső része a körvarrattal, a csőszakasz pozicionálását lehetővé tevő lemez és a lehajlás mérése.

Tekintettel a repeszési folyamat gyors és robbanásszerű végső szakaszára, valamint arra, hogy a tönkremenetel helye – legalább részben – esetleges, továbbá arra, hogy a tönkremenetel kockázatokat és veszélyeket is hordoz, a repesztővizsgálat folyamatát videokamerákkal követjük. A kísérleti csőszakasz méreteitől és a vizsgáló gödörben elfoglalt helyzetétől függően, erre a célra két, egyes esetekben három vízálló videokamerát használunk. A kamerákat a vizsgáló gödör szélein és/vagy alján, ritkábban a gödör fölött helyezzük el, a vizsgált csővezeték szakasz hossz tengelyével párhuzamosan, illetve arra merőlegesen, több irányból rögzítve ezzel a tönkremeneteli folyamatot. (A biztonság növelése érdekében, az adattárolás esetleges hibájának a kiküszöbölésére, az egyik videokamerával a nyomásfokozó rendszer digitális kijelzőjét is rögzítjük.)

2.2. A teljes méretű kísérleti csőszakaszok

A vizsgált csővezeték szakaszok P355NH jelű varratnélküli acélcsővekből [18] álltak, az egyes csővezeték szakaszok közepén elhelyezkedő vizsgálati körvarratokat ipari körülmények között, kézi ívhegesztéssel készítették. A cső alapanyag és az alkalmazott hegesztő hozaganyagok kémiai összetételét a 2. táblázat foglalja össze, előbbit szakértői minőségi bizonyítvány, utóbbit pedig gyártói katalógus adatok alapján.

A cső alapanyag legfontosabb mechanikai tulajdonságai a 3. táblázatban, a hegesztő hozaganyagoké pedig – kezelés nélküli, hegesztett állapotban – a 4. táblázatban található, ugyancsak szakértői minőségi bizonyítvány, illetve gyártói katalógus adatok alapján.

Összevetve az alapanyag és a hozaganyagok szilárdsági tulajdonságait, az elkészített hegesztett kötések *matching* kategóriába sorolhatók.

2. táblázat. A cső alapanyag és az alkalmazott hegesztő hozaganyagok kémiai összetétele [tömeg%]

Anyagminőség	C	Mn	Si	P	S	Cr	Mo
P355NH	0,18	1,24	0,22	0,016	0,009	0,08	0,02
Böhler FOX CEL (E 38 3 C 2 1)	0,12	0,14	0,5	N/A	N/A	N/A	N/A
Böhler FOX CEL Mo (E 42 3 Mo C 2 5)	0,1	0,14	0,4	N/A	N/A	N/A	0,5
Anyagminőség	Ni	Al	Cu	Ti	V	Nb	N
P355NH	0,06	0,027	0,19	0,001	0,004	0,000	0,090

3. táblázat. A cső alapanyag legfontosabb mechanikai tulajdonságai

R _{eH} [MPa]	R _m [MPa]	A ₆₅ [%]	Charpy-V ütőmunka -20 °C-on, KV [J]	
			egyedi értékek	átlag
406	536	28,4	150, 154, 160	155

4. táblázat. A hegesztő hozaganyagok legfontosabb mechanikai tulajdonságai

R _y [MPa]	R _m [MPa]	A [%]	Charpy-V ütőmunka az alábbi hőmérsékleteken, KV [J]				
			20 °C	0 °C	-20 °C	-30 °C	-40 °C
Böhler FOX CEL (E 38 3 C 2 1)							
450 (≥ 380)	550 (470-600)	26 (≥ 22)	100	90	70	55 (≥ 47)	N/A
Böhler FOX CEL Mo (E 42 3 Mo C 2 5)							
480 (> 420)	550 (500-640)	23 (> 20)	100	95	85	50 (> 47)	42

Az 5. táblázat bemutatja a vizsgált körvarratok elkészítéséhez alkalmazott hegesztéstechnológia főbb jellemzőit.

5. táblázat. A vizsgált körvarratok elkészítéséhez alkalmazott hegesztéstechnológia főbb jellemzői

Paraméter	Réteg		
	Első (gyök)	Második	Harmadik
Hegesztési helyzet	PH	PJ	PJ
Hozaganyag	Böhler FOX CEL	Böhler FOX CEL Mo	
Elektróda átmérő [mm]	3,2	3,2	3,2
Áramnem és áramerősség [A]	DC/EN 80-100	DC/EP 80-130	DC/EP 80-130
Feszültség [V]	21,8-22,2	22,2-22,8	22,0-22,6
Hegesztési sebesség [cm/min]	7-12	15-20	10-15

Összesen tizenkét csővezeték szakasz készült (FGSZ Földgázszállító Zrt.), ezek vizsgálatára került sor a 2.1 pontban bemutatott rendszer segítségével, különböző jellemzőkkel. A magyar földgázszállító rendszer üzemeltetési tapasztalatai rámutattak arra, hogy a nem megfelelő körvarratoknál több esetben összeolvadási hiányok, átolvadási hiányok és szélkiolvadások tapasztalhatók. További tapasztalatok azt is mutatták, hogy a harmadik féltől származó hosszirányú(hoz közeli) sérülések (karcok, hornyok) szintén gyakoriak, és jelentősen növelik a rendszer működési kockázatát, különösen a kör- vagy/és spirálvarratokkal való kölcsönhatások esetében. Ezek voltak a fő okai és indokai a mesterséges bemetszéseket, mint modellezett karcokat, illetve hornyokat tartalmazó körvarratok vizsgálatának.

A mesterséges bemetszések kézi köszörűvel készültek, és vagy a körvarrat hőhatásövezetében (HAZ), vagyis kerületi irányban, vagy a körvarraton keresztül, arra merőlegesen és szimmetrikusan, vagyis axiális irányban helyezkedtek el. A külső átolvadási hiányok és a szélkiolvadások modellezésére kerület irányú bemetszéseket, a körvarratokkal kölcsönhatásban lévő, harmadik féltől származó hosszirányú vagy közel hosszirányú sérülések modellezésére pedig hosszirányú bemetszéseket alkalmaztunk. Mivel a mesterséges bemetszéseket minden esetben ugyanaz a személy készítette, ugyanazzal a kézi köszörűvel (és tárcsával), azok maximális névleges szélessége 2 mm volt. A mesterséges bemetszések alakja a köszörű tárcsák alakját követte, és szélességük a csőfal vastagságának irányában, a felülettől befelé, kissé csökkent. A kétféle bemetszés kialakításra mutat egy-egy jellemző példát a 8. ábra.



8. ábra. Kerület irányú és axiális irányú mesterséges bemetszések a vizsgált körvarratokban.

2.3. A teljes méretű kísérleti csőszakaszok vizsgálatai

A teljes méretű csőszakaszok fárasztóvizsgálatai előtt, a vizsgálati varratokon radiográfiai (RT) vizsgálatokra került sor.

Egyetlen csőszakasz (az Y3 jelű) kivételével valamennyi csővezeték szakaszt 100 000 ciklusszámú fárasztó terhelésnek vetettük alá. A ciklikus belső nyomást a valós üzemi nyomáshoz igazítottuk, a megengedett legnagyobb üzemi nyomás (MAOP, 64 bar) 60%-a és 100%-a között változtatva.

A szuperponált hajlító terhelésből eredő axiális feszültség értékét a maximális belső nyomásból származó axiális feszültség (σ_a) kettő, négy, hat és nyolcszorosára választottuk.

A fárasztóvizsgálatok során 0,2 Hz-es vizsgálati frekvenciát alkalmaztunk, vizsgálati közegként mind a fárasztó-, mind a repesztővizsgálatok során vizet használtunk. A hosszú vizsgálati időszak alatt a környezeti hőmérséklet – mind az egyes csőszakaszok között, mind egy-egy csőszakaszon belül –, 15 °C és 30 °C között változott, tekintettel arra, hogy a vizsgáló gödör lefedhetően, de a szabadban található. A külső hőmérsékletnek ez a változása nem volt szignifikáns hatással a vizsgálatok elvégezhetőségére és elvégzésére, vagy a csővezeték szakaszok törési viselkedésének módjára. A 6. táblázat összefoglalja a teljes méretű csőszakaszokon elvégzett vizsgálatok főbb jellemzőit.

6. táblázat. A teljes méretű kísérleti csőszakaszokon elvégzett vizsgálatok főbb jellemzői

A kísérleti csőszakasz jele	Külső hajlító terhelés	A bemetszés jellemzői			
		elhelyezkedés	irány	névleges mélység	névleges hossz [mm]
Y3	N/A	N/A	N/A	N/A	N/A
Y1	N/A	N/A	N/A	N/A	N/A
Y2	N/A	N/A	N/A	N/A	N/A
Y4	$2 * \sigma_a$	N/A	N/A	N/A	N/A
Y5	$2 * \sigma_a$	N/A	N/A	N/A	N/A
Y6	$4 * \sigma_a$	N/A	N/A	N/A	N/A
Y7	$4 * \sigma_a$	körvarrat HAZ	kerület irányú	$0,37 * t$	29
Y8	$4 * \sigma_a$	körvarraton átmenő	axiális	$0,50 * t$	41
Y9	$4 * \sigma_a$	körvarrat HAZ	kerület irányú	$0,67 * t$	40
Y10	$6 * \sigma_a$	körvarrat HAZ	kerület irányú	$0,50 * t$	30
Y11	$6 * \sigma_a$	körvarraton átmenő	axiális	$0,67 * t$	40
Y12	$8 * \sigma_a$	körvarrat HAZ	kerület irányú	$0,50 * t$	40

A fásztási folyamat során, ahol a 100 bar-os terhelhetőségű rendszert használtuk, a belső nyomás és az alakváltozás (lehajlás) változását folyamatosan nyomon követtük; a vizsgálatok elvégzése után a vizsgálati varratokon újabb radiográfiai (RT) vizsgálatokra került sor.

A roncsolásmentes vizsgálatokat követően, 6 órán át, $1,5 * MAOP$ (95 bar) nyomáson, víz közeggel, szilárdsági nyomáspróbákat végeztünk.

Végezetül, a 700 bar maximális terhelhetőségű rendszerrel repesztővizsgálatokra került sor; a vizsgálatok során videokamerákkal rögzítettük a tönkremeneteli folyamatot, valamint másodpercenként regisztráltuk a belső nyomás értékeket.

3. A vizsgálatok eredményei

3.1. Fárasztóvizsgálatok

A teljes méretű kísérleti csőszakaszok fárasztóvizsgálatait követő, általunk elvégzett szemrevételezéses vizsgálatok (VT) eredményei azt mutatták, hogy minden csőszakasz (szemmel látható) károsodás nélkül elviselte a 100 000 fáradási ciklust. A körvarratok fárasztóvizsgálatok után elvégzett radiográfiai vizsgálatainak (RT) az eredményei nem mutattak különbségeket azok fárasztóvizsgálatok előtti állapotához képest.

3.2. Szilárdsági nyomáspróba

A szilárdsági nyomáspróbák adatait a 7. táblázat foglalja össze.

A nyomáspróbák ideje alatt a hőmérséklet – a környezeti hőmérséklet változása miatt – kismértékben változott, amelyet a nyomás értéke ugyancsak kismértékű változással követett. A változások egyik esetben sem tekinthetők érdeminek. Végeredményben tehát, a 6 órás szilárdsági nyomáspróbát mind a tizenkét vizsgált csőszakasz a belső nyomás szignifikáns csökkenése nélkül viselte el. Az utolsó megállapítás azt jelenti, hogy a szilárdsági nyomáspróba szakasz sem okozott szignifikáns változásokat a csőszakaszok és a vizsgálati körvarratok minőségében.

7. táblázat. A vizsgálati csőszakaszokon elvégzett szilárdsági nyomáspróbák adatai

A kísérleti csőszakasz jele	A nyomáspróba időpontja	Átlagos hőmérséklet [°C]	Átlagos nyomás [bar]
Y3	N/A	N/A	N/A
Y1	2022. augusztus 31.	23,0	97,5
Y2	2022. augusztus 31.	23,0	97,5
Y4	2022. október 11.	16,5	98,0
Y5	2022. október 07.	13,7	97,5
Y6	2022. november 28.	8,0	97,0
Y7	2022. november 11.	13,5	95,0
Y8	2022. november 10.	14,5	95,5
Y9	2022. december 01.	7,5	96,0
Y10	2022. november 30.	8,5	96,0
Y11	2023. november 09.	9,2	95,5
Y12	2023. november 08.	10,5	95,5

3.3. Repesztővizsgálatok

A repesztési nyomás eredmények értékeléséhez és összehasonlításához egy dimenzió nélküli biztonsági tényezőt (n_R) használtunk, amelyet a következőképpen értelmeztünk:

$$n_R = \frac{\text{Tönkrementeli nyomás}}{\text{Maximálisan megengedett üzemi nyomás}} \quad (1)$$

A 8. táblázat összefoglalja a repesztővizsgálatok jellegzetességeit, a repesztési nyomás és az (1) összefüggéssel számított biztonsági tényező értékekkel együtt.

8. táblázat. A repesztővizsgálatok jellegzetességei: a tönkrementeli nyomások és helyek, valamint a számított biztonsági tényezők értékei

A kísérleti csőszakasz jele	Tönkrementeli nyomás [bar]	A tönkrementel helye	Biztonsági tényező, n_R [–]
Y3	446	csőpalást	6,97
Y1	447	csőpalást	6,98
Y2	447	csőpalást	6,98
Y4	473	csőpalást	7,39
Y5	446	csőpalást	6,97
Y6	462	csőpalást	7,22
Y7	457	csőpalást	7,14
Y8	348	körvarraton átmenő axiális bemetszés	5,44
Y9	461	csőpalást	7,20
Y10	467	csőpalást	7,30
Y11	152	körvarraton átmenő axiális bemetszés	2,38
Y12	250	kerület irányú bemetszés	3,91

A 9-11. ábrák mindhárom tönkrementeli hely – csőpalást, körvarraton átmenő axiális bemetszés és kerület irányú bemetszés – esetére mutatnak egy-egy példát.



9. ábra. Az Y5 jelű kísérleti csőszakasz tönkremenetelének pillanata a repesztővizsgálat során – a tönkremenetel helye: csőpalást.



10. ábra. Az Y8 jelű kísérleti csőszakasz tönkremenetelének pillanata a repesztővizsgálat során – a tönkremenetel helye: körvarraton átmenő axiális bemetszés.



11. ábra. Az Y12 jelű kísérleti csőszakasz tönkremenetelének pillanata a repesztővizsgálat során – a tönkremenetel helye: kerület irányú bemetszés.

4. A biztonsági tényező újraértékelése

Az (1) összefüggéssel értelmezett és a 8. táblázatban bemutatott n_R biztonsági tényezők értékei – abszolút értelemben – nagy tartalékokat mutatnak, különösen igaz ez a palást felületükön felszakadt kísérleti csőszakaszokra ($n_R = 6,97 - 7,30$). A bemetszésekben károsodott csőszakaszok esetében a – relatív értelemben – kisebb biztonsági tényezők (3,91, illetve 5,44 és 2,38) már egyértelműen visszatükrözik a bemetszések – azokon keresztül pedig a modellezett eltérések, illetve hibák – kedvezőtlen hatását és veszélyességét.

Annak érdekében, hogy a „túlméretezés” hatása kiszűrhető legyen az eredményekből, az [5] szabvány 7.2.1 pontja szerinti, az egyenes cső szilárdsági méretezésére vonatkozó számítási módszer alapján, a következők szerint jártunk el.

A minimális falvastagság (s_{min}) értéke az

$$s_{min} = \frac{D_k p}{2 f_0 R_{t0,5}(\theta)} \quad (2)$$

összefüggéssel határozható meg, amelyben D_k a cső külső átmérője, p a belső nyomás, f_0 a tervezési tényező, $R_{t0,5}(\theta)$ pedig a meghatározott minimális folyáshatár (SMYS) a tervezési hőmérsékleten. Tekintettel arra, hogy a tervezési hőmérséklet nem haladja meg a 60 °C értéket, $R_{t0,5}(\theta)$ megegyezik $R_{t0,5}$ értékével, vagyis SMYS környezeti hőmérsékletre érvényes értékével ($R_{t0,5} = 355$ MPa). A tervezési tényező maximális értéke föld alatti csővezetékek esetében $f_0 = 0,72$. Feltételezve, hogy a minimális falvastagságnak a falvastagság negatív tűrését is figyelembe vevő értéke $s_{min} = 5,6$ mm, és az $f_0 = 0,72$ tervezési tényező mellett az $f_0 = 0,5$ értékkel is meghatározva a nyomás (p) értékét,

$p_{0,5} = 154,5$ MPa és $p_{0,72} = 222,5$ MPa értékek adódnak. Felhasználva ezeket a nyomás értékeket, az újraértékelt biztonsági tényezők az

$$n_{R0,5} = \frac{\text{Tönkremeneteli nyomás}}{p_{0,5}} \quad (3a)$$

illetve az

$$n_{R0,72} = \frac{\text{Tönkremeneteli nyomás}}{p_{0,72}} \quad (3b)$$

összefüggésekkel határozhatók meg. Az újraértékelt biztonsági tényezőket ($n_{R0,5}$ és $n_{R0,72}$), a kísérleti csőszakaszok releváns jellegzetességeivel és az (1) összefüggéssel meghatározott „egyszerű” biztonsági tényezőkkel (n_R) együtt, a 9. táblázat foglalja össze.

9. táblázat. A kísérleti csőszakaszok legfontosabb jellegzetességei és a biztonsági tényezők értékei

A kísérleti csőszakasz jele	Tönkremeneteli nyomás [bar]	A tönkremenetel helye	Biztonsági tényező, n_R [–]	Újraértékelt biztonsági tényező, adott tervezési tényező esetén	
				$n_{R0,5}$ [–]	$n_{R0,72}$ [–]
				$f_0 = 0,5$	$f_0 = 0,72$
Y3	446	csőpalást	6,97	2,9	2,0
Y1	447	csőpalást	6,98	2,9	2,0
Y2	447	csőpalást	6,98	2,9	2,0
Y4	473	csőpalást	7,39	3,1	2,1
Y5	446	csőpalást	6,97	2,9	2,0
Y6	462	csőpalást	7,22	3,0	2,1
Y7	457	csőpalást	7,14	3,0	2,1
Y8	348	körvarraton átmenő axiális bemetszés	5,44	2,3	1,6
Y9	461	csőpalást	7,20	3,0	2,1
Y10	467	csőpalást	7,30	3,0	2,1
Y11	152	körvarraton átmenő axiális bemetszés	2,38	1,0	0,7
Y12	250	kerület irányú bemetszés	3,91	1,6	1,1

5. Összefoglalás

Az elvégzett vizsgálatokra alapozott számítások alapján az alábbi következtetések fogalmazhatók meg.

- Mind a teljes méretű csővezeték szakaszokon elvégzett fárasztó- és repesztővizsgálatok, mind a meghatározott és számított biztonsági tényező értékek megerősítették a megfelelő minőségben elkészített és elfogadható többlet terheléssel üzemelő körvarratok nagy teherbíró képességét.

- = A nagy teherbíró képesség mind a ciklikus, mind az – esetünkben vizsgált – összetett terhelésre (ciklikus belső nyomás és arra szuperponált külső hajlító terhelés) kiterjed.
- = Az állítás az „egyszerű” biztonsági tényező (n_R) esetében („túlméretezés”) és az újraszámolt biztonsági tényezők ($n_{R0,5}$ és $n_{R0,72}$) esetében egyaránt érvényes.
- Az újraszámolt biztonsági tényezők ($n_{R0,5}$ és $n_{R0,72}$) egyúttal, egyértelműen és igen markánsan rámutatnak arra, hogy a nem megfelelő minőségű (értsd: hibákat tartalmazó) vagy a károsodott (értsd: harmadik fél okozta károsodás) körvarratok, különösen komplex terhelések (értsd: többlet feszültség) esetén jelentős többlet kockázatot jelentenek. A vizsgált esetek között voltak olyanok, ahol az újraszámolt biztonsági tényező értékei megközelítették, vagy el sem érték az 1,0 értéket.
- Mindezek alapján meg lehet és meg kell állapítani, hogy a magyarországi gázszállító rendszerben korábban bekövetkezett, részben vagy egészben körvarratokhoz köthető káresetek oka a körvarratok nem megfelelő minőségére és/vagy jelentősebb külső többlet terhelésére vezethetők vissza, amelyek nagyszámú – a nagyciklusú fáradás tartományába eső – nyomás ingadozással is párosultak.

Irodalom

- [1] „Nord Stream pipelines sabotage” [Online.] Available: https://en.wikipedia.org/wiki/Nord_Stream_pipelines_sabotage.
- [2] *Pipeline transportation systems for liquids and slurries*, ASME B31.4, 2022.
- [3] *Gas transmission and distribution piping systems*, ASME B31.8, 2022.
- [4] *Design, construction, operation, and maintenance of offshore hydrocarbon pipelines (Limit State Design)*, API Recommended Practice 1111, 2015.
- [5] *Gas supply systems – Pipelines for maximum operating pressure over 16 bar – Functional requirements*, EN 1594, 2009.
- [6] SZTFH rendelet a szénhidrogén szállítóvezetékek biztonsági követelményeiről és a Szénhidrogén Szállítóvezetékek Biztonsági Szabályzatáról, SZTFH 26/2022. (I. 31.), Szabályozott Tevékenységek Felügyeleti Hatósága, Budapest, Magyarország, 2022.
- [7] *Manual for Determining the Remaining Strength of Corroded Pipelines*, ASME B31G, 2023.
- [8] N. Gallon, S. Hopkin, and T. Martin, "EPRG hydrogen pipelines integrity management and repurposing guideline – White paper,” European Pipeline Research Group e.V., Duisburg, Germany, 2023. [Online.] Available: https://www.eprg.net/fileadmin/EPRG_Dokumente/EPRG_Hydrogen_Pipelines_Integrity_Management_and_Repurposing_Guideline.pdf.
- [9] *Hydrogen piping and pipelines*, ASME B31.12, 2023.
- [10] A. Y. Dakhel, M. Gáspár, Zs. Koncsik, and J. Lukács, „Fatigue and burst tests of full-scale girth welded pipeline sections for safe operations,” *Weld. World*, vol. 67, pp. 1193–1208, 2023, doi: 10.1007/s40194-023-01501-x.
- [11] R. J. Eiber and D. J. Jones, „An analysis of reportable incidents for natural gas transmission and gathering lines, June 1984 through 1990,” Battelle, Columbus, OH, USA, Rep. NG-18/200, 1992.
- [12] P. Chován and J. Lukács, „Csővezetékintegritás-irányítási rendszer – válasz a földgázszállító rendszer üzemeltetésével kapcsolatos kihívásokra,” *Scientia et Securitas*, vol. 4, no. 3, pp. 192–202, 2023. doi: 10.1556/112.2023.00197.
- [13] *Welding of pipelines and related facilities*, API Standard 1104, 2021.
- [14] *EPRG guidelines on the assessment of defects in transmission pipeline girth welds – Revision 2014*, European Pipeline Research Group e.V., Duisburg, Germany, 2014. [Online.] Available:

- https://www.eprg.net/fileadmin/EPRG_public/eprg-docs/guidelines/EPRG_Weld_Defect_guide_lines.pdf.
- [15] A. Y. Dakhel and J. Lukács, „Full Scale Tests on Pipeline Sections with Girth Welds under Complex Loading Conditions,” in *Kutatási eredmények a Miskolci Egyetem Gépészmérnöki és Informatikai Karának Anyagszerkezet-tani és Anyagtechnológiai Intézetében*, Zs. Koncsik and J. Lukács, Eds. Miskolc, Magyarország: Miskolci Egyetem, Gépészmérnöki és Informatikai Kar, Anyagszerkezet-tani és Anyagtechnológiai Intézet, 2023, pp. 169–184.
- [16] A. Y. Dakhel, „Integrity of Transporting Pipeline Girth Welds Based on Full-scale Tests under Complex Loading Conditions,” Ph.D. dissertation, Anyagszerkezet-tani és Anyagtechnológiai Intézet. Miskolci Egyetem, Miskolc, Magyarország, 2025.
- [17] I. Török, Gy. Nagy, and J. Lukács, „Szénhidrogénszállító csőtávvezeték-szakaszok roncsolásos vizsgálatának tapasztalatai,” *Anyagok Világa*, vol. 3, no. 1, Sept 2002. [Online.] Available: http://anyagokvilaga.hu/tartalom/2002/szept/torok_nagy_lukacs.htm.
- [18] *Seamless steel tubes for pressure purposes – Technical delivery conditions – Alloy fine grain steel tubes*, EN 10216-3, 2013.

A FÁRADÁSOS REPEDÉSTERJEDÉS LEÍRÁSA HIDROGÉN TARTALMÚ KÖZEGET SZÁLLÍTÓ ACÉL CSŐTÁVVEZETÉKEKBEN

Kovács Judit

Adjunktus, Miskolci Egyetem, Anyagszerkeztani és Anyagtechnológiai Intézet,
Szerkeztintegritási Intézeti Tanszék
3515 Miskolc, Miskolc-Egyetemváros, e-mail: judit.kovacs@uni-miskolc.hu

Lukács János

Egyetemi tanár, Miskolci Egyetem, Anyagszerkeztani és Anyagtechnológiai Intézet,
Szerkeztintegritási Intézeti Tanszék
3515 Miskolc, Miskolc-Egyetemváros, e-mail: janos.lukacs@uni-miskolc.hu

Absztrakt

A szénhidrogén-szállító csővezetékekben a hosszú üzemidő alatt bekövetkező nyomásváltozások miatt gyakran keletkeznek fáradásos repedések. Ezek a repedések terjedhetnek, elérhetik a kritikus értéket, amely károsodást és katasztrofális meghibásodást okozhat. A repedések ritkábban a cső alapanyagában, gyakrabban a körvarratokban fordulnak elő. A hidrogén jelenléte – a földgázba keverve, vagy a földgázvezetékek tiszta hidrogén szállítására való felhasználásakor – növeli a repedés kockázatát. A fáradásos repedések terjedési viselkedését több összefüggés is leírja, ezek közül a leggyakrabban használt a Paris-Erdogan egyenlet. Három különböző tulajdonságú acél fáradásos repedésterjedési adatainak a felhasználásával kimutatható, hogy a Paris-Erdogan egyenlet hidrogén közegben nem alkalmazható minden esetben. A legalkalmasabb egyenletek a különböző forrásokban javasoltak közül kiválaszthatók és igazolható, hogy egyes esetekben eltérő típusok alkalmazása szükséges.

Kulcsszavak: csőátvezeték, X52, X65 és X100 acél, fáradásos repedésterjedés, Paris-Erdogan összefüggés, határgörbe, tervezési görbe

Abstract

Fatigue cracks often occur in hydrocarbon transporting pipelines due to pressure changes during their long time operation period. These cracks can propagate and reach their critical values, causing damage and catastrophic failure. The cracks occur less often in the pipe material and more often in the girth welds that join the pipe sections. The presence of hydrogen - whether blended into natural gas or when using natural gas pipelines to transport pure hydrogen - increases the risk of cracking. Several relationships are known to describe fatigue crack propagation behaviour; the most commonly used being the Paris-Erdogan law. Using fatigue crack growth test data from three steels with different characteristics in air and hydrogen media, it is shown that the Paris-Erdogan relationship is not applicable in all cases in hydrogen media. The most appropriate types of equations are selected from those proposed in the different sources and it is demonstrated that application of different types is required for different cases.

Keywords: transporting pipeline, X52, X65, and X100 steels, fatigue crack growth, Paris-Erdogan law, threshold curve, design curve

1. Bevezetés

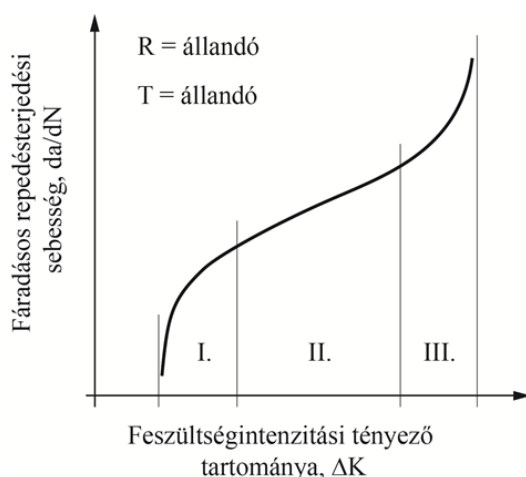
Számos olyan, acélból készült szerkezet üzemel, amelyek terhelése ismétlődő jellegű. Az ilyen szerkezetek méretezése és/vagy ellenőrzése során, a statikus terhelések mellett, az ismétlődő terheléseket is figyelembe kell venni, amelyhez megbízható anyagi mérőszámokra van szükség. Ezek az anyagi mérőszámok lehetnek vagy határgörbék (alsó vagy felső határgörbék), vagy valamilyen logika alapján felépített tervezési görbék. A nagyciklusú fáradás esetén alsó határgörbét alkalmazhatunk (például [1], [2]), a fáradásos repedésterjedés esetén pedig felső határgörbét (például [3]). Mind a határgörbék, mind a tervezési görbék egyrészt kísérleti eredményeken, másrészt statisztikai megközelítések alapján alakulnak. A határgörbék tartozhatnak „ $Mean - 2SD$ ” vagy „ $Mean + 2SD$ ” értékekhez, illetve valamilyen túlélési valószínűséghez, a tervezési görbék esetében pedig a görbék paraméterei hordozzák a valószínűségi tartalmat. A hegesztett kötések minden esetben külön figyelmet érdemelnek, a hegesztés okozta anyagszerkezeti változások és maradó feszültségek nem hagyhatók figyelmen kívül.

A hidrogén szerepe napjainkban felértékelődött, a különböző szerkezeti anyagokra gyakorolt hatásaival (például elrúgódás) számos publikáció (például [4], [5]) foglalkozik. A hidrogén felhasználási helyekre való eljuttatásában fontos szerepet kapnak a csőtávvezeték, akár a jelenlegi földgázszállító rendszerek (*blending, retrofitting*), akár új építésű rendszerek formájában [6], [7]. A nagy nyomású csőtávvezeték rendszerek alapanyaga ötvöztelen vagy alacsonyán ötvözött acél, a jelenlegi földgázszállító rendszerek pedig akár több évtizede is üzemelhetnek. A hosszú üzemeltetési idő alatt a csővezetékben és azok hegesztett kötéseiben keletkezhetnek mikrorepedések, amelyek a megjelenő hidrogén jelenlétében és a fellépő ismétlődő igénybevételek (például belső nyomás változása) „aktivizálódhatnak”, kedvezőtlen hatást gyakorolva a csővezeték integritására.

Jelen cikkben bemutatjuk a fáradásos repedésterjedésre érvényes határgörbék és tervezési görbék származtatási lehetőségeit, csőtávvezetési acélok esetén, hidrogén közeg jelenlétében. Rámutatunk arra, hogy a különböző szilárdságú acélok és hegesztett kötések esetében eltérő módszertan alkalmazására lehet szükség.

2. Határgörbék és tervezési görbék fáradásos repedésterjedésre

A fáradásos repedésterjedés kinetikai diagramját az 1. ábra szemlélteti [8].

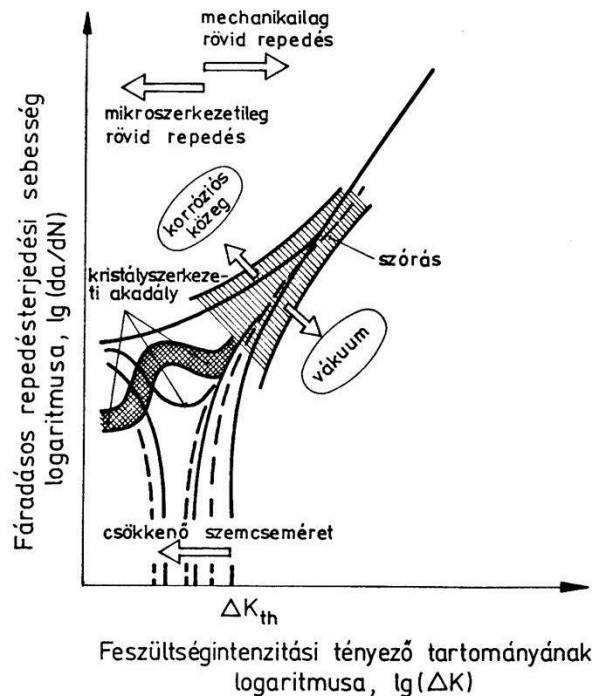


A repedésterjedés három jellegzetes tartománya

- I. A repedés lassú terjedése
Bal oldali érintő: a feszültségintenzitási tényező tartományának küszöbértéke (ΔK_{th})
- II. A repedés stabil növekedése
- III. A repedés rohamosan gyorsuló terjedése
Jobb oldali érintő: a feszültségintenzitási tényező tartományának kritikus értéke vagy ciklikus törési szívósság (ΔK_{fc})

1. ábra. A fáradásos repedésterjedés kinetikai diagramja [8].

A I. tartományban a feszültségintenzitási tényező tartományának küszöbértékét (ΔK_{th}) nagymértékben meghatározza a terhelés aszimmetria tényezője (R), a mikroszerkezet, a közeg és a terhelési frekvencia (f). Ezek mellett kisebb a hatása az anyagvastagságnak, az orientációnak, a terhelés történetének a nem terjedő repedés eléréséig, továbbá a ΔK_{th} érték meghatározásakor alkalmazott kritériumnak [8], [9]. A 2. ábra bemutatja a I. tartományban jellemző rövid repedések viselkedésének a jellegzetességeit [10].



2. ábra. A rövid repedések viselkedésének a jellegzetességei [10].

A fáradásos repedésterjedés II. tartományára számottevő hatása van a terhelési frekvenciának, szoros kapcsolatban a terhelési ciklus alakjával, és a közegnek. Kisebb a hatása a terhelés aszimmetria tényezőnek, a mikroszerkezetnek és az anyagvastagságnak. Az orientáció megítélése ellentmondásos, míg a próbatest elkészítésének módja statisztikusan nem befolyásolja a repedésterjedést [8], [9].

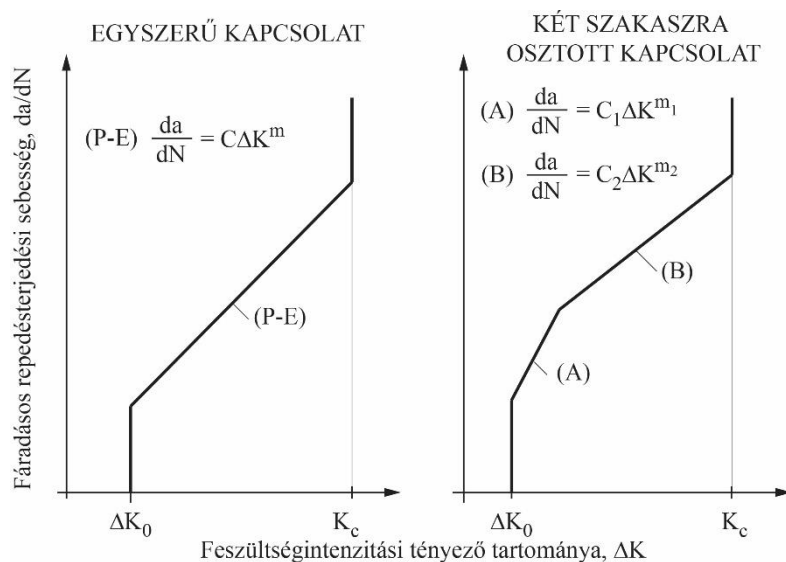
A fáradásos repedésterjedés III. tartományával, a ciklikus törési szívóssággal (ΔK_{fc}), lényegesen kevesebbet foglalkoztak és foglalkoznak, mint a ΔK_{th} értékével, vagy a középső szakasszal. Ennek oka elsősorban az, hogy a mérnöki gyakorlat számára ez a tartomány csekély jelentőségű. A ΔK_{fc} értékét nagymértékben befolyásolja a terhelés aszimmetria tényezője, a mikroszerkezet és az anyagvastagság, ugyanakkor kisebb a közeg hatása [8], [9].

A fáradásos repedésterjedés, pontosabban az 1. ábrán látható görbe középső tartományának (II.) leírására legrégebben és legáltalánosabban a Paris-Erdogan összefüggést [11] alkalmazzák:

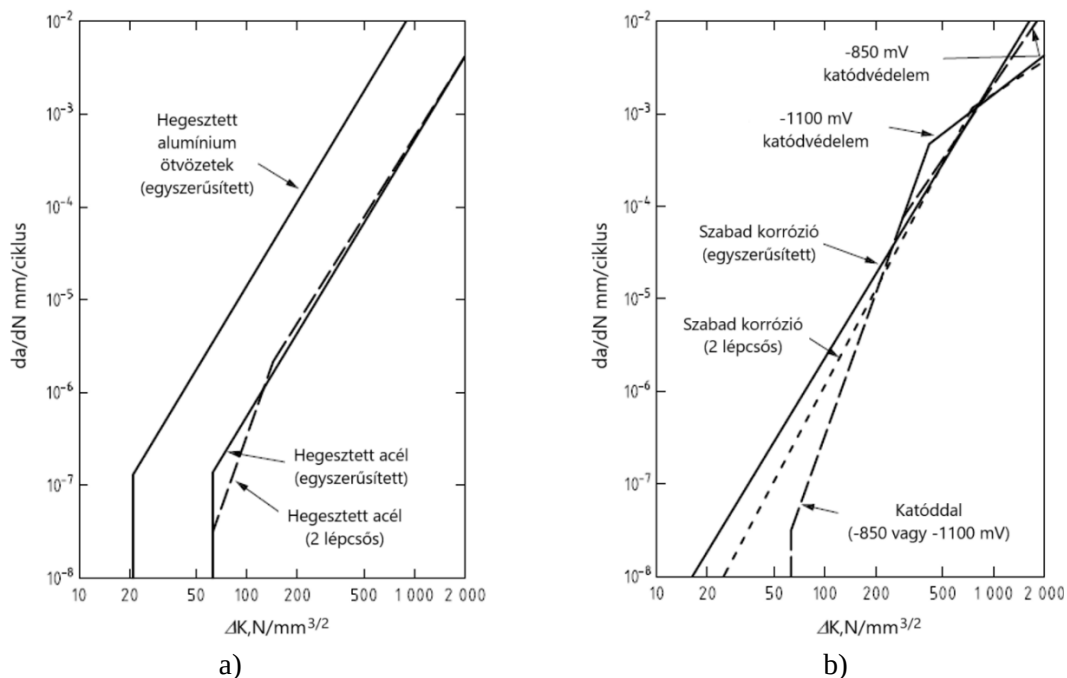
$$\frac{da}{dN} = C \Delta K^n, \quad (1)$$

ahol da/dN a fáradásos repedésterjedési sebesség, ΔK a feszültségintenzitási tényező tartománya, C és n pedig anyagi állandók. Ebből kiindulva számos további összefüggés született (Walker, kettős lineáris

(two-stage), módosított Forman, NASGRO, Collipriest stb.), amelyek mindegyike a kinetikai diagram minél teljesebb és minél pontosabb leírását célozta. A kettős lineáris összefüggést a [3] szabvány is tartalmazza, mind sematikus, mind különböző anyagminőségekre érvényes változatokban (3. és 4. ábrák), a „Mean” görbékől származtatott „Mean + 2SD” görbék paramétereivel együtt.

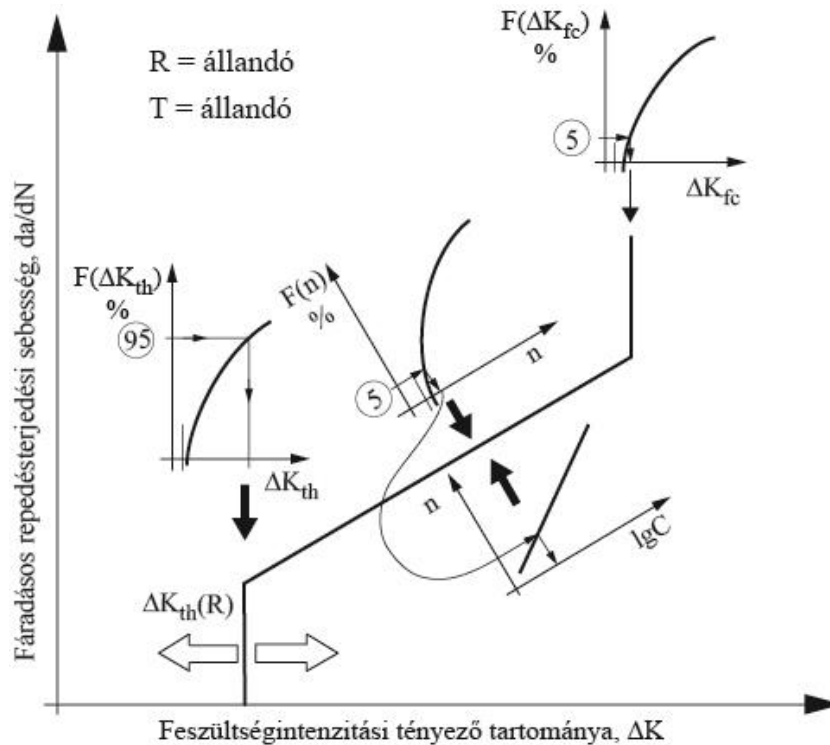


3. ábra. A szimpla és a kettős lineáris (two stage) repedésterjedési összefüggések [3].



4. ábra. Határgörbék fáradásos repedésterjedésre: a) acélok és alumíniumötvözetek levegő és nem agresszív közegekben; b) hegesztett acélok, beleértve az ausztenites acélokat tengeri környezetben [3].

Az 5. ábra egy lehetőséget mutat be a fáradásos repedésterjedésre érvényes tervezési görbék származtatására, az (1) összefüggésre és a 3. ábrán látható egyszerű kapcsolatra építve [8], [10].



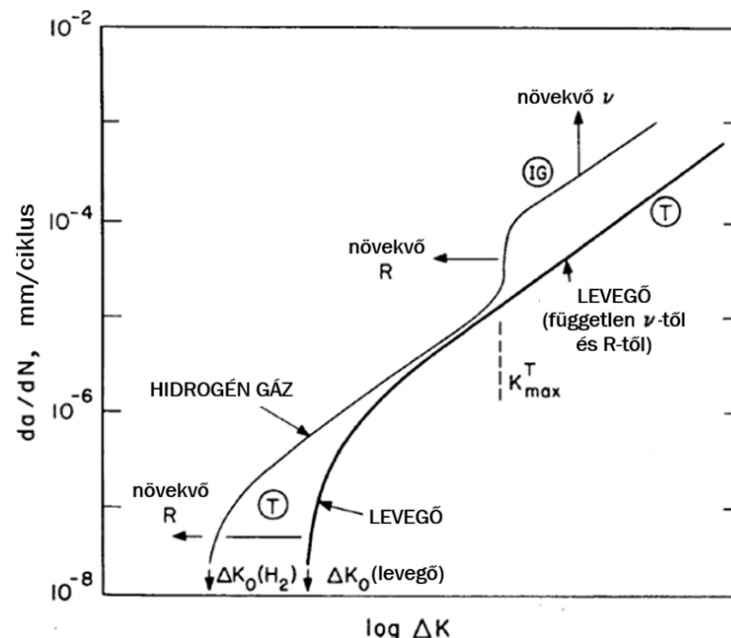
5. ábra. A fáradásos repedésterjedésre érvényes tervezési görbék származtatásának egy lehetősége.

Mivel az anyagi paraméterek jelentős hatással vannak az (üzemeltetési) élettartamra és az élettartam becslésre, a tervezési görbék jellemző értékei ezekre a hatásokra való tekintettel kerültek megválasztásra. Az egyes paraméterek eloszlását három paraméteres Weibull-eloszlás írja le. A feszültségintenzitási tényező tartományának küszöbértéke (ΔK_{th}) az az érték, amely a 95%-os, a Paris-Erdogan összefüggés kitevője (n) az az érték, amely az 5%-os, a ciklikus törési szívósság (ΔK_{fc}) pedig az az érték, amely szintén az 5%-os valószínűségéhez tartozik, mindhárom esetben vonatkozó Weibull-eloszlásfüggvénynek megfelelően. A Paris-Erdogan összefüggés-állandója (C) az anyagcsoporttól (például acélok, alumíniumötvözetek) függő, a C és az n értékek közötti korreláció alapján számítható ki. A módszer alkalmazhatóságát acélok és hegesztett kötések, valamint alumínium-ötvözetek és hegesztett kötések esetében a [12] és a [13] publikációk bizonyítják.

A fáradásos repedésterjedés tervezési görbéi hasonló megközelítéssel levezethetők az (1) összefüggésnek megfelelő és a 3. ábrán bemutatott kettős lineáris (két szakaszra osztott) kapcsolat alapján [14]. Ebben az esetben a ΔK_{th} és a ΔK_{fc} értékek meghatározása ugyanazt a módszert követi, mint az 5. ábra kapcsán ismertetett. A Paris-Erdogan összefüggés kitevői (m_1 és m_2) azok az értékek, amelyek a vonatkozó Weibull-eloszlásfüggvények 95%-os, illetve 5%-os valószínűségéhez tartoznak. A Paris-Erdogan összefüggés állandói (C_1 és C_2 az (1) egyenlet szerint, illetve a 2. ábrán) a két szakaszban (első és második) külön-külön, az anyag típusától függő korrelációk alapján számíthatók

ki. A módszer acélokra és azok hegesztett kötéseire való alkalmazhatóságát a [14] publikáció mutatja be.

Suresh és Ritchie [15] több nyomástartó edény és csővezeték acélját tanulmányozta nedves levegőben és hidrogén közegben. A környezeti hatások által befolyásolt fáradásos repedésterjedés különböző jellemzőinek az összefoglalását a küszöbértékhez közeli és a közepes repedésnövekedési sebességek esetén (1. ábra, I. és II. tartományok) a 6. ábra szemlélteti. A küszöbértékhez közeli tartományban (I.), kis terhelés aszimmetria tényezőjű (R) ciklikus terhelés mellett, a feszültségintenzitási tényező tartományának küszöbértéke (itt ΔK_0 -al jelölve) hidrogén közegben ($\Delta K_0(\text{H}_2)$) kisebb, mint levegőben ($\Delta K_0(\text{air})$); azonban nagyobb terhelés aszimmetria tényezők esetén a fáradásos repedésterjedési sebesség görbék hidrogénben és levegőben megegyeznek. Közepes feszültségintenzitási tényező tartomány értékek esetén (II.) található egy kritikus maximális feszültségintenzitási tényező (K_{max}^T), amely jellemzi a hidrogén gyorsító hatásának a kezdetét a fáradásos repedésterjedési sebességre.



6. ábra. A száraz gázhalmazállapotú hidrogén hatásának jelleghelyes ábrázolása az alacsonyabb szilárdságú acélok fáradásos repedésterjedésére (R = terhelés aszimmetria tényező, ν = terhelési frekvencia, T = túlnyomórészt transzkristallin törés, IG = túlnyomórészt interkristallin törés) [15].

Meg kell jegyezni, hogy a cikk [15] 1982-ben jelent meg, annak alapját értelemszerűen az akkor használatos anyagminőségek képezték.

A 6. ábrán látható jelleghelyes összefoglalást tekintve megállapítható, hogy egyetlen (zárt formájú) összefüggés nem képes leírni a hidrogén tartalmú környezetben kialakuló fáradásos repedések terjedését, különösen nem a teljes feszültségintenzitási tényező intervallumban. A küszöbértékhez közeli tartományban (I.) más típusú összefüggés alkalmazható mint a repedésnövekedés későbbi fázisaiban (II. és III. tartományok). Valószínű továbbá, hogy a terhelés aszimmetria tényező és/vagy a frekvencia beépítése az egyenletekbe tovább bonyolítja azok formáját, csökkentve egyúttal azok alkalmazási tartományát. Ugyanez vonatkozik – természetesen – a hegesztett kötésekre is.

3. Fáradásos repedésterjedési sebesség vizsgálatok

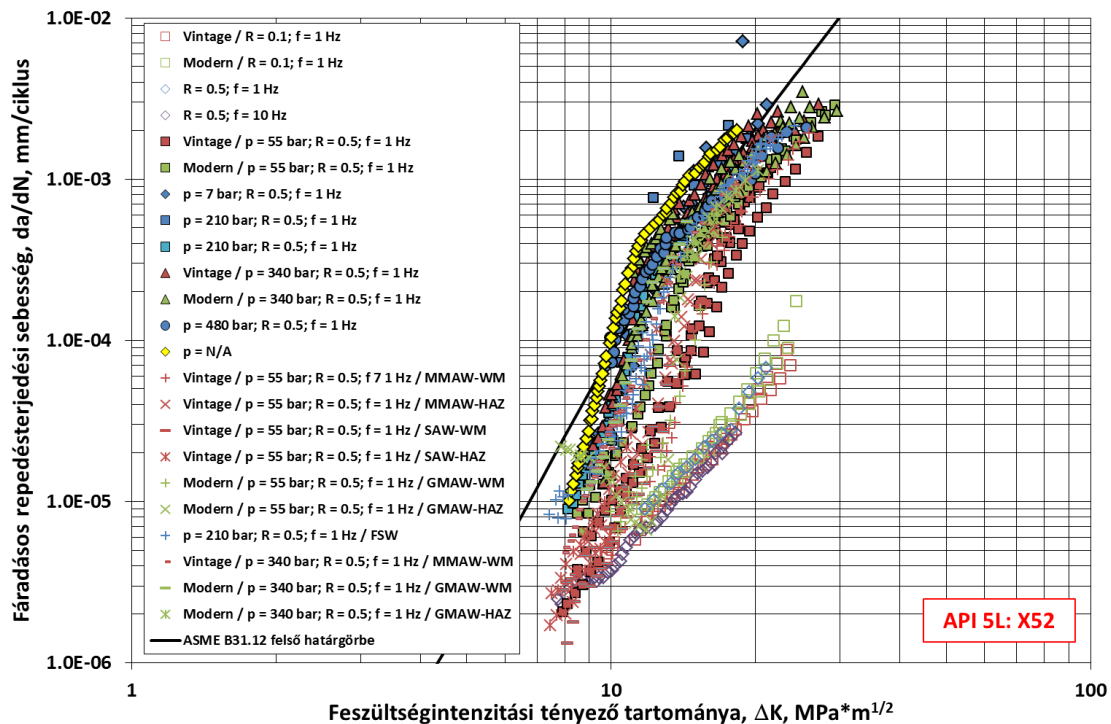
Fáradásos repedésterjedési sebesség vizsgálatok adatait gyűjtöttük össze három különböző API 5L [16] minőségű acélra: X52, X65 és X100. Az első két minőség széles körben alkalmazott, hagyományos acélnak, a harmadik pedig az előző kettőnél jóval kisebb mértékben használt, nagyszilárdságú acélnak tekinthető.

Az X52 acélra vonatkozó adatokat a 7. ábra [17]–[21] mutatja be, amelyen alapanyagokra és háromféle hegesztő eljárással készült hegesztett kötésekre láthatunk eredményeket. Az X65 acélra gyűjtött adatok a 8. ábrán [22]–[25] láthatók, az eredmények alapanyagokra vonatkoznak. Végezetül, az X100 acélra vonatkozó adatokat a 9. ábra [17], [21], [26], [27] szemlélteti, az ábrán látható eredmények ugyancsak alapanyagokra vonatkoznak.

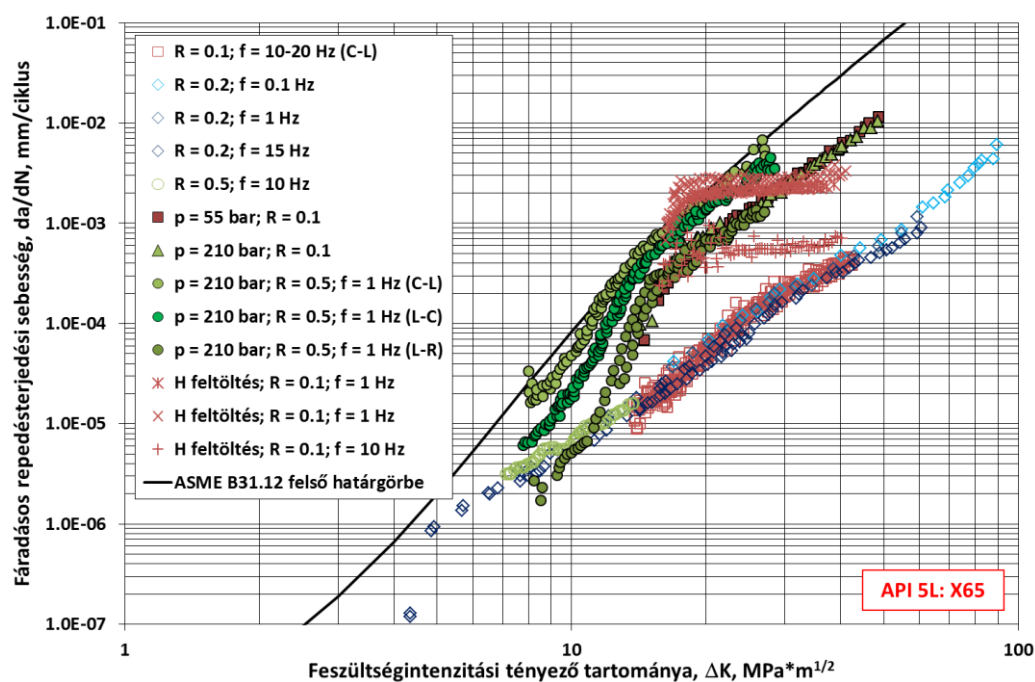
A [28] szabvány, a [19] és a [29] közleményekre hivatkozva, felső határgörbék tartalmaz, karbon acélokra, 20 MPa (200 bar) értéknél kisebb tervezési nyomásra és $R < 0,5$ terhelés aszimmetria tényezőre. Az acél minimális meghatározott folyáshatára (*minimum specified yield strength = MSYS*) nem lehet nagyobb 550 MPa-nál, valamint az acél és a hegesztett kötés maximális szakítószilárdsága nem lehet nagyobb 760 MPa-nál. A felső határgörbe egyenlete a következő:

$$\frac{da}{dN} = a_1 \Delta K^{b_1} + \left[(a_2 \Delta K^{b_2})^{-1} + (a_3 \Delta K^{b_3})^{-1} \right]^{-1}, \quad (2)$$

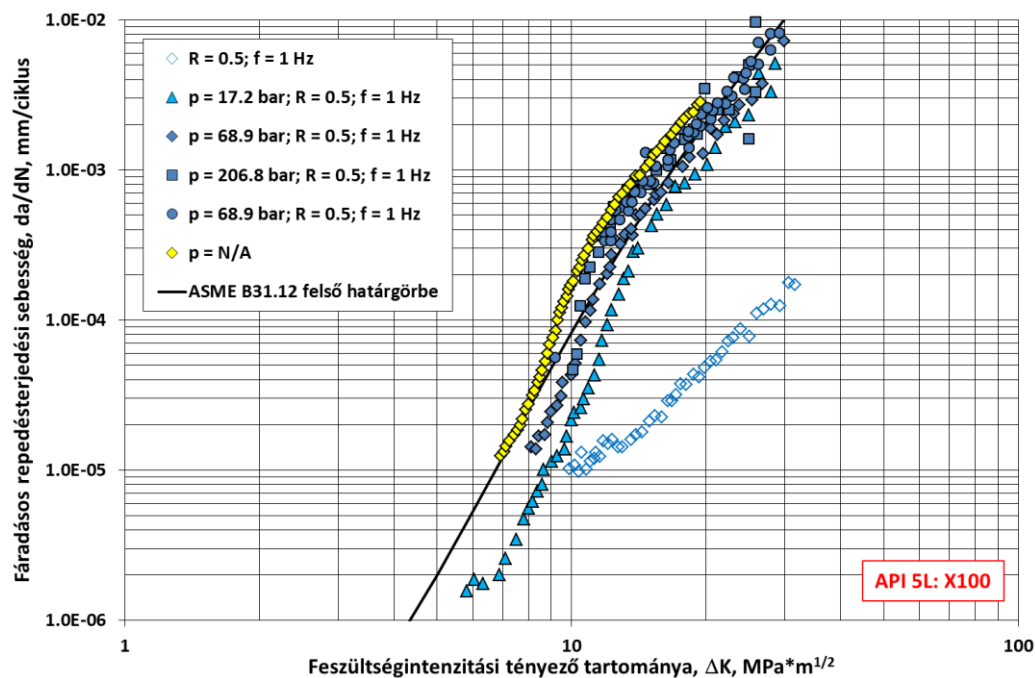
ahol, $a_1 = 4.0812 \text{ E-}09$, $b_1 = 3.2016$, $a_2 = 4.0862 \text{ E-}11$, $b_2 = 6.4822$, $a_3 = 4.8810 \text{ E-}08$, $b_3 = 3.6147$. Ezt a felső határgörbét a következőkben bemutatásra kerülő 7-9., 11., 12. és 14. ábrák is tartalmazzák.



7. ábra. Az API 5L szerinti X52 acél fáradásos repedésterjedési sebesség vizsgálatainak az eredményei [17]–[21] alapján.



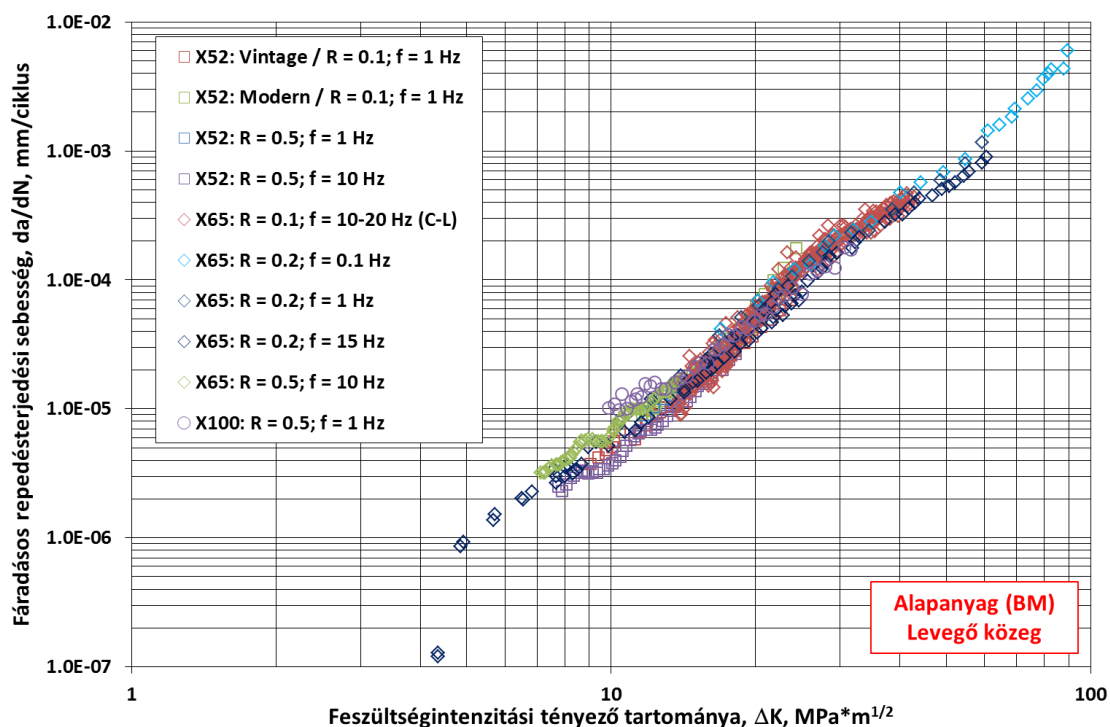
8. ábra. Az API 5L szerinti X65 acél fáradásos repedésterjedési sebesség vizsgálatainak az eredményei [22]–[25] alapján.



9. ábra. Az API 5L szerinti X100 acél fáradásos repedésterjedési sebesség vizsgálatainak az eredményei [17], [21], [26], [27] alapján.

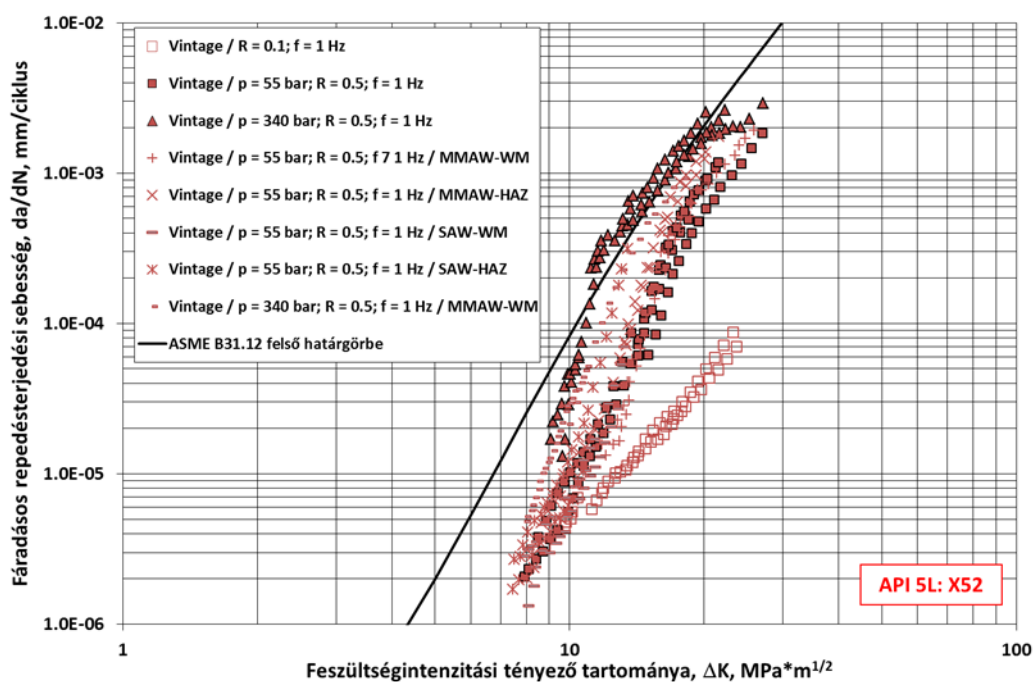
A 7., illetve a 11. és a 12. ábrákon látható eredmények kézi ívhegesztéssel (*manual metal arc welding* = MMAW), huzalelektrodás, védőgázos ívhegesztéssel (*gas-shielded metal arc welding* = GMAW) és fedett ívű hegesztéssel (*submerged arc welding* = SAW) készült kötésekre, pontosabban varratfémre (*weld metal* = WM), illetve hőhatásövezetre (*heat-affected zone* = HAZ) vonatkoznak.

A 10. ábra összefoglalja a három acél alapanyag levegőn végzett vizsgálatainak az eredményeit. Az ábra alapján nem állapítható meg szignifikáns különbség sem az anyagminőségek között, sem az X52 acélon belüli klasszikus – modern (*vintage* vs. *modern*) relációban, sem a terhelés aszimmetria tényező, sem a frekvencia értékek esetében.

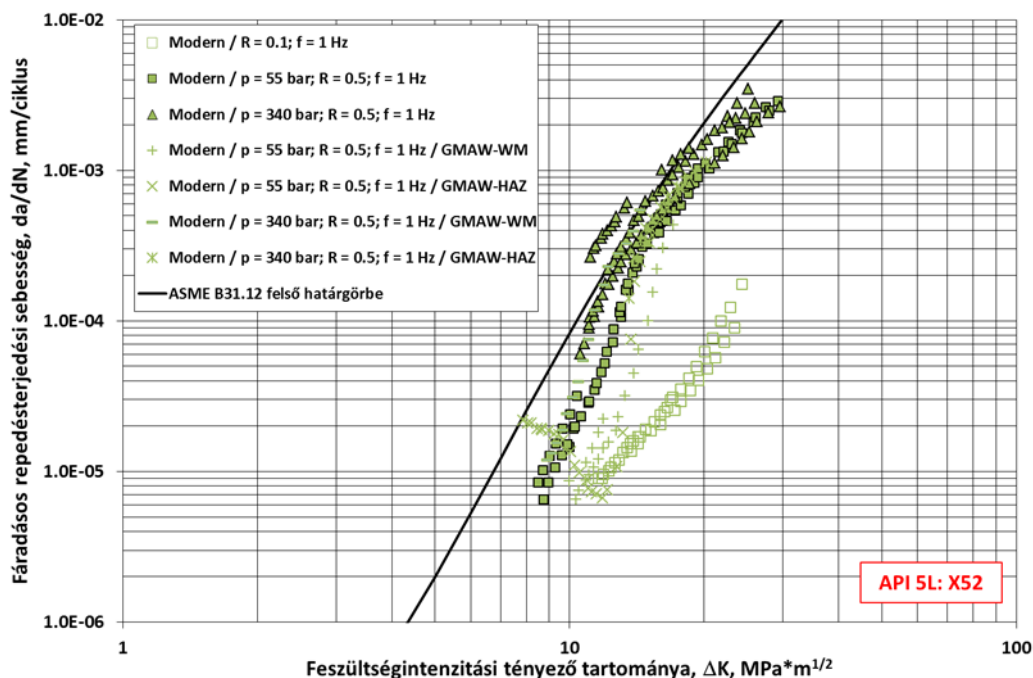


10. ábra. A három vizsgált acél alapanyag levegőn végzett fáradásos repedésterjedési sebesség vizsgálatainak az eredményei (a 7-9. ábrák releváns adatai).

A 11. és a 12. ábrák bemutatják az API 5L szerinti X52 acél két csoportjára (klasszikus és modern, illetve *vintage* és *modern*) meghatározott eredményeket. Az ábrák alapján megállapítható, hogy a klasszikus (*vintage*) acél érzékenyebb a hidrogén nyomás növekedésére, a modern acél GMAW eljárással készített hegesztett kötése pedig másképp viselkedik, mint a klasszikus (*vintage*) acél MMAW és SAW eljárásokkal készített kötése.



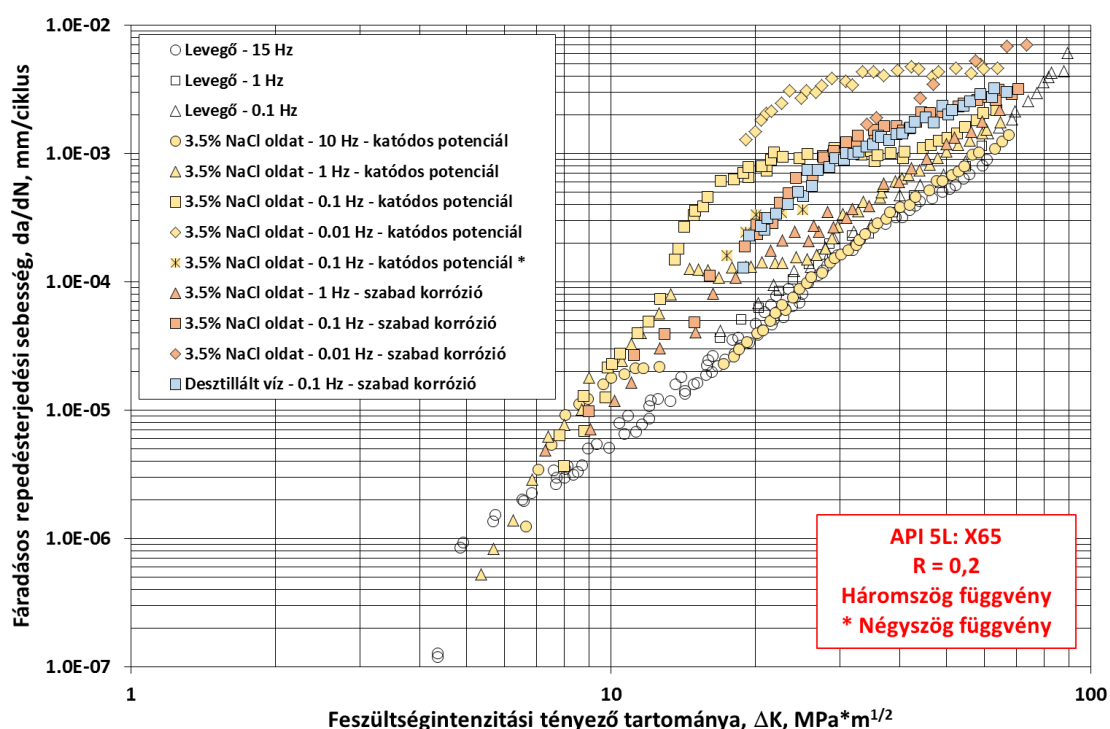
11. ábra. A klasszikus (vintage) X52 acél fáradásos repedésterjedési sebesség vizsgálatainak az eredményei (a 7. ábra releváns adatai).



12. ábra. A modern X52 acél fáradásos repedésterjedési sebesség vizsgálatainak az eredményei (a 7. ábra releváns adatai).

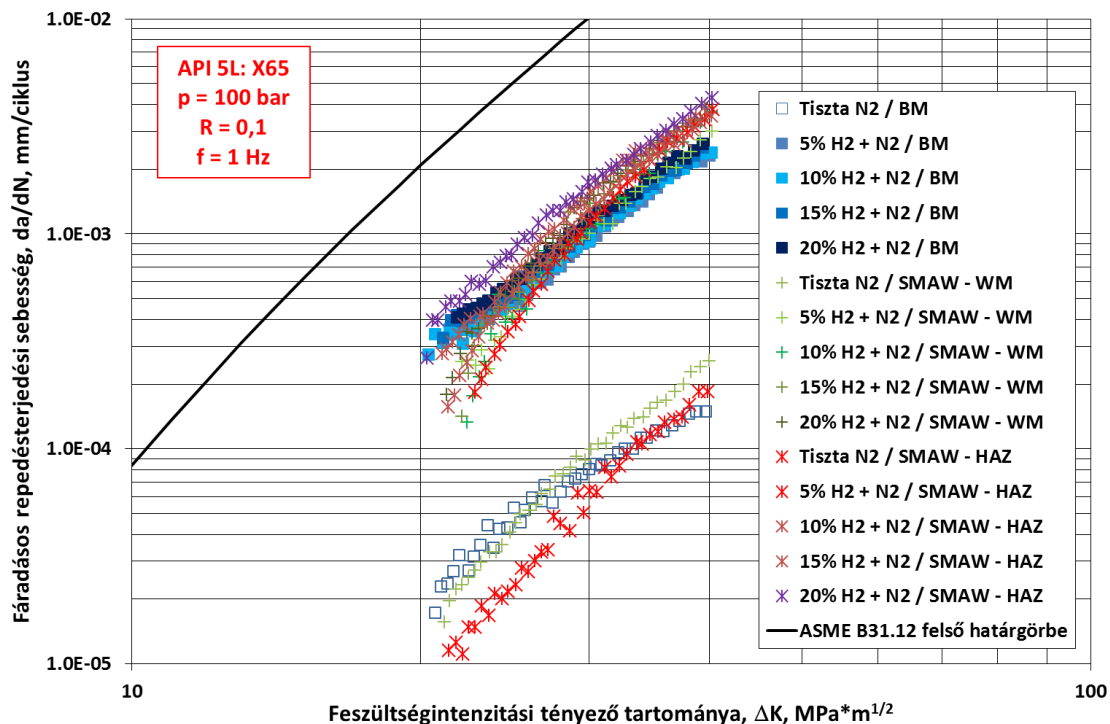
A 8. ábra alapján megállapítható, hogy az X65 acél viselkedése nem mutatott szignifikáns eltérést a két nyomás (55 bar és 210 bar) esetén, kisebb különbségek tapasztalhatók az orientációk (C-L, L-C és L-R), vagyis a repedések terjedésének iránya vonatkozásában. Az irány jelölésében a két betű közül az az első a repedés síkjára merőleges irány, a második a törés várható iránya; továbbá L (*longitudinal*) a legnagyobb nyújtás iránya, R (*radial*) a sugárirány, C (*circumferential*) pedig a tangenciális vagy kerületi irány [30].

Nagyobb különbségek és eltérő sajátosságú viselkedés állapítható meg abban az esetben, ha a vizsgálatokra nem hidrogén közegben, hanem hidrogénnel feltöltött próbatesteken került sor. Ez utóbbi viselkedés nagyon hasonlít ugyanezen acél 3,5% NaCl oldatban való viselkedéséhez [22], amelyet a 13. ábra szemléltet.



13. ábra. Az X65 acél fáradásos repedésterjedési viselkedése 3,5% NaCl oldatban [22].

A 14. ábra ugyancsak X65 jelű acélon végzett vizsgálatok eredményeit szemlélteti, alapanyagon és hegesztett kötésekben, tiszta N_2 közegben, valamint különböző $H_2 + N_2$ összetételű közegekben [31]. Az ábrán határozottan elválnak egymástól a tiszta N_2 közegben és a különböző $H_2 + N_2$ összetételű közegekben kapott eredmények, ugyanakkor lényegesen kisebbek a különbségek az alapanyag – varratfém – hőhatásövezet relációban.



14. ábra. Az X65 acél alapanyag és SMAW hegesztett kötéseinek fáradásos repedésterjedési viselkedése tiszta N₂ közegben, valamint különböző H₂ + N₂ összetételű közegekben [31].

A 9. ábra alapján megállapítható, hogy az X100 jelű acél viselkedése nem mutatott szignifikáns eltérést a három nyomás (17,2 bar, 68,9 bar és 206,8 bar) esetén.

4. Összefoglalás

A feldolgozott adatok alapján az alábbi következtetések fogalmazhatók meg.

- A különböző szilárdsági kategóriába tartozó, API 5L szerinti X52, X65 és X100 acél alapanyagok fáradásos repedésterjedéssel szembeni ellenállása levegőn nem mutat szignifikáns különbségeket.
- A különböző szilárdsági kategóriába tartozó API 5L szerinti X52, X65 és X100 acélok fáradásos repedésterjedéssel szembeni ellenállása hidrogén közegben részben eltérő sajátosságokat mutat. Különbségek tapasztalhatók az acélok évjárata (X52), a hidrogén nyomása (X52), a hegesztett kötések viselkedése (X52 és X65), a közeg hidrogén tartalma (X65) és a próbatest orientációja, vagyis a repedésterjedés iránya (X65) esetében. A terhelés aszimmetria tényező (R), a terhelési frekvencia (f), a terhelési ciklus alakjának hatása – külön-külön is, de még inkább egymással szinergikus kapcsolatban – további elemzéseket igényel.
- Szignifikáns különbségek mutatkoztak a hidrogén közegben végzett vizsgálatok és a hidrogénnel töltött próbatesteken végzett vizsgálatok eredményei között (X65).
- Az ASME B31.12 [27] szabványban definiált felső határgörbe a hidrogénnel töltött esetekben (X65) nem bizonyult megfelelőnek. Az X100 acél érvényességi tartománya kívül esik a határgörbe érvényességi tartományán, ami arra hívja fel a figyelmet, hogy a felső határgörbe kiterjesztése további vizsgálatokat és elemzéseket igényel.

- Az ASME B31.12 [27] szabványban definiált felső határgörbe – az érvényességi tartományában – képes betölteni a szerepét. Az alapanyagok esetében, levegő közegben, külön-külön, de együttesen is, az egyszerű Paris-Erdogan összefüggésre épülő tervezési görbék definiálhatók. Az alapanyagok esetében, hidrogén közegben, a kettős lineáris modellre épülő, vagy az ahhoz nagyon hasonló multilineáris modellre épülő tervezési görbéket kell meghatározni. A hegesztett kötések esetében, hidrogén közegben, az alapanyagokhoz hasonló görbéket célszerű meghatározni, lehetőség szerint azonos típussal (kettős lineáris vagy multilineáris). A hegesztett kötések esetében, hidrogén közegben, szintén a kettős lineáris tervezési görbék tűnnek alkalmasnak, azzal a megjegyzéssel, hogy a kisebb repedésterjedési sebesség tartományokban körültekintően kell eljárni.

5. Köszönetnyilvánítás

A cikkben felhasznált adatok összegyűjtésére a VHFO/467/2023-EM_SZERZ azonosítószámú, „FLUMEN Projekt – A hidrogén mérését és nyomon követhetőségét lehetővé tevő fejlesztések a földgázszállító rendszeren – második fázis” című projekt keretében került sor.

Irodalom

- [1] Eurocode 3: Design of steel structures. Part 1-9. Fatigue, EN 1993-1-9 / AC, 2005 / 2009.
- [2] Guide to fatigue design and assessment of steel products, BS 7608 + A1, 2014 + 2015.
- [3] Guide to methods for assessing the acceptability of flaws in metallic structures, BS 7910, 2019.
- [4] C. San Marchi and B. P. Somerday, „Technical Reference for Hydrogen Compatibility of Materials,” Sandia National Laboratories, Albuquerque, NM, USA and Livermore, CA, USA, Rep. SAND2012-7321, 2012. (Unlimited Release.) [Online.] Available: https://www.sandia.gov/app/uploads/sites/158/2021/12/SAND2012_7321.pdf.
- [5] M. B. Djukic, G. M. Bakic, V. S. Zeravcic, A. Sedmak, and B. Rajicic, „The synergistic action and interplay of hydrogen embrittlement mechanisms in steels and iron: Localized plasticity and decohesion,” *Eng. Fract. Mech.*, vol. 216, 2019, Art. no. 106528. doi: 10.1016/j.engfracmech.2019.106528.
- [6] *Global Hydrogen Review 2024, Revised version*, International Energy Agency, Paris, France. October 2024. [Online.] Available: <https://www.iea.org/reports/global-hydrogen-review-2024#overview>.
- [7] R. van Rossum, J. Jens, G. La Guardia, A. Wang, L. Kühnen, and M. Overgaag, „European Hydrogen Backbone – A EUROPEAN HYDROGEN INFRASTRUCTURE VISION COVERING 28 COUNTRIES,” Guidehouse, McLean, VA, USA, April 2022. [Online.] Available: <https://www.ehb.eu/files/downloads/ehb-report-220428-17h00-interactive-1.pdf>.
- [8] J. Lukács, Gy. Nagy, I. Harmati, F. R. Koritárné, and Lné. K. Zs. Kuzsella, *Selected chapters from structural integrity of engineering structures*. Miskolc, Hungary: Miskolci Egyetem, 2012. (In Hungarian.)
- [9] *Fitness-for-Service – Downstream Segment*, API Recommended Practice 579, January 2000.
- [10] J. Lukács, „Repedést tartalmazó hegesztett kötések megbízhatósága ismétlődő igénybevétel esetén,” Kandidátusi értekezés, Magyar Tudományos Akadémia, Budapest, Magyarország, 1992.
- [11] P. Paris and F. Erdogan, „A critical analysis of crack propagation laws,” *J. Basic. Eng., Trans. ASME*, vol. 85, pp. 528–534, 1963, doi: 10.1115/1.3656900.

- [12] J. Lukács and Á. Dobosy, „Matching effect on fatigue crack growth behaviour of high-strength steels GMA welded joints,” *Weld. World*, vol. 63, pp. 1315–1327, 2019, doi: 10.1007/s40194-019-00768-3.
- [13] J. Lukács, Á. Meilinger, and D. Pósalaky, „High cycle fatigue and fatigue crack propagation design curves for 5754-H22 and 6082-T6 aluminium alloys and their friction stir welded joints,” *Weld. World*, vol. 62, pp. 737–749, 2018, doi: 10.1007/s40194-018-0599-1.
- [14] J. Lukács, „Fatigue crack propagation limit curves for high strength steels based on two-stage relationship,” *Eng. Fail. Anal.*, vol. 103, pp. 431–442, 2019, doi: 10.1016/j.engfailanal.2019.05.012.
- [15] S. Suresh and R. O. Ritchie, „Mechanistic dissimilarities between environmentally influenced fatigue-crack propagation at near-threshold and higher growth rates in lower strength steels,” *Metal Sci.*, vol. 16, no. 11, pp. 529–538, 1982, doi: 10.1179/msc.1982.16.11.529.
- [16] *Line Pipe*, API Specification 5L, 2018.
- [17] A. J. Slifka, E. S. Drexler, N. E. Nanninga, Y. S. Levy, J. D. McColskey, R. L. Amaro, and A. E. Stevenson, „Fatigue crack growth of two pipeline steels in a pressurized hydrogen environment,” *Corros. Sci.*, vol. 78, pp. 313–321, 2014, doi: 10.1016/j.corsci.2013.10.014.
- [18] J. A. Ronevich, B. P. Somerday, and Z. Feng, „Hydrogen accelerated fatigue crack growth of friction stir welded X52 steel pipe,” *Int J Hydrogen Energy*, vol. 42, no. 7, pp. 4259–4268, 2017, doi: 10.1016/j.ijhydene.2016.10.153.
- [19] A. J. Slifka, E. S. Drexler, R. L. Amaro, L. E. Hayden, D. G. Stalheim, D. S. Lauria, and N. W. Hrabe, „Fatigue Measurement of Pipeline Steels for the Application of Transporting Gaseous Hydrogen,” *ASME J. Pressure Vessel Technol.*, vol. 140, no. 1, February 2018, Art. no. 011407, doi: 10.1115/1.4038594.
- [20] E. S. Drexler, A. J. Slifka, R. L. Amaro, J. W. Sowards, M. J. Connolly, M. L. Martin, and D. S. Lauria, „Fatigue Testing of Pipeline Welds and Heat-Affected Zones in Pressurized Hydrogen Gas,” *J. Res. Nat. Inst. Standards Technol.*, vol. 124, 2019, Art. no. 124008, doi: 10.6028/jres.124.008.
- [21] S. Y. Nastich and V. A. Lopatkin, „Effect of Hydrogen Gas on Mechanical Properties of Pipe Metal of Main Gas Pipelines,” *Metallurgist*, vol. 66, pp. 625–638, 2022, doi: 10.1007/s11015-022-01369-0.
- [22] O. Vosikovsky, „Fatigue-Crack Growth in an X-65 Line-Pipe Steel at Low Cyclic Frequencies in Aqueous Environments,” *ASME J. Eng. Mater. Technol.*, vol. 97, no. 4, pp. 298–304, October 1, 1975, doi: 10.1115/1.3443302.
- [23] P. Fassina, M. F. Brunella, L. Lazzari, G. Re, L. Vergani, and A. Sciuccati, „Effect of hydrogen and low temperature on fatigue crack growth of pipeline steels,” *Eng. Fract. Mech.*, vol. 103, pp. 10–25, 2013, doi: 10.1016/j.engfracmech.2012.09.023.
- [24] M. Dadfarnia, P. Sofronis, J. Brouwer, and S. Sosa, „Assessment of resistance to fatigue crack growth of natural gas line pipe steels carrying gas mixed with hydrogen,” *Int. J. Hydrogen Energy*, vol. 44, no. 21, pp. 10808–10822, 2019, doi: 10.1016/j.ijhydene.2019.02.216.
- [25] N. Ishikawa, J. Shimamura, D. Izumi, H. Okano, and Y. Nishihara, „Hydrogen Effect on Linepipe Steel and Material Compatibility to a High-pressure Hydrogen Pipeline,” *Int. J. Offshore Polar Eng.*, vol. 32, no. 4, pp. 448–456, December 2022, doi: 10.17736/ijope.2022.jc878.

- [26] R. L. Amaro, N. Rustagi, K. O. Findley, E. S. Drexler, and A. J. Slifka, „Modeling the fatigue crack growth of X100 pipeline steel in gaseous hydrogen,” *Int. J. Fatigue*, vol. 59, pp. 262–271, 2014, doi:10.1016/j.ijfatigue.2013.08.010.
- [27] R. L. Amaro, E. S. Drexler, and A. J. Slifka, „Fatigue crack growth modeling of pipeline steels in high pressure gaseous hydrogen,” *Int. J. Fatigue*, vol. 62, pp. 249–257, 2014, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2013.10.013.
- [28] *Hydrogen piping and pipelines*, ASME B31.12, 2023.
- [29] R. L. Amaro, R. M. White, C. P. Looney, E. S. Drexler, and A. J. Slifka, „Development of a Model for Hydrogen-Assisted Fatigue Crack Growth of Pipeline Steel,” *ASME J. Pressure Vessel Technol.*, vol. 140, no. 2, April 2018, Art. no. 021403, doi: 10.1115/1.4038824.
- [30] *Standard Terminology Relating to Fatigue and Fracture Testing*, ASTM E1823, 2021.
- [31] X. Liu, Y. Xiao, Y. Cheng, H. Wang, N. He, Y. Sun, L. Xu, H. Li, Z. Wang, C. Zhang, Y. Fang, D. Li, K. Bao, and Y. Han, „Investigation of the fatigue crack growth behavior of X65 welded joints in high pressure natural gas/hydrogen mixed environment,” *Int. J. Hydrogen Energy*, vol. 98, pp. 995–1006, 2025, doi: 10.1016/j.ijhydene.2024.12.122.

A MIKROSZERKEZETI JELLEMZŐK HATÁSÁNAK ÖSSZEHAISONLÍTÓ VIZSGÁLATA HIDROGÉNNEK KITETT P355NH ACÉL CSŐVEZETÉK ALAPANYAG ÉS HEGESZTETT KÖTÉSEI ESETÉBEN

Bencs-Nagy Nóra

Tanársegéd, Miskolci Egyetem, Anyagszerkeztani és Anyagtechnológiai Intézet,
Szerkeztintegritási Intézeti Tanszék
3515 Miskolc, Miskolc-Egyetemváros, e-mail: nora.nagy@uni-miskolc.hu

Lukács János

Egyetemi tanár, Miskolci Egyetem, Anyagszerkeztani és Anyagtechnológiai Intézet,
Szerkeztintegritási Intézeti Tanszék
3515 Miskolc, Miskolc-Egyetemváros, e-mail: janos.lukacs@uni-miskolc.hu

Absztrakt

A különböző acélminőségek eltérően reagálnak a hidrogénnek való kitettségére: egyes mikroszerkezt nagyobb diffúziós sebességet, de kisebb hidrogénoldhatóságot mutatnak, így fokozottan érzékenyek lehetnek a degradációra. A jelenség mértéke nagymértékben függ az acél mikroszerkeztétől, ötvöztartalmától és az üzemelés körülményeitől. Jelen kutatás célja a hidrogénnel érintkező, különböző előélettel rendelkező szállítóvezeték szakaszok P355NH acél alapanyagának és kézi ívhegesztéssel (MMAW), illetve volfrámelektrodás, védőgázos ívhegesztés / kézi ívhegesztés (TIG / MMAW) hegesztési technológiával készült hegesztett kötéseknek mikroszerkezt összehasonlító elemzése, 41, 92 és 183 napig tartó nagynyomású, tiszta hidrogénnek való kitettség után. A vizsgálatok során optikai mikroszkópos felvételek, valamint a keménységeloszlást bemutató keménységtérképek segítségével tártuk fel a különböző anyagszerkezteti jellemzőket.

Kulcsszavak: hidrogénnek való kitettség, csővezeték acél, mikroszerkezt vizsgálat, keménységtérkép

Abstract

Different steel grades react differently to hydrogen exposure: some microstructures exhibit higher diffusion rates but lower hydrogen solubility, making them more susceptible to degradation. The extent of this phenomenon depends largely on the microstructure of the steel, its alloying element content, and the operating conditions. The aim of this research is to perform a comparative microstructural analysis of the P355NH base material and welded joints made with manual metal arc welding (MMAW) and gas-shielded arc welding with non-consumable tungsten electrode / manual metal arc welding (TIG / MMAW) welding technology in pipeline sections with different histories that have been exposed to hydrogen 41, 92 and 183 days of high-pressure exposure pure hydrogen. During the tests, optical microscope images and hardness maps showing hardness distribution were used to reveal the characteristics of various material structure details.

Keywords: hydrogen exposure, pipeline steel, microstructural examination, hardness map

1. Bevezetés

Acéloknál a hidrogén okozta károsodások módja az alkalmazott feszültség és a környezeti tényezők függvényében változik, de a degradációhoz egyidőben több mechanizmus is hozzájárulhat [1]. A fémek mikroszerkezeti jellemzői, mint például a diszlokációk, a szemcsék mérete és típusa olyan hidrogéncsapdaként szolgálhatnak, ahol a hidrogén felhalmozódhat, ezzel befolyásolva a permeációt és a diffúzió sebességét, de a mikroszerkezeti jellemzők a diffúziós útvonalak kialakulásában is szerepet játszanak [2], [3].

A gyakorlatban a fémekben a hidrogéncsapdák széles skálája megtalálható, amelyek mindegyikét egy adott kötési energia jellemzi. A vizsgált P355NH acél esetében az 1. táblázatban foglaltuk össze a lehetséges csapdahelyeket a ferrit-perlites mikroszerkezetben. Ezek a mikroszerkezeti csapdák magukban foglalják a diszlokációkat, a szemcsehatárokat, a fázishatárokat, valamint a zárványokat és üregeket.

A szemcseméret és a szemcsehatárok hidrogén diffúzióra gyakorolt hatását a kutatók széles körben vizsgálták [4]–[7]. A szemcseméret csökkenése növeli a szemcsehatárok területét. Általános vélekedés szerint a hidrogén elsősorban a szemcsehatárokon halmozódik fel, ami lassítja a diffúzióját. Ezenkívül a szemcseméret csökkenése a hármas csomópontok sűrűségének növekedésével jár, ami tovább lassítja a hidrogén diffúzióját [8]. A ferrit és a perlit közötti szemcsehatárokon a hidrogén felhalmozódása gyengítheti a kötési energiákat, ami feszültség alatt szemcsehatármenti töréshez vezethet. Hasonlóképpen, a diszlokációk is csapdaként szolgálnak, amelyek vonzzák a hidrogénatomokat. A hidegalakítás és a külső feszültségek diszlokáció reakciókat indukálhatnak a fémekben. Jelenlétükkor a diffúzió sebessége általában csökken, mivel a diszlokációk hidrogéncsapdaként működhetnek [9]. A megnövekedett diszlokációsűrűség növelheti a hidrogén által kiváltott repedések valószínűségét, különösen az anyag feszültség alatt álló részeiben. A hidrogén felhalmozódása az üregekben, zárványokban (például MnS) és mikrorepedésekben olyan jelenségekhez vezethet, mint a felület hólyagosodása vagy az üregek, repedések növekedése, növelve a törés kockázatát, különösen ismétlődő terhelés alatt. Általánosságban elmondható, hogy a fémes anyagokban azonban egy- vagy kétféle csapda dominál, és befolyásolja a diffúziót egy adott hőmérsékleten.

1. táblázat. Hidrogéncsapdák különböző mikroszerkezeti jellemzők esetén az acéloknál [10]–[13]

Mikroszerkezeti jellemző	Aktiválási energia [kJ/mol]	Hidrogéncsapda típusa
Szemcsehatár	9,0–49,0	reverzibilis
Ferrit-cementit határfelület	11,0–18,0	reverzibilis
Diszlokáció körüli feszültségmező	12,0–27,0	reverzibilis
Diszlokáció (a szemcsehatárokon)	26,0–33,9	reverzibilis
Mikroüregek	35,2–40,3	reverzibilis vagy irreverzibilis
Diszlokáció (a szemcsék belsejében)	60,0	reverzibilis vagy irreverzibilis
MnS határfelület	64,0–72,3	reverzibilis vagy irreverzibilis

2. A vizsgált csővezetékszakaszok

Ebben a tanulmányban a vizsgált csővezeték szakaszok P355NH alapanyagból készültek, amely a hazai szállítóvezetékhez általánosan használt anyagok egyike. A hidrogénnek való kitettség előtt a csővezeték szakaszokon *full-scale* tesztek (teljes méretű csővezeték szakaszokon elvégzett vizsgálatokat) és repesztő vizsgálatokat végeztünk [14]. A csőszakaszok a tesztek során ciklikus belső nyomásnak és külső hajlító terhelésnek voltak kitéve. A vizsgált csőszakaszok jellemzőit a 2. táblázat foglalja össze.

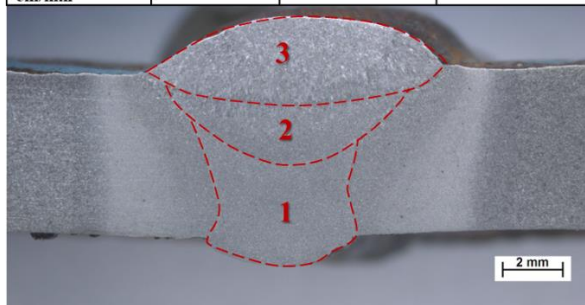
2. táblázat. A vizsgálatok karakterisztikája

A csőszakasz jele	Ciklikus belső nyomás	Fárasztási ciklusszám	Külső terhelés	Hidrogénnek való kitettség [nap]
Y3	N/A	N/A	N/A	N/A
HY1	(0,6-1) * MAOP	100 000	N/A	183
HY4	(0,6-1) * MAOP	100 000	2 * σ_a	41
HY9	(0,6-1) * MAOP	100 000	4 * σ_a	92

A *full-scale* tesztek és repesztővizsgálatok után a csőszakaszokat újjáépítettük és a maximális megengedett üzemi nyomás kétszeresén (2 * MAOP = 128 bar) tiszta hidrogén gáznak tettük ki őket 41, 92 és 183 napig. A hidrogénnek való kitettséget a csőszakaszok jelölésében egy „H” betű jelzi.

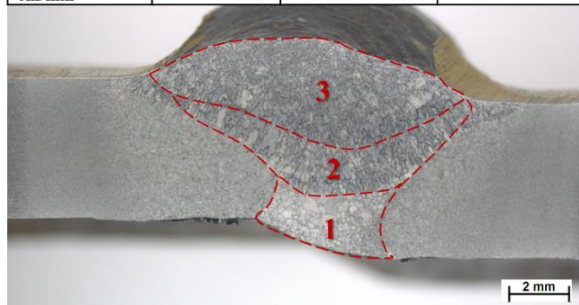
A *full-scale* tesztek során épen maradt, „V” betűvel jelölt körvarratok ipari körülmények között, kézi ívhegesztéssel (MMAW) készültek, a csőszakaszok újjáépítése során hegesztett körvarratokat, pedig volfrámelektrodás, védőgázos ívhegesztéssel készült gyökkel és kézi ívhegesztéssel készült további varratsorokkal hegesztették (TIG / MMAW), műhelykörülmények között, amelyeket a továbbiakban egy „W” betűvel jelöltünk. A vizsgált körvarratok makroszerkezete és az alkalmazott hegesztéstechnológiai paraméterek az 1. ábrán láthatók.

Réteg	1. Gyöksor	2. Töltősor	3. Takarósor
Pozíció	PH	PJ	PJ
Hozaganyag	Böhler FOX CEL	Böhler FOX CEL Mo	Böhler FOX CEL Mo
Átmérő, mm	3.2	3.2	3.2
Áramerősség, A	DC/EN 45-55	DC/EP 55-70	DC/EP 50-65
Feszültség, V	21.8-22.2	22.2-22.8	22.0-22.6
Sebesség, cm/min	7-12	15-20	10-15



a)

Réteg	1. Gyöksor	2. Töltősor	3. Takarósor
Pozíció	PA	PA	PA
Hozaganyag	OK Tigrod 12.64	OK 48.00	OK 48.00
Átmérő, mm	2.0	2.5	3.2
Áramerősség, A	DC/EN 80-90	DC/EP 80-85	DC/EP 100-105
Feszültség, V	21.8-22.2	22.2-22.8	22.0-22.6
Sebesség, cm/min	7-12	15-20	10-15



b)

1. ábra. A vizsgált körvarratok makroszerkezete, N = 6,5x, marószel 3% HNO_3

a) a *full-scale* tesztek során épen maradt eredeti körvarrat (MMAW);

b) az újjáépített csőszakaszokat összekötő körvarrat (hibrid – TIG / MMAW).

3. Mikroszerkezeti vizsgálatok

Az összehasonlító vizsgálatok során optikai mikroszkópos felvételek, valamint a keménységeloszlást bemutató keménységtérképek segítségével elemeztük mind az alapanyag, mind a hegesztett kötések esetében az anyagszerkezet karakterisztikus részleteit, amelyek a hidrogéncsapdákban a hidrogén felhalmozódását elősegíthetik.

A szemcsenagyság meghatározását adott hosszra eső szemcsék számlálásával határoztuk meg egymásra merőleges mérőhosszokon és több helyen. A kapott szemcseszámból az átlagos szemcseátmérőt a következő képlet segítségével határoztuk meg:

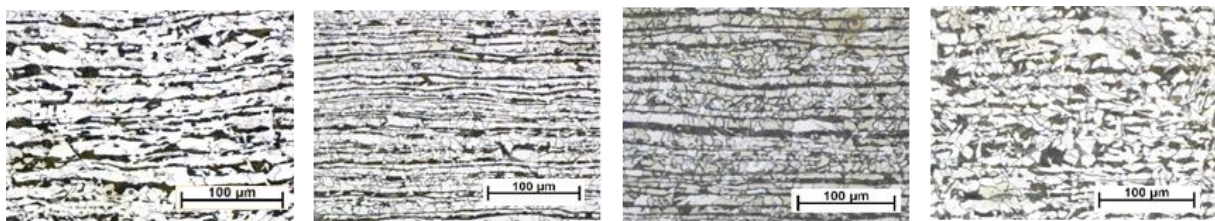
$$d_{\text{atl}} = \frac{L}{(X_1 + X_2 + \dots + X_i)/i} \quad (1)$$

ahol L: mérőhossz, X: szemcsék száma.

A szemcseszerkezetben változást előidézhető különböző terhelési előzmények miatt, a vizsgált csővezeték szakaszok mikroszerkezeti részleteiben a szemcseátmérők átlagértékeit függőleges ($d_{\text{atl,f}}$) és vízszintes ($d_{\text{atl,v}}$) irányokban egyaránt megadtuk.

3.1. P355NH alapanyag vizsgálata

A 2. ábrán az alapanyagok ferrit-perlites szövetszerkezete látható, túlnyomórészt ferrittel A szemcseméreteket és keménységmérések eredményeit a 3. táblázat foglalja össze.



a)

b)

c)

d)

2. ábra. Az alapanyagok optikai mikroszkópos képei, $N = 200\times$, marószér: 3% HNO_3 :

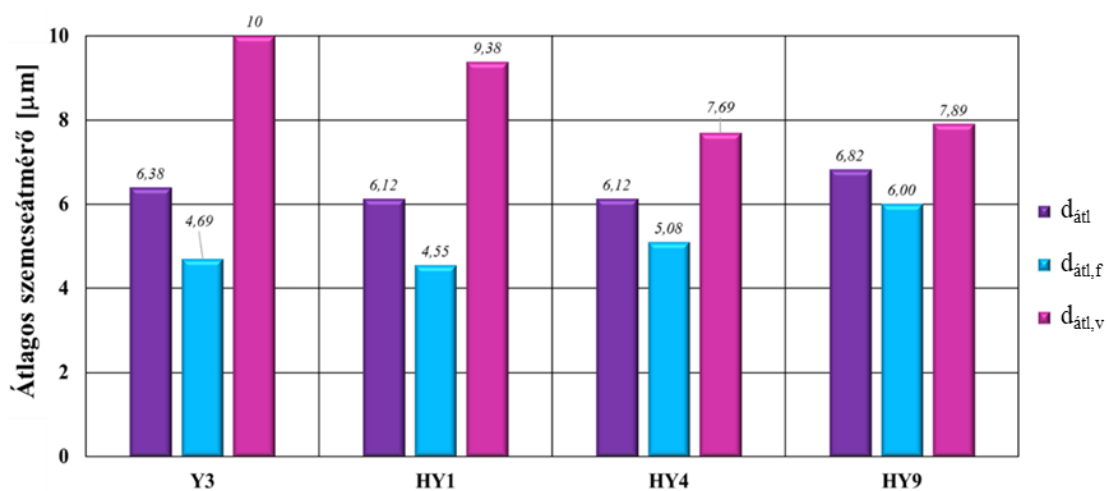
a) Y3 csőszakasz: ciklikus belső nyomás külső terhelés és hidrogén nélkül; b) HY1 csőszakasz: ciklikus belső nyomás, külső terhelés nélkül; c) HY4 csőszakasz: ciklikus belső nyomás és többlet külső terhelés; d) HY9 csőszakasz: ciklikus belső nyomás és többlet külső terhelés.

A 3. ábrán látható, hogy a terhelési előéletük alapján a legnagyobb fokú anizotrópiát a fárasztás nélküli Y3 és a *full-scale* tesztek során ciklikus belső nyomást is elviselt HY1 csőszakaszok szemcséi mutatták, amely a mikroszerkezetükben is tükröződik. A külső hajlító terhelést is elviselt HY4 és HY9 acél szemcséi ezzel szemben inkább equiaxiálisak, de a sorosan rendeződött mikroszerkezet itt is megfigyelhető.

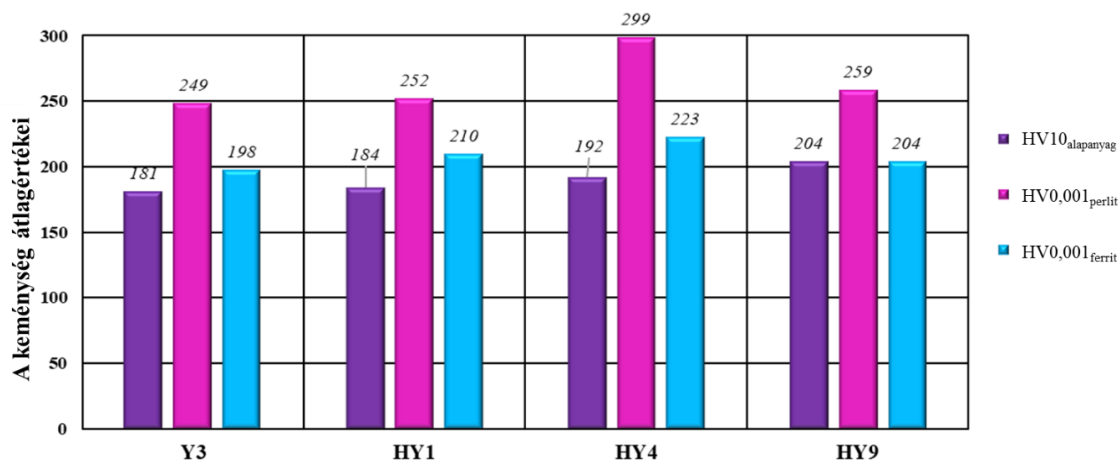
Mind a négy alapanyagon mikro-Vickers keménység vizsgálatokat végeztünk 10 grammos terhelőerővel a ferrit és a perlit keménységének mérésére. A perlit és a ferrit keménysége abban az esetben növekedett jellemzően, amikor a szemcsék függőleges és vízszintes méretei között jelentősen kisebb volt az eltérés. A hidrogénnek kitett acélokban mindkét szövetelem keménysége nagyobb volt, mint a kitettség nélküli acél keménysége. A makrokeménység értékek nem mutattak szignifikáns különbséget az alapanyagok esetében a hidrogén hatására (4. ábra).

3. táblázat. Az alapanyag keménység- és szemcseméret mérésének eredményei

A csőszakasz jele	$d_{\text{átl}}$ [μm]	$d_{\text{átl,f}}$ [μm]	$d_{\text{átl,v}}$ [μm]	Perlit-arány [%]	Keménység (HV10)	Ferrit keménység (HV0,01)	Perlit keménység (HV0,01)
Y3	6,38	4,69	10,00	33	181	198	249
HY1	6,12	4,55	9,38	41	184	210	252
HY4	6,12	5,08	7,69	40	192	223	299
HY9	6,82	6,00	7,89	38	204	204	256



3. ábra. Az átlagos szemcseátmérő az alapanyag esetében függőleges és vízszintes irányban különböző terhelési előzmények esetén.



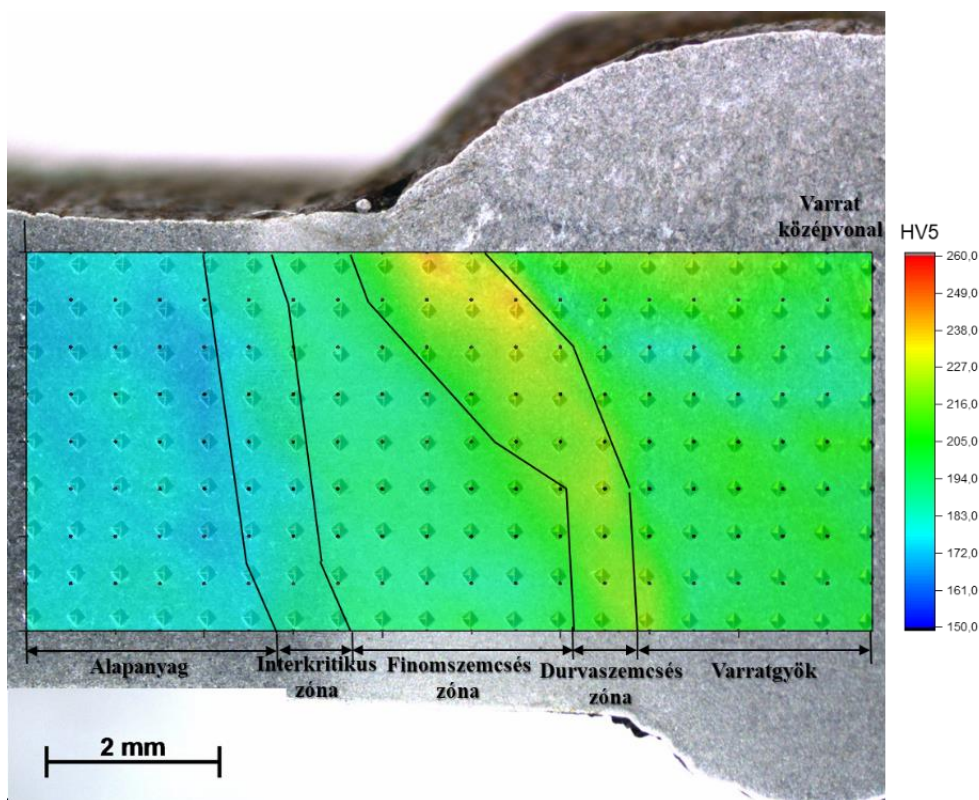
4. ábra. Az alapanyagok makro-és mikrokeménység értékei hosszú idejű hidrogénnek való kitettség esetén (HY4: 41 nap, HY9: 92 nap, HY1: 183 nap) és hidrogénes kitettség nélkül (Y3).

3.2. A körvarratok mikroszerkezeti vizsgálata

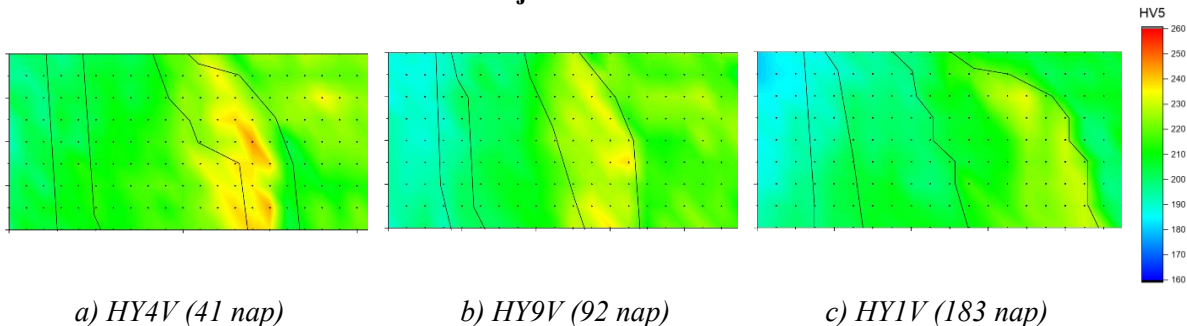
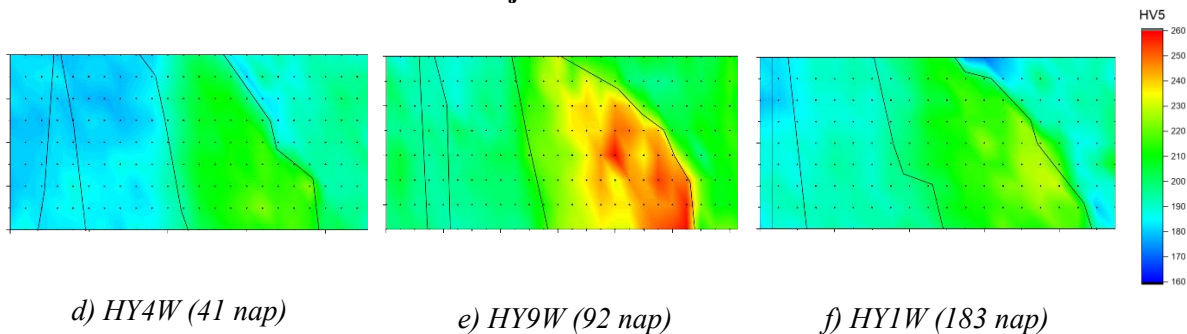
A körvarratok keménységeloszlásának vizsgálatára HV5 keménységértékeket határoztunk meg és a keménységlenyomatokat azonosítottuk a mikroszkópon látható hőhatásövezeti zóna jellemző tartományaival.

A diffúzió időben nem állandó jelenség és a mikroszerkezetben található csapdák hidrogén megkötése miatt jóval lassabb lesz, mert a csapdák reverzibilisen vagy irreverzibilisen megkötik a hidrogént. A hidrogéncsapdák jelenléte a hegesztett kötések hőhatásövezeti sávjában is kulcsszerepet játszhat a hidrogén okozta tönkremenetel (*Hydrogen Induced Cracking* = *HIC*, *Hydrogen Embrittlement* = *HE*) előfordulásában. A hegesztés során fellépő hő új csapdákat hoz létre, illetve a meglévőket módosítja. A hegesztett kötések szempontjából a keménység és a szívósság változása főként az interkritikus (részlegesen újrakristályosodott) és a durvaszemcsés sávokban kritikus, de hidrogén hatására a finomszemcsés sávban is előfordulhat, hogy a keménység nagyobb mértékben nő, a szívósság pedig csökken.

Az 5. és a 6. ábrákon láthatók a vizsgált csővezeték szakaszok különböző hegesztési eljárással készült körvarratainak a keménységtérképei. Jelen cikkben a hidrogénnel közvetlenül érintkező gyökoldalt és hőhatásövezetét elemeztük részletesen mikroszkópos technika és keménységmérések segítségével, amelynek az eredményeit a következőkben mutatjuk be.



5. ábra. Az Y3V jelű körvarrat hőhatásövezeti sávjai és keménységeloszlása (hidrogén nélkül).

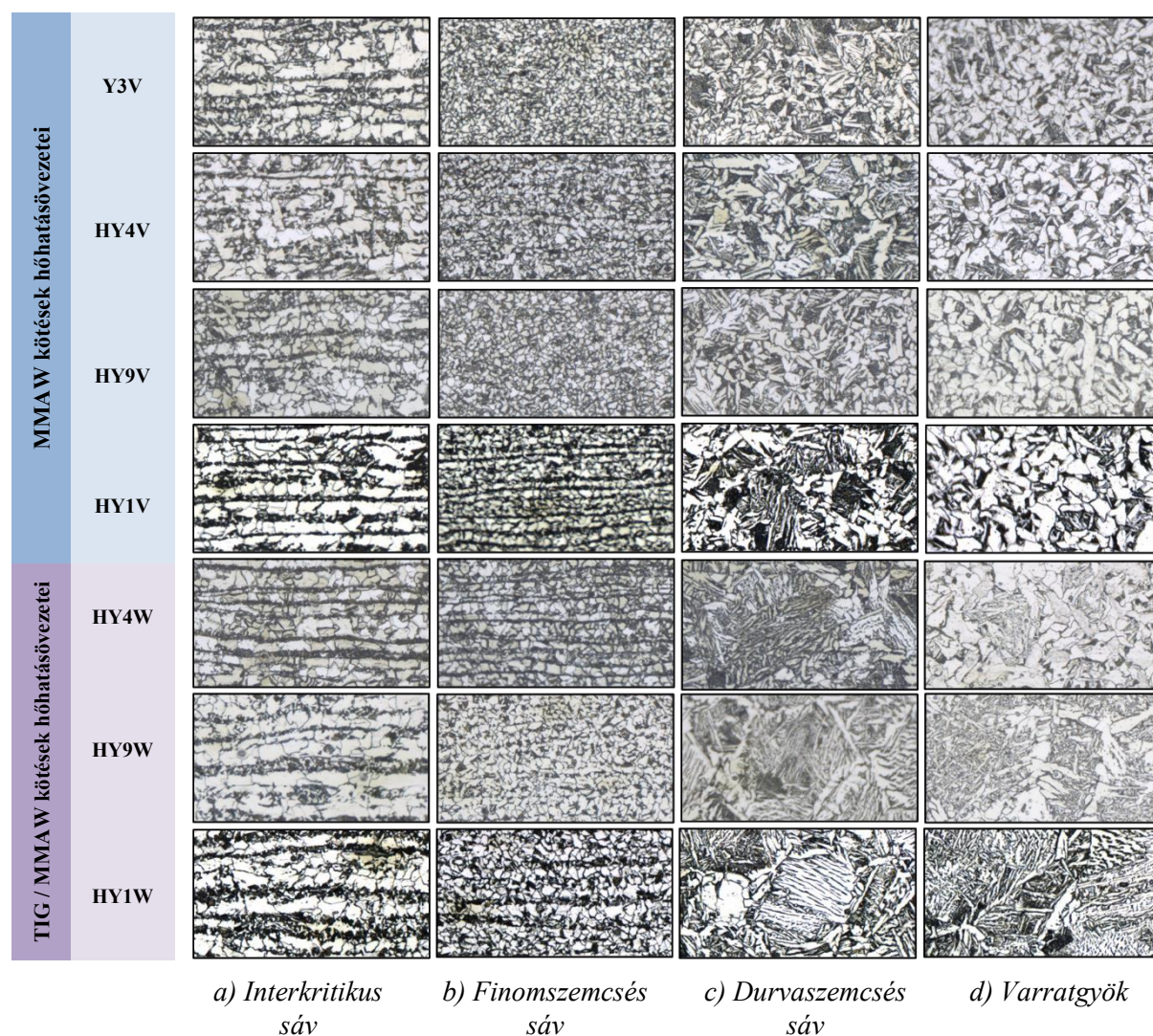
MMAW eljárással készült kötések**TIG / MMAW eljárással készült kötések**

6. ábra. A különböző technológiákkal készült körvarratok keményséeloszlása és jellemző hőhatásövezeteik 41, 92 és 183 napos hidrogénnek való kitettség után.

A különböző hegesztési eljárásoknak eltérő a hőbevitelük és eltérőek a hőciklusaik is, amelyek miatt az alapanyag különböző részei különböző hőmérsékletre hevülnek és különböző sebességgel hűlnek le. A TIG eljárás kisebb hőbevitellel jár, ezáltal a hőhatásövezet valamivel kisebb lesz, de az egyenetlen hőmérsékleteloszlás gyors visszahűléssel jár, amely miatt finomabb szemcseszerkezet alakulhat ki.

A 6. ábrán látható, hogy a hegesztés során alkalmazott technológiai paraméterek nem okoztak szembetűnő különbségeket a hőhatásövezeti sávok kiterjedésében, de általánosan elmondható, hogy a TIG eljárás durvaszemcsés sávjának a kiterjedése nagyobb, mint a MMAW eljárással létrejött durvaszemcsés sáv. Az interkritikus sávok kiterjedése a MMAW eljárás esetében nagyobb, míg a finomszemcsés sávok között nincs szemmel látható eltérés.

Az egyes hőhatásövezeti sávok optikai mikroszkópos felvételeit szemlélteti a 7. ábra. A képek egyértelműen mutatják, hogy az interkritikus sávban, a perlit oldódása és bomlása után, egy sokkal kisebb szemcseméretű perlites szerkezet alakul ki. Ebben a zónában a ferrit nagy része megegyezik az eredeti, kezdeti mikroszerkezettel. A finomszemcsés sávban újrakristályosodási folyamat zajlik, ahol az ausztenitből finomszemcsés ferrit-perlites szerkezet alakul ki. A varrathoz legközelebb eső részben, a durvaszemcsés sávban a gyors hűtés hatására nem-egyensúlyi szövetszerkezetek (bainit, martenzit) dominálnak.

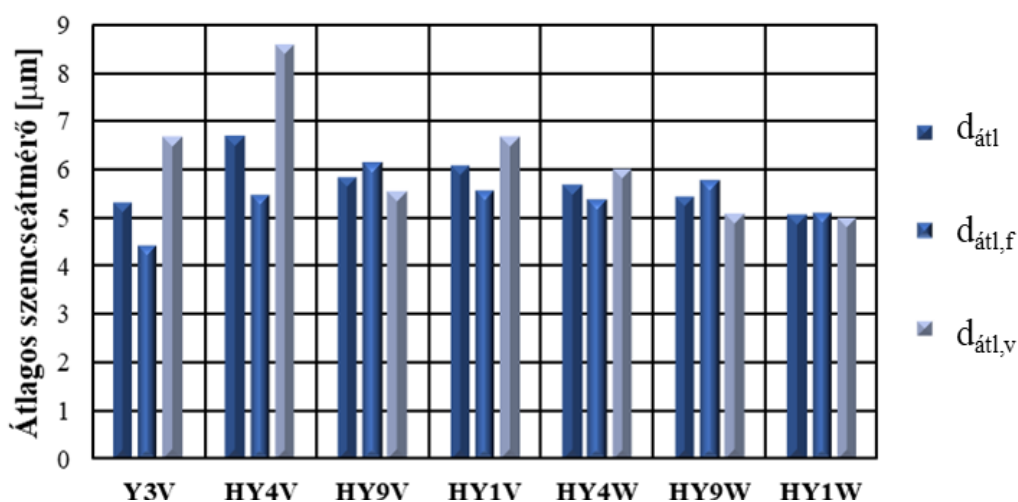


7. ábra. A különböző technológiákkal készült körvarratok hőhatásövezeteinek (a, b, c) és varratgyökeinek (d) jellemző mikroszkópos felvételei, $N = 200\times$, marószerszám 3% HNO_3 .

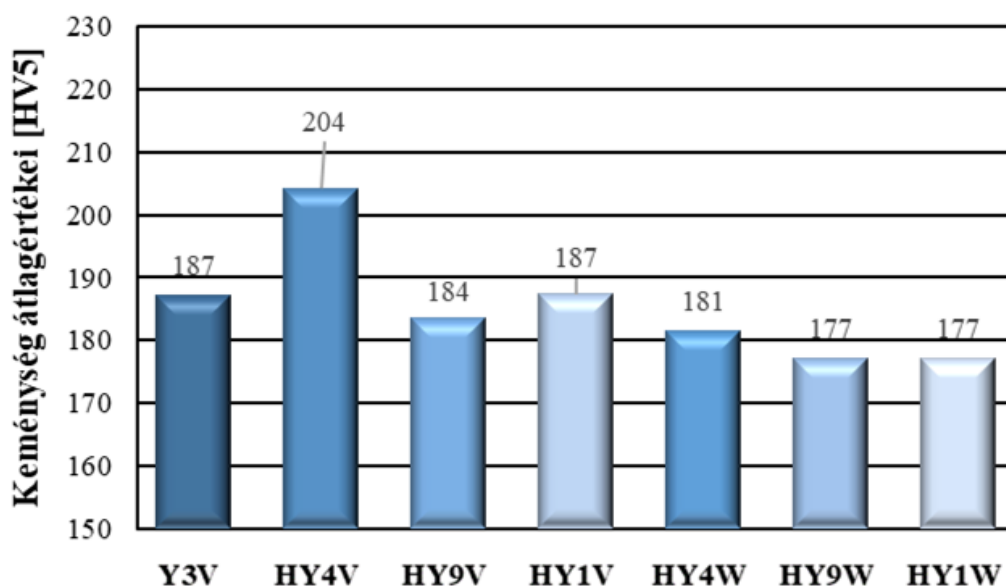
A szemcseméret meghatározás és makrokeménység mérések eredményeit a 8-15. ábrákon és a 4-5. táblázatokban foglaltuk össze.

Az interkritikus sávban az átlagos szemcseméret nem változott jelentősen a kiinduló mikroszerkezethez képest. A keménységértékek közül a HY4V jelű MMAW eljárással készült eredeti varratban volt megfigyelhető növekedés a hidrogén hatására, amely a legnagyobb mértékű anizotrópiát mutatta a szemcsékben a vízszintes és függőleges méretek tekintetében. A hegesztés során fellépő hő hatására az interkritikus sávok jellemzően equiaxális méreteket mutattak.

A mikroszkópos felvételeken látható, hogy az újrakristályosodási sávban néhány kötés esetében megmaradt a soros textúra, és a szemcseméret is szemmel láthatóan nagyobb. Ez arra utal, hogy ezekben a sávokban az újrakristályosodás nem játszott le teljes mértékben.

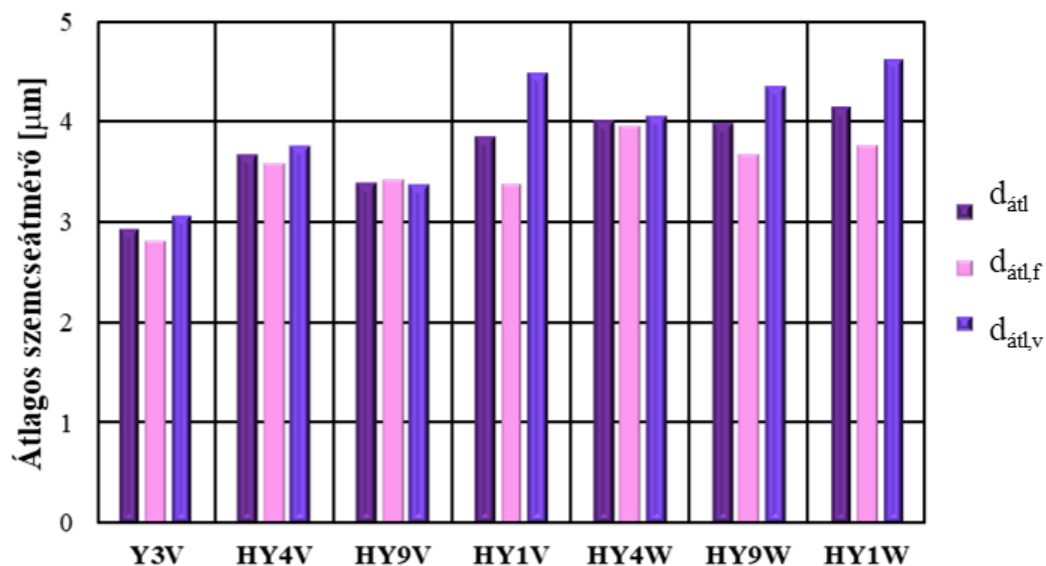


8. ábra. Az átlagos szemcse méret értékei a hőhatásövezet interkritikus sávjában különböző technológiákkal készült hegesztett kötések esetében.

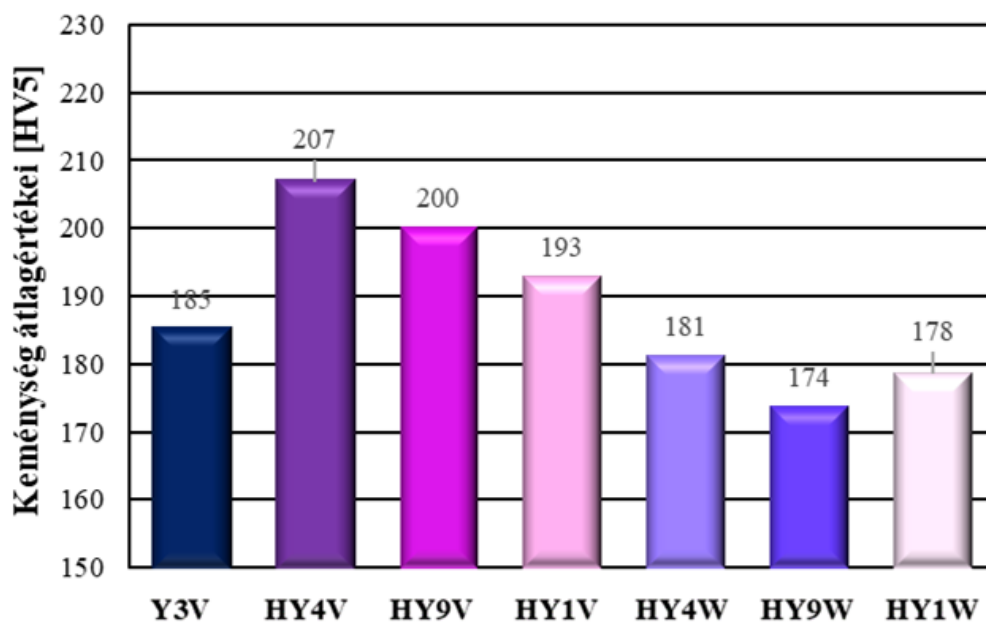


9. ábra. Átlagkeménység értékek a hőhatásövezet interkritikus sávjában különböző idejű hidrogénnek való kitettségek esetében.

Az újrakristályosodási sávokban az eredeti szerkezethez képest egy jellemzően kisebb szemcse-méretű szövetszerkezetet látunk a különböző varratok esetében. A keménységnövekedés a HY4V és HY9V jelű varratok esetében figyelhető meg. Az optikai mikroszkópos képeken látható, hogy a két kötésnek az újrakristályosodási sávjában az újrakristályosodás, az Y3V kötéshez hasonlóan, teljes mértékben lejátszódott és a sorosan rendezett textúra eltűnt, míg a HY1V, HY4W, HY9W, HY1W varratok esetében a szemcsék jellemzően nagyobbak és a sorosan rendezett szerkezet még felfedezhető.



10. ábra. Az átlagos szemcseátmérő értékei a hőhatásövezet újrakristályosodási sávjában különböző technológiákkal készült hegesztett kötéseknél.



11. ábra. Átlagkeménység értékek a hőhatásövezet újrakristályosodási sávjában különböző idejű hidrogén kitettségek esetén.

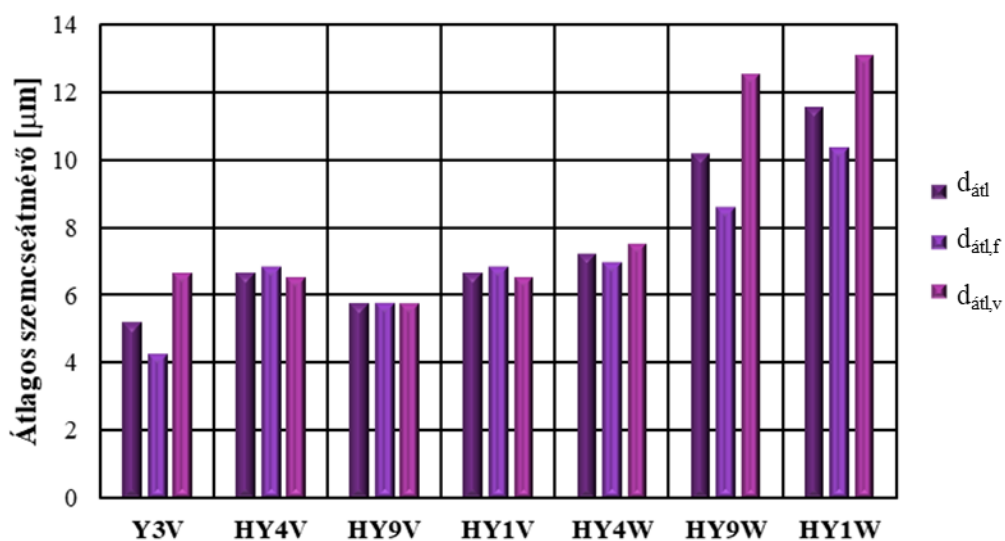
4. táblázat. *Perlit százalékos mennyisége a hőhatásövezet interkritikus és újrakristályosodási sávjában*

A hegesztett kötés jele	Interkritikus sáv			Finomszemcsés sáv		
	Perlit arány [%]	Perlit arány függőleges irányban [%]	Perlit arány vízszintes irányban [%]	Perlit arány [%]	Perlit arány függőleges irányban [%]	Perlitarány vízszintes irányban [%]
Y3V	43	48	39	40	39	41
HY1V	44	46	42	44	45	43
HY4V	43	42	43	33	33	32
HY9V	42	39	46	40	42	38
HY1W	37	39	35	41	40	43
HY4W	44	41	48	39	38	41
HY9W	45	46	44	42	41	43

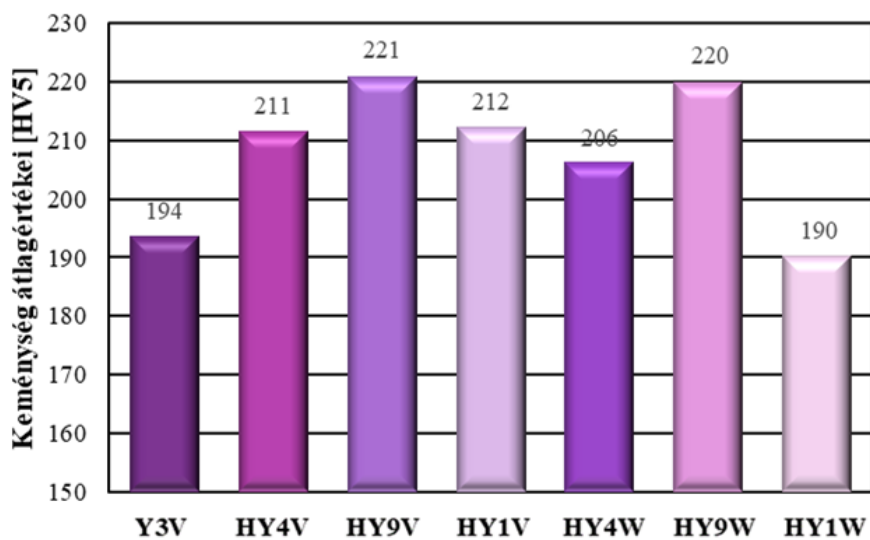
A durvaszemcsés sávokban és a varratgyökökben jellemzően nem-egyensúlyi szövetelemek találhatók. A hidrogén diffúziós sebessége az acélok szövetelei között az alábbi sorrendben csökken: ferrit > perlit > bainit > ausztenit > martenzit. A martenzites szövet rengeteg energetikailag kedvező helyet tartalmaz a hidrogénscapdák számára, növelve a repedések kialakulását és a hidrogén okozta elridegedés lehetőségét.

A durvaszemcsés sávokban jelentős keménységnövekedés figyelhető meg. A szemcsék mérete jellemzően nagyobb a kiinduló szerkezethez képest. Az MMAW technológiával készül eredeti varratokban a szemcsék kisebbek, míg a TIG technológiával készült gyökoldalon a megeresztett martenzit százalékos aránya és a szemcsék mérete is nagyobb.

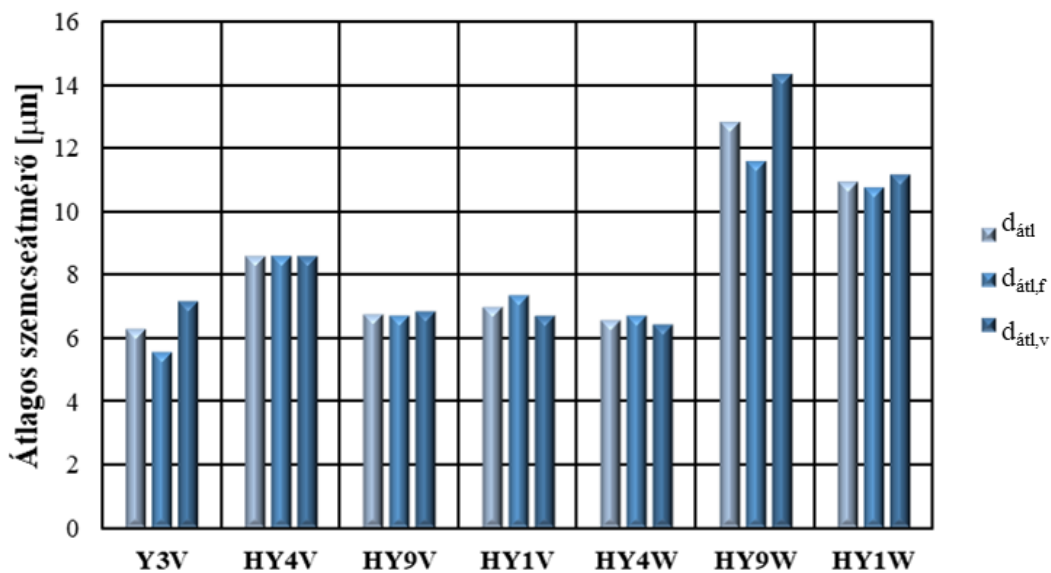
A varratgyökök olyan helyei a kötéseknek, ahol egyidejűleg hatnak geometriai és anyagszerkezeti tényezők, melyek a hidrogén diffúziós útvonalát és csapdákban történő felhalmozódását befolyásolják. A lehűlés során a gyökökben általában húzó maradó feszültségek ébrednek, ami kedvez a hidrogén felhalmozódásának, de a sok geometriai és anyagszerkezeti hiba mind hidrogénscapdaként működhet. A vizsgált varratok esetében a legnagyobb növekedést a keménységértékek tekintetében az MMAW technológiával készült varratok mutatták, míg a TIG technológiával készült gyök nem mutatott növekedést a hidrogén jelenlétében. A megeresztett martenzit százalékos mennyisége nem mutatott jelentős eltérést a különböző varratgyökök esetében, azonban a mikroszkópos felvételeken megfigyelhetők a méret- és eloszlás szerinti eltérések.



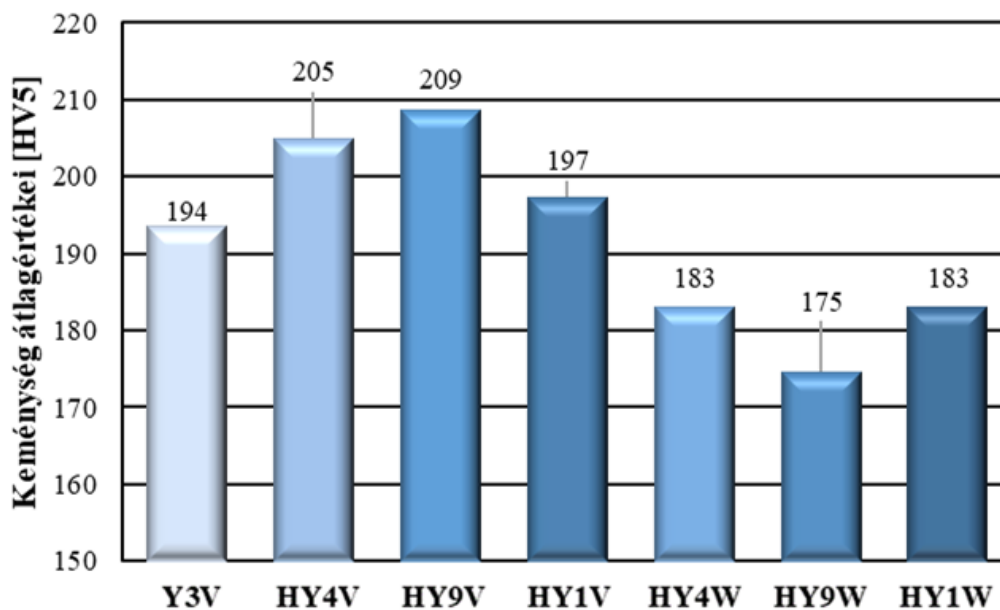
12. ábra. Az átlagos szemcseméret értékei a hőhatásövezet durvaszemcsés sávjában különböző technológiákkal készült hegesztett kötéseknél.



13. ábra. Átlagkeménység értékek a hőhatásövezet durvaszemcsés sávjában különböző idejű hidrogénnek való kitettségek esetén.



14. ábra. Az átlagos szemcseméret értékei a varratgyökökben a különböző technológiákkal készült hegesztett kötéseknél.



15. ábra. Átlagkeménység értékek a varratgyökökben különböző idejű hidrogénnek való kitettségek esetén.

5. táblázat. Perlit százalékos mennyisége a hőhatásövezet durvaszemcsés sávjában és a varratgyökökben

A hegesztett kötés jele	Durvaszemcsés sáv			Varratgyök		
	Megeresztett martenzit arány [%]	Megeresztett martenzit arány függőleges irányban [%]	Megeresztett martenzit arány vízszintes irányban [%]	Megeresztett martenzit arány [%]	Megeresztett martenzit arány függőleges irányban [%]	Megeresztett martenzit arány vízszintes irányban [%]
Y3V	56	61	51	62	62	62
HY1V	58	57	59	60	61	60
HY4V	53	57	50	57	63	51
HY9V	61	64	59	63	62	64
HY1W	60	63	56	56	53	60
HY4W	63	63	62	63	63	64
HY9W	60	63	58	57	57	57

4. Összefoglalás

Az alapanyagok tekintetében a makrokeménység értékek nem mutattak eltéréseket a különböző idejű hidrogénnek való kitettségek esetén. A szemcseszerkezeti és mikrokeménység vizsgálatok eredményeiből azonban valószínűsíthető, hogy a különböző előéletű, de ugyanazon alapanyagok hidrogénnel szembeni érzékenysége eltérő lesz. A különböző terhelési előzményű alapanyagok eltérő mikroszerkezettel rendelkeznek, amely közvetlen hatást gyakorol a diffúziós folyamatokra, továbbá módosíthatja a diffúzió domináns útvonalait és sebességét.

A hegesztett kötések esetében az MMAW eljárással készült hegesztett kötések nagyobb változásokat mértünk a keménység értékekben a hidrogén hatására. Az MMAW kötések esetében a durvaszemcsés és újrakristályosodási sávok a kritikus mikroszerkezeti régiók, míg a TIG kötések esetében a durvaszemcsés sávok.

A hidrogén preferált diffúziós útvonalai gyakran a szemcsehatárok. A vizsgálatokból látható, hogy létezik egy kritikus szemcseméret és szövetszerkezet kombináció, amely alatti tartományokban a szemcsehatárok fajlagos felületének növekedése és a mikroszerkezet hidrogéncsapdái együttesen kedvezőtlenebb transzportfeltételeket teremtenek, amely a hidrogén megkötésnek kedvez.

A keménységmérések alapján megállapítható, hogy az MMAW technológiával készült gyökök kevésbé érzékenyek, ezért a hidrogén által okozott ridegség kockázata várhatóan alacsonyabb lesz az ilyen típusú gyökök esetében.

Az olyan hibák, mint a porozitás, az üregek, a zárványok jelentősen befolyásolják a hidrogén-megkötést és az elridegedési hajlamot, ezért a hidrogén különböző csapdáknál történő felhalmozódásának vizsgálatánál érdemes ezek hatását is számba venni az optimális hegesztés-technológia tervezése során.

Irodalom

- [1] J. Kovács and J. Lukács, “Hidrogénnel kapcsolatos károsodási módok acélcsövek esetén,” *Multidiszciplináris Tudományok*, vol. 13, no. 1, pp. 206–223, Dec. 2023, doi: 10.35925/j.multi.2023.1.15
- [2] G. T. Park, *et al.*, “Effect of microstructure on the hydrogen trapping efficiency and hydrogen induced cracking of linepipe steel,” *Cor. Sci.*, vol. 50, no. 7, pp. 1865–1871, May 2008, doi:10.1016/j.corsci.2008.03.007
- [3] A. Thomas and J. A. Szpunar, “Hydrogen diffusion and trapping in X70 pipeline steel,” *Int. J. of Hydrogen Energy*, vol. 45, no. 3, pp. 2390–2404, Dec. 2019, doi: 10.1016/j.ijhydene.2019.11.096
- [4] J. F. Lessar and W. W. Gerberich, “Grain size effects in Hydrogen-Assisted cracking,” *Met. Trans. A*, vol. 7, no. 7, pp. 953–960, Jul. 1976, doi: 10.1007/BF02644060
- [5] V. P. Ramunni, M. I. Pascuet, N. Castin, and A. M. F. Rivas, “The influence of grain size on the hydrogen diffusion in bcc Fe,” *Comp. Mat. Sci.*, vol. 188, p. 110146, Nov. 2020, doi: 10.1016/j.commatsci.2020.110146
- [6] N. Yazdipour, *et al.*, “Effect of grain size on the hydrogen diffusion process in steel using cellular automaton approach,” *Mat. Sci. Forum*, vol. 706–709, pp. 1568–1573, Jan. 2012, doi: 10.4028/www.scientific.net/MSF.706-709.1568
- [7] A. M. Brass and A. Chanfreau, “Accelerated diffusion of hydrogen along grain boundaries in nickel,” *Acta Mater.*, vol. 44, no. 9, pp. 3823–3831, Sep. 1996, doi: 10.1016/1359-6454(95)00446-7
- [8] R. Pourazizi, *et al.*, “Effect of thermo-mechanical controlled process on microstructural texture and hydrogen embrittlement resistance of API 5L X70 pipeline steels in sour environments,” *Int. J. of Pressure Vessels and Piping*, vol. 194, p. 104491, Jul. 2021, doi: 10.1016/j.ijpvp.2021.104491
- [9] W. Y. Choo and J. Y. Lee, “Effect of cold working on the hydrogen trapping phenomena in pure iron,” *Met. Trans. A*, vol. 14, no. 7, pp. 1299–1305, Jul. 1983, doi: 10.1007/BF02664812
- [10] A. Paul, T. *et al.*, *Thermodynamics, diffusion and the kirkendall effect in solids*. 2014, doi: 10.1007/978-3-319-07461-0
- [11] N. Yazdipour, *et al.*, “2D modelling of the effect of grain size on hydrogen diffusion in X70 steel,” *Comp. Mat. Sci.*, vol. 56, pp. 49–57, Feb. 2012, doi: 10.1016/j.commatsci.2012.01.003
- [12] J.-L. Lee and J.-Y. Lee, “The interaction of hydrogen with the interface of Al₂O₃ particles in iron,” *Met. Trans. A*, vol. 17, no. 12, pp. 2183–2186, Dec. 1986, doi: 10.1007/BF02645916
- [13] G.-W. Hong and J.-Y. Lee, “The interaction of hydrogen and the cementite-ferrite interface in carbon steel,” *J. of Mat. Sci.*, vol. 18, no. 1, pp. 271–277, Jan. 1983, doi: 10.1007/BF00543835
- [14] J. Lukács and A. Y. Dakhel, “Full-scale Fatigue and Burst Tests on Notched Pipeline Girth Welds, under Complex Loading Conditions,” *Acta Polytechnica Hungarica*, vol. 21, no. 5, pp. 53–70, Jan. 2024, doi: 10.12700/aph.21.5.2024.5.5.

EFFECT OF HYDROGEN BLENDING INTO NATURAL GAS ON THE METALLIC STRUCTURAL ELEMENTS OF THE GAS DISTRIBUTION NETWORKS

János Lukács

Professor, Department of Structural Integrity, Institute of Materials Science and Technology,
Faculty of Mechanical Engineering and Informatics, University of Miskolc
3515 Miskolc, Miskolc-Egyetemváros, e-mail: janos.lukacs@uni-miskolc.hu

Nóra Bencs-Nagy

Assistant lecturer, Department of Structural Integrity, Institute of Materials Science and Technology,
Faculty of Mechanical Engineering and Informatics, University of Miskolc
3515 Miskolc, Miskolc-Egyetemváros, e-mail: nora.nagy@uni-miskolc.hu

Abstract

The blending of hydrogen into high-pressure natural gas transmission pipeline networks has become an approved practice. As a direct consequence, hydrogen blended natural gas is gaining ground in lower pressure distribution networks too. The distribution pipeline networks contain metallic elements of different metallic materials. The behaviour of the different elements was determined by comparative tests of different samples. First of all, samples that were not exposed to hydrogen were considered as base samples. Secondly, for this aim built test track contained the characteristic structural elements and welded joints and circulated a hydrogen blended natural gas medium; thirdly, samples cut from the structural elements were exposed to a pure hydrogen medium in a laboratory reactor. The time of exposure to hydrogen was chosen to be the same for the test track and the laboratory reactor, but several time intervals were tested. By comparing the results, conclusions were drawn on the resistance of the tested elements to hydrogen and its variation over time.

Keywords: gas distribution network, metallic structural element, welding, hydrogen blending

Absztrakt

A hidrogén nagynyomású földgázszállító hálózatokba történő keverése már elfogadott gyakorlatnak számít. Ennek közvetlen következményeként, a hidrogénnel kevert földgáz az alacsonyabb nyomású elosztó hálózatokban is egyre nagyobb teret nyer. Az elosztó csőhálózatok különböző fémekből és ötvözetekből készült elemeket tartalmaznak, amelyek viselkedését különböző minták összehasonlító vizsgálataival határoztuk meg. Elsőként, a hidrogénnek nem kitett mintákat alampintáknak tekintettük. Másodszor, egy erre a célra speciálisan épített tesztpálya tartalmazta a jellegzetes szerkezeti elemeket és hegesztett kötéseiket, amelyekben hidrogénnel kevert földgáz keringett; harmadszor, a szerkezeti elemekből kimunkált mintákat tiszta hidrogén közegnek tettük ki egy laboratóriumi reaktorban. A hidrogénnek való kitettség idejét a tesztpályán és a laboratóriumi reaktorban azonosnak választottuk, de több idő intervallumot is vizsgáltunk. Az eredmények összehasonlításával következtetéseket vontunk le a vizsgált elemek hidrogénnel szembeni ellenálló képességéről és annak időbeli változásáról.

Kulcsszavak: gázelosztó hálózat, fém szerkezeti elem, hegesztés, hidrogén bekeverés

1. Introduction

In Hungary's National Hydrogen Strategy [1], under the action plan point titled "*Electricity and natural gas support infrastructure*" the stated objective is to "*enabling a volume blending ratio of 2% in the natural gas system on the short term, to be expanded on the medium term in accordance with tests carried out by that point*". It is a clear and direct consequence of this goal that, within a foreseeable timeframe, the hydrogen-natural gas mixture from the high-pressure transmission system will transition into the low- and medium-pressure gas distribution systems and eventually reach end-users.

Gas distribution systems have a key characteristic that differentiates them from gas transmission systems: the wide variety of structural components used. This diversity appears in the design, main parameters, and material grades of the components. Once the mixture reaches end-users, the range of components – such as metering and regulating devices, as well as everyday appliances – expands significantly. It is evident that these components involve characteristic material types, which are likely to be at least partially independent of manufacturers, models, or technical specifications. However, they were all fundamentally designed for use with natural gas. It is certain that – just as with the gas transmission system – it is both worthwhile and necessary to examine whether the infrastructure designed for natural gas can also be used safely and effectively with hydrogen-natural gas blends in gas distribution systems.

The aim of this article is to present the conditions and initial results of a longer investigation series. We briefly outline the test conditions (tests in air, pilot test tracks, and laboratory reactors in different hydrogen environments), and provide examples of investigations carried out on metallic structural components and their welded joints, along with the corresponding results.

2. Testing circumstances

2.1. Investigations in air

The purpose of the tests conducted in air was to establish baseline data for various mechanical properties, serving as a foundation for future comparisons. In all cases, the tests were performed on new, unused structural components. Neither the individual elements nor the test specimens prepared from them were exposed to any hydrogen-related effects.

2.2. Investigations on structural elements of the test tracks

Following the characteristics of gas distribution networks, two test tracks were constructed. Test track "1" was built using structural elements typical for 30 mbar operating pressure, while Test track "2" was assembled from components corresponding to 8 bar operating pressure. Based on these pressure values, it is evident that the characteristic structural materials of Test track "1" are polymers, whereas for Test track "2," metals and their alloys are predominant. The joints of the individual structural components exhibit the characteristic features derived from their base materials. The test tracks are shown in Figures 1-3.

Both test tracks were designed such that the sequence of structural elements is repeated, with shut-off fittings inserted between sections. This configuration allows for the separation of two distinct test intervals (see Table 1).

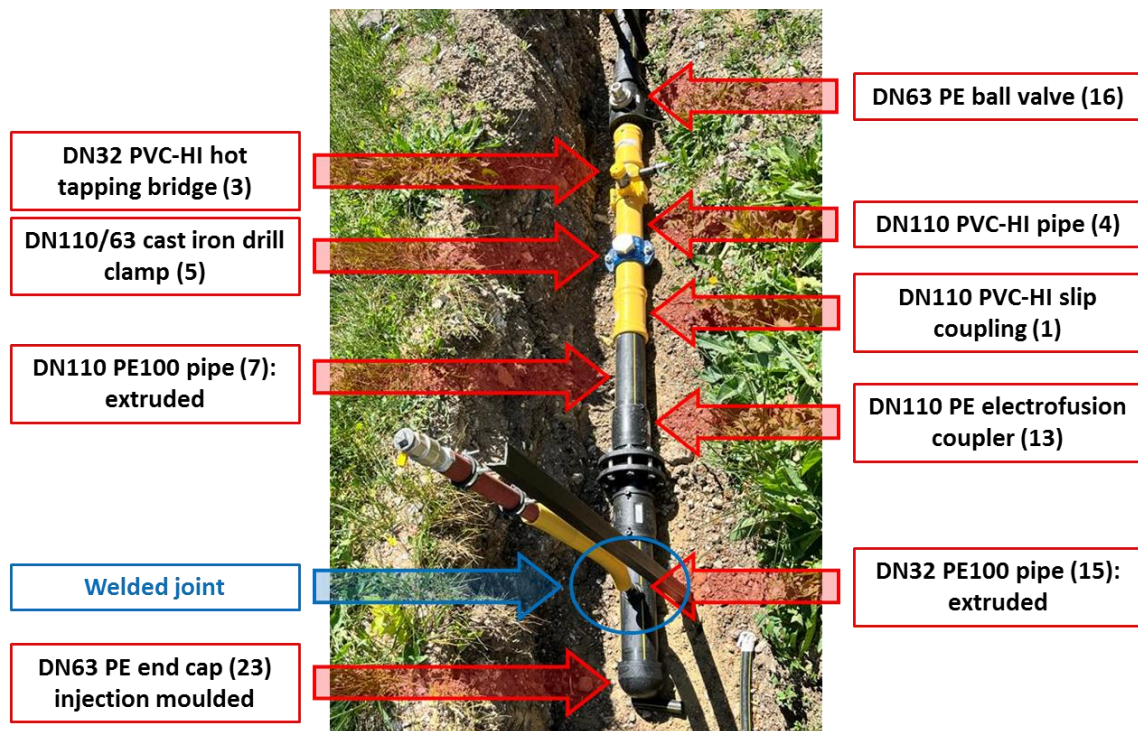


Figure 1. Test track "1": operating pressure 30 mbar.

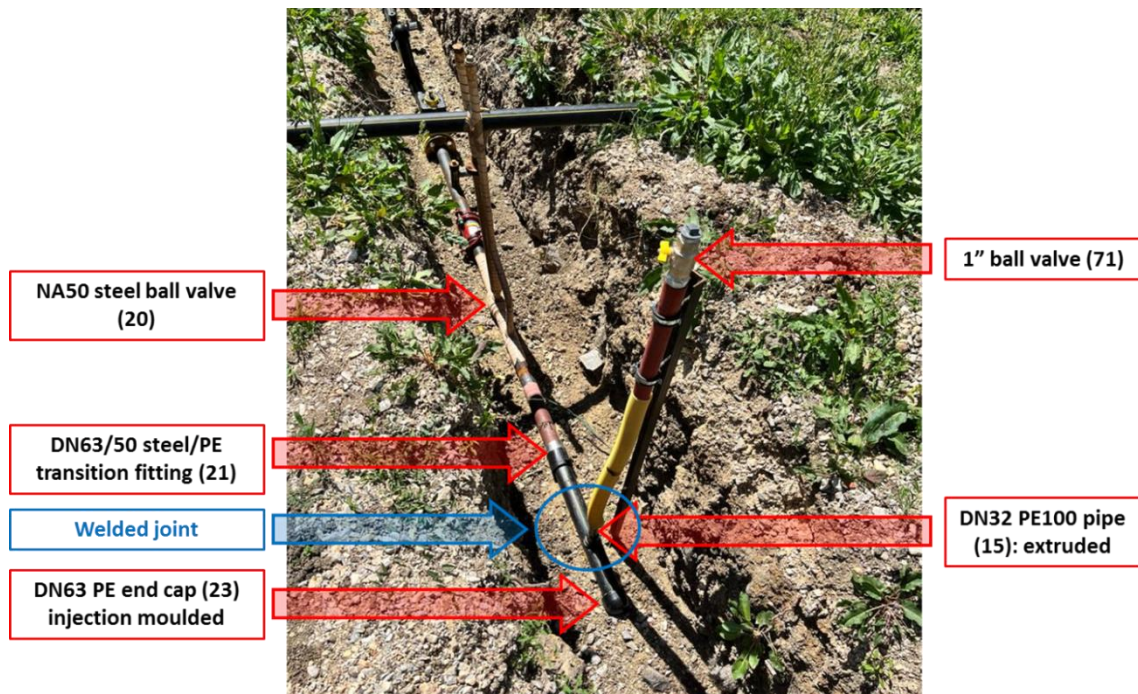


Figure 2. Front section of Test track "2": operating pressure 8 bar.

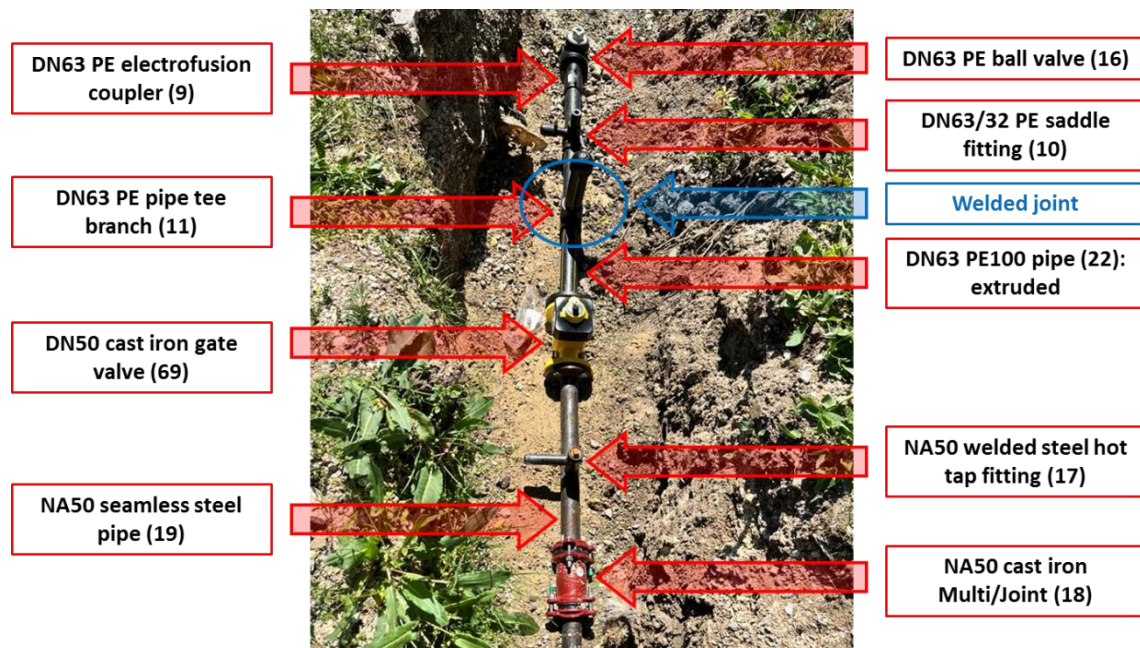


Figure 3. Rear section of Test track "2": operating pressure 8 bar.

An additional container, divided into two compartments, is associated with Test track "2" (Figure 4). This container includes smaller structural elements and test specimens prepared for the further investigation.

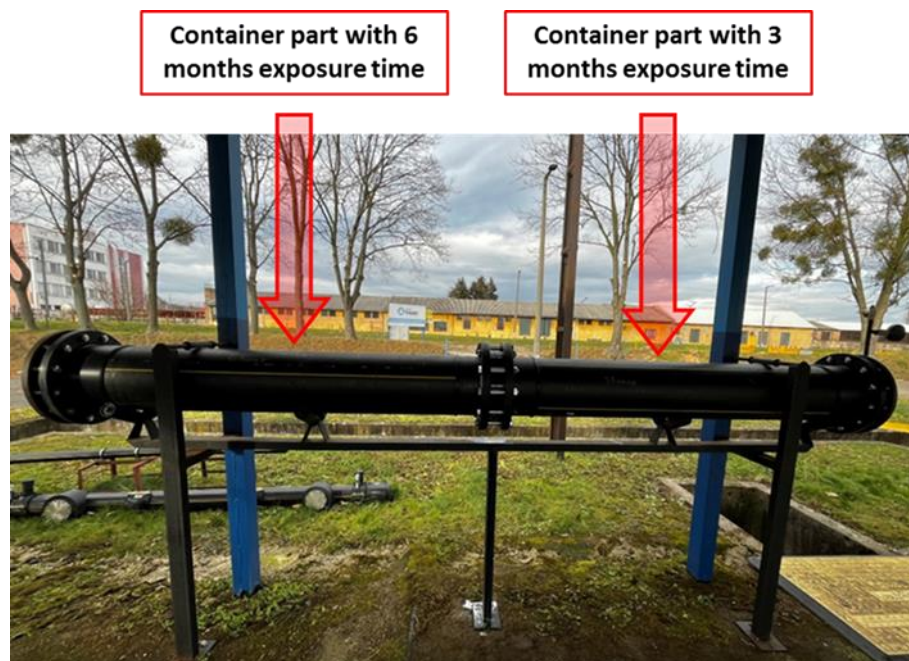


Figure 4. Container associated with Test track "2": operating pressure 8 bar.

2.3. Investigations on specimens placed in a laboratory reactor

The dimensions of the reactor vessel (55 mm in diameter, 130 mm in height) determined both the size and the number of specimens that could be placed inside simultaneously. At the same time, exposing the samples to pure hydrogen offered a new opportunity for comparison across a range that includes air, hydrogen blended into natural gas, and pure hydrogen. The reactor is shown in Figure 5.

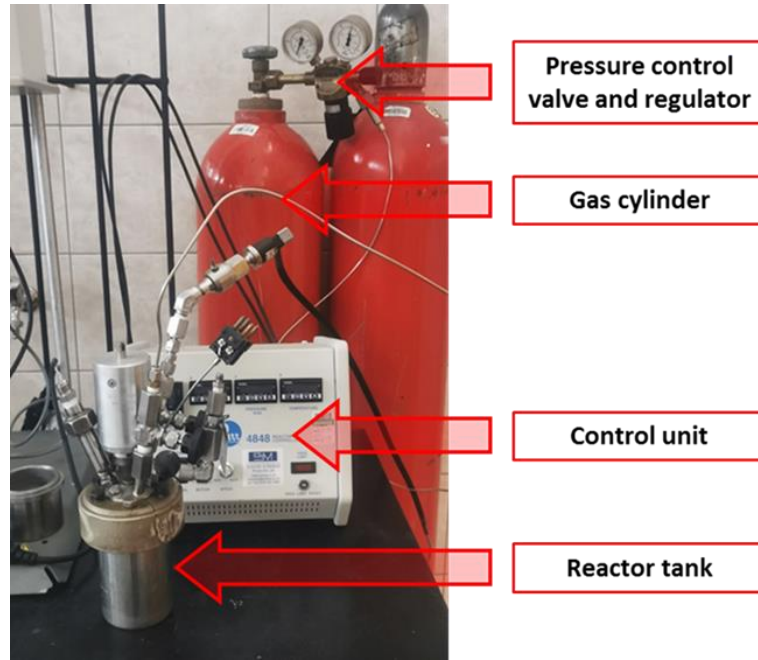


Figure 5. Laboratory reactor: operating pressure 8 bar.

Table 1 summarizes the characteristics of the various testing systems. As the 6 months exposure period tests are still ongoing, this paper presents only the results from the 3 months exposure period.

Table 1. Overview of the different test systems and their characteristics

Testing system	Environment	Pressure	Exposure time	Environment ID
N/A	air	ambient	N/A	AIR
Test track "1"	5% H ₂ + 95% natural gas	30 mbar	3 months	MIX1-3
Test track "2"	5% H ₂ + 95% natural gas	8 bar	3 months	MIX2-3
Test container				MIXC-3
Laboratory reactor	100% H ₂	8 bar	3 months	100H
Test track "1"	5% H ₂ + 95% natural gas	30 mbar	6 months	MIX1-6
Test track "2"	5% H ₂ + 95% natural gas	8 bar	6 months	MIX2-6
Test container				MIXC-6

2.4. Test specimens and equipment

The geometry and the number of the test specimens used in the investigation were influenced by several factors, including: the geometry of the structural elements; the number (volume) of available

structural elements; the dimensions of the laboratory reactor; the requirements regarding the reliability of the tests (size effect); and the necessity of ensuring the comparability of results.

For macro- and microstructural examinations, a ZEISS Observer D1m optical microscope was used. To precisely determine the post-fracture cross-sections required for calculating the reduction in area values of the tensile specimens, a Zeiss Stemi 2000-C stereo microscope was applied.

For hardness testing of metallic base materials and their welded joints, a Reichert UH 250 hardness tester was used, and HV5 hardness values were determined.

Tensile tests were carried out using an MTS 810.23 universal testing machine, with computer control. During the tests, force-elongation diagrams were recorded.

For the structural elements and the specimens machined from them, numerical codes were consistently applied (see Figures 1-3).

3. The investigations and their results

3.1. Investigations on steel structural elements

3.1.1. Elements connecting to the NA50 ball valve

The ball valve (20) and its surrounding components are shown in Figure 6. In addition to examining the base material of the pipe section connected to the ball valve (20.1), four welded joints were also investigated: 20.2, 20.3, 20.4, and 20.5.

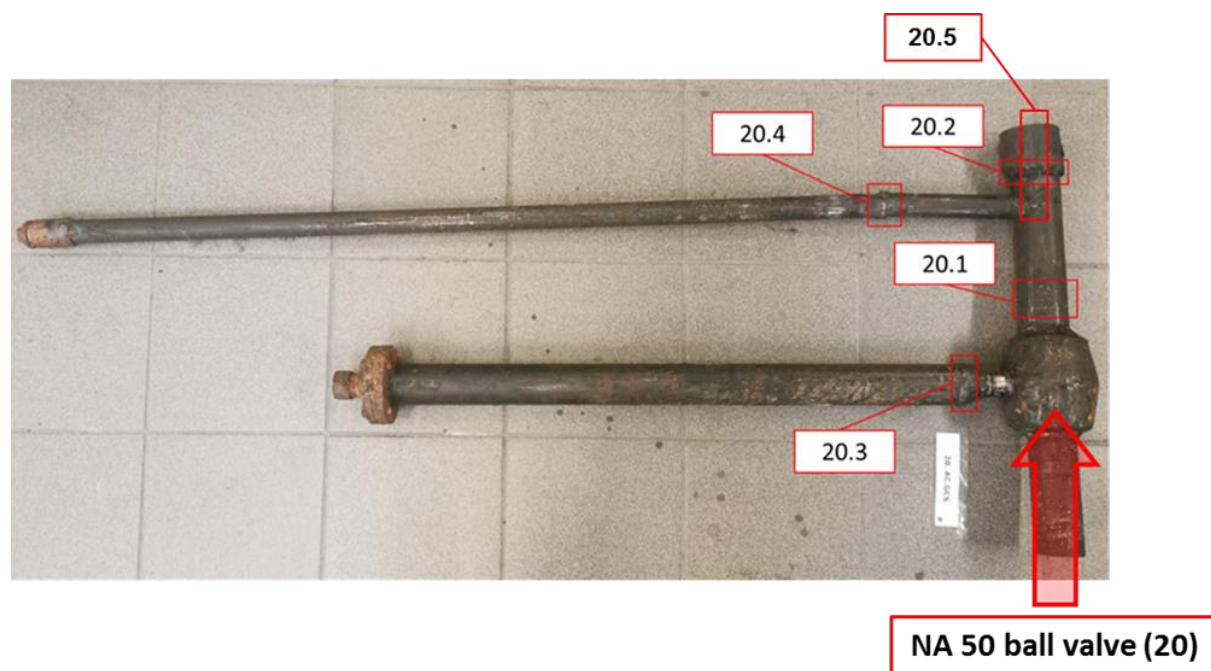


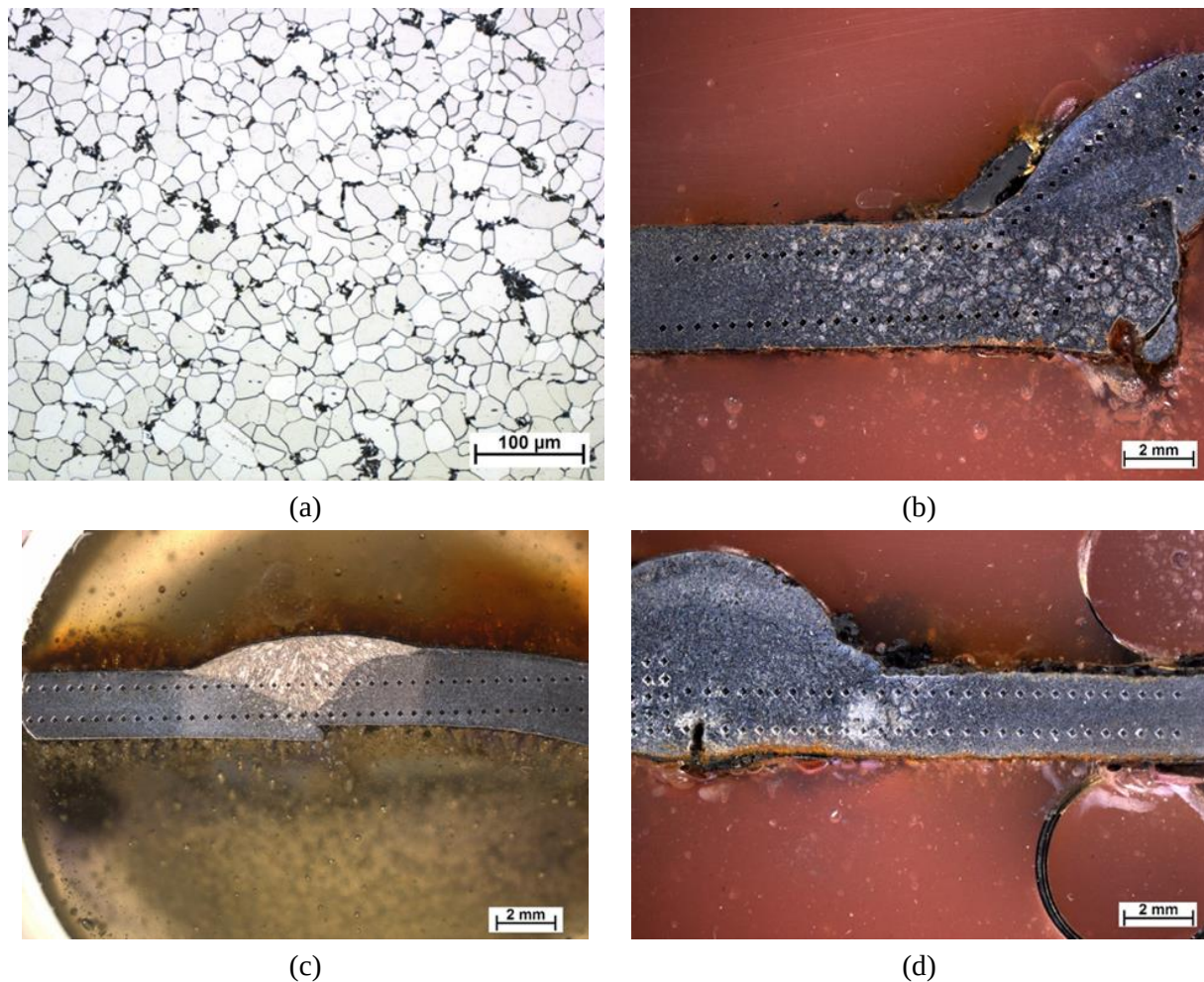
Figure 6. The NA50 ball valve (20) and its surrounding components.

The results of the hardness measurements performed on the pipe material (20.1) connected to the ball valve (20) in different environments, are summarized in Table 2.

Table 2. The results of the hardness measurements performed on the pipe material (20.1) connected to the ball valve (20)

Environment ID	Average value of 5 measurements	Standard deviation	Standard deviation coefficient
AIR	127.8	1.9	0.015
MIX2-3	128.0	3.1	0.024
100H	121.4	8.4	0.069

Figure 7 presents the ferrite-pearlite microstructure of the pipe material 20.1, as well as the macrostructures of the three welded joints examined, including the locations of the hardness measurement points.

**Figure 7.** Microstructure of the 20.1 pipe material etched with 3% HNO_3 , $N=200\times$ (a), and the macrostructure of the investigated welded joints 20.2 (b), 20.3 (c), and 20.4 (d).

The hardness distributions of the examined welded joints (20.2, 20.3, and 20.4) on the weld face and root sides in different media are presented in Figures 8-10, respectively.

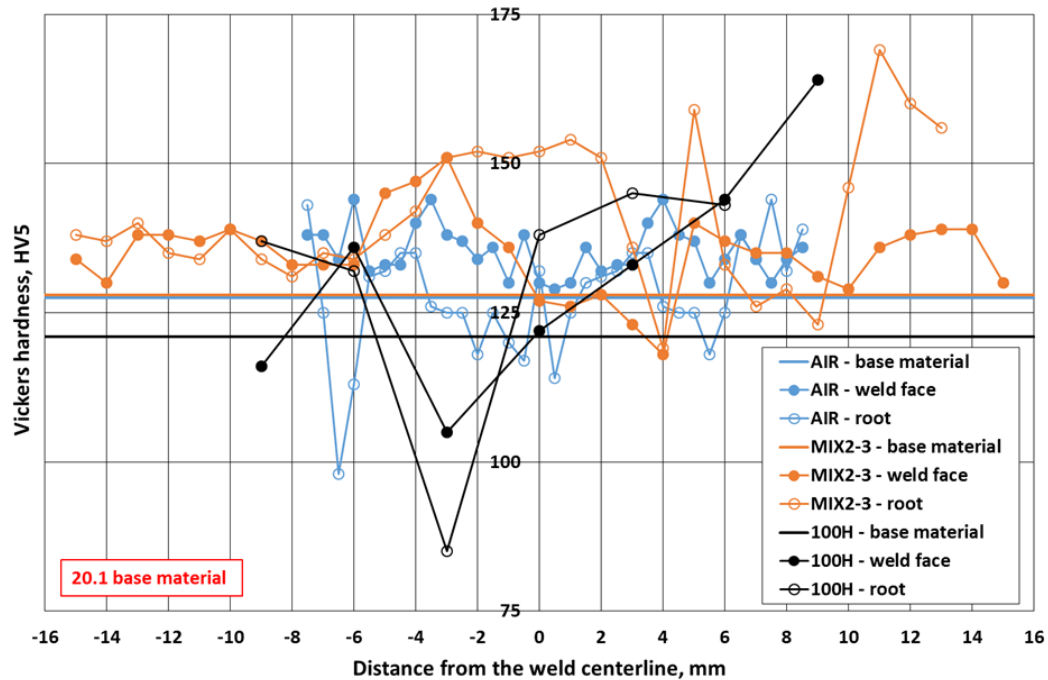


Figure 8. Hardness distributions of the welded joint 20.2, located near the NA50 ball valve, in various environments, including the average hardness values of the base material of pipe 20.1.

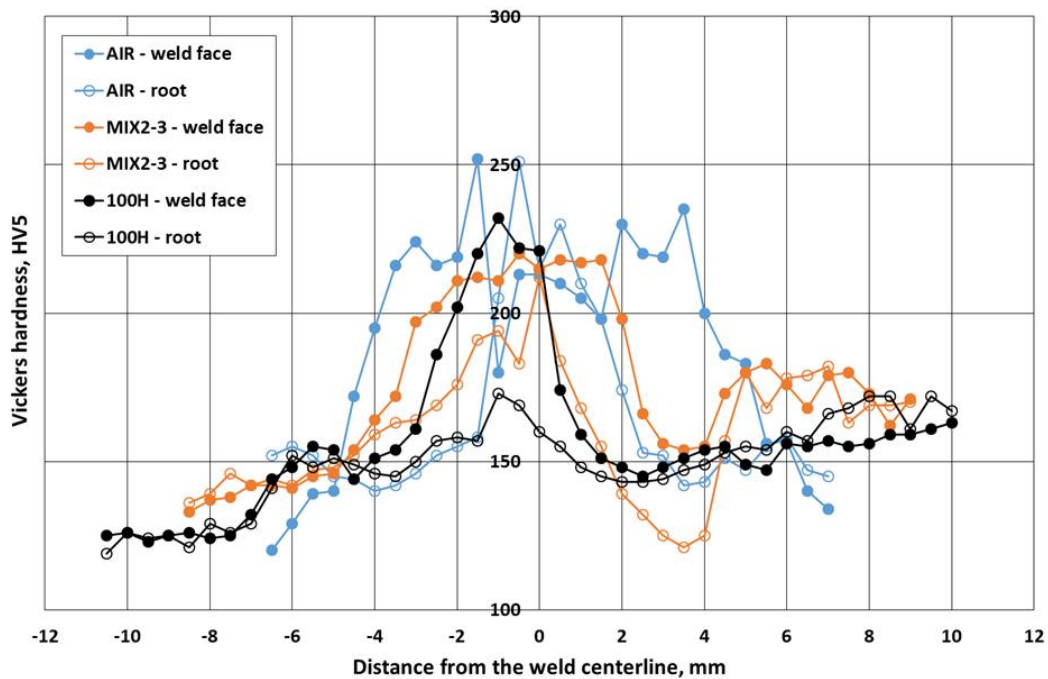


Figure 9. Hardness distributions of the welded joint 20.3, located near the NA50 ball valve, in various environments.

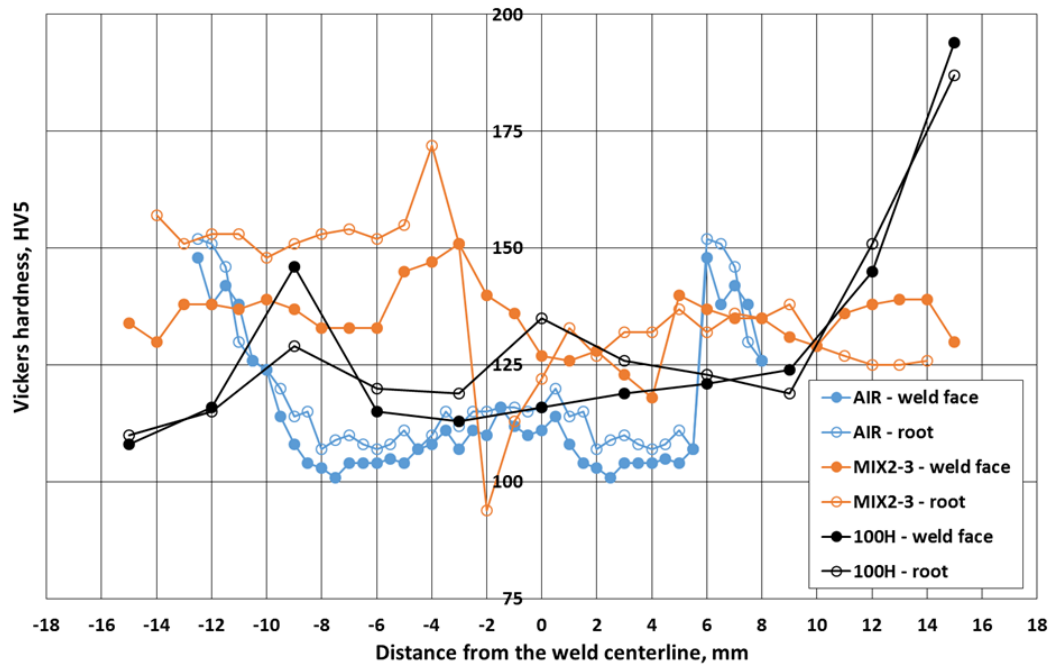


Figure 10. Hardness distributions of the welded joint 20.4, located near the NA50 ball valve, in various environments.

Flat tensile test specimens (initial thickness 4.3 mm, initial width 7.8 mm) were machined from the body of the 20.1 pipe section, in the direction of the longitudinal axis of the pipe. Furthermore, flat tensile specimens were cut from the 20.5 welded joint too, in the direction of the longitudinal axis of the pipe. Since this welded joint was made between pipe sections of different diameters, the tensile test specimens included a step. The results of the tensile tests are summarized in Tables 3-4.

Table 3. Tensile test results on the body of the 20.1 pipe section

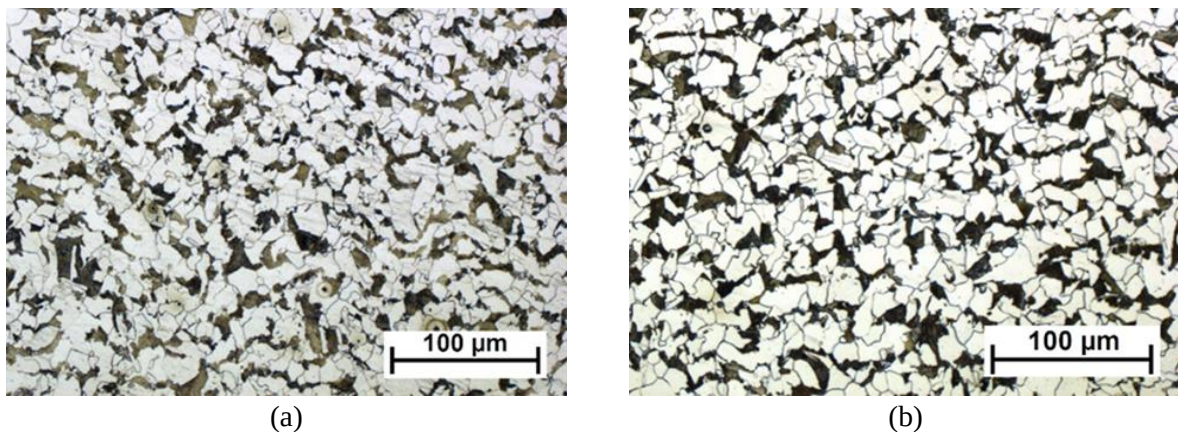
Environment ID	Specimen ID and statistical characteristic	Tensile strength, R_m [MPa]	Elongation at failure, A [%]	Reduction in area, RA [%]
MIX2-3	20.1-1_MIX2-3	391.8	45.6	74.1
	20.1-2_MIX2-3	381.9	38.8	74.0
	20.1-3_MIX2-3	392.7	44.8	74.4
	Average	388.8	43.1	74.2
	Standard deviation (Std)	6.0	3.7	0.2
	Std coefficient	0.015	0.086	0.003
MIXC-3	20.1-1_MIXC-3	492.2	33.6	73.9
	20.1-2_MIXC-3	417.0	29.7	72.4
	20.1-3_MIXC-3	416.8	21.3	75.3
	Average	442.0	28.2	73.8
	Standard deviation (Std)	43.5	6.3	1.5
	Std coefficient	0.098	0.224	0.020

Table 4. Tensile test results on the welded joint (20.5) of the 20.1 pipe section

Environment ID	Specimen ID and statistical characteristic	Tensile strength, R_m [MPa]	Elongation at failure, A [%]	Reduction in area, RA [%]
MIX2-3	20.5-1_MIX2-3	250.4	N/A	35.0
	20.5-2_MIX2-3	360.3	N/A	83.7
	20.5-3_MIX2-3	260.1	N/A	52.9
	Average	290.3	N/A	57.2
	Standard deviation (Std)	60.8	N/A	24.7
	Std coefficient	0.210	N/A	0.431

3.1.2. NA50 welded hot tap fitting

The NA50 welded hot tap fitting (17) is a welded structural element made from two different steel grades (S355 (17.1) [2] and P235 (17.2) [3]), as shown in Figure 11. The ferrite-pearlite microstructures of the two steels are presented in Figure 12, while the macrostructure of the welded joint – along with the hardness measurement points – is illustrated in Figure 13.

**Figure 11.** The NA50 welded hot tap fitting (17) made from two different steel grades.**Figure 12.** The microstructures of the two steel grades used in the NA50 welded hot tap fitting: S355 (a) and P235 (b) etched with 3% HNO_3 , $N=200\times$.

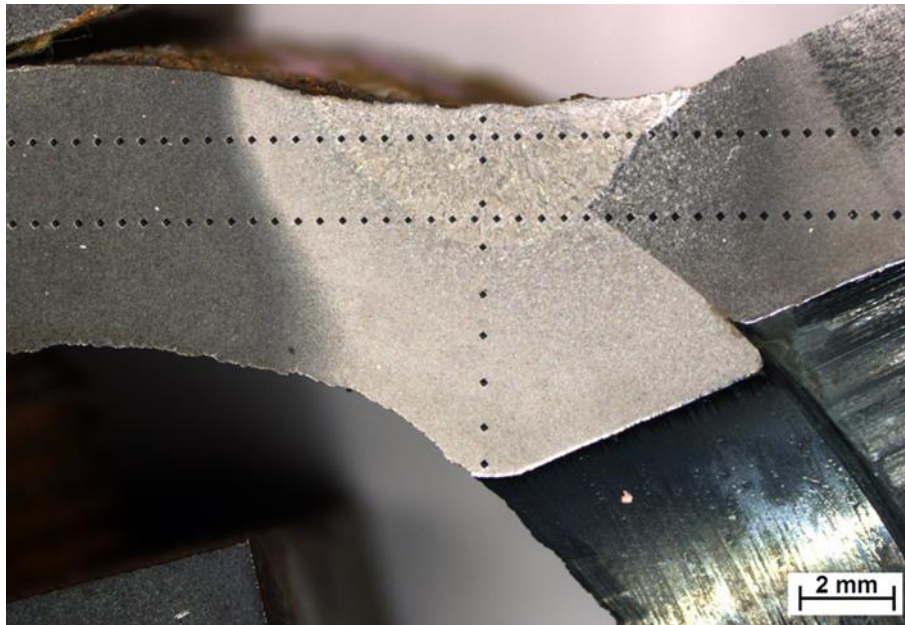


Figure 13. The macrostructure of the welded joints (17.1/17.2) of the NA50 welded hot tap fitting (17).

The results of the hardness measurements performed on both steel grades (17.1 and 17.2) in different environments are summarized in Table 5.

Table 5. The results of the hardness measurements performed on both steel grades (17.1 and 17.2) of the welded hot tap fitting (17)

Base material	Environment ID	Average value of 5 measurements	Standard deviation	Standard deviation coefficient
S355 (17.1)	AIR	162.2	5.9	0.036
	MIX2-3	155.6	11.6	0.074
	100H	160.6	2.7	0.170
P235 (17.2)	AIR	150.4	8.7	0.058
	MIX2-3	147.8	10.0	0.068
	100H	146.2	2.3	0.160

Figure 14 shows the hardness distributions measured in different environments, including the average hardness values of both base materials.

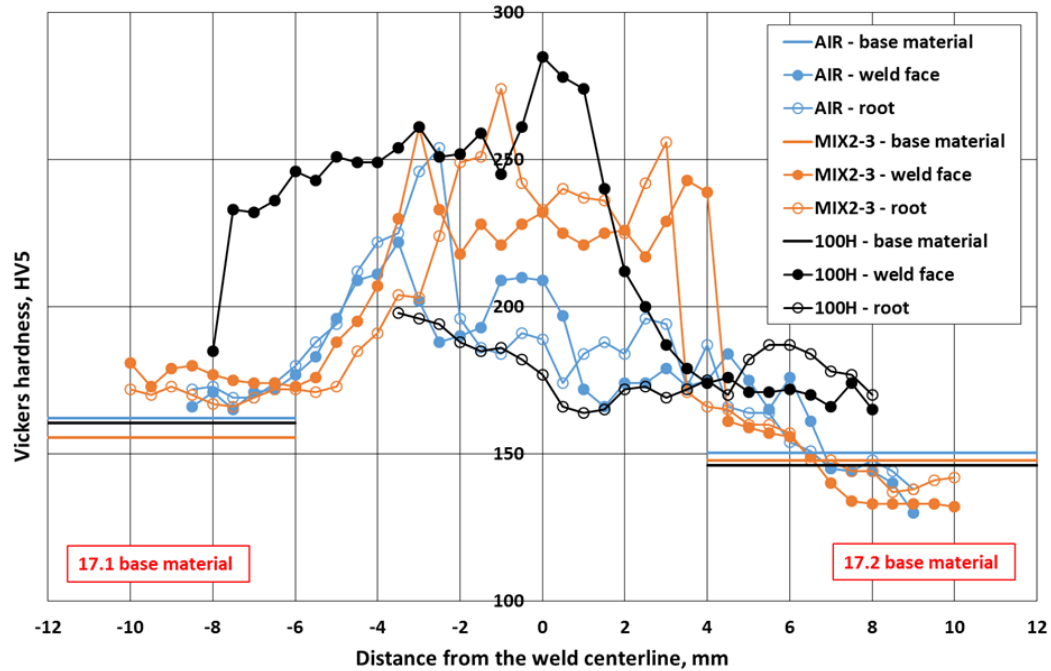


Figure 14. Hardness distributions of the welded joint 17.1/17.2, located in the NA50 welded hot tap fitting, in various environments, including the average hardness values of the base materials.

3.2. Investigations on cast iron structural elements

3.2.1. DN110/63 drill clamp

The body of the drill clamp (5) is ferritic nodular cast iron [4], [5], as illustrated in Figure 15.

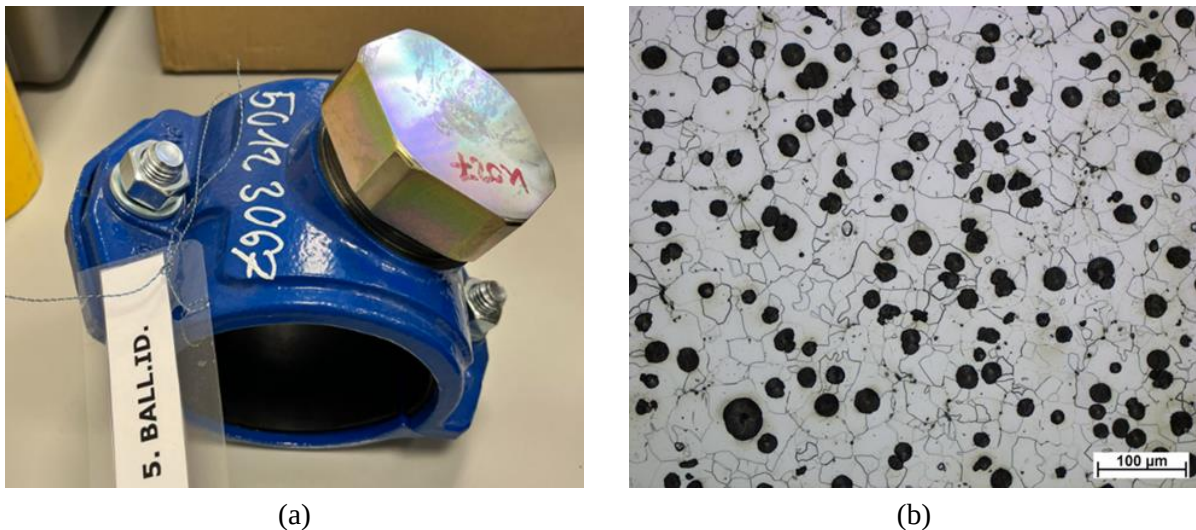


Figure 15. The structure of the drill clamp (a) and the microstructure of the blue cast iron body (b) etched with 3% HNO_3 , $N=200\times$.

The results of the hardness measurements performed on the body of the drill clamp in different environments are summarized in Table 6.

Table 6. The results of the hardness measurements performed on the body of the drill clamp

Environment ID	Average value of 5 measurements	Standard deviation	Standard deviation coefficient
AIR	136.2	10.5	0.077
MIX1-3	130.6	4.0	0.030

Round tensile test specimens (initial diameter 5 mm) were machined from the body of the drill clamp, in the direction of the longitudinal axis of the component. The results of the tensile tests are summarized in Table 7.

Table 7. Tensile test results on the body of the drill clamp

Environment ID	Specimen ID and statistical characteristic	Tensile strength, R_m [MPa]	Elongation at failure, A [%]	Reduction in area, RA [%]
AIR	5.1_AIR	437.9	5.6	76.0
	5.2_AIR	467.0	7.8	75.8
	5.3_AIR	533.3	8.2	76.0
	Average	479.4	7.2	75.9
	Standard deviation (Std)	48.9	1.4	0.1
	Std coefficient	0.102	0.194	0.002
MIX1-3	5.1_MIX1-3	479.8	19.9	79.6
	5.2_MIX1-3	527.0	11.8	79.0
	5.3_MIX1-3	508.4	16.4	80.2
	Average	505.0	16.0	79.6
	Standard deviation (Std)	23.8	4.1	0.6
	Std coefficient	0.047	0.253	0.008

3.2.2. MA50 Multi/Joint connection system

The body of the Multi/Joint connection system (18) is ferritic-pearlitic nodular cast iron [4], [5], as illustrated in Figure 16.

The results of the hardness measurements performed on the body of the Multi/Joint connection system in different environments are summarized in Table 8.

Table 8. The results of the hardness measurements performed on the body of the Multi/Joint connection system

Environment ID	Average value of 5 measurements	Standard deviation	Standard deviation coefficient
AIR	175.2	2.2	0.012
MIX1-3	170.2	3.4	0.020



Figure 16. The structure of the Multi/Joint connection system (a) and the microstructure of the brick-red cast iron body (b) etched with 3% HNO_3 , $N=200\times$.

Round tensile test specimens (initial diameter 5 mm) were machined from the body of the Multi/Joint connection system, in the direction of the longitudinal axis of the component. The results of the tensile tests are summarized in Table 9.

Table 9. Tensile test results on the body of the Multi/Joint connection system

Environment ID	Specimen ID and statistical characteristic	Tensile strength, R_m [MPa]	Elongation at failure, A [%]	Reduction in area, RA [%]
AIR	18.1_AIR	532.2	15.5	78.0
	18.2_AIR	488.2	5.0	75.8
	18.3_AIR	527.8	11.8	77.1
	Average	516.1	10.8	77.0
	Standard deviation (Std)	24.3	5.3	1.1
	Std coefficient	0.047	0.494	0.014
MIX1-3	18.1_MIX1-3	398.4	1.6	74.6
	18.2_MIX1-3	420.1	9.6	77.1
	18.3_MIX1-3	417.9	4.8	75.2
	Average	412.1	5.3	75.6
	Standard deviation (Std)	11.9	4.0	1.3
	Std coefficient	0.029	0.755	0.017

3.2.3. DN50 gate valve

The body of the gate valve (69) is ferritic-pearlitic cast iron with compacted graphite and enhanced nodule share [4], [5], as illustrated in Figure 17.

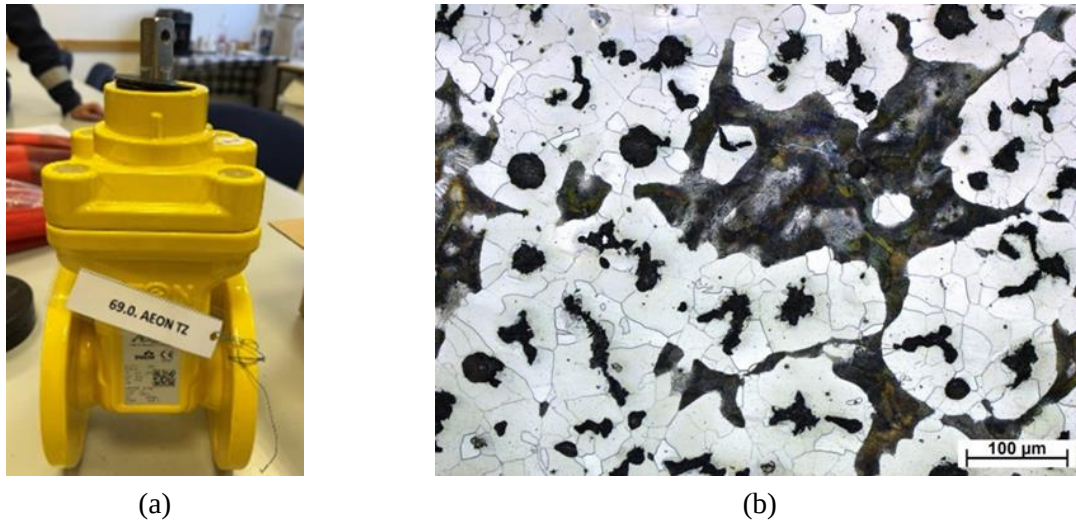


Figure 17. The structure of the gate valve (a) and the microstructure of the yellow cast iron body (b) etched with 3% HNO_3 , $N=200\times$.

The results of the hardness measurements performed on the body of the gate valve in different environments are summarized in Table 10.

Table 10. The results of the hardness measurements performed on the body of the gate valve

Environment ID	Average value of 5 measurements	Standard deviation	Standard deviation coefficient
AIR	227.4	2.3	0.010
MIX2-3	223.8	7.6	0.034

Round tensile test specimens (initial diameter 5 mm) were machined from the body of the gate valve, specifically from the upper, rectangular part of the component. The results of the tensile tests are summarized in Table 11.

Table 11. Tensile test results on the body of the gate valve

Environment ID	Specimen ID and statistical characteristic	Tensile strength, R_m , [MPa]	Elongation at failure, A [%]	Reduction in area, RA [%]
AIR	69.1_AIR	466.6	22.5	80.0
	69.2_AIR	468.4	19.7	78.8
	69.3_AIR	376.4	5.2	75.5
	Average	437.1	15.8	78.1
	Standard deviation (Std)	52.6	9.3	2.4
	Std coefficient	0.120	0.590	0.030
MIX2-3	69.1_MIX2-3	410.4	10.6	76.2
	69.2_MIX2-3	408.5	10.3	75.4
	69.3_MIX2-3	496.4	9.8	75.8
	Average	438.4	10.3	75.8
	Standard deviation (Std)	50.2	0.4	0.4
	Std coefficient	0.114	0.041	0.005

4. Discussion

The metallic materials of the investigated structural elements cannot be considered as special materials. This also implies that the metallic elements can be joined using conventional technologies (e.g., welding), and proven methods and tools are available for connecting metallic with non-metallic components (e.g. DN63/50 steel/PE transition fitting (21), see Figure 2).

The results of the hardness measurements performed on the six base materials of the five structural elements are summarized in Figure 18.

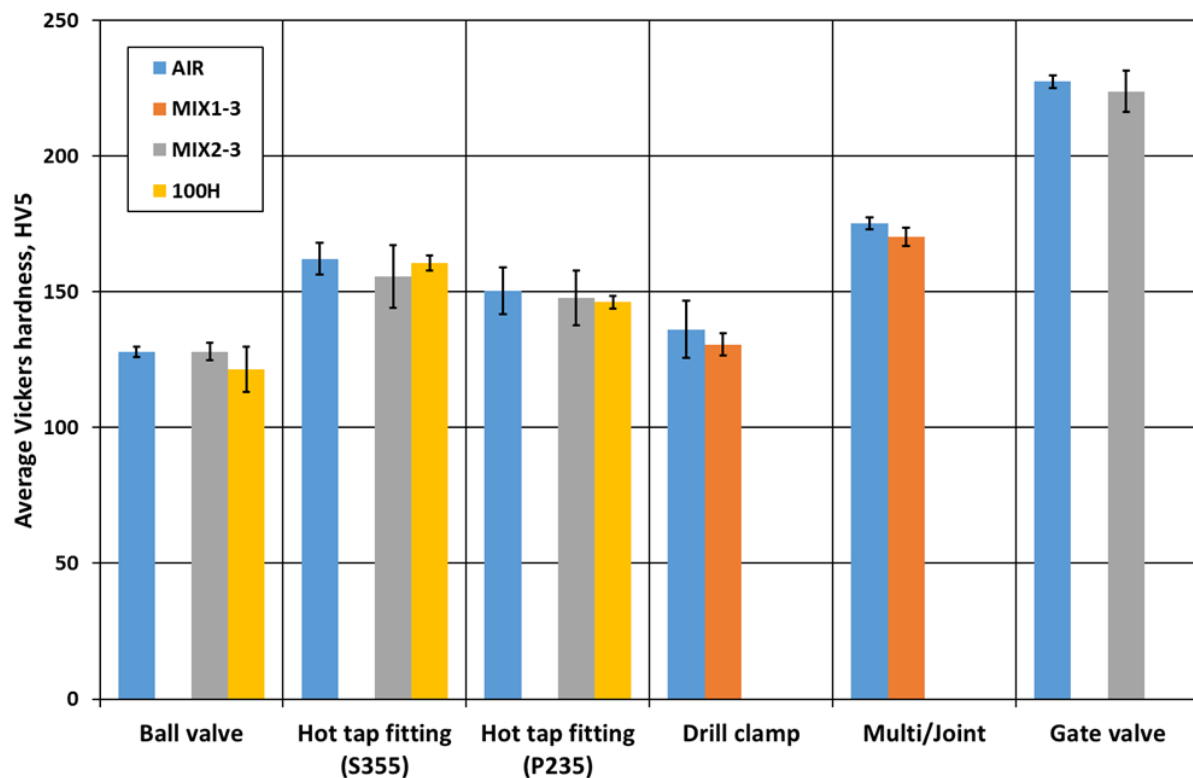


Figure 18. Results of hardness measurements on the base materials of the structural elements.

Based on Figure 18, it can be concluded that the average values obtained in hydrogen environments (MIX1-3, MIX2-3, and 100H) were lower in all cases compared to those measured in air. Furthermore, higher hydrogen exposure typically resulted in greater decreases in hardness. However, these differences cannot yet be considered significant, especially given the larger standard deviation in some samples and the fact that the standard deviation coefficient exceeded the characteristic value [6] in several cases.

The hardness values measured on welded joints (ball valve: Figure 8 and hot tap fitting: Figure 14) were generally higher than those of the base materials, in all three environments (AIR, MIX2-3, and 100H). The shapes of the hardness profiles measured on the weld face and root side of the welds showed both similarities and differences – within individual environments and across different environments as well. The effect of increased hydrogen exposure cannot be clearly identified; the weld

labelled 20.3 on the ball valve (Figure 9) exhibited a different trend compared to the other welded joints. Moreover, the trends in the changes across different parts of the welded joints were not consistent. The occasionally large hardness differences – both between weld face and root sides, and between different environments – require further investigation. This is true even if part of the differences can certainly be attributed to the fact that measurements in the different environments were carried out on different cross-sections, which featured different weld geometries, and thus different indentation locations.

The results of the tensile tests performed on four structural elements are summarized in Figure 19.

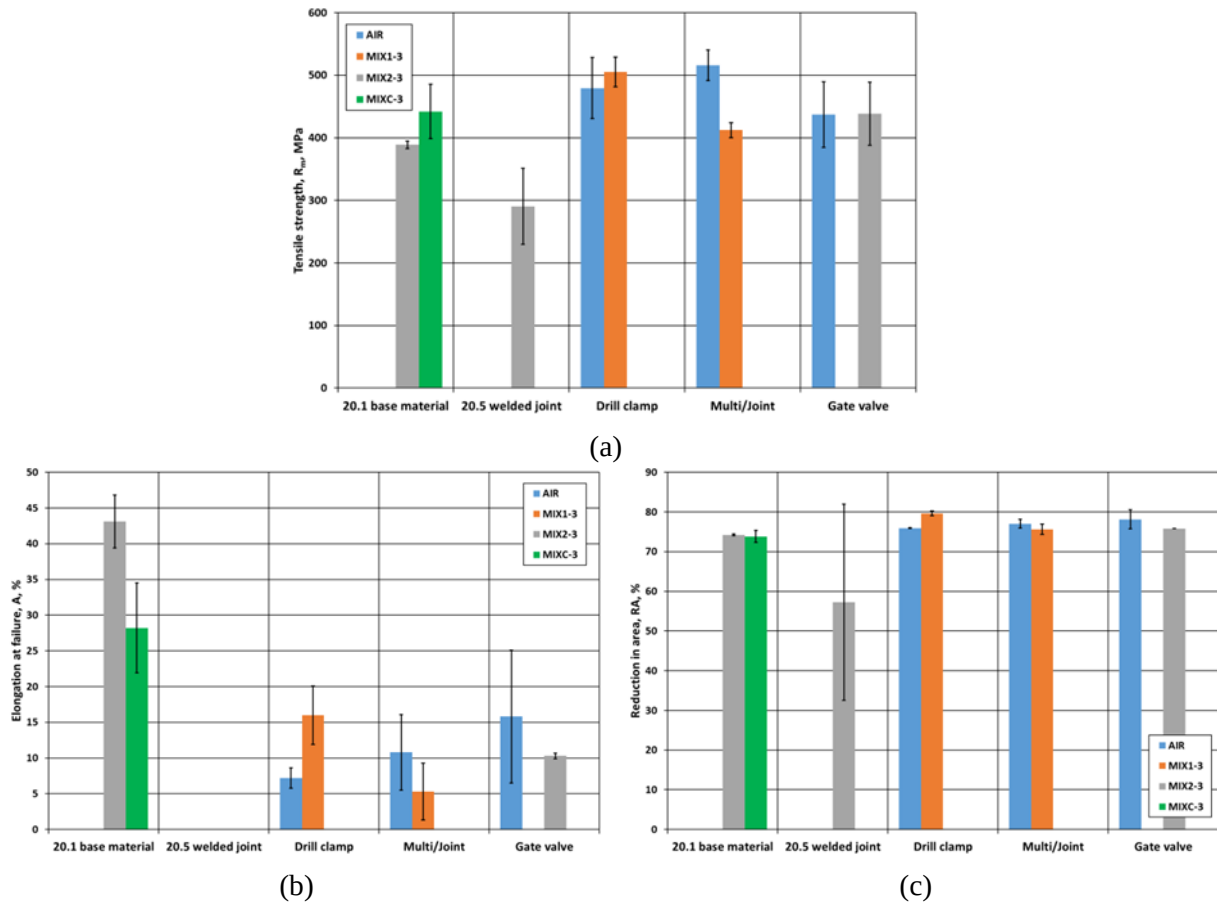


Figure 19. Results of tensile tests on the investigated structural elements: tensile strength (a), elongation at failure (b), and reduction in area (c).

The results of the tensile tests show a varied picture, with the smallest differences between the different environments observed in reduction in area values. The standard deviations were also the lowest for reduction in area, with the understandable exception of the 20.5 welded joint (stepped specimen). For the base material (20.1) of structural element (20), differing results were obtained even in the same environment, depending on whether the specimen came from the test track or the associated container. In the case of the three types of cast iron, tensile strength changed in three different ways in the air–hydrogen environment comparison (AIR – MIX2-3), while elongation at break showed only two distinct patterns. The test results confirmed that elongation at failure reflects

the environmental effect more reliably than tensile strength. At the same time, the high values of standard deviations and standard deviation coefficients – several of the latter in multiple cases higher than the characteristic values [6] – underline the necessity for further investigations.

5. Conclusions

The developed testing concept and the applied testing systems (i.e., tests in air, test tracks, and laboratory reactor) together are suitable for mapping the effects of hydrogen on the structural elements of gas distribution systems. At the same time, it must be emphasized that achieving reliable and practically applicable results requires a long-term testing campaign involving a large number of samples.

The structure of the components integrated into gas distribution systems (specifically, their exposure to hydrogen-containing environments) and the materials used in their construction determine both the types and the extent of the necessary tests. (For example, this means that different methodologies must be applied for metallic and non-metallic materials.) Comparing the results obtained in different environments can serve as the basis for drawing reliable conclusions.

Finally, the metallic materials studied in the structural elements installed in gas distribution systems—besides their current application in natural gas environments—may also be suitable for use in hydrogen-natural gas blends. Determining the acceptable blending limit from the perspective of material quality requires the continuation of the initiated testing program.

6. Acknowledgements

The authors express their acknowledgement to OPUS TIGÁZ Ltd. for providing the experimental conditions (test tracks) and supplying the test samples, as well as to the Institute of Chemistry, Faculty of Materials and Chemical Engineering, University of Miskolc for creating the experimental conditions (laboratory reactor).

References

- [1] Government of Hungary, “Hungary’s National Hydrogen Strategy – Strategy for the introduction of clean hydrogen and hydrogen technologies to the domestic market and for establishing background infrastructure for the hydrogen industry,” 2021. [Online]. Available: <https://kormany.hu/dokumentumtar/magyarorszag-nemzeti-hidrogenstrategiaja>
- [2] *Hot rolled products of structural steels. Part 2: Technical delivery conditions for non-alloy structural steels*, EN 10025-2, 2020.
- [3] *Seamless steel tubes for pressure purposes. Technical delivery conditions. Part 1: Non-alloy steel tubes with specified room temperature properties*, EN 10216-1, 2014.
- [4] *Cast Iron with Nodular Graphite Unalloyed and Low Alloy Grades*, DIN 1693-1, 1973.
- [5] *Founding. Spheroidal graphite cast irons*, EN 1563, 2018.
- [6] J. Lukács, Gy. Nagy, I. Harmati, F. R. Koritárné, and Lné. K. Zs. Kuzsella, *Selected chapters from structural integrity of engineering structures*. Miskolc, Hungary: Miskolci Egyetem, 2012. (In Hungarian.)

HIDROGÉN ÁLTAL KIVÁLTOTT FESZÜLT-SÉGKORRÓZÍÓ

Bencs Péter

Egyetemi docens, Miskolci Egyetem, Energetikai és Vegyipari Gépészeti Intézet,
Áramlás- és Hőtechnikai Gépek Intézeti Tanszék
3515 Miskolc, Miskolc-Egyetemváros, e-mail: peter.bencs@uni-miskolc.hu

Bencs-Nagy Nóra

Tanársegéd, Miskolci Egyetem, Anyagszerkezet-tani és Anyagtechnológiai Intézet,
Szerkezetintegritási Intézeti Tanszék
3515 Miskolc, Miskolc-Egyetemváros, e-mail: nora.nagy@uni-miskolc.hu

Absztrakt

Jelen áttekintő tanulmány a 2024. szeptember 11-én, minden előzetes figyelmeztető jel nélkül, részlegesen összeomlott drezdai feszített Carola híd esetét vizsgálja. Az összeomlás okának feltárására irányuló átfogó vizsgálatok leírása, a beomlás folyamatának rekonstruálására tett kísérlet, valamint az első eredmények bemutatása szerepelnek a jelen tanulmányban. Továbbá bemutatjuk a más hidak esetében, történő megelőzés érdekében végzett intézkedéseket, melyek szintén a bemutatott veszélyes acélt tartalmazzák. A felülvizsgálat eredményei alapján bemutatjuk a levonható következtetéseket.

Kulcsszavak: *feszített beton híd, összeomlás, feszültségi repedéskorrózió*

Abstract

This review study examines the case of the Carola Bridge in Dresden, which partially collapsed without warning on September 11, 2024. This study describes the comprehensive investigations aimed at determining the cause of the collapse, attempts to reconstruct the collapse process, and presents the initial findings. In addition, we present the measures taken to prevent similar incidents on other bridges, which also contain the dangerous steel in question. Based on the results of the review, we present the conclusions that can be drawn.

Keywords: *prestressed concrete bridge, collapse, stress corrosion cracking*

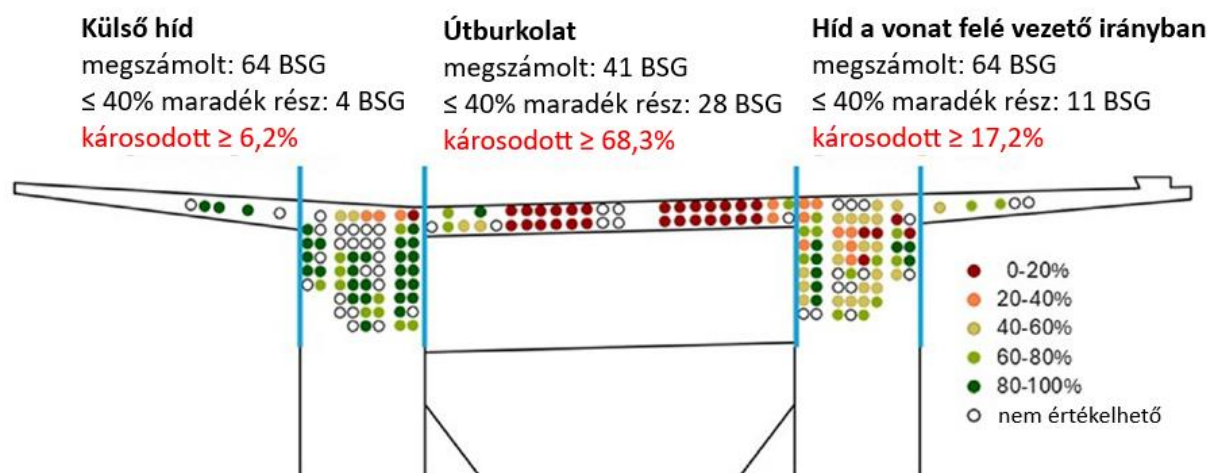
1. Bevezetés

A Carola híd részleges összeomlása 2024. szeptember 11-én nemcsak Drezdát, hanem a szakértőket is mélyen megrázta [1]. Egy belvárosi mérnöki építmény hirtelen meghibásodása, amely nagy infrastrukturális jelentőségű, alapvető kérdéseket vet fel: Hogyan történhetett meg egy ilyen esemény? Milyen okok vezettek a meghibásodáshoz? Hol jelentkezett a szerkezeti hiba? Miért maradtak a rendszeres ellenőrzés ellenére is olyan sokáig felfedezetlenek a meghibásodásra utaló jelek? Ezek a kérdések nemcsak az egyes esetek műszaki értékelését érintik, hanem más építményekre is vonatkoznak, amelyeknél lehetséges, hogy eddig fel nem ismert teherbírasi hiányosságok jelenthetnek veszélyt. Nem utolsósorban, ezek a felvetések a felelősség kérdését is érintik ezért a káros eseményért, amennyiben ez egyáltalán véglegesen megállapítható.

Jelen tanulmány fő célja a leomlás után végzett vizsgálati és biztonsági intézkedések leírása, valamint azok eredményeinek és az azok alapján megállapított okok ismertetése [2]. A középpontban azok a rövid távon bevezetett intézkedések állnak, amelyek célja az állapot felmérése a törés keresztmetszetének területén, valamint az anyagminták biztosítása a kijelölt mezők bontásával párhuzamosan az árvíz miatt közvetlenül a leomlás után, továbbá a célzott vizsgálatok – először a teljes hídszerkezeten, később pedig a megadott szakaszokon –, azért, hogy megállapításokat tegyenek a jövőbeli alkalmasságról és a működési biztonságról. Az anyagtechnikai vizsgálatokat kiegészítették a leltári dokumentumok elemzésével és szemtanúk megkérdezésével, így rekonstruálni lehetett a kár kialakulásának folyamatát és meg lehetett állapítani a kár okát.

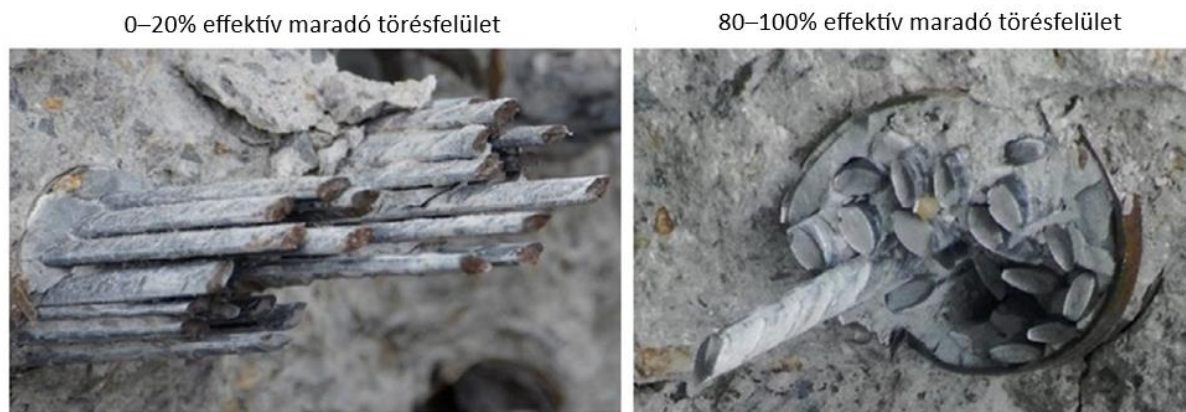
A Carola híd egyedi esetén túlmutató további vizsgálatokat a kutatási projekt (FE 15.729/2024/HRB) keretében végezték el [2], hogy az eredményeket összefoglalják és azokat más tartószerkezet-típusokra, illetve a többi hídra is lehessen alkalmazni. Ebben az összefüggésben létrehoztak egy tanácsadó kört, amelyben rendszeresen megvitatják a feszültségkorrózió (*Spannungsrissskorrosion* = *SpRK*) problémájával kapcsolatos országos tapasztalatokat.

Már az összeomlás utáni első órákon belül kiterjedt fényképes dokumentáció készült a szerkezet általános állapotáról, különös tekintettel a törés keresztmetszetére. Meg kellett akadályozni, hogy az időjárási hatások és a kezdődő korrózió miatt torzuljon a szabadon maradt feszítőelemek és a vasalás állapotának értékelése. Az *Arbeiter-Samariter-Bund* drónflottájának segítségével szinte az összes építőelemet még az összeomlás napján dokumentálni tudták. A kötegfeszítő elemek (*Bundspanngerät* = *BSG*) állapotát vizuálisan értékelte és kategorizálta Gregor Schacht és társai [3].



1. ábra. A kötegfeszítő elemek (BSG) kategorizálása [3].

A kategorizálás során láthatóvá vált, hogy – különösen a részlegesen előfeszített építőelemek a Neustädter konzolos híd pályalapjának területén – súlyos előzetes károsodást és sötét korróziós jelenségeket mutattak a töretfelületeken (2. ábra bal oldali képe). A törésnyomok állapota arra utalt, hogy a feszítőhuzalok már régebben károsodtak. A friss töretfelületek fémesen csillogtak, korróziós nyomok nélkül, de a törés területén semmiféle képlékeny alakváltozás, azaz kontrakció sem volt látható (2. ábra jobb oldali képe). A feszítőacélok is, amelyeken nem észleltek kifejezett repedésvonalakat, bizonyos mértékű ridegséget mutattak. Voltak olyan feszítőhuzalok is, amelyek látható befűződéssel, azaz képlékeny meghibásodással károsodtak.



2. ábra. A kötegfeszítő-elemek (BSG) kategorizálása [3].

A hídszerkezet törési keresztmetszetének jellemzője volt a meghibásodott feszítőelemek mellett a betonacél vasalás, amely a felső vasalási rétegekben kihúzódott a betonból (3. ábra). Ez elsősorban a 32 mm átmérőjű vasalást érintette, amely nem mutatott töréseket, kontrakciót vagy keresztmetszetcsökkenést. Külsőleg csak elszórtan voltak láthatóak nagyon csekély jelei a klorid okozta korróziónak (helyenkénti rozsdásodás a bordázaton). A törés területéről vett betonmintákból később meghatározott kloridtartalom megerősítette azt a benyomást, hogy a klorid okozta lyukkorrózió nem játszott szerepet a törés területén. A pályalap területén, a feszítőelemek és a vasalás közötti részekben, a beton szerkezetében jelentős rétegleválás volt látható, amely nagy valószínűséggel a feszítőelemek meghibásodása és az azt követő összeomlás miatt keletkezett (4. ábra).



3. ábra. Törési keresztmetszet kihúzódott vasalással [3].

Már 2024. szeptember 12-én megkezdődött a felépítmény célzott bontása (*Neustadt* oldal), mivel ez a terület akut összeomlásveszélynek volt kitéve. Az Elba folyóra az elkövetkező napokra árvíz várható. Hidrológiai okokból a *Neustädter* partot a lehető leggyorsabban meg kellett tisztítani az

összeomlott vagy összeomlasztott hídrészekről. Ehhez gyors elsődleges értékelésre és dokumentálásra volt szükség a töréspontnál, valamint rövid távú mintavételre. Ebben a drezdai tűzoltóság és a *Technische Hilfswerk (THW)* mentőegységei nyújtottak segítséget a technikai munkákban, mint például a betonfúrás és -vágás, vagy egy rögtönzött zuhanásgátló kialakítása. A törési helyen, spontán módon, több méternyi feszítőelem- és betonminta is nyerhető volt, és a törési helyet először kézzel is meg lehetett vizsgálni és dokumentálni. A bontási munkálatok során a lehető legtöbb feszítőelem-mintát biztosították és a későbbi vizsgálatokra megőrizték. A kritikus időkeret és a felkészülési idő hiánya ellenére az egyes mintákat és a mintavételi körülményeket a lehető legpontosabban dokumentálták. A mintavételi hely tekintetében azonban gyakran csak mezőnkénti besorolás, illetve kategorizálás volt lehetséges (lásd 1. ábra).



4. ábra. A rétegleválás nagyobb nagyítású felvétele [3].

2. A kár okainak azonosítása

Közvetlenül a beomlás után megkezdődtek az első vizsgálatok a lehetséges okok feltárására. A lakosság és a szakértők által összegyűjtött számos utalást és hipotézist aprólékosan kivizsgálták. Az okok objektív elemzése érdekében kizárási elvet alkalmaztak. A cél az volt, hogy egyes hipotéziseket célzottan cáfoljanak, hogy végül a cáfolhatatlan hipotézisek kombinációja alapján azonosítsák az összeomlás valószínűsíthető okait. Ezzel párhuzamosan, beszélgetések folytak a kivitelezés idején jelen lévő szemtanúkkal, valamint a város és a drezdai közlekedési vállalatok építési felelőseivel. A meglévő dokumentumokat, szakvéleményeket és jelentéseket részletesen elemezték.

A Carola híd építési dokumentációjának elemzése kezdetben nehéznek bizonyult. A dokumentáció csak részben maradt fenn, és a híd összeomlásakor – digitalizálás céljából – más helyre szállították. Ezért a kár okának megállapításához szükséges tervrajzok csak fokozatosan álltak rendelkezésre. A Carola hídon végzett vizsgálatok dokumentációja is eleinte nagyon hiányos volt, de fokozatosan kiegészítették, kiértékeltek és csatolták az anyaghoz.

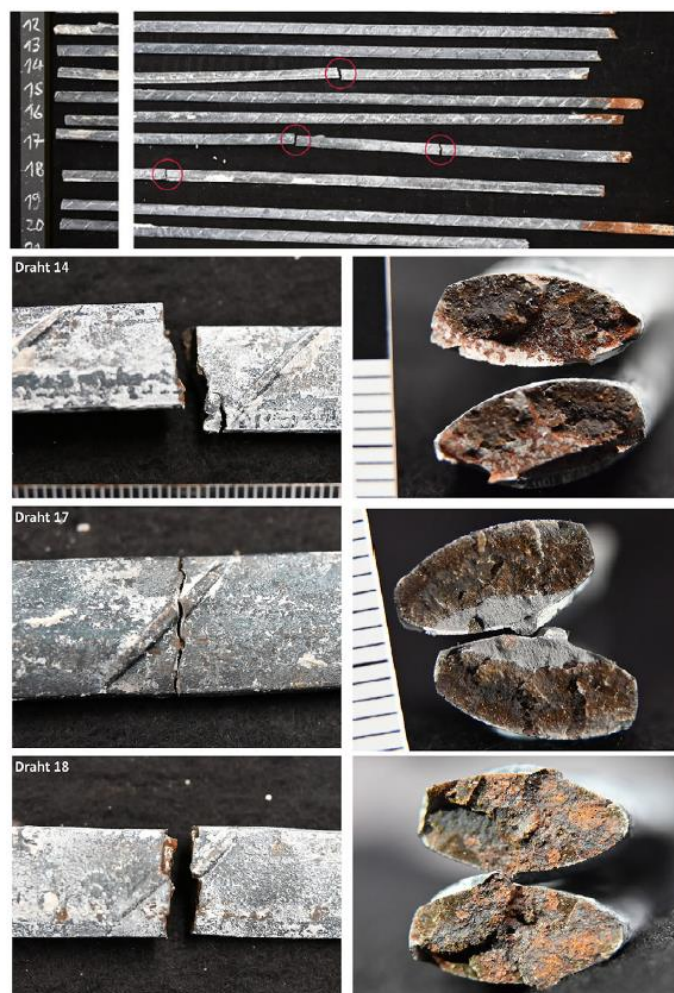
A híd 52 éves élettartama alatt számos vizsgálatot, mintavételt, újraszámítást, javítást, valamint hosszú és rövid távú méréseket végeztek (például [4]).

Számos hipotézis a „hatás” és az „anyagellenállás” kategóriákba sorolható. Az első kategóriába tartozik többek között a földrengés okozta lehetséges összeomlás, a távfűtésvezeték hőhatása vagy a

működés közben fellépő dinamikus hatások. A második kategóriában a vasalás tekintetében különösen a klorid okozta, mikrobiális vagy a szórványos elektrokémiai korróziót értékelték (csapadék bejutás a szerkezetbe). Továbbá, a beton tulajdonságait és a vasalás összetartó képességét repedések jelenléte esetén a beomlás szempontjából is alaposabban vizsgálták. Figyelembe vették a szerkezeti sajátosságokat, mint például a Gerber-csatlakozásokat vagy a keresztirányú összekötéseket. A folyamatos ismeretszerzésnek köszönhetően egyes hipotézisek idővel kizárhatók lettek, a lehetséges okok köre is egyre szűkült.

3. Anyagvizsgálatok

A kinyert mintákat először laboratóriumban, fényképezéssel dokumentálták, majd további anyagvizsgálatoknak vetették alá. Néhány, a törés helyéről kinyert feszítőelem-szakasz megnyitásakor már a feszítőelem mentén egyedi dróttöréseket állapítottak meg (5. ábra felső részlete).



5. ábra. Törések egy feszítőelem mentén a törés körzetből (fent) és részletfelvételek a 14., a 17. és a 18. feszítőhuzal töréseiről (lent) [3].

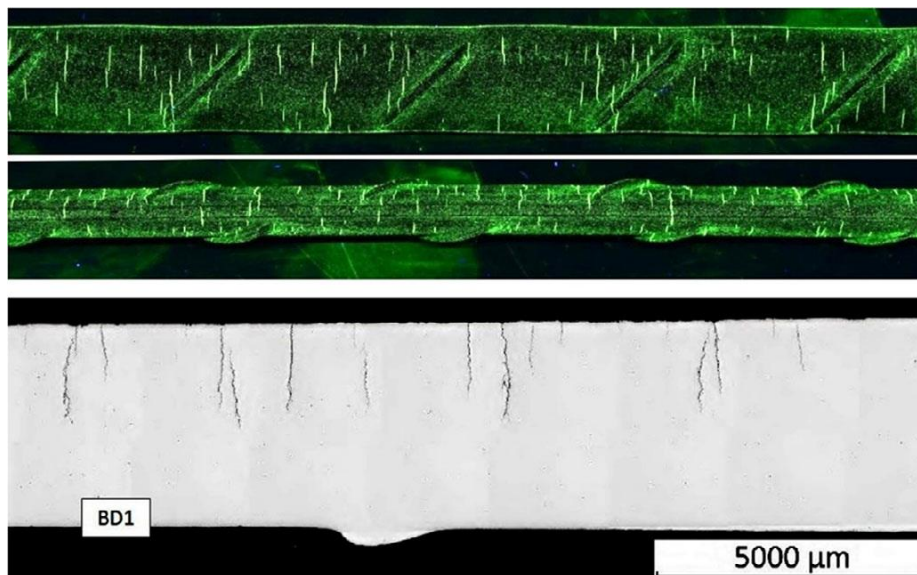
A különösen jelentős repedéseket tartalmazó feszítőhuzalok esetében ezek szabad szemmel is láthatóak voltak (6. ábra).



6. ábra. Feszítőhuzal különösen markáns repedésképződéssel [3].

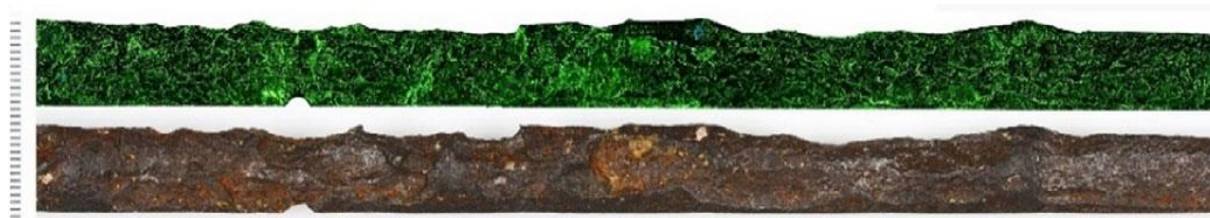
A törési felületeken egyértelmű korróziós nyomok voltak láthatóak (5. ábra, 14., 17. és 18. huzal részletei). Továbbá, meg kell jegyezni, hogy többszörös töréseket tartalmazó feszítőhuzalokat találtak, amelyek töréspontjai között kevesebb mint 15 cm távolság volt (vö. 17. rúd a 5. ábra). Ez arra utal, hogy a törés után a rögzítési hosszúság néhány cm-re csökkent.

A további elemzéshez a berlini *Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung* (BAM) laboratóriumában többek között mágnesezhető poros repedésvizsgálatokat (MT), mikroszkópos vizsgálatokat a törési felületeken, anyagszerkezeti vizsgálatokat és az ötvözet összetételének a vizsgálatát végezték el. A mágnesezhető poros vizsgálatok során a ferromágneses feszítőacélt olaj- vagy vízbázisú, fluoreszkáló mágneses porrészecskéket tartalmazó vizsgálati anyaggal nedvesítik meg. Ha repedés vagy anyaghiba található a felületen vagy annak közvetlen közelében, a mágneses mező ebben a területben zavart szenved. A keletkező szórt mezőben a fluoreszkáló vaspór lerakódik, ami sötétített környezetben UV-lámpa segítségével láthatóvá tehető. A 7. ábra felső részlete egy ilyen feszítőhuzalt mutat UV-fényben, amelyen nagyon sok felületi repedés látható. Ezek a jelek egyértelműen feszültségkorrózióra vezethetők vissza. A 7. ábra alsó részlete egy feszítőhuzal hosszanti metszetét mutatja, ahol a tipikus repedések jól láthatók.



7. ábra. Feszítőhuzal különösen markáns repedésképződéssel [3].

Kiemelendő egy pontosan nem azonosítható minta a hídszakasz bontási anyagaiból. Ez volt az egyetlen olyan laboratóriumi minta, amely jelentős keresztmetszet-vesztéséget mutatott a klorid hatásának következtében. Mivel repedéseket nem észleltek rajta (8. ábra), ezért nem állapítható meg, hogy a klorid okozta korróziós réteg ezen a mintán SpRK-t indított volna el.



8. ábra. Repedésvizsgálat egy feszítőhuzalon, amelyen klorid okozta korróziós károsodás látható [3].

A pályalapban lévő feszítőelemek [1], [2] több feszítőhuzaljában közel fekete törési felületek láthatók (2. ábra bal oldali képe). Ez a fajta korróziós jelenség már egy másik híd károsodásánál is megfigyelhető volt, amely feszítőblokk-eljárással készült [5]. Ismert volt tehát, hogy ilyen oxidrétegek olyan törésfelületeken keletkeznek, amelyek már elegendően magas páratartalomnak voltak kitéve, de nem magas oxigéntartalomnak. Az azonban nem volt világos, hogy miért csak egy meghatározott feszítőhuzal-csoport mutatott ilyen károsodást. A hozzá tartozó burkolócsöveken ugyanis helyileg nem lehetett jelentős korróziós károsodást, és különösen nem átrozsdásodást megállapítani. Így kizárható volt a hídszerkezet üzemeltetése során behatoló közegekkel való kölcsönhatás. Ugyanezen okból kizárható volt a szórványos elektrokémiai korrózió is. A legvalószínűbb feltételezés az, hogy a feszítőhuzalok törései már az építés során vagy röviddel azután, de mindenesetre régen történtek. A törött huzalok későbbi mikroszkópos vizsgálata során, néhány törési felületen, habarcsmaradványokat találtak (9. ábra), amely egyértelműen arra utal, hogy ezek a törések már a préselés előtt vagy közben bekövetkeztek.



9. ábra. Feszítőhuzal törésfelület habarcsztapadással [3].

A BAM-ban az eltávolított feszítőhuzal-szakaszok kémiai összetételét is meghatározták szikraemissziós spektroszkópiával (FES), hogy kizárhassák annak esetleges eltérését a szabványos értékektől és az ebből eredő, tételenkénti nagyobb érzékenységet a feszítőacélok esetében. Összesen

tizenegy különböző feszítőhuzal-összetételű anyagot azonosítottak, amelyek többsége megfelelt a TGL [6] szabvány előírásainak. A *Hennigsdorfer* feszítőacél hidrogén által kiváltott SpRK-val szembeni általános érzékenységenél magasabb érzékenységet nem állapítottak meg. A metallográfiai vizsgálatok klasszikus edzett szerkezetet mutattak, részben a szokásos széleken jelentkező dekarbonizációs hatásokkal.

Az *Otto-Mohr-Laboratorium (OML)* laboratóriumban, a *Technische Universität Dresden*-en és a BAM-ban végzett statikus szakítóvizsgálatok során a szakítószilárdság értékei kissé meghaladták a TGL 101–036, Blatt 1 [6] előírásait. A képlékenyalakíthatóság a szabványos előírásokhoz képest egyértelműen csökkent. A szilárdsági vizsgálatok előtt repedésvizsgálatokat nem végeztek. Jelenleg további vizsgálatok tervezése folyik a Carola hídról eltávolított feszítőhuzalok szakadási és fáradási viselkedésének vizsgálatára.

4. Fenomenológiai értelmezés

A rendelkezésre álló eredmények arra utalnak, hogy a szerkezet építése során kialakult, hidrogén által kiváltott feszültségkorrózió (vö. az [1], [2] magyarázatokkal) és az azt követő, fáradási igénybevétel a feszítőhuzalok fokozatos károsodásának, ezáltal a meghibásodásnak a fő oka. Következésképpen, a meghibásodás a szerkezet élettartamához viszonyítva véletlenszerűen következett be, bár külső hatások elősegítették, illetve végső soron előidézték a meghibásodást.

Fontos megjegyezni, hogy a gyártástechnológia kapcsán a Neptun N 40 típusú feszítőhuzal, kezdeti szállítói (*Felten & Guillaume Carlswerk AG*, gyártási hely 1965-ig és *Sigma Hütten und Bergwerke Rheinhausen AG*, gyártás körülbelül 1978-tól) álltak a középpontban. Az 1990-es évek végéről ismert, hogy a Carola hidját újjáépítették, és a feszítőhuzal a *Hennigsdorfer Spannstahl* acélgyártó cégtől érkezett, és az ilyen típusú korrózióknak volt kitéve [1]. 2011-ben a veszélyes anyagok listájában és a kezelési utasításokban a feszültségkorrózió is szerepelt. [1]. A Carola híd általános problémái tehát ismertek voltak; a DIN 1076 [1] szerinti rendszeres szerkezeti ellenőrzéseknek megfelelően normál szerkezeti vizsgálatokat végeztek, azonnali követő intézkedésekkel.

Az összeomlás előtti órákban jelentős külső hatást gyakorolt a környezeti hőmérséklet csökkenése, amely azonban nem haladta meg azt a mértékét, amelyet az építmény élettartama alatt már korábban is elviselt. A környezet lehűlése esetén a felépítményben állandó hőmérséklet-változás és lineárisan változó hőmérséklet-különbségek alakulnak ki a keresztmetszet felső és alsó széle között. Ez utóbbiak globálisan nézve vertikális deformációkat eredményeznek a felépítményeken.

A környezeti hőmérséklet változásának globális rendszerhatása mellett, az egyes alkatrészekben a nemlineáris hőmérséklet-különbségek saját feszültségállapotokat eredményeztek, amelyek további terhelést jelentettek az adott keresztmetszetekre. Ez különösen a tartó keresztgerenda területén (a pályalap magassága kb. 1,40 m) további húzóterheléseket okozhatott a felülethez közeli feszítőacéloknak, és tovább gyorsíthatta a feszítőhuzalok károsodásának előrehaladását.

A csuklópálya-mérésekből kitűnt, hogy az utolsó villamos átkelés körülbelül 8 perccel a teljes meghibásodás előtt fordított folyamatot indított el a felépítmény alakváltozásában, és a csukló a környezeti hőmérsékletváltozás következtében várható felépítmény deformációval ellentétben nem emelkedett tovább. A villamos áthaladása során is részleges erőátvitel történt a kérdéses időpontban forgalommentes másik útszakaszra. Ezt a többletterhelést a keresztgerenda-összeköttetés vette át, és feltételezhető, hogy addig nem történt túlterhelés az összeköttetésen. Ennek megfelelően a beomlás előtt rövid időn belül fokozatos feszítőhuzal-károsodás következett be. A környezeti hőmérséklet-változás folyamatának fenti leírásához hasonlóan, a tengely gyengülése és a keresztgerenda-

csatlakozás terhelésének növekedése közötti kölcsönhatás a csatlakozás meghibásodásához vezetett. A villamosítkelés tehát szintén hozzájárult a tengely károsodásának előrehaladásához, illetve a tényleges törés folyamatának elindulásához.

5. Feszítőacél vizsgálatok és következmények a jövőbeli alkalmazhatóságra nézve

Annak érdekében, hogy a feszítőacél állapotáról a lehető legkevésbé roncsoló módon szerezzenek információkat, a *Prof. Hillemeier & Knapp GmbH* mérnökiroda remanens mágnesességi méréseket végzett a kritikusnak minősített pályalap feszítőelemeken a feszítőhuzalok töréseinek kimutatására. Később ezt az eljárást a szilárd betonzott gerendák belsejében is alkalmazták. A mérési elv a huzalok törése következtében keletkező mágneses dipólusok kimutatásán alapul [8]. Hat gyanús helyet azonosítottak, amelyek közül kettőn, a vizsgálati nyílásokon keresztül, nagyobb számú huzaltörést tudtak igazolni (10. ábra). Azonban, olyan szondázási nyílásokban is találtak huzal megszakadásokat, amelyeknél az eljárás korábban nem jelezte a gyanút. A végrehajtó mérnökiroda adatai szerint – a betonborítás függvényében – a feszítőelem keresztmetszetének legalább 20%-a megszakadhat, hogy a törés helyét észlelni lehessen. Az eljárás tehát alapvetően képes volt kimutatni a vizsgált keresztmetszetben a megnövekedett számú huzaltörést. Ez viszont azt is jelenti, hogy a mérhető gyanú nélküli területeken nem lehet biztosan kizárni a huzaltöréseket – különösen nem akkor, ha a huzaltörések helyileg elszórtan találhatók.



10. ábra. Remanens mágnesességgel észlelt feszítőhuzal törések [3].

Mindazonáltal, a feszítőhuzalok töréshelyeinek meghatározása további vizsgálati módszerekkel kombinálva hozzájárult a helyi károsodások eloszlásának megismeréséhez és segített a súlyos károsodások azonosításában [9], [10].

A károsodások eloszlásának átfogó értékeléséhez minden szerkezeti részből feszítőacél mintákat vettek és repedésekre vizsgálták azokat. A szisztematikus mintavétel érdekében a feszítőelemeket a kivitelezés üteme és a szerkezetben elfoglalt helye szerint csoportokba sorolták. Mivel a [7] szerint csak egyes SpRK-tételek érintettek, és egy tétel legalább 7 tonnát visel, a szabályoknak megfelelő mintavételhez legalább 30 minta vétele lenne szükséges minden hídszakaszból – anélkül, hogy biztosan tudnánk, hogy valóban minden tételt megvizsgáltunk.

6. Összefoglalás

A Carola híd esetében a hídszakasz összeomlása és a további hídszakaszok hasonló veszélyeztetettségének megállapítása után a híd további használata már nem volt lehetséges. A bontási munkálatokat ezért a lehető leggyorsabban kiadták és megkezdték. A belvárosi bontási munkálatok komplex körülményei, az Elba erősen ingadozó és helyenként nagyon alacsony vízállása miatt átfogó változat- és megvalósíthatósági vizsgálatra volt szükség. Végül, különböző okok miatt, a folyó elzárása nélküli hagyományos bontás mellett döntöttek; 2025. június közepe óta folyik a hídszakaszok bontása. Az új híd építésének terveit jelenleg készítik elő és vitatják meg.

A drezdai Carola híd összeomlása miatt Magdeburgban is nagyobb figyelmet fordítanak a hidak állapotára. Ugyanakkor, Drezdához hasonlóan, a külső sérülések nem láthatók, azért különböző módszerekkel kell megvizsgálni a hidak belsejét. Az eddigi vizuális megfigyelések már nem elegendőek a közlekedés biztonságának garantálásához. A *Damaschkeplatz* feletti gyűrű híd Magdeburgban 2025. április 15-től teljesen lezárásra kerül; egy alapos vizsgálat során súlyos károkat állapítottak meg. A magdeburgi körgyűrűn található három híd is lezárásra került, teljes újjáépítésüket tervezik.

Irodalom

- [1] S. Scheerer *et al.*, “Die wechselvolle Geschichte der Carolabrücke in Dresden,” *Curbach, M.; Marx S.*, pp. 15–33, Mar. 2025, doi: 10.25368/2025.054.
- [2] S. Marx *et al.*, “Einsturz der Carolabrücke in Dresden Teil 1,” *Beton- und Stahlbetonbau*, vol. 120, no. 7, pp. 526–536, Jun. 2025, doi: 10.1002/best.202500029.
- [3] G. Schacht *et al.*, “Einsturz der Carolabrücke in Dresden Teil 2,” *Beton- und Stahlbetonbau*, vol. 120, no. 10, pp. 837–846, Aug. 2025, doi: 10.1002/best.70008.
- [4] C. Schleicher, Langzeituntersuchungen an der Carolabrücke Dresden. *Bautechnik* 71, H. 1, S. 15–22., 1994.
- [5] O. Steinbock *et al.*, “Erfahrungen aus dem Rückbau der Brücke am Altstädter Bahnhof in der Stadt Brandenburg – Teil 1: Untersuchung und Erkenntnisse zum Ankündigungsverhalten bei großformatigen Spanngliedern mit spannungsrissskorrosionsgefährdetem Spannstahl,” *Beton- Und Stahlbetonbau*, vol. 117, no. 8, pp. 572–580, Jul. 2022, doi: 10.1002/best.202200051.
- [6] *Stähle für Stahlbetonbau. Spannstahl St 140/160, ölschlußvergütet, oval, schräggerippt, Technische Lieferbedingungen.* TGL 101-036, Blatt 1, Dezember 1962.
- [7] Bundesministerium für Verkehr, Bau und Stadtentwicklung [BMVBS, Hrsg.] *Handlungsanweisung zur Überprüfung und Beurteilung von älteren Brückenbauwerken, die mit vergütetem, spannungsrissskorrosionsgefährdetem Spannstahl erstellt wurden (Handlungsanweisung Spannungsrissskorrosion).* 06/2011.
- [8] G. Sawade and H. Krause, “Prüfung von Spannbetonbauteilen mit magnetischen Methoden,” *Beton- und Stahlbetonbau*, vol. 105, no. 3, pp. 154–164, Mar. 2010, doi: 10.1002/best.200900075.
- [9] J. Lukács, “Dimensions of Lifetime Management,” *Mat. Sci. Forum*, vol. 473–474, pp. 361–368, Jan. 2005, doi: 10.4028/www.scientific.net/msf.473-474.361.
- [10] J. Lukács, Gy. Nagy, I. Harmati, F. R. Koritárné, and Lné. K. Zs. Kuzsella, *Szemelvények a mérnöki szerkezetek integritása témaköréből.* Miskolc, Magyarország: Miskolci Egyetem, 2012.

ALUMÍNIUM ÉS ACÉL SILÓK SZERKEZETI OPTIMALIZÁLÁSA SZÉLTEHER FIGYELEMBEVÉTELÉVEL

Petrik Máté

Egyetemi docens, Miskolci Egyetem, Energetikai és Vegyipari Gépészeti Intézet,
Vegyipari Gépészeti Intézeti Tanszék

3515 Miskolc, Miskolc-Egyetemváros, e-mail: mate.petrik@uni-miskolc.hu

Fodorné Cserépi Mariann

Tanársegéd, Miskolci Egyetem, Anyagszerkezet-tani és Anyagtechnológiai Intézet,
Mechanikai Technológiai Intézeti Tanszék

3515 Miskolc, Miskolc-Egyetemváros, e-mail: mariann.cserepi@uni-miskolc.hu

Absztrakt

Jelen tanulmány célja a körhenger palástú toronysilók tömegminimalizálása a szélterhelés figyelembevételével. A vizsgálatok során alumínium, korrózióálló acél és szénacél szerkezeti anyagokból készült silók szilárdsági méretezése történt az Eurocode szabványok elveire támaszkodva. Az optimalizálás során a töltetből származó hidrosztatikai nyomás és a szélterhelés együttes hatása lett figyelembe véve. A számítások eredményei alapján a különböző anyagok eltérő viselkedést mutatnak a szélteherrel szemben, ugyanakkor az anyag- és gyártási költségek döntő szerepet játszanak az optimális konstrukció kiválasztásában. Az eredmények rámutatnak arra, hogy a szokásos tervezési gyakorlat kiegészítése optimalizációs megközelítéssel jelentős anyag- és költségmegtakarítást eredményezhet.

Kulcsszavak: toronysiló, szélteher, szerkezetoptimalizálás, összehasonlítás

Abstract

The aim of this study is to minimize the mass of cylindrical tower silos taking into account wind loads. During the calculations, the strength design of silos made of aluminum, corrosion-resistant steel and carbon steel structural materials was carried out based on the principles of Eurocode standards. During the optimization, the combined effect of hydrostatic pressure from the filling and wind load was taken into account. Based on the results of the calculations, different materials show different behavior against wind loads, while material and manufacturing costs play a decisive role in the selection of the optimal construction. The results indicate that supplementing the usual design practice with an optimization approach can result in significant material and cost savings.

Keywords: tower silo, wind load, structural optimization, comparison

1. Bevezetés

A silók olyan vegyipari, mezőgazdasági és feldolgozóipari létesítmények, amelyekben szilárd, szemcsés anyagok tárolása történik, jellemzően atmoszférikus nyomás mellett. Funkciójuk alapján ezek a berendezések a termelési és fogyasztási ingadozások kiegyenlítését szolgálják, mivel lehetővé teszik a kereslet és a kínálat közötti időbeli eltérés kompenzálását, ezáltal a folyamatos üzemmenet

fenntartását. Geometriai kialakítás szempontjából alapvetően három nagy csoportba sorolhatók: a toronysilók, a bunkersilók és a zsákos silók csoportjába. Jelen tanulmány a toronysilók szerkezeti jellemzőire és optimális méretezési lehetőségeire fókuszál, különös tekintettel a teherbírás, a stabilitás és a szerkezeti tömeg közötti kapcsolat elemzésére.

A toronysilók jellemzően karcsú, nagy magasságú tartályok, amelyek hengeres paláttal, sík vagy kúpos tetővel, valamint az anyagürítést biztosító kúpos fenékkal rendelkeznek. A szemcsés anyag betáplálása általában mechanikus szállítóberendezésekkel, például csigás adagolóval, elevátorral vagy rédlerrel történik, míg a kitárolás a fenék geometriai kialakításának köszönhetően gravitációs úton valósul meg, rendszerint szállítoszalagra vagy közúti tartályjárműbe.

Ezen szerkezetek tervezése során a geometriai méreteket, a terhelések jellegét, valamint az anyag mechanikai viselkedését együttesen kell figyelembe venni és biztosítani kell az üzembiztonságot és a gazdaságosságot. A tanulmány célja, hogy bemutassa a toronysilók szilárdsági és stabilitási tervezésének alapelveit, valamint az optimális szerkezeti tömeg meghatározásának módszertanát a külső – elsősorban szélterhelés – hatásainak figyelembevételével.

Az Eurocode szabványokon belül az alumínium héjszerkezetek tervezési szabályait az EN 1999-1-5 (EC9) [1] szabvány ismerteti, amely Németországban kötelező érvényű. A tipikus ipari alumínium silók átmérője körülbelül 3 méter, magassága 10 méter, és EN AW-5754 (AlMg₃) ötvözetből készülnek. A méretezés egyik kulcsfontosságú tényezője a héj nyomás alatti deformációval szembeni ellenállása, különösen belső nyomás jelenlétében. Knoedel és Ummerhofer [2] tanulmánya kritikusan elemzi az EC9-1-5 rendelkezéseit, és jelentős ellentmondásokat tár fel a szabványban szereplő képletek és a tudományos kutatási eredmények között. Számos hiányosságot emel ki, beleértve az anyagkitevő értékek pontatlanságát, a hegesztésből eredő helyi deformációk elhanyagolását, a korlátozott végelelemes eredményeket, az alumíniumra vonatkozó tökéletlenségi adatok hiányát, az α tényezők nem megfelelő használatát, valamint az acélhéj-szabályok nem megfelelő alkalmazását alumínium szerkezetekre. A szerzők az EN 1993-1-6 (EC3) [3] szabvány használatát javasolják az alumínium héjak tervezéséhez, és az EC9-1-5 szabvány átfogó felülvizsgálatát szorgalmazzák, megkérdőjelezve az alumínium héjakra vonatkozó külön szabályozás szükségességét.

2002 októberében egy vihar szokatlan rezgéseket okozott üres silókban Antwerpen kikötőjében, Belgiumban. Ezen rezgések megértéséhez Hilleweare [4] 2D URANS szimulációkat végzett hét különböző szögben 0° és 90° között, hogy megvizsgálja, hogyan befolyásolja a szél a silókat. A hangsúly a szimulációk ellenőrzésén és validálásán volt a pontos eredmények érdekében. A változó szélnyomás elemzése kimutatta, hogy bizonyos rezgések, az úgynevezett ovális oszcillációk a silók szélvédett oldalán jelentkeztek. Ezek a rezgések megegyeztek a silók legalacsonyabb természetes frekvenciáival, tükrözve a vihar során tapasztaltakat. A tanulmány célja a silók csoportja körüli áramlás elemzése volt a rezgési probléma jobb megértése érdekében. Különböző szimulációk olyan tényezőket értékelték, mint a bemeneti turbulencia és a rács finomítása. A magas turbulenciaszint irreális eredményeket hozott. A validációt először egyetlen hengeren végezték el, majd összehasonlították hasonló áramlásokkal. Megjegyezték, hogy a siló kialakítása nagymértékben befolyásolta az áramlást, amely a blöffhengerek körüli áramlásokkal közös jellemzőket mutatott. Az áramlás jelentős része a silócsoporton haladt át, megakadályozva az áramlás megfelelő újbóli összekapcsolódását. Az eredmények arra utaltak, hogy a megfigyelt rezgések a változó áramlási dinamikákból eredtek, nem pedig az örvényleválással járó rezonancia kölcsönhatásokból.

Dooms és munkatársai [5] a szél hatását vizsgálták körhengeres héjszerkezetekre, különös tekintettel egy olyan silószerkezetre, amelynél ovális alakváltozással járó aeroelasztikus rezgést figyeltek meg. A kutatás célja az volt, hogy feltárja a széláramlás és a héjszerkezet dinamikus

kölcsönhatását, valamint az ebből eredő szerkezeti válaszokat. A szerzők a vizsgált silóról részletes végeselemes modellt dolgoztak ki, amelyet laboratóriumi mérésekkel validáltak. Az összehasonlítások alapján a háromdimenziós, a tartószerkezeti csatlakozásokat is tartalmazó modell szolgáltatta a legjobb egyezést a kísérleti eredményekkel. A vizsgálatok kimutatták, hogy az axiális elmozdulásokra vonatkozó határfeltételek jelentős mértékben befolyásolják a szerkezet sajátfrekvenciáit és rezgésmódjainak alakját. A tanulmány részletesen elemezte a szimmetrikus modell és a teljes háromdimenziós modell közötti eltéréseket is, hangsúlyozva, hogy az egyszerűsített modellek alkalmazása bizonyos körülmények között lényeges eltérést eredményezhet a valós viselkedéshez képest. A szerzők bemutatták továbbá, hogy a véges sáv módszer alkalmazásával a siló modellje két dimenzióra redukálható, ami számítási szempontból hatékony eljárást kínál. Ez az egyszerűsítés lehetővé teszi a széláramlási analízisek számára annak előrejelzését, hogy milyen áramlási sebességeknél léphet fel az oválisodással járó aeroelasztikus instabilitás.

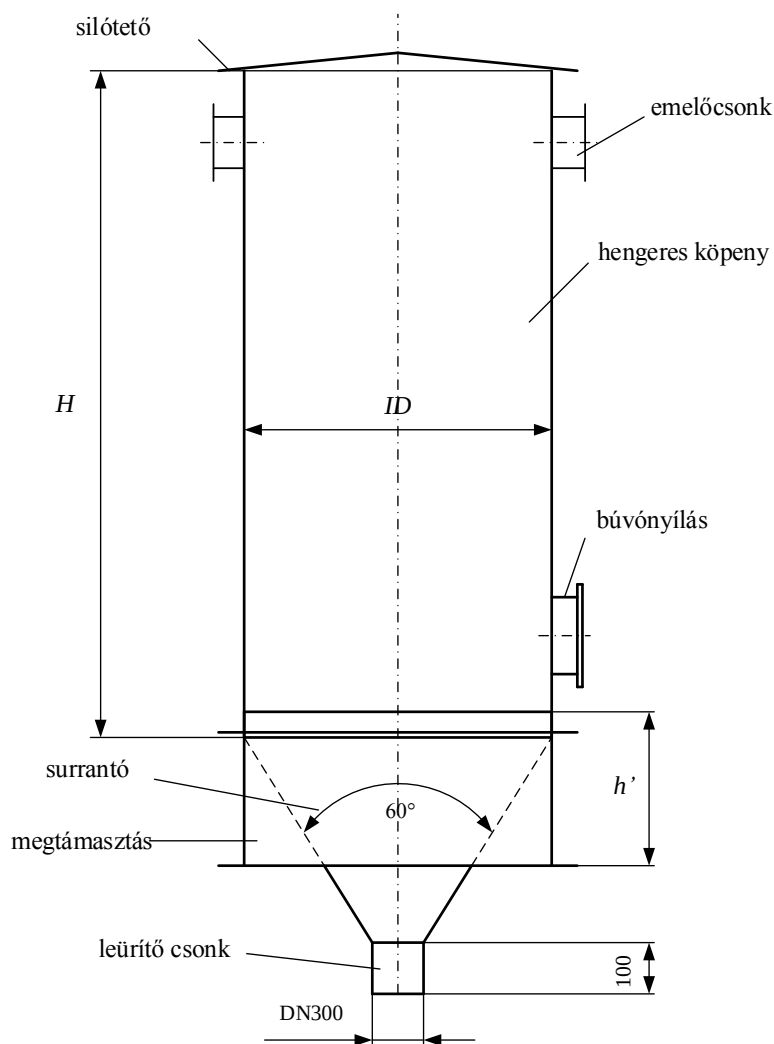
A szélterhelés mellett a földrengés terhelésnek is hatása van a silókra. Butenweg és munkatársai [6] egy szeizmikus számítási megközelítést tárgyalnak szemcsés ömlesztett anyagokkal töltött acél hengeres silók esetében. Bemutatnak egy egyszerűsített módszert, amely statikus terheléseket használ a szeizmikus gerjesztéshez, valamint bemutatnak egy nemlineáris szimulációs modellt. A tanulmány megállapítja, hogy egy egyszerűsített gerendamodellen végzett multimodális elemzés realisztikusabb gyorsulási profilt biztosít, mint egy egyszerűsített lineáris megközelítés, amely hajlamos túlzottan konzervatív elven működni. Az eredmények azt mutatják, hogy a statikus egyenértékű terhelések biztosíthatják a biztonságot, de gazdaságtalan tervekhez vezethetnek. A nemlineáris modellek használata javíthatja a tervezési hatékonyságot és csökkentheti a költségeket.

Kim és Kim [7] tanulmányukban a hengeres héjszerkezetek és tárolótartályok tengelyirányú nyomóterhelés alatti kihajlási szilárdságának becslésére szolgáló tervezési összefüggések és diagramok kidolgozására fókuszáltak, mind ideális (tökéletes), mind pedig imperfekciókat tartalmazó szerkezeti konfigurációk vizsgálatával. A kihajlási viselkedés értékeléséhez numerikus analízist alkalmaztak, és a kutatás során egy hatékony modellezési módszertant, valamint specifikus végeselem-típusokat javasoltak a pontosabb számítási eredmények eléréséhez. Az eredmények alapján megállapították, hogy az ideális hengeres héjak kihajlási szilárdsága jelentősen csökken az átmérő-falvastagság arány növekedésével, míg a magasság-átmérő arány növekedése mérsékeltebb hatást gyakorol. A rugalmas és merev alapokra helyezett ideális tartályok kihajlási szilárdsága rendre 1,6%-kal, illetve 5,6%-kal haladta meg a szabadon álló héjszerkezetekét. A vizsgálat rámutatott továbbá arra is, hogy a kezdeti geometriai tökéletlenségek jelentős hatást gyakorolnak a kihajlási ellenállásra; a hengeres héjak és tartályok nagy érzékenységet mutatnak ezekkel szemben. A tanulmány számos további, gyakorlati szempontból is releváns következtetést fogalmaz meg. Kimutatták, hogy a választott végeselem-típus befolyásolja a kihajlási feszültség előrejelzését, míg a félmodell alkalmazása pontosabb becslést biztosít a teljes modellhez képest. Meghatározták azokat a kritikus geometriai arányokat, amelyek mellett tengelyszimmetrikus kihajlási módus alakul ki, valamint javaslatot tettek a kihajlási szilárdság tervezési egyenleteire is. A vizsgálat során bemutatott interpolációs eljárás lehetővé teszi a tökéletlen héjak és tartályok kihajlási szilárdságának közelítő becslését, továbbá meghatározza a kihajlási szilárdság határértékeit a különböző alapozási feltételek függvényében.

2. Módszertan

2.1 Gépészeti alapterv

A toronysilók szilárdsági számítása a teljes készülék megfelelését szükséges, hogy igazolja a tervezési peremfeltételek mellett. Ez kiterjed a csomópontok, karimák, tetőszerkezet és megtámasztás számítására, továbbá kiterjed a biztonságtechnikai szempontokra is (például hasadópaneles védelem porrobbanásból származó meghibásodás kiküszöbölésére). Egy gépészeti előtervet mutat az 1. ábra.



1. ábra. Az optimalizációs folyamathoz készített Basic Engineering terv.

Jelen tanulmány célja a berendezések optimalizálhatóságának igazolása, melyben kettő alapterhelés lett figyelembe véve: a töltetből származó hidrosztatikai nyomás, valamint a szélterhelésből származó terhelés. Az első terhelés húzófeszültségeket ébreszt; zárt formulával az adott köpenyív szükséges falvastagsága számítható, a második terhelés pedig nyomófeszültségeket ébreszt, kihajlás jelensége

léphet fel, melyet ellenőrizni szükséges. Ennek következtében ennek a két elemnek a számítási lépései kerülnek bemutatásra. Továbbá az optimalizálás szempontjából a köpenyen kívüli alkatrészeknek kis ráhatása lesz az optimumra, mivel ezek kötelezően alkalmazandó elemek, minden lehetséges szerkezeten, nagy valószínűséggel ugyanolyan geometriával beépítésre kerülnek, így ezek számítását a tanulmány nem tartalmazza.

A szilárdsági tervezéshez az MSZ EN 1991-1-4 [8], az MSZ EN 1993-4-1 [9] és MSZ EN 1991-4 [10] összefüggései kerültek felhasználásra, és ez a közös bázis az alapja az összehasonlíthatóságnak.

2.2 Biztonsági tényező

A teljes teher meghatározása során az Eurocode szabványrendszer alapelveit alkalmazva, a különböző terhelésekhez rendelt részbiztonsági tényezőket súlyozott módon kell figyelembe venni. Az önsúly a szerkezet teljes élettartama alatt lényegében állandónak tekinthető; észrevehető mértékű tömegcsökkenés kizárólag a teljes felületen fellépő, jelentős korrózió következménye lehetne, amely az anyagválasztás súlyos hibájára utalna. A tervezés jelen szakaszában ugyanakkor az önsúly pontos értéke még nem ismert.

Az osztott biztonsági tényezők figyelembevételével az önsúly előzetesen a hasznos tömeg mintegy 10%-ának vehető fel, amelyhez az Eurocode szerint tartozó részbiztonsági tényező $\gamma_1=1,35$. A töltetsúly ezzel szemben rövidebb időtávon belül is jelentős mértékben változhat, ezért azt – az önsúllyal együtt figyelembe vett összesített teherhez viszonyítva – egy 1,2-es szorzótényezővel vesszük figyelembe. Ennek megfelelő részbiztonsági tényezője az Eurocode alapján $\gamma_2= 1,5$.

A fenti hatásokhoz hozzáadódik egy dinamikus hatásokat reprezentáló kiegészítő tényező, amelyet 0,2-es konstans értékkel vehetünk figyelembe. Így a szerkezetre ható összesített tervezési teher biztonsági tényezőkkel módosított értéke az alábbi (1) összefüggéssel írható fel:

$$\eta = 0,1 \cdot \gamma_1 + 1,2 \cdot \gamma_2 + 0,2 = 2,135 \quad (1)$$

2.3 Hengeres köpeny méretezése a hidrosztatikai nyomásra

A vizsgálat célját jelentő silók mind geometriai, mind terhelési szempontból a nyomástartó edényekhez hasonlíthatnak, így az utóbbiak esetében jól ismert kazánformulához hasonló összefüggéssel határozható meg a szükséges falvastagság értéke. A belső nyomás a töltet súlyerejéből származik:

$$p_0 = \frac{\rho \cdot R}{2 \cdot \mu} \quad (2)$$

ahol:

- ρ a töltetsűrűség súlyerőben [N/m³,]
- R a köpeny belső sugara [m], és
- μ a súrlódási tényező [-].

A súrlódási tényező meghatározása kísérleti vizsgálatokat igényel. Az összehasonlításához Bani-Hani és munkatársai [11] által PVC granulátumra végzett kísérletek eredményei kerültek felhasználásra, ahol a súrlódási tényező értéke $\mu=0,18$.

Ez a nyomásérték viszont függ a magassági pozíciótól. Az optimalizációs folyamat során minden övre külön történik a méretezés, így ezt a tervezés során kezelni kell. A folyadékokkal ellentétben itt nem

lineárisan csökken a nyomás a magasság függvényében, hanem exponenciálisan:

$$p_h(z) = p_0 \cdot \left(1 - e^{-\frac{z}{z_0}}\right), \quad (3)$$

ahol:

- z az aktuális öv középpontjának magassága [m],
- z_0 pedig a magassági alapérték [m],

$$z_0 = \frac{R}{2 \cdot \mu \cdot k}, \quad (4)$$

- k pedig nyomási viszonzyszám [-].

Jármai és Farkas [12] nyomán, jelen tanulmányban $k = 0,6$. A geometriai értékekből és az ilyen módon meghatározott jellemzőkből egy vízszintes ($n_{\varphi,z}$), egy függőleges (n_z) élerőt és ezek eredőjét szükséges kiszámítani, melyek rendre:

$$n_{\varphi,z}(z) = p_h(z) \cdot R, \quad (5)$$

és

$$n_z(z) = \mu \cdot p_0 \cdot z_0 \left[\frac{z}{z_0} - \left(1 - e^{-\frac{z}{z_0}}\right) \right], \quad (6)$$

ezek eredője pedig

$$n_{red}(z) = \sqrt{n_{\varphi,z}(z)^2 + n_z(z)^2 + |n_{\varphi,z}(z) \cdot n_z(z)|} \quad (7)$$

A szükséges falvastagság így a

$$t(z) = \frac{\eta \cdot n_{red}(z)}{f_d}, \quad (8)$$

összefüggéssel számítható, ahol az f_d értéke a szerkezeti anyag folyáshatárából számítható megengedett feszültséget jelenti.

2.4 Horpadásvizsgálat a szélterhelésre

A szabványharmonizáció miatt a szélterhelés és a horpadásvizsgálat is a hivatkozott Eurocode-okban meghatározott módon történik. Ezek szerint a vizsgált hengeres köpenyt maximálisan a (9)-es összefüggéssel meghatározott értékű külső nyomás terhelheti:

$$p_{k,Rcu} = 0,92 \cdot C_b \cdot C_w \cdot E \cdot \left(\frac{R}{l}\right) \cdot \left(\frac{t}{R}\right)^{2,5}, \quad (9)$$

ahol:

- C_b a külső nyomás módosító tényezője [-],

- E a szerkezeti anyag rugalmassági modulusa [Pa],
- l a két merevítés közötti köpenyhossz maximális értéke [m],
- C_w pedig a szélerő módosító tényezője [-],

$$C_w = \max \left[\frac{2,2}{1 + 0,1 \cdot \sqrt{C_b \cdot \frac{R}{l} \cdot \sqrt{\frac{R}{t}}}}; 1,0 \right] \quad (10)$$

A magyarországi éghajlati viszonyok figyelembevételével a számításokhoz a szélesebbség alapértéke 25 m/s-nak feltételezhető. Az összehasonlító elemzés során a domborzati tényezőt $c_o(z) = 1,0$ és a légellenállási tényezőt $c_f = 0,7$ állandó paraméterként vettük figyelembe. Ezek az értékek az MSZ EN 1991-1-4 szabvány előírásaival összhangban, nyílt, alacsony beépítettségű területekre jellemző viszonyokat reprezentálnak.

3. Optimalás

A tanulmány a 2. fejezetben bemutatott elvek mellett keresi azokat a konstrukciókat, melyek a legkisebb tömeggel rendelkeznek. Optimalás tervezés során jellemzően kétféle célfüggvénnyel szokás dolgozni: a tömegminimum vagy a költségminimum meghatározása. Jelen esetben azt a célt fogalmaztuk meg, hogy keressük azt a siló konstrukciót, amely a legkisebb tömeggel rendelkezik, de mind a belső terhelésnek, mind a külső szélterhelésnek kellő biztonsággal ellenáll. A tanulmány három szerkezeti anyagra határozza meg ezt a minimális tömeget: egy általánosan használt szerkezeti acélra (S235JR), egy korrozív környezetben alkalmazható, jól hegeszthető korrózióálló acélra (1.4401) és egy szintén korrózióálló, jól hegeszthető alumínium ötvözetre (5754, O/H111 hőkezeltségi állapotban). A számítás során alkalmazandó anyagtulajdonságokat az 1. táblázat tartalmazza.

1. táblázat. Az optimaláshoz szükséges anyagtulajdonságok

Anyagminőség	Folyáshatár $R_{eH}/R_{p0,2}$ [MPa]	Rugalmassági modulus E [GPa]	Sűrűség ρ [kg/m ³]
S235JR	235	210	7850
1.4401	240	210	8000
Al 5754	80	68	2700

A tervezési paraméterek közé tartoztak, vagyis a számítások során állandó értéként lettek kezelve az alábbiak:

- a tárolt anyag sűrűsége,
- a tárolt közeg szemcséi és a fal közötti súrlódási tényező,
- a surrantó félkúpszöge,
- a biztonsági tényezők értékei,
- a szélterhelés számításához szükséges jellemzők.

Ezekkel az állandókkal biztosítottuk az összehasonlíthatóságot. További fontos paraméter a készülék elvárt térfogata is, melyet három különböző értékkel vettünk figyelembe, egy kisebb, 50 m^3 -es, egy közepes méretű, 200 m^3 -es és egy nagyobb, 600 m^3 -es készülék esetén.

Az optimalizálás során a változó alapvetően a berendezés átmérője volt, melynek függvényében változott a siló magassága (a kívánt térfogat elérése érdekében), a szükséges köpenyövek száma, és így az adott köpenyöv falvastagságának az értéke is. Ebben az esetben több helyen is diszkrétizációt alkalmaztunk, mivel egyrészt a falvastagságok csak kereskedelmi forgalomban kapható értékeket vehetnek fel, másrészt az algoritmus különböző lemezszélességekkel lett lefuttatva.

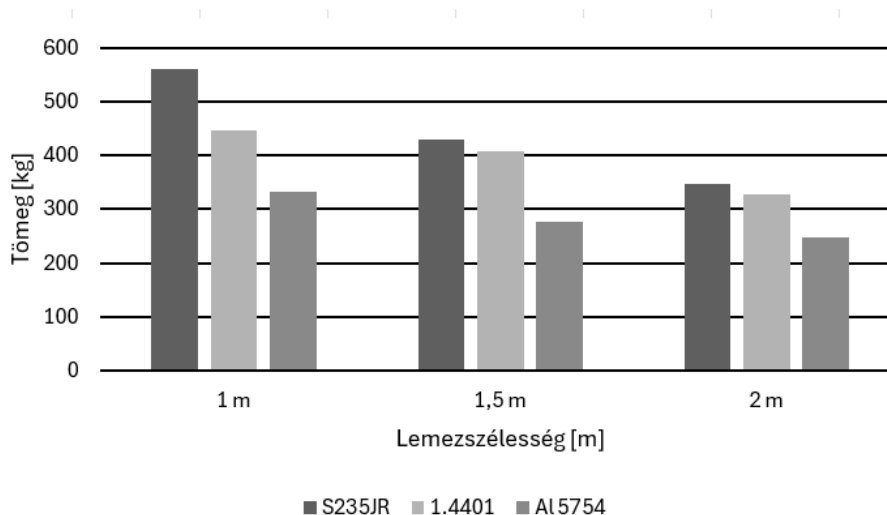
4. Eredmények

Az optimalizálás az általános redukált gradiens módszerrel lett elvégezve. Ez a módszer különösen alkalmas nemlineáris problémák optimumkeresésére, csupán azt kell biztosítani, hogy a célfüggvény differenciálható legyen, ami jelen esetben igaz. A módszer bár folytonos függvények esetében biztosabban működik, alkalmazható diszkrét értékek esetében is. Ekkor érdemes az eljárást több kezdőértékről indítani annak érdekében, hogy a globális optimumot találjuk meg, és ne egy lokális megoldást.

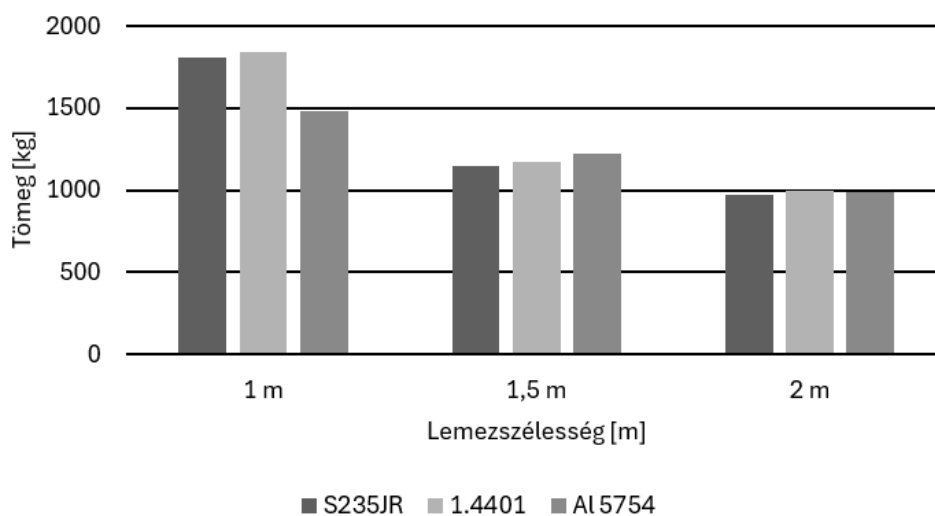
A 2.-4. ábrák mutatják rendre az 50 , a 200 és a 600 m^3 -hez tartozó minimális tömegeket, 1000 mm , 1500 mm és 2000 mm lemezszélességek esetén.

A 2. ábra az 50 m^3 térfogathoz tartozó eredményeket mutatja. Ennél a kisebb méretű silónál mindhárom lemezszélesség alkalmazásával a szénacél esetén a legnagyobb a tömeg és az alumínium esetén a legkisebb. Ezek az eredmények tartalmazzák a szilárdság, kihajlási képesség és a sűrűség anyagjellemzőkben lévő eltéréseket.

A 3. ábra a 200 m^3 -hez tartozó minimális tömegeket tartalmazza. Ennél a térfogatnál már nem látszik élesen az előző ábrán látható tendencia. Sokkal inkább a tervezési segédváltozók jelentős hatása olvasható ki a diagramból. A legkisebb szélesség alkalmazásakor az ausztenites acél esetén a legnagyobb a tömeg, a nagyobb szélességek esetén pedig alig van eltérés a kapott tömegekben.

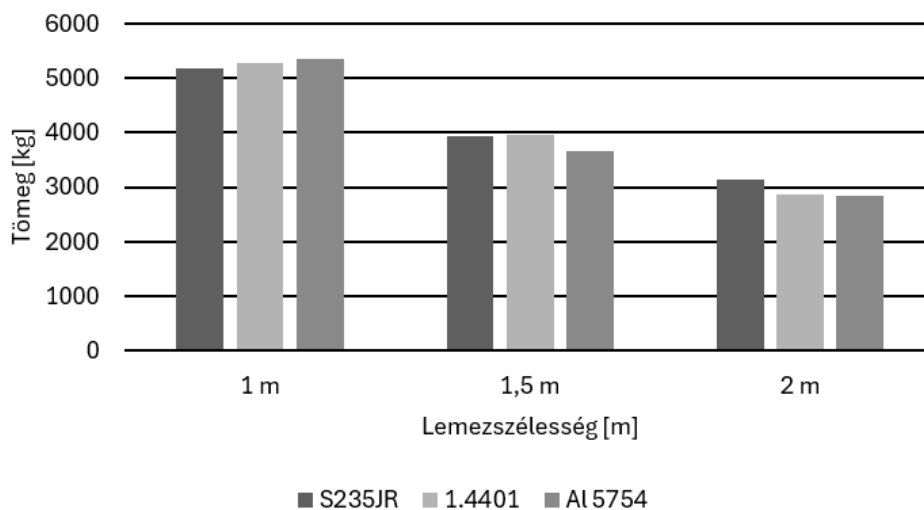


2. ábra. Minimális tömegek 50 m^3 -es térfogat esetén.



3. ábra. Minimális tömegek 200 m³-es térfogat esetén.

A 4. ábra a 600 m³-hez tartozó minimális tömegeket mutatja. Ennél sem jelenthető ki egyértelműen a tendencia. A három lemezzavastagság esetén mindhárom szerkezeti anyaghoz tartozik legkisebb és legnagyobb tömeg is.

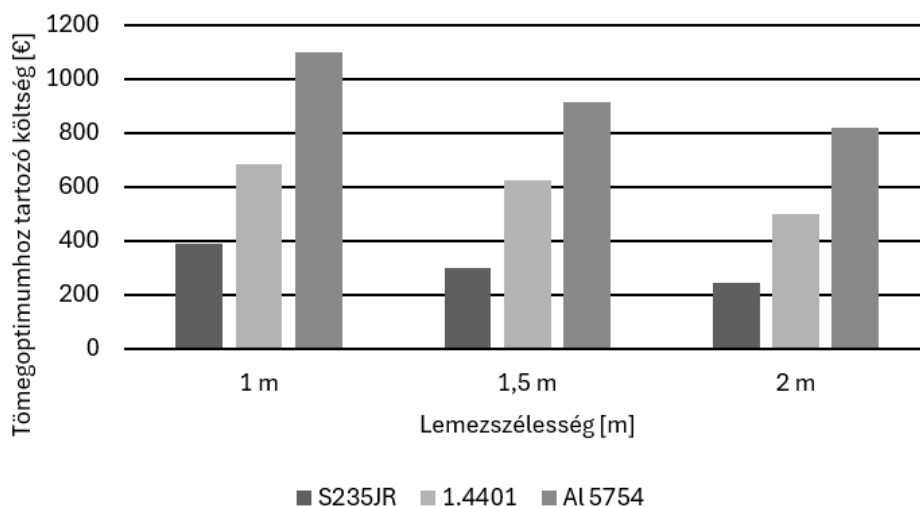


4. ábra. Minimális tömegek 600 m³-es térfogat esetén.

A kapott eredmények rávilágítanak, hogy amennyiben nem csak műszaki szempontokat, hanem a gazdasági szempontokat is szem előtt tartjuk a tervezési folyamat során, érdemes komplex módon felépíteni a számítási eljárást, illetve tervezőszoftver alkalmazása esetén is célszerű lehet többféle peremfeltétellel lefuttatni a számításokat; a jól megszokott gyakorlat nagy valószínűséggel nem lesz elégséges.

A kapott eredmények azt is mutatják, hogy annak ellenére, hogy a keskenyebb lemezvastagságok gyorsabban leereagálják a magassági pozíció okozta terhelés csökkenés- vagy növekedés hatását, érdemesebb szélesebb lemeztáblákat alkalmazni. Ennek egyértelmű következménye az is, ha a gyártási költségeket is figyelembe vennénk, annyival több körvarratot kellene elkészíteni, ami a hegesztési idő és költség tekintetében is egy pluszt jelent.

Bár az optimalizálás nem a költségminimumra törekedett, érdemes a lemeztáblák tömegét is figyelembe venni, melyet az 50 m³-es készülék kapcsán az 5. ábra mutat. Az S235JR acél esetén 0,695 €/kg, az 1.4401 korrózióálló acél esetén 1,52 €/kg, az 5754 alumínium esetén pedig 3,3 €/kg fajlagos költséggel lettek meghatározva a költségértékek.



5. ábra. Minimális tömeghez tartozó költség az 50 m³-es térfogat esetén.

Látható, hogy az alkalmazott szerkezeti anyagok piaci ára egyértelműen eldönti azt a kérdést, hogy mely szerkezeti anyag legyen kiválasztva. Ameddig a közeg, illetve a környezet nem igényli a korrózióálló anyagok alkalmazását, addig minden esetben a szénacél fogja a legkisebb költséget jelenteni.

5. Összefoglalás

A tanulmány célja a körhengeres toronysilók szilárdsági viselkedésének és tömegoptimalizálásának vizsgálata volt, különös tekintettel a szélteher hatására. A számítások az Eurocode szabványok (MSZ EN 1991, 1993, 1998) előírásain alapultak, figyelembe véve az önsúly, a töltetből származó hidrosztatikai nyomás és a szélteher együttes hatását.

Az eredmények alapján megállapítható, hogy a három vizsgált szerkezeti anyag, a szénacél (S235JR), a korrózióálló acél (1.4401) és az alumínium (EN AW-5754 O/H111) jelentősen eltérő viselkedést mutat a szélteherrel szemben. Az alumínium kis sűrűsége miatt kedvezőbb tömegeredményeket biztosít, azonban a magasabb alapanyagköltség miatt gazdasági szempontból nem minden esetben tekinthető optimálisnak.

A vizsgálat rávilágított arra is, hogy a geometriai paraméterek, különösen a lemezszélesség és az átmérő-magasság arány, lényegesen befolyásolják a minimális tömeget és ezzel a szerkezeti

hatékonyságot. Az alkalmazott redukált gradiens módszer alkalmasnak bizonyult a nemlineáris optimalizálási problémák megoldására, ugyanakkor a lokális optimum elkerülése érdekében több kiindulási érték használata ajánlott.

Összességében elmondható, hogy a silók tervezésébe integrált optimalizálási szemlélet nemcsak a szerkezeti tömeg, hanem a gyártási költségek csökkentéséhez is hozzájárulhat. A további kutatások célja a dinamikus hatások részletesebb vizsgálata, valamint a költségalapú célfüggvény bevezetése a komplexebb, többváltozós optimalizálási modell kialakítása érdekében.

Irodalom

- [1] Eurocode 9: *Design of aluminium structures – Part 1-5: Shell structures*, MSZ EN 1999-1-5:2024.
- [2] P. Knodel and T. Ummenhofer, “Practical design of aluminium silos according to EC9-1-5,” *Key Eng. Mater.*, vol. 710, pp. 97-102, 2016, doi: 10.4028/www.scientific.net/KEM.710.97.
- [3] Eurocode 3: *Design of steel structures – Part 1-6: Strength and stability of shell structures*, MSZ EN 1993-1-6:2007/A1:2017.
- [4] J. Hillewaere, J. Degroote, G. Lombaert, J. Vierendeels and G. Degrande, “Computational aspects of simulating wind induced ovaling vibrations in silo groups,” *J. Comput. Appl. Math.*, vol. 246, pp. 161–173, Jul. 2013, doi: 10.1016/j.cam.2012.06.033.
- [5] D. Dooms, G. Degrande, G. De Roeck and E. Reynders, “Finite element modelling of a silo based on experimental modal analysis,” *Eng. Struct.*, vol. 28, no. 4, pp. 532–542, Mar. 2006, doi: 10.1016/j.engstruct.2005.09.008.
- [6] C. Butenweg, J. Rosin and S. Holer, “Analysis of cylindrical granular material silos under seismic excitation,” *Building*, vol. 7, 2017, Art. no. 61, doi: 10.3390/buildings7030061.
- [7] S. E. Kim and C. S. Kim, “Buckling strength of the cylindrical shell and tank subjected to axially compressive loads,” *Thin-Walled Struct.*, vol. 40, no. 4, pp. 329-353, 2002, doi: 10.1016/S0263-8231(01)00066-0.
- [8] Eurocode 1: *Actions on structures – Part 1-4: General actions – Wind actions*, MSZ EN 1991-1-4:2007.
- [9] Eurocode 3: *Design of steel structures – Part 4-1: Silos*, MSZ EN 1993-4-1:2007/A1:2017.
- [10] Eurocode 1: *Actions on structures – Part 4: Silos and tanks*, MSZ EN 1991-4:2006.
- [11] E. H. Bani-Hani, J. Lopez and G. Mohanan, “Data on the coefficient of static friction between surfaces coated with different sizes of rubber granules produced from used tires,” *Data Brief.*, vol. 22, pp. 940–945, Febr. 2019, doi: 10.1016/j.dib.2019.01.022.
- [12] K. Jármay and J. Farkas, “Fabrication cost calculation and optimum design of welded steel silos,” in *Proc. 48th Annual Assembly of International Institute of Welding*, Stockholm, Sweden, Jun. 10-17, 1995, IIW -Doc. XV-877-95.

A. Függelék

**A 2025-ös esztendő legfontosabb intézeti és
Intézethez kötődő eseményei**

Időpont	Esemény
Január 28-29.	Dr. Pap Judit adjunktus, Sahm Alden Abd Al Al és Pap Ádám PhD hallgatók részt vettek a HINTS projekt első évzáró megbeszélésén , amely az Anyagszerkezet-tani és Anyagtechnológiai Intézetben került megrendezésre. A rendezvény keretein belül Dr. Pap Judit labor- és műhelybemutatót tartott a résztvevőknek. (Részletesebb információk a projektről a C. Függelékben .)
Február 6.	Dr. Gáspár Marcell és Dr. Lukács János egyetemi tanárok és Dr. Raghawendra Pratap Singh Sisodia egyetemi docens a Miskolci Egyetem nemzetközi tudományos láthatósága érdekében végzett kutatómunka és a kiemelkedő publikációs tevékenység elismeréseként „A Miskolci Egyetem Kiemelkedő Kutatója a 2024. évben” elismerést vettek át.
Február 7.	A nemzetközi hegesztő szakirányú továbbképzési szak (IWE/EWE) 29. évfolyamának képzés nyitó rendezvénye.
Február 19-20.	Dr. Gáspár Marcell egyetemi tanár részt vett a Miskolci Szakképzési Centrumban megrendezett COVE-WENDT projekt harmadik menedzsment ülésén . Dr. Raghawendra Pratap Singh Sisodia egyetemi docens, Dr. Pap Judit adjunktus és Sahm Alden Abd Al Al PhD hallgató laboratóriumi és műhelybemutatókat tartottak a menedzsment ülés résztvevőinek az Anyagszerkezet-tani és Anyagtechnológiai Intézetben. (Részletesebb információk a projektről a C. Függelékben .)
Február 26.	Dr. Gáspár Marcell és Dr. Lukács János egyetemi tanárok, továbbá Dr. Raghawendra Pratap Singh Sisodia egyetemi docens részt vettek és előadásokat tartottak a „4th Hungarian-Korean-Japanese Joint Seminar on Design, Fabrication, and Maintenance of Welded Steel Structures, 2025” című, online formában megtartott rendezvényen.
Március 6.	Nőnap köszöntő az intézeti könyvtárban.
Március 10.	Dr. Lukács Zsolt egyetemi docens, intézetigazgató, Dr. Meilinger Ákos egyetemi docens és Dr. Pap Judit adjunktus tájékoztatót tartottak a specializáció választás előtt álló másodéves gépészmérnök alapszakos (BSc) hallgatóknak.
Március 13.	Fodorné Cserépi Mariann tanársegéd és a nemzetközi hegesztő szakirányú továbbképzési szak (IWE/EWE) hallgatói gyakorlati bemutatókon vettek részt a Linde Gáz Magyarország ZRt. telephelyén .
Március 13-14.	Dr. Lukács János egyetemi tanár részt vett és előadást tartott a Portoban (Portugália) megrendezésre került „2nd International Conference on Durability, Repair and Maintenance of Structures (DRMS2025)” elnevezésű konferencián, ahol elnyerte a legjobb szóbeli előadás díját.

Időpont	Esemény
Március 20.	Dr. Gáspár Marcell és Dr. Lukács János egyetemi tanárok, Dr. Raghawendra Pratap Singh Sisodia és Dr. Meilinger Ákos egyetemi docensek, Dr. Pap Judit adjunktus és Fodorné Cserépi Mariann tanársegéd részt vettek és előadásokat tartottak a Miskolci Egyetemen megrendezésre került „ Korszerű anyagok hegeszthetősége ” ankéton.
Március 21.	A teljesítményértékelési rendszer (TÉR) 2024. évi eredményeinek ismertetése a Gépészmérnöki és Informatikai Kar Dékáni Hivatalában.
Március 25.	Kari vezetői értekezlet az Anyagszerkezet-tani és Anyagtechnológiai Intézetben. Az értekezlet keretein belül Dr. Lukács Zsolt intézetigazgató bemutatta az Intézet oktatási és kutatási tevékenységét, valamint a hazai és a nemzetközi projekt aktivitásait.
Április 1.	Kocsisné Dr. Baán Mária nyugalmazott egyetemi docens a Gépészmérnöki és Informatikai Kar Kari Tanácsának ülésén címzetes egyetemi tanári címet vett át.
Április 7-11.	Dr. Gáspár Marcell egyetemi tanár, Sahm Alden Abd Al Al és Abdulhakim Shukurea Rahmato PhD hallgatók részt vettek a Miskolci Szakképzési Centrumban a COVE-WENDT Erasmus+ projekt keretében megrendezésre került „ Digitális és innovatív oktatási módszerek a szakképzésben ” elnevezésű továbbképzésen. (Részletesebb információk a projektről a C. Függelékben.)
Április 10.	Dr. Pap Judit adjunktus laborbemutatót tartott a „ Lányok Napja ” rendezvény keretén belül.
Április 11.	Dessie Jemal Ebrahim PhD értekezésének műhelyvitája az Intézeti könyvtárban. Az értekezés címe: <i>Determination of Kinematic Hardening Parameters in W-Temper Forming of High-Strength Aluminium Alloy.</i> (Témavezető: Dr. Lukács Zsolt egyetemi docens.)
Április 15.	Dr. Kovács Péter Zoltán egyetemi docens vezetésével a járműmérnök szakos hallgatók gyárlátogatáson vettek részt az Industar Kft. -nél.
Április 17.	Sahm Alden Abd Al Al PhD értekezésének műhelyvitája az Intézeti könyvtárban. Az értekezés címe: <i>Complex evaluation of resistance spot welding technologies for dual-phase and martensitic steels.</i> (Témavezető: Dr. Meilinger Ákos egyetemi docens, társ-témavezető: Dr. Gáspár Marcell egyetemi tanár.)
Április 23.	Dr. Molnár András címzetes egyetemi docens „ Termikus szórás alapjai ” címmel tanfolyamot tartott az Indupro Kft. munkatársainak.

Időpont	Esemény
Április 23.	Dr. Lukács Zsolt egyetemi docens a Debrecenben megrendezett „Országos Tudományos Diákköri Konferencia (OTDK)” Műszaki Tudományok Szekciójá, Anyagtudomány és anyagvizsgálat 4 zsűrijében elnöki feladatokat látott el.
Április 25.	Dr. Lukács János részt vett a Szénhidrogén-szállítóvezetési Szakági Műszaki Bizottság hibrid (személyes és online) formában megtartott ülésén, a Miskolci Egyetemen.
Május 8.	Dr. Kovács Péter Zoltán egyetemi docens és Dr. Pap Judit adjunktus labor- és műhelybemutatót tartottak a „Földes Nap” keretein belül a Földes Ferenc Gimnázium diákjainak.
Május 12.	Dr. Sulyok Tamás Magyarország köztársasági elnöke – a kultúráért és innovációért felelős miniszternek a fenntartóval egyetértésben tett javaslatára – 2025. február 1-jei hatállyal a Miskolci Egyetem egyetemi tanárává nevezte ki Dr. Gáspár Marcell egyetemi docentst. Dakhel Ahmad Yasser PhD értekezésének műhelyvitája az Intézeti könyvtárban. Az értekezés címe: <i>Integrity of transporting pipeline girth welds based on full-scale tests under complex loading</i> . (Témavezető: Dr. Lukács János egyetemi tanár, társ-témavezető: Dr. Simon-Koncsik Zsuzsanna.)
Május 12-17.	Dr. Raghawendra Pratap Singh Sisodia egyetemi docens transzmissziós elektronmikroszkópos (TEM) vizsgálatokban vett részt a Barcelonai Egyetem Tudományos és Technológiai Központjában, Spanyolországban.
Május 14.	Dr. Kovács Péter Zoltán egyetemi docens vezetésével a CAD-CAM szakirányon (MSc) tanuló hallgatók üzemlátogatáson vettek részt a Flair-Plastic Kft. -nél. A nemzetközi hegesztő szakirányú továbbképzési szak (IWE/EWE) hallgatói részt vettek a Budapesten megrendezésre került „Ipar Napjai” Szakkiállításon és a Magyar Hegesztési Egyesület (MAHEG) Közgyűlésén , amelyen Dr. Gáspár Marcell egyetemi tanárt az elnökség, Dr. Pap Judit adjunktust pedig a felügyelő bizottság tagjává választották meg.
Május 16.	A Doctoral Seminar „Materials Engineering and Mechanical Technology” és „Structural Integrity” szekciói összevontan kerültek megrendezésre. A szekcióban előadást tartottak Sahm Alden Abd Al Al, Terdik Gábor Szabolcs, Koroknai László és Pap Ádám PhD hallgatók. (Szekció társelnökök: Dr. Lukács János egyetemi tanár és Dr. Maros Zsolt egyetemi docens (Gyártástudományi Intézet), szekciótitkár: Sahm Alden Abd Al Al PhD hallgató.)

Időpont	Esemény
Május 18-23.	Dr. Pap Judit adjunktus és Pap Ádám PhD hallgató a HINTS projekt keretein belül oktatási tevékenységeket végeztek a Tiranai Egyetemen (Universiteti Politekniki Tiranës) Albániában és részt vettek az e-learning és a minőségirányítási rendszereik fejlesztésében . (Részletesebb információk a projektről a C. Függelékben .)
Május 21.	Fodorné Cserépi Mariann tanársegéd vezetésével a hegesztő szakirányú továbbképzési szak (IWE/EWE) hallgatói a Miskolci Szakképzési Centrum Andrassy Gyula Gépipari Technikumában ismerkedtek meg a láng-hegesztés és vágás rejtjelmeivel .
Május 26-31.	Dr. Raghawendra Pratap Singh Sisodia egyetemi docens mikro-XRF kísérletekben vett részt az athéni "Demokritos" Nemzeti Tudományos Kutatóközpont Atom- és Részecskefizikai Intézetében.
Május 27.	A Magyar Hegesztéstechnikai és Anyagvizsgálati Egyesülés (MHTE) megbízásából Dr. Gáspár Marcell egyetemi tanár és Dr. Molnár András címzetes egyetemi docens továbbképzést tartottak az MVM Paksi Atomerőmű Zrt. hegesztőmérnökeinek.
Május 29.	75 éves a Miskolci Egyetem Mechanikai Technológiai Tanszéke (Anyagszerkezteti és Anyagtechnológiai Intézete). Dr. Lukács Zsolt egyetemi docens, intézetigazgató, Dr. Török Imre címzetes egyetemi tanár, Dr. Gáspár Marcell egyetemi tanár, Dr. Kocsisné Baán Mária címzetes egyetemi tanár, Dr. Kuzsella László egyetemi docens, Dr. Gál Gaszton címzetes egyetemi docens, Dr. Kovács Péter Zoltán egyetemi docens, Dr. Lukács János egyetemi tanár és Dr. Pap Judit adjunktus részt vettek és előadásokat tartottak a „MultiScience – XXXVII. microCAD International Multidisciplinary Scientific Conference” című rendezvényen. (Szekcióelnök: Dr. Lukács Zsolt egyetemi docens, intézetigazgató, szekciótitkár: Dr. Pap Judit adjunktus.) A rendezvény alkalmából készült „75 éves a Mechanikai Technológiai Tanszék mai nevén Anyagszerkezteti és Anyagtechnológiai Intézet (1950 – 2025)” című kiadvány elérhető a http://gepesz.uni-miskolc.hu/intezetek/ATI/intezet oldalon. (Részletesebb információk a rendezvényről a B. Függelékben.)
Június 1-5.	Dr. Lukács Zsolt egyetemi docens részt vett az International Deep Drawing Research Group (IDDRG) éves nemzetközi konferenciáján Lisszabonban (Portugália) és a nemzetközi szervezet vezetősége részéről ellátta a szimulációval foglalkozó szekció elnöki feladatait.

Időpont	Esemény
	Jemal Ebrahim Dessie és Abdulhakim Shukurea Rahmato PhD hallgatók szintén részt vettek és előadásokat tartottak a rendezvényen.
Június 16.	Abdulhakim Shukurea Rahmato PhD hallgató komplex vizsgája az intézeti könyvtárban. A bíráló bizottság döntése alapján a komplex vizsga értékelése „megfelelt”. Pap Ádám PhD hallgató komplex vizsgája az intézeti könyvtárban. A bíráló bizottság döntése alapján a komplex vizsga értékelése „megfelelt”.
Június 18.	Dr. Lukács Zsolt, egyetemi docens részt vett a magyarországi AutoForm felhasználóknak rendezett „ AutoForm Workshop ” rendezvényen, ahol az új R12-es szoftververzió Robustness modul szimulációs képességeit mutatták be az AutoForm szakemberei.
Június 22-27.	Dr. Gáspár Marcell, Dr. Lukács János egyetemi tanárok, Dr. Raghawendra Pratap Singh Sisodia egyetemi docens, Dr. Pap Judit adjunktus, valamint Pap Ádám és Sahm Alden Abd Al Al PhD hallgatók részt vettek, dokumentumokat mutattak be és előadásokat tartottak Genovában (Olaszország), a Nemzetközi Hegesztési Intézet (IIW – International Institute of Welding) „ 78. Éves Közgyűlés és Nemzetközi Konferencia ” című rendezvényén (78th Annual Assembly and International Conference). A közgyűlésen Dr. Raghawendra Pratap Singh Sisodia egyetemi docent a Nemzetközi Hegesztési Intézet (IIW) lézeres hegesztéssel foglalkozó C-IV albizottság elnökének választották.
Június 30. – július 4.	Dr. Pap Judit adjunktus és Pap Ádám PhD-hallgató a HINTS projekt keretében oktatási feladatokat láttak el a Montenegrói Egyetemen (Univeritet Crne Gore), Podgoricában, továbbá hozzájárultak az e-learning és a minőségirányítási rendszereik fejlesztéséhez . (Részletesebb információk a projektről a C. Függelékben .)
Július 3.	Az intézeti kollektíva közösen köszöntötte fel egy ünnepség keretében Dr. Gál Gaszton címzetes egyetemi docent, 80. születésnapja alkalmából.
Július 8-10.	Dr. Lukács Zsolt, egyetemi docens háromnapos AutoForm szakmai továbbképzést tartott a Magyar Suzuki Zrt. munkatársainak, megismertette az új R12-es szoftververzió szerszámtervezést támogató képességeit.
Július 11.	Dessie Jemal Ebrahim PhD értekezésének nyilvános vitája az Intézeti könyvtárban és a Teams platformon. Az értekezés címe: <i>Determination of kinematic hardening parameters in W-temper forming of high-strength aluminium alloy</i> . (Témavezető: Dr. Lukács Zsolt egyetemi docens.) A bíráló bizottság értékelése (97,4%) alapján, a minősítés „summa cum laude”.

Időpont	Esemény
Július 11.	Sahm Alden Abd Al Al PhD értekezésének nyilvános vitája az Intézeti könyvtárban és a Teams platformon. Az értekezés címe: <i>Complex evaluation of resistance spot welding technologies for dual-phase and martensitic steels</i> . (Témavezető: Dr. Meilinger Ákos egyetemi docens, társ-témavezető: Dr. Gáspár Marcell egyetemi tanár.) A bíráló bizottság értékelése (88,6%) alapján a kutató munka minősítése „cum laude”.
Augusztus 31-szeptember 4.	A HINTS projekt keretein belül Dr. Pap Judit adjunktus és Pap Ádám PhD-hallgató oktatási tevékenységeket végeztek az Alexandriai Egyetemen, Egyiptomban, valamint részt vettek az intézmény e-learning és minőségirányítási rendszereinek továbbfejlesztésében . (Részletesebb információk a projektről a C. Függelékben .)
Szeptember 1.	Az intézeti kollektíva volt és jelenlegi tagjai részt vettek Dr. Frigyk Erő Gábor nyugalmazott egyetemi docens temetésén , aki 2025. augusztus 19-én hunyt el.
Szeptember 4.	Tanévnyitó intézeti értekezlet a Miskolci Egyetem Sportcentrumában.
Szeptember 5.	A Miskolci Egyetem nemzetközi és hazai tudományos láthatósága érdekében végzett kutatómunkájáért és a 2024-es évben az MTMT és Scopus tudományos adatbázisokban is dokumentált kiemelkedő publikációs tevékenységéért „A Miskolci Egyetem Kiváló Tudományos Szerzője” elismerését kapta Dr. Lukács János egyetemi tanár és Dr. Raghawendra Pratap Singh Sisodia egyetemi docens. A Gépészmérnöki és Informatikai Kar Tanácsa Dr. Kuzsella László egyetemi docensnek több éves oktatói, kutatói munkája elismeréséért, valamint a kari beiskolázásban kifejtett aktív szerepvállalásáért „Kari Érem” kitüntetést adományozott.
Szeptember 8.	Tanévnyitó Ünnepi Szenátusi Ülész. Doktori (Ph.D.) oklevelet vett át Sahm Alden Abd Al Al tanszéki mérnök és Dessie Jemal Ebrahim.
Szeptember 9-10.	Dr. Gáspár Marcell egyetemi tanár részt vett a COVE-WENDT projekt menedzsment ülésén Madridban. (Részletesebb információk a projektről a C. Függelékben .)
Szeptember 18.	A Miskolci Szakképzési Centrumban megrendezésre került a COVE-WENDT projekt „Szimuláció és modellezés” című szakmai workshopja, melyen előadást tartott Dr. Gáspár Marcell egyetemi tanár és Dr. Pap Judit adjunktus. (Részletesebb információk a projektről a C. Függelékben .)

Időpont	Esemény
Szeptember 18.	A HINTS projekt keretein belül megrendezésre került a „ Fenntarthatóság és digitalizáció ” című szakmai workshop. A rendezvényen Dr. Lukács János egyetemi tanár, Dr. Meilinger Ákos egyetemi docens, Dr. Pap Judit adjunktus és Dr. Sahm Alden Abd Al Al tanszéki mérnök tartottak előadásokat. (Részletesebb információk a projektről a C. Függelékben.)
Szeptember 22-26.	Dr. Pap Judit adjunktus és Pap Ádám PhD-hallgató a HINTS projekt keretében oktatási tevékenységeket végeztek a Szfax, Tunézia területén található Észak-Amerikai Magánegyetemen (North American Private University), valamint közreműködtek az e-learning és minőségirányítási rendszereik fejlesztésében. (Részletesebb információk a projektről a C. Függelékben.)
Szeptember 24-25.	A COVE-WENDT projekt keretében országos hegesztési versenyre került sor a Mátrai Hegesztéstechnikai és Szakképzési Kft.-nél, amelyen Dr. Gáspár Marcell egyetemi tanár képviselte az Intézetet.
Szeptember 25.	Egyetemi Sportnap – kötelezően sporttal töltött munkanap.
Szeptember 25.	Dr. Lukács János egyetemi tanár felkért előadóként részt vett és előadást tartott Budapesten, a Multi Lab Kalibráló és Kereskedelmi Kft. által szervezett „ MTS vevői nap ” című rendezvényen.
Szeptember 25-26.	Fodorné Cserépi Mariann tanársegéd részt vette a „ Hegesztési Felelősök 26. Országos Tanácskozásá ”-n, Visegrádon.
Október 1.	Ahmad Yasser Dakhel PhD értekezésének nyilvános vitája az intézeti könyvtárban és a Teams platformon. Az értekezés címe: <i>Integrity of transporting pipeline girth welds based on full-scale tests under complex loading conditions.</i> (Témavezető: Dr. Lukács János egyetemi tanár, társ-témavezető: Dr. Simon-Koncsik Zsuzsanna integritás értékelési és adatkezelési mérnök (FGSZ Földgázszállító Zrt.).) A bíráló bizottság értékelése (88,6%) alapján a kutatómunka minősítése „cum laude”.
Október 5-9.	Dr. Pap Judit adjunktus és Pap Ádám PhD-hallgató a HINTS projekt keretében oktatási tevékenységet végeztek Ammanban, Jordániában, a Jordán Mérnök Kamara (Jordan Engineers Association) egyik oktatási intézményében. Emellett közreműködtek az e-learning és a minőségirányítási rendszerek fejlesztéséhez kapcsolódó feladatokban is. A rendezvényen Dr. Sahm Alden Abd Al Al tanszéki mérnök is részt vett. (Részletesebb információk a projektről a C. Függelékben.)
Október 12-14.	Bencs-Nagy Nóra tanársegéd, Dr. Gáspár Marcell egyetemi tanár és Dr. Lukács Zsolt egyetemi docens részt vettek és előadásokat tartottak a „ XV. Országos Anyagtudományi Konferenciá ”-n, Balatonalmádiban.

Időpont	Esemény
Október 20-24.	A HINTS projekt utolsó személyes megbeszélésére és „ Kiberbiztonság és AI eszközök ” elnevezésű workshopjára Lisszabonban (Portugália) került sor, amelyen Dr. Pap Judit adjunktus és Pap Ádám PhD hallgatók vettek részt. (Részletesebb információk a projektről a C. Függelékben .)
November 3-5.	Az Oulu-i Egyetem (Oulu, Finnország) delegációja ellátogatott az Anyagszerkezet-tani és Anyagtechnológiai Intézetbe, ahol előadásokat tartottak a BSc hallgatóinknak a fenntartható acélgyártás és a bénites acélok hőhatásövezeti jellemzése területén.
November 4-6.	Intézményi akkreditáció : a Magyar Felsőoktatási Akkreditációs Bizottság (MAB) látogatása a Miskolci Egyetemen.
November 6.	Dr. Pap Judit adjunktus és Dr. Sahm Alden Abd Al Al tanszéki mérnök gyakorlatot és műhely bemutatót tartottak a miskolci Kolping Katolikus Technikum, Szakképző Iskola, Szakiskola és Szakgimnázium Iskola diákjainak.
November 6-7.	Dr. Gáspár Marcell egyetemi tanár és Fajger János PhD hallgató részt vettek és előadást tartottak a Román Hegesztési és Anyagvizsgálati Intézet (Institutul Național de Cercetare-Dezvoltare în Sudurăși Încercări de Materiale) által szervezett „ Innovative Technologies for Joining Advanced Materials – TIMA 2025 ” elnevezésű konferencián. Bencs-Nagy Nóra tanársegéd, Fajger János és Abdulhakim Shukurea Rahmato PhD hallgatók részt vettek és előadásokat tartottak „ 11th International Scientific Conference on Advances in Mechanical Engineering (ISCAME 2025) ” című konferencián, Debrecenben.
November 13.	Fodorné Cserépi Mariann tanársegéd vezetésével a hegesztő szakirányú továbbképzési szak (IWE/EWE) hallgatói a REHM Hegesztéstechnika Kft. által szervezett szakmai napon vettek részt.
November 14.	A „ FLUMEN Projekt – A hidrogén mérését és nyomon követhetőségét lehetővé tevő fejlesztések a földgázszállító rendszeren – második fázis ” című projekt vezetékd diagnosztikai stream-jének hibrid (személyes és online) formában megtartott egyeztető megbeszélése a Miskolci Egyetemen.
November 17.	Masahiko Sato, a japán Nippon Steel Europe vállalat szakembere szakmai látogatást tett az Intézetben, amelynek keretében együttműködési lehetőségeket keresett az új képlékenyalakítási technológiák és az új lemezanyagok vizsgálata területén.

Időpont	Esemény
November 19.	Az anyagtechnológiai specializáció (BSc) hallgatói Dr. Kuzsella László egyetemi docens vezetésével szakmai kirándulás on vettek részt a Csepeli Szerszámedző Kft. -nél, Budapesten.
November 25.	Fodorné Cserépi Mariann tanársegéd részt vette a „ Messer Hegesztés- és Lézer technológiai Innovációs Fórum ”-on, Budapesten.
November 27.	A „ Doctoral Forum ” „Materials Engineering and Mechanical Technology” és „Structural Integrity” szekciói összevontan kerültek megrendezésre az intézeti könyvtárban. A szekcióban előadást tartottak Abdulhakim Shukurea Rahmato, Koroknai László, Elisha Zaheer, Pap Ádám, Terdik Gábor Szabolcs és Fajger János PhD hallgatók. (Szekció társelnökök: Dr. Lukács János egyetemi tanár és Dr. Maros Zsolt egyetemi docens (Gyártástudományi Intézet), szekciótitkár: Ahmad Yasser Dakhel, tanársegéd.) A 2025. évi őszi intézményi TDK „Anyagszerkezet-tani és anyagtechnológiai szekció” -ja az intézeti könyvtárban. (Elnök: Dr. Lukács Zsolt egyetemi docens, tagok: Bencs-Nagy Nóra tanársegéd és Dr. Meilinger Ákos egyetemi docens.) Dr. Pap Judit adjunktus gyakorlatvezetésével a hegesztő szakirányú továbbképzési szak (IWE/EWE) hallgatói a Miskolci Egyetem műhelycsarnokában a SYIRUS-TECH Zrt. kézi lézerhegesztéssel kapcsolatos bemutatóján vettek részt.
December 2.	Dr. Gáspár Marcell egyetemi tanár vezetésével az anyagtechnológiai specializáción (BSc) tanuló hallgatók gyárlátogatás on vettek részt a Kis Kft. -nél, Sajóbáonyban.
December 4-5.	Az egyetemi „ Nyílt Nap ”-on Dr. Pap Judit adjunktus laborbemutatót tartott az érdeklődő középiskolás diákoknak.
December 18.	Dr. Gáspár Marcell egyetemi tanár, Dr. Pap Judit adjunktus és Dr. Raghawendra Pratap Singh Sisodia egyetemi docens részt vettek a Magyar Hegesztési Egyesület (MAHEG) évvárá közgyűlésén , Budapesten.
December 19.	Intézeti évvárá értekezlet az intézeti könyvtárban és az A/4. épületben lévő intézeti tantermekben.

B. Függelék

**75 éves a Miskolci Egyetem
Gépészmérnöki és Informatikai Karának
Anyagszerkezet-tani és Anyagtechnológiai Intézete**

Miskolci Egyetem
Gépészmérnöki és Informatikai Kar



75
éves

a Mechanikai Technológiai Tanszék
mai nevén
Anyagszerkezet-tani és Anyagtechnológiai Intézet
(1950 – 2025)



Miskolc,
2025

1950-ben alakult meg a Miskolci Egyetem Mechanikai Technológia Tanszéke, amely 75 évvel az alapítása után Anyagszerkezet-tani és Anyagtechnológiai Intézet néven, de szellemiségében cseppet sem változva ünnepelte 2025. május 29-én ezt a tiszteletre méltó jubileumot. Az eseményre a XXXVIII. microCAD – Nemzetközi Multidiszciplináris Tudományos Konferencia keretében került sor.

Az eseményen Dr. Lukács Zsolt intézetigazgató áttekintette a Tanszék, illetve Intézet történetét, összhangban a Miskolci Egyetem fejlődésével. Az előadását követően a partner felsőoktatási intézmények, valamint a Magyar Hegesztési Egyesület képviselői fejezték ki elismerésüket az Intézet tevékenysége kapcsán. Ezt követően került sor a Szakcsoportok (Anyagvizsgáló, Hegesztő, Hőkezelő, Képlékenyalakító) előadásaira, amelyek során egy senior és egy aktív kolléga foglalta össze az egyes szakterületek oktatási-kutatási tevékenységét és jövőbeni terveit.

A tanszék alapító professzora Dr. Zorkóczy Béla volt, aki úttörő szerepet töltött be a hegesztés felsőfokú oktatásában, valamint a magyarországi hegesztési kutatásokban. A Tanszék már a kezdetek során az oktatás mellett fajsúlyos tudományos kutatásokban is részt vállalt, amely a mai napig kiterjedt ipari kapcsolatrendszer alapozott meg. A Tanszék az elmúlt évtizedek alatt mintegy 100 ipari partnerrel alakított ki kapcsolatot K+F feladatok, továbbképzések és szakmai rendezvények kapcsán. Zorkóczy professzor másodállásban betöltötte a Vasipari Kutatóintézet (VASKUT) Hegesztési Osztályának vezetését is, így személye széles rálátást tudott biztosítani az ipari oldaláról felmerülő kutatásokra. 1961-ben, a Tanszék szervezésében és vezetésével elindult el a hegesztő szakmérnöki képzés – a hazánkban elsőként – amelyet az Intézet megszakítás nélkül folytat jelenleg is, az idén februárban indult 29. évfolyammal, összesen 430 végzett hallgatóval.

1968-ban Zorkóczy Béla professzort Romvári Pál professzor váltotta a Tanszék vezetésében, aki folytatta a személyi állomány fejlesztését, az ő vezetése alatt kerültek a frissen végzett mérnökök közül oktatói-kutatói munkakörökbe azok, akiknek a neve aztán sokáig összeforrt a Tanszékkal, majd az Intézettel, és akiknek a munkássága nagyban hozzájárult ahhoz, hogy a hazai és a nemzetközi szinten is ismert és elismert tanszékké, majd intézetté válhassunk.

A Tanszék vezetésében Romvári Pál professzort 1991-ben Tisza Miklós professzor követte. A kutatási irányokat mozgató, széthulló ipari szereplők ellenére is sikerült a szakcsoportokat egyben tartani. A rendszerváltozással a világ is kinyílt a Tanszék számára, amit az maximálisan ki is tudott használni, hiszen ekkora már több idegen nyelven is oktatott tantárggyal és élő nemzetközi kapcsolatrendszerrel rendelkezett. Az elmúlt évtizedek alatt mintegy 30 nemzetközi kapcsolat kialakítására került sor, amelyek közül számos ma is élő szakmai együttműködés.

A magyar felsőoktatási rendszer egyik fontos változásával, a bolognai rendszerű képzés bevezetésével és az osztatlan ötéves mérnökképzés kivezetésével, új lehetőségek nyíltak a Tanszék életében. 2005 szeptemberében induló alapképzés (BSc) során a Tanszék az anyagtechnológiai szakirány gondozója lett. Később, felfutó rendszerben, a 2008-ban induló mesterképzési (MSc) szakon az anyagtechnológiai és a hegesztéstechnológiai szakirányokat vezette, e mellett nem elhanyagolható mértékű részt vállalt a CAD/CAM szakirány oktatásában. 2013-ban az egyetemi struktúraváltási program részeként a Gépészmérnöki és Informatikai Karon intézetek alakultak ki. A Mechanikai Technológiai Tanszék két intézeti tanszékké vált szét, a Mechanikai Technológiai Intézeti Tanszék és a Szerkezetintegritási Intézeti Tanszék együtt, közösen alkotta – és alkotja ma is – az Anyagszerkezet-tani és Anyagtechnológiai Intézetet.

Az Intézet vezetését időközben, 2014 januárjától Lukács János professzor vette át. Az ő vezetése végén zárult le a magyarországi felsőoktatás legtöbb egyetemét érintő állami finanszírozási modell

helyett bevezetett alapítványi finanszírozási modell kialakítása, amely az Egyetemünkön 2020 nyarán zajlott le. Ezzel a magyarországi felsőoktatási rendszer történetének egy klasszikus része lezárult. A már megújult finanszírozási modell Egyetemünket érintő és már látható változásai miatt az Intézet akkori vezetése Lukács professzorral az élen úgy döntött, hogy az új kihívásokhoz új vezetők szükségesek. Ezért az Intézet vezetését 2021 szeptemberétől Lukács Zsolt és az Intézeten belüli Szerkezetintegritási Intézeti Tanszék vezetését Gáspár Marcell Gyula professzor vette át és látja el napjainkban is.

Az elmúlt 75 év alatt mintegy 183 munkatárs és 77 PhD hallgató fordult meg az Intézet életében, akik összesen 60 hazai és nemzetközi projekt sikeres megvalósításában vettek részt. Bizakodva nézhetünk a jövőbe, hiszen az Intézet jelenleg stabil és viszonylag fiatal személyi állománnyal rendelkezik, meghatározó szerepet tölt be az oktatásban, nemzetközi szinten is elismert publikációs tevékenységet folytat, valamint a széleskörű ipari és nemzetközi kapcsolatrendszernek köszönhetően számos K+F feladat és projekt megvalósításában vesz részt, biztosítva a megfelelő gazdasági hátteret a működéshez.

(<http://geik.uni-miskolc.hu/intezetek/ATI/news.php?id=124&category=Int%E9zeti+h%E9rek>)





University of Miskolc,
Hungary



**MultiScience - XXXVIII. microCAD
International Multidisciplinary
Scientific Conference -
I. Innovations in sustainability
29-30. May 2025**

PROGRAMME

DETAILED PROGRAMME

of the MultiScience - XXXVIII. microCAD International Multidisciplinary
Scientific Conference - I. Innovations in sustainability
University of Miskolc, 29-30 May, 2025

29 May (Thursday) 2024

PLENARY SESSION

VENUE: Lecture Hall XVIII., Bld. A/6. ground floor

- | | |
|-------------------------------------|--|
| 10 ⁰⁰ – 10 ⁰⁵ | Opening address and remarks
Prof. Dr. Péter Szűcs Vice-Rector of the University of Miskolc |
| 10 ⁰⁵ – 10 ⁴⁵ | David Peck , MBA, PhD, Associate Professor, Critical Materials and Circularity,
Delft University of Technology (TU Delft), The Netherlands
Circularity and Materials Opportunities |
| 10 ⁴⁵ – 11 ⁰⁰ | Questions |
| 11 ⁰⁰ – 11 ³⁰ | Ákos Koppány Kiss, PhD , Customer Success Engineer at SciEngineer
New trends in engineering workflows and the resulting technological needs in education |
| 11 ³⁰ – 11 ⁴⁵ | Questions |
| 12 ⁰⁰ – 13 ⁰⁰ | Reception
Venue: In front of the Senate Chamber, Bld. A/4. |

29 May (Thursday) 2025

- | | |
|-------------------------------------|---------------------------------|
| 13 ³⁰ – 18 ³⁰ | Presentations in session |
|-------------------------------------|---------------------------------|

SESSIONS AND VENUES OF THE CONFERENCE

Sign	Name	Venue	
Plenary	Plenary session	Lecture Hall XVIII.	Bld. A/6. ground floor
A	Innovative Solutions for Raw Materials Exploration, Mining and Energy Management	Csókás Lecture Room	Bld. A/2. second floor 213.
B	Development and application of novel technical materials	Room 312.	Bld. B/1. third floor
C	Modern materials science and engineering	Room 115.	Bld. A/3. first floor
D	Modern materials science and engineering	Room 206.	Bld. A/3. second floor
E	Modern materials science and engineering	Room 114.	Bld. Information Science. first floor
F	Modern materials science and engineering	Lecture Hall 10 (Room 218-219)	Bld. A/1. second floor)
G	Law	Lecture Hall XVIII.	Bld. A/6. ground floor Lecture Hall XVIII.
H	Sustainability and economy	Room 218.	Bld. A/4. second floor
I	Humanities and Social Sciences	Room 306.	Bld. C/1. third floor
J	Health Sciences	Room 4.	Bld. STEFÁNIA

REGISTRATION FOR THE CONFERENCE

Venue: The Registration Desk is on the entrance of the Lecture Hall XVIII.

Registration is open:

29 May 2025	9 ⁰⁰ – 10 ⁰⁰
-------------	------------------------------------

F: MODERN MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING

Section title: The Department of Mechanical Technologies now known as the Institute Materials of Science and Technology, is 75 years old (1950-2025)

VENUE: Lecture Hall 10 (*Room 218-219, Bld. A1. 2nd floor*)

Chairman: **Zsolt Lukács** *director of institute*

Secretary: **Judit Pap** senior lecturer

Date: 29 May, 2025

13.30 Arrival of participant (registration)

14.00 **Dr. Zsolt Lukács** director of institute
The Department of Mechanical Technologies is 75 years old

14.25 Invited partner institutes, management comments

15.00 Coffee break

15.10 **Dr. Imre Török** honorary full professor, **Prof. Dr. Marcell Gáspár** full professor
Welding Specialist Group past-present-future

15.30 **Dr. Mária Kocsisné Baán** honorary full professor, **Dr. László Kuzsella** associate professor
Heat and Surface Treatment Specialist Group past-present-future

15.50 **Dr. Gaszton György Gál** honorary associate professor, **Dr. Péter Zoltán Kovács** associate professor
Metal Forming Specialist Group past-present-future

16.10 **Prof. Dr. János Lukács** full professor, **Dr. Judit Pap** senior lecturer
Structural Integrity Specialist Group past-present-future

16.30 Coffee Break

16.40 Friendly conversations, Birthday cake, refreshments



Dr. Lukács Zsolt intézetigazgatói megnyitója



Az intézeti szekció résztvevői



A jubileumi ünnepség résztvevői



Ünnepi torta: Mechanikai Technológiai Tanszék (1983)



Ünnepi torta: Mechanikai Technológiai Tanszék (2009)



Ünnepi torta: Anyagszerkezet-tani és Anyagtechnológiai Intézet (2024)

C. Függelék

A COVE-WENDT és a HINTS projektek

A COVE-WENDT ERASMUS PROJEKT

A projekt keretében létrehozandó **Hegesztési és Roncsolásmentes Anyagvizsgálati Szakmai Kiválósági Központ** (*Centre of Vocational Excellence in Welding and Non-Destructive, CoVE*) célja, hogy összefogja a meglévő szakképzési központok, kutatóintézetek és egyetemek oktatóit, valamint a hegesztési szektor ipari vállalatainak képviselőit az innovációt segítő nemzetközi szintű CoVE hálózat kialakítására. A 2024-2028 között megvalósuló, közvetlen brüsszeli beadású pályázat az Erasmus program támogatásával valósul meg, nemzetközi konzorcium keretében, amelynek vezetését a Román Hegesztési és Anyagvizsgálati Intézet (ISIM) látja el. Az Anyagszerkezet-tani és Anyagtechnológiai Intézet kollégái szakértőkként vesznek részt a projekt megvalósításában a Miskolci Szakképzési Centrum, mint konzorciumi tag megbízásából.

A 2025-ös évben az alábbi feladatok valósultak meg a projekt keretében:

- Elkészültek a **„Transition to Green Welding” (GreenWeld)** és a **„Digital Training for Welding Engineers, Technicians, Welders and Operators” (DigiWeld)** 20-20 órás képzések digitális tananyagai, amelyek elérhetők a Miskolci Szakképzési Centrum és a Miskolci Egyetem e-learning felületein.
- Mintegy 90 résztvevővel elindult az első **GreenWeld** kurzus.
- Megvalósult egy **ötnapos módszertani tanfolyam**, amelynek keretében az e-learning eszközeivel és a digitális oktatási módszerekkel ismerkedhettek meg a résztvevők.
- Sor került egy **kétnapos karrierrendezvényre**, amelynek első napján karriertanácsadáson, második napján pedig állásbörzén vehettek részt a diákok és hegesztési szakemberek.
- A Mátrai Hegesztéstechnikai és Szakképzési Kft.-vel közösen megvalósult egy **országos hegesztési verseny**, amelyen a résztvevők diák és szakember kategóriában mérhették össze a tudásukat.
- Elkészült egy **stratégia** a Hegesztési és Roncsolásmentes Anyagvizsgálati Szakmai Kiválósági Központ felépítésére és működésére vonatkozóan.
- Közel 100 hegesztési szakember részvételével sor került az **„Új trendek a hegesztésben”** című rendezvénysorozat második eseményére, amelynek központi témái a modellezés és a szimuláció voltak.
- Elkészült egy **nemzetközi informatikai platform**, amely a disszeminációs feladatok mellett szerepet tölt be a kurzusok lebonyolításában és az élő laboratóriumi hálózat működésében.

A projekt az Európai Unió finanszírozásával valósul meg. Az itt szereplő vélemények és állítások a szerző(k) álláspontját tükrözik, és nem feltétlenül egyeznek meg az Európai Unió vagy az Európai Oktatási és Kulturális Végrehajtó Ügynökség (EACEA) hivatalos álláspontjával. Sem az Európai Unió, sem az EACEA nem vonható felelősségre miattuk.

Centre of Vocational Excellence in Welding and Non-Destructive Testing
101143944 — COVE-WENDT — ERASMUS-EDU-2023-PEX-COVE



Az Európai Unió
társfinanszírozásával



A HINTS ERASMUS PROJEKT

A HINTS, „*High Innovative VET for Green and Digital Transformations*” elnevezésű projekt célja, hogy támogassa a nyugat-balkáni és a dél-mediterrán országok szakképzési rendszereinek megújulását, különös tekintettel a zöld és a digitális átállás kihívásaira. A projekt 2024-2026, között az Erasmus+ program keretében, a Nemzeti Kutatási, Fejlesztési és Innovációs Hivatal (NKFIH) támogatásával, nemzetközi konzorciumi együttműködésben valósul meg. A konzorcium vezetője a Román Hegesztési és Anyagvizsgálati Intézet (ISIM Timișoara). A Miskolci Egyetem társult partnerként vesz részt a projekt szakmai megvalósításában. A HINTS projekt kiemelt célja a szakképzés minőségének javítása, a digitális és a zöld kompetenciák fejlesztése, valamint a minőségbiztosítás és az e-learning rendszerek fejlesztése.

A 2025-ös évben az alábbi feladatok valósultak meg a projekt keretében:

- Személyes nemzetközi megbeszélések: 2025. január 28–29. között a Miskolci Egyetemen került sor a HINTS projekt első évváró személyes találkozójára, október végén pedig Lisszabonban valósult meg a projekt utolsó személyes megbeszélése.
- Innovatív oktatási tananyagok kidolgozása és ellenőrzése: A projekt keretében elkészült a **zöld és a digitális technológiákhoz** kapcsolódó 20-20 órás **tananyag**. A képzési anyagok többek között digitális kompetenciák, e-learning és mesterséges intelligencia alapú oktatási megoldások, valamint fenntartható gyártási és zöldipari témaköröket fednek le.
- Pilot kurzusok: A kidolgozott tananyagok gyakorlati tesztelésére **öt pilot kurzus** valósult meg a projektben részt vevő nyugat-balkáni és dél-mediterrán országokban: Albániában (Tirana), Montenegróban (Podgorica), Egyiptomban (Alexandria), Tunéziában (Szfax) és Jordániában (Amman). A kurzusok interaktív formában zajlottak, és értékes visszajelzéseket szolgáltattak az oktatási anyagok továbbfejlesztéséhez.
- Minőségirányítási és intézményfejlesztési képzések megvalósítása: A pilot kurzusokkal párhuzamosan egy külön képzéssorozat is megvalósult, amely a szakképző intézmények belső **minőségirányítási és e-learning rendszereinek fejlesztésére** fókuszált.
- Disszemináció: 2025. szeptember 18-án került megrendezésre a „**Fenntarthatóság és digitalizáció**” című **workshop**, amelyen szakmai előadások keretében kerültek bemutatásra a HINTS projekt céljai és eredményei, valamint a hegesztés és az anyagtechnológiák területén megjelenő aktuális zöld és digitális trendek. Az eseményen közel száz fő vett részt. A projekt teljes időtartama alatt folyamatos disszeminációs tevékenység zajlott, amelynek keretében **promóciós videók, hírlevél és projektismertető kiadvány** is készült, valamint a projekt eredményei több kommunikációs csatornán keresztül kerültek bemutatásra.
- Online platform és weboldal fejlesztése: A projekt keretében elkészült a <https://hintshub.eu/> **weboldal**, amelyen elérhetők többek között a tananyagok, a projekt partnerekkel kapcsolatos legfontosabb információk és az ipari projektek.

101129017 — HINTS — ERASMUS-EDU-2023-CB-VET



Az Európai Unió
társfinanszírozásával



AZ NKFI ALAPBÓL
MEGVALÓSULÓ
PROJEKT

