



MISKOLCI
EGYETEM

Kutatási eredmények

a

Miskolci Egyetem

Gépészmérnöki és Informatikai Karának

**Anyagszerkezet-tani és Anyagtechnológiai
Intézetében**

2023





MISKOLCI
EGYETEM

Kutatási eredmények
a
Miskolci Egyetem
Gépészmérnöki és Informatikai Karának
Anyagszerkeztani és Anyagtechnológiai
Intézetében
2023

Szerkesztette:
Koncsik Zsuzsanna – Lukács János

Miskolc, 2023

**Kutatási eredmények a Miskolci Egyetem Gépészmérnöki és Informatikai
Karának Anyagszerkeztani és Anyagtechnológiai Intézetében
2023**

Szerkesztette:

Dr. Koncsik Zsuzsanna – Dr. Lukács János

© Sahm Alden Abd Al Al, Ahmad Yasser Dakhel, Jemal Ebrahim Dessie,
Fodorné Cserépi Mariann, Gál Gaszton György, Gáspár Marcell, Pusta Jalalova,
Kovács Judit, Kovács Péter Zoltán, Kuzsella László, Lukács Zsolt, Lukács János,
Marosné Berkes Mária, Meilinger Ákos, Nagy Nóra, Pap Ádám,
Raghawendra Pratap Singh Sisodia, Terdik Gábor, Gerald Wilhelm

Kiadó:

Miskolci Egyetem, Gépészmérnöki és Informatikai Kar,
Anyagszerkeztani és Anyagtechnológiai Intézet

A kiadásért felelős:

Dr. Lukács Zsolt egyetemi docens, intézetigazgató

Miskolc, 2023

ISBN 978-963-358-307-4

TARTALOMJEGYZÉK

Tartalomjegyzék	3
<i>Table of Contents</i>	
Előszó	7
<i>Foreword</i>	
Lukács Zsolt	
Csővek egyesítése képlékenyalakítással	9
<i>Joining of Pipes by Plastic Forming</i>	
Kovács Péter Zoltán	
AA6082 nagyszilárdságú alumíniumlemez visszarugózási anyagparaméterei változásának fizikai és numerikus vizsgálata	19
<i>Physical and Numerical Investigations of Springback Material Parameters of AA6082 High Strength Aluminium Sheet</i>	
Lukács Zsolt, Gál Gaszton György és Jemal Ebrahim Dessie	
Visszarugózásra kompenzált lemezalakító szerszámok tervezési gyakorlata AutoForm programrendszer alkalmazásával	29
<i>Design Practice of Sheet Metal Forming Tools Compensated to Springback, Applying AutoForm Software System</i>	
Lukács Zsolt	
Alkatrészek vizsgálatának bemutatása Moldex3D-ben	37
<i>Demonstration of Parts Investigation in Moldex3D</i>	
Kovács Péter Zoltán	
Offshore acélok és hegesztésük	51
<i>Offshore Steels and their Welding</i>	
Gáspár Marcell és Raghawendra Pratap Singh Sisodia	
A CMT folyamat jellemzőinek és eljárásváltozatainak összefoglalása	61
<i>Summary of the CMT Process Features and Process Variants</i>	
Pap Ádám, Gáspár Marcell és Meilinger Ákos	
Hőhatásövezeti sajátosságok S690QL acél alapanyag felrakóhegesztésénél	75
<i>Heat Affected Zone Characteristics at Hardfacing of S690QL Steel Base Material</i>	
Terdik Gábor és Meilinger Ákos	

Alumínium – acél ponthegeesztett kötések viselkedése dinamikus igénybevétel esetén	85
<i>Behaviour of Aluminium – Steel Resistance Spot Welded Joints under Dynamic Loading Condition</i>	
Fodorné Cserépi Mariann és Meilinger Ákos	
Hegesztési hőciklusok mérése különböző ellenállás-ponthegeesztési technológiák esetén	95
<i>Measurement of Welding Thermal Cycles for Different Resistance Spot Welding Technologies</i>	
Sahm Alden Abd Al Al és Meilinger Ákos	
Alumíniumötvözetből hidegen húzott villamos távvezeték huzal hőkezelésének vizsgálata	107
<i>Heat treatment of cold drawn electric power transmission wire made by aluminium alloy</i>	
Kuzsella László	
PCD Coatings for Cutting Tool Application: Advantages, Challenges and Limitations	119
<i>PCD bevonatok alkalmazása forgácsolószerszámokhoz: előnyök, kihívások és korlátok</i>	
Pusta Jalalova and Maria Berkes Maros	
Fáradásos repedésterjedés alform 1100M x-treme szerkezeti acélban és hegesztett kötéseiben	137
<i>Fatigue Crack Propagation in alform 1100M x-treme Structural Steel and its Welded Joints</i>	
Kovács Judit, Gerald Wilhelm és Lukács János	
Fáradásos repedésterjedés 1300 MPa szilárdsági kategóriájú szerkezeti acélban és hegesztett kötéseiben	153
<i>Fatigue Crack Propagation in 1300 MPa Strength Category Structural Steel and its Welded Joints</i>	
Kovács Judit, Gerald Wilhelm és Lukács János	
Full Scale Tests on Pipeline Sections with Girth Welds under Complex Loading Conditions...	169
<i>Körvarratokat tartalmazó teljes méretű csővezeték szakaszok vizsgálata komplex terhelés esetén</i>	
Ahmad Yasser Dakhel and János Lukács	
Hőátvitel fokozása strukturált felületekkel a nukleáris üzemanyagkötegekben	185
<i>Enhancement the Heat Transfer with Structured Surfaces in Nuclear Fuel Assemblies</i>	
Nagy Nóra	
A. Függelék – A 2023-as esztendő legfontosabb intézeti és Intézethez kötődő eseményei	197
<i>Appendix A – Key Institute and Institute-Related Events in 2023</i>	
B. Függelék – Korszerű ívhegesztési laboratórium átadó ünnepség és szakmai rendezvény.....	209
<i>Appendix B – Modern Arc Welding Laboratory Inauguration Ceremony and Professional Event</i>	

Az Évkönyv megjelenését támogatta

Verarbeiten Pausits Kft.

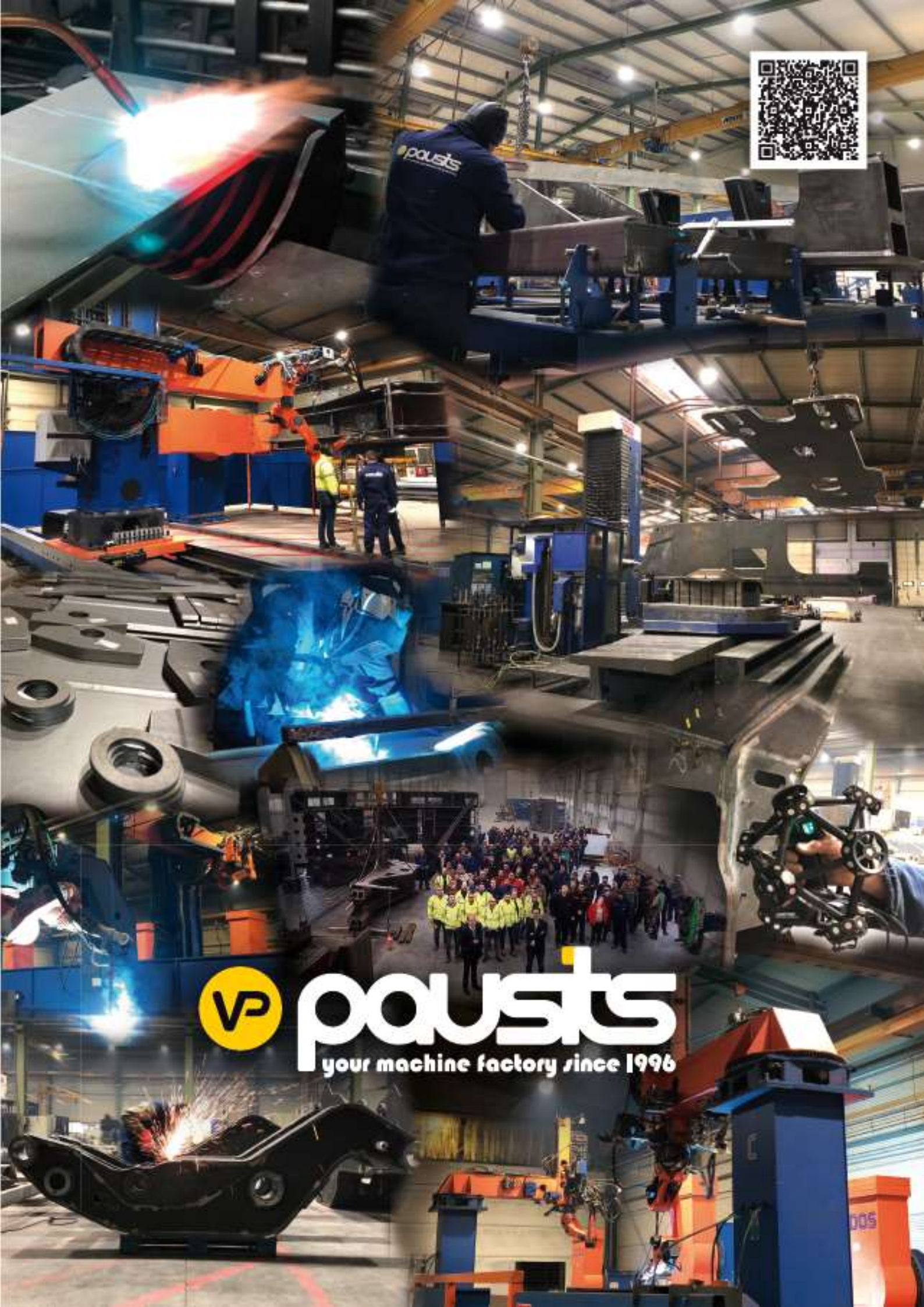


<http://www.pausits.hu/>

SYRIUS-TECH Kft.



<https://syrius.hu/>



pausts
your machine factory since 1996

ELŐSZÓ

Elérkeztünk a 2023-as esztendő végére is, és folytatva a 2022-ben életre hívott évkönyv sorozatunkat, a 2023-as évet összefoglaló Évkönyvhöz annak tudatában írom ezen előszót, hogy kimondhatom, tartalmas év van mögöttünk, így ezt az évkönyvet sem volt nehéz tartalommal megtölteni.

Az első gondolatom az, hogy amit elkezdtünk, azt egymás felé tett ígéretünknek megfelelően folytatjuk, egy kis időkapszulát hagyva az Intézet következő generációinak, milyenek voltunk mi, az Anyagszerkeztani és Anyagtechnológiai Intézet, 2023-ban. A 2023-as év legfontosabb eseményeit felsoroló oldalakból talán kitűnik, hogy az Intézet minden tagja, továbbra is szorgalmasan tette a dolgát. Oktatott, kutatót és rendezvények sokaságán részt véve, vittük hírül eredményeinket, öregbítve ezzel az Intézet előző generációitól örökölt hírnevét. Édes teher ez, de egyben felelősség is elődeink felé.

A Miskolci Egyetem megkezdett átalakulásának folyamatait ebben az évben talán már jobban megértettük és azt gondolom, hogy előnyeiket közösségként sikerrel tudtuk kihasználni. Talán a legpozitívabb dolog, hogy a kényelmi zónán kívüli kockázatvállalás, legyen az egy új szakirányú képzés kidolgozása, majd elindítása, vagy legyen egy ipari kutatás-fejlesztési munka, amelynek az eredményeiből nagyobb mozgástérrel rendelkezünk, mint az átalakulás előtt. Ez lehetővé tett sok, régebben forráshiány miatt elmaradt, nagyértékű eszközeink állagmegóvását célzó beruházást. Reméljük, hogy ez a szemlélet megmarad a továbbiakban is, mert van még a listánkon egy-két elmaradt tétel. Minden esetre az mindenkit jó érzéssel tölthet el, hogy vállalásaink kifizetődöek.

Ebben az évben több olyan projekt is elindulhatott, amely hosszútávra biztosít kutatási tevékenységeket és finanszíroz eszközfejlesztéseket, biztosítva talán, hogy a 2024-es évkönyv is a megszokott szakmai színvonalon, nehézségek nélkül elkészülhessen. Ezen projektek közül több előkészítése nem is ebben a naptári évben kezdődött. Köszönet azoknak, akik ebben tevékenyen részt vállaltak. Nagy valószínűséggel többek ültek 2023-ban is olyan projekt előkészítő megbeszéléseken, amelyekből remélhetőleg jó százalékkal megvalósulhatnak a jövő projektjei.

Utaztunk mi is sokat, de sokan utaztak hozzánk is. Több híres külföldi professzort is vendégül láttunk. Ezzel is tovább építve az Intézet nemzetközi láthatóságát. A látogatások során a vendégeink előadásából beleláthatunk abba, hogy más kulturális környezetben hogyan oktatják az általunk is oktatott ismeretanyagokat. Ezen a területen sem kellett szégyenkeznünk, oktatóink folyamatos önképzéssel naprakészen tartják az anyagtudományok és anyagtechnológiák területén oktatott tantárgyainkat.

Az Intézet személyi hátterében 2023-ban is voltak változások, voltak akik nyugállományba vonultak, voltak akik élethelyzetük megváltozása miatt máshová kerültek, de érkeztek is hozzánk, ezért az előttünk álló kihívásoknak 2023-ban is meg tudtunk felelni. Ebben sokat segített az a közösségi szellem, amely a mindenkori intézeti kollektívát jellemezte, és minket is jellemez. A feladatok ésszerű megosztásával mindenki azon a területen tudott többet tenni, amely a számára közelebb álló. Szerencsére sokszínűek vagyunk, ezért mindig volt olyan, aki ott tudott többet segíteni, ahol a másoknak talán nem annyira könnyen ment volna a feladat megoldása.

2023-ban a Miskolci Egyetemre felvettek számában ugrásszerű növekedés történt. Emiatt talán ez az év őszi szemesztere a megszokottnál is nagyobb kihívásokat okozott. Új, a hallgatók megtartását szem előtt tartó fogalmakkal bővült a szóincsünk: tutor, mentor. Ezen rendszerek kialakításának ránk eső részét is becsülettel végigcsináltuk. Több kolléga rendszeresen mentori feladatokat lát el.

Számunkra még ezek sem terhek, hiszen a hallgatóinkat ezen rendszerek nélkül is mindig szeretettel, anyai, atyai gondolkodással vezettük a mérnökké válás sokszor göröngyös útján. Röviden, csináljuk, ahogy mi is láttuk a minket oktatóktól, legyen ez rendszerhez kötve, vagy sem.

Ahogy az előbbieken már említettem a 2023-as Évkönyvvel egy sorozatot folytatunk, bízva abban, hogy a sorozat egymást követő évszámainak száma alapján valamikor hagyománnyá alakulhat a kezdeményezésünk. Ebben az irányban ezen évben is tettünk egy lépést.

Végezetül, szeretnék köszönetet mondani minden egyes kollégámnak, akik a 2023-ban folytatott sokszínű és értékes szakmai munkájukat cikkek formájában bemutatták. Így, az ideig, a 2023-as évkönyvük szakmai színvonalában, követve az előző évben megjelent évkönyvünket, az egykori Mechanikai Technológiai Tanszék és jogutódja az Anyagszerkezet-tani és Anyagtechnológiai Intézet hagyományaihoz méltó kiadványt tud ismét megjelentetni.

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

Miskolc, 2023. december 15.

Dr. Lukács Zsolt
egyetemi docens, intézetigazgató

CSÖVEK EGYESÍTÉSE KÉPLÉKENYALAKÍTÁSSAL

Kovács Péter Zoltán

Egyetemi docens, Miskolci Egyetem, Anyagszerkeztani és Anyagtechnológiai Intézet,
Mechanikai Technológiai Intézeti Tanszék

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

Absztrakt

A cikk alumínium csövek innovatív egyesítésével foglalkozik, a kötések képlékenyalakítással kerülnek kialakításra. A folyamat egy lépésben történik a csőtágítás elvét alkalmazva, annak érdekében, hogy a két cső illeszkedő felületeit megfelelő helyzetbe hozza a későbbi kötéshez, amely a képlékeny instabilitás és az egyidejű nyomásos peremezés segítségével jön létre. A kötések létrehozásához készített szerszámokkal kísérleti vizsgálatokat végeztem, a legmegfelelőbb kötési szilárdságú kötések kialakítása céljából. Elemeztem a kötésben résztvevő képlékenyen alakított csőszakaszok hosszának, a leélezett csővégek szögének, valamint a kialakított kötések vastagságának a hatását.

Kulcsszavak: innovatív csökötés, képlékeny instabilitás, kötés képlékeny alakítással

Abstract

The article deals with an innovative type of joining of aluminum pipes; the joints are formed by plastic forming. The process is carried out in one step using the principle of pipe expansion, in order to bring the connecting surfaces of the two pipes into a suitable position for the subsequent joining, which is created by means of plastic instability and simultaneous pressure flanging. Experimental tests were carried out with the tools designed to produce the joints in order to find the most suitable joints strength. The length of the plastically formed pipe sections involved in the joint, the angle of the sharpened pipe ends, and the thickness of the formed joints were analysed.

Keywords: innovative pipe connection, plastic instability, joining with plastic deformation

1. Bevezetés

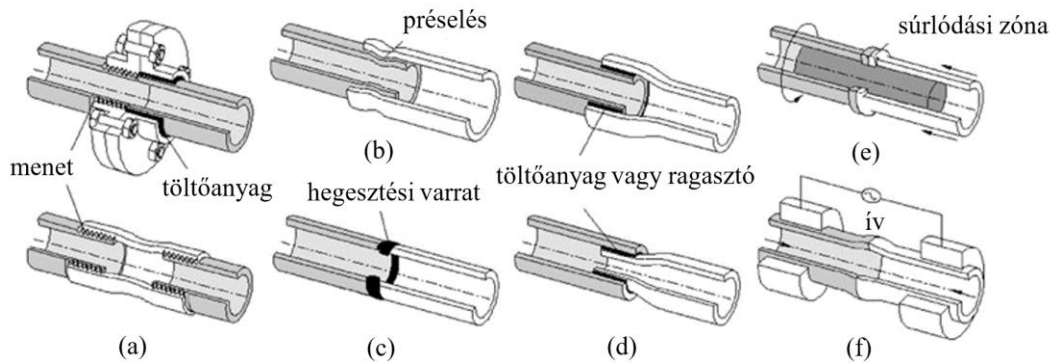
A csövek végeinek összekötésére számos megoldás áll rendelkezésre. Két csővég összekötésére menetes, préselt, hegesztett, keményforrasztott vagy ragasztott kötések alkalmaznak (1. ábra).

Mindegyik változatnak vannak előnyei és hátrányai, amelyeket figyelembe kell venni a különböző alkalmazások során.

A menetes kötések (1. ábra a)) meneteket, csavarokat használnak a csövek összekapcsolására. Egyszerűen megtervezhetők, könnyen össze- és szétzerelhetők, és szabványos méretben kaphatók. Legfontosabb korlátaik a méret-, a víz- vagy a gáztömörségi követelményekkel kapcsolatosak. A korrózióérzékenység is megakadályozhatja a menetes kötések felhasználását, ha a különböző anyagokból készült csövek és kötések nedves környezetnek vannak kitéve [2].

A préselt illesztések (1. ábra b)) keresztmetszet csökkentéssel készülnek. Ellentétben a menetes kötésekkel, a préselt kötések nem korlátozzák az esztétikai követelmények, a szabványos méretű karimák vagy a csatlakozások. Korlát lehet azonban a szükséges kihúzóerő (igény) és a víz- vagy a

gáztömörség szükségessége. A két csatlakoztatandó cső vastagságának vékonyknak kell lennie, és az anyag rugalmasságának megfelelőnek kell lennie ahhoz, hogy törés nélkül ellenálljon a nagy helyi képlékeny alakváltozásoknak [3], [4].



1. ábra. Két csővég egyesítése a) menetes, b) préselt, c) ömlesztő hegesztéssel készült vagy keményforrasztott, d) ragasztott e) dörzshegesztett f) tompahegesztett kötés alkalmazásával [1].

Az ömlesztő hegesztéssel készült kötések (1. ábra c)) általában vastag(abb) falú csöveknél használják, mivel a csöveket olvadáspontjukra kell hevíteni, anélkül, hogy jelentős torzulást, vetemedést és anyagszerkezettani változásokat okoznának. A hegesztett kötések kiválasztásánál figyelembe kell venni a különböző anyagokból készült csövek végpontok közötti összeillesztéséből adódó nehézségeket és a salakeltávolítás költségeit is.

A forrasztott kötések (mint 1. ábra c) vagy d)) jó alternatívát jelentenek a hegesztett kötésekkel szemben, vékony falú csövek esetében. Ezeket úgy állítják elő, hogy egy töltőfómet – amelynek az olvadáspontja a csövek olvadáspontja alatt van –, helyeznek a csövek egymással szemben lévő felületei közé, majd a hőmérsékletüket lánggal, indukciós tekerccsel vagy kemencében növelik. A megolvadt töltőanyag kapillárisan áramlik, és hűtéskor erős kapcsolatot hoz létre a csövek illeszkedő felületei között. A forrasztott kötések legfontosabb előnyei a könnyű automatizálhatóság és a hatékony alkalmazhatóság különböző anyagokból készült vagy jelentős falvastagságkülönbséget mutató csövek összekapcsolására. Legfontosabb korlátaik a fűtési-hűtési ciklus okozta torzulásból, valamint abból adódnak, hogy speciális célú csővégformákat kell készíteni nagyon szűk tűréssel és nagyon jó felületi minőséggel.

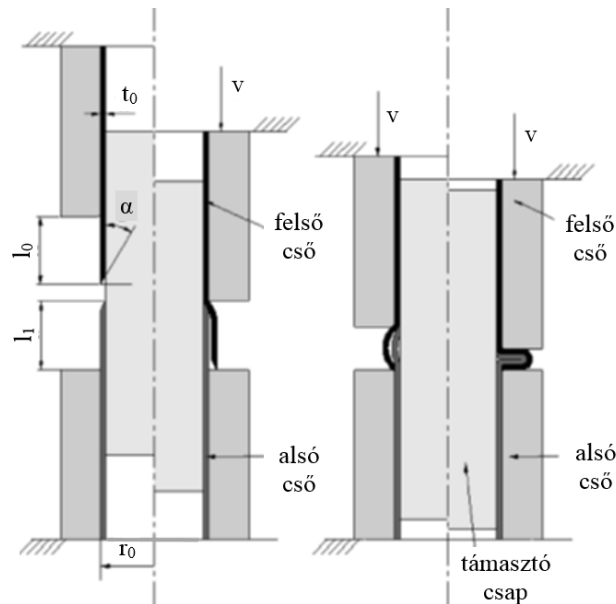
A ragasztott kötések (1. ábra d)) az ömlesztő hegesztéssel készült és a keményforrasztott kötések alternatívái olyan helyzetekben, ahol növelt hőmérséklet nem alkalmazható, vagy ha különböző anyagokat (például fémeket és polimereket) egyesítenek. A ragasztóhézagok kiküszöbölnek a többi típusú kötéshez kapcsolódó korlátozások többségét, de gondos felület-előkészítést igényelnek szűk tűréshatárokkal, illetve a ragasztó megkötéséhez szükséges idővel is számolni kell. Kedvezőtlen környezeti viszonyok között idővel csökkenhet a kötés teherbíró képessége [5].

További megoldások a csövek végeinek egyesítésére a dörzshegesztési (1. ábra e)) és a tompahegesztési technológiák (1. ábra f)) alkalmazása [6]. A dörzshegesztésnél az egyik cső álló helyzetben marad, míg a másik, tokmányba helyezett vég nagy sebességgel forog. A dörzshegesztett kötés akkor jön létre, amikor a csöveket axiális nyomóerő hatására érintkezésbe hozzuk, és a súrlódás hatására felhevülő anyagok összehegednek. A tompahegesztésnél a csővégeken keletkező ív helyi hevítést és anyaglágulást idéz elő. A tompahegesztett kötés akkor is létrejön, ha a csöveket axiális

nyomóerő éri. Mindkét típusú kötés könnyen automatizálható, de alkalmazásuk vastag falú csövekre korlátozódik, mivel a vékony falú csövek hajlamosak kihajlani a jellemző nyomóerők és hőmérsékleti tartományok alatt.

A különböző csővégek ismert és alkalmazott összekapcsolási lehetőségei mellett indokolt új megoldások kialakítása, amelyek az előzőekben részletezett nehézségeket kiküszöbölik és hatékony, gyors, környezetbarát megoldásokat jelentenek.

Az [1] tanulmány szerzői leírják, hogy új hidegalakítási eljárást dolgoztak ki a csövek végeinek összekapcsolására, amely számos előnyös tulajdonsága mellett nagyon hatékonyan alkalmazható. Az eljárást egy ütéssel hajtják végre és két egymás utáni alakítási lépést alkalmaznak, amint az a 2. ábrán szematikusan látható. Az első lépésben a szomszédos ellentétes felületek jönnek létre, a második lépésben pedig – a tengelyszimmetrikus képlékeny instabilitás révén – a kötést e felületek között alakul ki.



2. ábra. Hidegalakítási eljárás csövek egyesítésére [1].

2. Kísérleti munka

A 2. ábrán látható a csövek képlékeny instabilitás által létrehozható összekapcsolásának új eljárása. A szerszámrendszer nyitott, közbenső és zárt helyzetének megfigyeléséből megállapítható, hogy az összeillesztés egy mozdulattal történik, két különböző elemi csőalakítási művelet segítségével, amelyek a tágítás és a préselés. A tágítást úgy hajtják végre, hogy a felső csövet az alsó cső leélezett végéhez kényszerítik, azért, hogy a felső cső megtámasztás nélküli részét sugárirányban tágítani lehessen, így a két cső egymásba tud csúszni a külső cső tágulása mellett. Az összeillesztési folyamat első szakaszában az alsó cső kúpos lyukasztóként működik, és lekerekített élének meredeksége kulcsszerepet játszik az eljárás általános megvalósíthatóságában.

Amint a felső cső támaszték nélküli l_0 magassága érintkezésbe kerül az alsó szerszámmal befejeződik a csőtágítási folyamat. A tágulást a képlékeny instabilitás váltja fel, azaz a csövek kihajlanak, és a kötést a két cső egyidejű nyomásos peremzésével érik el.

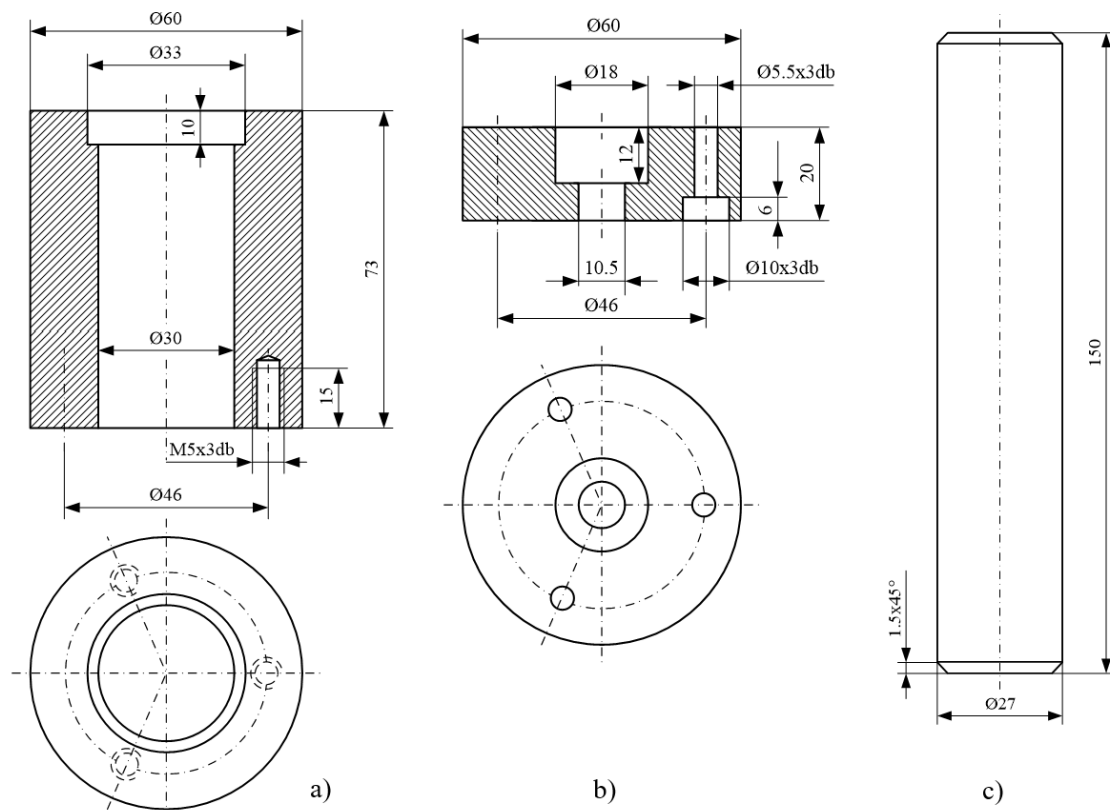
A szerszámrendszer vázlatos ábrázolása (2. ábra) lehetővé teszi a folyamat főbb működési paramétereinek az azonosítását:

- a felső cső kezdeti támaszték nélküli magassága l_0 , amely sugárirányban tágul;
- az alsó cső kezdeti támaszték nélküli magassága l_1 , amely a folyamat első szakaszában kúpos tusként viselkedik;
- az α , a csővégek leélezésének szöge.

Jelen közlemény azzal foglalkozik, hogy két csővég összekötését ezzel a módszerrel hogyan tudjuk megvalósítani. A felső és az alsó szerszámok a vizsgálandó csövek meghatározott r_0 referencia sugarához, a tüske pedig az összekapcsolandó csövek meghatározott t_0 falvastagságához került megtervezésre.

2.1. Szerszámkialakítás

A kísérletekhez használt eszközök korábban végzett FEA szimulációk alapján kerültek megtervezésre [7]. A kísérleti vizsgálatokhoz első lépésként a szerszámokat kellett elkészíteni. A csövek kötéséhez kettő darab befogó fejre és egy darab tuskére van szükségünk a belső felületek megtámasztásához. A szerszámok vizsgálórendszerben történő befogásához kettő darab csatlakozót is készítettünk. A szerszámok elemeiről készített rajzokat és főbb méreteiket a 3. ábra, az elkészült darabokat pedig 4. ábra mutatja be.



3. ábra. Csőkötésekhez kialakított szerszám részeitől készített rajzok: a) befogó fej, b) csatlakozó, c) támasztótüske.



4. ábra. Az elkészült szerszám elemek.

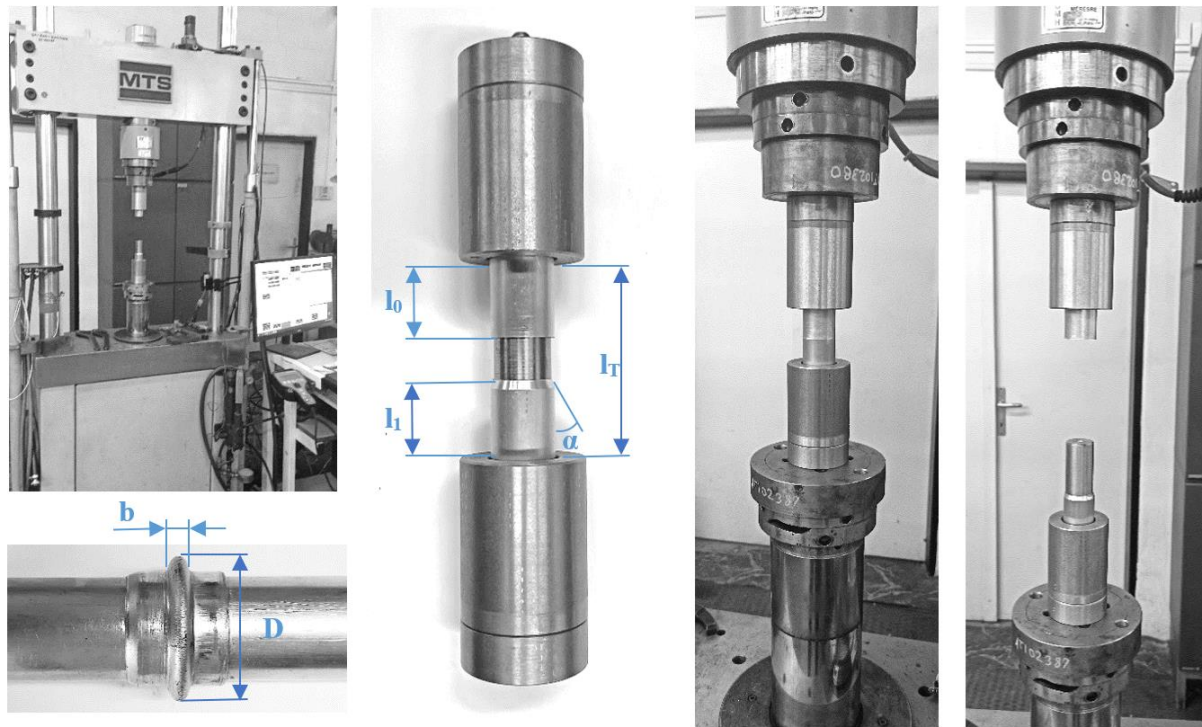
2.2. Kísérleti vizsgálatok

A kísérleti vizsgálatokhoz AlMgSi minőségű alumíniumötvözetből készült csöveket használtunk. A csövek geometriai méreteit a kereskedelmi forgalomban kapható méretek határozták meg. A vizsgált csövek hossza jellemzően $l_{CS} = 100$ mm, külső átmérője $d = 30$ mm, a falvastagságuk pedig $t = 1,5$ mm volt.

A szerszámrendszert MTS 250 típusú elektro-hidraulikus anyagvizsgáló rendszerbe szereltük be, a berendezés keresztfejének a sebességét pedig 120 mm/perc (2 mm/s) értékre állítottuk be.

A vizsgálatok során elemeztük a szerszámok közötti távolság, valamint a leélezések hatását. A szerszámok közötti távolságok (l_T) során a szerszámból kiálló csőszakaszok (l_0 , l_1) egyenlő hosszúságúak voltak (20 mm, 25 mm és 35 mm). A szakirodalom [1] 20°-os éleket javasol a csövek végein. A csőkötések során a csövek végein $\alpha = 20^\circ$, 40° és 60° -os éleket alakítottunk ki. A vizsgált paraméterek hatásának elemzése során a létrehozott kötések vastagsága (a szerszámok közötti távolság az alakítás végén) $b = 5$ mm volt. A kötés vastagságát is vizsgáltuk, ahol az 5 mm-es kötésvastagságot 7 mm-re, majd 9 mm-re módosítottuk. A vizsgáló berendezést a kötések létrehozására kialakított szerszámmal együtt, valamint a geometriai paramétereket – az α értékek kivételével – az 5. ábra szemlélteti.

A teljes kísérletsorozat paramétereit az 1. táblázat foglalja össze.



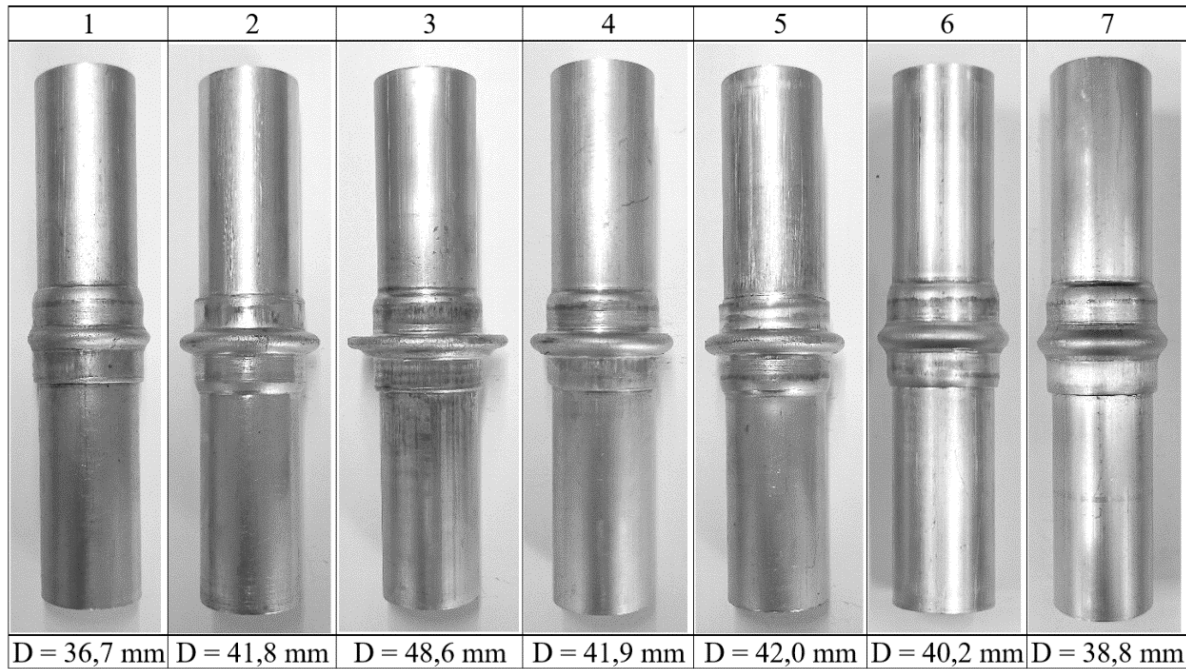
5. ábra. A vizsgáló berendezés a kötések létrehozására kialakított szerszámmal.

1. táblázat. Kísérletsorozat paramétereit

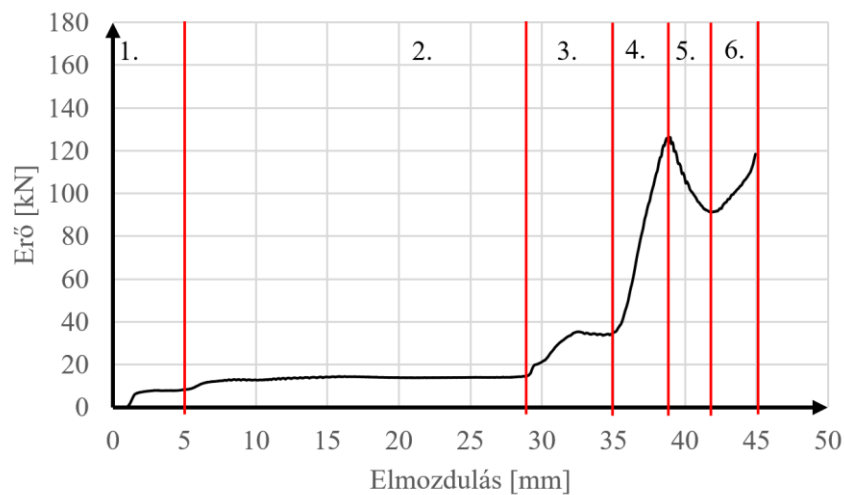
A kötés száma	l_{CS} [mm]	l_0 [mm]	l_1 [mm]	l_T [mm]	α [°]	b [mm]
1	95	20	20	40	20	5
2	100	25	25	50	20	5
3	110	35	35	70	20	5
4	100	25	25	50	40	5
5	100	25	25	50	60	5
6	100	25	25	50	20	7
7	100	25	25	50	20	9

Az elkészült kötések és a kialakított peremek külső átmérőit (D), mind a hét vizsgált esetre, a 6. ábra mutatja be.

A kötések minőségének vizsgálatát a kötések létrehozásakor regisztrált erő-elmozdulás diagramok segítségével végeztük el. A 7. ábra 100 mm hosszú, 20°-os leélezéssel készült csövek kötése során mért erő értékeket mutatja az elmozdulás függvényében. Az alakítás során l_0 és l_1 értéke 25 mm, a létrehozott kötés vastagsága pedig 5 mm volt.



6. ábra. Kísérletsorozat kötése.

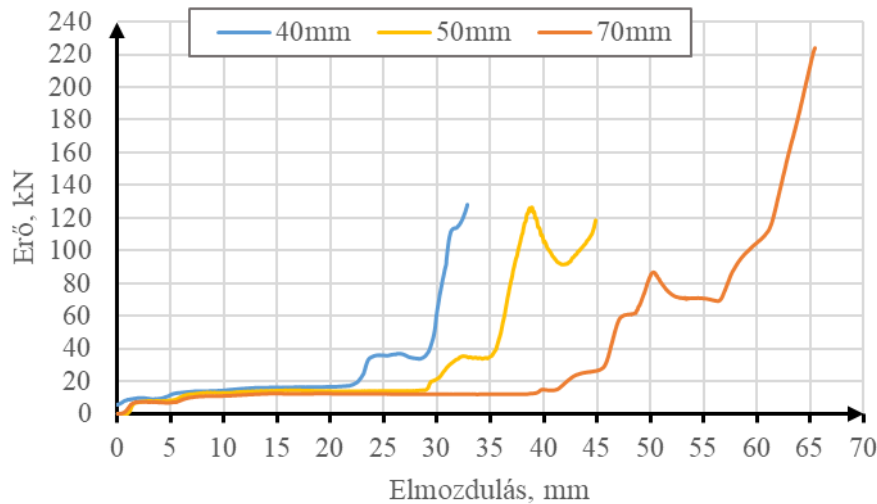


7. ábra. A kötéshez szükséges erő-elmozdulás diagram (2 számú kötés).

Az alakítás során kapott diagramban hat jól elkülöníthető részt találunk: leélezésből adódó tágítás megindulásához szükséges erő növekedés (1.), tágításhoz szükséges állandósult erő (2.), a kitágított cső alsó szerszámmal történő találkozás (3.), képlékeny instabilitás során bekövetkezett kihajlás (4.), kihajlított rész zárása (5.), kihajlított rész lapítása (6.).

Első lépésben a szerszámok közötti távolságot változtattuk. Vizsgáltuk a 40 mm-es (l_0 és $l_1 = 20$ mm), az 50 mm-es (l_0 és $l_1 = 25$ mm) és a 70 mm-es (l_0 és $l_1 = 35$ mm) távolságokat. A kötés

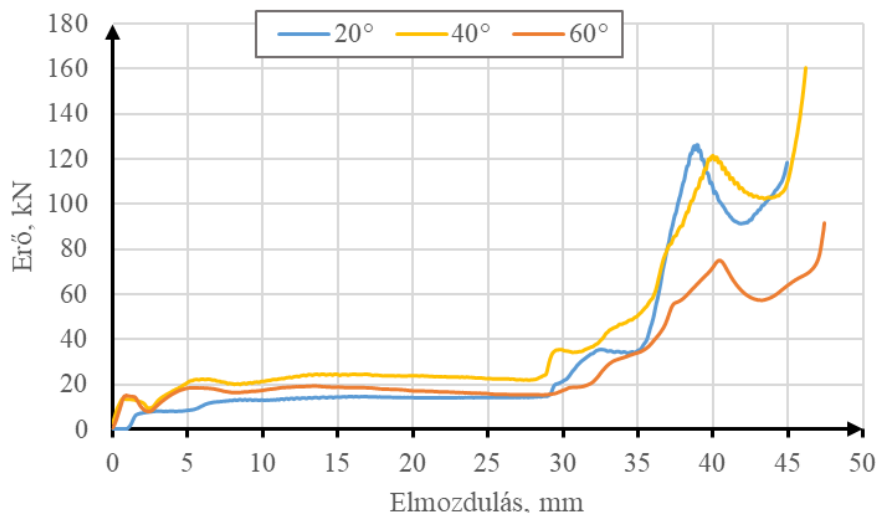
vastagságát 5 mm-es értékben határoztuk meg a lemezvastagság figyelembevételével és a szakirodalmak szerinti 20° -os letörést alkalmaztuk a csövek végein. Az alakítások során regisztrált erő-elmozdulás értékeket a 8. ábra szemlélteti.



8. ábra. Kötések különböző l_T értékek esetén.

A diagramból látható, hogy ha túl kicsi a távolság a szerszámok között (40 mm), akkor nem alakul ki alakzáró kötés, ha viszont túl nagy (70 mm), akkor a kötés kialakításához túlzottan nagy erőre van szükség és a kialakult karima sem ideális méretű. Optimális távolságnak az 50 mm-es szerszám-távolság bizonyult.

A következő lépésben a leélezés mértékét változtattuk. Az $\alpha=20^\circ$, 40° és 60° -os élekkel rendelkező csövek alakítása során kapott erő-elmozdulás diagramokat a 9. ábra mutatja. A szerszámok közötti távolság 50 mm, a kötések vastagsága pedig ezúttal is 5 mm volt.

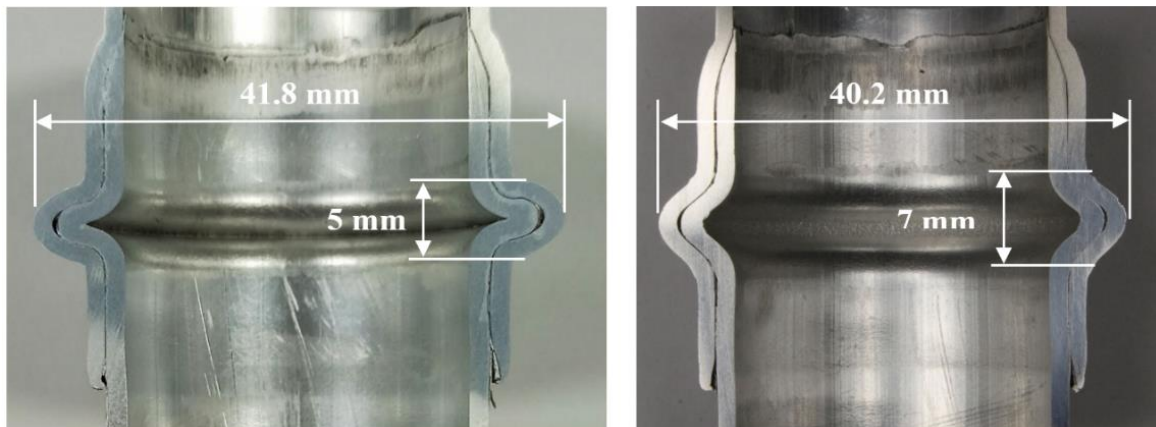


9. ábra. A leélezés hatása az erő-elmozdulás diagramra.

A kialakult kötések során az elmozdulások kismértékben eltérnek a leélezés mértékének megfelelően, az összeillesztéskor változik a szerszámok közötti távolság. A tágításhoz szükséges erő kialakulása a 20°-os letörésnél a leoptimalisabb, mivel a tágítás megindulásához ekkor kell a legkisebb erő. Minél nagyobb a szög, annál nagyobb az esély a rossz kötés kialakítására.

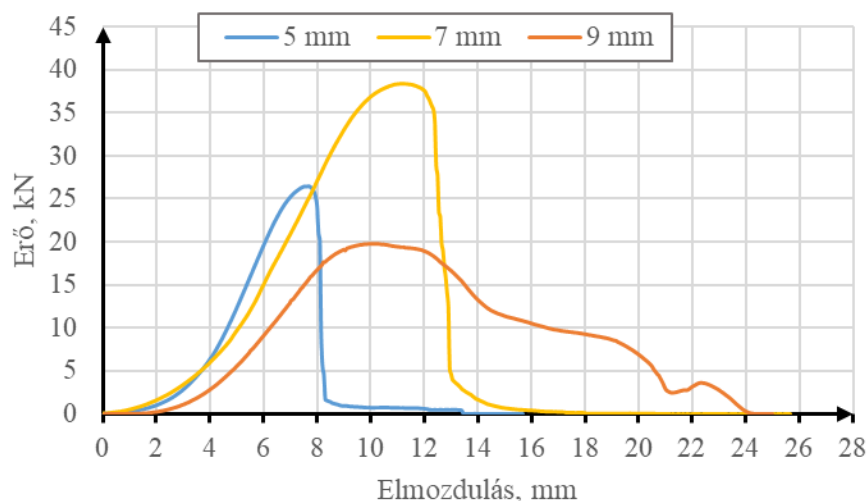
A kialakított kötés vastagságát elemezve nagyobb vastagságot is megvizsgáltunk. Az általunk alkalmazott vastagságot 7 mm-re és 9 mm-re növeltük, a kialakult perem csökkentése érdekében.

A kötések elemzése során metszetek is készültek az 5 mm-es és a 7 mm-es kötésvastagságú kötések közül (10. ábra) azért, hogy a kialakult kötésben végbemenő anyagáramlást is vizsgálhassuk.



10. ábra. Az elkészült kötések metszete 5 mm-es kötésvastagságnál és 7 mm-es kötésvastagságnál.

Szakítóvizsgálattal ellenőriztük a különböző vastagságú csökötések kötési szilárdságát. Az egyesített csövek végeinek megfogása során történő behorpadás elkerülése érdekében betétek készültek a csövek belső felületének megtámasztásához. A kötések szilárdságát $b=5$ mm-es és $b=7$ mm-es kötésvastagságnál mértük meg először, majd a kapott eredmények után a $b=9$ mm-es vastagságot is megvizsgáltuk. Ezeket az eredményeket a 11. ábra szemlélteti.



11. ábra. A kötések szakítóvizsgálatainak eredményei különböző b értékek esetén.

Az 5 mm vastag kötésnél 26,4 kN, a 7 mm vastag kötésnél 38,3 kN, míg a 9 mm vastag kötésnél 19,7 kN maximális erőt mértünk. A 9 mm-es kötésvastagságnál kicsúszott a belső cső a külső csőből. A kapott eredményekből látható, hogy az 5 mm-es kötésvastagságnál kisebb, míg a 7 mm vastagságú kötésnél nagyobb kötési szilárdság valósítható meg. Az 5 mm-es és a 7 mm-es esetek vizsgálata során megfigyelhető, hogy a szakítódiagramjaik hasonló karakterisztikát mutatnak, a 9 mm-es viszont sokkal lapultabb. Emiatt, ha csak az 5 mm-es és a 7 mm-es kötésre fókuszálunk, akkor nemcsak a kötés szilárdsága mérvadó, de a jelentősnek mondható tönkremenetelig bekövetkező elmozdulás is. A kötések azonban nemcsak húzó igénybevételnek vannak kitéve, hanem csavaró, hajlító és egyéb hatásnak is, például folyadék okozta nyomásának. Ezért egyértelműen nem lehet kijelenteni, hogy mely vastagságú kötés a legmegfelelőbb. A különböző vastagságú kötések minősítéséhez további vizsgálatok elvégzése szükséges.

3. Összefoglalás

Az új, javasolt illesztési eljárás lehetővé teszi a meglévő megoldások egyszerű és hatékony helyettesítését a rögzített, préselt, hegesztett, keményforrasztott vagy ragasztott kötések felhasználásán alapulva. Sikeresen legyártottunk egy egyszerű elemekből álló szerszám készletet, amely segítségével csőkötések hoztunk létre, egy lépésben, a csőtágítást és az egyidejű nyomásos peremezt alkalmazva. A vizsgálatok során elemzésre kerültek a kötést alkotó, képlékenyen alakított csőszakaszok hosszának, a leélezett csővégek szögének, valamint a kialakított kötésvastagságok megváltozásának a hatásai. A gyártási folyamatok erő-elmozdulás diagramjai mellett szakítóvizsgálatokra is sor került, amelyek már a kötések szilárdságára vonatkozóan adnak előrejelzéseket a további kutatásokhoz.

A bemutatott eredmények alapján a legmegfelelőbb kötést akkor kapjuk, ha az alkalmazott szerszámtávolság 50 mm, a csövek leélezése 20° , a kötésvastagság pedig 7 mm.

Irodalom

- [1] L. M. Alves, C. M. A. Silva, and P. A. F. Martins, "End-to-end joining of tubes by plastic instability," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 214, no. 9, pp. 1954-1961, 2014, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2014.04.011
- [2] R. G. Budynas and J. K. Nisbett, "*Shigley's Mechanical Engineering Design*," McGraw Hill, New York, USA, ISBN: 0-390-76487-6
- [3] Q. Zhang, K. Jin, and D. Mu, "Tube/tube joining technology by using rotary swaging forming method," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 214, no. 10, pp. 1954-1961, 2014, doi: org/10.1016/j.jmatprotec.2014.02.002
- [4] V. Psyk, D. Risch, B. L. Kinsey, A. E. Tekkaya, and M. Kleiner, "Electromagnetic forming – a review," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 211, no. 5, pp. 787-829, 2011, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2010.12.012
- [5] G. Miller, "*Tube Forming Processes: A Comprehensive Guide*," SME – Society of Manufacturing Engineers, Dearborn, MI, USA. ISBN: 9780872636330, 087263633X
- [6] D. L. Olson, T. A. Siewert, S. Liu, and G. R. Edwards, *Welding, Brazing, and Soldering*, ASM Handbook, 1993, doi: 10.31399/asm.hb.v06.9781627081733
- [7] Sz. Jónás and P.Z. Kovács, "Joining of tubes by metal forming," *Proceedings of VII. Gépészeti Szakmakultúra Konferencia*, GTE, 2022.

AA6082 NAGYSZILÁRDSÁGÚ ALUMINIUMLEMEZ VISSZARUGÓZÁSI ANYAGPARAMÉTEREI VÁLTOZÁSÁNAK FIZIKAI ÉS NUMERIKUS VIZSGÁLATA

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

Gál Gaszton György

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

Jemal Ebrahim Dessie

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

Absztrakt

Nagyszilárdságú AA6082 típusú alumíniumötvözet autóiipari feldolgozásának egy lehetséges technológiája a W-temper melegalakítási eljárás. Az eljárás során a lemezanyagot fémtani értelemben egy nem-egyensúlyi állapotában alakítjuk. Dolgozatunkban azt vizsgáljuk – fizikai és numerikus alakítási kísérletekkel –, hogy az alakítási lépést megelőző ún. várakozási (öregítési) idő minként befolyásolja az alakítást követő visszarusugózást.

Kulcsszavak: AA6082 alumíniumötvözet, lemezalakítás, természetes öregezés, visszarusugózás, geometriai kompenzáció

Abstract

One possible technology for the automotive industry processing of high-strength aluminium alloy AA6082 is the W-temper hot forming process. During the process, the sheet material is formed in a non-equilibrium state for material science sense. In this paper we investigate, by means of physical and numerical deformation experiments, how the so-called waiting (aging) time before the deformation step affects the post-forming springback geometry.

Keywords: AA6082 aluminium alloy, sheet metal forming, natural ageing, springback, geometrical compensation

1. Bevezetés

A nagyszilárdságú alumíniumötvözetek megjelenése a lemezalakításban és közvetlenül az autóiiparban az utóbbi évtizedek tömegcsökkentési kihívásai miatt csak idő kérdése volt. Az alumínium az acélhoz

viszonyítva lényegesen kisebb sűrűségű, ezért a repülőgépipar már több évtizede sikeresen alkalmazza a különböző nagyszilárdságú alumíniumötvözeteket (5xxx, 6xxx, 7xxx), az öntött alkatrészek alapanyagaként, azok kedvező tömege miatt. Az öntött alkatrészek öntést követő hőkezelései viszonylag széles mozgásteret biztosítanak a különböző igénybevételek kielégítéséhez szükséges mechanikai tulajdonságok beállításában.

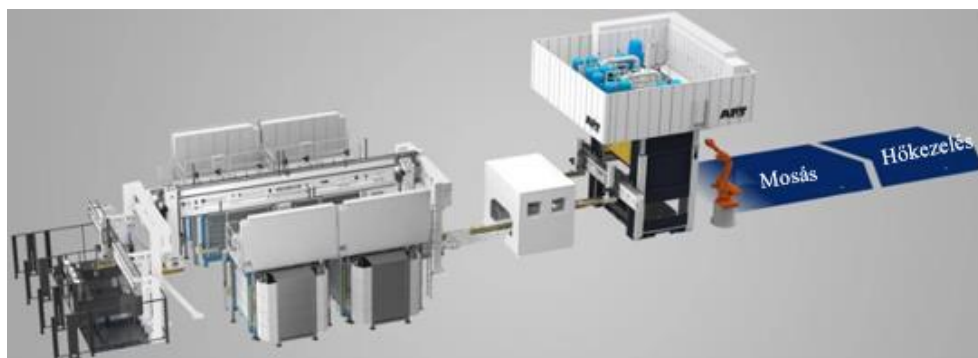
A lemezalakítás területére a nagyszilárdságú vékonylemez megérkezéséhez több, az alapanyag anyagszerkezettani tulajdonságaiból fakadó nehézséget kellett leküzdeni, a tömeggyártásra jellemző körülmények szem előtt tartása mellett. Ebben az egyik legnagyobb kihívás, hogy az alkatrész sorozatszámok nagysága megköveteli az alkatrészek viszonylag rövid előállítási ciklus idejét.

A hőkezelhető alumíniumötvözetek szilárdságát a hőkezelés során kialakult diszperz eloszlású kiválások növelik meg a viszonylag lágy, így könnyen alakítható alapszövetben. Az AA6082 alapanyag ezen állapotát mesterségesen öregített (T6) állapotban éri el. Ebben az állapotban a folyáshatára ~250 MPa, szakítószilárdsága 300-310 MPa nagyságrendbe esik. Ezzel együtt, a szilárdságnöveléssel fordított arányban, az ilyen lemezek hidegalakíthatósága rendkívül szerény. Ezért, komplex alakú autóiipari karosszéria elemek alapanyagaként, csak lágyított (O) állapotában lehet felhasználni, amellyel viszont elveszítjük a kedvező szilárdsági tulajdonságait.

Bár az autóiipari lemezalakítások előállítására a hidegalakítási eljárások a termelékenyebbek, az utóbbi évek fejlesztései, követve az autóiipar egyre kisebb környezeti terhelésre vonatkozó kihívásait, mégis a lemezek melegalakítása felé fordultak. Rengeteg tanulmány foglalkozik az 1980-as években bevezetett melegalakító acéllemez-sajtolási technológiák (HPF = Hot Press Forming) bemutatásával, amely napjainkban szinte mindennapos megoldásnak tekinthetők az önhordó karosszéria elemek gyártási folyamatában [1].

Amíg az acéllemezek szilárdságát az ausztenítés utáni hideg sajtolószerszám hűtése során átalakult martenzites szövetszerkezet garantálja, ami a szerszámelemek intenzív hűtése mellett néhány másodperc alatt kialakul, addig a nagyszilárdságú alumínium lemezek homogenizáló hőkezelése utáni alakítási folyamatban a szilárdsági tulajdonságokat garantáló anyagszerkezettani változások nem mennek végbe. A szilárdság csak az alakítást követő újabb hőkezelési művelet (mesterséges öregítés) hatására nyeri vissza kedvező értékét. Ezzel a művelettel együtt viszont a ciklusidő jelentősen megnövekszik.

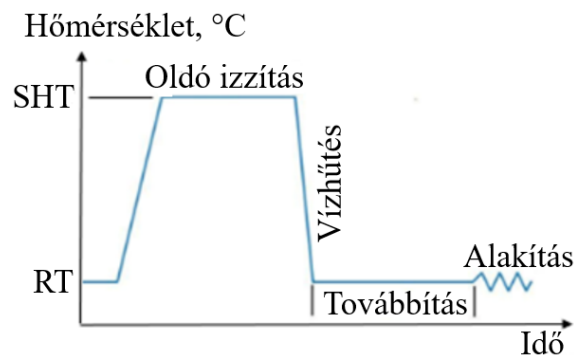
Áttörések a tömeggyártásba történő bevezethetőségben akkor jöttek létre, amikor a kutatások a mesterséges öregítés hőmérséklet- és időtartományában olyan eredményeket hoztak, amelyek egybe estek a karosszériaelemek festése utáni szárítási hőmérséklet- és időtartományokkal, így ebben a technológiai lépésben egyben az alapanyag szilárdsága is növelhetővé vált [2].



1. ábra. W-temper alakító sor kialakítása [3].

Az 1. ábrán az AP&T présgyártó vállalat W-temper alakítósora látható, amely tömegtermelésben is bevezethető megoldást kínál a nagyszilárdságú alumínium lemezek alakítására.

Az ún. W-temper alakítási technológiai megvalósítását mutatja a 2. ábra hőmérséklet-idő diagramja. A kivágott AA6082-es terítékeket, összhangban az 1. ábrával, a gyártósor elején felhalmozzák. Ezt követően a terítékek anyagmozgató egységek segítségével a fiókos hevítőkemencébe kerülnek és itt oldó izzításon (SHT = Solution Heat Treatment) estnek át. Ebben a lépésben a szilárdságot biztosító kiválások visszaoldódnak az alapszövetbe. A következő lépésben ezt az állapotot vízhűtéssel „befagyasztják”. Ebben az állapotában az alapanyag kedvező alakíthatósági tulajdonságokkal rendelkezik. Itt jegyezzük meg, hogy ez az anyagszerkezeti állapot egy nem-egyensúlyi állapota ennek az ötvözetnek. A préshez történő továbbítás után elvégzik az alakítást. A kenőanyagok eltávolítása utáni hőkezelési lépésben az alakított lemez a mesterséges öregítés hatására visszanyeri kiinduló állapotához (T6) tartozó szilárdságát.



2. ábra. A W-temper alakítás hőmérséklet-idő diagramja.

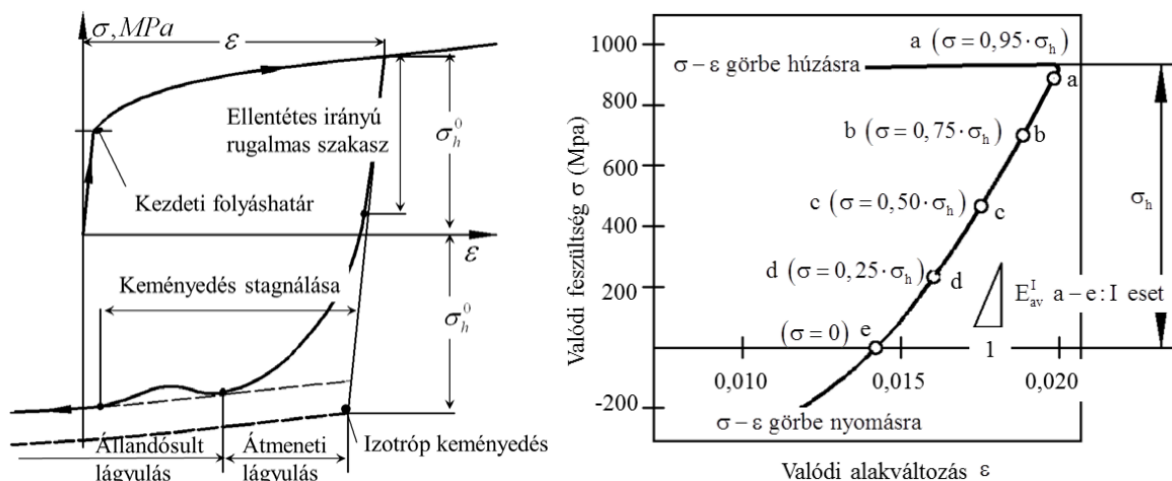
Az autóiipari karosszéria szerszámok tervezése napjainkban elképzelhetetlen a technológiai- és a szerszámtervezési folyamatok célszoftverekkel történő támogatása nélkül. Ezen alkalmazások a lemezalakítás egyik legnagyobb kihívását, a visszarugózás geometriai kompenzációját, már hosszú ideje támogatják a hidegalakítási technológiák tekintetében [4]. Amikor az autóiiparban egy újonnan kifejlesztett alakítási technológia megjelenik (például a W-temper forming) az első legfontosabb kérdés a technológiai tervezési folyamatban, hogy a hidegalakításnál bevált szoftveres alkalmazások vajon tudják-e támogatni az új megváltozott technológia tervezési folyamatát, vagy sem.

Dolgozatunkban az AA6082 ötvözet alakítás utáni visszarugózásának fizikai és numerikus vizsgálatára fókuszálunk. Célunk annak vizsgálata, hogy a visszarugózást befolyásoló anyagparaméterek mennyire érzékenyek a gyártási folyamatban bekövetkező esetleges problémákra, például egy rövid leállásra az oldó izzítás és az alakítási folyamat között. Azt feltételezzük, hogy az oldó izzítást követően, a nem-egyensúlyi fémtani állapot miatt, megindulhat egy természetes öregedési folyamat. Ha ez a folyamat viszonylag rövid idő alatt lejátszódik akkor befolyásolhatja az anyag szilárdsági paramétereit és közvetlenül befolyásolhatja a visszarugózás anyagparamétereit, majd a visszarugózott geometriát. Ha ez igaz, akkor a geometriai kompenzáció során a megváltozott anyagparaméterek miatt hibás kompenzált szerszámfelületek jönnek létre, ami végső soron az alkatrész geometriai hibáját okozza.

2. A visszarugózás numerikus modellezése és anyagparamétere

A visszarugózás numerikus modellezését a célterületre kifejlesztett végesselemes szoftverek több éve, az autóiipari lemezalkatrészek tekintetében megfelelő pontossággal kezelik. Ennek alapja az, hogy a szoftverben alkalmazott matematikai- és mechanikai modelleket több évtizede folyamatosan fejlesztik [5]–[7].

A visszarugózási jelenség modellezéséhez szükséges anyagparaméterek meghatározására napjainkban ún. húzó-nyomó egytengelyű feszültségállapotban végzett vizsgálatokat alkalmaznak. Egy ilyen vizsgálat során felvett diagramot szemléltet a 3. ábra bal oldali részlete. Az alakítás során a tehermentesítési és nyomó igénybevételi tartományon jól megfigyelhető az ún. Bauschinger hatás (rugalmas utóhatás) jelensége, aminek a visszarugózási geometriára gyakorolt hatásával több kutató is foglalkozott az évek során [8]. A Bauschinger hatás alapjaiban a nyomó igénybevételi tartományban a vártnál kisebb folyáshatár megjelenését jelenti, amelynek a hatását „lágylásnak” nevezi az irodalom. Az állandósult kisebb folyáshatár ellentétes előjelű terhelés esetén egy átmeneti tartomány után jelentkezik. Ebben a tartományban a folyáshatár értékében egy stagnálás figyelhető meg.



3. ábra. Alakítási hiszterézis egytengelyű húzó-nyomó vizsgálat során.

A 3. ábra bal oldali részén a tehermentesítés során a szakirodalom egy ún. „ellentétes irányú rugalmas szakaszt” definiál. Ebben a szakaszban feltűnik, hogy az izotróp keményedéssel képest a tehermentesítés során nem a kezdeti rugalmas szakasszal párhuzamosan csökken le a feszültség-alakváltozás függvény, hanem meredekségében eltér az eredeti értékétől. Ez azt jelenti, hogy a kezdeti Young-féle rugalmassági modulus értéke megváltozik, ami így alapjaiban befolyásolja a visszarugózás mértékét. Ennek a szakasznak a kinagyított képét mutatja a 3. ábra jobb oldali részlete.

Ezt a jelenséget többen is kutatták és újabb anyagparaméterek bevezetésével módosították az izotróp keményedési modelleket. A piacvezető modellező szoftverek napjainkban a teljes alakítási hiszterézis jelenséget a fizikai mérésrel meghatározott hiszterézis görbéket jó közelítéssel leíró, ún. Yoshida-Uemori (YU) kinematikus keményedési modellt használják [8]. Ennek leírására több anyagparaméter meghatározása is szükséges, ami meglehetősen bonyolult lehet 3 dimenziós kontinuumok esetén.

Az AutoForm programrendszer a valós, 3 dimenziós, térfogati hálóelemekkel történő numerikus modellezést egy, a lemezvastagság irányában párhuzamosan eltoltsíkbeli héjelemekkel végzett számítás helyettesíti, így lehetőség adódik a 3 dimenziós komplex kontinuummechanikai összefüggések és azok anyagparaméter számának az egyszerűsítésére. Az AutoFormban egy teljes alakítási hiszterézis leírására Kubli és szerzőtársai dolgoztak ki modelleket [9]. Az általuk kifejlesztett modellek anyagparamétereit foglalja össze az 1. táblázat, összhangban a 3. ábrán bemutatott jelenségekkel. A négy paraméter közül – az iparban szerzett tapasztalataink szerint – a visszarugózás mértékét, így a kompenzáció mértékét is, az ellentétes irányú rugalmas szakaszt meghatározó γ és χ paraméterek befolyásolják a legnagyobb mértékben. A γ paraméter a Young modulus kezdeti értékéhez viszonyítottan a csökkenés mértékét, míg a χ paraméter ennek a csökkenésnek a sebességét írja le.

1. táblázat. A kinematikus keményedés anyagparamétereit

Megnevezés az 1. ábrán	Anyagparaméter neve	Anyagparaméter jele
Ellentétes irányú rugalmas szakasz	Young modulus csökkenési faktor	γ
	Young modulus csökkenési sebessége	χ
Átmeneti lágyulás	Átmeneti lágyulás sebessége	κ
Keményedés stagnálása	Stagnálási arány	ξ

3. A fizikai kísérlet a visszarugózás mérésére

Ahogy azt a bevezetésben már megfogalmaztuk, a fizikai vizsgálataink során arra koncentrálnunk, hogy megvizsgáljuk, az AA6082 nagyszilárdságú alumíniumötvözet visszarugózására milyen hatással lehet, ha a W-temper alakítás technológiai folyamatában egy nem várt, és – egyúttal – nem hosszú idejű leállás következik be. Lesz-e ennek hatása a visszarugózás alakjára, és ha igen, akkor lehet-e ezt a hatást esetleg numerikus modellezéssel vizsgálni?

Ahhoz, hogy a numerikus modellezésünket össze tudjuk vetni a valósággal egy olyan fizikai W-temper alakításra van szükségünk, amely a rendelkezésünkre álló erőforrásokkal megvalósítható. A Miskolci Egyetem Anyagszerkezet-tani és Anyagtechnológiai Intézetében már több visszarugózási vizsgálathoz alkalmaztuk a Dr. Szabadits Ödöntől, a Budapesti Műszaki és Gazdaságtudományi Egyetem nyugalmazott oktatójától szabad felhasználásra kapott lemezek U-alakú hajlítására szolgáló szerszámot (4. ábra alsó részlete), amit ez úton is köszönünk neki [10].



4. ábra. Oldó izzítás kivitelezésére szolgáló berendezés és az alakító szerszám.

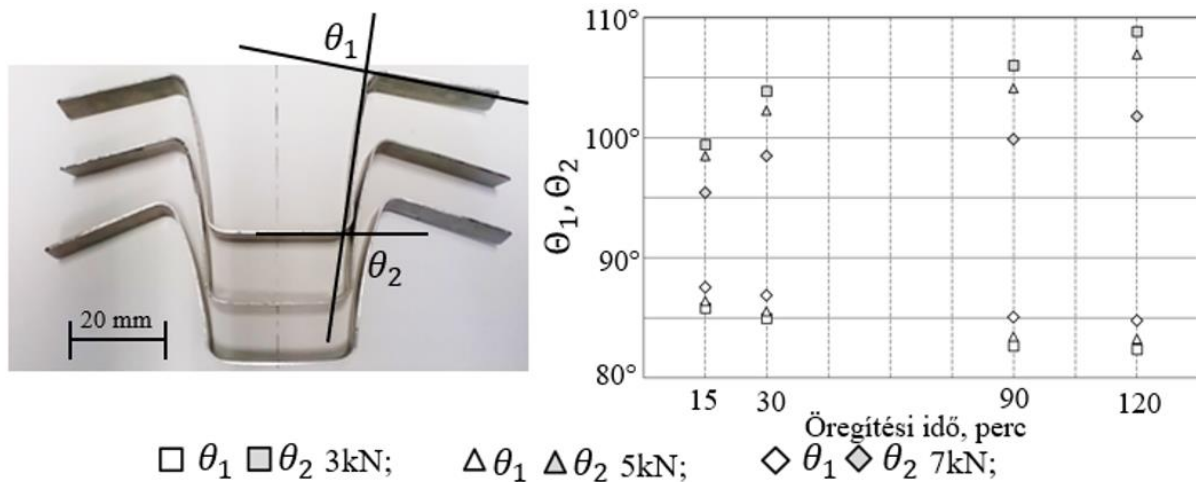
A W-temper alakítás első lépéseként az AA6082 T6 állapotú lemezcsíkokat 480°C fokon oldó izzításnak (SHT) vetettük alá, a 2. ábrával összhangban. Ehhez egy speciális hevítő eszközt terveztünk, amiben a hőmérsékletet megfelelő pontossággal szabályozni tudtuk. A hevítőberendezést mutatja a 4. ábra felső részlete.

A kísérlet kivitelezése a következőképpen zajlott. Az oldó izzítást követően a lemezcsíkokat vízben lehűtöttük majd a 2. ábrán „továbbítási időnek” feltüntetett 15, 30, 90 és 120 perc után elvégeztük az alakítási folyamatot, ezzel modellezve azt, ha a gyártás során az alakítást nem közvetlenül a hőkezelés után végzik el, így természetes öregedésre adnak időt az alapanyagoknak.

Az alakítószerszám lehetőséget biztosított arra is, hogy a visszarugózott geometria ránc tartóerő függését is megvizsgáljuk. Ebből a célból a vizsgálatokat megismételtük 3, 5 és 7 kN-os ránc tartó erő mellett is. Ettől azt vártuk, hogy a visszarugózás mértékét csökkenteni tudjuk a ránc tartó erő növelésével, összhangban az elméletekkel.

3.1. A fizikai kísérletek eredményei

A fizikai kísérletek elvégzése után az 5. ábra bal oldali részletén bemutatott visszarugózott alakokat kaptuk a szerszámnyitást követően. A kiértékelés geometriai paramétereit megegyeztetek az NUMISHEET93 konferencián közzétett modellezési kihívás kiértékeléséhez használt geometriai paraméterekkel (θ_1 és θ_2). A 5. ábra bal oldali részletén az 5 kN-os ránc tartó erővel végett alakítások visszarugózott alakjai láthatók különböző ún. öregítési idő alkalmazásával. Az ábrán bejelöltük a θ_1 , és a θ_2 szögek értelmezését is.



5. ábra. A visszarugózott alakok és a visszarugózási szögek változása különböző öregítési idők alkalmazása esetén.

Az 5. ábra jobb oldalán az öregítési idők hatása látható a visszarugózási szögek tekintetében, az ábra egyúttal a ránc tartóerők hatásának elemzését is lehetővé teszi. A ránc tartóerők tekintetében kijelenthető, hogy azok növelése a visszarugózási szögeket a szerszám zárt állapotában 90° -ot mért értékekhez közelíti, azaz a ránc tartóerő növelés a visszarugózást csökkenti. Ez összhangban van az elméleti és a fizikai tapasztalatokkal.

Az 5. ábrából az is megállapítható, hogy az öregítési idő növelésével, már viszonylag kis időtartományú változás esetén is növekszik a visszarugózás mértéke. Ennek hátterében valószínűleg a szilárdsági tulajdonságok természetes öregítés során bekövetkező növekedése áll.

4. Numerikus modellezés leírása

A numerikus modellezést az AutoForm programrendszerben végeztük el. A modellezés összeállításához rendelkezésünkre állt a 4. ábrán bemutatott szerszám CAD modellje. Ez alapján a fizikai méréssel teljesen összhangban lehetett az alakítási folyamatot felépíteni.

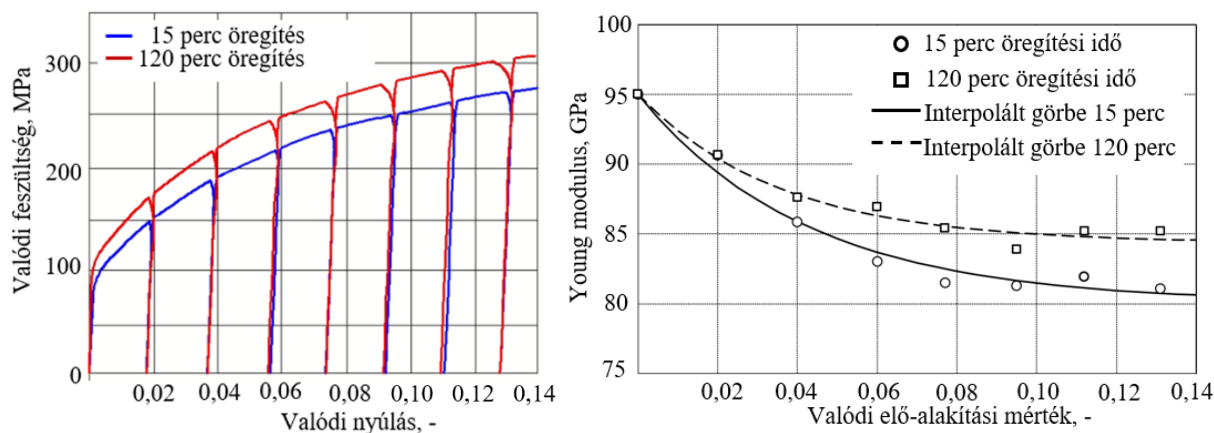
Nem állt viszont rendelkezésünkre az AA6082 anyagminőség ún. anyagkártyája, ami az anyagmodellhez szükséges anyagparamétereket foglalja össze. Ezért ezeket a vizsgálat előtt egytengelyű húzóvizsgálatokkal meg kellett határozni.

4.1. Anyagparaméterek meghatározása

A szükséges anyagparaméterek mindegyike egytengelyű húzóvizsgálattal meghatározható. Annak érdekében, hogy az anyagparaméterek változását is meg tudjuk határozni az öregítési idők függvényében, az anyagvizsgálatokat 15 perc és 120 perc öregítési idő elteltével is elvégeztük.

A húzóvizsgálatok kezdetén az MTS gyártmányú univerzális anyagvizsgáló berendezés mintavételezési idejét sűrítettük, így lehetőségünk volt a kezdeti Young modulus meghatározására. Ennek értékére 95 GPa értéket kaptunk, függetlenül az öregítési időtől. Ez az érték nem áll teljesen összhangban az irodalmi 70 GPa körüli értékekkel, ezért ezeket a vizsgálatokat még meg fogjuk ismételni. Ennek az összhangnak a hiányával kapcsolatban nemzetközi konferencián is kaptunk utalást és kérdéseket [11].

Az egytengelyű húzóvizsgálatok alkalmasak arra is, ha a tehermentesítési szakaszon is sűrítjük a mintavételezést, hogy meghatározott valódi alakítási mértékek után (0,02; 0,04; 0,06; 0,08; 0,10; 0,12; 0,14) elegendő mérési adatunk legyen arra, hogy a 3. ábra jobb oldali részletén bemutatott módon meghatározzuk a tehermentesítési szakaszra jellemző rugalmassági modulusot és annak alakítási mértéktől való függését. Ehhez minden egyes tehermentesítés mérési adatsorát négy részre osztottuk (lásd a 3. ábra jobb oldali részlete) és a rész-szakaszokon a függvényt linearizáltuk, meghatározva ezzel a meredekség értékét. Ezt követően a négy rész-szakasz meredekség értékének számtani átlagaként értelmeztük a tehermentesítésre vonatkozó rugalmassági modulusot. Az így meghatározott rugalmassági modulusok értékének csökkenését mutatja a 6. ábra jobb oldali részlete, az előalakítás és az öregítési idők függvényében.



6. ábra. Az egytengelyű húzó-tehermentesítő vizsgálatok diagramjai és az ebből meghatározható Young modulus csökkenés.

A 6. ábra jobb oldali részén bemutatott mérési pontokra a szakirodalomban alkalmazott matematikai összefüggéssel (1) leírható folytonos függvényt illesztettünk [12]:

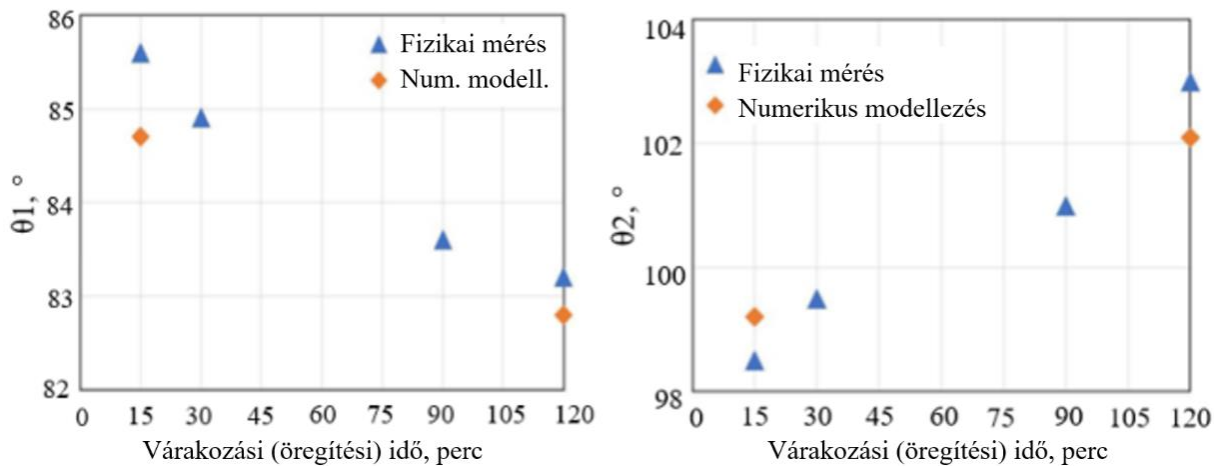
$$E_l = E_0[1 - \gamma(1 - e^{-\chi p})]. \quad (1)$$

Az illesztés során a γ és a χ értékei meghatározhatók és így felhasználhatók az AutoForm anyagmodellben. Ezen paraméterek ismeretében a numerikus modellezés elvégezhető.

4.2. A fizikai és a numerikus kísérletek összevetése

A fizikai és a numerikus kísérletek eredményeit az 5. ábrán definiált visszarugózási szögek függvényében vetjük össze a 7. ábrán a 15 perces és 120 perces várakozási (öregítési) idők tekintetében. Az ábra alapján kijelenthető, hogy a numerikus modellezés visszarugózási eredményei $\sim 1^\circ$ -ot nem meghaladó eltérést mutatva hozzák a fizikai vizsgálatok eredményeit.

A numerikus modellezés eredményét ábrázoló sárga színű négyzetek is az öregítési idő növelésével arányban nagyobb visszarugózást mutatnak, ami összhangban van a fizikai mérések eredményeivel. A Θ_1 visszarugózási szög tekintetében az is kijelenthető, hogy a modellezés, bár kis mértékben, de alulbecsli a fizikai mérések eredményeit. A Θ_2 visszarugózási szög tekintetében ez nem jelenthető ki. Ebben valószínűleg benne lehet a fizikai mérés kiértékelésének hibája, amely miatt ezt a kiértékelést meg kell ismételnünk.



7. ábra. Visszarugózási szögek változása az öregítési idő függvényében.

5. Összefoglalás

Cikkünkben bemutattuk, hogy a nagyszilárdságú AA6082 alumínium-ötvözet viszonylag összetett ún. W-temper alakítása során az oldó izzítást követő vízhűtés után az alapanyag alakítása viszonylag hamar meg kell történjen, hiszen a nem egyensúlyi fémteni állapot miatt rövid idő (pár 10 perc) elteltével is már megindul az anyag természetes öregedése. Ez a jelenség a befolyásolja az alapanyag visszarugózással összefüggő szilárdsági paramétereit, így a nagy hatással van a visszarugózott alakra is.

E kijelentésünket az adott anyagminőség W-temper alakításának fizikai és numerikus modellezési eredményeire alapozzuk. A numerikus vizsgálat során bemutattuk, hogy viszonylag egyszerűen kivitelezhető anyagvizsgálati módszerrel meghatározhatók azok az anyagparaméterek, amelyek a visszarugózás leírásának matematikai összefüggéseiben szerepelnek. A vizsgálataink során bár nagyrészen az elméleti és gyakorlati tapasztalatokkal egybevágó eredményeket kaptunk, néhány esetben ez az összhang nem valósul meg. Ezeket a méréseket a közeljövőben egy továbbfejlesztett mérési berendezés segítségével pontosítani fogjuk.

Irodalom

- [1] H. Karbasian and A. E. Tekkaya, „A review on hot stamping”, *J. Mat. Proc. Technol.*, vol. 210, no. 15, pp. 2103–2118, 2010, doi: 10.1016/j.jmatprotec.
- [2] S. Mahabunphachai and M. Ko, „Investigations on forming of aluminium 5052 and 6061 sheet alloys at warm temperatures”, *Mater. Des.*, 31, pp. 2422–2434, 2010, doi: 10.1016/j.matdes.2009.11.053.
- [3] C. Koroschetz, M. Marchhammer, *AP&T's experts*: „Our solution of hot forming of car body parts in high-strength aluminium can result in weight saving of up to 40 percent, February 2019. [Online]. Available: <https://aptgroup.com/company/news/apt%E2%80%99s-experts-%E2%80%99Cour-solution-hot-forming-car-body-parts-high-strength-aluminum-can/>
- [4] M. Milch, “Springback Reduction with Systematic Process Improvement for an Inner Hood,” *Formingword*, July. 2021. [Online]. Available: <https://formingworld.com/tension-compression-testing-abss/>
- A. Sluzalec, *Theory of Metal Forming Plasticity*. Berlin, Germany: Springer, 2004.
- [5] W.F. Hosford, *Fundamentals of Engineering Plasticity*, Cambridge, UK: University Press, 2013.
- [6] P.M. Dixit and U.S. Dixit, *Plasticity Fundamentals and Applications*. Boca Raton, USA: CRC Press, 2015.
- [7] D. Banabic, H.J. Bunge, K. Pöhlandt, and A. E. Tekkaya, *Formability of Metallic Materials*. Berlin, Germany: Springer, 2000.
- [8] D. Banabic, *Advanced Methods in Material Forming*. Berlin, Germany: Springer, 2006.
- [9] W. Kubli, A. Krasovskyy, and M. Sester, Advanced modelling of reverse loading effects for sheet metal forming processes. In: Hora P (ed) Proceedings of the 7th International Conference and Workshop on Numerical Simulation of 3D Sheet Metal Forming Processes, Interlaken, Switzerland NUMISHEET 2008.
- [10] Ö. Szabadits, *The experimental Estimating of the Draw Bead Reaction and its Effect ont he Sheet Metal Forming*, Proceeding of the IDDRG 94, Lisbon, Portugal 1994.
- [11] J. E. Dessie and Zs. Lukacs, Experimental investigation of effect of W-temper forming process parameters on springback. 2023 IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng. Vol:1284, Lulea, Sweden, 2023.
- [12] J. Lin, *Fundamentals of Materials Modelling for Metals Processing Technologies*, London, UK: Imperial College London Press, 2015.

VISSZARUGÓZÁSRA KOMPENZÁLT LEMEZALAKÍTÓ SZERSZÁMOK TERVEZÉSI GYAKORLATA AutoForm PROGRAMRENDSZER ALKALMAZÁSÁVAL

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

Absztrakt

Lemezalkatrész szerszámtervezése során az elkészült munkadarab visszarugózása miatti szerszámkompenzáció folyamata egy jól ismeret kihívás a területen dolgozó mérnököknek. A szerszámfelületek geometriai kompenzációs folyamatának támogatására napjainkban több szoftvermegoldás is elérhető. Dolgozatunkban egy konkrét autóiipari lemezalkatrész szerszámtervezési folyamata és az aktív szerszámfelületek geometriai kompenzációján keresztül bemutatjuk az AutoForm programrendszer Springback Compensation moduljának működését.

Kulcsszavak: lemezalakítás, visszarugózás, geometriai kompenzáció, AutoForm modellezés

Abstract

The process of tool compensation due to springback of the finished workpiece in the tool design of a sheet metal part is a well-known challenge for process planning engineers working in the field. Several software solutions to support the geometric compensation process of tool surfaces are available on the market today. In this paper, the tool design process of a specific automotive sheet metal part and the geometric compensation of the active tool surfaces are used to demonstrate the functionality of the Springback Compensation module of the AutoForm software system.

Keywords: sheet metal forming, springback, geometrical compensation, AutoForm modelling

1 Bevezetés

Lemezalkatrészek technológiai- és szerszámtervezésének elengedhetetlen tervezési lépése az ún. aktív szerszámfelületek geometriai kompenzálása az alkatrészek szerszámnyitást követő visszarugózásával. A visszarugózás jelensége jól ismert a képlékenyalakítás területén [1]. A jelenség mechanikai modelljei folyamatosan fejlődtek, így egyre valóságosabb képet adtak a fizikai visszarugózásról [2].

Napjaink fejlett végeeselemes elven működő modellező alkalmazásai alapvetően az ún. kinematikusan keményedő, anizotróp mechanikai modellt használják, amelyek nem túl nagy számú bemeneti anyagparaméter alkalmazása mellett az ipari körülmények között megkövetelt geometriai pontosságot messzemenően képesek kielégíteni [3].

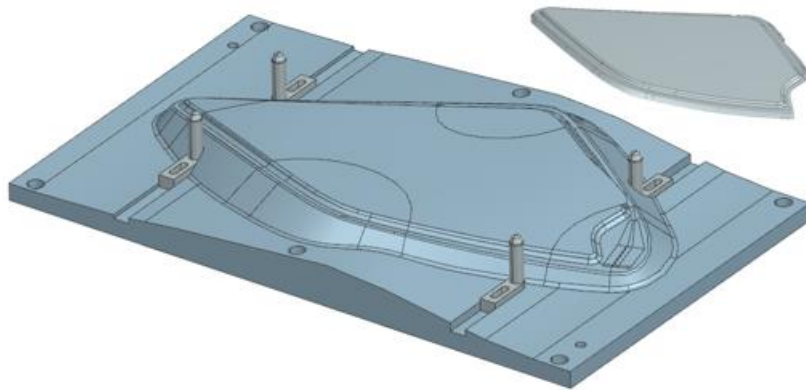
Dolgozatunkban egy konkrét autóiipari lemezalkatrész szerszámtervezése során mutatjuk be, hogy az autóiipar egyik piacvezető szoftverre az AutoForm, milyen lépések sorozatával valósítja meg a

szerszámfelületek geometriai kompenzációját és ebben a folyamatban hol vannak azok a súlyponti kérdések, amelyek alapjaiban határozzák meg a kompenzáció pontosságát.

2 Klasszikus szerszámtervezési folyamat, kompenzációval

A szerszámtervezés során alkalmazott geometriai kompenzáció nehézsége, eltekintve a lemezekre jellemző visszarugózás képlékenyalakítási okaitól, magától a szerszámtervezés folyamatából is következik. Ezért elsőként tekintünk át a mai modern CAD rendszerekben végzett szerszámtervezés folyamatát.

Az 1. ábra jobb felső részén egy tálcaszerű lemezalkatrész látható. Ez a CAD modell és a hozzá tartozó átvételi előírások (alak és mérettűrések) jelentik a szerszámtervezés kiinduló adatait. A mai CAD rendszerekben a szerszámtervezés folyamata nem más, mint célszerűen és az adott technológiaiára jellemző felületi elemekkel kiegészítjük az alkatrész geometriai modelljét [4], [5]. Így kapjuk meg az ún. alakadó felületeket, amik anyagvastagsággal (szerszámlap) kiegészítve előáll egy szerszámelem. Az 1. ábrán a szóban forgó alkatrész geometriából előállított alsó szerszámelem látható. A szerszám felületén jól azonosítható az alkatrész kiinduló geometriája.



1. ábra. Az alkatrész geometriai modellje és az abból felépített alsó-szerszámfelület.

Ezzel a megoldással egyben előállítjuk a szerszámnyitás utáni visszarugózásból adódó geometriai eltérést is. Mivel a szerszámfelületek zárt állapotukban képzik le az alkatrész geometriát ezért a szerszámnyitás követően a lemezalakítás sajátosságának tekinthető visszarugózás után a geometria el fog térni az elérni kívánt geometriától.

Ezt a problémát kezdetben tapasztalati úton „eltorzított” szerszámfelülettel korrigálták. Ez sokszor hosszadalmas szerszámtervezési és gyártási folyamatot eredményezett és a korrekciót már csak a szerszám legyártását követő módosításokkal lehet végrehajtani, ami nem csak az időt, hanem a költségeket is növelte.

A képlékenyalakítási folyamatok modellezésében az utóbbi néhány évtizedben robbanásszerű fejlődés ment végbe. A matematikai-mechanikai mechanikai modellek fejlesztése lehetővé tette a szerszámnyitás utáni visszarugózás egyre pontosabb virtuális térben történő vizsgálatát. Ennek ismeretében a szerszámfelületek még a legyártás előtt kompenzálhatóvá váltak ezzel jelentős idő- és költségmegtakarítást érhető el az autó- és lemezalakítóipari technológia tervezése területén.

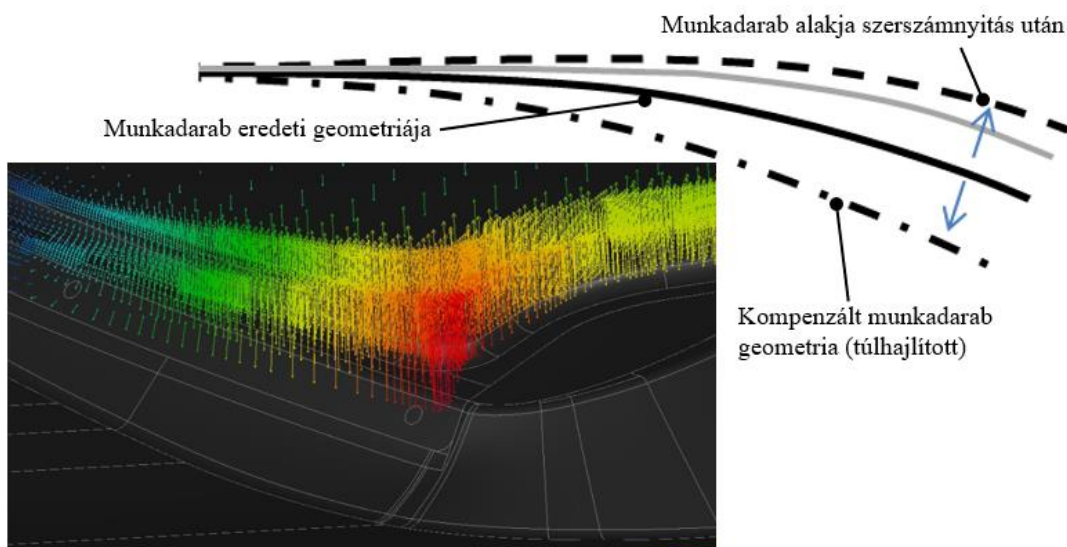
Az AutoForm szoftver – piacvezető szerepéből adódóan – szinte a leghamarabb lépett az új elméletek szoftverrendszerükbe integrálásával kapcsolatban, sőt ennek a folyamatnak az élére állva az

autóiparban elsőként vezette be az ún. Springback Compensator modulját. Ennek működési alapjait mutatjuk be a következőkben.

2.1 A geometriai kompenzáció elve

A visszarugózás geometriai kompenzációjának elve röviden összefoglalható egy szóban: túlhajlítás. Ennek elvi vázlatát szemlélteti a 2. ábra. Az 2. ábra folytonos vonallal mutatja a munkadarab eredeti geometriáját, aminek felhasználásával az aktív szerszámok előállíthatók. Az ábrán szaggatott vonal jelzi a szerszámnyitás utáni alkatrész geometriát (visszarugózott). Az ehhez az elmozduláshoz tartozó vektort felfelé mutató kék színnel jelöltük.

A kompenzáció alapfeltevése, hogy ha az eredeti geometriát ezzel a vektorral ellentétes irányban módosítjuk (túlhajlítjuk) akkor az ezen módosított alkatrész (pontvonal a 2. ábrán) modell felhasználásával készült aktív szerszámfelületek nyitása során az eredeti alkatrészgeometriát kapjuk vissza a szerszámnyitást követően. Szürke folytonos vonallal a már kompenzált szerszámok nyitása utáni visszarugózott geometriát szemléltettük. Ebből látható, hogy a kisebb eltérés irányába indulunk el, de nagy valószínűséggel egy kompenzációs hurok nem lesz elegendő.



2. ábra. A geometriai kompenzáció elvi megvalósítása.

A valós 3D-s geometrián a probléma annyiban bonyolultabb, hogy a végeeselemes háló minden egyes csomópontjához tartozni fog egy vektor, így a szerszámfelületre vonatkozóan egy elmozdulásvektorteret kapunk. Ezt szemlélteti a 2. ábra azon része, ahol az eltérés mértékével arányos színskála színeit rendeltük az egyes csomópontok elmozdulás vektoraihoz.

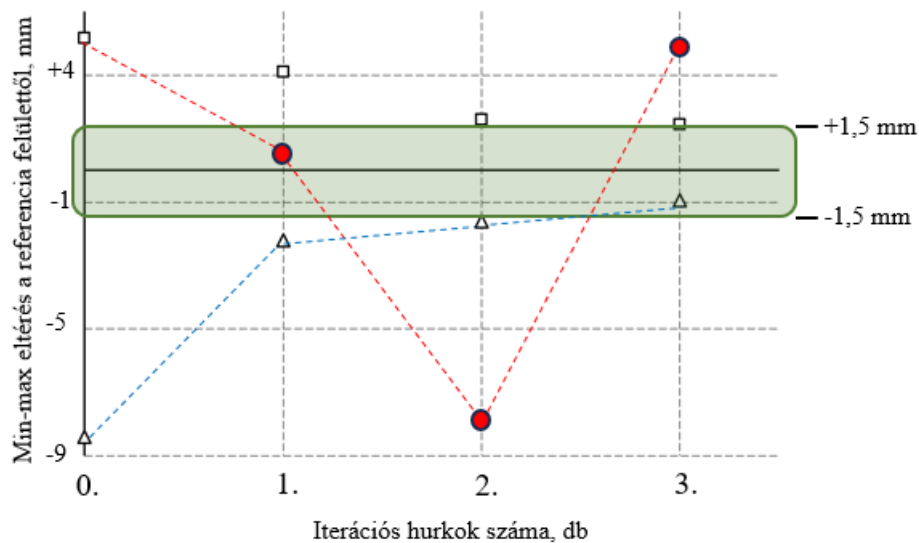
A modellezett visszarugózott geometria pontossága és a kompenzáció sikere, még számos paraméter beállításának is függvénye, amelyek közül a legfontosabbakat a következő rész tárgyalja.

3 Geometriai kompenzáció kihívásai

A geometriai kompenzáció sikerességének kihívása alapvetően abból áll, hogy az elengedhetetlen iterációs hurkok egymásra épülésével a kezdeti geometria és a kompenzáció során előállított

geometriák geometriai eltérése az iterációk számának növelésével konvergálnak-e abba a tűrésmezőbe, ami az átvételi követelmények során megfogalmazásra kerül. Ezt a folyamatot szemlélteti a 3. ábra.

A 3. ábrán a legnagyobb eltérések láthatóak plusz-mínusz (felfelé-lefelé) irányban az alkatrész ún. referencia modelljéhez képest. Az ábrán üres négyzetek jelölik a pozitív eltérések legnagyobb értékeit, ami a kompenzálatlan (0.) esetben 4,17 mm. Az üres háromszögek az ellentétes irányú eltérések legnagyobb értékeit mutatják, ami a kompenzálatlan esetben -8,43 mm. Az ábrából leolvasható, hogy az iterációs hurkok számának növelésével az eltérések mind pozitív, mind negatív irányban „belesimulnak” az előírt tűrésmezőbe. Ilyenkor sikeres kompenzációról beszélhetünk.



3. ábra. Az eltérések alakulása az iterációs ciklusok számában.

Az esetek nagy részében azonban gyakran találkozunk olyan helyzettel, amikor az első kompenzáció során már a tűrésmezőbe eső eltérések a 2. iteráció után, amit alapvetően a konvergálási folyamat ellenőrzése miatt végzünk, az eltérések a tűrésmezőn kívülre kerülnek és egyes esetekben az adott pont elmozdulása még elmozdulási irányt is válthat. Ezt szemléltetik a 3. ábra piros körökkel jelölt pontjai. Ez a nyilvánvaló szerencsés találat „lucky shoot” esete, ami felelős tervezői magatartás mellett nem fordulhat elő.

Gyakorlati tapasztalatok szerint a kompenzációs hurkok konvergálásáról mindig meg kell győződni további iterációs hurkok elvégzésével. Alapvetően a 3. ábrán bemutatott alkatrész geometriai kompenzációja is úgy került az Anyagszerkezettani és Anyagtechnológiai Intézetbe, hogy a megrendelőnek valaki „már kompenzálta” a szerszámfelületeket, de a legyártás után az átvételi készülékben 10 mm-nél nagyobb eltéréseket is produkált az alkatrész a referencia felülethez képest.

Röviden összefoglalva, a geometriai kompenzációhoz szükséges eszköz rendelkezésre áll a technológus mérnökök számára, de vannak olyan alapvető bemeneti paraméterek és beállítások, amelyek az eredményekre nagy hatást fejtenek ki, ezért célszerű ezekre kitüntetett figyelmet fordítani.

3.1 Visszarugózás modellezése

Mivel a visszarugózásból származó eltérési vektormező az alapja a geometriai kompenzációnak, ezért az ezt befolyásoló anyagparaméterek rendkívüli jelentőséggel bírnak. A visszarugózás matematikai-

mechanikai modellekkel történő leírására az ún. kinematikusan keményedő anyagmodellt használjuk [7], [8]. Ezekben elsődlegesen a Young-féle rugalmassági modulus, az ún. folyási görbe és az ebből származtatott anizotrópia tényezőkkel módosított folyási felületek a legjelentősebbek. Nagy jelentősége van a tehermentesítés és ellentétes irányú alakváltozások (ún. alakváltozási hiszterézisek) fizikai mérése során meghatározott a Young modulus tehermentesítési folyamat során tapasztalható változását leíró paramétereknek (γ és χ) és a Bauschinger-hatást matematikailag leíró további paramétereknek is [9].

Sokszor ezek a paraméterek a szoftverek alapanyag adatbázisában nem ismertek, vagy csak nagyon általánosan különböznek az egyes alapanyagcsoportok tekintetében. Ezért minden olyan vizsgálat, ami a tényleges alapanyagon végzett fizikai mérésekkel határozza meg ezen paramétereket szakmai szempontból értékes munkának tekinthető [10].

3.2 Visszarugózás értékelése

A visszarugózás kiértékelésének egy fontos szempontja, hogy a visszarugózott geometria elmozdulását mihez képest mérjük. A virtuális térben a szerszámnyitás, a valóságtól eltérően, csak az aktív szerszámelemek hatásának a megszüntetését jelenti. Ezért és ezt követően, még a virtuális térben különböző kényszereket hozhatunk létre, amelyek hatása után mérhetjük az eltérést a munkadarab ún. referencia felületétől.

Ez a valóságban egyértelmű, hiszen az alkatrész előre egyeztetett ún. mérőkészülékben helyezik, amelyek felfekvő felületekkel, tájoló csapokkal és meghatározott ponton leszorító elemekkel vannak ellátva. Ha ezt nem képezzük le a valósággal megegyező módon a virtuális térben (modellezési környezetben), akkor az elmozdulás mezőben eltérések jönnek létre, ami hibás geometriai kompenzációt eredményez. Az AutoForm a visszarugózás kiértékelésére az autóiparban előforduló esetek mindegyikére fel tud építeni mérőkészüléket, a legegyszerűbb szabad visszarugózástól a tényleges mérőkészülékkel megegyező modellig.

Talán a legtöbb hibás kompenzáció erre az egyszerű okra vezethető vissza. Ezért a szerszámtervezés során már tisztában kell lenni azzal, hogy milyen mérőkészülékben történik az alkatrész átvétele. Ezt sokszor a megrendelő nem tartja olyan jelentősnek. Gyakran hangzik el, hogy szerszámot kell tervezni, nem mérőkészüléket, de ennek ismerete nélkül a geometriai kompenzáció eredménye is erősen megkérdőjelezhető.

3.3 Kompenzációs stratégiák

A kompenzációs stratégiákon a visszarugózás utáni elmozdulás vektormezőnek a kiinduló alkatrészgeometria kompenzálásának (túlhajlításának) módját megfogalmazó paramétereket értjük.

A kompenzáció során változtatható a vektormező értéke. A szoftver alapbeállítás során az elmozdulás vektormezőt azonos nagysággal és ellentétes iránnyal veszi figyelembe. Ez az érték az ún. kompenzációs faktor, amely ebben az esetben -1-szerese a vektortérnek. Ebben típus alkatrészek (motorháztető, csomagtartófedél, sárvédő elem) vizsgálata során kialakulhatnak különböző ökölszabályok, így akár -1-től eltérő kompenzációs faktorokat is alkalmazhatunk. Az itt felhasznált tapasztalat komoly versenyelőnyt jelenthet a vetélytársakkal szemben, ezért ezek a tapasztalatok nem publikusak.

Mivel a vektormező a végeselemes csomópontok visszarugózás utáni elmozdulásához kötött ezért a hálóméret függvényében nagyobb ugrások is lehetnek a vektorok hosszában. Ha így használjuk fel a vektorteret akkor olyan hibákat vihetünk be a kompenzációba, amelyeket a tényleges szerszám

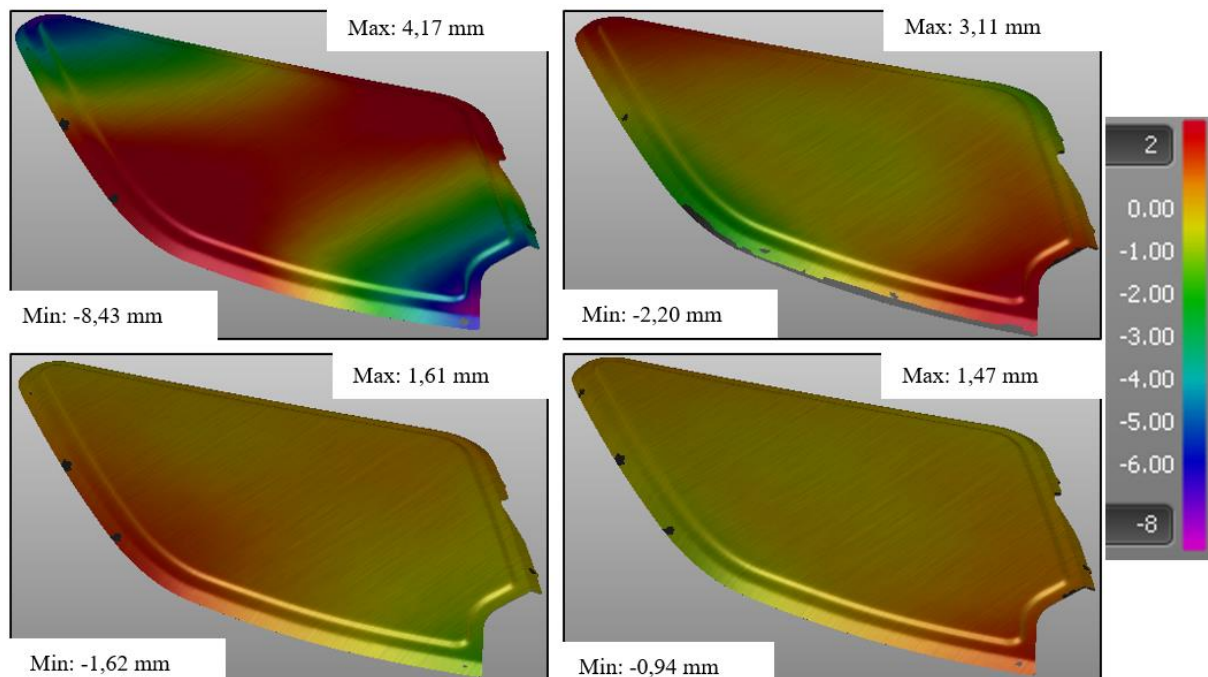
megmunkálása során nem fognak érvényesíteni. Azaz, a vektorteret gyakran simítani is szükséges. A simítás során a vektormező módosul, ezért nagy hatása van a további eredményekre.

Összeségében elmondható, hogy azt itt felsorolt paraméterek egymásra hatása eredményezhet olyan geometriai kompenzációt, ami az iterációk számának növelésével belesimul a tűrésmezőbe (lásd 3. ábra)

4 Konkrét autóiipari szerszám kompenzációjának eredménye

Az előző fejezetben elmondottakat szem előtt tartva az 1. ábrán bemutatott alkatrész szerszámfelületein geometriai kompenzációs iterációkat végeztünk. A modellezést nehezítette, hogy a kiinduló lemez egy perforált lemez volt, amelyet előzetesen a megadott DC01 acélminőség anyagmodelljével nem lehetett modellezni, mivel az előzetes perforáció miatt az eredeti anyagminőség mechanikai anyagtulajdonságai megváltoztak. Így egy perforálatlan, de mechanikai tulajdonságaiban a perforált lemeznek megfelelő, módosított anyagmodellt használtunk. Ehhez előzetes gyártási tapasztalatokra volt szükség, ami szintén egy olyan know-how, amit ebben a cikkben nem említhetünk.

A 4. ábra az egyes iterációs lépések során a referenciafelülethez mért elmozdulás mező csökkenését mutatja, a visszarugózás után. A 4. ábra bal felső részletén a kompenzálatlan modell eltérése látható, az ábra jobb alsó részletén pedig a 3. iterációs hurok utáni eredmények már a megadott +/- 1,5 mm-es tartományon belülre kerültek és további iterációval azon értéken belül is maradtak.



4. ábra. Az egymást követő iterációk eredményei.

Az 5. ábrán bemutatott fotókon a tényleges alkatrész látható. Az 5. ábra bal oldali részletén, a mérőkészülékbe helyezés után, láthatólag még eláll a sablonként használt felülettől, de az ábra jobb oldalán mutatott leszorító elem zárása után a felülettől való eltérés a tűrésmezőn belül maradt.

Ez alapján kijelenthető, hogy a geometriai kompenzáció sikeres volt, ami igazából csak a kompenzációs stratégián múlott. Kellő tapasztalattal tehát az AutoForm Springback Compensation modulja hasznos eszköz a szerszámtervező mérnökök kezében.



5. ábra. Alkatrész a mérőkészülékre helyezve, majd leszorítva.

5 Összefoglalás

Cikkünkben bemutattuk, hogy milyen eszközök segítik a technológiai- és szerszámtervezéssel foglalkozó mérnökök munkáját napjaink szoftver környezetében. Bemutattuk, hogy melyek a modern szerszámtervezési folyamat visszarugózás kompenzálása szempontjából legkritikusabb kérdései. Bemutattuk milyen szoftveres megoldások támogatják a szerszámtervezési folyamatot. Kitértünk a visszarugózás modellezésének pontosságát meghatározó bemeneti paraméterekre. Bemutattuk, hogy bár a probléma megoldására hatékony eszközök állnak rendelkezésre, de az eredmény szempontjából kritikus paraméterek ismerete komoly előnyel jár a sikeres kompenzáció során. Egy konkrét ipari alkatrész szerszámlemeleinek geometriai kompenzációján keresztül bemutattuk, hogy az AutoForm Springback Compensation modulja hatékony eszköz a visszarugózással összefüggő problémák kezelésére.

Irodalom

- [1] P. M. Dixit and U. S. Dixit, *Plasticity Fundamentals and Applications*. Boca Raton, USA: CRC Press, 2015.
- [2] Z. Marciniak, J. L. Duncan, and S. J. Hu, *Mechanics of Sheet Metal Forming*. Oxford, UK: Butterworth Heinemann, 2002.
- [3] A. Sluzalec, *Theory of Metal Forming Plasticity*. Berlin, Germany: Springer, 2004.
- [4] J. R. Paquin and R. E. Crowley, *Die Design Fundamentals*. New York, USA: Industrial Press Inc., 1986.
- [5] E. Hack, S. Jaszovszky, and K. Smóling, *Szerszámkészítés*. Budapest, Magyarország: Műszaki Könyvkiadó, 1976.
- [6] M. Milch, "Springback Reduction with Systematic Process Improvement for an Inner Hood," *Formingword*, July. 2021. [Online.] Available: <https://formingworld.com/tension-compression-testing-ahss/>

-
- [7] D. Banabic, H. J. Bunge, K. Pöhlandt, and A. E. Tekkaya, *Formability of Metallic Materials*. Berlin, Germany: Springer, 2000.
- [8] D. Banabic, *Advanced Methods in Material Forming*. Berlin, Germany: Springer, 2006.
- [9] W. Kubli, A. Krasovskyy, and M. Sester, *Advanced modelling of reverse loading effects for sheet metal forming processes*. In: P. Hora, Ed., Proceedings of the 7th International Conference and Workshop on Numerical Simulation of 3D Sheet Metal Forming Processes, Interlaken, Switzerland NUMISHEET 2008.
- [10] J. E. Dessie and Zs. Lukacs, *Experimental investigation of effect of W-temper forming process parameters on springback*. 2023 IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Engng. Vol:1284, Lulea, Sweden, 2023.

ALKATRÉSZEK VIZSGÁLATÁNAK BEMUTATÁSA Moldex3D-BEN

Kovács Péter Zoltán

Egyetemi docens, Miskolci Egyetem, Anyagszerkezet-tani és Anyagtechnológiai Intézet,
Mechanikai Technológiai Intézeti Tanszék

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

Absztrakt

A közleményben egy fröccsöntött alkatrész validálásának a szimulációja kerül bemutatásra. A fröccsöntési szimuláció a Moldex3D szimulációs szoftverben készült. A Moldex 3D programot világszerte több ezren alkalmazzák termékfejlesztési költségek csökkentésére, a termékminőségek javítására, a termelékenység növelésére, valamint a piacra jutási idő lerövidítésére. A szimuláció eredményéből kiindulva már meg lehet tervezni az alkatrész fröccsöntő szerszámát, és iránymutatást ad a fröccsöntési folyamatparaméterek beállításához is. A szimuláció során többek között megvizsgálható a kitöltés minősége, a lehetséges légbuborék csapdák elhelyezkedése, a hegedési vonalak kialakulásának helye és tulajdonsága, a nyomás eloszlás az üregben, a szerszám összeszorító erő, a zsugorodás, a vetemedés mértéke, az áramlási sebesség, a hűtéshez szükséges idő, illetve az ömledékcsatorna viselkedése is a folyamat alatt.

Kulcsszavak: Moldex3D, fröccsöntés, termék validálás

Abstract

The publication presents a simulation of the validation of an injection-molded part. The injection molding simulation was made in the Moldex3D simulation software. The Moldex 3D program is used by thousands of people worldwide to reduce product development costs, improve product quality, increase productivity, and shorten time to market. Based on the results of the simulation, the injection molding tool of the part can be designed, and it also provides guidelines for setting the injection molding process parameters. During the simulation, among other things, the quality of the filling, the location of possible air bubble traps, the location and properties of the formation of the welding lines, the pressure distribution in the cavity, the clamping force of the tool, the shrinkage, the degree of warping, the flow rate, the cooling required time and the behavior of the melt channel during the process.

Keywords: Moldex3D, injection molding, product validation

1. Bevezetés

A Moldex 3D egy fröccsöntő szimulációs szoftver, ami a legfejlettebb 3D technológiát használja a műanyag fröccsöntési folyamat szimulálására, és a legmagasabb pontosságú elemzési eredményeket adja számunkra. A programot széles körben használják különböző iparágakban, mint például az autógyártásban. Napjainkban egyre nagyobb problémát jelent a környezetszennyezés, ezért egyre több szabályozást hoznak a környezetre gyakorolt káros hatások csökkentése érdekében. Erre tekintettel az autógyártóknak új módszereket kell kifejlesztelniük a szén-dioxid kibocsátás csökkentése érdekében,

amelynek egyik megoldása az alkatrészek anyagának megváltoztatása, súlycsökkentés elérése érdekében. Ezért elemezték az autó olajteknő kompozitból történő előállításának lehetőségét [1]. Az olajteknő fröccsöntéssel való elkészítésének elemzését Moldex3D szoftver segítségével végezték. A fémből készült és a kompozitból készült olajteknő térfogata megközelítőleg megegyezik, ezért a két anyag sűrűségét összehasonlítva megállapították, hogy az anyagminőség váltással megközelítőleg 48%-os súlycsökkentés érhető el.

Egy másik példában az autó műszerfal hátlapjának fröccsöntését elemzik [2], ahol kettő különböző típusú (hideg és forró) csatornarendszert vizsgálnak és hasonlítanak össze, a megfelelő szerszámforma kialakításának és a gyártási folyamat során felmerülő problémák elkerülése érdekében. A szimulációhoz szintén a Moldex3D végeselemes szoftvert használták és megállapítást nyert, hogy a különböző fröccsöntőrendszereknek vannak előnyei és hátrányai. Az optimális fröccsöntési folyamat került kiválasztásra a szerszámforma kialakításának, valamint a műanyag alkatrészek gyártási minőségének javítása érdekében.

A Moldex3D szoftvert ezen kívül az elektronikáknál, orvostechikai eszközöknél, elektro-optikai, termékeknél is használhatjuk. A CALIN Technology a Moldex3D-t alkalmazta [3] a projektorlencse termékén lévő hibalehetőségek és hegedési vonalak előrejelzésére. A szimulációs elemzés révén a CALIN Technology képes volt beállítani és optimalizálni a folyamatparamétereket a valódi gyártás előtt, hogy megoldja a hegedési vonal problémáját és javítsa a termék zsugorodását. A Moldex3D elemzések alapján a CALIN Technology egyértelműen megértette a kitöltési viselkedést, és megjósolta a hegedési vonalak elhelyezkedését a tényleges gyártás előtt. A Moldex3D szimulációs elemzések pontosságát a tényleges próbák eredményei is igazolták. Végül a CALIN Technology sikeresen megoldotta a gyártási problémákat, és optimalizálta a termék- és formaterveket.

A fogyasztási termékek vonatkozásában villák és kések gyártásának elemzéséhez is használták a szoftvert, ahol egy kajszibarack mag héjával megerősített politejsav (PLA) kompozitot hoztak létre és az ebből való gyártást elemezték [4]. A folyamat részeként Digimat szoftverrel meghatározták az anyag összetételét, valamint fröccsöntési szimulációkkal vizsgálták a gyárthatóságot.

Napjainkban a műanyagok felhasználása rendkívüli ütemben növekszik; kedvező tulajdonságaiból adódóan a különböző iparágak széles körben alkalmazzák azokat. Világszerte évenként átlagosan 300 millió tonna műanyagot termelnek. Ennek 50%-ából eldobható termékek készülnek, amelyek rendkívül nagy lebomlási idővel rendelkeznek, így a világ hulladékterhelésének nagy részét a műanyagokból készült termékek adják [5]. A probléma egyik lehetséges megoldása lehet olyan műanyagok használata, amelyek biotikus környezetbe helyezve, vagy komposztálva a környezetre ártalmatlan, természetes anyagokra bomlanak. A Moldex3D program használatával megállapították, hogy ilyen anyagokból készülő termékek fröccsöntés segítségével előállíthatók [6].

A Moldex3D a legjobb minőségű szimulációs technológiájával segít a fröccsöntési folyamatok szimulálásában több egyedi alkalmazási területen is (gázrészegítéses fröccsöntés, fóliára fröccsöntés, fröccshabosítás) [7]. Mindezek mellett optimalizálja a terméktervezést és a gyárthatóságot.

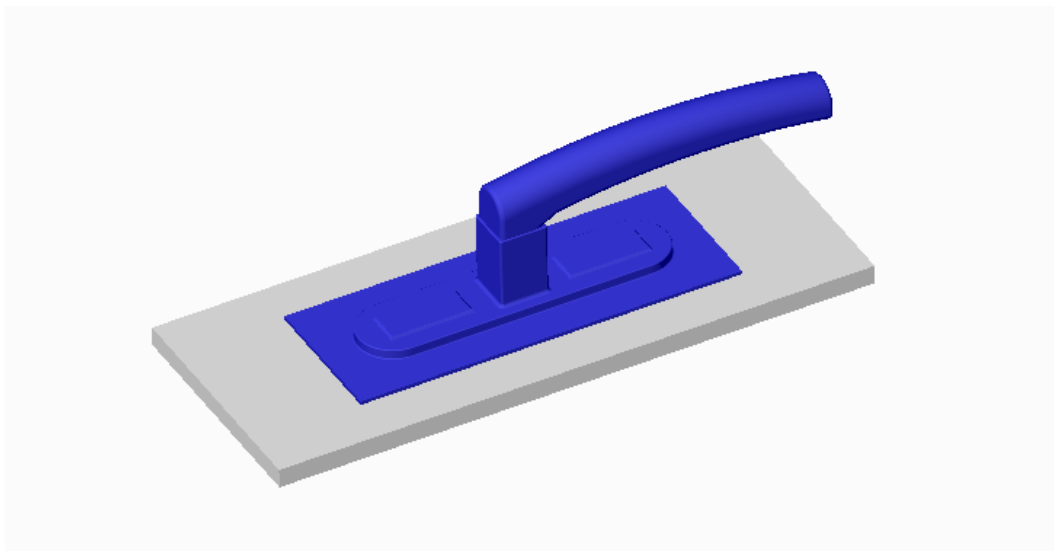
A piacvezető fröccsöntő szimulációs szoftver a terméktervezők, a formatervezők, a fröccsöntőszerszámok gyártói számára lehetővé teszi a munkájuk kimenetelének előrejelzését. Világszerte több ezren alkalmazzák a Moldex 3D programot termékfejlesztési költségek csökkentésére, a termékminőségek javítására, a termelékenység növelésére, valamint a piacra jutási idő lerövidítésére [8].

A felhasználók elemzéssel bővítik a legújabb műanyag folyamatok know-how-ját, hogy végül versenyképességüket erősítsék [9]. A programhoz számos esettanulmányt találhatunk még a szakirodalmak feldolgozása során [10].

A szoftver egy megbízható analízis eszköz, mivel az eredmények megbízható előrejelzést adnak. A nagyon pontos vizsgálat a 3D-s hálózásban rejlik. A szoftver automatikusan hálózza a geometriát, illetve a kritikus helyeken automatikusan finomítja a hálót. Ennek a kihatásai: teljes keresztmetszetet leíró analízis, 3D kitöltés, 3D hűtés, 3D nyomásviszonyok, 3D nyírás, 3D szálorientáció [11], 3D vetemedés stb.

Hatékony analízis eszköz, mivel az eredmények hatékonyan segítenek a döntésekben. Mérési pontot helyezhetünk a geometriára (egy vagy több mérési pontban), a szabadon választott csomópontban. Az eredmények táblázatban vagy grafikonon kerülnek ábrázolásra. Az eredmények színskála segítségével is értelmezhetők teljes mérési terjedelemben vagy adott értékhatárok közötti vizsgálattal, illetve szimulációval. Adott pillanatokban is kinyerhetők adatok. A modellek importálásakor nem csak a geometria adható meg, hanem olyan alkatrészek is, amelyekre az alkatrészünk ráfröccsöntése a cél [12].

A közleményben – a lehetőségek szemléltetésének szándékával – egy műanyag glettelő szerszám vizsgálatára kerül sor; a darab alapanyaga ABS. A Moldex3D-ben való alkalmazás előtt a darab megtervezése szükséges, amely a PTC Creo Parametric programban került megvalósításra [13]. A kész darabot az 1. ábra szemlélteti.



1. ábra. A vizsgált darab 3D-s modellje.

2. Moldex 3D bemutatása, a darab szimulációja Moldex3D-ben

Első lépésként létre kell hozni egy új projektet a programban. A programban az egyik legfontosabb lépés az, hogy kiválasztásra kerüljön, hogy pontosan melyik technológia szimulálása szükséges. Ilyen például: egyszerű fröccsöntés, habosodó fröccsöntés, gáz-víz rásegítéses, vagy több komponensű fröccsöntés. Jelen esetben egy egyszerű fröccsöntéses folyamat szimulálására kerül sor.

2.1. Az alkatrész beimportálásának folyamata

A következő dolog, az a geometria beimportálása, amit háromféleképpen is meg lehet tenni.

- Import geometry – ezalatt azt értjük, hogy beimportálásra kerül a geometria valamilyen CAD formátumban.
- Import geometry (Auto Heal) – A beimportált geometriát a program beküldi egy Moldex3D geometria javító szoftverre, ami egy algoritmus segítségével eltávolítja róla a hibákat.
- Import Mesh – Ha van egy kész projekt, és van egy kész háló, akkor csak be kell hívni és meg lehet változtatni a fröccsöntés paramétereit, de itt utólag nem lehet módosítani a hálózást.

2.2. Az alkatrész hibáinak ellenőrzése

A beimportálás után megjelenik a modell a programban, amit rögtön egy Check Geometry-vel kell kezdeni, ami ellenőrizni fogja, hogy van-e benne valamilyen hiba. Az ellenőrzés után be kell állítani a geometria attribútumát, mivel a szoftver nem tudja, hogy a beimportált geometriát miként kezelje (part, part insert, szerszám insert), ezért ezt be kell állítani. A saját darabnál a part attribútum megadásra került, ezzel jelezve, hogy ez egy termék, aminek a fröccsöntése szükséges.

2.3. A meglövési pont

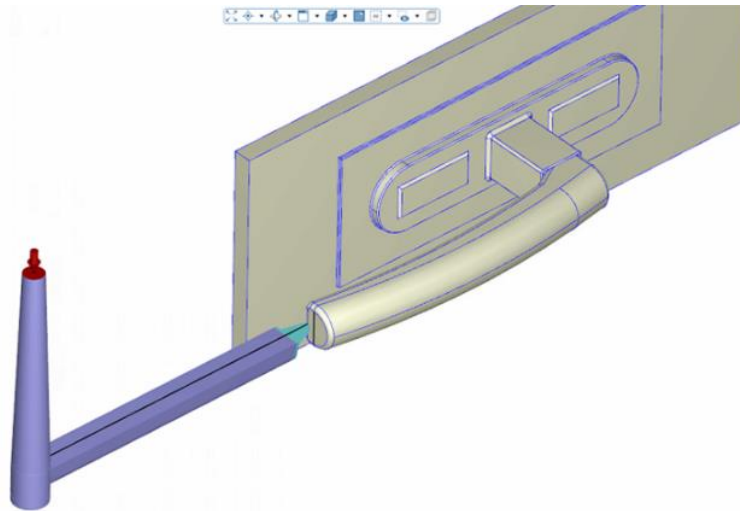
Most, hogy a darab part-ként van jelen már létre lehet hozni gátakat. A gát az az elosztó csatorna és a tervezett munkadarab találkozási pontja, amelyen át lép be az anyag az üregbe. A szűk keresztmetszet azt a célt szolgálja, hogy könnyen, gyorsan, nyomtalanul el lehessen távolítani a maradékot. A szűk keresztmetszet hatására az anyag felgyorsul, a súrlódás miatt pedig ismét felmelegszik és folyékonyabbá válik. A gát alakja és elhelyezése szerint megkülönböztethető filmszerű beömlést, illetve gátat, szalaggátat, tûhegy-gátat és alagút gátat. Az élgátat az alkatrész egy pontjára lehet lerakni, aminek a beállítását szintén az attribútumok módosításával lehetséges végrehajtani. A program használata ebből a szempontból nagyon felhasználó barát, mivel pontosan mutatja, hogy mivel mit lehet módosítani. Itt van lehetőség módosítani a gátnak a méreteit, illetve tulajdonságait, például: hidegcsatornásra állítani melegcsatornáról [14].

2.4. A hidegcsatorna létrehozása

Ha elkészült a gát, akkor létre lehet hozni az ömledék csatornát a varázsló segítségével. Ezen a csatornán áramlik át nagy sebességgel a polimer ömledék a fröccsöntő gép fúvókájából a szerszámba. A csatorna a szerszám felé bővülő, kúpos alakú, hogy a beledermedő polimeranyag a szerszám nyitásokkor a termékkel együtt eltávolítható legyen. Az elosztó csatornákra több fészkes szerszámok esetén van szükség, de az is előfordulhat, hogy egy bonyolult alkatrészhez több csatornán vezethető oda az anyag.

A Moldexben ennek a létrehozása a Runner varázsló segítségével lehetséges. Itt lehetőség van kiválasztani egy vagy két lapos szerszám használatát. Következő lépésben a csatornának a méretei állíthatók be. Ezek után lehetőség van beállítani, hogy legyen-e hidegdugó csapda, ha igen, akkor beállíthatók annak méretei. A hidegdugó csapda arra való, hogyha esetleg maradt meg nem ömlesztett szemese, akkor az ide csapódjon be és ne jusson be a termékbe, mivel az a lényeg, hogy a termékben ne legyen hiba. Az ömledék csatorna típusát és méreteit a következő lépésben van lehetőség kiválasztani és beállítani.

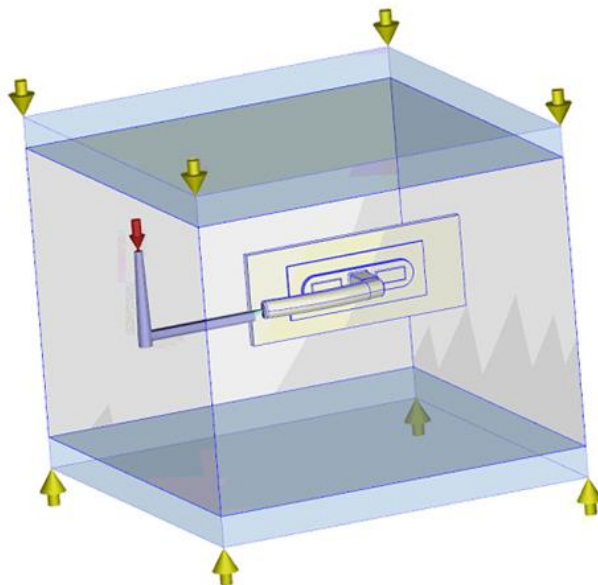
Az ömledék csatorna a meglövési ponttal a 2. ábrán látható [14].



2. ábra. Ömledék csatorna a meglövési ponttal.

2.5. Moldbase létrehozása

Miután beállításra került a meglövési pont és az ömledék csatorna, a következő a Moldbase beállítása lesz. Ezt a Moldbase nevű varázslóval lehet megvalósítani. A szerszámnak az L és W értékeit, tehát a szélességet és a vastagságát lehet módosítani, itt mindkét oldalon 430 mm került beállításra, hogy az alkatrész beférjen. A szerszámnak a magasságát is van lehetőség beállítani core és cavity oldalon egyaránt. A modell méreteit itt is figyelembe véve 160 mm beállítására került sor. Ezzel el is készült a Moldbase, ami a 3. ábrán látható.



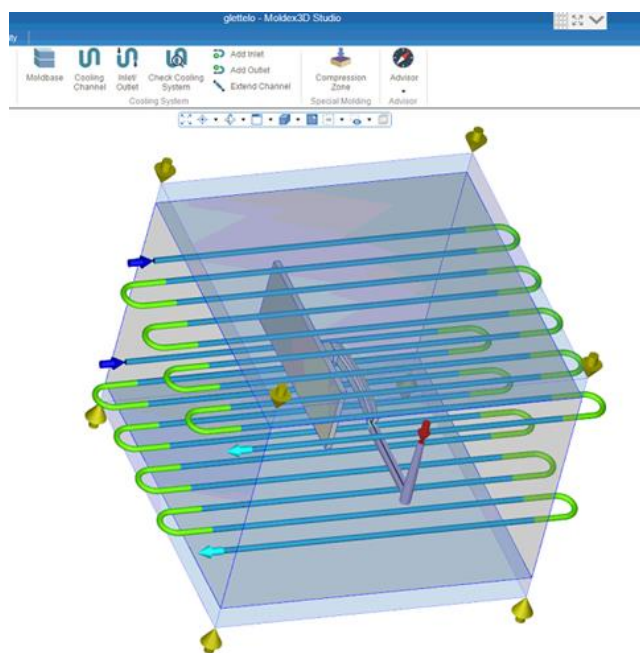
3. ábra. Moldbase.

2.6. A hűtőkör létrehozása

A következő lépés a hűtőkör (4. ábra) beállítása lesz, ami a Cooling Channel varázslóval szintén létrehozható. A szerszám főtömegét hűteni kell. A 200–300 °C hőmérsékletű polimerömladék lehűtéséhez a szerszámban ma már nem megfelelő az egyszerű csapvíz-hűtés. A megolvadt polimert addig kell hűteni, amíg szilárd nem lesz, és ki tudjuk venni az öntőformából. A hűtés a fröccsöntési ciklus kritikus része, mivel jelentős hatással van az alkatrész minőségére, illetve az öntőforma termelékenységére. Rengeteg hibát, például a maradék feszültségeket, a deformációt, illetve a zsugorodást az egyenetlen hűtés okozza.

Ezek a hibák mind befolyásolják az alkatrész minőségét mind a megjelenés, mind pedig a pontosság szempontjából. A hűtés a teljes befecskendezési ciklus több, mint kétharmadánál tarthat, és a hatékony hűtőcsatorna kialakítása csökkentheti a hűtési időt és javíthatja a befecskendezés hatékonyságát.

A Moldex szoftver miután létrehozta a hűtő csatornát, azután be lehet állítani, hogy hány darab legyen, mekkora legyen az átmérője, milyen távolság legyen a két csatorna között, illetve a cső középvonala és a termék széle között. A következő lépésben lehetőség van összekötni a csatornákat, ami azért is előnyös, hogy ne legyen annyi kör. Miután a méretek beállításra kerültek a szoftver automatikusan rátette az inleteket és az outleteket. Ezután ellenőrizni kell a Check Cooling System-mel, hogy minden rendben van-e, megfelelően működik-e a hűtőkör [14], [15], ami a 4. ábrán látható.



4. ábra. A hűtőkör.

2.7. A hálózás

A következő lépés a hálózás lesz. A modellt kis elemekre kell felosztani, amit hálózásnak nevezünk, ez a hálózás írja le a tárgy felületét. Ez a programban a Mesh fül alatt valósítható meg. A szoftver kétféle hálózási lehetőséget kínál fel. Az egyik a Solid hálózás, a másik pedig az eDesign [16] hálózás.

Az eDesign az egyszerűbb verzió, egy teljesen automatikus hálózás. A Generate Mesh ikonra való kattintás után elkezd a hálózást, de közben azt is ki lehet választani, hogy milyen sűrűségű legyen a háló. A háló sűrűsége azért fontos, mert ha ez az érték nő, akkor a szimuláció pontossága is növekedni fog. A hátránya viszont, hogy ezzel együtt a szimuláció ideje is jelentősen megnövekszik.

2.8. Az alapanyag kiválasztása

Mindezek után ki kell választani az alapanyagot, és az alapanyagnak megfelelően be lehet állítani folyamat paramétereket, például milyen hőmérsékletű legyen az ömledék, milyen hőmérsékletű legyen a szerszám, a hűtőkör beállítása, illetve megadható a kitöltési és utónyomási profil.

A Moldex3D Bank-ban nagyjából 8000 hőre lágyuló anyag található.

Jelen esetben a kereső segítségével kiválasztásra kerül a megfelelő anyag, ami a PC+ABS Bayblend T85. A PC+ABS (Polikarbonát/Akrilnitril-butadién-sztirol) polikarbonát és ABS keveréke, amely vegyíti az ABS kiváló feldolgozhatóságát a polikarbonát nagyszerű mechanikai tulajdonságaival, ütés- és hőállóságával. A PC/ABS tulajdonságainak egyensúlyát a következők határozzák meg: a PC és az ABS aránya a keverékben, a polikarbonát molekula súlya és a felhasznált adalékanyagok. A polikarbonát és az akrilnitril-butadién-sztirol aránya elsősorban a végtermék hőállóságát befolyásolja. A PC/ABS olyan szinergiás hatást mutat, amelynek eredményeként az anyag ütésállósága alacsony hőmérsékleten jobb, mint az ABS vagy a PC ütésállósága.

A PC/ABS legfőbb tulajdonságai:

- nagy ütésállóság alacsony hőmérsékleten is,
- nagy merevség,
- kismértékű általános zsugorodás és nagy méretpontosság,
- hőállóság,
- könnyű feldolgozhatóság,
- színezhető és nyomtatható.

A PC/ABS műanyagok megfelelnek olyan alkalmazásokhoz, amelyekben elvárt a magas lehajlási hőmérséklet (95-125°C) és a megfelelő keménység. Ezen műanyagok alacsony hőmérsékleti keménysége kiváló, ami használatukat ideálissá teszi olyan termékekben, amelyek várhatóan nagy hőmérsékleti különbségeknek lesznek kitéve [17].

2.9. A folyamat beállítási

Az alapanyag kiválasztása után a folyamat beállítása következik, amely a Process varázslóval tehető meg.

Elsőként ki kell választani, hogy milyen módon legyenek beállítva a folyamat paraméterek. A CAE mód a számítógépes módot jelenti. Itt meg lehet adni a fröccsöntés sebességet, utónyomást, és minden más dolgot is, viszont a fröccsgép nincs benne a szimulációban. A Machine mode fogja azt jelteni, hogy maga a fröccsöntő gép is részese a szimulációnak, tehát a fröccsöntő gép korlátai meg fognak jelenni a beállítási lehetőségeknél, és a gép le fogja korlátozni a szimulációt egy adott nyomás értékre, és le fogja korlátozni a fröccssebességet egy adott térfogatáramra. Ha kicsi a fröccsöntő gép, akkor a program automatikusan kiírja, hogy a fröccsöntő gép túl kicsi, illetve meg lehet vizsgálni, hogy a gépnek mekkora a záró ereje és ezt a szimuláció során túllépi-e, tehát előre lehet jelezni, hogy a szerszám a fröccsöntés során meg fog nyílni, ami nem tesz jót gyakorlatilag semminek.

Jelen esetben a CAE mód kerül kiválasztásra.

2.10. Az analízis kiválasztása

Az eddigi beállítások elvégzése után ki kell választani, hogy milyen analízis legyen végrehajtva, amit az Analysis fülre kattintva lehet megtenni.

Ha teljes analízis végrehajtására van szükség, akkor a Full Analysis-t [C, F, P, C, W] kiválasztása szükséges. Az első C egy hűtési ciklust jelent, ezzel ki fog számolni a fröccsöntő szerszámra egy hőmérséklet eloszlást, ami azt mondja, hogy az egész fröccsöntési ciklus alatt a szerszámra ez a hőmérséklet eloszlás lesz érvényes, utána jön a kitöltés (F), utónyomás (P), a termék hűtése (C), majd kidobás, és végül a vetemedés (W). Ezzel szemben van még a Transient Analysis [Ct, F, P, Ct, W]. Az első Ct azt jelenti, hogy az elején fog számolni egy szerszám hőmérséklet eloszlást a fröccsöntés minden időpillanatára, tehát a fröccs-szerszámon belül is változni fog a hőmérséklet eloszlás, majd utána fog jönni a kitöltés (F), utónyomás (P), a termék hűtése (Ct) és kidobás után a vetemedés (W). A Transient Analysis pontosabb, viszont a szimuláció több időt vesz igénybe.

Jelen esetben a Transient Analysis-t kell kiválasztani.

2.11. Számítási paraméterek beállítása

Az utolsó lépés a Computation paraméterek beállítása. Itt lehet megadni a berendezésnek, hogy milyen plusz dolgokat vegyen figyelembe, miket számoljon ki, mi az, ami nem fontos, mi az, ami fontos. A Solver-nél kiválasztható, hogy Standard, Enhanced-P vagy Viscoelastic F.

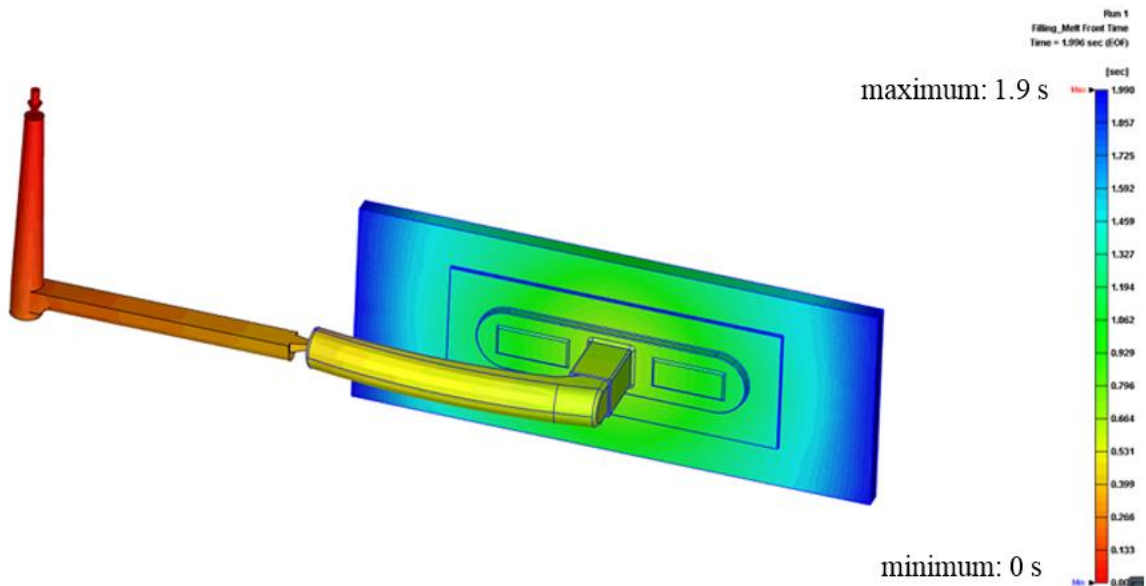
2.12. A szimuláció eredményei

A szimuláció lefuttatása után az eredmények 4 csoportban jelennek meg.

- Filling (kitöltés),
- Packing (utónyomás),
- Cooling (hűtés),
- Warpage (vetemedés).

2.12.1. A kitöltés

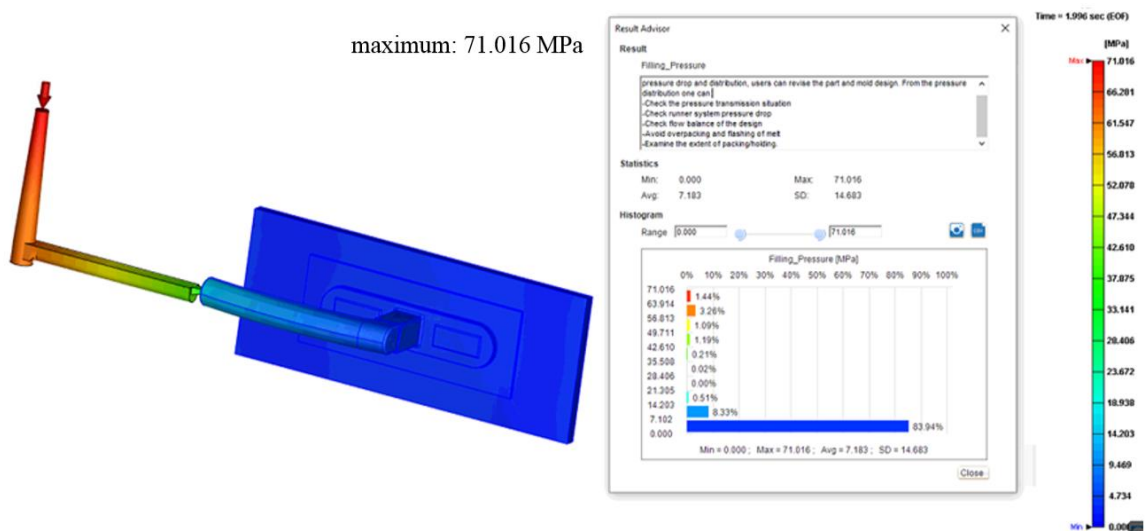
Első kör a Filling kiértékelésével kezdődik, abban is a Melt Front Time-mal. Ebben látható, hogy hol, mennyi idő kellett ahhoz, hogy az ömledék kitöltse a szerszámüreget (5. ábra). Ebben az esetben látható, hogy 0 s időpillanatban indult el az ömledék, és 1,9 s alatt töltötte ki az üreget.



5. ábra. A kitöltési idő.

A Weld line opcióval ellenőrizhetők a hegesedési vonalak, amik jelen esetben nem fordulnak elő, ami előnyös, mert az alkatrészen nem jelenik meg ilyen esztétikai hiba és nem fordul ezáltal elő, hogy azokon a pontokon, ahol esetleg lehetne, ott gyengébb lesz.

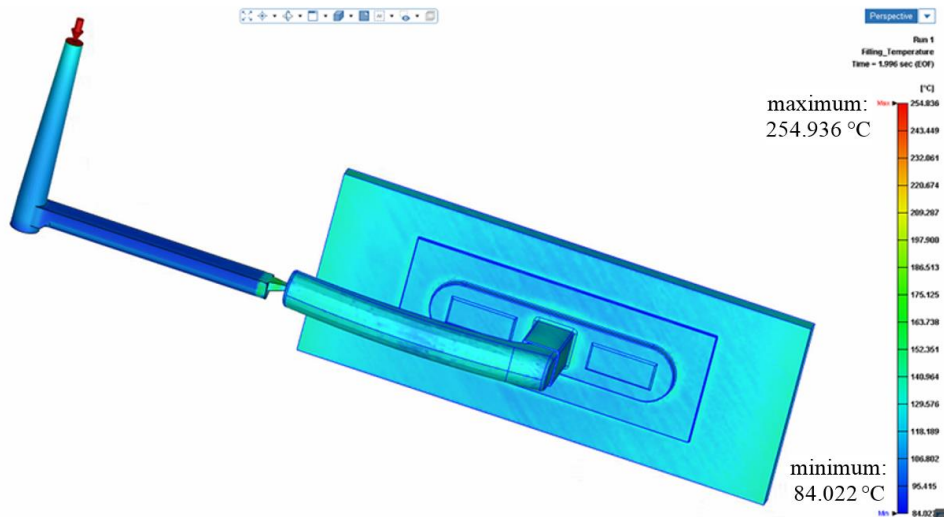
A következő lépésben a nyomás megvizsgálására kerül sor (6. ábra). A nyomáseloszlás különböző színekben jelenik meg az aktuális pillanatban. A nyomásesés és az eloszlás alapján felülvizsgálható az alkatrész kialakítása. A nyomáseloszlásból a következők ellenőrizhetők: nyomásátvitel helyzete, az áramlás egyensúlya a kialakításban.



6. ábra. A nyomáseloszlás.

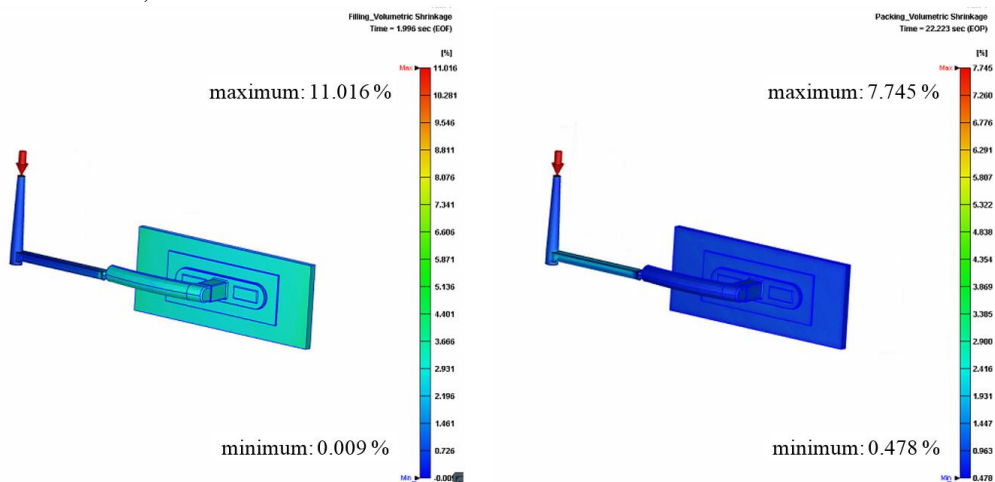
Az ábrán is látható, hogy a nyomás az elején a legnagyobb, ahol 71 MPa-lal áramlik, majd a legnagyobb felületen szinte egyenletesen minimális nyomással áramlik az ömledék.

A Temperature pontban látható, hogy szinte egyszínű az egész modell, ami azért van, mert ez azt a hőmérsékletet mutatja, ami a felületen van a kitöltés utolsó pillanatában (7. ábra). Amikor a felületen megérkezik az ömledék, az rögtön meg is fagy (szilárdul), de a termék belsejében még ömledék állapotban van.



7. ábra. A felületen lévő hőmérséklet.

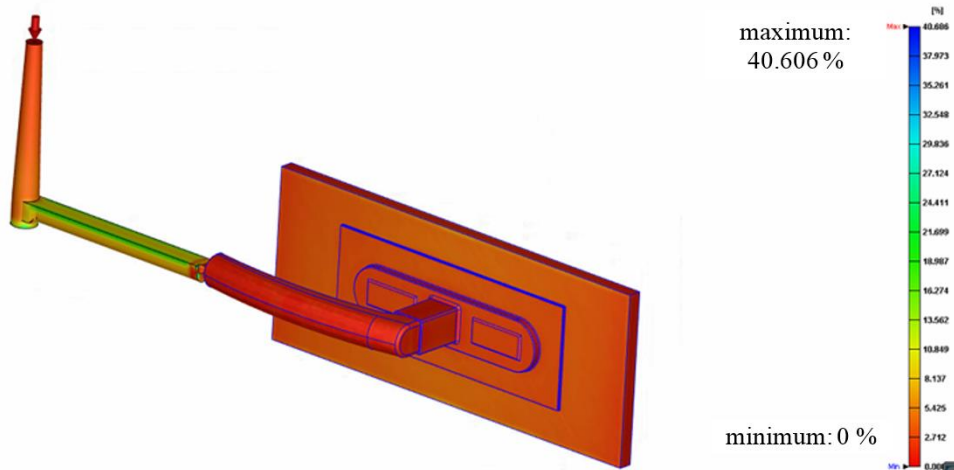
A következő fontos érték a Volumetric Shrinkage, amiből tudunk következtetni arra, hogy az utónyomás mennyire volt hatékony. Ha megtörténik a kitöltés, akkor látszik, hogy mennyit fog zsugorodni a rendszer. A Compare fülre kattintva összevethető, hogy a kitöltés utolsó időpillanatában és az utónyomás utolsó időpillanatában mennyit változik a zsugorodás (8. ábra). Ebből látható, hogy az utónyomásnak volt hatása, mivel a kitöltés során a maximális 11%-os térfogati zsugor lecsökkentésre került 7,7%-ra.



8. ábra. A térfogati zsugor értéke a kitöltés és az utónyomás során.

A sűrűségnél látható, hogy hasonló, mint a Volumetric Shrinkage-nél, mivel ahol nagyobb a térfogati zsugor ott sűrűbb lesz az anyag, mert jobban összetömörödik.

A Frozen Layer Ratio (9. ábra) megmutatja, hogy ebben az időpillanatban a termék adott pontján a keresztmetszetben hány százalékban van átfagyva (megszilárdulva) az anyag, vagyis melyik az a rész, amelyik már a fagyási (dermedési) hőmérséklet alatt van.



9. ábra. Frozen Layer Ratio.

A szoftver segítségével különböző görbéket lehet kimutatni, mint például mekkora nyomásra volt szükség az adott időpillanatban, a kiválasztott feladat elvégzésére. A Clamping Force mutatja a szükséges záróerőt, ami ahhoz kell, hogy zárva maradjon a szerszám a fröccsöntési ciklus során, de érdemes összevetni, hogy hány tonnás záróerő van és a használt fröccsgép hány tonnás. Meg lehet nézni a Flow rate által a térfogat áramot, a termék tömegét, ami azért nulla az elején, mert még nem lépett be az ömledék a szerszámába.

2.12.2. Az utónyomás

Az utónyomás során két fontos érték van, ami nincs a kitöltésnél. A Sink Mark Indicator és a Sink Mark Displacement. Alapvetően mind a két eredmény a beszívódásokat fogja mutatni, és ez olyan helyen alakul ki, aminek a túloldalán van valamilyen borda, tehát ahol borda van, ott be fog szívódni az anyag és ott esztétikailag gondot fog okozni.

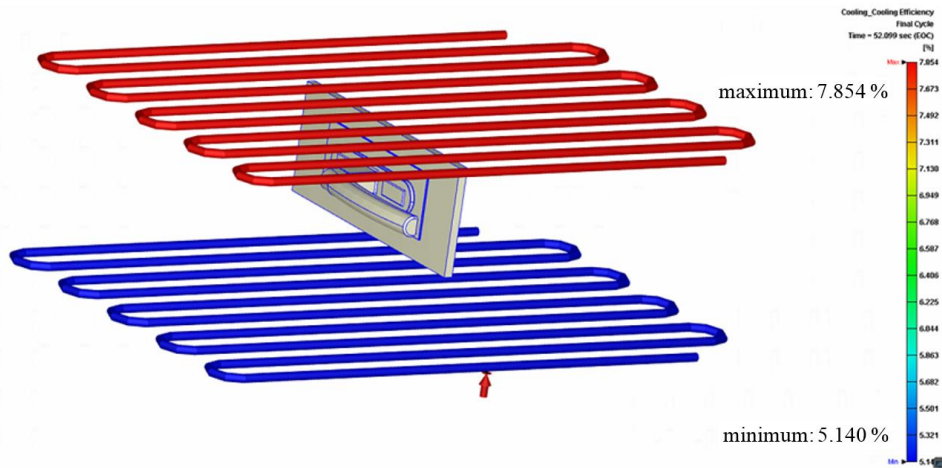
2.12.3. A hűtés

A következő lépésben a hűtés elemzésére kerül sor. A hűtés során meg lehet vizsgálni, hogy mennyi időre van szükség ahhoz, hogy elérhető legyen a kidobási hőmérséklet. Ez a Time to Reach Injection Temperature eredménnyel vizsgálható meg. Ebből látható, hogy ami meghatározásra került, annál nagyobbra kell venni a hűtési időt, mert ez a geometria egy hosszabb ciklusidőt fog igényelni.

A kidobási hőmérséklet alacsonyabb, mint a fagyási hőmérséklet (Molten Core), mert attól, hogy át van dermedve az egész termék, nem biztos, hogy ki lehet dobni, mert nem biztos, hogy elég merev az anyag.

A Cooling Efficiency a hűtőkör hatékonyságát fogja mutatni (10. ábra), hogy összesen mennyi hő távozott el ezeken a hűtőkörökön keresztül. A piros hűtőkörön ment el a hőnek 7,9%-a, a kék

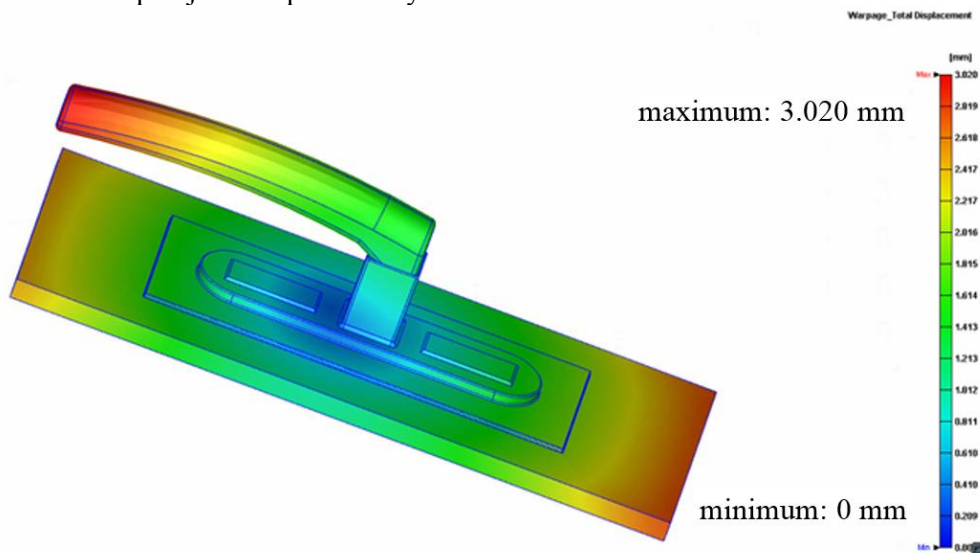
hűtőkörön pedig az 5,1%-a. A maradék pedig a szerszámon keresztül távozott a környezetbe. Ezzel azt lehet vizsgálni, hogy az egyes hűtőkörök mennyire viszik el egyenletesen a hőt.



10. ábra. A hűtőkörök hatékonysága.

2.12.4. A vetemedés

Az utolsó lépésben a vetemedés vizsgálatára kerül sor. A vetemedés a fröccsöntött alkatrész deformációját jelenti. Ennek a deformációnak a mértékét is lehet vizsgálni a Moldex-en belül. Az első legegyszerűbb eredmény a Total Displacement (11. ábra), ami azt mutatja meg, hogy az adott csomópont az eredeti pontjához képest mennyit mozdult el.



11. ábra. A deformáció mértéke.

Az ábrán is látható, hogy a legnagyobb deformáció 3 mm. Ahhoz, hogy a vizsgált darabot pontosabbá lehessen tenni, lehetőség van arra, hogy a kapott értékek alapján a szerszámot kompenzáljuk a kritikus helyeken, vagyis elő lehet feszíteni a szerszámot zsugorodásra. Ez azt jelenti,

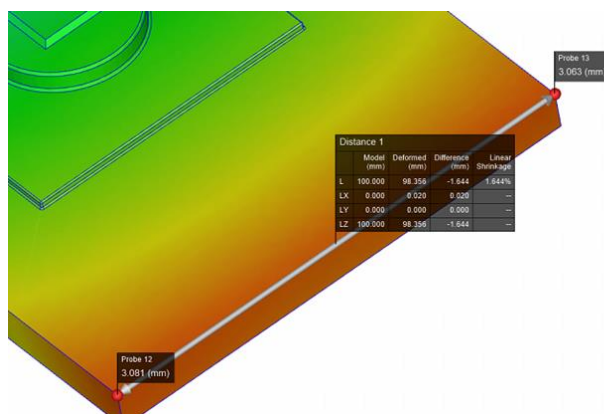
hogy a darabnak lesz helye zsugorodni, és ez elősegíti a pontosabb méret létrehozását. A zsugorodást lehetséges vizsgálni külön-külön irányokban is (pl.: X,Y,Z).

Az eltérő hőmérséklet is befolyásolhatja a deformációt, ami a Total Thermal Displacement eredménnyel (12. ábra) vizsgálható meg, hogy ezek miatt az eltérések miatt hány millimétert vetemedett az anyag.

Lehetőség van arra, hogy felvegyünk két pontot, és ennek megmérhető a távolsága, ami mutatni fogja azt is, hogy mekkora az érték a zsugorodás után és mekkora a különbség a két érték között, illetve az anyag lineáris zsugorodására is ad információt. Ez a 13. ábrán látható.



12. ábra. A hőmérséklet eltérés általi deformáció mértéke.



13. ábra. Két pont távolsága a zsugorodás után.

3. Összefoglalás

A szimuláció során meghatározott értékekkel lett beállítva a meglövési pont, az ömledékcsatorna, a hűtőkör, a moldbase, illetve, hogy milyen paraméterekkel kell végrehajtani a fröccsöntést. A vizsgálat eredménye, hogy a termék nem tartalmaz hegesedési vonalakat, ami azért jó, mert így erről az oldalról nem tartalmaz esztétikai hibát, illetve nem áll fenn a veszélye az esetleges gyengébb pontoknak a terméken. A hűtés vizsgálatánál viszont az eredmények alapján növelni kell a termék hűtési idejét, így ez hosszabb ciklusidőt fog jelenteni a fröccsöntés során. A termék szempontjából fontos, mert a vetemedés vizsgálata során, amiben szerepet játszik a hűtési idő is, ezáltal olyan deformációk jöhetnek létre, amelyek a termék használatát befolyásolják, mint a síklapúságnál is látható. Ez pedig termék funkcióját figyelembe véve fontos tényező, illetve esztétikailag sem elfogadható. A tapasztalat pedig ebből, hogy a lehető legrövidebb időre vett ciklusidő a termék rovására megy.

Irodalom

- [1] B. Spisák, "Kompozitból készült olajteknő vizsgálata szimulációs módszerek segítségével," *Multidiszciplináris tudományok*, 8. kötet, 1 szám, pp. 25-33, 2008. Available: <https://ojs.uni-miskolc.hu/index.php/multi/article/view/795/506>
- [2] X. Shi, X. Ni, Y. Wang, C. Wu, R. Li, and M. Gu, "Injection Mold Analysis Based on Moldex3D Car dashboard back cover Casting System," *IOP Conference Series: Earth and*

- Environmental Science*, Volume 252, Issue 2, 2019. doi:10.1088/1755-1315/252/2/022103 Available: <https://iopscience.iop.org/article/10.1088/1755-1315/252/2/022103>
- [3] Moldex3D, "CALIN Technology Eliminated Weld Lines on a Projector Lens Using Moldex3D," Available: https://www.moldex3d.com/blog/customer_success/calin-technology-eliminated-weld-lines-on-a-projector-lens-using-moldex3d-2/
- [4] P. Ungár, S. Kovács, and Zs. Havas, "Mezőgazdasági melléktermékek használatával készült kompozitok vizsgálata evőeszközök gyártásához," *GÉP*, vol. LXXII, no. 3-4, pp. 65-68, 2021.
- [5] L. W. Kille and R. Stephens, "Plastics, human health and environmental impacts: The road ahead," Available: <https://journalistsresource.org/studies/environment/pollution-environment/plastics-environmental-health-literature-review>
- [6] A. Suhaj and B. Spisák, "Biológiailag lebomló polimerből tervezett termékek fröccsöntés szimulációja és végelelemes analízise," *Multidiszciplináris tudományok*, vol. 8. no. 1 szám, pp. 41-49, 2018.
- [7] Moldex3D, "Moldex3D Products Brochure," Available: <https://moldex3d.app.box.com/s/6gge8x1vy21soub9j9j0ekwgp8wlb61>
- [8] J. Tamil, H. O. Siew, Y. G. Kian, Y. B. Yang, N. Geraldine, and T. W. Park, "Molding Flow Modeling and Experimental Study on Void Control for Flip Chip Package Panel Molding with Molded Underfill Technology," *Journal of Microelectronics and Electronic Packaging*, pp. 19-30, 2012.
- [9] P. Guerrier, G. Tosello, and J. H. Hattel, "Analysis of Cavity Pressure and Warpage of Polyoxymethylene Thin Walled Injection Molded Parts: Experiments and Simulations," The 30th International Conference of the Polymer Processing Society, 2015. <https://doi.org/10.1063/1.4918481>
- [10] 10 Real-World Injection Molding Simulation Case Studies, Available: https://kruseanalysis.com/wp-content/uploads/2017/07/2017-Ten-Real-World-Simulation-Case-Studies_FINAL-1.pdf
- [11] P. Farkas, "A szimuláció jelentősége a szálerősített kompozittermékek fejlesztésében és anyagtulajdonságaik előrejelzésében," *XXIX. Nemzetközi Gépészeti Konferencia*, pp. 106-109, 2021. Available: <https://ojs.emt.ro/oget/article/view/426/403>
- [12] G. Kőrösi, "Az igazi 3D-s CAE alkalmazás fröccsöntés szimulációhoz," 2009. június 25. Available: <http://docplayer.hu/18098265-Moldex3d-edesign-az-igazi-3d-s-cae-alkalmazas-froccsontes-szimulaciohoz-2009-junius-25-kirosi-gabor-cam-alkalmazas-mernok.html>
- [13] T. Táncos, *Fröccsöntött alkatrész validálása Moldex3D szoftver segítségével*, Diplomamunka, Miskolci Egyetem, Miskolc, 2021.
- [14] T. Czikovszky, P. Nagy, and J. Gaál, *A polimertechnika alapjai*, Műegyetemi kiadó, 2007, Available: http://glink.hu/hallgatoi_segedletek/files/bde4423321fe07d2333eeb116272c9a2.pdf
- [15] "A hűtőrendszer működése műanyag fröccsöntésben," 2019. október 30., Available: <https://hu.deepmould-de.com/info/the-function-of-cooling-system-in-a-plastic-in-40387258.html>
- [16] P. P. Polyvás, "Fröccsöntés szimuláció a szerkezeti analízis szolgálatában - Fröccsszimuláció Moldex3D segítségével, exportálási lehetőségek az ismertebb CAE rendszerekbe," *Műanyag és Gumi*, vol. 47, no. 6, pp. 209-2013, 2010.
- [17] RESINEX Hungary Kft., "PC/ABS - Polikarbonát/Akrilnitril-butadién-sztirol," Available: <https://www.resinex.hu/poimertipusok/pc-abs.html>

OFFSHORE ACÉLOK ÉS HEGESZTÉSÜK

Gáspár Marcell

Egyetemi docens, Miskolci Egyetem, Anyagszerkeztani és Anyagtechnológiai Intézet,
Szerkeztintegritási Intézeti Tanszék

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

Raghawendra Pratap Singh Sisodia

Egyetemi docens, Miskolci Egyetem, Anyagszerkeztani és Anyagtechnológiai Intézet,
Mechanikai Technológiai Intézeti Tanszék

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

Absztrakt

Az offshore acélokkal szemben támasztott követelmények között a kedvező szilárdsági jellemzők mellett fontos szerepet kap a kis hőmérsékleten is kiemelkedő szívósság, amellyel biztosítani lehet a sokszor rendkívül hideg környezetben üzemelő berendezések biztonságát. A tengeri alkalmazási területhez fejlesztett acélok közepes szilárdságú új generációi figyelemreméltó szívósságot mutatnak negatív hőmérsékleten, amelyet a lehető legnagyobb mértékben meg kell őrizni a hegesztés során. Az ömlesztő hegesztési eljárások által okozott hőbevitel viszont jelentősen csökkenti az ütőmunkát a hőhatásövezetben. Ezenkívül kihívást jelent a többrétegű, dendrites szövetszerkeztű varratban a finomszemcsés acéllemezzel megegyező szívósság biztosítása, amely az acélgyártás során speciális hengerlési folyamatokon, gyakran termomechanikus kezeléssel megy keresztül. A hegesztési folyamat és annak paraméterei, valamint a hozaganyag-választás jelentős szerepet játszik a megfelelő szilárdságú és szívósságú hegesztett kötés kialakításában. A nagyobb szelvényvastagságokra való tekintettel a huzalelektrodás védőgázos ívhegesztés és a fedettív hegesztés a legelterjedtebb hegesztő eljárások ezeknél az acéloknál. A mechanikai tulajdonságok, azon belül is elsősorban a szívósság megőrzése szempontjából meghatározó szerepe van a hegyes, illetve túls ferrit (acicular ferrite, (AF)) szövetszerkeztben való előfordulásának. A ferrit ezen speciális morfológiájának a kialakulását a mikroötözők (Ti, Al, N, B) jelentős mértékben befolyásolják, amelyek részvételével képződött apró zárványok kristályosodási csírként funkcionálnak a hőhatásövezetben és a varratban. A közleményben részletes szakirodalmi áttekintést nyújtunk a korszerű offshore acélokra vonatkozó követelményekről, azok jellemzőiről, gyártási módjairól és hegeszthetőségéről.

Kulcsszavak: offshore acél, hegesztés, hegeszthetőség, szívósság

Abstract

Among the requirements placed on offshore steels in addition to favourable strength characteristics, the criteria for outstanding toughness at low temperatures plays a prominent role which can be used to ensure the safety of equipment operating often in extremely cold environment. The new generations of steels used in the marine application area show remarkable toughness in the medium strength range at negative temperatures, which must be preserved as much as possible during welding. The welding heat input caused by fusion welding processes can significantly reduce the impact energy in

the heat-affected zone. In addition, it is challenging to ensure the same toughness in a weld seam with a multilayer dendritic microstructure which undergoes special rolling processes during steel production, including thermomechanically controlled process. The welding technology, and its parameters, as well as the selection of the filler material, play a significant role in creating a welded joint with adequate strength and toughness. Due to the larger cross sections gas metal arc welding and submerged arc welding are the most common welding processes for these steels. The presence of acicular ferrite (AF) in the microstructure is advantageous in terms of the preservation of mechanical properties, especially the toughness. The formation of acicular ferrite can be controlled by the microalloying elements (Ti, Al, N, B) which can form small inclusions that can be considered as the nuclei of ferrite. In this paper a detailed literature review is provided on the characteristics, production processes and weldability of modern offshore steels.

Keywords: offshore steel, welding, weldability, toughness

1. Bevezetés

A szerkezeti acélokkal foglalkozó kutatók jelentős részének figyelme napjainkban a nagyszilárdságú acélok fejlesztésére irányul, azonban számos olyan ipari terület van, ahol a felhasználási körülmények miatt más acéltípusok (például offshore acélok) alkalmazása indokolt, amelyek területén szintén történt fejlődés az elmúlt években [1]. Az offshore acélokat jellemzően olajfúró platformokhoz, tengeren üzemelő szélérőművek tengeri alapjához és szerkezeti elemeihez, valamint hajóépítéshez használják, ahol a szerkezetek meglehetősen viszontagságos időjárási körülményeknek, továbbá fokozott mechanikai igénybevételnek vannak kitéve [2]–[7].



1. ábra. Offshore acélok jellemző alkalmazási területei [6], [7].

A kedvezőtlen éghajlati változások miatt az elmúlt évtizedekben drasztikusan csökkent a sarkvidéki jég, ami új lehetőségeket nyitott a sarkvidéki nyersanyag-kutatásban. Az új tengeri olajmezők és ipari létesítmények megnyitása megnövelte a sarkvidéki viszonyoknak ellenálló acélok iránti keresletet. Az acélgyártók különféle típusú acélokat kínálnak az offshore ipar számára, beleértve a normalizált (N), a termomechanikusan hengerelt (TMCP), valamint a nemesített (Q+T) szerkezeti acélok offshore célokra szánt változatait [8], [9].

A rendelkezésre álló számos acéltípus ellenére a legnagyobb szívósságú offshore acélokat jellemzően termomechanikus hengerléssel gyártják, amely rendkívül finomszemcsés szövetszerkezetet eredményez. Ezzel az acélgyártási módszerrel kedvező szilárdságot és szívósságot érünk el, miközben a kis karbon- és a csekély ötvözőtartalom, összességében a kis karbonegyenérték (CEV), jó hegeszthetőséget biztosít. A termomechanikusan kezelt acélokra viszonylag kis primer ausztenit szemcseméret jellemző, a hengerlést követő gyors hűtés következtében finomszemcsés ferrites, bénites vagy martenzites szövetszerkezet, illetve ezek keveréke jellemzi ezeket az acélokat [10]. A hőbevitellel járó gyártástechnológiák (például a hegesztés) azáltal, hogy megváltoztatják a hőhatásövezet szövetszerkezetét, a mechanikai tulajdonságok romlását eredményezik [10]. A hőhatásövezet szívósságának romlása ismert probléma a tengeri szerkezetekben alkalmazott acéloknál. Kihívást jelent továbbá annak garantálása, hogy a többrétegű, dendrites kristályosodású varratban az ütőmunka elérje a finomszemcsés és mikroötvözött acéllemez szívósságát, amely az acélgyártás során meghatározott hengerlési folyamatokon megy keresztül. Az alkalmazott alapanyag, valamint a hegesztéstechnológia tanúsításával foglalkozó szabványok különböző előírásokat tartalmaznak a hőhatásövezet szívósságára vonatkozóan, amelyet ütővizsgálatok, valamint törésmechanikai (elsősorban CTOD) vizsgálatok elvégzésével kell meghatározni [8]. Egyes esetekben a törésmechanikai vizsgálatok kiértékelése kihívást jelenthet, mivel a nagyobb szilárdságú termomechanikusan kezelt acélok képlékeny viselkedése miatt a törési szívósság meghatározása nem egyszerű kisméretű próbatesteken [11]. Ilyen acélok esetén az eredmények értékelhetősége és megbízhatósága javul a vizsgálati hőmérséklet csökkenésével.

Jelen fejezet célja, hogy áttekintést nyújtson az offshore acélok gyártási folyamatairól és szövetszerkezetéről, továbbá az ezen acélok hegesztésével kapcsolatos kihívásokról.

2. Offshore acélok és hegesztésük

2.1. Gyártási módszerek és acéltípusok

A szerkezeti acélok általános és széleskörben ismert gyártási módjait (N, TMCP, Q+T) alkalmazzák offshore acélok előállításához azzal a különbséggel, hogy ezeknek az acéloknak más felhasználási területhez képest speciális hegeszthetőségi és szívóssági követelményeket kell teljesíteniük. Az MSZ EN 10225-1 szabvány [8] foglalkozik az offshore szerkezetekben alkalmazott szerkezeti acélokkal. A szabványban az offshore acélok 690 MPa szilárdsági (folyáshatár) kategóriáig szerepelnek, a szívósságra vonatkozó előírásokat az előírás -40 °C -ig tartalmazza. A szabványban szereplő összesen 11 offshore acél vegyi összetételét és mechanikai tulajdonságait az 1. és 2. táblázatok tartalmazzák. A felsorolt acélok közül egy a normalizált acélok csoportjába tartozik, négy termomechanikusan kezelt acél és hat nemesített szerkezeti acél. A jelölésükben szereplő O a tengeri (offshore) alkalmazásra utal. Bár a szabvány nem tesz különbséget ezeknél az acélminőségeknél az ütőmunkára vonatkozó követelményben, feltételezhető, hogy a közepes szilárdságú termomechanikusan kezelt acélok a legnagyobb szívósságú típusoknak tekinthetők. Továbbá, azt is érdemes figyelembe venni, hogy az acélgyárak rendszerint biztonsággal túlteljesítik a szabványban szereplő ütőmunka követelményeket. Az acélgyártók tájékoztatása alapján egyre nagyobb a kereslet a nagyszilárdságú acélok iránt a tengerhez köthető alkalmazási területeken is [9]. Napjainkban az offshore acélok nagyszilárdságú változatai egyes acélgyártók kínálatában már a 620-1300 MPa folyáshatár tartományban is elérhetők, 27-69 J, -40 °C -on garantált ütőmunka értékek mellett [9]. Ezeket a kategóriákat általában nemesített állapotban szállítják. A közepes szilárdságú tartománynak tekintett 355 és 500 MPa folyáshatár intervallumban lévő offshore acélokat többnyire termomechanikus hengerléssel állítják elő.

A következő részben alapvetően a TMCP offshore acélok tulajdonságaira és hegeszthetőségére koncentrálnak, mivel ezek a legígéretesebbek kedvezőtlen környezeti körülmények között.

1. táblázat. Offshore acélok vegyi összetétele az MSZ EN 10225-1 szerint (maximális értékek, néhány kivételtől eltekintve) [tömeg%]

Acél	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	N	Al	Cu	Nb	Ti	V	Nb+V	Nb+V+Ti
S355NLO	0,14	0,55	1,00 1,65	0,25	0,70	0,08	0,010	0,015 0,055	0,30	0,050	0,025	0,060	0,06	0,08
S355MLO	0,14	0,55	1,00 1,65	0,25	0,70	0,08	0,010	0,015 0,055	0,30	0,050	0,025	0,060	0,06	0,08
S420MLO	0,14	0,55	1,65	0,25	0,70	0,25	0,010	0,015 0,055	0,30	0,050	0,025	0,080	0,09	0,11
S460MLO	0,14	0,55	1,70	0,25	0,70	0,25	0,010	0,015 0,055	0,30	0,050	0,025	0,080	0,12	0,13
S500MLO	0,14	0,55	2,00	0,30	1,00	0,25	0,010	0,015 0,055	0,35	0,050	0,025	0,080	0,12	0,13
S420QLO	0,14	0,55	1,65	0,25	0,70	0,25	0,010	0,015 0,055	0,30	0,050	0,025	0,080	0,09	0,11
S460QLO	0,14	0,55	1,70	0,25	0,70	0,25	0,010	0,015 0,055	0,30	0,050	0,025	0,080	0,12	0,13
S500QLO	0,14	0,55	1,70	0,30	1,00	0,25	0,010	0,015 0,055	0,40	0,050	0,025	0,080	0,12	0,13
S550QLO	0,16	0,55	1,70	0,40	1,00	0,60	0,008	0,015 0,10	0,40	0,050	0,025	0,080	0,12	0,13
S620QLO	0,20	0,55	1,70	1,00	2,00	0,60	0,008	0,015 0,10	0,40	0,050	0,025	0,080	0,12	0,13
S690QLO	0,20	0,55	1,70	1,00	2,00	0,60	0,008	0,015 0,10	0,40	0,050	0,025	0,080	0,12	0,13
S355NLO és S500QLO között $P_{\max}=0,020\%$, $S_{\max}=0,010\%$														
S550QLO és S690QLO között $P_{\max}=0,015\%$ és $S_{\max}=0,050\%$														

2. táblázat. Offshore acélok karbonegyenértékei és mechanikai tulajdonságai az MSZ EN 10225-1 alapján

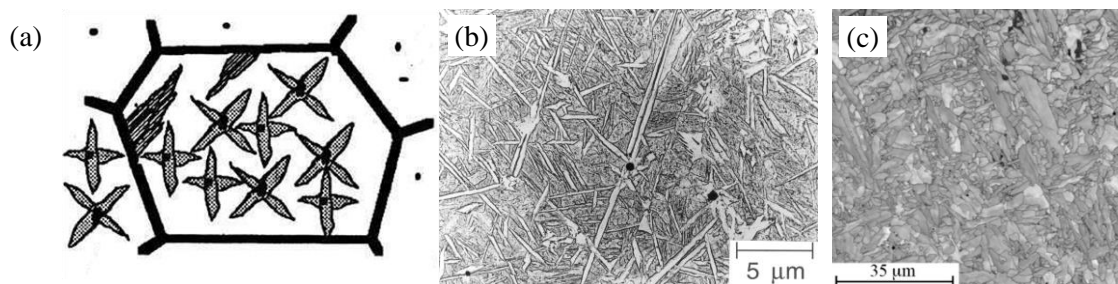
Acél	CEV	R _{eH} [MPa]	R _m [MPa]	R _{eH} /R _m max. [-]	A [%]	CVN	
						[°C]	[J]
S355NLO	0,43	355	470-630	0,87	22	-40	50
S355MLO	0,39	355	470-630	0,93	22	-40	60
S420MLO	0,42	420	500-660	0,93	19	-40	60
S460MLO	0,43	460	520-700	0,93	17	-40	60
S500MLO	0,47	500	560-740	0,95	15	-40	60
S420QLO	0,42	420	500-660	0,93	19	-40	60
S460QLO	0,43	460	520-700	0,93	17	-40	60
S500QLO	0,44	500	560-740	0,93	15	-40	60
S550QLO	0,47	550	590-750	0,93	15	-40	60
S620QLO	0,65	620	720-890	-	14	-40	60
S690QLO	0,65	690	770-940	-	14	-40	60

2.2. Szövetszerkezeti jellemzők és ötvözők

A közepes szilárdságú offshore acélok általában kis karbonegyenértékűek, finomszemcsés, bénites, részben ferrites szövetszerkezetűek, negatív hőmérsékleti tartományban kiemelkedő szívóssági tulajdonságokkal [2]–[4], [12], [13]. Napjainkban az acélgyártók számára már nem jelent nehézséget ezen acélok kiemelkedő mechanikai tulajdonságainak elérése; inkább kihívást jelent, hogyan lehet olyan offshore acélt kifejleszteni, amely a hőhatásövezetben képes megőrizni kiemelkedő szívósságát. Az offshore szerkezetekben többnyire vastagabb lemezeket használnak, amelyeket többretegű varratfelépítéssel hegesztenek, aminek eredményeként meglehetősen komplex hőhatásövezeti zónák alakulnak ki.

Az optikai mikroszkópos vizsgálatokat régóta alkalmazzák a hagyományos acélok szövetszerkezetének jellemzésére és az egyes szövetelemek mennyiségének meghatározására. A tengeri acélminőségekre jellemző bénit-ferrites szövetek azonban rendkívül összetettek, ebből adódóan hagyományos mikroszkópi technikával csak korlátozottan vizsgálhatók. Fejlettebb mikroszerkezet vizsgáló eljárások alkalmazásával, mint például a visszaszórt elektron-diffrakciós vizsgálat (EBSD) az egyes szövetelemek és azok morfológiai jellemzői pontosan beazonosíthatók [15].

A tengeri acélok hegesztett kötéseinek szívóssági tulajdonságai szempontjából döntő jelentőségű, hogy a hegesztett kötésben a hegyes, illetve tús ferrit (acicular ferrite) jelen legyen. A hegesztett kötésekben a kisméretű nemfemes zárványokból, mint kristályosodási csírákból sugárirányban kiinduló ferritűk jelentős mértékben hozzájárulnak a szívóssági tulajdonságok javításához. Ezért számos kutatás foglalkozik a mikroötvözők, valamint az azok részvételével kialakuló zárványoknak a tús ferrit kialakulására gyakorolt hatásával. A hegyes, illetve tús ferrit sematikus ábrázolását, valamint a tús ferritről készült tényleges mikroszkópi felvételeket a 2. ábra szemlélteti [3], [13], [14].



2. ábra. (a) Tűs ferrit (AF) sematikus ábrázolása [13], (b) tűs ferrit a varratban [14] és (c) 74% tűs ferrit a hőhatásövezetben [3].

Tervo és szerzőtársai 500 MPa szilárdsági kategóriájú offshore acélok hegesztett kötésének szimulált durvaszemcsés hőhatásövezeti zónájának szívósságát vizsgálták [2]. Kísérleteik során arra a következtetésre jutottak, hogy a nagyméretű titán-nitrideket tartalmazó S500MLO acél ütőmunkája és törési szívóssága is kisebb, továbbá az egyes vizsgálatok eredményeinek szórása pedig nagyobb, mint a nagy mennyiségben kalcium alapú zárványokat tartalmazó, titán-nitridektől mentes acélé. A próbatetek töretfelületének vizsgálata során kimutatták, hogy a legkisebb szívósságú mintákban a törést kiváltó okokat a durva titán-nióbium-nitridek jelenlétére lehetett visszavezetni. A durvaszemcsés zóna ridegségének elkerülése érdekében ezért kis hőmérsékleten üzemelő berendezéseknél használt acéloknál az acélgártási folyamat során kerülni kell a nagyméretű nitridek kialakulását.

Egy másik közleményben kísérleti úton igazolták, hogy hegesztéskor a hőhatásövezetben kialakuló tűs ferrit kedvező a szívósság szempontjából [3]. A szerzők három kísérleti acélt tanulmányoztak annak érdekében, hogy megtalálják az optimális feltételeket a tűs ferrit kialakulásához a durvaszemcsés övezetben. Az egyik acélt az acélgártás során alumíniummal, míg a másik kettőt titánnal dezoxidálták. A vizsgálat arra irányult, hogy a dezoxidációs gyakorlat befolyásolja-e a tűs ferrit kialakulását a szimulált durvaszemcsés zónában. A titánnal dezoxidált acél hőhatásövezetének szemcsedurvult részében jelentős mennyiségű tűs ferritet találtak, amelynek mennyisége a $t_{8/5}$ hűlési idővel nőtt. Ebben az acélban a zárványok főként kisméretű (1-4 µm) TiO-MnS vegyületekből álltak.

Egy másik tanulmányban [4] a tűs ferrit változó mennyiségének (0-49 térfogat%) szívósságra gyakorolt hatását vizsgálták három kísérleti acél szimulált durvaszemcsés hőhatásövezeti zónájában. Két acélt titánnal, egyet alumíniummal dezoxidáltak. A szövetszerkezet jellemzését pásztázó elektronmikroszkóppal (SEM), energiadisperzív röntgen spektrometriával (EDS), visszaszórt elektron-diffrakciós vizsgálattal (EBSD) és röntgendiffrakciós (XRD) módszerekkel végezték el. A tűs ferrit hányada a Gleeble termomechanikus szimulátorban alkalmazott hőbevitel és hűlési idő függvényében változott. A tűs ferrit az egyik titánnal dezoxidált acélban az összes alkalmazott hűlési idő mellett jelen volt, mennyisége pedig a hűlési idő növekedésével nőtt. A többi acélnál azonban csak kis mennyiségű (13–22%) tűs ferrit volt jelen, és az is csak akkor, amikor a leghosszabb hűlési időt alkalmazták. A szimulált hőhatásövezeti zónák szívósságát műszerezett ütővizsgálattal elemezték. Az előzetes várakozásokkal ellentétben a legnagyobb szívósságot a hagyományos, alumíniummal dezoxidált acélban mérték, amelynek a szövetszerkezetében kevés tűs ferrit volt jelen, miközben a legnagyobb mennyiségben tűs ferritet tartalmazó mintákon kisebb ütőmunkát mértek. Arra a következtetésre jutottak, hogy a tűs ferritet tartalmazó acélok durvaszemcsés övezetének szívóssága a durvább mikroszerkezetnek és a nagyobb méretű zárványoknak köszönhető, valamint a tűs ferrit mennyisége sem lehetett elegendő ahhoz, hogy érdemben javítsa a vizsgált acélok durvaszemcsés zónájának szívósságát.

Iman szerzőtársaival különböző nitrogén- és börtartalmú C-Mn-Ti ötvöztetésű acél varratában végbemenő fázisátalakulásokat vizsgálta [16]. Az eredmények alapján kis mennyiségű, jellemzően 40 ppm bór hozzáadása egy C-Mn-Ti ötvöztetésű acélnál elegendőnek bizonyul az átalakulás kezdeti hőmérsékletének, valamint a szemcsehatáron kiváló ferrit mennyiségének csökkenéséhez, és egyidejűleg a tús ferrittartalom növeléséhez. Az átalakulás kezdeti hőmérsékletének további csökkenését figyelték meg a börtartalom 160 ppm-re történő növelésével, amely bénites szövetszerkezet kialakulását eredményezte. Az ezt követő 240 ppm körüli nitrogén hozzáadása a vizsgált acél esetében megnövelte az átalakulási hőmérsékletet, és módosította a kialakuló varrat szövetszerkezetét, amelyben szemcsés ferrit és a „TiO” típusú többfázisú zárványok környezetében kialakuló tús ferrit volt jelen. Ezekben a többfázisú TiO-tartalmú zárványok felületén bór-nitrid volt megfigyelhető, amely az eredmények alapján elősegítette a tús ferrit kialakulását.

Seo és szerzőtársai a titántartalomnak a varrat szövetszerkezetére, mechanikai tulajdonságaira és a zárványok jellemzőire gyakorolt hatását vizsgálták bénites szövetszerkezetű varratokban [17]. Eredményeik alapján a titán hozzáadása elősegítette a tús ferrit képződését, amelynek maximális mennyiségét 0,07% Ti mellett érték el. A titántartalmú varrat szövetszerkezetének kedvező irányú változását az ütővizsgálati eredmények is igazolták, mivel a legnagyobb tús ferrit mennyiséget biztosító 0,07 % Ti tartalom mellett volt a legkisebb a varrat átmeneti hőmérséklete. A zárványok környezetében végzett transzmissziós elektronmikroszkópos (TEM) és pásztázó elektronmikroszkópos (SEM) vizsgálatok segítségével sikerült kimutatni, hogy a varratban a maximális tús ferrittartalom főként a mangánszegény zóna (MDZ) kialakulásának tulajdonítható, amelyhez a Ti_2O_3 -ban domináns nemfém zárványok képződése társul.

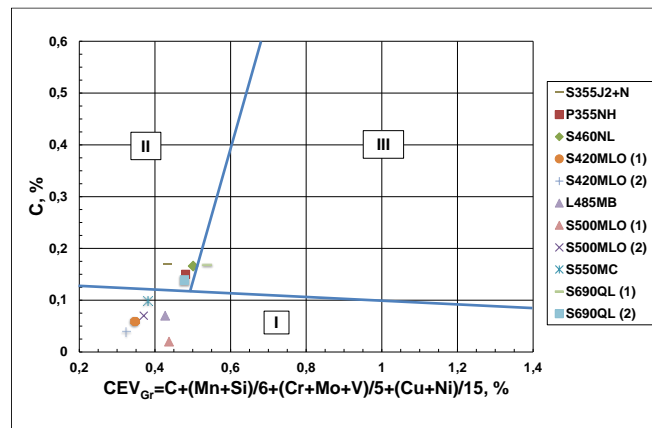
Iman és szerzőtársainak sikerült kimutatniuk, hogy 160 ppm alumínium hozzáadása egy alacsony vagy „normál” nitrogéntartalmú Ti-B-N mikroötvöztetésű acél esetében felgyorsította az átalakulás kinetikáját, ami a szövetszerkezet jelentős részében tús morfológiájú ferritet eredményezett [18]. Amikor az alumínium mennyisége 560 ppm-re nőtt, az átalakulás lelassult, amely felső-bénit tartalmú szövetszerkezetet eredményezett. A nitrogén kedvező hatást fejtett ki a Ti-B-N mikroötvöztetésű acélokban 560 ppm alumíniumtartalom esetén is, amikor a nitrogén mennyiségét egy közepes szintre, azaz 120 ppm-re emelték. Ezzel ellentétes hatás érvényesült akkor, amikor a nitrogén szint 240 ppm-re emelkedett, mivel ilyenkor a tús ferrit mellett a szemcsehatárok mentén hagyományos ferrit keletkezett.

3. Hegeszthetőség

Az offshore acélok esetében rendszerint csekély repedésérzékenységgel kell számolni, továbbá az ilyen acélkategóriáknak speciális hegeszthetőségi követelményeket kell teljesíteniük a hagyományos szerkezeti acélokhöz képest, ezzel biztosítva a dinamikus igénybevétellel szembeni ellenállásukat negatív hőmérsékleten.

Amikor egy adott szerkezeti acél hegeszthetőségét vizsgáljuk, első lépésként célszerű annak elhelyezkedését megvizsgálni a Graville-diagramon. A diagramnak három tartománya van, amelyekbe az egyes szerkezeti acélok hegeszthetőségi tulajdonságaik szerint sorolhatók be: az I tartományba a könnyen hegeszthető acélok tartoznak, a II zónában lévő acélok hegesztésénél már körültekintéssel kell eljárni, a III tartományba pedig a nehezen hegeszthető acélok tartoznak [19]. A diagram jól szemlélteti, hogy a karbonegyenérték növelésével a repedési veszély nő, valamint kiemeli a karbon-tartalom hegeszthetőségre gyakorolt negatív hatását. A 3. ábrán a különböző szerkezeti acélminőségek, köztük néhány offshore acél elhelyezkedését határoztuk meg, különböző acélgyártóknak az MSZ EN 10204 szerinti 3.1 típusú alapanyag tanúsítványában szereplő információi alapján. A

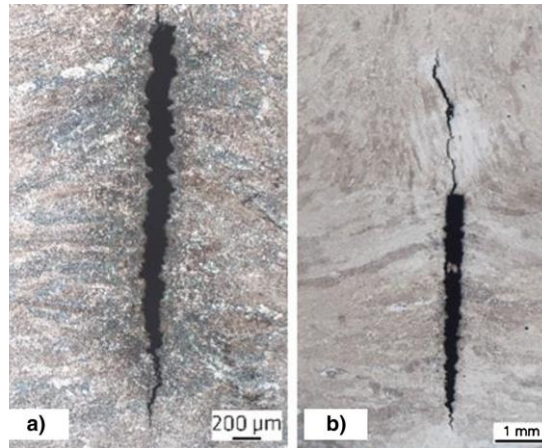
diagramon a TMCP acélok, közöttük az S420MLO és S500MLO offshore acélok, a kevésbé problémás első területbe sorolhatók, amely kis hidegrepedési érzékenységet jelez, míg a hagyományos normalizált szerkezeti acélok a II zónába esnek, így várhatóan nagyobb hidegrepedési érzékenységgel kell számolni a hegesztésük során. Ahogyan haladunk a nagyobb szilárdsági kategóriák irányába, az S690QL acélok egyes típusai már a Graville-diagram legkockázatosabb III zónájába esnek.



3. ábra. Szerkezeti acélok a Graville diagramban néhány TMCP offshore acéllal együtt.

Bár a legtöbb offshore acél esetében csekély hidegrepedési érzékenység prognosztizálható, a hegesztett szerkezetekben alkalmazott nagy keresztmetszetek miatt mégis körültekintéssel kell eljárni.

Németország energiastratégiájában szerepel a tengeri szélerőművek számának növelése [5]. A szélerőmű alkatrészei hegesztett acéllemezekből készülnek, akár 200 mm lemezvastagságban. A szélerőművek építésére vonatkozó alapvető szabványokban és műszaki ajánlásokban szerepel az úgynevezett minimális várakozási idő (MWT) fogalma, amely a hegesztett kötések roncsolásmentes vizsgálata (NDT) előtt szükséges várakozási időre vonatkozik. Ennek oka, hogy a hidrogén diffúziójával összefüggésbe hozott hidegrepedések megjelenésének nagyobb a kockázata a nagy falvastagságú lemezek miatt. A jelenlegi előírásokban szereplő min. 48 óra időtartamú várakozási idő a szélerőművek telepítésekor jelentős költségvonzattal jár (például aránytalanul magas költségek a szerelőhajók esetében, valamint szárazföldi tárolási problémák). Ebben a tanulmányban [5] a szerzők S355ML típusú acélból és S460 G2+M offshore acélminőségéből készült hegesztett kötések vizsgáltak. A kísérleti munka célja a roncsolásmentes vizsgálatok előtti várakozási idő csökkentése volt, figyelembe véve a változó hőbevitelt és a hidrogénkoncentrációt. A hidegrepedések megjelenéséig szükséges késleltetési idő számszerűsítésére akusztikus emissziós (AE) vizsgálatokat alkalmaztak közvetlenül a hegesztés utáni 48 órán keresztül. A hegesztési eltérések főként a varratok elején és végén jelentkeztek. Pásztázó elektronmikroszkópos vizsgálatokkal sikerült igazolni, hogy a roncsolásmentes és a metallográfiai vizsgálatok során talált repedések alapvetően a melegrepedések kategóriájába tartoznak. Ezekből a varrat lehűlésekor kialakuló melegrepedésekből indultak ki a hegesztés után megjelenő hidegrepedések, amelyet a szemcséken áthaladó rideg töretfelület igazolt [5]. Mivel a hidegrepedéseknek az indulását az első varratsor végkráterében lévő melegrepedések segítették, ezért önmagukban valószínűleg nem fordultak volna elő (4. ábra). A repedések kialakulására utaló akusztikus emissziós jel minden esetben a hegesztés után legfeljebb 14 órán belül megjelent. Ez azt jelenti, hogy a szabványokban szereplő MWT (min. 48 óra) talán túl konzervatívnak tekinthető. Ennek megbízható igazolására azonban további vizsgálatok elvégzése indokolt.



4. ábra. Repedés offshore acél varratában a varratsor végén [5].

4. Összefoglalás

1. Napjainkban az offshore acélokat normalizálással (N), termomechanikus hengerléssel (TMCP) és nemesített állapotban (Q+T) is gyártják, ugyanakkor a közepes szilárdsági tartományba tartozó TMCP-acélok szívóssága a legnagyobb a kis karbontartalmú bénites-ferrites szövetszerkezet miatt.
2. A közepes szilárdságú offshore acélok hegesztett kötésének hőhatásövezetében kialakuló tűs, illetve hegyes ferrit meghatározó a szívósság szempontjából. Ennek kialakulásában alapvető szerepe van a mikroötvezőknek, amelyekből képződött zárványok a tűs ferrit kristályosodási csírájaként szolgálnak a varratban és a hőhatásövezetben.
3. Számos tanulmány vizsgálja a tűs ferrit kialakulását és szívósságra gyakorolt hatását a hőhatásövezetben, azonban a varratokra vonatkozóan kevesebb információ áll rendelkezésre a szakirodalomban.
4. Az offshore acélok új generációira kis hidegrepedés-érzékenység jellemző, ezért a roncsolásmentes vizsgálatokra (NDT) vonatkozó követelményeket, különösen a minimális várakozási időre vonatkozó előírásokat, érdemes lehet a jövőben felülvizsgálni.

5. Köszönetnyilvánítás

A kutatómunka az MTA Bolyai János Kutatási Ösztöndíj (támogatási azonosítószám: Bo/00643/22/6) támogatásával valósult meg,

Irodalom

- [1] M. Gáspár, P. S. S. Raghawendra, H. Tervo, V. Javaheri, and A. Kaijalainen, "Challenges and opportunities in the arc welding of offshore steels," in *Proc, 76th IIW Annual Assembly and International Conference on Welding and Joining*, Singapore, pp. 567-574, 2023.
- [2] H. Tervo, A. Kaijalainen, S. Pallaspuuro, S. Anttila, S. Mehtonen, D. Porter, and J. Kömi, "Low-temperature toughness properties of 500 MPa offshore steels and their simulated coarse-grained heat-affected zones," *Mat. Science & Eng. A*, vol. 773, 2020, Art. no. 138719, doi: 10.1016/j.msea.2019.138719.
- [3] H. Tervo, A. Kaijalainen, V. Javaheri, S. Kolli, T. Alatarvas, S. Anttila, and J. Kömi,

- “Characterization of Coarse-Grained Heat-Affected Zones in Al and Ti-Deoxidized Offshore Steels,” *Metals*, vol. 10, 2020, Art. no. 1096, doi: 10.3390/met10081096.
- [4] H. Tervo, A. Kaijalainen, V. Javaheri, M. Ali, T. Alatarvas, M. Mehtonen, S. Anttila, and J. Kömi, “Comparison of Impact Toughness in Simulated Coarse-Grained Heat-affected Zone at Al-Deoxidized and Ti-Deoxidized Offshore Steels,” *Metals*, vol. 11, 2021, Art. no. 1783, doi: 10.3390/met11111783.
- [5] E. Wilhelm, T. Mente, and M. Rhode, “Waiting time before NDT of welded offshore steel grades under consideration of delayed hydrogen-assisted cracking,” *Weld. in the World*, vol. 65, pp. 947-959, 2021, doi: 10.1007/s40194-020-01060-5.
- [6] Metals USA, “Commonly Used Steel in Offshore Structures and Marine Applications,” [online] Available: <https://www.metalsusa.com/index.php/offshore-structures-marine-steel/>
- [7] BBC, “Hornsea 2: North Sea wind farm claims title of world's largest,” [online] Available: <https://www.bbc.com/news/science-environment-62731923>
- [8] *Hegeszthető szerkezeti acélok rögzített tengeri szerkezetekhez. Műszaki szállítási feltételek. 1. rész: Lemezek*, MSZ EN 10225-1, Budapest, Magyarország, 2020.
- [9] SSAB, “SSAB products for offshore and marine industries,” [online] Available: <https://www.ssab.com/-/media/files/en/industries/offshore-marine-energy/ssab-strenx-offshore-and-marine-applications-low.pdf?m=20180604074654>
- [10] J. Sainio, “Effects of welding parameters and consumables on CVN and CTOD toughness of S420 steels,” MSc Thesis, Mechanical Engineering, University of Oulu, Finland, 2021.
- [11] Zs. Koncsik, Gy. Nagy, and J. Lukács, “Fracture Mechanical Analysis of Gleeble Simulated Heat Affected Zones in High Strength Steels,” *Per. Poly. Mech. Eng.*, vol. 66, no. 1, pp. 83-89, 2022, doi: 10.3311/PPme.19077.
- [12] D. A. Porter, K. E. Easterling, and M. Y. Sherif, *Phase Transformations in Metals and Alloys*, Fourth ed., 6000 Broken Sound Parkway NW, Suite 300, Boca Raton, CRC Press, 2021.
- [13] H. Bhadeshia and R. Honeycombe, *Steels: Microstructure and Properties*, Fourth Edition, Amsterdam, Netherlands, Elsevier, 2017.
- [14] R. A. Ricks, P. R. Howell, and G. S. Barritte, „The Nature of Acicular Ferrite in HSLA Steel Weld Metals,” *J. of Mat. Science*, vol. 17, pp. 732-740, 1982.
- [15] A. Elramady, E. Sullivan, K. Sham, L. O’Brien, and S. Liu, “Characterization of steel weld metal in multi-pass submerged arc welds after post-weld heat treatment using electron backscatter diffraction,” *Weld. in the World*, vol. 66, pp. 195-211, 2022, doi: 10.1007/s40194-021-01216-x.
- [16] M. N. Ilman, R. C. Cochrane, and G. M. Evans, “Effect of nitrogen and boron on the development of acicular ferrite in reheated C-Mn-Ti steel weld metals,” *Weld. in the World*, vol. 56, pp. 41-50, 2012, doi: 10.1007/BF03321394.
- [17] J. S. Seo, K. Seo, and H. J. Kim, “Effect of titanium content on weld microstructure and mechanical properties of bainitic GMA welds,” *Weld. in the World*, vol. 58, pp. 893-901, 2014, doi: 10.1007/s40194-014-0168-1.
- [18] M. N. Ilman, R. C. Cochrane, and G. M. Evans, “The development of acicular ferrite in reheated Ti-B-Al-N-type steel weld metals containing various levels of aluminium and nitrogen,” *Weld. in the World*, vol. 59, pp. 565-575, 2015.
- [19] D. LeRoy Olson, T. A. Siewert, and S. Liu, *Metals Handbook*, Vol. 6, Welding, Brazing and Soldering, ASM International, USA, 1995.
- [20] *Fémtermékek. A vizsgálati bizonylatok típusai*, MSZ EN 10204, Budapest, Magyarország, 2005.

A CMT FOLYAMAT JELLEMZŐINEK ÉS ELJÁRÁSVÁLTOZATAINAK ÖSSZEFOGLALÁSA

Pap Ádám

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

Gáspár Marcell

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

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

A hagyományos ömlesztő hegesztő eljárások viszonylag nagy hőbevitel miatt egyes hegesztési feladatok megvalósítása nehéz, vagy szinte lehetetlen, ezért a hegesztő berendezés gyártók különböző eljárásokat és eljárásváltozatokat fejlesztettek ki a probléma megoldására. Ilyen fejlesztés eredménye a CMT (cold metal transfer) eljárásváltozat is, amelyet eredetileg acél és alumínium vegyes kötésének hegesztésére hoztak létre. Az eljárás alapja a huzalelektrodás, védőgázos ívhegesztés rövidzárlatos változata, amelyhez képest a legnagyobb különbség, hogy a CMT hegesztés során a cseppleválás is szabályozott a huzal visszahúzásának segítségével. Ennek nagy előnye, hogy ezáltal a hegesztés szinte fröcskölésmentes. Az elmúlt évek fejlesztései révén számos CMT eljárásváltozat jelent meg, ezért jelen cikkben a CMT eljárás folyamatát, előnyeit, alkalmazását és eljárásváltozatait foglaljuk össze.

Kulcsszavak: CMT, hegesztés, huzalelektrodás, védőgázos ívhegesztés, rövidzárlatos anyagátmenet

Abstract

Due to the relatively high heat input of conventional fusion welding processes, some welding tasks are difficult or almost impossible to be performed, so the welding equipment manufacturers have developed different processes and process variations to solve the problem. One such development was the CMT (cold metal transfer) process, developed for welding dissimilar joints of steel and aluminium. The process was based on a short-circuit version of gas metal arc welding process, but the main difference is, that during the CMT process, the droplet deposition is controlled by the retraction of the wire, which also has the advantage of providing a joint with almost no spatter. In recent years, developments have led to the appearance of different CMT process variants, therefore the aim of this article is to summarise the process, advantages, applications, and process variants of the CMT.

Keywords: CMT, welding, gas-shielded metal arc welding (GMAW), short-circuit metal transfer

1. Bevezetés

Az ömlesztő hegesztő eljárásokat előszeretettel alkalmazzák a különböző iparágakban, azonban a hagyományos ívhegesztő eljárások egyik alapvető hátránya, hogy a folyamat során a hegesztendő alapanyagot nagy hőterhelés éri, amelynek hatására megváltozik a szövetszerkezete és a mechanikai tulajdonságai [1], [2]. A hagyományos eljárások másik problémája a fröcskölés, amelynek az eltávolítása pénz- és időigényes folyamat lehet [3]. Ezért számos gyártó fejlesztett különböző „speciális technológiákat” az említett problémák megoldása érdekében. Néhány példát ilyen technológiákra – megtartva a fejlesztők által használt elnevezéseket –, az 1. táblázat foglalja össze.

1. táblázat. Különböző gyártók „speciális technológiái” [4]

Gyártó	Extra kis hőbevitelű eljárások	Irányított rövidzárlatos eljárások	Speciális nagy-teljesítményű eljárások
CLOOS	Cold weld	Control weld	Rapid weld
ESAB	–	Qset	–
EWM	(ColdArc) RootArc	ColdArc (RootArc)	ForceArc
FRONIUS	CMT CMT Advanced	SteelRoot (CMT)	SteelsDynamic PCS (Pulse Controlled Sprayarc)
LINCOLN	–	STT Power Mode	Power Mode
LORCH	SpeedRoot	(SpeedRoot) (SpeedArc)	SpeedArc
Gyártó	Speciális impulzusívű eljárások	Kettős impulzus technológia	Egyéb speciális technológiák
CLOOS	Vari weld Speed weld	Duo Pulse	–
ESAB	–	Aristo Superpulse	Aristo Superpulse
EWM	–	SuperPulse	PipeSolution
FRONIUS	CMT Pulse	SynchroPulse	CMT Pulse Advanced
LINCOLN	RapidArc	Pulse on Pulse	–
LORCH	SpeedPulse	TwinPuls S-TwinPuls	SpeedUp

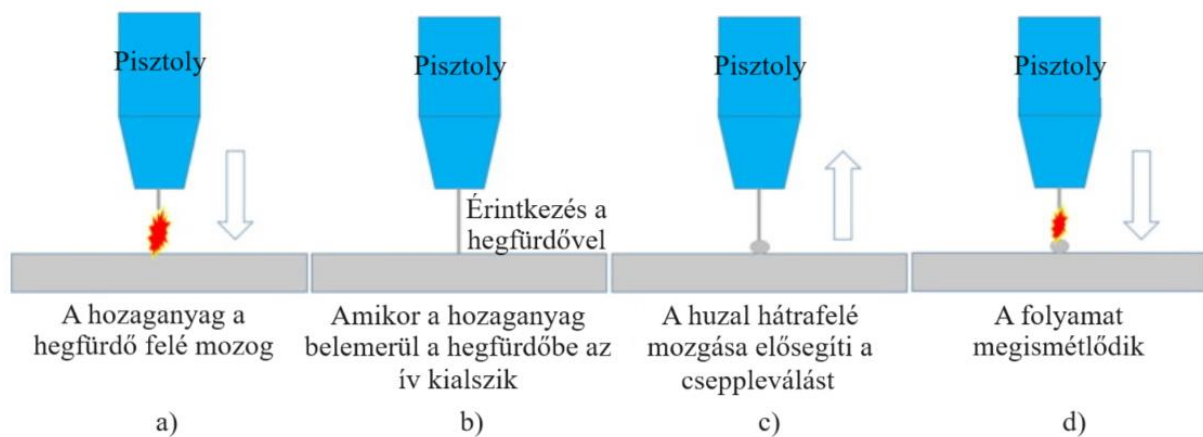
A táblázatban látható a CMT eljárásváltozat, amely egy módosított huzalelektrodás, védőgázos ívhegesztésnek (Gas Metal Arc Welding, GMAW, MSZ EN ISO 4063 [5] szerinti 135 számkódú eljárás) felel meg és az ausztriai Fronius fejlesztette ki 2004-ben [6]. Az elmúlt években számos olyan iparágban terjedt el, azzal a céllal, hogy a hegesztés során csökkentsék a hegesztendő fémek hőterhelését. Maga a CMT technológia számos előnnyel rendelkezik a hagyományos ömlesztő hegesztő eljárásokhoz képest, mint például a huzalelektrodás, védőgázos ívhegesztés vagy a volfrámelektrodás, védőgázos ívhegesztés, ahol a fajlagos hőbevitel viszonylag nagynak tekinthető [7], [8].

A CMT technológia alapja a rövidzárlatos anyagátvitelen alapul, amelynek a fejlesztése és alkalmazása még ma is tartogat kihívásokat. Ezért jelen közleményben a CMT folyamatát, előnyeit, különböző alkalmazási lehetőségeit és egyes változatait foglaltuk össze.

2. A CMT eljárás

A CMT eljárás egy módosított huzalelektrodás ívhegesztésnek felel meg, amelynek során a huzal mozgása és a cseppleválás kapcsolatban áll egymással, ezáltal szabályozva a hegesztendő fém hőterhelését. A rövidzárlat minden fázisában lecsökken, az áramerősség és a huzal visszahúzása is szabályozottan megy végbe, így teljesen szabályozott hőbevitel érhető el fröcskölésmentesen. A huzal mozgásának szabályozása átlagosan 70 Hz frekvenciáig terjedhet [9]–[11].

A CMT elvét az 1. ábra szemlélteti. A folyamat során a huzal a hegfürdő felé halad (1. ábra a)), majd belemerül a hegfürdőbe és az ív kialszik (1. ábra b)). Ezután a huzal hátrafelé mozog (1. ábra c)), megkönnyítve ezzel a cseppleválást (a cseppleválás mechanikus úton megy végbe, ebben különbözik a hagyományos 135-ös eljárástól), és közben a rövidzárlati áramerősséget kis értéken tartja. Ezután a hozaganyag ismét a hegfürdő felé kezd el mozogni és az egész folyamat megismétlődik (1. ábra d)) [12].

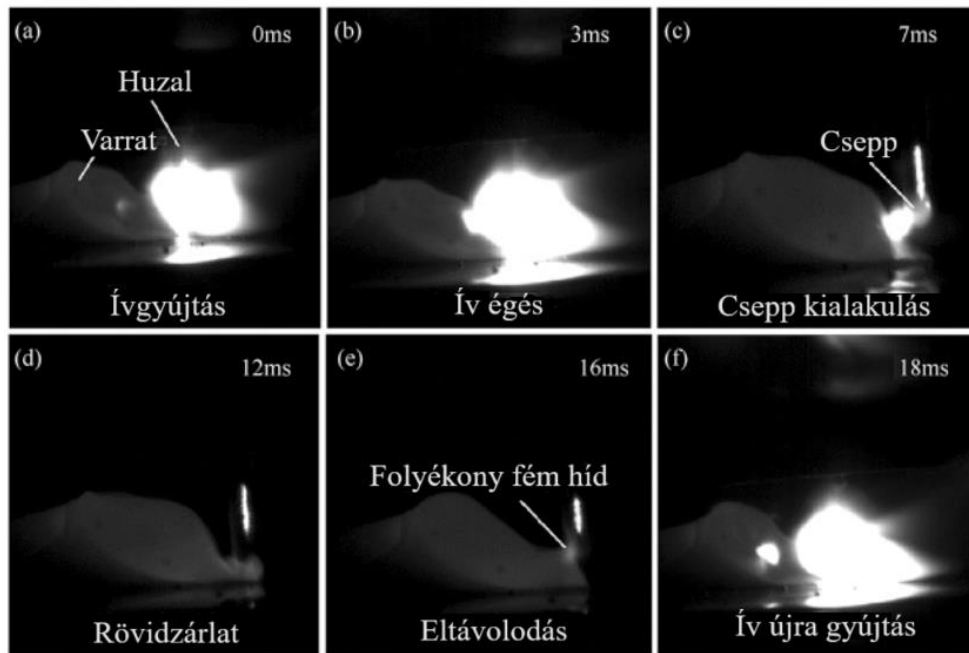


1. ábra. A CMT hegesztés folyamatának sematikus rajza [12].

A 2. ábrán gyorskamera képek szemléltetik a CMT folyamatát.

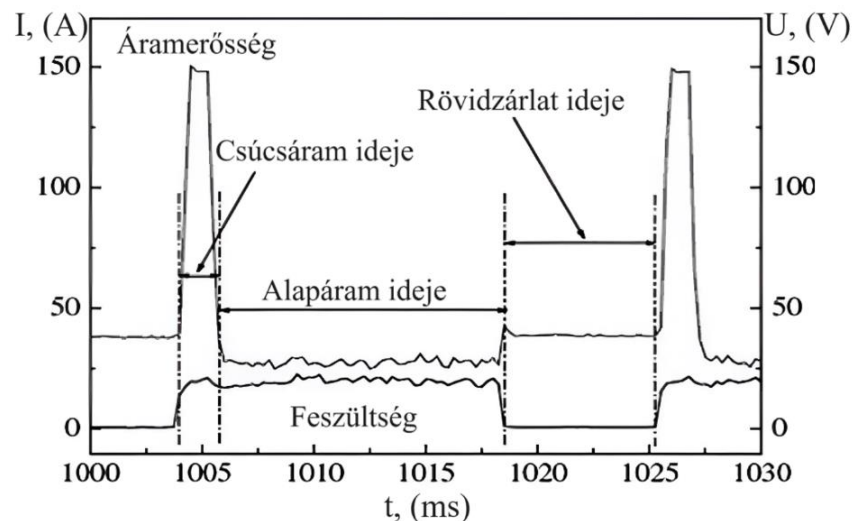
A folyamat során egy tipikus hegesztési ciklust, úgy lehet meghatározni, mint az 1 csepp leválásához szükséges időtartamot. Ahhoz, hogy tanulmányozni tudjuk a cseppleválási folyamat különböző fázisainak energiaeloszlását, elengedhetetlen az áram és a feszültség hullámalakjának az elemzése [13]. A hegesztési ciklus három részre osztható, a következők szerint.

- Csúcsáram: egy állandó feszültségű nagy áramimpulzus, amellyel az ívgyújtás könnyen megvalósítható, és amely segítségével a huzal felmelegszik a cseppképződéshez.
- Alapáram: csökkentett áramerősségű fázis, annak érdekében, hogy megakadályozzuk a huzal végén kialakult csepp leválását. (Ez a fázis a rövidzárlat bekövetkezéséig tart.)
- Rövidzárlat: az ívfeszültség lecsökken nullára, és ezzel egyidejűleg a huzaladagoló jelet kap és visszahúzza a huzalt. Ebben a fázisban történik meg a cseppleválás [14].



2. ábra. Gyorskamera képek a CMT hegesztésről [9].

A hegesztőáram komplex hullámalakja és a hozaganyag visszahúzása, amely mechanikus fémátadást eredményez, megnehezíti a hegesztési paraméterek, a fémátadás és a hőátadás közötti kapcsolat megértését. A 3. ábrán látható egy példa az AA4043 – S235 (alumínium – acél) kötésénél alkalmazott technológiai ciklusra. A tökéletes ívhosszkezelés és a lemezek illesztésénél alkalmazható nagy túrés miatt a CMT eljárás számos hegesztési problémára nyújthat megoldást [15].



3. ábra. Az áramerősség és a feszültség jelalakja CMT esetén [15].

A folyamat működési elvében egyedülálló, hogy hegesztés során a vezérlőegység felismeri a rövidzárlatot, és a huzal mozgatásának segítségével irányítja a cseppleválást. Mivel ez a ciklus folyamatosan ismétlődik, az ív nagyon rövid ideig termel hőt. A rövidzárlat és a huzal visszahúzásának ideje alatt az áramerősség kicsi, és a hegesztés szinte fröcskölésmentesnek tekinthető [16], [17]. Ezen kívül, a folyamat során az ívhossz is jól nyomon követhető és könnyen szabályozható. Ennek köszönhetően az ív stabil gyorsabb hegesztési sebesség esetén is, függetlenül az alapanyag felületétől, ezért az eljárás minden pozícióban alkalmazható [18].

3. A CMT alkalmazása

Az eljárás egyik legnagyobb előnye a pontosság és a jó szabályozhatóság. A hegesztési áram megfelelő szabályozása révén az impulzusok és a fajlagos hőbevitel tökéletesen kézben tartható. Mivel a folyamat maga automatizált és elektronikusan szabályozott, ezért a hegesztési feladatok nagyon jól reprodukálhatók, valamint a kötés minőségét nem befolyásolja a hegesztő képessége, így az emberi tényező által okozott hiba esélye nagymértékben lecsökkenthető [19]. A hagyományos ömlesztő hegesztő eljárások esetén a kötés anyagainak szerkezeti tulajdonságai jelentősen megváltoznak a nagy hőbevitel miatt, viszont CMT alkalmazása esetén a hőbevitel minimális, amelynek eredményeként az anyagszerkezeti változások sem annyira jelentősek, így jó minőségű kötés hozható létre [20]. Az eljárás további előnye, hogy a hagyományos hegesztő eljárásokhoz képest nem igényel alátéteket a varrat átroskadásának megelőzése érdekében [21].

A CMT technológia leginkább vékony lemezek egyesítésére alkalmas a kis fajlagos hőbevitel miatt. Alkalmazása kisebb maradó alakváltozásokat eredményez, és nem igényel bonyolult felület-tisztítási folyamatokat, továbbá lehetővé teszi például alumínium és acél vegyes kötésének készítését is, amely a hagyományos ömlesztő hegesztő eljárásokkal nehezen megvalósítható. A CMT technológia alkalmazásával könnyen egyesíthetők horganyzott lemezek, valamint használata előnyösnek bizonyul a magnézium és a titán hegesztésekor is [18]. Mindezek mellett alkalmas Inconel, sárgaréz, korrózióálló acél stb. egyesítésére is. Bár főként vékony lemezek esetén használják, egyes eljárásváltozatai segítségével alkalmas vastag lemezek hegesztésére is [22].

A CMT technológia elterjedt offshore szerkezetek hegesztése esetén, az autóiparban, motorok, csővezetékek gyártása és fémlamezek egyesítése területén [23]. Mindezekon túlmenően, a nagy pontosságának köszönhetően, optimális választás az elektronikai ipar számára is [24].

4. CMT eljárásváltozatok

Több CMT eljárásváltozat is ismert, amelyek közül a továbbiakban a három leggyakoribban alkalmazottat részletezzük, amelyek a következők: CMT Pulse, CMT Advanced és CMT Pulse Advanced. Ezen változatokon kívül a szakirodalomban megtalálható még a CMT Dynamic [18], a CMT Twin [25], a CMT Pin [26] és a CMT Brazing [27] is.

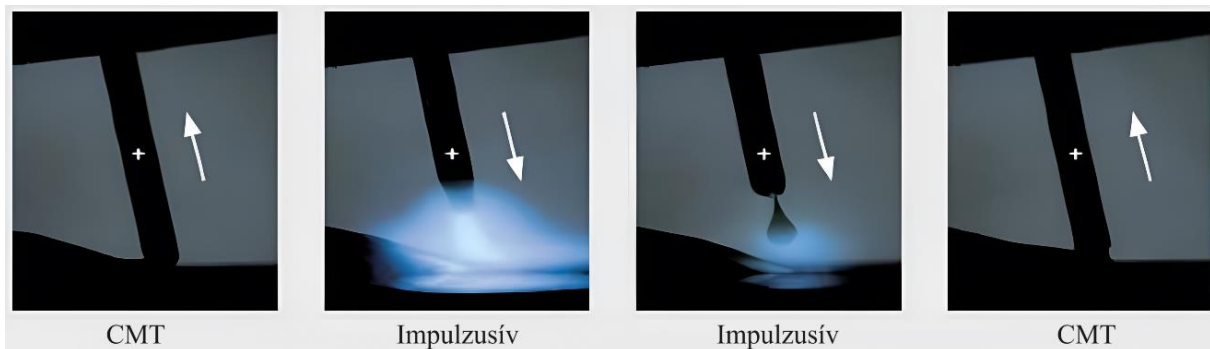
A CMT Dynamic eljárásváltozatot vastagabb lemezek hegesztésére tervezték. A huzal előre-hátra mozgását 130 Hz-re növelték (az alapváltozat esetét ez átlagosan 70 Hz). Alkalmazásával mélyebb beolvadás és gyorsabb hegesztési sebesség érhető el, viszont az alap CMT eljárásváltozathoz képest nagyobb a hőbevitel is [18]. A CMT Twin során a hegesztést egyszerre két huzallal végzik, amelyeket

két független áramforrással működtetnek. Így a leolvasztási teljesítmény akár a 20 kg/h-t is elérheti [28]. A CMT Pin eljárásváltozat különböző nemfémek, például polimer csapok vagy csapszerű elemek fémlemezekhez történő hegesztését teszi lehetővé [26]. A CMT keményforrasztást (CMT Brazing) pedig alacsony olvadáspontú anyagok egyesítéséhez fejlesztették ki. Az eljárás alapja ebben az esetben is a CMT folyamat, viszont a hozaganyag olvadáspontja kisebb, mint a hegesztő eljárások esetén [27].

A következőkben a három leggyakoribb eljárásváltozatot mutatjuk be részletesebben.

4.1 CMT Pulse

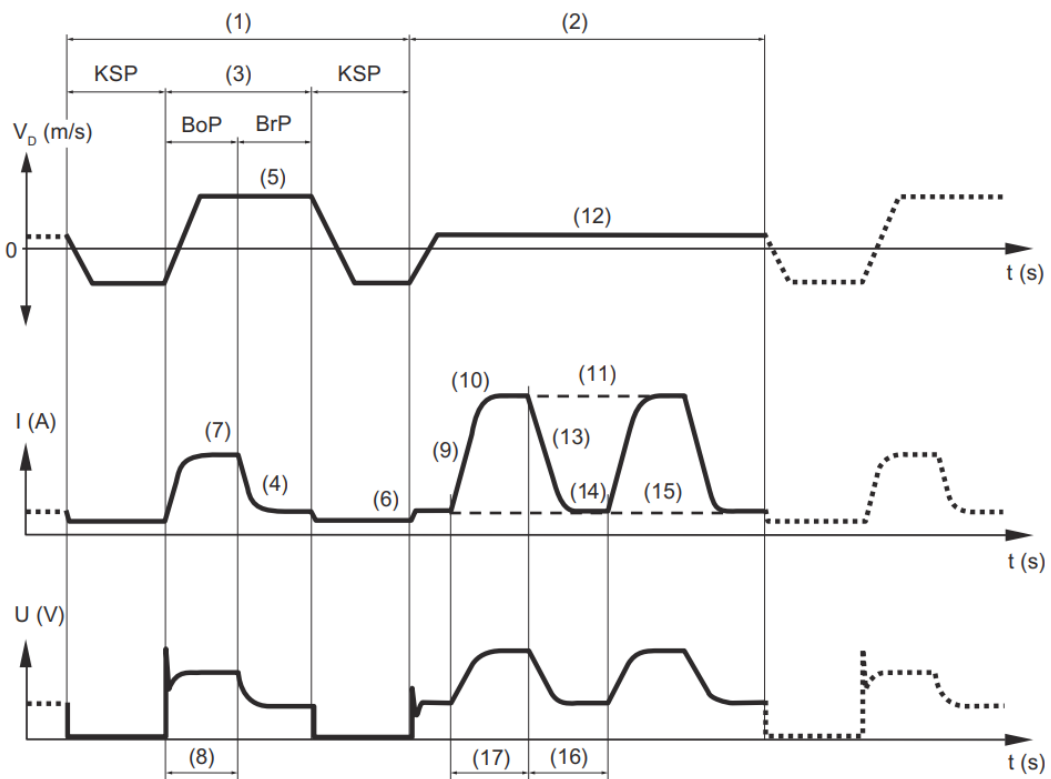
A CMT Pulse a CMT és az impulzus hegesztés kombinációja. A CMT Pulse esetén a CMT folyamat mellé egy impulzus ciklus is bekerül, ami nagyobb hőbevitelt eredményez, viszont növeli a hegesztési sebességet, és minden ciklushoz hozzáad egy extra cseppleválást, ami növeli a termelékenységet. A ciklus első része megfelel a CMT folyamatának, ezután következik egy impulzusív szakasz, ahol a huzal a munkadarab felé mozog, és ezzel egyidejűleg végbemegy egy cseppleválás. Ezután ismét egy normál CMT ciklus következik [3]. A folyamatot a 4. ábra szemlélteti.



4. ábra. A CMT Pulse folyamata [29].

Az 5. ábra a CMT Pulse jelleggörbéit mutatja be. A bemutatott példa esetén az impulzus ciklusokban két impulzus van. Az ábrán alkalmazott jelölések a következők: (1): CMT ciklus, (2): impulzus ciklus, (39): ív fázis, (4)-(17): a programozáskor beállítható paraméterek, KSP: rövidzárlat, BoP: felfutási fázis, BrP: ívégési fázis [30].

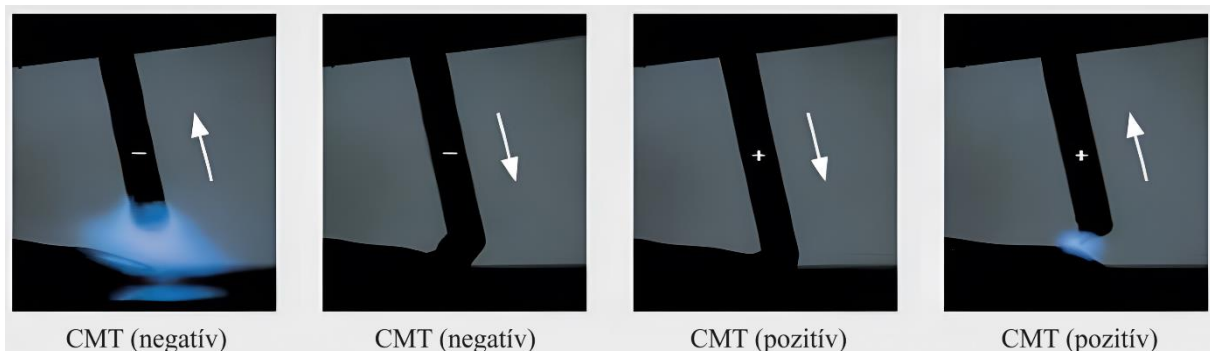
A CMT Pulse eljárásváltozatot leginkább CrNi és különböző alumíniumötvözetek vékony lemezei (0,5-3 mm) esetén használják [31].



5. ábra. Huzaladagolási sebesség, áramerősség és feszültség görbék a CMT Pulse esetén [30].

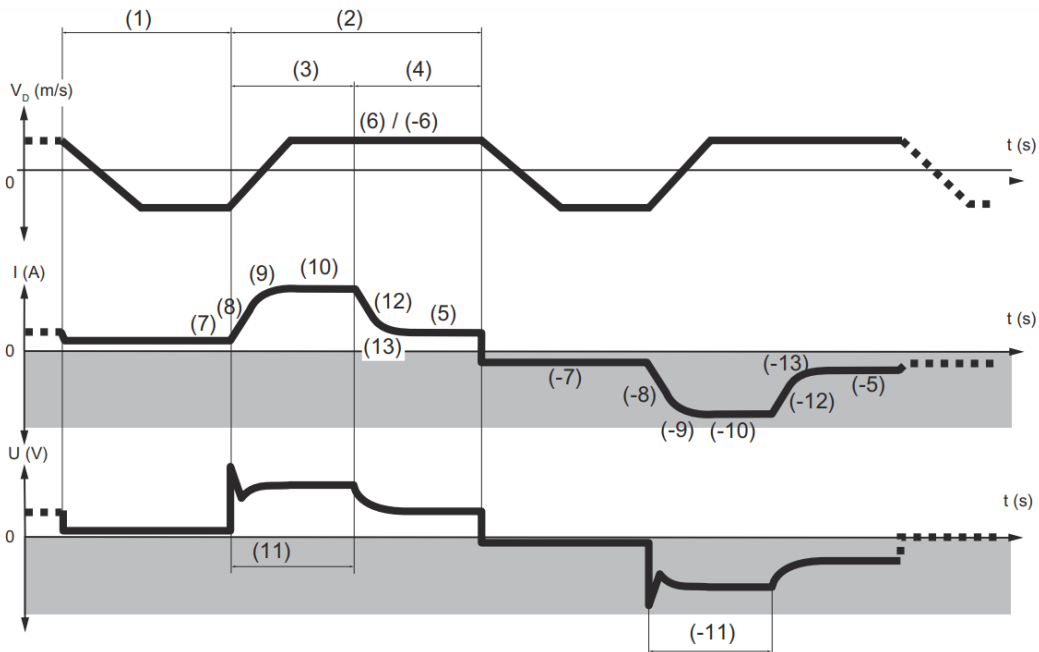
4.2 CMT Advanced

A CMT Advanced hegesztési folyamat során negatív és pozitív polaritású CMT ciklusok váltakoznak (6. ábra), vagyis váltakozó áramot (váltakozó polaritást) alkalmazunk. Ezáltal a hegesztendő anyagokat még kisebb hőterhelés éri, mint a hagyományos CMT esetén. A polaritás váltás a rövidzárlati fázisban következik be, így még jobban kontrolálható a hőbevitel, nagyobb hegesztési hézag is áthidalható és nagyobb a cseppleválási sebesség is [29].



6. ábra. A CMT Advanced folyamata [29].

A CMT Advanced jelleggörbéi a 7. ábrán láthatók. Az ábrán alkalmazott jelölések a következők: (1): rövidzárlat, (2): ív fázis, (3) felfutási fázis, (4): ívégési fázis, (5)-(13): a programozáskor beállítható paraméterek. A szürke szín a negatív polaritású tartományt jelöli [30].

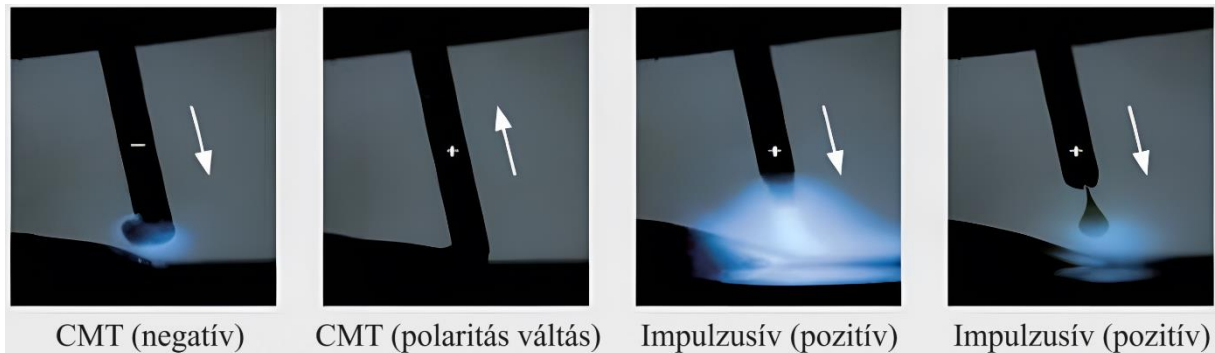


7. ábra. Huzaladagolási sebesség, áramerősség és feszültség görbék a CMT Advanced esetén [30].

A CMT Advanced eljárás változat alkalmazása különösen előnyös alumínium és réz ötvözetek esetén [32].

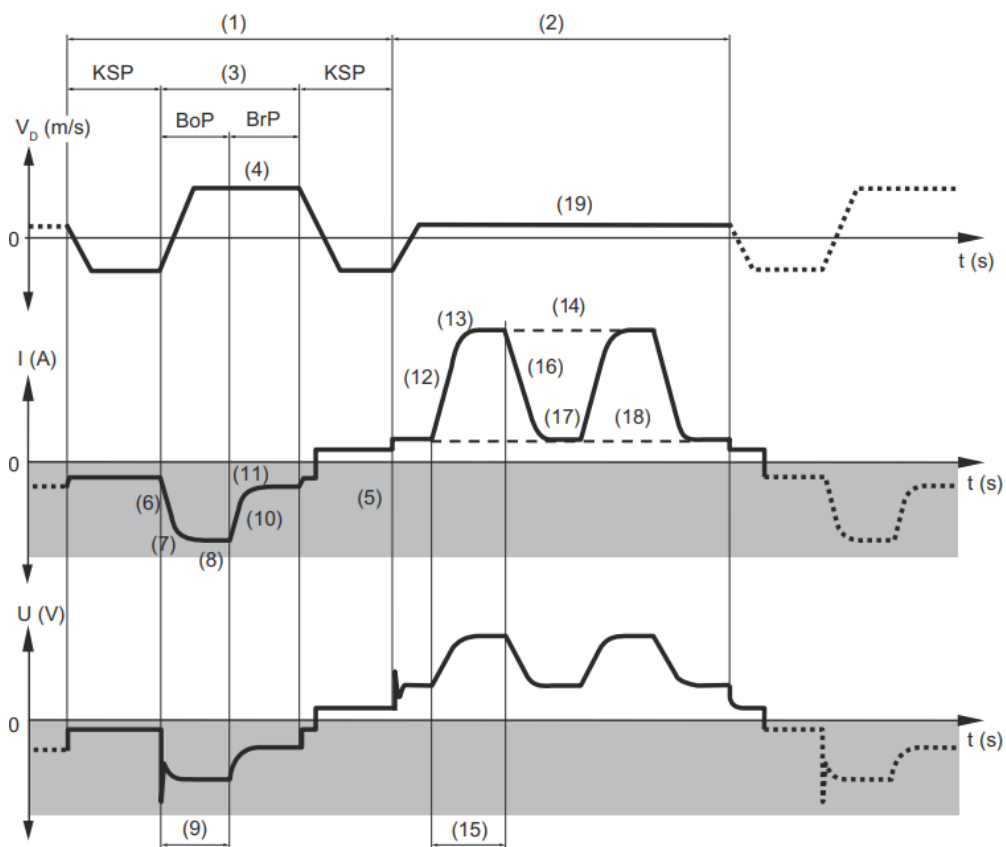
4.3 CMT Pulse Advanced

A CMT Pulse Advanced folyamat negatív polaritású CMT ciklusokat és pozitív polaritású impulzusokat kombinál, amelyet a 8. ábra szemléltet. Először a CMT szakaszban a huzal a hegfürdő felé mozog, majd miután beleér a hegfürdőbe, rövidzárlat alakul ki, és a gép elkezd visszahúzni a huzalt. Ekkor történik meg a polaritás váltás és a folyamat az impulzusíves ciklussal folytatódik. Tehát az impulzusíves ciklus mindig pozitív polaritással zajlik [3].



8. ábra. A CMT Pulse Advanced folyamata [29].

A 9. ábrán a CMT Pulse Advanced jelleggörbéi láthatók. Az ábrán alkalmazott jelölések a következők: (1): CMT ciklus, (2): impulzus ciklus, (3): ív fázis, (4)-(19): a programozáskor beállítható paraméterek, KSP: rövidzárlat, BoP: felfutási fázis, BrP: ívégési fázis. A szürke szín a negatív polaritású tartományt jelöli [30].



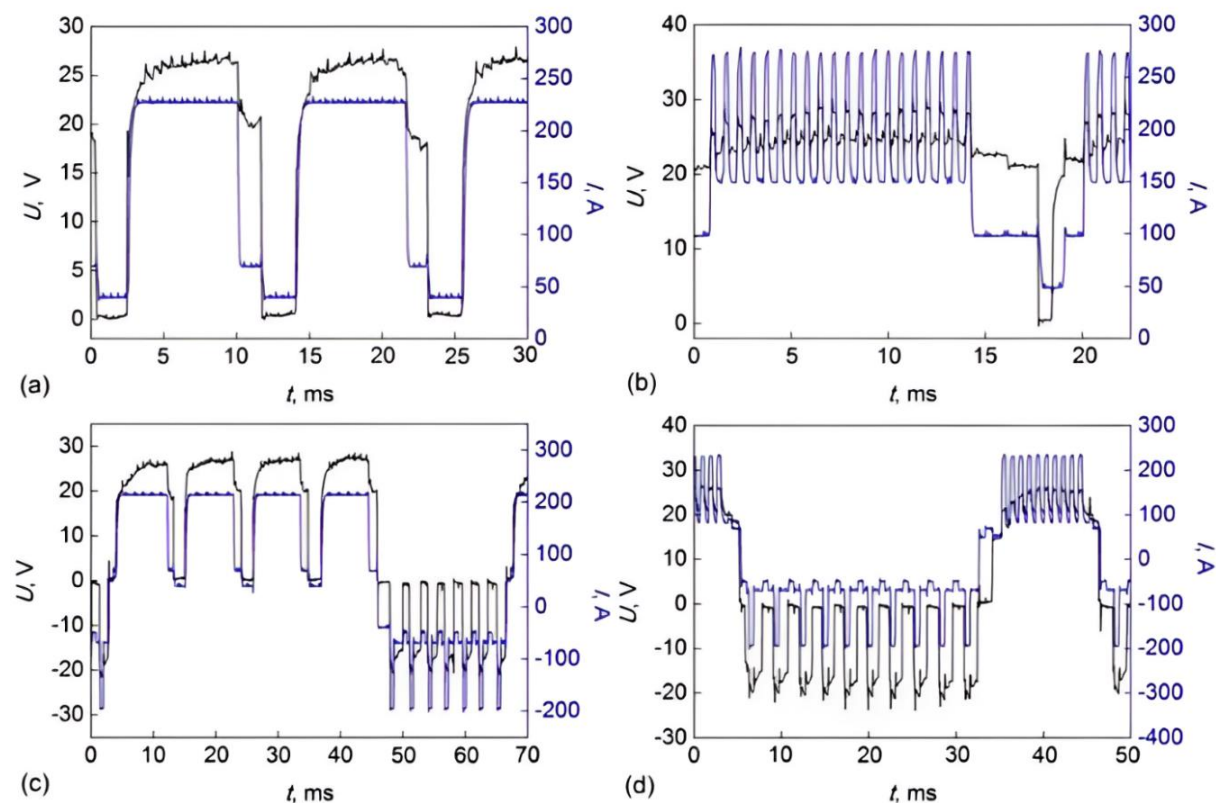
9. ábra. Huzaladagolási sebesség, áramerősség és feszültség görbék a CMT Pulse Advanced esetén [30].

Ahogy azt az ábra is mutatja, negatív polaritás csak a CMT ciklusok alatt van, az impulzusív idején a polaritás mindig pozitív. Ez azt jelenti, hogy a folyamat a CMT Pulse és a CMT Advanced kombinációja.

Az eljárásváltozat, a nagyobb hőbevitel mellett, az impulzus fázisban létrejövő nem rövidzárlatos cseppátmenet előnyeit is biztosítja. Alkalmazása különösen előnyös nagyszilárdságú acélok esetén, mivel a nagy leolvadási teljesítmény mellett kis hőbevitelt biztosít [33].

4.4 Összehasonlítás

A jobb összehasonlíthatóság érdekében, a 10. ábra bemutatja a feszültség és az áramerősség változását az idő függvényében, különböző eljárásváltozatok esetén. A feszültséget és az áramerősséget AMV4000 típusú berendezéssel követték nyomon. Az ábra részleteken látható adatokat AA2219 alumínium alapanyag alumínium huzallal (AA2319) történő hegesztésekör rögzítették. Az alkalmazott védőgáz argon volt. A huzaladagolási sebesség, pedig a négy esetben azonos (7,5 m/perc) volt [34].



10. ábra. Különböző CMT eljárásváltozatok összehasonlítása, (a) CMT, (b) CMT Pulse, (c) CMT Advanced, (d) CMT Pulse Advanced [34].

A 10. ábra (a) részén a hagyományos CMT eljárásra jellemző görbék láthatók. A 10. ábra (b) részén beazonosíthatók a CMT Pulse folyamat során váltakozó impulzusok és rövidzárlati szakaszok.

A 10. ábra (c) ábrarészletén a CMT Advanced folyamata látható, mely során végbe megy a polaritás váltás. A 10. ábra (d) részletén, pedig a CMT Pulse Advanced folyamat látható, mely jól szemlélteti, hogy ez a folyamat a CMT Pulse és CMT Advanced folyamatok kombinációja.

5. Összefoglalás

A szakirodalmi források áttekintése alapján, a CMT eljárással és annak eljárásváltozataival összefüggésben, a következő megállapítások tehetők.

- A CMT eljárás az ömlesztő hegesztéssel nehezen egyesíthető anyagok és anyagpárosítások hegesztését is lehetővé teszi. A nemzetközi szakirodalomban található források alapján a felhasználása nagyon sokrétű.
- A huzal visszahúzása a rövidzárlat fázisában fontos szerepet tölt be a folyamatban, mivel szabályozza a cseppleválást, ezáltal megakadályozza a fröcskölést, és esztétikusabb varratot eredményez.
- Az eljárás nagy előnye, hogy alkalmazásakor kisebb hőterhelést kap az alapanyag, mint például az alapjául szolgáló huzalelektrodás, védőgázos ívhegesztés esetén, valamint nagyon jól szabályozható és reprodukálható.
- Az elmúlt években a CMT eljárás számos eljárásváltozata is megjelent, amelyek tovább bővítik az alkalmazási lehetőségeket.
- A CMT eljárás jól kombinálható az impulzus hegesztéssel (CMT Pulse), a kombináció a termelékenység növekedését eredményezi.
- A CMT Advanced eljárásváltozat segítségével megvalósítható a polaritás váltás is, így a hegesztendő anyag hőterhelése még jobban lecsökkenthető.
- A CMT Pulse Advanced eljárásváltozat a CMT Pulse és a CMT Advanced kombinációja, mely alkalmazásakor a nagy leolvastási teljesítmény mellett a hőbevitel kicsi marad.

Irodalom

- [1] M. Balasubramanian, M. V. Choudary, A. Nagaraja, K. O. C. Sai, "Cold metal transfer process – A review," *Mat. Today: Proc.*, vol. 33, no. 1, pp. 543-549, 2020, doi: 10.1016/j.matpr.2020.05.225.
- [2] J. Kovács and J. Lukács, "Influence of filler metals on microstructure and mechanical properties of gas metal arc welded high strength steel," *Lect. Notes in Mech. Eng.: Vehicle and Autom. Eng. 4*, pp. 995-1005, 2022, doi: 10.1007/978-3-031-15211-5_83.
- [3] J. Tapiola, "Cold metal transfer cladding of wear and corrosion resistant coatings in engine applications," MSc thesis, Faculty of Engineering Sciences, Tampere University of Technology, Tampere, Finland, 2016.
- [4] L. Gyura, "Huzalelektrodás védőgázos ívhegesztés (1.8.1)," Oktatási anyag, Prezentáció, 2023.
- [5] *Hegesztés, forrasztás és termikus vágás. A hegesztési eljárások megnevezése és azonosító számuk*, MSZ EN ISO 4063, Magyar Szabványügyi Testület, Budapest, Magyarország, 2023.
- [6] Z. Silveyeh, R. Vallant, C. Sommitsch, B. Götzinger, W. Karner, and M. Hartmann, "Influence of filler alloy composition and process parameters on the intermetallic layer thickness in single-

- sided cold metal transfer welding of aluminum-steel blanks,” *Metalurg. Mat. Trans. A*, vol. 48, pp. 5376-5386, 2017, doi: 10.1007/s11661-017-4277-5.
- [7] C. Satheesh, P. Sevvil, and R. S. Kumar, “Experimental identification of optimized process parameters for FSW of AZ91C Mg alloy using quadratic regression models,” *J. Mech. Engng.*, vol. 66, no. 12, pp. 739-751, 2020, doi: 10.5545/sv-jme.2020.6929.
- [8] J. G. Roy, N. Yuvaraj, and Vipin, “Effect of welding parameters on mechanical properties of cold metal transfer welded thin AISI 304 stainless-steel sheets,” *Trans. Indian Inst. Metals*, vol. 74, pp. 2397-2408, 2021, doi: 10.1007/s12666-021-02326-2.
- [9] S. Selvi, A. Vishvakshnan, and E. Rajasekar, “Cold metal transfer (CMT) technology – An overview,” *Defense Techn.*, vol. 14, no. 1, pp. 28-44, 2018, doi: 10.1016/j.dt.2017.08.002.
- [10] A. R. Kannan, N. S. Shanmugam, and S. A. Vendan, “Effect of cold metal transfer process parameters on microstructural evolution and mechanical properties of AISI 316L tailor welded blanks,” *Int. J. Adv. Manufact. Techn.*, vol. 103, pp. 4265-4282, 2019, doi: 10.1007/s00170-019-03856-2.
- [11] S. D. D. Babu, P. Sevvil, and R. S. Kumar, “Simulation of heat transfer and analysis of impact of tool pin geometry and tool speed during friction stir welding of AZ80A Mg alloy plates,” *J. Mech. Sci. Techn.*, vol. 34, pp. 4239-4250, 2020, doi: 10.1007/s12206-020-0916-7.
- [12] B. Girinath N. S. Shanmugam, and C. Sathiyarayanan, “Studies on influence of torch orientation on microstructure, mechanical properties and formability of AA5052 CMT welded blanks,” *Arc. Civil Mech. Engng.*, vol. 20, Art no. 15, 2020, doi: 10.1007/s43452-020-00021-5.
- [13] Z. Sun, Y. Lv, B. Xu, Y. Liu, J. Lin, and K. Wang, “Investigation of droplet transfer behaviours in cold metal transfer (CMT) process on welding Ti-6Al-4V alloy,” *Int. J. Adv. Manufact. Techn.*, vol. 80, pp. 2007-2014, 2015, doi: 10.1007/s00170-015-7197-9.
- [14] J. Feng, H. Zhang, and P. He, “The CMT short-circuiting metal transfer process and its use in thin aluminium sheets welding,” *Mat. Des.*, vol. 30, no. 5, pp. 1850-1852, 2009, doi: 10.1016/j.matdes.2008.07.015.
- [15] G. Lorenzin and G. Rutili, “The innovative use of low heat input in welding experiences on ‘cladding’ and brazing using the CMT process,” *Weld. Int.*, vol. 23, no. 8, pp. 622-632, 2009, doi: 10.1080/09507110802543252.
- [16] G. Cornacchia, S. Cecchel, and A. Panvini, “A comparative study of mechanical properties of metal inert gas (MIG)-cold metal transfer (CMT) and fiber laser-MIG hybrid welds for 6005A T6 extruded sheet,” *Int. J. Adv. Manufact. Techn.*, vol. 94, pp. 2017-2030, 2018, doi: 10.1007/s00170-017-0914-9.
- [17] A. R. Kannan, N. S. Shanmugam, and S Naveenkumar, “Effect of arc length correction on weld bead geometry and mechanical properties of AISI 316L weldments by cold metal transfer (CMT) process,” *Mat. Today: Proc.*, vol. 18, no. 7, pp. 3916-3921, 2019, doi: 10.1016/j.matpr.2019.07.331.
- [18] D. Srinivasan, P. Sevvil, I. J. Solomon, and P. Tanushkumaar, “A review on cold metal transfer (CMT) technology of welding,” *Mat. Today: Proc.*, vol. 64, no. 1, pp. 108-115, 2022, doi: 10.1016/j.matpr.2022.04.016.

- [19] T. Eder, “The CMT process – News and its advantages in industry,” *SAE Mobilus*, vol. 32, Art no. 0071, 2010, doi: 10.4271/2010-32-0071.
- [20] J. Li, J. Shen, S. Hu, Y. Liang, and Q. Wang, “Microstructure and mechanical properties of 6061/7N01 CMT+P joints,” *J. Mat. Proc. Techn.*, vol. 264, pp. 134-144, 2019, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2018.09.011.
- [21] A. M. Milani and M. Paidar, “Investigation on effect of pulse correction on structure property in dissimilar welds of galvanized steel and aluminum alloy obtained by gas metal arc welding cold metal transfer,” *Russian J. Non-Ferr Met.*, vol. 57, no. 5, pp. 467-476, 2016, doi: 10.3103/s1067821216050023.
- [22] P. Wang, S. Hu, J. Shen, Y. Liang, and J. Pang, “Effect of electrode positive/negative ration on microstructure and mechanical properties of Mg/Al dissimilar variable polarity cold metal transfer welded joints,” *Mat. Sci. Engng. A*, vol. 652, pp. 127-135, 2016, doi: 10.1016/j.msea.2015.11.080.
- [23] H. Zhang, S. Hu, Z. Wang, and Y. Liang “The effect of welding speed on microstructures of cold metal transfer deposited AZ31 magnesium alloy clads,” *Mat. Des.*, vol. 84, pp. 894-901, 2015, doi: 10.1016/j.matdes.2015.07.143.
- [24] P. Sevvell, S. D. D. Babu, and R. S. Kumar, “Peak temperature correlation and temperature distribution during joining of AZ80A Mg alloy by FSW – A numerical and experimental investigation,” *J. of Mech. Engng.*, vol. 66, no. 6, pp. 395-407, 2020, doi: 10.5545/sv-jme.2020.6566.
- [25] T. Xiang, H. Li, C. Q. Huang, H. L. Wei, J. X. Li, and Y. Gao, “The metal transfer behavior and effect of arcing mode on metal transfer process in twin-arc integrated cold wire hybrid welding,” *Int. J. Adv. Manufact. Techn.*, vol. 90, pp. 1043-1050, 2017, doi: 10.1007/s00170-016-9451-1.
- [26] G. Somoskői and I. Török, “CMT Pin – Define the shape of the welded pin through welding parameters,” *Prod. Proc. Syst.*, vol. 6, no. 1, pp. 47-56, 2013.
- [27] R. Cao Z. Feng, Q. Lin, and J. H. Chen, “Study cold metal transfer welding-brazing of titanium to copper,” *Mat. Des.*, vol. 56, pp. 165-173, 2014, doi: 10.1016/j.matdes.2013.10.044.
- [28] G. Posch, H. Weber, and G. Schmitt, “Innovative GMAW solutions for high-alloyed and nickel base overlays,” OPE 2013 Conference, Mamallapuram, India, Febr. 2013.
- [29] N. E. Imoudu, “The characteristics of cold metal transfer (CMT) and its application for cladding,” MSc thesis, Faculty of Technology, The Arctic University of Norway, Tromsø, Norge, 2017.
- [30] Fronius International G,bH, RCU 500i, “Operating Instructions”
- [31] Fronius, “CMT Pulse: attractive synergies”, [Online.] Available: <https://www.fronius.com/en/welding-technology/world-of-welding/fronius-welding-processes/cmt-pulse>
- [32] F. R. Teiceira, F. M. Scotti, R. P. Reis, and A. Scotti, “Effect of the CMT advanced process combined with an active cooling technique on macro and microstructural aspects of aluminum

- WAAM,” *Rapid Prototyping J.*, vol. 27, no. 6, pp. 1206-1219, 2021, doi: 10.1108/RPJ-11-2020-0285.
- [33] Fronius, “CMT Advanced Pulse: joining high-strength steels with low heat input,” [Online.] Available: <https://www.fronius.com/en/welding-technology/world-of-welding/fronius-welding-processes/cmt-pulse-advanced>
- [34] B. Cong, J. Ding, and S. Williams, "Effect of arc mode in cold metal transfer process on porosity of additively manufactured Al-6.3%Cu alloy," *Int. J. Adv. Manufact. Techn.*, vol. 76, pp. 1593–1606, 2014, doi: 10.1007/s00170-014-6346-x.

HŐHATÁSÖVEZETI SAJÁTÓSSÁGOK S690QL ACÉL ALAPANYAG FELRAKÓHEGESZTÉSÉNÉL

Terdik Gábor

PhD hallgató, Miskolci Egyetem, Anyagszerkeztani és Anyagtechnológiai Intézet,
Mechanikai Technológiai Intézeti Tanszék
3515 Miskolc, Miskolc-Egyetemváros, e-mail: terdikgabor@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

Egyre gyakrabban találkozhatunk nagyszilárdságú acélok alkalmazásával felrakóhegesztés esetén. Ennek egyik jellemző esete az épületek bontási munkálatainál használt ollók alkalmazása, ahol jellemzően jelentős dinamikus igénybevétel lép fel a koptatóhatás mellett. Az S690QL nemesített nagyszilárdságú acél alkalmazása egyre inkább elterjedt ezen a területen, kifejezetten a felrakott réteg alapanyagaként, a bontó ollók leginkább terhelt részein. A nemesített nagyszilárdságú acél alapanyagok rendkívül érzékenyek a hegesztési hőciklusra, ami jellemzően a hőhatásövezet (heat-affected zone, HAZ) káros változásaiban mutatkozik meg. A felrakóhegesztés hőciklusai eltérnek a kötőhegesztésétől, így a hőhatásövezet is eltérést mutathat, ráadásul a felhegesztendő sorok elhelyezkedéséből adódóan többszörösen áthőkezelt hőhatásövezeti zónák is megjelennek. A kísérleti munka során S690QL alapanyagon végeztünk felrakóhegesztéseket különböző hőbevitellel és megvizsgáltuk a hőhatásövezet keménységét, különös tekintettel a többszörösen áthőkezelt zónákra.

Kulcsszavak: nagyszilárdságú acél, S690QL, felrakóhegesztés, keménységmérés

Abstract

High-strength steels are more and more often used for hardfacing nowadays. One of the typical applications of this combination is the special demolition shears for building demolition, where significant dynamic loading occurs beside the abrasion of the surfaces. The application of S690QL high-strength steel is becoming more and more widespread in this area, especially as a base material for the hardfacing layer, in the most heavily loaded parts of the demolition shears. These types of materials are very sensitive to the welding heat cycles, which typically demonstrated in harmful changes in the heat-affected zone (HAZ). The heat cycles of hardfacing are different from those of normal welding, so the heat-affected zone may also differ, and due to the location of the layers to be welded, reheated sub-zones can appear in the HAZ. During the experimental work, we carried out hardfacing on S690QL base material with different heat inputs and examined the hardness of the heat-affected zone, with special attention to the multiple heat-treated zones.

Keywords: high-strength steel, S690QL, hardfacing, hardness measuring

1. Bevezetés

A nagyszilárdságú acélokat manapság gyakran használják szerkezeti elemekhez, különösen a jármű- és közlekedési iparban [1], [2], de egyre több példa található speciális berendezések esetén is. Ilyen berendezés például a bontó olló, ahol az ollók nagy szilárdságú acélból készülnek. Ezek a szerszámok összetett terhelésnek vannak kitéve, ezért nagyon fontos a dinamikus terheléseknek jól ellenálló, nagyszilárdságú, de egyben nagy kopásállóságú anyagok alkalmazása [3], [4]. Ebből következik a nagyszilárdságú acélok használata, amelyek felületét nagy kopásállóságú réteggel látják el.

Az 1. ábra mutat példákat a bontó ollók alkalmazására.



1. ábra. Példák a bontó ollók használatára [5].

Ahogy arról már számos publikáció beszámolt [6]–[8], a nagyszilárdságú acélok esetén a kötőhegesztési vagy felrakóhegesztési hőciklusok jellemzően rossz hatással vannak a hőhatásövezet (HAZ) tulajdonságaira, jelentős lágyulás, illetve kedvezőtlen ütőmunkával eredményező zónák is keletkezhetnek. Függetlenül attól, hogy felrakóhegesztésről vagy kötőhegesztésről van szó, a tipikus hőhatásövezeti zónák megegyeznek: szuperkritikus övezet (UCHAZ = upper-critical heat-affected zone, interkritikus övezet (ICHAZ = inter-critical heat-affected zone) és szubkritikus övezet (SCHAZ = sub-critical heat-affected zone) [1], [7], [9]. Többretegű hegesztés esetén további alzónák találhatók: interkritikusan megeresztett durvaszemcsés övezet (inter-critically reheated coarse-grained heat-affected zone, IRCGHAZ) és szubkritikusan megeresztett durvaszemcsés övezet (sub-critically reheated coarse-grained heat-affected zone, SRCGHAZ). Az IRCGHAZ és SRCGHAZ esetében két

hegesztési hőciklus hat a szövetszerkezetre, kisebb dinamikus ellenállás és nagyobb ridegség jellemzi ezeket az övezeteket [10]–[12]. A kétszeresen áthőkezelt részek jellemzően kis méretűek, de alacsonyabb hőmérsékleten számottevően befolyásolhatják a kötés tulajdonságait. Felrakóhegesztés esetén ezek az övezetek nagyobbak lehetnek, mivel a rétegek egymás mellett helyezkednek el. Ezenkívül, a második réteg (például felrakott réteg) hegesztési hőciklusa további mikroszerkezeti változásokat okozhat a hőhatásövezetben. Ebből az adódik, hogy felrakóhegesztés esetén a hőhatásövezet felépítése bonyolultabb lehet, mint kötőhegesztés esetén. A nemesített nagyszilárdságú acélok esetében a sikeres hegesztés egyik legfontosabb jellemzője a hőbevitel nagysága hegesztés során. Amennyiben a hőbevitel túlzottan kis értékű, a hűlési sebesség túlzottan nagy lehet, ami hidegrepedések, valamint kötéshibák kialakulását eredményezheti. Ezzel szemben, nagy hőbevitel esetén szemcsedurvulással lehet számolni a hőhatásövezet kritikus zónáiban, ez pedig a szilárdsági és a szívóssági jellemzők csökkenését eredményezheti. Ezekből következően csupán egy szűk hegesztési munkatartomány áll rendelkezésre ezen acélok hegesztése során, amelyen kívül a kötés minősége nem garantálható [13]. Meg kell jegyezni, hogy a szűk munkatartományon belül érdemes a vonalenergia értéket alacsonyan tartani; a tapasztalatok szerint ugyanis – a kisebb érték mellett – kedvezőbb lesz a kötés szilárdsága, szívóssága és a maradó feszültségek nagysága. Mindezek mellett az előmelegítés minimális hőmérséklete, illetve a maximális rétegeközi hőmérséklet is hatással van a kialakuló varrat jellemzőire, ezek együttesen határozzák meg azokat [13]. Ebből adódóan a kutatómunka célja, hogy részletesen feltérképezze az egyes hőhatásövezeti zónákat nemesített nagyszilárdságú acél alapanyag felrakóhegesztésénél, és átfogó képet adjon a kétszeresen, esetlegesen háromszorosan áthőkezelt zónák tulajdonságairól, különböző hőbevitel alkalmazása mellett.

2. Az alkalmazott alapanyag

A kutatómunkához az Azovstal által gyártott, S690QL jelű, nemesített nagyszilárdságú acél alapanyagot használtuk. Az alapanyag vastagsága 25 mm volt, a bontó ollók esetén ennél nagyobb vastagságot nem használnak. Felrakóhegesztés esetén gyakran szükség van párnaréteg alkalmazására is a kedvezőbb kötéstulajdonságok elérése érdekében [14], [15], különösen akkor, ha az alapanyag és a felrakott réteg anyaga jelentősen eltér egymástól. Jelen esetben a felrakott réteg meglehetősen rideg, valamint az alapanyag egyes részei is elridegedhetnek, így egy szívós párnaréteg alkalmazása indokolt. A Lincoln Electric által gyártott LNM19 típusú párnaréteg anyagot használtuk, amelynek szabványos besorolása G CrMo1Si (ISO21952-A). Ez a párnaréteg anyag viszonylag lágy, jó szívóságú, valamint költséghatékony. A felrakott réteg anyaga nagy keménységű és kopásállóságú, viszont meglehetősen rideg, szintén Lincoln Electric gyártmány: Carbofil A600, S FE8 besorolású felrakó hozaganyag (EN14700).

Az 1. táblázat összefoglalja az alapanyag, a párnaréteg anyaga, valamint a felrakott réteg anyagának kémiai összetételét, a 2. táblázat pedig az alapanyag mechanikai tulajdonságait mutatja be. A táblázatokban található adatok az adott műbizonylatokban szereplő értékeket reprezentálják. A párnarétegre és a felrakott rétegre vonatkozóan mechanikai tulajdonságokat nem közölt a műbizonylat.

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

Anyagminőség	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
LNM19	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 alapanyag mechanikai tulajdonságai

Anyagminőség	Szakítószilárdság, R_m [MPa]	Egyezményes folyáshatár, $R_{p0,2}$ [MPa]	Százalékos szakadási nyúlás, A_{50} [%]	$R_m \cdot A_{50}$ szorzat, [MPa*%]
S690QL	777	711	18	13986

3. Hegesztési körülmények

A felrakóhegesztési kísérletek elvégzéséhez huzalelektrodás, védőgázos ívhegesztést használtunk (MSZ EN ISO 4063 szerint 135 kódszámú eljárás). A hegesztést Cloos hegesztő robotrendszerrel végeztük el, ezzel biztosítva a pontos pozicionálást, az egyenletes hegesztési sebességet és ezzel együtt a reprodukálhatóságot. Az alkalmazott védőgáz minden esetben 80% Ar + 20% CO₂ keverék volt. A hőbevitel hatásának összehasonlítása is célja volt a kísérletsorozatnak, így négy különböző hegesztési paramétert alkalmaztunk, amelyek különböző hőbevitelt és $t_{8/5}$ hűlésidőt eredményeztek. A hegesztési paramétereket a 3. táblázat foglalja össze.

3. táblázat. A kísérletekhez használt hegesztési paraméterek

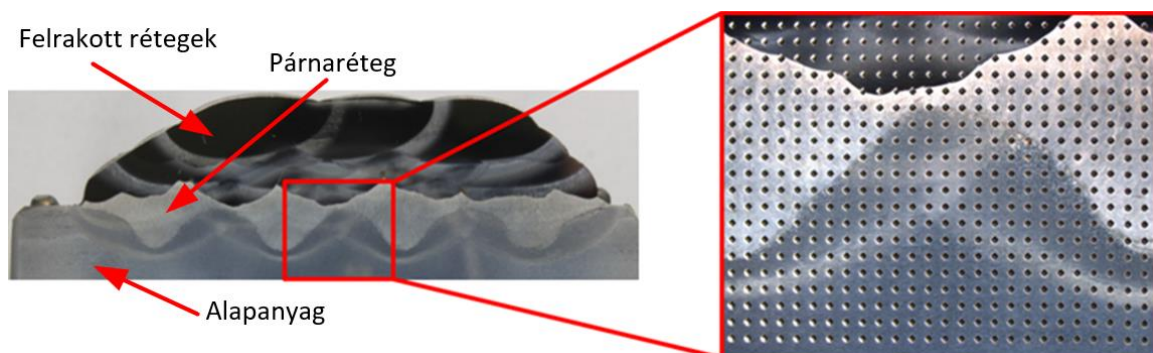
Paraméter sorszám	Hegesztőáram [A]	Ívfeszültség [V]	Hegesztési sebesség [cm/min]	Hőbevitel [kJ/mm]	$t_{8/5}$ [s]
1.	130	17,2	160	0,67	4,7
2.	170	19,2	210	0,75	5,3
3.	220	21,3	250	0,90	6,4
4.	280	26,7	280	1,28	9

Az 1. sorszámú hegesztési paraméterkombináció alkalmazásával kis hőbevitellel még elfogadható minőségű kötést lehetett létrehozni, megfelelő beolvadással. A 4. sorszámú hegesztési paraméterkombinációval pedig mély beolvadást lehetett elérni, de ettől nagyobb hőbevitel esetén már repedések jelentek meg a felrakott rétegben, így a hőbevitel felső határát ez a kombináció adta. Az előzetes gyártási tapasztalatok alapján az előmelegítési és a rétegek közötti hőmérsékletnek is 120 °C-ot választottunk. Hegesztési paraméterkombinációnként 100 mm x 150 mm méretű felületen végeztük el a felrakóhegesztést; párnarétegből egy réteg került felhegesztésre, míg a felrakott rétegből három készült. A 2. ábra bemutatja a hegesztési elrendezést.

**2. ábra.** A hegesztőrobot és a munkadarab elrendezése.

4. Vizsgálati körülmények

Az elkészült darabokon először keresztcsiszolatot készítettünk, amelyeket a 100 mm x 150 mm méretű részek közepéből vettünk ki. A kivágott felületet először csiszoltuk, majd políroztuk; a maratáshoz 2%-os Nital oldatot használtunk, azért, hogy egyértelműen azonosíthatóak legyenek a varratsorok, és a hőhatásövezet zónái. A csiszolat elkészülte után minden darabon keménységméréseket végeztünk. A legtöbb esetben egy vonalmenti keménységmérés eredményei láthatóak a releváns publikációkban [16], [17], viszont a hőhatásövezet jóval bonyolultabb lehet felrakóhegesztésnél, így fontos annak mélyebb megismerése. Ennek érdekében a keménységmérést nem csak egy vonal mentén végeztük el, hanem egy teljes területet lefedve, egy úgynevezett keménység térképet hoztunk létre. A lefedett terület minden esetben a hőhatásövezeti részt jelenti, két réteg között. Erre mutat példát a 3. ábra.



3. ábra. Példa a keménységmérés helyére és a lenyomatok elrendezésére.

Az adott területen Vickers keménységmérést végeztünk (HV10), a lenyomatok közötti távolság minden irányban 0,5 mm volt. A lenyomatok számát alapvetően a hőhatásövezet mérete határozta meg, miszerint a kisebb beolvadást eredményező hegesztési paraméternél kevesebb, míg a nagy beolvadásánál több lenyomatra volt szükség. Ezek alapján a lenyomat mennyiségek 324 és 750 között változtak, próbadarabonként. A lenyomatok készítése automata módon történt; a 4. ábrán látható a vizsgálatokhoz használt Reicherter UH250 típusú keménységmérő berendezés.



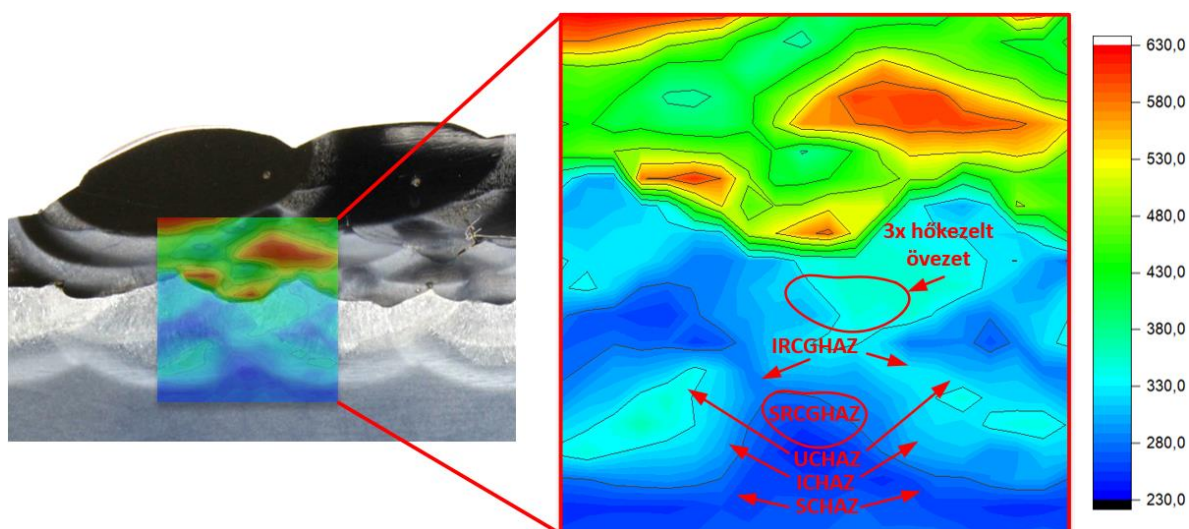
4. ábra. Reicherter UH250 típusú keménységmérő berendezés.

5. Keménységmérési eredmények

A keménységmérési eredményeket diagramokban ábrázoltuk, amelyek vizuálisan jól mutatják a különböző hőhatásövezeti zónák közötti különbségeket, a többszörösen áthőkezelt részeket is mutatva. Emellett, a felrakott- és a párnarétegről is adnak információkat.

Az 5. ábra mutatja az 1. hegesztési paraméterkombinációval készült felrakóhegesztés keménységmérési eredményét. Ez a paraméterkombináció eredményezte a legkisebb hőbevitel értéket és a legrövidebb $t_{8/5}$ időt is. Az ábra bal oldali része szemlélteti a makrociszolat azon részét, ahol a keménységmérés történt, míg a jobb oldali részén a keménységmérés térképe látható, a hozzá tartozó színskálával együtt.

Az 5. ábrán jól láthatóak a jelentős különbségek a mért értékekben a felrakott-, és a párnaréteg, valamint a hőhatásövezet között. A felrakott rész keménysége 350 és 620 HV között van, ami azt jelenti, hogy a hőhatás jelentős lágyulást okozott, az egyébként nagy keménységű részben. A párnaréteg keménysége 290 és 340 HV közötti. Az UCHAZ a párnaréteg beolvadása után közvetlenül látható, a jellemző keménységértékek 330 és 360 HV között vannak. Az ICHAZ zónában kisebb keménység mérhető, mint az előző zónákban, a keménységértékek 280 és 300 HV közöttiek. Az SCHAZ keménysége közel azonos az alapanyagával (230 – 250 HV). Az IRCGHAZ és az SRCGHAZ helye a csiszolatról azonosítható be, mivel nincsenek jelentős különbségek a mért keménységértékekben, az ICHAZ-hoz és a SCHAZ-hoz képest. A vizsgált rész közepén van egy övezet, amelyre három hőciklus is hatott. Ebben az alzónában a keménység közel azonos az UCHAZ-nál mértékekkel. Az alapanyag keménysége 240 – 250 HV.

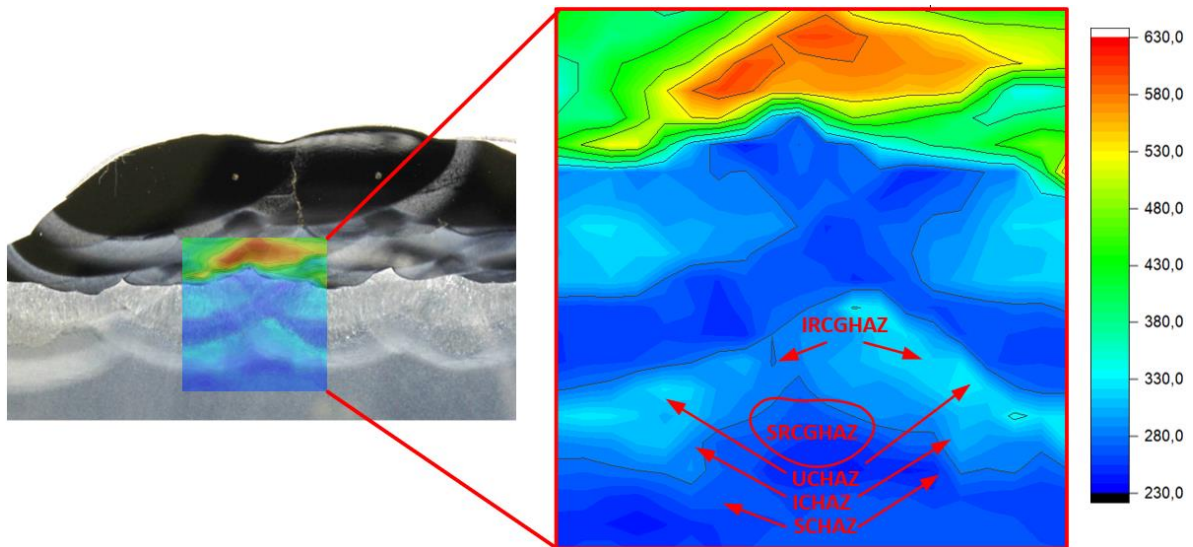


5. ábra. A keménységmérések helye (bal oldalon) és eredménye (jobb oldalon) az 1. hegesztési paraméterkombinációnál.

A 6. ábra a 2. hegesztési paraméterkombinációval készült próbadarab keménységmérési eredményeit szemlélteti.

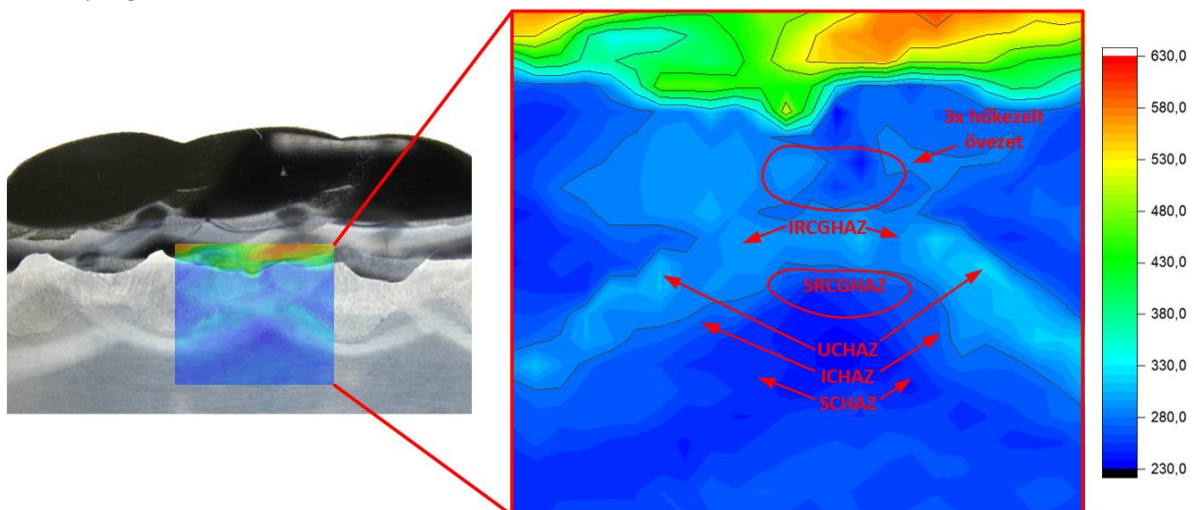
A 2. hegesztési paraméterkombináció nagyobb hőbevitelt eredményezett és a $t_{8/5}$ hűlési idő is hosszabb volt. A felrakott réteg keménységértékei gyakorlatilag megegyeznek az előző ábrán lévőkkel. A párnaréteg keménysége azonban alacsonyabb, mint az 1. paraméterkombináció esetén,

úgy tűnik, hogy a magasabb hőbevitel jelentősebb lágyulást okozott a párnarétegben. A 6. ábrán jól látható az UCHAZ keménysége, amely 300 és 330 HV közötti, és amely kisebb, mint a kisebb hőbevitel esetében mért. Az előző esethez képest kisebb keménységértékek figyelhetők meg az ICHAZ (270 – 290 HV) esetében is. Az SCHAZ keménysége nem változott számottevően (230 – 250 HV). A kétszeresen áthőkezelt zónák esetében sem látható érdemi eltérés a keménységértékekben. Ennél a darabnál nem található háromszorosan áthőkezelt zóna a hőhatásövezeten.



6. ábra. A keménységmérések helye (bal oldalon) és eredménye (jobb oldalon) a 2. hegesztési paraméterkombinációnál.

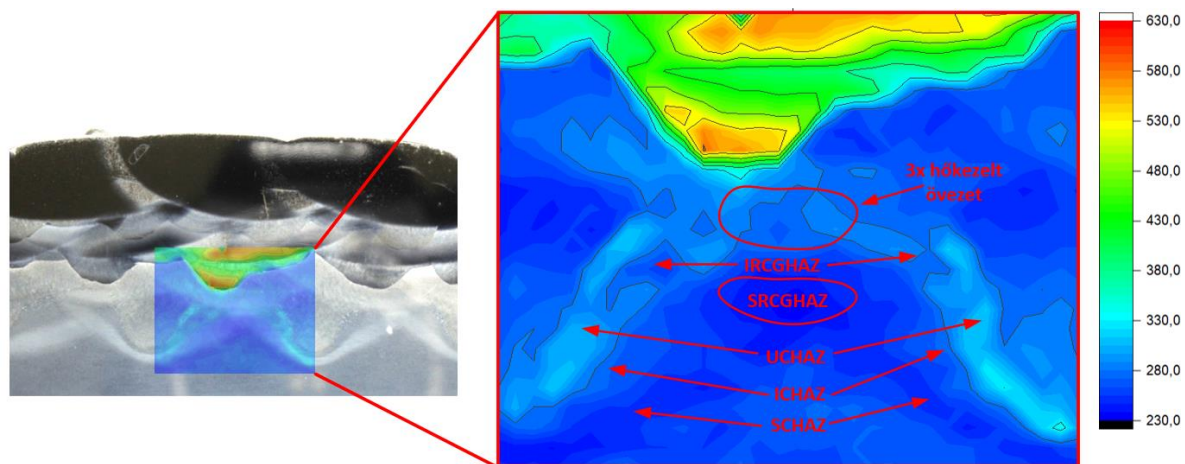
A 7. ábra bemutatja a 3. paraméterkombinációval készült felrakóhegesztés hőhatásövezetének keménységét.



7. ábra. A keménységmérések helye (bal oldalon) és eredménye (jobb oldalon) a 3. hegesztési paraméterkombinációnál.

A nagyobb hőbevitelt eredményező 3. hegesztési paraméterkombinációval készült felrakóhegesztés esetén a hőhatásövezet egyenletesebb keménységeloszlást mutat, mint az előző esetekben, a mért keménységértékek 250 és 330 HV között vannak. A párnaréteg keménysége alacsonyabb (250 – 280 HV), mint az 1. vagy a 2. paraméterkombináció esetében. A maximális keménység értékek az UCHAZ övezetben vannak (300 – 330 HV), viszont láthatóan kisebb méretű ez az övezet az előző esetekhez képest. Az ICHAZ még lágyabb (250 – 270 HV), mint a korábbi paraméterkombinációknál, az SCHAZ ugyanazokat a keménység értékeket mutatja, mint korábban. Az IRCGHAZ-ban kis mértékű lágyulást tapasztalhatunk az ICHAZ-hoz képest, az SRCGHAZ pedig ugyanolyan keménységű, mint a SCHAZ. A háromszor áthőkezelt övezet keménysége gyakorlatilag megegyezik az UCHAZ keménységével.

A legnagyobb hőbevitelt és leghosszabb $t_{8/5}$ hűlési időt eredményező, 4. hegesztési paraméterkombinációval készült darab keménységértékeit mutatja a 8. ábra.



8. ábra. A keménységmérések helye (bal oldalon) és eredménye (jobb oldalon) a 4. hegesztési paraméterkombinációnál.

A 4. hegesztési paraméterkombináció hasonló keménységértékeket eredményezett a hőhatásövezetben, mint a 3. paraméterkombináció, de a hőhatásövezet alakja különbözik, mélyebb beolvadás figyelhető meg. A keménységértékekben szintén nincsenek nagy különbségek (250 – 330 HV), nem úgy, mint az 1. paraméterkombinációnál. Ahogy az eddigi esetekben is, az UCHAZ övezet esetén tapasztalható a legnagyobb keménység, a kétszeresen áthőkezelt IRCGHAZ övezet kisebb keménységet mutat, mint az ICHAZ, az SRCGHAZ keménysége pedig megegyezik a SCHAZ övezetben mért értékekkel. A háromszor áthőkezelt zóna kisebb keménységű, mint az UCHAZ.

A négy különböző hegesztési paraméterkombinációval készült kötés összehasonlításából látható, hogy a nagyobb hőbevitel hasonló keménységértékeket eredményez az UCHAZ kivételével, mint az alapanyag. A keményedett UCHAZ mérete is csökkent a nagyobb hőbevitel és ezzel együtt a mélyebb beolvadás következtében. A keménységmérési eredményekből egyértelműen látható, hogy S690QL alapanyag hőhatásövezetében a legkisebb hőbevitelt eredményező hegesztési paraméterkombinációval lehet elérni a legnagyobb keménységértékeket. A második hegesztési hőciklus lágyulást okozott az UCHAZ övezetben mindegyik hőbevitel esetén. A háromszor áthőkezelt övezet csak a legkisebb hőbevitel esetén mutatott nagy keménységet, a többi esetben lágyulás volt megfigyelhető.

6. Összefoglalás

Az elvégzett vizsgálatok és azok eredményei alapján az alábbi következtetések fogalmazhatók meg.

- A keménység térképek részletes információt adhatnak a hőhatásövezet keménységeloszlásáról felrakóhegesztésnél, azokon a kétszer vagy akár háromszor áthőkezelt övezetek is felfedezhetők.
- Az S690QL alapanyag felrakóhegesztése esetén az UCHAZ keménysége volt a legmagasabb az összes hőbevitelnél. Az ICHAZ és az IRCGHAZ övezetekben a keménység jellemzően nagyobb volt, mint az alapanyag keménysége. Az SCHAZ és az SRCGHAZ övezetekben mértük a legkisebb keménységértékeket, amelyek közel azonosak voltak az alapanyagéval. A legkisebb hőbevitel okozta a legnagyobb keménységeket a hőhatásövezetben, valamint a legszélesebb UCHAZ övezet is ebben az esetben keletkezett. A hőbevitel növekedésével egyre inkább csökkentek a keménységértékek, valamint az UCHAZ mérete is, emellett a nagyobb hőbevitel egyenletesebb keménységeloszlást is eredményezett.
- A háromszorosan áthőkezelt övezetek keménységértékei nem mutattak kiugró értékeket, így további vizsgálatok (például mikroszerkezeti) szükségesek a tulajdonságaik jobb feltérképezéséhez.
- A keménység térképek részben a felrakott rétegekről is adtak információt, jelentős különbségek mutatva. Ezt a tapasztalást a jövőben érdemes mélyebben megvizsgálni.

Irodalom

- [1] M. Gáspár, “Effect of Welding Heat Input on Simulated HAZ Areas in S960QL High Strength Steel,” *Metals*, vol. 9, no. 1226, pp. 1-14, 2019, <https://doi.org/10.3390/met9111226>
- [2] R. Sisodia and M. Gáspár, “An Approach to Assessing S960QL Steel Welded Joints Using EBW and GMAW,” *Metals*, vol. 12, no. 678, 2022, <https://doi.org/10.3390/met12040678>
- [3] K. Piotr, S. Tomasz, K. Aleksandra, and S. Pawel, “Wear of cultivator coulters reinforced with cemented-carbide plates and hardfacing,” *Wear*, pp. 438-439, 2019, <https://doi.org/10.1016/j.wear.2019.203063>
- [4] S. K. Amardeep, S. Gurjinder, and S. C. Gurmeet, “Improving wear resistance via hardfacing of cultivator shovel,” *Materials Today: Proceedings*, vol. 4, pp. 7991–7999, 2017
- [5] *Rock Breakers and Demolition Shears*, 20.11.2023, <https://www.anzeve.com/en/brands/dart/>
- [6] J. Kovács and J. Lukács, “Influence of Filler Metals on Microstructure and Mechanical Properties of Gas Metal Arc Welded High Strength Steel,” *LECTURE NOTES IN MECHANICAL ENGINEERING Vehicle and Automotive Engineering*, vol. 4, pp. 995-1005, 2022, DOI: 10.1007/978-3-031-15211-5_83
- [7] J. Kovács and J. Lukács, “Effect of the Welding Thermal Cycles Based on Simulated Heat Affected Zone of S1300 Ultrahigh Strength Steel,” *KEY ENGINEERING MATERIALS*, vol. 890, pp. 33-43, 2021, <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.890.33>
- [8] A. Shahriar, J. Vahid, A. Mohsen, S. Tuomas, P. Heidi, Z. Xiao-Ling, and B. Timo, “Thermomechanical simulation of the heat-affected zones in welded ultra-high strength steels: Microstructure and mechanical properties,” *Materials and Design*, vol. 213, pp. 1-18, 2022, <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2021.110336>
- [9] R. O. Laitinen, D. A. Porter, L. P. Karjalainen, P. Leiviskä, and J. Kömi, “Physical Simulation for Evaluating Heat-Affected Zone Toughness of High and Ultra-High Strength Steels,” *Materials Science Forum*, vol. 762, pp. 711–716, 2013, <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.762.711>

- [10] Q. Xiaonan, D. Hongshuang, W. Xiaonan, L. Zhenguang, R. D. K. Misrad, H. Pengcheng, and G. Yuan, “Effect of secondary peak temperature on microstructure and toughness in ICCGHAZ of laser-arc hybrid welded X100 pipeline steel joints”, *Journal of Material Research and Technology*, vol. 9., pp. 7838 -7849, 2020, <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2020.05.016>
- [11] M. Lomozik and A. Zielinska-Lipiec, “Microscopic analyses of the influence of multiple thermal cycles on simulated HAZ toughness in P91 steel”, *Archives of Metallurgy and Materials*, vol. 53, pp. 1025 – 1034, 2008
- [12] F. Chao, L. Xueda, L. Haichuan, H. Tao, H. Bin, and W. Yong, “Influence of ICCGHAZ on the Low-Temperature Toughness in HAZ of Heavy-Wall X80 Pipeline Steel”, *Metals*, vol.12, pp. 1-14, 2022, <https://doi.org/10.3390/met12060907>
- [13] Á. Dobosy, “S690QL és S960M nagyszilárdságú acélok hegesztett kötéseinek fáradásos repedésterjedéssel szembeni ellenállása”, *Multidiszciplinális tudományok*, vol 10, pp. 156-166, 2020, <https://doi.org/10.35925/j.multi.2020.1.19>
- [14] S. Buntoeng, Z. Hein, P. Salita, and M. Prapas, “The effects of dilution and choice of added powder on hardfacing deposited by submerged arc welding”, *Wear*, vol. 424–425, pp. 246–254, 2019, DOI:10.1016/j.wear.2019.02.027
- [15] M. Balakrishnana, V. Balasubramanian, G. Madhusuhan Reddy, and K. Sivakumar, Effect of buttering and hardfacing on ballistic performance of shielded metal arc welded armour steel joints, *Materials and Design*, vol. 32, pp. 469-479, 2011
- [16] G. P. Rajeev, M. Kamaraj, and R. B. Srinivasa, “Comparison of microstructure, dilution and wear behavior of Stellite 21 hardfacing on H13 steel using cold metal transfer and plasma transferred arc welding processes”, *Surface and Coatings Technology*, vol. 375, pp. 383–394, 2019, <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2019.07.019>
- [17] J. Chamakur, S. S. Buta, K. Pardeep, and S. S. Hazoor, “Performance of hardfaced/heat treated materials under solid particle erosion: A systematic literature review”, *Materials Today: Proceedings*, vol. 50, pp. 629–639, 2022, <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2021.03.441>

ALUMINIUM – ACÉL PONTHEGESZTETT KÖTÉSEK VISELKEDÉSE DINAMIKUS IGÉNYBEVÉTEL ESETÉN

Fodorné Cserépi Mariann

Tanársegéd, Miskolci Egyetem, Anyagszerkeztani és Anyagtechnológiai Intézet,
Mechanikai Technológiai Intézeti Tanszék
3515 Miskolc, Miskolc-Egyetemváros, e-mail: mariann.cserepi@uni-miskolc.hu

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

A járműiparban az utóbbi években kedvelt kötéstechnológia az alumínium-acél vegyeskötés. Ezen hibrid kötések jó mechanikai tulajdonságokkal rendelkeznek annak ellenére, hogy a két anyag között összeolvadás nem jön létre. Megfelelő paraméterek beállításával a kötés vonalában intermetallikus vegyület (IMC) keletkezik, aminek a tulajdonságai jelentős hatással vannak a keletkezett kötés tulajdonságaira. Ezeket a tulajdonságokat több kutató vizsgálja, az elvégzett statikus mechanikai vizsgálatok eredményei jól publikált, összehasonlítható eredményeket mutatnak. Ezzel szemben a kötések tulajdonságainak dinamikus vizsgálatára vonatkozó eredmények kevés helyen jelennek meg. Ezzel a cikkkel szeretném az általunk végzett alumínium-acél ponthegeztett kötések dinamikus vizsgálatának eredményeit bemutatni. Az alábbiakban DP600 acél és 5754-H22 alumínium illetve 6082-T6 alumínium ötvözet műszerezett ütővizsgálatának eredményét mutatom be.

Kulcsszavak: RSW, hegesztés, ellenállás-ponthegeztés, műszerezett ütővizsgálat, alumínium – acél, hibrid kötés

Abstract

In the vehicle industry, the joining technology that has been popular in recent years is aluminium-steel mixed joining. These hybrid bonds have good mechanical properties despite the fact that fusion does not occur between the two materials. By setting the appropriate parameters, an intermetallic compound (IMC) is formed in the bond wall, the properties of which have a significant effect on the properties of the resulting bond. These properties are investigated by several researchers, and the results of the static mechanical tests performed show well-published, comparable results. On the other hand, the results of the dynamic testing of the properties of the joints are published in few places, with this article I would like to present the results of the dynamic testing of aluminium-steel spot-welded joints. Below I present the results of the instrumented impact test of DP600 steel and 5754-H22 aluminium and 6082-T6 aluminium alloy.

Keywords: RSW, welding, resistance spot welding, instrumented impact tests, aluminium – steel, hybrid joint

1. Bevezetés

Alumínium-acél kötések készülhetnek ellenállás-ponthegeesztéssel, [1], [2] de a szakirodalomban egyéb kötéstechológiákkal is lehet találkozni [4], [5]. A ponthegeesztés során intermetallikus vegyület (IMC = InterMetallic Compound) képződik, amely a kötés jellegzetessége [6], [7]. Tulajdonságait tekintve nagy keménység és jelentős ridegség jellemzi, rétegvastagsága alapvetően befolyásolja a kötés tulajdonságait. A vastag IMC réteg az alakíthatóság szempontjából kedvezőtlen [8], míg a nehezen elérhető, vékony IMC jobb kötési tulajdonságokat eredményez. Az alumínium-acél kötések statikus terheléssel szembeni viselkedését többen publikálták (például [9], [10]), és alapvetően nyírószakító vizsgálatokat végeztek, a dinamikus igénybevétellel szembeni ellenállásuk azonban még nincs feltárva.

Az autóiparban használt hibrid kötések dinamikus vizsgálata, és annak eredményei, nem csupán a speciális anyagkombinációk miatt fontosak, hanem azon okból kifolyólag is, hogy a járművek ütközése során dinamikus terhelést kap a karosszéria. Így a dinamikus ütéssel szembeni ellenálló képesség jelentős tényezővé válik. A kötések IMC rétegének tulajdonsága alapvetően befolyásolja a kötés dinamikus igénybevétellel szembeni tulajdonságait, így a kötések károsodásának a következményeit is. Ilyen dinamikus vizsgálati módszer a Charpy-féle ütővizsgálat. A ponthegeesztett kötések vizsgálatához speciális kialakítású ülék szükséges, amely igazodik a próbatest geometriájához, valamint a kalapácsot is át kell alakítani erre a célra.

Vizsgálataink során acél alapanyagként DP600 acélt használtunk abból kiindulva, hogy ez egy gyakran alkalmazott anyagminőség a járműipar területén. Az alumínium oldalhoz két eltérő tulajdonságokkal rendelkező anyagminőséget választottunk, amelyek – az acélhoz hasonlóan –, gyakran használatosak a járműiparban, ezek az 5754-H22 és a 6082-T6 ötvözetek. A vizsgálataink során felhasznált alumíniumötvözetek eltérő tulajdonságai miatt eltérő paraméterkombinációkat alkalmaztunk az 5747-H22-DP600 és a 6082-T6-DP600 vegyes kötések elkészítéséhez. A dinamikus igénybevétellel szembeni ellenálló képesség vizsgálatára megszerzett Charpy-féle ütővizsgálatot használtunk. A vizsgálat során az erő értékeket regisztráltuk az idő függvényében.

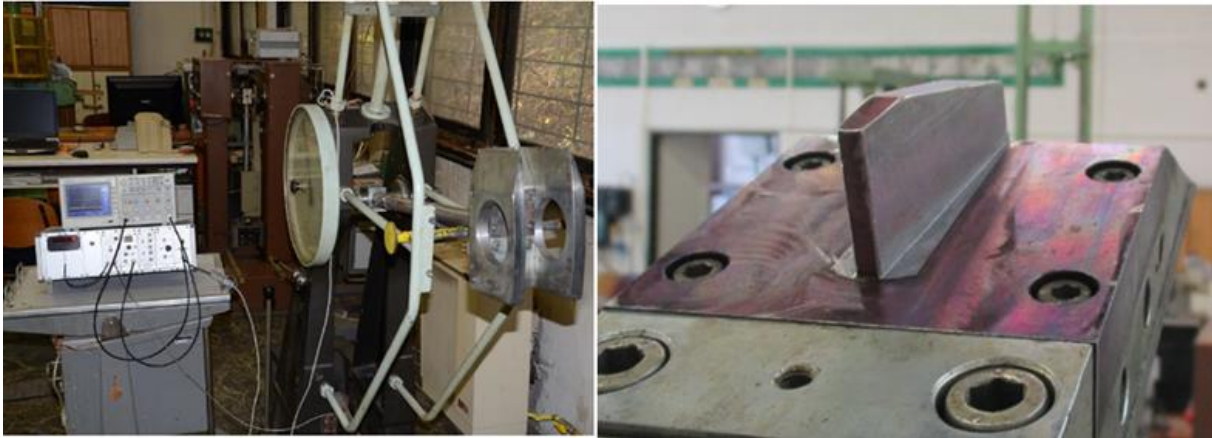
Jelen közleményben az elvégzett vizsgálatokat és azok eredményeit mutatjuk be.

2. A vizsgálat menete

A dinamikus igénybevétellel szembeni ellenálló képesség vizsgálatára a jól bevált módszer a Charpy-féle ütővizsgálat. A klasszikus Charpy féle vizsgálatnál mérhető az ütőmunka értéke, és információt kapunk az adott darab tönkremeneteléről is.

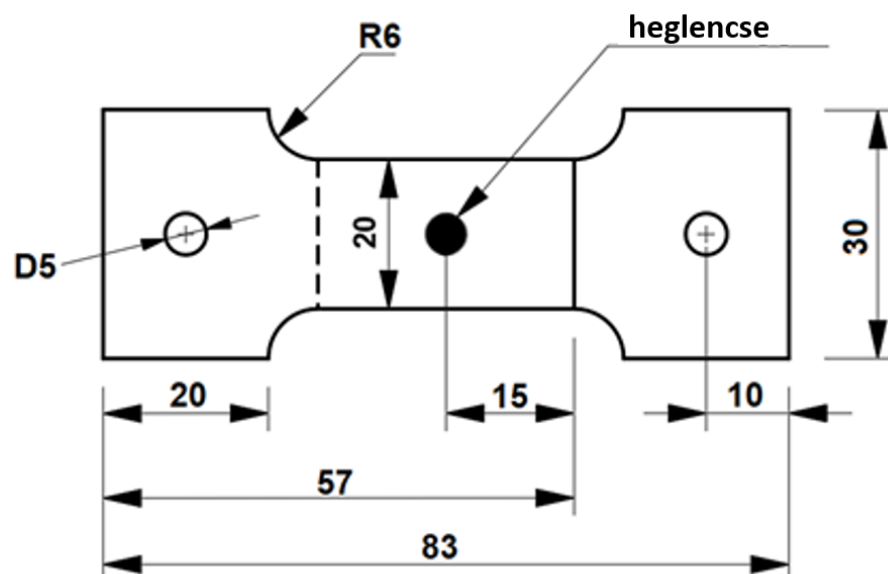
Amennyiben ezt a berendezést felműszerezzük, regisztrálhatjuk a vizsgálat során az erő-idő (F-t) diagramot, amelyből erő-elmozdulás diagram származtatható. Ezzel a módszerrel jól nyomon követhető a ponthegeesztett kötések alakváltozási viselkedése, az ütőmunka ismerete mellett. Így újabb információkat kaphatunk a ponthegeesztett kötés tönkremeneteléről. A kapott diagramok segítségével a megszerzett ütővizsgálat nemcsak a törésről, hanem a törési folyamatról is ad információt.

A Charpy-féle ütővizsgálat során, a szokásos ütési sebesség 3 – 6 m/s. A hagyományos szabványos vizsgálatokhoz használt lengőkalapács maximális ütőmunkája 300 J, ütési sebessége pedig 5,5 m/s. Az előzetes kísérletek tapasztalatai azonban azt mutatták, hogy alumínium-acél ponthegeesztett kötések esetén az 1 mm + 1 mm lemezvastagságú átlapolt kötéseknél ez az érték túl nagy, ezért módosítanunk kellett a vizsgáló berendezést. A maximális ütőmunka 118,25 J-ra változott. A módosított berendezés az 1. ábrán látható.



1. ábra. Műszerezett ütővizsgálat elrendezése és a kalapács geometria.

Ehhez a speciális vizsgálathoz és felszereléshez speciális próbatest geometriára van szükség. A kialakított próbatest geometriája a 2. ábrán látható. Az előzetes kísérletek alapján, ha a próbatest vizsgálati szakasza túl széles, az nagy hatást gyakorol az erő-idő diagramokra, ami rontja a kiértékelhetőséget. Ha túl kicsi, akkor a kötés helyett az alanyanyagban fordulhat elő a törés.



2. ábra. A vizsgálathoz kialakított próbatest geometriája.

A próbatest geometriája miatt szükséges volt az ülék áttervezése is, amely alkalmas a ponthegesztett próbatest megtartására; ez a 3. ábrán látható.



3. ábra. Az ütővizsgálathoz kialakított új ülék.

3. Kísérleti körülmények

A kísérletekhez az autóiparban gyakran használt alapanyagokat választottunk. Az acél oldal DP 600 volt, amelyet első esetben 5754-H22 alumíniumötvözetrel, második esetben pedig 6082-T6 alumíniumötvözetrel kombináltunk. Mindegyik alapanyag 1 mm vastagságú volt, a jobb összehasonlíthatóság érdekében.

A kétfázisú (DP) acél kemény martenzit szigeteket tartalmaz ferrit mátrixba ágyazva, diszperz eloszlással [11]. A DP600-as acél nagyon jó alakíthatósággal, valamint a DP acélok között kis szilárdsággal rendelkezik. Az egyik leggyakrabban alkalmazott autóipari alapanyag.

Az 5754-H22 alumíniumlemez használata szintén elterjedt, főként jó alakíthatósága és az ehhez kapcsolódó jó szilárdsági tulajdonságai miatt. Fő ötvözőeleme a magnézium, szilárdságát alakítással növelték, majd negyed keménységűre lágyították.

A 6082-T6 alapanyag széles körben használt alumíniumötvözet, amelyet nagy szilárdság jellemez, amit hőkezeléssel értek el. Ezt az ötvöztípust jó korrózióállóság jellemzi, de a hegesztés során jelentős lágyulás léphet fel a hőhatásövezetben. Az 1. táblázat az alapanyagok kémiai összetételét mutatja tömeg%-ban.

1. táblázat. A felhasznált alapanyagok összetétele [tömeg%]

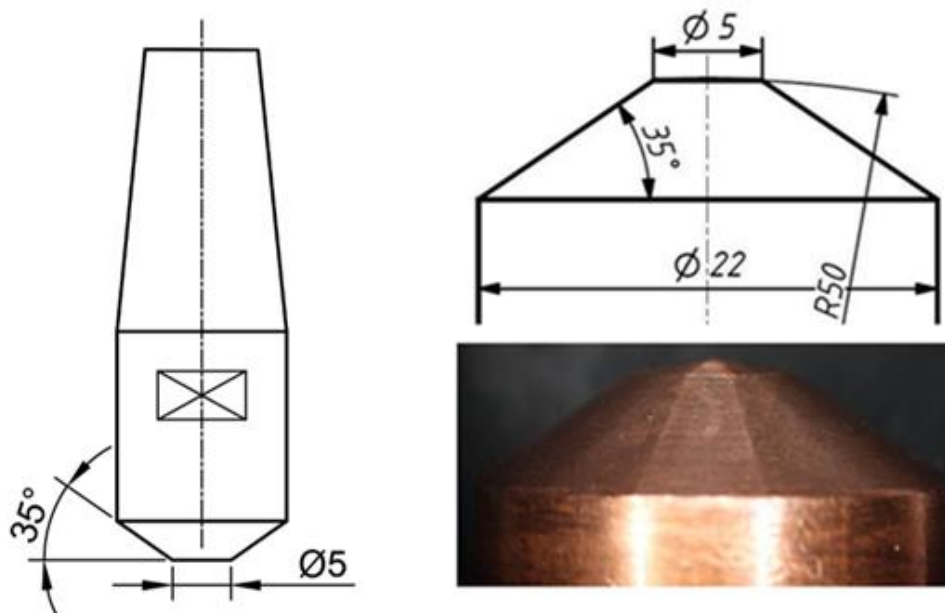
Acél alapanyag	C	Si	Mn	P	S	Nb	V	B
DP600	0,098	0,20	0,81	0,015	0,002	0,014	0,010	0,0002
Alumínium alapanyagok	Cu	Fe	Mn	Cr	Mg	Ti	Si	Zn
5754-H22	0,055	0,294	0,358	0,009	2,796	0,016	0,193	0,034
6082-T6	0,09	0,46	0,46	0,02	0,7	0,03	0,9	0,08

A felhasznált alapanyagok mechanikai tulajdonságait a 2. táblázat tartalmazza. Az 1. és a 2. táblázatokban összefoglalt adatokat az alapanyagok műbizonylata tartalmazza.

2. táblázat. A felhasznált alapanyagok legfontosabb mechanikai tulajdonságai.

Anyagminőség	R_m [MPa]	$R_{p0,2}$ [MPa]	A_{50} [%]
5754-H22	220	137	22,0
6082-T6	348	303	15,0
DP600	669	448	18,7

A hegesztett kötések elkészítéséhez TECNA 8007 típusú hegesztőgépet (AC, 50 Hz) TE 550 típusú vezérléssel alkalmaztunk. A sajtoló nyomást pneumatikus henger biztosította. A kísérletekhez CuCrZr hegesztőelektrodákat használtunk 5 mm-es gömbfejű átmérővel. A gömbfejű elektrodák sugarát a hegesztendő lemez vastagságától függően kell megválasztani. 1 mm-es lemezvastagságnál $R = 50$ mm sugarat alkalmaztunk a szakirodalom ajánlása szerint [12], [13].



4. ábra. A hegesztéshez használt elektróda geometriája.

Ugyanazt a geometriát alkalmaztuk a felső és az alsó elektrodákhoz. A 4. ábrán az elektrodák geometriáját láthatjuk.

A hegesztett kötések létrehozásához alkalmazott paramétereket a 3. táblázat tartalmazza.

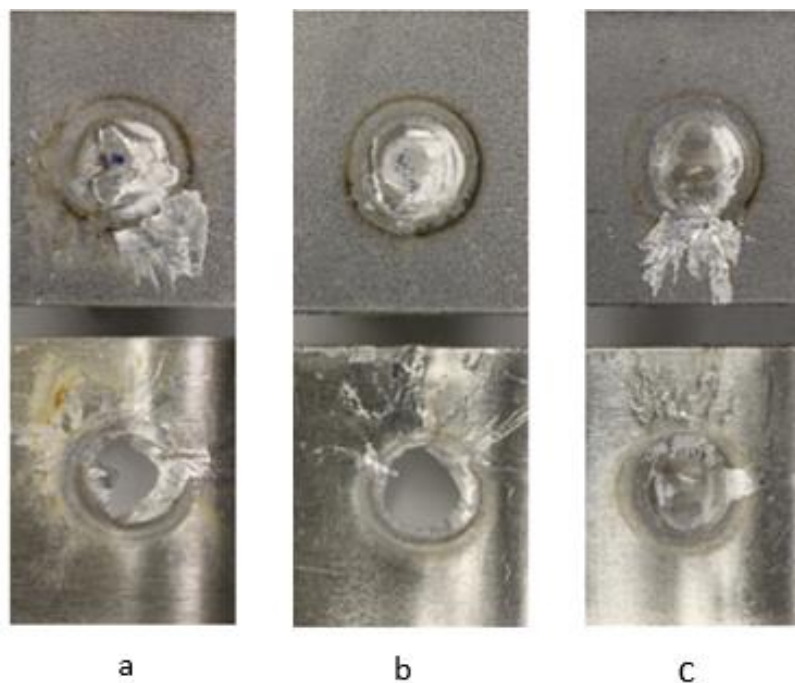
3. táblázat. Az anyagkombinációkhoz használt hegesztési paraméterek

Alapanyag kombináció	Áramerősség [kA]	Hegesztési idő [ms]	Sajtoló erő [kN]
5754-H22 / DP600	16,5	220	2,5
6082-T6 / DP600	15	220	2,5

4. A kísérleti eredmények

A vizsgálatok során mindkét kombinációból 11-11 darab próbatesten végeztünk ütővizsgálatot, így összesen 22 vizsgálatra került sor. Az ütővizsgálathoz az előzőekben leírt módszert alkalmaztuk, azokra 20°C-os szobahőmérsékleten került sor. A vizsgálat gyorsasága miatt, nagy mintavételezési sebességű berendezést használtunk az erő-idő diagrammok felvételéhez. A mintavételi idő 10 ms volt, így egy mérés időtartama alatt 2500 mintavételre került sor. Ez a magas mintavételi arány pontos eredményeket adott.

Az ütővizsgálatok elvégzése során háromféle tönkremeneteli mód fordult elő: teljesen kigombolódott, részlegesen kigombolódott és nyíródott. Az 5. ábra a pontkötések ezen három tipikus tönkremeneteli módját mutatja, ahol a felső anyag az acél, az alsó pedig az alumínium. Az összes tönkremenetel esetén alumínium fröccsenés látható a két lemez között.



5. ábra. Tönkremeneteli típusok:

a) részlegesen kigombolódott; b) teljesen kigombolódott ; c.) nyíródott.

A vizsgálatok során megfigyelhető volt, hogy a teljesen/részlegesen kigombolódott kötések nagyobb ütőerőt mutatnak, míg a nyírottak kisebbet. Az ütőmunka tendenciája kigombolódott kötés esetén nagyobb, és nyíródott kötés esetén kisebb. Mindkét kötés kombináció jelentős eltérést mutat az ütőmunka értékek vonatkozásában.

Az 4. táblázat a műszerezett ütővizsgálatok eredményeit mutatja be az ütőmunkára, a maximális ütőerőre és a meghibásodási módra fókuszálva.

Általánosságban elmondható, hogy a DP600/5754-H22 kombináció ütőmunka és maximális ütőerő eredménye jobb, mint a DP600/6082-T6 kombinációé. A maximális ütőerő DP600/5754-H22 kötéskombináció esetén 1,57 kN és 3,05 kN között változott (átlagosan 2,19 kN). Ez a tartomány a

DP600/6082-T6 kombinációnál 1,38 kN és 2,59 kN közötti (átlagosan 1,8 kN). Az ütőmunka nagy eltéréseket mutat (10 J-tól 30 J-ig, átlagosan 21,36 J) a DP600/5754-H22 kombináció esetén. A DP600/6082-T6 kombináció eredményei kisebb eltérést mutatnak az ütőmunka tekintetében (18,5 J-tól 24 J-ig, átlagosan 19,9 J). A 6082-T6 anyag szilárdsági tulajdonságai jobbakként, mint az 5754-H22 anyagé, de rosszabb eredményt mutatnak maximális ütőerő és az ütőmunka esetében.

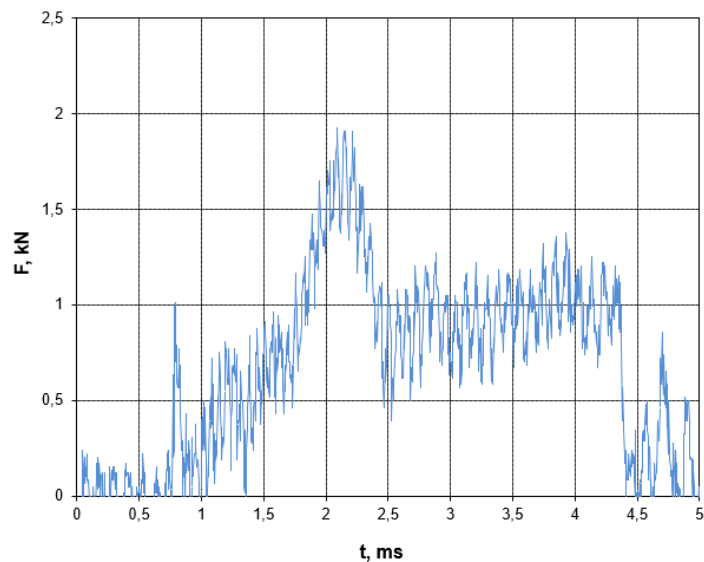
4. táblázat. A műszerezett ütővizsgálatok eredményei

Sorszám	Anyag kombináció	Ütőmunka [J]	Maximális ütőerő [kN]	Tönkrementési mód
1	DP600/5754-H22	24	2,4018	Teljes kigombolódás
2		27	1,5947	Teljes kigombolódás
3		18,5	3,052	Nyíródás
4		23	2,164	Részleges kigombolódás
5		22	2,0443	Részleges kigombolódás
6		18	2,1254	Részleges kigombolódás
7		20,5	2,2515	Részleges kigombolódás
8		30	2,719	Részleges kigombolódás
9		24,5	2,2908	Teljes kigombolódás
10		17,5	1,5777	Nyíródás
11		10	1,9272	Nyíródás
12	DP600/6082-T6	18,5	1,4101	Nyíródás
13		19	1,4725	Nyíródás
14		18,5	1,49	Részleges kigombolódás
15		21,5	2,1166	Részleges kigombolódás
16		19	1,4314	Részleges kigombolódás
17		20	1,8333	Nyíródás
18		24	2,5983	Részleges kigombolódás
19		19	1,3878	Nyíródás
20		18	1,8774	Nyíródás
21		22	2,3439	Részleges kigombolódás
22		20	1,9239	Részleges kigombolódás

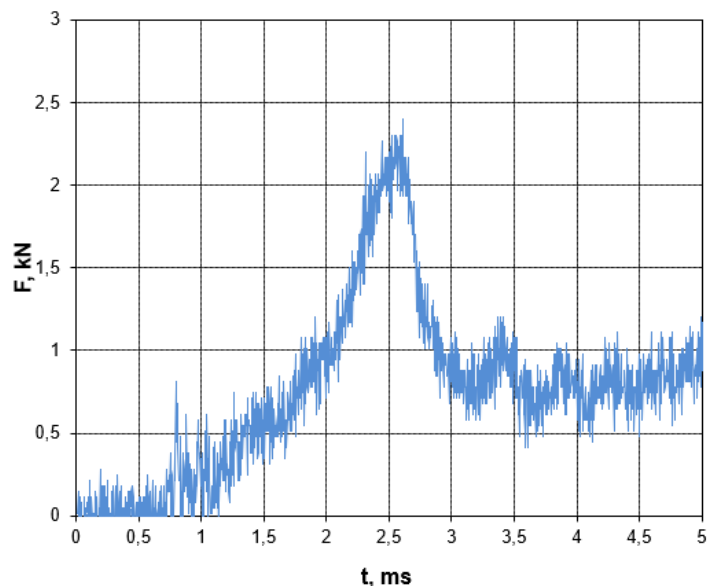
Korábbi vizsgálataink szerint az intermetallikus vegyület (IMC) vastagsága különbségeket mutat e két alumíniumötvözet között [9], azonos hegesztési paraméterek mellett. A 6082-T6 átlagos intermetallikus vegyület (IMC) vastagsága 2,41 μm , ami az 5754-H22 esetében 0,59 μm volt.

Mivel az IMC nagyon rideg, ezért feltételeztük, hogy ha ennek az intermetallikus vegyületnek nagyobb a vastagsága, akkor az ridegedést okozhat, ezért csökken az ütőmunka és a maximális ütőerő értéke. Összességében az eredmények szórása túl nagy, ezért a kötések reprodukálhatósága nem jó, a különböző meghibásodási módok is ugyanezt támasztják alá. Az alkalmazott hegesztési technológia a legvékonyabb IMC-re van optimalizálva ezeken az anyagkombinációkon. A 6. ábra egy tipikus

részben kigombolódott kötés erő-idő (F-t) diagramját mutatja be. A diagram első szakaszán az alapanyag deformációjából adódó változás figyelhető meg 0,8 ms-ig, majd a ponthegeztett kötés ellenállása 4,5 ms-ig látható. Az utolsó szakasz az alapanyag további deformációja a kötés meghibásodása után.



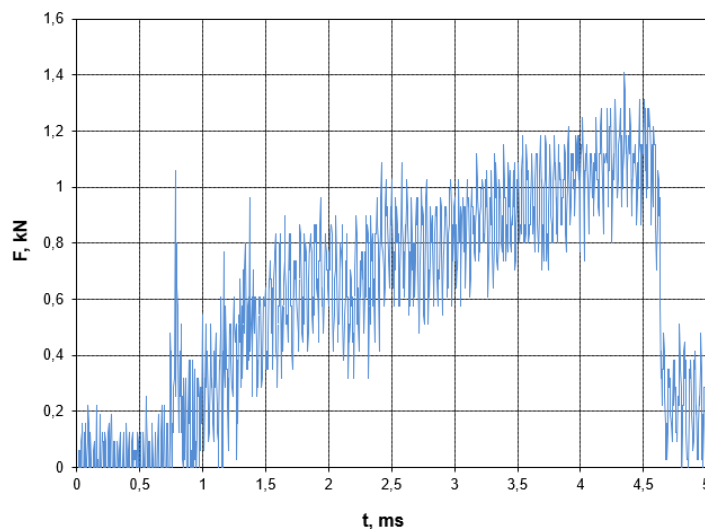
6. ábra. Részlegesen kigombolódott kötés erő-idő diagramja.



7. ábra. Teljesen kigombolódott kötés erő-idő diagramja.

Teljes kigombolódás esetén a diagram alakja hasonló a 6. ábrához. Az erő gyorsan növekszik és magasabb értéket mutat, mint részleges kigombolódás esetében. Ezt láthatjuk a 7. ábrán.

A 8. ábra a nyíródás tipikus diagramját mutatja. Ez a diagram is az alapanyag deformációjával kezdődik 0,8 ms-ig, majd a ponthegeesztett kötés ellenállása 4,6 ms-ig látható. Az utolsó szakasz ugyanaz, mint a 6. ábrán. Az erő ebben az esetben nem növekszik gyorsan, és jellemzően nem ér el magas értékeket. A görbe alakja ebben az esetben jobb, mert a görbe alatti terület nagyobb, azonos maximális erőérték esetén.



8. ábra. Nyíródott kötés erő-idő diagramja.

5. Összefoglalás

Az elvégzett vizsgálatok és a kapott eredmények alapján a következők fogalmazhatók meg.

A műszerezett ütővizsgálat eredményei összehasonlítható eredményeket adnak hibrid kötések ellenállás ponthegeesztése esetén. A DP600/5754-H22 kombináció jobb ütőmunka és maximális ütőerőt ér el, mint a DP600/6082-T6. Feltételezhető, hogy az intermetallikus vegyület vastagsága okozta ezt az eredményt; a DP600/6082-T6 esetében az IMC vastagsága négyszer nagyobb volt, mint a DP600/5754-H22 esetében. Az IMC vastagság és a kötések dinamikus tulajdonságai közötti összefüggések vizsgálata még folyamatban van. Az ütőmunka eredmények viszonylag nagy eltérést mutatnak a DP600/5754-H22 esetében. A DP600/6082-T6 esetén az ütőmunka szórása sokkal kisebb. A maximális ütési erő eredmények mindkét esetben nagy eltéréseket mutatnak.

Az erő-idő görbék szignifikáns különbségeket mutatnak a kigombolódott és nyírt meghibásodási módok között. Ezek a diagramok azt mutatják, hogy az ütőmunka közel azonos lehet, de a maximális ütőerő és a meghibásodás jellege jelentősen eltérhet. További vizsgálat szükséges a teljes meghibásodási mechanizmus feltárásához, valamint az erő-idő diagramok elemzéséhez.

Irodalom

- [1] Z. Wan, H. P. Wang, N. Chen, M. Wang, and B. E. Carlson, „Characterization of intermetallic compound at the interfaces of Al-steel resistance spot welds”, *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 242, pp. 12–23, 2017, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2016.11.017.
- [2] A. Gullino, P. Matteis, and F. D. Aiuto, „Review of aluminum-to-steel welding technologies for car-body applications”, *Metals*, vol. 9, no. 3, 2019, doi: 10.3390/met9030315.
- [3] Y. Lu, E. Mayton, H. Song, M. Kimchi, and W. Zhang, „Dissimilar metal joining of aluminum to steel by ultrasonic plus resistance spot welding - Microstructure and mechanical properties”, *Materials and Design*, vol. 165, 2019, doi: 10.1016/j.matdes.2019.107585.
- [4] P. Kovács and M. Tisza, „Investigation of clinch joints made of similar and dissimilar materials”, in *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, vol. 426, 2018. doi: 10.1088/1757-899X/426/1/012028.
- [5] S. Jónás, M. Tisza, D. Felhos, and P. Z. Kovács, „Experimental and numerical study of dissimilar sheet metal clinching”, *AIP Conference Proceedings*, 2019. doi: 10.1063/1.5112585.
- [6] L. Shi, J. Kang, C. Qian, J. Liang, B. Shalchi-Amirkhiz, A. S. Haselhuhn, and B. E. Carlson, „Role of Fe₂Al₅ in fracture of novel dissimilar aluminum-steel resistance spot welds using multi-ring domed electrodes”, *Materials Science and Engineering: A*, vol. 831, 2022, doi: 10.1016/j.msea.2021.142233.
- [7] M. Pouranvari, „Critical assessment: dissimilar resistance spot welding of aluminium/steel: challenges and opportunities”, *Materials Science and Technology*, vol. 33, no. 15, pp. 1705–1712, okt. 2017, doi: 10.1080/02670836.2017.1334310.
- [8] N. Chen, M. Wang, H. P. Wang, Z. Wan, and B. E. Carlson, „Microstructural and mechanical evolution of Al/steel interface with Fe₂Al₅ growth in resistance spot welding of aluminum to steel”, *Journal of Manufacturing Processes*, vol. 34, pp. 424–434, 2018, doi: 10.1016/j.jmapro.2018.06.024.
- [9] S. A. Abd Al Al, M. Gáspár, and Á. Meilinger, „Properties of Hybrid Aluminium-Steel Joints Made by Resistance Spot Welding”, *Defect and Diffusion Forum*, vol. 416, pp. 131–138, 2022, doi: 10.4028/p-3099yq.
- [10] S. Hu, A. S. Haselhuhn, Y. Ma, Y. Li, B. E. Carlson, and Z. Lin, „Sensitivity of dissimilar aluminum to steel resistance spot welds to weld gun deflection”, *Journal of Manufacturing Processes*, vol. 68, pp. 534–545, 2021, doi: 10.1016/j.jmapro.2021.05.059.
- [11] A. Balogh and L. Prém, „Ferrit-martensites (DP) acél vékonylemezek ellenállásponthegeztetősége”, *GÉP*, vol. 64, no. 8., pp. 13 – 17, 2013.
- [12] E. Z. Akbolatov, A. S. Kiselev, and M. S. Slobodyan, „Prediction and stabilization of initial resistance between electrodes for small-scale resistance spot welding”, *Welding in the World*, vol. 63, pp. 443–457, 2019, doi: 10.1007/s40194-018-0671-x.
- [13] M. Gáspár, Á. Dobosy, M. Tisza, I. Török, Y. Dong, and K. Zheng, „Improving the properties of AA7075 resistance spot-welded joints by chemical oxide removal and post weld heat treating”, *Welding in the World*, vol. 64, pp. 2119–2128, 2020, doi: 10.1007/s40194-020-00988-y.

HEGESZTÉSI HŐCIKLUSOK MÉRÉSE KÜLÖNBÖZŐ ELLENÁLLÁS-PONTHEGESZTÉSI TECHNOLÓGIÁK ESETÉN

Sahm Alden Abd Al Al

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

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 ellenállás-ponthegeztés még mindig a leggyakrabban alkalmazott hegesztő eljárás az autóiiparban, ahol a vékonylemezekből álló autókarosszériák átlapolt kötése készülnek. A jelenleg nagy mennyiségben alkalmazott nagyszilárdságú acélok esetén nehézségek adódhatnak a hegesztéstechnológia tervezésénél, ugyanis lágyulás következhet be a hőhatásövezetben (HAZ), amely a hegesztett kötés szilárdsági tulajdonságait rontja. Az ellenállás-hegesztési hőciklus hatására jellemzően a martenzites szövet megeresztődik, így a szilárdság drasztikusan csökken a hőhatásövezetben. A hőhatásövezeti zónák különböző részein más a lágyulás mértéke, ami az eltérő szövetszerkezeti változásokkal magyarázható. Ennek megértéséhez szükséges tudni, hogy milyen hőciklus érte a különböző hőhatásövezeti zónákat. A kutatásaink során lemértük az ellenállás-ponthegeztéskor létrejövő hegesztési hőciklusokat a hőhatásövezet alzónáiban, 1 mm vastag MS1400 minőségű acéllemezek esetén, különböző hegesztési paraméterkombinációk alkalmazásával.

Kulcsszavak: ellenállás-ponthegeztés (RSW), hőciklus, hőhatásövezet, hőmérséklet mérés

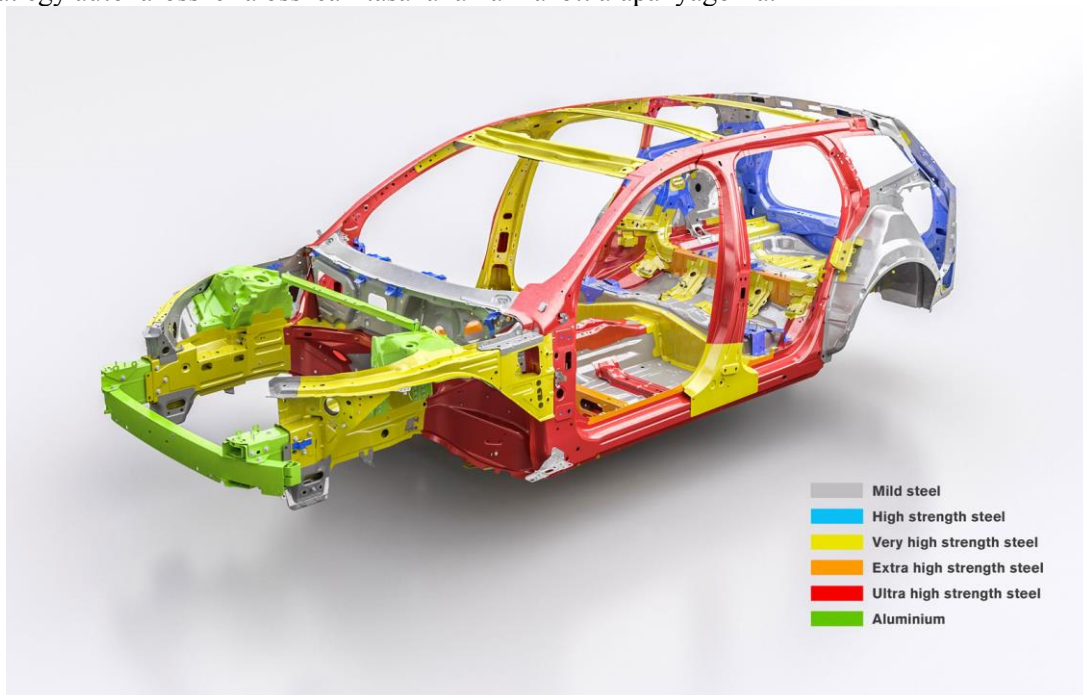
Abstract

Resistance spot welding is still the most commonly used welding process in the automotive industry, where overlapped joints of thin sheet car bodies are made. In the case of high-strength steels, which are currently used in large quantities, difficulties may arise in the planning of the welding technology, because softening can occur in the heat-affected zone (HAZ), which decreases the strength properties of the welded joint. As a result of the resistance-welding thermal cycle, the martensite typically softens, so the strength is drastically reduced in the heat-affected zone. The degree of softening is different in the subzones of the heat-affected zone, which can be explained by the different microstructural changes. In order to understand this, it is necessary to know what kind of heat cycle affected the different HAZ subzones. In our research, we measured the welding thermal cycles created during resistance spot welding in the sub-zones of the heat-affected zone in the case of 1 mm thick MS1400 quality steel sheets, using different welding parameter combinations.

Keywords: resistance spot welding (RSW), thermal cycle, heat-affected zone, temperature measuring

1. Bevezetés

Az ellenállás-ponthegesztés (RSW) az autóiparban széles körben alkalmazott hegesztő eljárás, ami alapvetően a nagy termelékenységének, hatékonyságának és rugalmasságának köszönhető [1]. Leginkább az autókarosszériák összehegesztésére alkalmazzák, melyek több ezer ponthegesztett kötés elkészítésével állnak össze. Napjainkra, egyre inkább előtérbe kerül az autók tömegének csökkentése, amellyel lehet csökkenteni a károsanyag kibocsátást és a gyártási költségeket is. Ennek egyik módja, hogy az autókarosszériáknál nagyszilárdságú acélokat alkalmaznak, így a lemezek vastagságát lehet csökkenteni és ezzel együtt természetesen a tömeg is csökken. Emellett megjelentek a az alumínium karosszéria elemek is melyeket sok esetben acél alapanyaggal kell összekötni [2]. Az 1. ábra mutat példát egy autókarosszéria összeállításánál alkalmazott alapanyagokra.



1. ábra. Egy Volvo V60-as személyautó karosszériájának anyagai. [3]

Az ábrán jól látható a nagyszilárdságú acélok nagymértékű felhasználása. Pirossal kiemelve az ultra-nagyszilárdságú acélokat láthatjuk, amelyek jellemzően martenzites szövetszerkezetűek (MS), és a tömegcsökkentés érdekében gyakran alkalmazott anyagok [4]. Leginkább az ütközés szempontjából kritikus részeken alkalmazzák, például az A, a B és a C oszlopok esetén [5]. Ezeken a kritikus helyeken természetesen nemcsak az alapanyagoknak, hanem a ponthegesztett kötésnek is nagy szilárdságúnak kell lennie.

Az ellenállás-ponthegesztés egy rendkívül termelékeny hegesztő eljárás, ami a gyors hegesztési hőciklusnak köszönhető, a hegesztési idők ms nagyságrendűek. A hegesztő áram bekapcsolásával, a gyors hőfejlődés következtében megolvad a két lemez közötti rész és egy heglencse keletkezik, majd az áram kikapcsolása után gyorsan lehűl [6]. A hőfejlődés alapvetően a az alapanyag, valamint az alapanyagok közötti érintkezési ellenállás mértékétől függ [7]. A hűlés sebessége számos tényezőtől függ, úgy, mint az alapanyag tulajdonságaitól, a lemez vastagságától, a hegesztési paraméterektől,

valamint az elektródok hűtőhatásától. Az ellenállás-ponthegesztésre jellemző hűlési sebességek meghatározására már több esetben történtek próbálkozások, eredményül jellemzően $10^2 - 10^4$ °C/s értékeket kaptak [8], [9]. A hűlés során a 800 °C-ról 500 °C-ra történő hűlési idő az igazán meghatározó, hiszen ebben a tartományban játszódnak le a kritikus szövetszerkezeti változások [9], [10]. Ebből adódóan a $t_{8/5}$ hűlési idő ismerete az esetek nagy részében elengedhetetlen a pontos technológiai paraméterek beállításához és ezzel együtt az elvárt minőségű ponthegesztett kötések elkészítéséhez [11].

A hegesztési hőciklusok mérésének egyik elterjedt módja a termoelemekkel történő mérés, amely akár információt is adhat a különböző hőhatásövezeti zónákat érő hőhatásokról, amennyiben a termoelemeket megfelelően tudjuk pozicionálni. Nagyszilárdszilárdságú acélok esetében a hőhatásövezeti zónák különös figyelmet igényelnek, hiszen a kötés tulajdonsága jellemzően ezen zónák tulajdonságaitól függ. A hőhatásövezeten belül megkülönböztetünk szuperkritikus övezetet (UCHAZ = upper-critical heat-affected zone), interkritikus övezetet (ICHAZ = inter-critical heat-affected zone) és szubkritikus övezet (SCHAZ = sub-critical heat-affected zone). Ezekben az hőhatásövezeti zónákban különböző hegesztési hőciklus hat, ami jelentősen eltérő szövetszerkezetet eredményezhet. Ellenállás-ponthegesztés esetén a hőhatásövezet rendkívül kicsi, jellemzően 1 – 2 mm szélességű, a hegesztéstechnológiától függően, így a különböző zónákban való méréshez nagy pontosságú pozicionálás szükséges. Emellett, egyéb nehézségek is adódhatnak a mérés során, például a váltóáram keltette elektromágneses tér zavarhatja a mérést, és mechanikai vibrációt is okozhat. Ezen problémák megoldására megfelelően árnyékolt termoelemek, illetve speciális szűrési technikák alkalmazása javasolt [12]. Emellett nagy hőmérsékletre hevül fel a darab, ami adott esetben akár kifröccsenést is okozhat, szintén rossz mérést eredményezve [13]. Problémát jelenthet még a termoelemek pontos elhelyezése is az elektród közelsége miatt. Ezen nehézségek miatt meglehetősen nehéz találni a szakirodalomban ellenállás-ponthegesztési hőciklus mérési eredményeket és az esetek többségében az eredmények nem adják vissza tökéletesen az adott hőciklust.

A kutatás célja, hogy egy új mérési elrendezés alkalmazásával, a lehető legpontosabban megmérjük az ellenállás-ponthegesztési hőciklusokat a hőhatásövezet különböző zónáiban, 1 illetve 2 impulzusú hegesztés alkalmazásával.

2. Alapanyag és mérési körülmények

A méréshez 1 mm vastag, az SSAB által gyártott Docol MS1400 típusú, martenzites ultranagyszilárdságú acéllemezt használtunk. Az alapanyag vegyi összetételét és mechanikai tulajdonságait az 1. és a 2. táblázatok foglalják össze. A táblázatokban szereplő értékeket az alapanyag műbizonylata alapján közöljük.

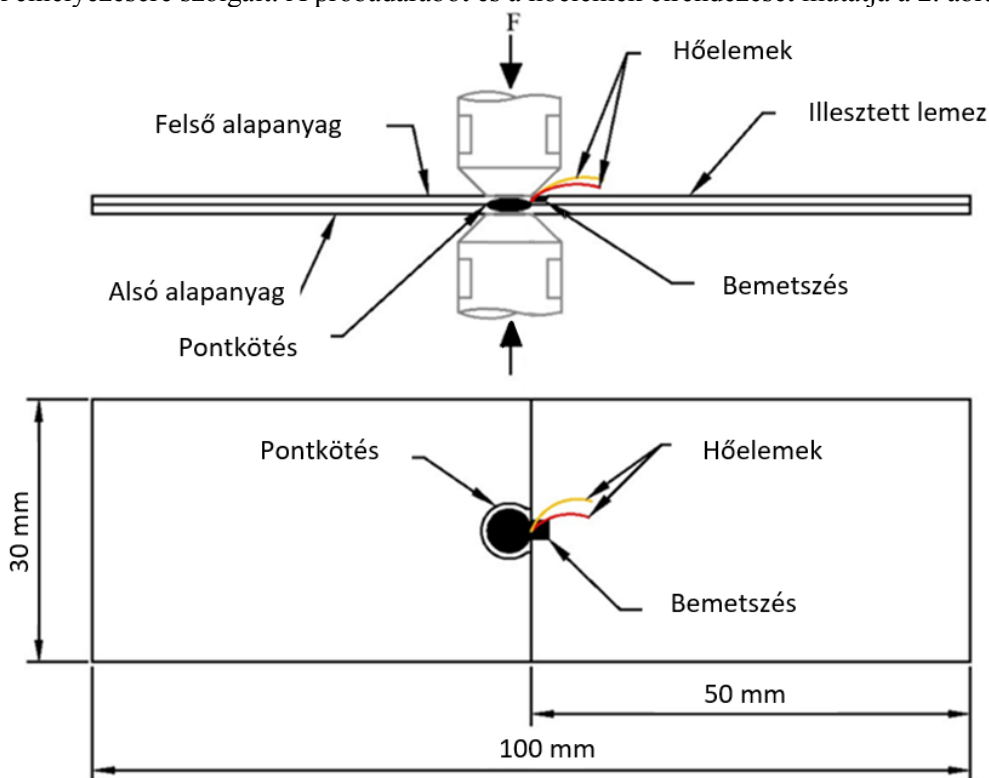
1. táblázat. Az alapanyag vegy összetétele [tömeg%]

Jelölés	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni
MS1400	0,22	0,46	2,46	0,016	0,003	0,03	0,12

2. táblázat. Az alapanyag mechanikai tulajdonságai

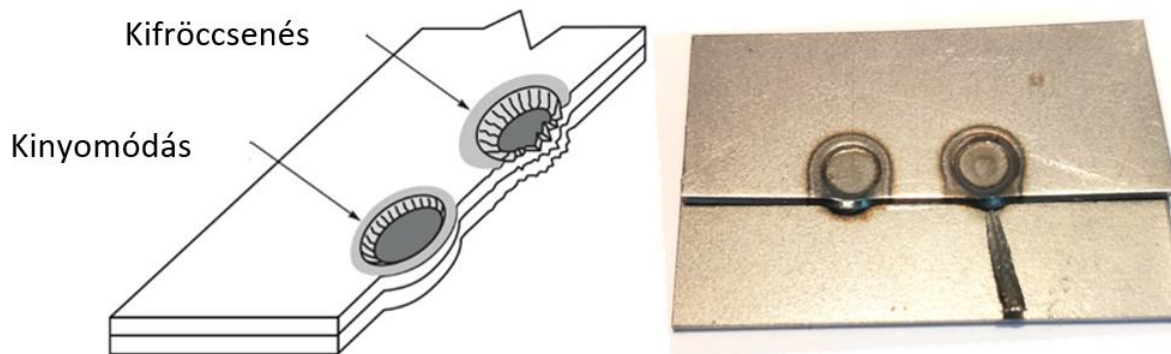
Jelölés	Folyáshatár, $R_{p0,2}$ [MPa]	Szakítószilárdság, R_m [MPa]	Százalékos szakadási nyúlás, A_8 [%]	Keménység, HV10
MS1400	1391	1496	4,5	470

A hőciklus méréshez speciális kialakítású és méretű lemezeket használtunk. Az alsó lemez mérete 100 mm x 30 mm volt, míg a felső lemezt kettévágtuk 50-50 mm hosszúságú darabokra. A lemezek méreteinek megválasztásánál figyelembe kellett venni, hogy a keletkező hő szabadon tudjon terjedni az anyagban, és a hőhatásövezet minden zónája teljes terjedelmében ki tudjon alakulni. Előzetes kísérleteink szerint a 30 mm széles és 100 mm hosszú lemez erre a célra megfelelt. Az egyik 50 mm-es lemeznek a szélén hegesztettünk, míg a másik 50 mm-es lemezt pontosan illesztettük hozzá. A nem lehegesztett lemez homlokfelületébe egy 2 mm x 2 mm méretű bemetszést készítettünk, amely a hőelemek elhelyezésére szolgált. A próbadarabot és a hőelemek elrendezését mutatja a 2. ábra.



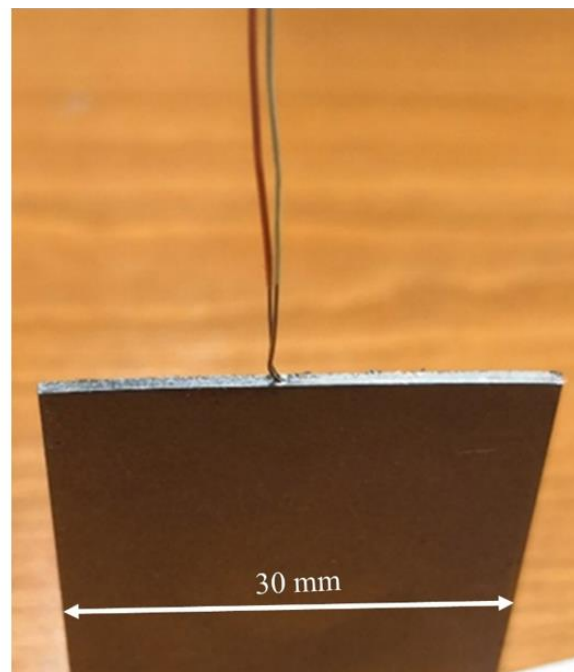
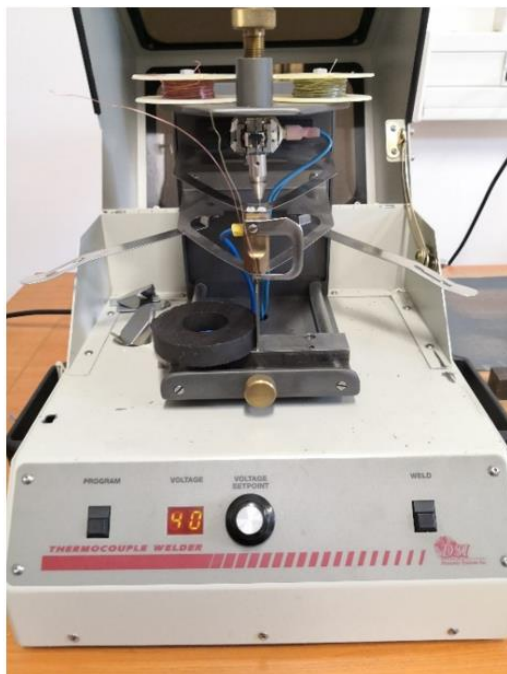
2. ábra. A próbadarab és a hőelemek elrendezése.

A próbatest megtervezése során olyan geometria kialakítására törekedtünk, amely a lehető leginkább közelít a valós hegesztési körülményekhez, ezért használtunk egy illesztett lemezt is. A bemetszésre a hőelemek elhelyezése miatt volt szükség. Ha az illesztett lemezt nem használtuk volna, akkor a hőelvonás mértéke teljesen máshogy alakul, továbbá a kötés helyéről történő anyagkinyomódás, valamint fröccsenés is jelentkezhetett volna. Ezekre a jelenségekre mutat példát a 3. ábra.



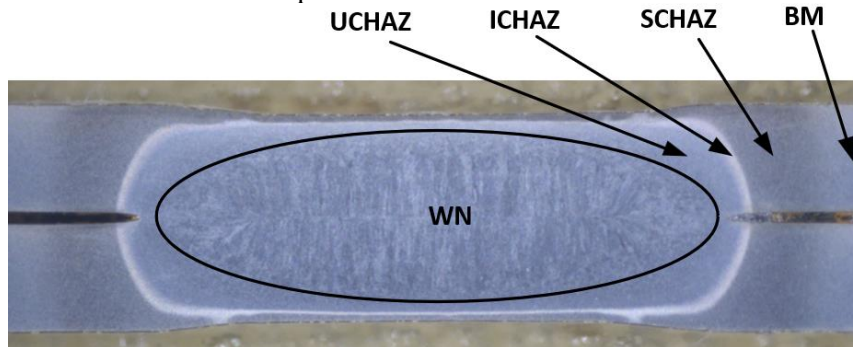
3. ábra. A kifröccsenés és a kinyomódás elvi ábrája a bal oldalon [14] és azok képe a tényleges hegesztéskor jobb oldalon (saját készítésű kép)

Mivel ellenállás-ponthegesztéskor a legnagyobb hő a két lemez között keletkezik, ezért a hőelemek elhelyezését mindenképpen az alapanyagban kellett megoldani, a felületi hőmérsékleteloszlás számottevően eltérhet az alapanyagban lévőtől. Ebből adódóan a felső, összehegesztendő lemez élére helyeztük el a hőelemet. Mivel a hegesztés során kismértékű vibráció is előfordul, ezért a hőelemeket rá kellett hegeszteni a lemezek élére. A hőelem felhegesztéséhez egy kifejezetten erre a célra használható kondenzátorkisütéses ellenálláshegesztő berendezést használtunk. A hőelem hegesztését nehezítette, hogy a K típusú hőelem mindkét vezetékét egy pontban kellett meghegeszteni a megfelelő mérési eredmények eléréséhez. A hőelem hegesztő berendezést, valamint egy elkészült hegesztést mutat a 4. ábra.



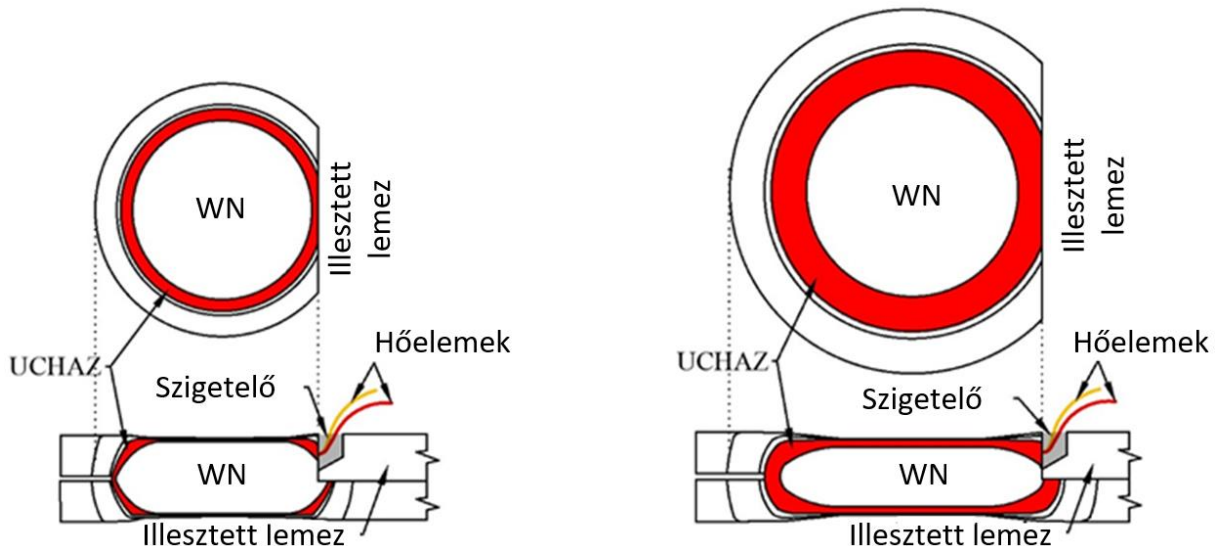
4. ábra. A hőelemek hegesztésére használt berendezés (bal oldali kép) és egy hegesztett darab (jobb oldali kép)

Az ellenállás-ponthegesztett kötések hőhatásövezete meglehetősen kisméretű, jellemzően 2 – 3 mm szélességű (az adott paraméterkombinációtól függően), amelyen belül különböző hőhatásövezeti zónák helyezkednek el. A hőhatásövezetben lejátszódó folyamatok megértéséhez szükséges tudni az egyes zónákra jellemző hőciklusokat. A hőhatásövezet mellett a heglencse (WN = weld nugget) alkotja a kötést, ami hegesztés közben megolvad, így a hőmérsékletmérés ebben a pontban hőelemmel nem megoldható. Az 5. ábra mutatja a hőhatásövezeti zónák és a heglencse helyét egy ellenállás-ponthegesztett kötés makroszkopikus képén.

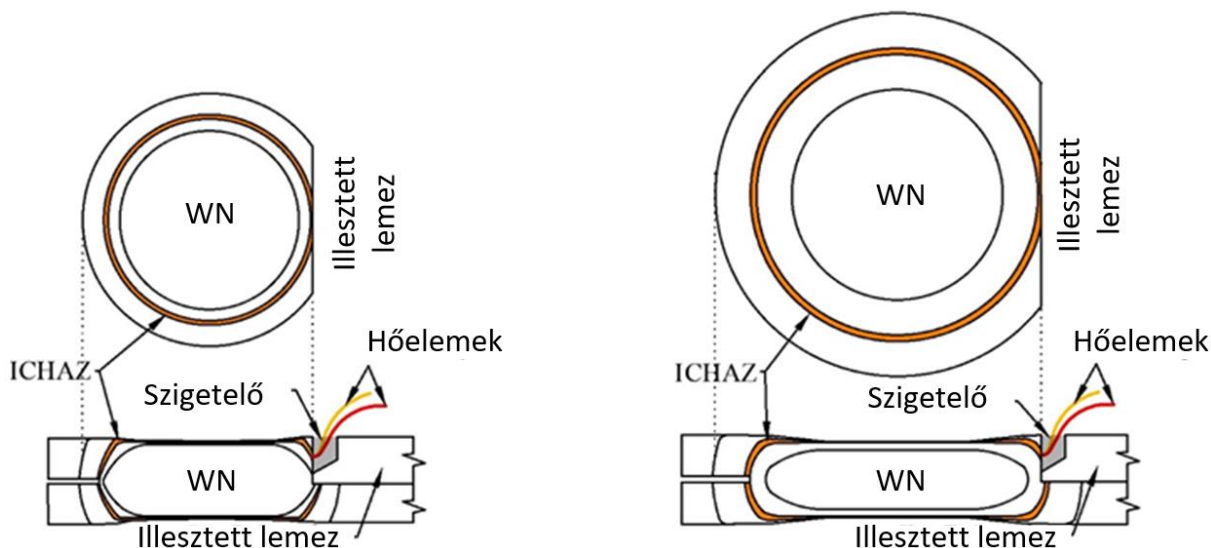


5. ábra. Az ellenállás-ponthegesztett kötés felépítése: hőhatásövezeti zónák (UCHAZ, ICHAZ, SCHAZ), a heglencse (WN) és az alapanyag (BM).

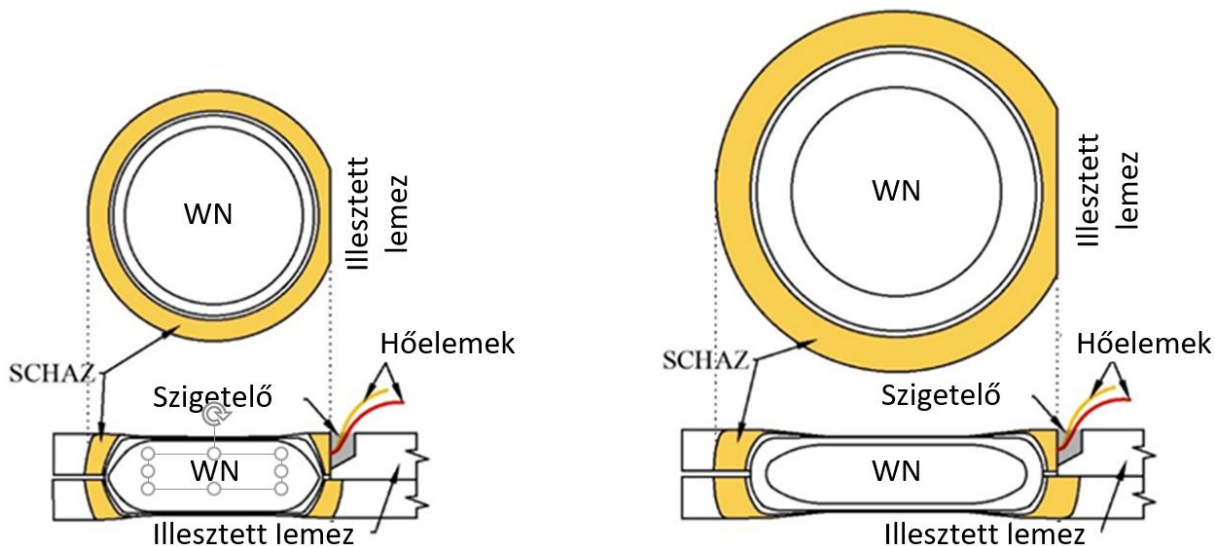
A hőmérsékletmérést megelőzően mikroszkóp segítségével megmértük az adott hőhatásövezeti zónák pontos helyét a heglencséhez képest, és ez alapján történt a pozicionálás a tényleges méréskor. Mivel az ellenállás-ponthegesztett kötés a keresztmetszet mentén szimmetrikus, ezért szimmetrikus hőciklust feltételeztünk a kötés két oldalán. A 6., a 7. és a 8. ábrák szemléltetik pontosan, hogy az adott hőhatásövezeti zónák méréséhez hol kellett elhelyezni a hőelemeket.



6. ábra. A hőelemek helye a superkritikus hőhatásövezetben (UCHAZ).



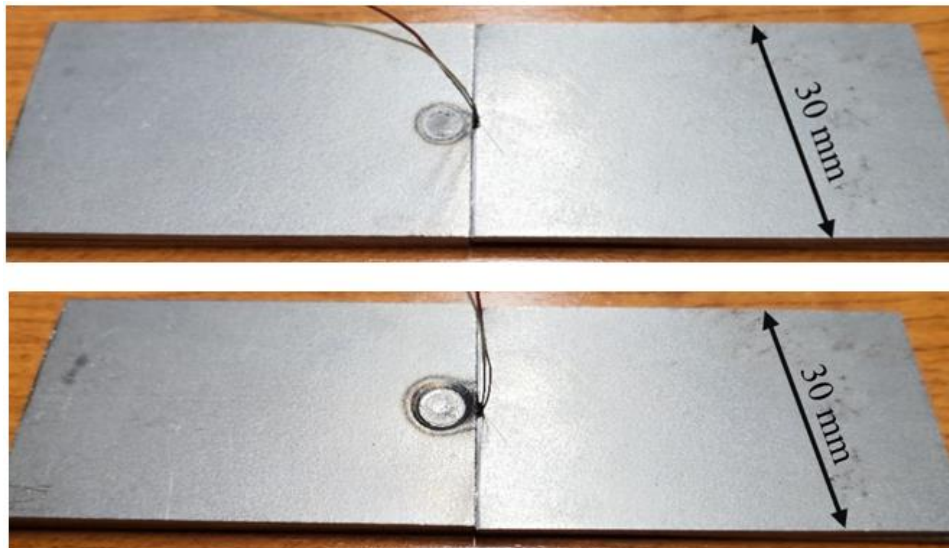
7. ábra. A hőelemek helye az interkritikus hőhatásövezetben (ICHAZ).



8. ábra. A hőelemek helye a subkritikus hőhatásövezetben (SCHAZ).

A hőmérsékletméréshez használt K típusú hőelemek egy HBM Spider 8-as jelfeldolgozó rendszerhez csatlakoztak. A Spider 8-as rendszer egy számítógéppel kommunikált és a számítógépen lévő szoftver segítségével történt a hőmérséklet – idő görbék felvétele. Mivel a hegesztés nagyon gyors ezért viszonylag nagy mintavételi frekvenciát (200 Hz) kellett alkalmazni. A mérést több esetben is zavarta a hegesztő áram elektromágneses tere, ezért a hőmérséklet – idő görbék hevítési szakaszának simítására is szükség volt. A simítás egyszerű mozgóátlag technikával történt. Erre

leginkább a hegesztéshez legközelebb eső részek görbénél volt szükség. A 9. ábra mutat példákat a hőciklus mérés utáni próbatestekre.



9. ábra. Mérés utáni próbatestek két különböző hegesztési paraméterkombináció esetén.

3. Hegesztési körülmények

A hegesztéshez TECNA 8007 típusú váltóáramú ellenálláshegesztő berendezést használtunk, TE550 vezérlő egységgel. A csonkakúp kialakítású, 5 mm kontakt átmérőjű hegesztő elektródok anyaga CuCrZr volt. A hőciklus mérés célja nemcsak egy adott hegesztési paraméterkombinációnál adódó hőmérséklet-idő diagramok meghatározása, hanem a különböző paraméterek hatásának vizsgálata is volt. Ebből adódóan két különböző hegesztési paraméterkombináció került meghatározásra, mindkettővel kigombolódott kötést lehetett létrehozni. A 3. táblázat mutatja a használt paramétereket.

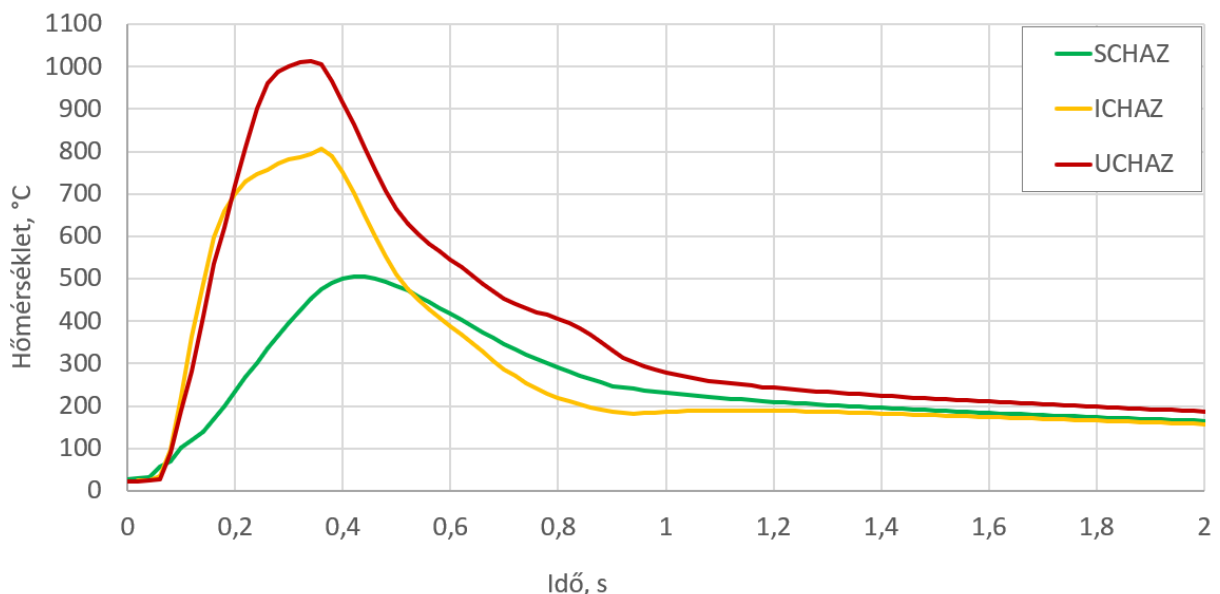
3. táblázat. A hőciklus mérésekhez használt hegesztési paraméterkombinációk

A technológia megnevezése	Hegesztési áramerősség [kA]	Hegesztési idő [ms]	Impulzusok száma	Szünetidő [ms]	Hegesztési erő [kN]
Lágy munkarend	8,5	320	1	-	5
2 impulzusos hegesztés	6,4	120	2	300	3

Ahogy az a táblázatban látható az egyik technológia lágy munkarendű volt, tehát viszonylag hosszú idejű hegesztés történt, míg a másik technológia esetében 2 impulzust alkalmaztunk. Ezekkel a paraméterekkel már előzetesen készültek kötések, amelyeket megvizsgáltunk és az eredményeket publikáltuk is [15]. Az elvégzett vizsgálatok alapján jelentős szövetszerkezeti különbségek adódtak a két különböző paraméterkombinációnál, így a mérés során jelentősen eltérő hőciklusokra lehetett számítani.

4. Mérési eredmények

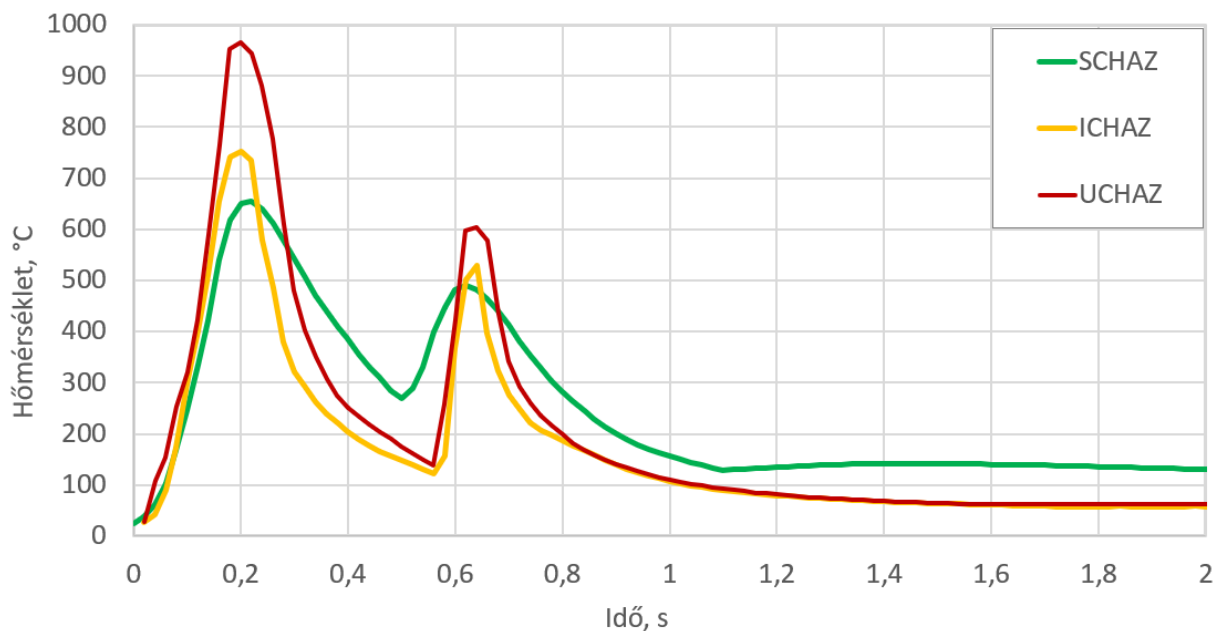
Az első mérésorozatot a lágy munkarendű hegesztéstechnológiával végeztük el; itt egy hosszabb hegesztési hőciklust vártunk. Emellett, az előzetes makroszkópos vizsgálatok azt mutatták, hogy a heglencse mérete is nagyobb ebben az esetben, mint a 2 impulzusos technológiánál, így a nagyobb heglencse átmérő figyelembevételével kellett igazítani a mérési helyeket. Sikeres hegesztési hőciklus mérést végeztünk az UCHAZ, az ICHAZ és az SCHAZ zónákban is, a mérési eredményeket a 10. ábra foglalja össze.



10. ábra. Hegesztési hőciklusok lágy munkarend esetén a különböző hőhatásövezeti zónákban.

Az ábrán jól látható, hogy a legnagyobb csúcshőmérséklet az UCHAZ zónában volt (1014 °C), ettől kisebb adódott az ICHAZ zónában (805 °C), a legkisebb pedig az SCHAZ zónában (506 °C). A hűlési sebességek meglehetősen nagyok, például a 800 °C-ról 500 °C-ra történő hűlés ideje 0,2 másodpercre adódott az UCHAZ esetén (1500 °C/s), míg ICHAZ esetén egy kicsit kisebb volt a hűlési idő (0,16 másodperc) és nagyobb a hűlési sebesség (1875 °C/s). Mindhárom görbénél jól látható, hogy a 200 – 300 °C-os tartománytól kezdve a hűlési sebesség drasztikusan csökken, ami abból adódik, hogy ebben az időpillanatban nyílnak szét az elektródok, így megszűnik a hűtőhatásuk. Az SCHAZ zónában felvett görbe lassú hevítési sebessége azzal magyarázható, hogy a mérés a zóna alapanyaghoz közeli szélén történt, ahol a nagyobb hőelvonás miatt lassabban hevül fel a darab, mint a heglencséhez közeli részeken.

A második mérési sorozatot a 2 impulzusos technológiánál végeztük el, amelynél szintén sikerült az UCHAZ, az ICHAZ és az SCHAZ zónákban megmérni a hegesztési hőciklusokat. A heglencse ebben az esetben kisebbre adódott, így ehhez kellett igazítani a pozicionálást, valamint a hőhatásövezet mérete is jóval kisebb volt, mint az előző technológiával készült kötés esetében. A 11. ábra mutatja a mérési eredményeket.



11. ábra. Hegesztési hőciklusok 2 impulzusos hegesztés esetén a különböző hőhatásövezeti zónákban.

Mindegyik hőcikluson tisztán látható a 2 áramimpulzus hatása, az első impulzus esetén nagyobb hőmérsékletre hevült fel az anyag, mint a második esetben. Ez abból adódik, hogy az első impulzus esetén az átmeneti ellenállás jóval nagyobb, mint a második impulzusnál. Ebből az is következik, hogy a második impulzusnál a nagyobb alapanyag hőmérséklet okozta nagyobb anyagellenállás mértéke nem éri el az első impulzusnál adódó érintkezési ellenállás mértékét. Az UCHAZ esetén a legnagyobb mért hőmérséklet 965 °C volt, az ICHAZ hőciklusnál 753 °C adódott, míg az SCHAZ esetén 654 °C csúcshőmérsékletet mértünk. A második impulzus csúcshőmérséklete az UCHAZ zónában 605 °C, az ICHAZ zónában 530 °C, míg az SCHAZ zónában 490 °C volt. A 800 °C-ról 500 °C-ra történő hűlés csak az UCHAZ esetén számolható, 0,05 s alatt hűlt le, így a hűlési sebesség 6000 °C/s-ra adódott. Jól látható, hogy a második impulzus esetén az UCHAZ zónában jóval kisebb a csúcshőmérséklet, mint az első impulzus csúcshőmérséklete, míg a többi zónában ez a különbség egyre kisebb. Az is megfigyelhető, hogy a második impulzusok csúcshőmérsékletei között kicsi a különbség a különböző hőhatásövezeti zónákban. Összességében a hegesztési hőciklusok rövidebbek a 2 impulzusos hegesztésnél, mint a lágy munkarendűnél.

5. Összefoglalás

Az elvégzett kutatómunka és annak eredményei alapján a következő megállapításokat fogalmazzuk meg.

- A kidolgozott hegesztési hőciklus mérési módszerrel, valamint a hozzá tartozó próbadarab kialakítással sikeresen meg lehetett mérni a hegesztési hőciklusokat a hőhatásövezet UCHAZ, ICHAZ és SCHAZ zónáiban lágy munkarendű és 2 impulzusos hegesztés esetén is. A kapott hőciklus görbék jellege az elméleti megfontolásoknak megfelel, a különböző hőciklusok közötti különbségek logikusak.

- A lágy munkarendű hegesztés esetén az UCHAZ csúcshőmérséklete 1016 °C, az ICHAZ csúcshőmérséklete 805 °C, míg az SCHAZ csúcshőmérséklete 506 °C-ra adódott. A különböző hőhatásövezeti zónák hőciklusainak hűlési sebessége nem egyforma, a nagyobb hőmérsékletre hevült részek gyorsabban hűltek, míg az alacsonyabb csúcshőmérsékletűek lassabban. A hűlési sebesség drasztikusan lecsökkent a 200 – 300 °C-os hőmérséklet-tartományban, ami az elektród eltávolodásának tulajdonítható. A kritikus 800 – 500 °C hőmérséklettartományban a hűlési sebesség 1500 °C/s volt az UCHAZ esetén, míg az ICHAZ esetén 1875 °C/s.
- A 2 impulzusos hegesztésnél az első impulzus csúcshőmérséklete minden esetben nagyobb volt, mint a második impulzusé, ami arra utal, hogy az első impulzusnál keletkező érintkezési ellenállás által keltett hő nagyobb, mint a második impulzusnál a főleg anyagellenálláson keletkező hő. Az első impulzusnál a csúcshőmérsékletek (UCHAZ: 965 °C, ICHAZ: 753 °C, SCHAZ: 654 °C) közötti különbségek is nagyobbak voltak, mint a második impulzus esetében (UCHAZ: 605 °C, ICHAZ: 530 °C, SCHAZ: 490 °C). A 800 °C-ról 500 °C-ra történő hűlés csak az UCHAZ esetén volt számolható, a hűlési idő 0,05 s volt, így a hűlési sebesség 6000 °C/s-ra adódott.

Irodalom

- [1] E. Spišák, K. Euboš, and J. Viňáš, "Application of resistance spot welding in car body production." *Acta Mechanica Slovaca*, (2015): 12. doi: 10.21496/ams.2015.012.
- [2] K. S. Sujeet, A. B. Moqtik, and M. R. Saraf. "Light-weight materials and their automotive applications" *SAE Technical Papers 4*, 2014, doi: 10.4271/2014-28-0025.
- [3] *New Volvo V60 Body in White Safety Structure*, 22.11.2023, <https://www.carbodydesign.com/gallery/2018/02/the-new-volvo-v60/13/>
- [4] B. C. De Cooman, K. G. Chin, and J. K. Kim, "High Mn TWIP Steels for Automotive Applications" *New Trends and Developments in Automotive System Engineering*, pp. 101-128, 2011, doi: 10.5772/14086.
- [5] P. Du Bois, "Vehicle crashworthiness and occupant protection." *Automotive Applications Committee*, Southfield, Michigan: American Iron and Steel Institute, 2004.
- [6] M. Pouranvari and S. P. H. Marashi, "Critical review of automotive steels spot welding: process, structure and properties" *Materials Science and Engineering: A*, vol. 543, pp. 1-46, 2012, doi: 10.1179/1362171813Y.0000000120
- [7] P. S. Wei and T. H. Wu, "Electrical contact resistance effect on resistance spot welding" *International Journal of Heat and Mass Transfer*, vol. 55, pp. 3316-3324, 2012, doi: 10.1016/j.ijheatmasstransfer.2012.01.040.
- [8] L. Kaščák, E. Spišák, "Effect of welding parameters on the quality of spot welds combining AHSS steel and HSLA steel." *Key Engineering Materials*, vol. 586, pp. 162-165, 2014, doi: 10.4028/www.scientific.net/KEM.586.162.
- [9] H. Zhang and J. Senkara, "Resistance Welding: Fundamentals and Applications" *CRC Press*, 2014.
- [10] Z. Shuhui, Q. Wu, Q. Huang, S. Liu, and Y. Han, "Influence of different cooling rates on the microstructure of the HAZ and welding CCT diagram of CLAM steel." *Fusion engineering and design*, vol. 86, pp. 2616-2619, 2011, doi: 10.1016/j.fusengdes.2011.02.072.

- [11] M. Miloš, D. Harmaniak, F. Novy, J. Winczek, and J. Moravec, L. Trsko "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.
- [12] A. Matsunawa and N. Seto, "The measurement of temperature and velocity distributions in resistance spot welding" *Welding Journal*, vol. 65, pp. 129-136, 1986.
- [13] K. Min and J. Chiang. "Weldability study of resistance spot welds and minimum weld button size methodology development for DP steel." *SAE transactions*, pp. 67-77, 2004, doi: 10.1179/136217108X325470.
- [14] *Specification for Automotive Weld Quality-Resistance Spot Welding of Steel*, AWS D8.1M, 2013
- [15] S. Alden and Á. Meilinger, "Investigation of Resistance Spot Welded Joints Made on Ultra-high-Strength Steel Sheets" *VAE 2022*, 2022, pp. 981-994, doi: 10.1007/978-3-031-15211-5_82.

ALUMÍNIUMÖTVÖZETBŐL HIDEGEN HÚZOTT VILLAMOS TÁVVEZETÉK HUZAL HŐKEZELÉSÉNEK VIZSGÁLATA

Kuzsella László

Egyetemi docens, Miskolci Egyetem, Anyagszerkeztani és Anyagtechnológiai Intézet,
Mechanikai Technológiai Intézeti Tanszék

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

Absztrakt

Villamos távvezeték huzalok legfontosabb tulajdonságai a villamos ellenállás és a mechanikai szilárdság. A cikkben EN AW 6101 ötvözetből készült hidegen húzott huzal és belőle készült sodrat stabilizáló hőkezelésének a technológia javítása céljából végzett felülvizsgálatát mutatjuk be. A jelenleg alkalmazott, 175°C-on hat órán keresztül végzett stabilizáló hőkezeléstől bizonyos szempontok szerint alkalmasabb hőkezelési paraméterek meghatározása a cél.

Kulcsszavak: alumíniumötvözet, távvezeték huzal, hőkezelés, stabilizáló hőkezelés, villamos ellenállás, szakítószilárdság.

Abstract

The most important properties of electric transmission wires are electrical resistance and tensile strength. In this article, a review of the stabilizing heat treatment of EN AW 6101 alloy cold drawn wire and stranded wire to improve the technology is presented. The aim is to determine more suitable heat treatment parameters than the current ageing heat treatment at 175°C in certain aspects.

Keywords: aluminum alloy, transmission wire, heat treatment, stabilizing heat treatment, electric resistance, tensile strength.

1. Bevezetés

Alumínium felsővezetékek gyártása során ötvözetlen és ötvözött alumíniumból is készülnek huzalok, ezekből készül a kész sodrat, amely már alkalmazható nagyfeszültségű villamos vezetékként. Az ötvözetlen alumínium felhasználása esetén előnyként jelentkezik a nagyon kedvező fajlagos villamos ellenállás, ugyanakkor hátrányt jelent az alacsony szilárdság, amely miatt nagyobb keresztmetszetű vezeték szükséges a megfelelő teherbírás eléréséhez. A kívánt teherbírás elérése és a keresztmetszet csökkentése érdekében nagyobb szakítószilárdságú anyag alkalmazása volna célszerűbb. Az alumínium szilárdságát háromféleképpen lehet növelni, ötvözéssel, hidegalakítással és hőkezeléssel. Ebből az első kettő a villamos ellenállás növekedését is eredményezi, pedig fontos szempont, hogy a szilárdságnövelés hatására ne emelkedjen meg jelentősen a fajlagos villamos ellenállás, ugyanis akkor a vezeték növekvő ellenállása miatt kellene megnövelni a sodrat keresztmetszetét az ellenállási veszteségek csökkentése céljából. A három szilárdságnövelő eljárásból, marad a hőkezelés, mint alkalmazható technológia.

Villamos vezetékek anyagaként tehát, olyan ötvözetet kell alkalmazni, amelynek tulajdonságai jól befolyásolhatók hőkezeléssel. Ezek alapján, villamos vezetékek gyártására kedvező anyag a 6101-es jelű magnézium és szilícium ötvözésű alumíniumötvözet, amely kitűnő szilárdsága mellett kedvező

villamos tulajdonságokkal is rendelkeznek, és hőkezeléssel mindkét tulajdonsága széles határok közt módosítható [1]–[2].

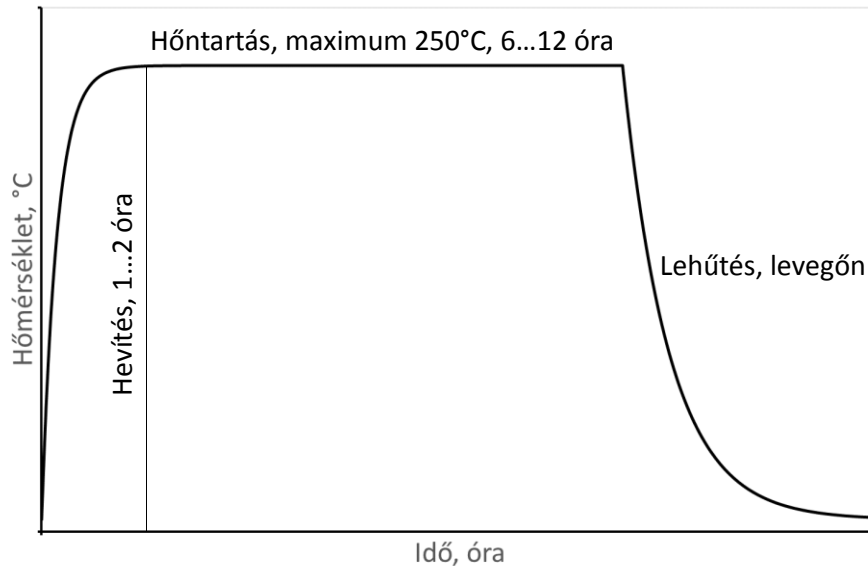
2. Hőkezelés

Hőkezelésnek nevezzük azokat az eljárásokat, amelyek során a hőmérséklet tudatos szabályozásával fémek és ötvözetek szövetszerkezetét változtatjuk meg a mechanikai, vagy egyéb más tulajdonságok befolyásolása céljából. Ennek során a kémiai összetétel és a fémtárgy alakja szinte változatlan marad, leszámítva a hőtágulás okozta esetleges vetemedést, az emelt hőmérséklet miatt bekövetkező revésedést és az esetleges felületi ötvözőkiégést. Termodinamikai szempontból a hőkezeléseket két részre oszthatjuk, az egyik esetben a nemegyensúlyi anyagszerkezet a hőkezelés során az egyensúlyi állapot felé tart. Ilyen például a feszültségcsökkentő, a stabilizáló hőkezelés, a lágyítás és a homogenizálás. A másik eset az, amikor célzottan a nemegyensúlyi állapot létrehozására törekszünk a technológia megvalósításakor. Ilyen hőkezelési módszer a nemesítés, amely során az emelt hőmérsékleten létrehozott homogén szilárd oldatot hirtelen lehűtéssel „befagyasztjuk” és így, szobahőmérsékleten, nemegyensúlyi szilárd oldatot kapunk [3]–[4].

2.1. Az alumínium stabilizáló hőkezelése

Az alakítható alumíniumötvözetek hőkezelési technológiája a stabilizáló hőkezelés. Ezt a hőkezelési módszert a hidegalakítást követően végzik el, befejező technológiai lépésként. A stabilizáló hőkezelés a lágyító hőkezelésnél kisebb hőmérsékleten történik, mivel ennek során nem cél az újrakristályosodás megindulása és a hidegen alakított szerkezet teljes eltüntetése.

A stabilizáló hőkezelés során jellemzően 250 °C-nál kisebb hőmérsékleten történik a hőkezelés, a hevítés, vagyis a melegítés időtartama, a szelvényvastagságtól függően változik. A huzalokat jellemző módon dobra csévélve egyben hőkezelik, ezért a hevítési idő egy-két óra is lehet. A hőntartás időintervalluma a hőmérséklettől függően 6-12 óra között változik, az elérni kívánt tulajdonságoknak megfelelően. A hőntartást követően a hűtés viszonylag lassan zajlik, rendszerint nyugvó levegőn történik. A stabilizáló hőkezelés célja nem a mikroszerkezet és a szemcsék alakjának a megváltoztatása, hiszen az alakított szerkezet teljes újrakristályosítása során nyert textúramentes szerkezet nem hordozná a hidegalakítás során szerzett szilárdságnövekedést, ezzel elveszítve annak a folyamatnak minden előnyös tulajdonságát. A hőkezelés elvi hőmérséklet-idő diagramját az 1. ábra szemlélteti [5]–[6].



1. ábra. A stabilizáló hőkezelés hőmérséklet-idő diagramja alumíniumötvözetek esetén.

A stabilizáló hőkezelés célja a maradó feszültségek csökkentése, a diszlokációs szerkezet részleges újrendeződése során végbemenő részleges megújulás. Ennek során a szilárdság kismértékben csökken, a szakadási nyúlás pedig növekszik, függően a hőntartás hőmérsékletétől és időtartamától. A villamos ellenállás a hőkezelés során csökken, amely annak köszönhető, hogy a rácshibák számának csökkenése nagyobb térfogathányadban hoz létre hibamentes szövetet, amely így az elektronok áramlását nem akadályozza oly mértékben mint a rácshibákkal tűzdelt szövetszerkezet. A rácshibák egy alakított ötvözetben zömében az alábbi két fajttal vannak jelen: egyrészt diszlokációk formájában, amelyek száma a hidegalakítás mértékével növekszik, másrészt pedig a szilárd oldatban lévő, intersticiósan, vagy szubsztitúciósan oldott idegen atomok formájában [7].

A hőkezelés hatására végbemenő teljes vagy részleges megújulás során a diszlokációk száma csökken olyan módon, hogy az ellentétes irányú burgers vektorral rendelkező diszlokációk mozgásuk során egymással szembe kerülnek és egymást kioltják. Emellett a szilárd oldatban lévő idegen atomok emelt hőmérsékleten, ahol lehetőség nyílik a nagyobb diffúziós sebességre, kiválásokat hoznak létre, amelyek szintén csökkentik az elektronok áramlásának az ellenállását, mivel tiszta, ötvözetlen térfogatrészek keletkeznek.

A stabilizáló hőkezelés az ötvözött villamos távvezetékek esetén szinte minden esetben alkalmazott hőkezelési módszer. A technológia előnye, hogy a hidegalakítás során megszerzett előnyös mechanikai tulajdonságok nem tűnnek el teljesen, így továbbra is nagy szilárdságú huzalt kapunk a hőkezelést követően is. Emellett viszont a mikroszerkezeti változásoknak köszönhetően a fajlagos villamos ellenállás mértéke mégis csökken, amely pedig rendkívül előnyös tulajdonság az villamos vezetékek esetén.

2.2. A vizsgált alumíniumötvözet

A vizsgált alumíniumötvözet az EN AW 6101 jelű, magnézium és szilícium ötvözésű, népszerű nevén AlMgSi ötvözet.

Az ebben a csoportban található ötvözött alumíniumok előnyös tulajdonságai közé tartozik, hogy viszonylag jó szilárdság mellett is megtartják alakíthatóságukat, és emellett a fajlagos ellenállásuk is kicsi. Nemesíthetők, így szilárdságuk jóval meghaladja a szilárdoldatos ötvözetekét. A legköri korrózióval szemben ellenállóak, eloxálhatóak. Jól hegeszthető ötvözetek, ezért elterjedten alkalmazzák a járműiparban karosszériaelemként, gázpalackok, villamos vezetékek és gyűjtősínek gyártására. Az AlMgSi ötvözetek a legnagyobb mennyiségben előállított és felhasznált alumínium-ötvözetek közé tartoznak. Az ötvözet kémiai összetételét, tömegszázalékban, az 1. táblázat tartalmazza [8].

1. táblázat. Az EN AW 6101 jelű ötvözet kémiai összetétele [tömeg%]

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Egyéb
0,3 - 0,6	0,1 - 0,3	max. 0,05	max. 0,05	0,35 - 0,6	–	max. 0,1	max. 0,1

3. Kísérleti terv

A vizsgálat sorozatot egy konkrét ipari probléma hívta életre. Villamos vezetékek huzalának alkalmazott ötvözet stabilizáló hőkezelését 175°C-on 6 órás hőntartással végzik. Azonban elég gyakran felmerül, hogy nem megfelelő szilárdságú és az elvártól kisebb alakváltozó képességű lesz a huzal.

A gyártásellenőrzés során az EN 50189 számú (Conductors for overhead lines) szabványnak [9] megfelelően zajlik a minőség-ellenőrzés. A szabvány minőségi osztályokba sorolva és átmérő intervallumokban adja meg a megfelelőségi mérőszámokat. A leggyakrabban alkalmazott minőségi osztály, az AL 3 esetén a megfelelőségi számokat a 2. táblázat tartalmazza.

2. táblázat. Az EN 50189 számú szabványban előírt minőségbiztosítási értékek AL3 minőségi osztályra

Minőségi osztály	Névleges átmérő [mm]		Szakítószilárdság [N/mm ²]	Százalékos szakadási nyúlás [%]	Fajlagos ellenállás [mΩ·mm ² /m]
	mm-től	mm-ig			
AL 3	1,50	5,00	≥ 295	≥ 3,5	≤ 32,53

Az ipari gyakorlat azt mutatta, hogy a jelenleg alkalmazott hőkezelési paraméterek mellett, a fajlagos ellenállás jóval a megengedett alatt maradt, vagyis probléma nélkül megfelel. Ellenben a szakítószilárdság és a százalékos szakadási nyúlás elég gyakran nem éri el a megkívánt értéket. Ez azt a gondolatot veti fel, hogy egy kisebb hőkezelési állapottal, is biztosítani lehetne a megkívánt villamos ellenállás értéket, miközben a hidegalakítás során kialakított kedvező szilárdsági értékek jobban megmaradnának.

A kisebb hőkezelési állapot kétféle képpen érhető el, vagy kisebb hőmérsékletű hőkezeléssel vagy pedig rövidebb ideig történő hőntartással. Mivel az egyensúlyihoz közeli átalakulások időszükséglete nagy, ezért célszerű a hőntartási időt változatlanul hagyni, a hőmérsékletet ellenben kismértékben csökkentve elérhető a kisebb hőkezelési állapot.

Az előzőek figyelembevételével egy olyan kísérletet alkottunk meg, amelynek során az eddig alkalmazott 175°C helyett egy kicsit alacsonyabb, 165°C-on végezték hőkezelést. A hőntartás időtartamát ellenben megnövelve 6, 8, 10 és 12 óra hőntartási idő után fejezték be a stabilizálást, mérték meg a tulajdonságokat, és hasonlítanánk össze a hőkezeletlen (165°C, 0 óra) és a jelenleg

alkalmazott paraméterekkel (175°C, 6 óra) kialakult tulajdonságokkal. Összesen tehát hatféle hőkezelési paraméterkombinációt vizsgáltunk.

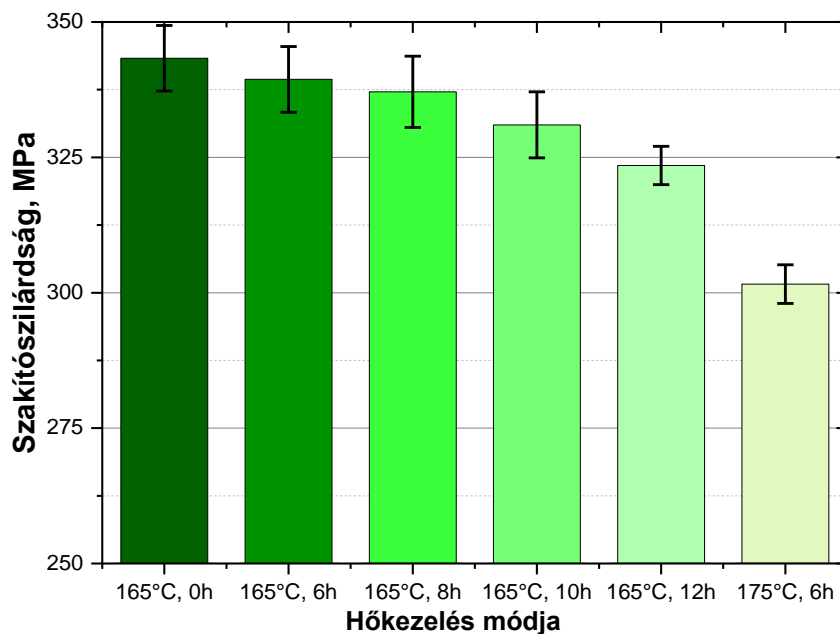
A vizsgálatokat 3 mm átmérőjű és 1,2 m hosszúságú huzalon végeztük, hogy az egy méterre vett fajlagos ellenállásmérést és a 250 mm jeltávolságon végzett szakítóvizsgálatot is könnyű legyen kivitelezni.

A hőkezeléseket BINDER gyártmányú, villamos fűtésű, 400 x 500 x 650 mm-es munkaterű laboratóriumi kemencében végezték. A fajlagos villamos ellenállást Resistomat 2304 típusú berendezéssel mérték. A készülék a huzalt a két végén egy-egy szorítópofo segítségével rögzíti, amelyek lehetővé teszik, hogy a két érintkező közötti huzalrész pontosan 1 méter hosszúságú legyen. Az érintkezők rézből készültek a megfelelő vezetőképesség miatt és rugóerő szorítja a huzal felületéhez a megfelelő elektromos kontaktus kialakítása céljából. A szakítóvizsgálatokat INSTRON 2530 típusú univerzális anyagvizsgáló berendezéssel, ékpályás befogókkal végezték. A hőkezelésekre, a fajlagos villamos ellenállás mérésekre és a szakítóvizsgálatokra a FUX Zrt. miskolci telephelyén került sor.

4. Eredmények értékelése

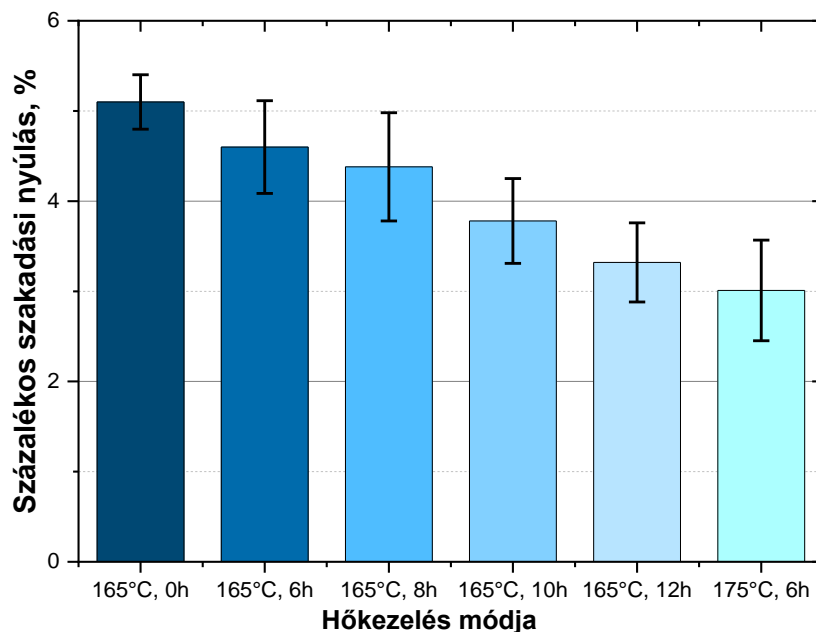
Minden hőkezelési változat esetében tíz-tíz párhuzamos vizsgálatot végeztünk a villamos és a mechanikai tulajdonságok meghatározására.

A vizsgálatok során végzett szakítóvizsgálatok statisztikai kiértékelésének eredményét mutatja a 2. ábra. A tíz párhuzamos mérés átlageredménye van ábrázolva oszlopdigramban, a szórásközökkel.



2. ábra. A különböző hőkezelési hőmérsékletek és idők során meghatározott szakítószilárdságok átlagai a szórásmezőkkel.

A szakítóvizsgálat során, a szakítószilárdság mellett, a százalékos szakadási nyúlás értéke került meghatározásra. Ez a mérőszám az alakváltozásra utaló mennyiség, amelyből az anyag alakíthatóságára és rideg-képlékeny karakterisztikájára lehet következtetni. A huzalok esetében a képlékeny viselkedési mód kedvezőbb, ez a nagyobb százalékos szakadási nyúlás esetében áll fenn. A 3. ábrán láthatók a különféle hőmérsékleten és időtartammal hőkezelt minták átlagos százalékos szakadási nyúlás oszlopai, a szórásmezőkkel együtt.



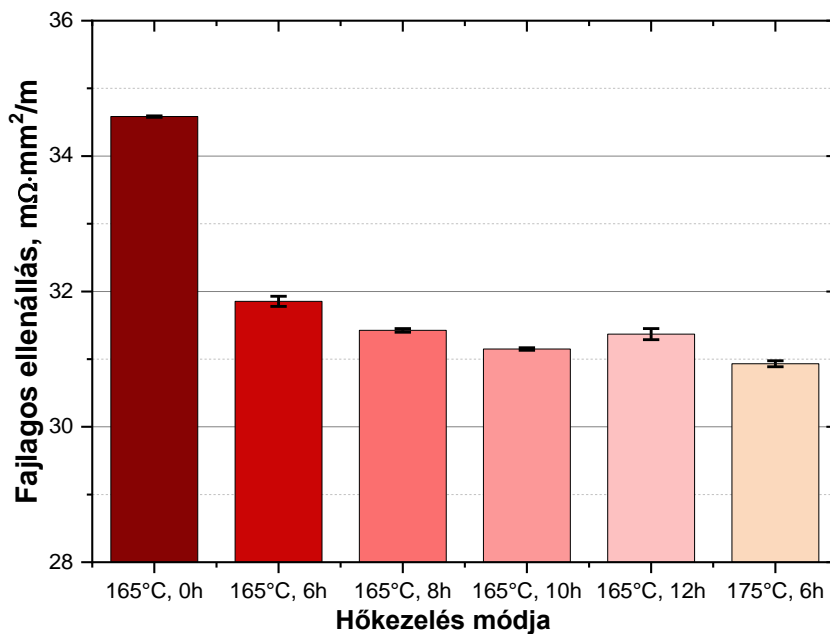
3. ábra. A különböző hőkezelési hőmérsékletek és idők során meghatározott átlagos százalékos szakadási nyúlás átlagok a szórásmezőkkel.

Amennyiben csak a mechanikai tulajdonságokat vennék figyelembe, akkor kijelenthetnénk, hogy a legkedvezőbb értékek mindkét mennyiség esetében a 0 óráig hőkezelt, vagyis hőkezeletlen darabon figyelhetők meg, hiszen az értékek itt a legmagasabbak. Vagyis kijelenthető, hogy a vártnak megfelelően a hőkezelés a mechanikai tulajdonságokat rontja, a hosszabb ideig történő hőtartás és a nagyobb hőmérsékleten elvégzett hőkezelés hatására mind a szakítószilárdság, mind pedig a százalékos szakadási nyúlás csökkent. Bár minden hőkezelési paraméter kombináció esetében megfelelőek voltak a szilárdsági jellemzők, a 175°C-on 6 órát hőkezelt huzal a szilárdsági előírást (minimum 295 MPa) csak kis mértékben lépte túl (301,6 MPa). A 165 °C-on 12 órát hőkezelt huzal esetén nagyobb lett a szakítószilárdság (323,5 MPa); a 10 órán át végzett hőkezelés esetében pedig több mint 10%-kal meghaladta (331 MPa) az elvártakat.

A százalékos szakadási nyúlás esetében, még ennyire sem volt kedvező a helyzet. A 175 °C-on 6 órát hőkezelt huzal esetében csupán 3,01%, 165°C-on 12 órát hőkezelt esetén pedig 3,32% volt, az elvárt minimum 3,5%-os százalékos szakadási nyúlással szemben. A 165 °C-on 10 órát hőkezelt esetében már megfelelő, 3,78% volt az érték.

Tekintettel arra, hogy a vizsgálat tárgya elektromos vezeték, ezért nem elég csupán a mechanikai tulajdonságokat figyelembe venni egy hőkezelés sikerességének a megállapításához. Ahogyan a korábban bemutatott EN 50189 szabvány is előírja, szükséges a huzalok fajlagos villamos ellenállásának mérése is, hiszen ennek a tulajdonságnak nagy jelentősége van a villamos távvezetékek esetében a szállítás során keletkező hővesztesség mértékére. Ebben az esetben, eltérően a mechanikai tulajdonságoktól, az alacsonyabb érték a kedvezőbb, hiszen ez jelzi a kisebb ellenállást.

Az fajlagos ellenállás mérések átlagát és a szórásmezőket a 4. ábra szemlélteti.



4. ábra. A különböző hőkezelési hőmérsékletek és hőkezelési idők során meghatározott fajlagos ellenállás átlagok a szórásmezőkkel.

A legkedvezőbb ellenállás értéket a 175°C-on végzett hőkezelés esetén lehet tapasztalni, de az összes hőkezelt huzal esetében jobb volt a fajlagos ellenállás, mint a megkövetelt.

A 165°C-on végzett stabilizálás esetén az volt megfigyelhető, hogy a 6 órát hőkezelt huzal ellenállása is jelentősen csökkent, és tovább csökkent a hőkezelési idő növelésével, egészen a 12 órát végzett hőkezelésig, amikor, meglepő módon az ellenállás értéke megint nagyobb lett. A nagyobb fajlagos ellenállás 12 órás hőkezelés esetén valószínűleg nem a mérés hibájából származik, mivel az ellenállásmérésnek nagyon kicsi volt a hibája, 1% alatti, az eltérés viszont jóval nagyobb. A mérések átlageredményeit, illetve a statisztikai kiértékelést a 3. táblázat tartalmazza.

A fajlagos ellenállás váratlan növekedése kisebb hőmérsékleten, hosszabb hőkezelések esetén valószínűleg a Guinier-Preston zónák, azaz néhány nanométer átmérőjű koherens nemegyensúlyi kiválásokat tartalmazó szerkezetek keletkezésével és növekedésével hozható összefüggésbe, ám ezek vizsgálata komoly eszközparkot, úgynevezett transzmissziós elektronmikroszkóp alkalmazását igényelné, ami jelen esetben nem állt rendelkezésünkre [10].

3. táblázat. A mérési eredmények átlagai és a statisztikai kiértékelés

Hőkezelés	Szakítószilárdság [MPa]			Százalékos szakadási nyúlás [%]			Fajlagos ellenállás [$m\Omega \cdot mm^2/m$]		
	átlag	szórás	relatív szórás	átlag	szórás	relatív szórás	átlag	szórás	relatív szórás
0 h	343,30	6,06	1,76	5,10	0,30	5,92	34,58	0,01	0,03
165 °C; 6 h	339,40	6,06	1,79	4,60	0,51	11,18	31,85	0,07	0,23
8 h	337,10	6,57	1,95	4,38	0,60	13,69	31,42	0,03	0,09
10 h	331,00	6,09	1,84	3,78	0,47	12,46	31,15	0,02	0,06
12 h	323,50	3,54	1,09	3,32	0,44	13,23	31,37	0,08	0,26
175 °C, 6 h	301,60	3,57	1,19	3,01	0,56	18,53	30,93	0,04	0,14

Érdeemes megfigyelni, hogy mind a három vizsgált mennyiség esetén viszonylag kicsi a mérések szórása. Különösen igaz ez a fajlagos ellenállásra, amelynél a relatív szórás 0,3% alatti mennyiség minden esetben.

5. Szerkezetvizsgálat

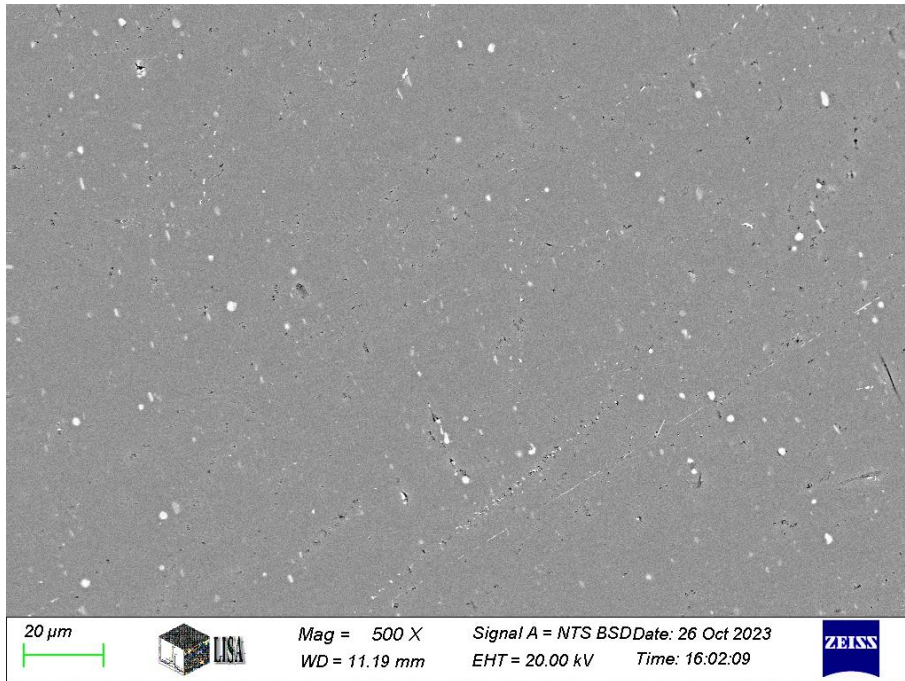
A [9] szabvány által előírt vizsgálatokon túl, mikroszerkezet vizsgálatokat is végeztünk az anyagszerkezet megismerésére. A különböző módon hőkezelt minták maratására, gondos mintaelőkészítés után, hidrogén-fluorid vizes oldatában került sor, a mikroszerkezet jobb vizsgálhatósága érdekében. A beágyazott és előkészített mintadarabokról készült felvételt az 5. ábra mutatja.



5. ábra. A beágyazott mikroszerkezet vizsgálatra előkészített huzalok

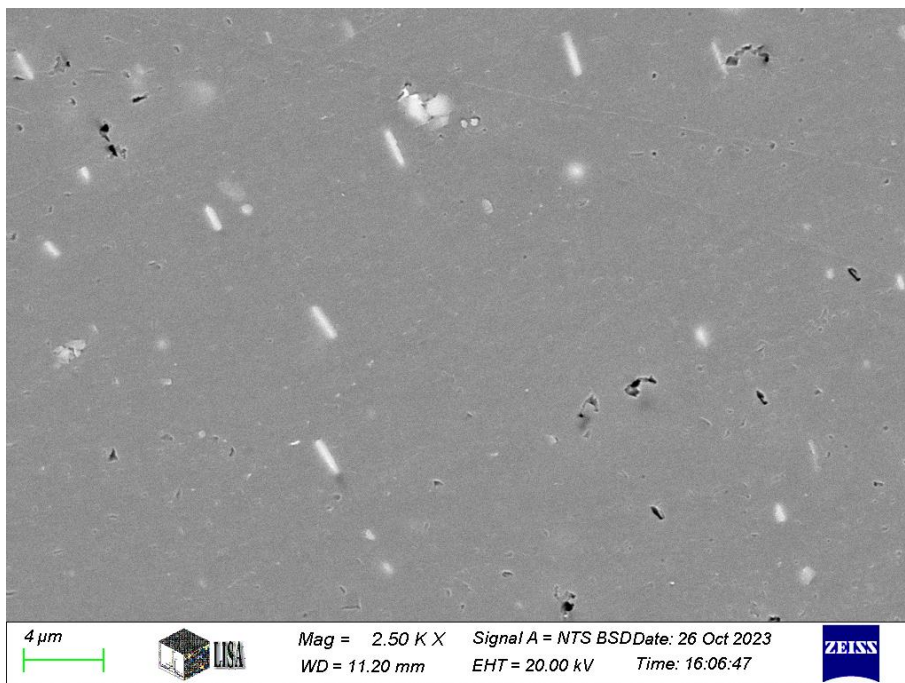
A maratás ellenére a szerkezet nem volt vizsgálható optikai mikroszkóppal, ezért pásztázó elektronmikroszkópot alkalmaztunk.

A vizsgálatokat a Miskolci Egyetem Fémtechnológiai, Képlékenyalakítási és Nanotechnológiai Intézetében végeztük. A mintában lévő atomok rendszámára érzékenyebb visszaszórt elektronok által alkotott felvételek 20 kV gyorsítófeszültséggel készültek. A vizsgálólaboratórium véges kapacitása miatt csak a kiinduló állapotot és a 165 °C fokon 12 óra időtartamig végzett hőkezelést követő, legtöbbet hőkezelt állapotot volt lehetőség megvizsgálni, de az alapvető változások ennek a két állapotnak az összehasonlításával is szembeűnőek. A hőkezeletlen huzalról 500x nagyításban készült felvételt a 6. ábra szemlélteti. A felvételen megfigyelhetők kisméretű, a szürke színű alapmátrixnál világosabbnak látszó kiválások, amelyek az alakítási főirány szerint rendeződést mutatnak.



6. ábra. Kiinduló, hőkezeletlen állapot 500x nagyításban

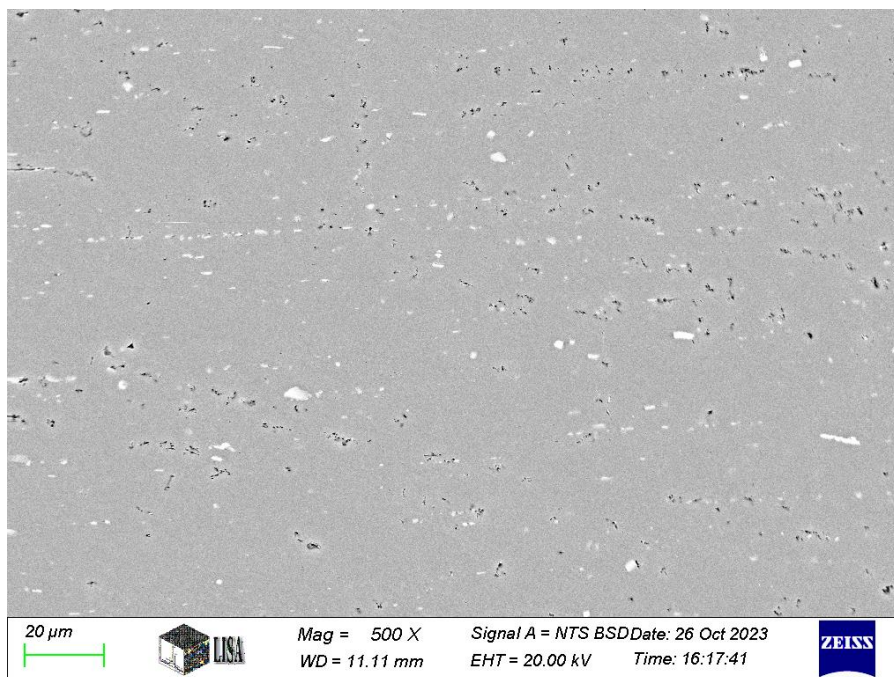
A 2500x nagyítású felvételt a szövetszerkezetről a 7. ábra mutatja be.



7. ábra. Kiinduló, hőkezeletlen állapot 2500x nagyításban

A nagyobb, 2500x nagyítású felvételen megfigyelhető, hogy az alaplátra ágyazódott kiválások az alakítási főirányába megnyúltak, amelyből arra lehet következtetni, hogy ezek a kiválások már a huzalhúzást megelőző állapotban jelen voltak a szövetben. Emellett ebben a nagyításban már megfigyelhetők a maratás hatására kialakult üregek is, amelyek az alaplátránál sötétebb színűek. A metallográfiai maratás előtt ezeken a helyeken is kiválások voltak, nem pedig szívódási üregekről van szó, hiszen azok a nagymértékű képlékeny alakítás hatására nem maradtak volna meg a szövetben. Ezeken a helyeken valószínűleg olyan szemcsék voltak, amelyek összetételükből adódóan sokkal érzékenyebbek voltak a hidrogén-fluoridos maratószerre mint az alaplátra és az elnyúlt szemcsék, így a maratást követő mikroszkópos vizsgálat során már csupán üregek láthatók, ezen szemcsék helyén.

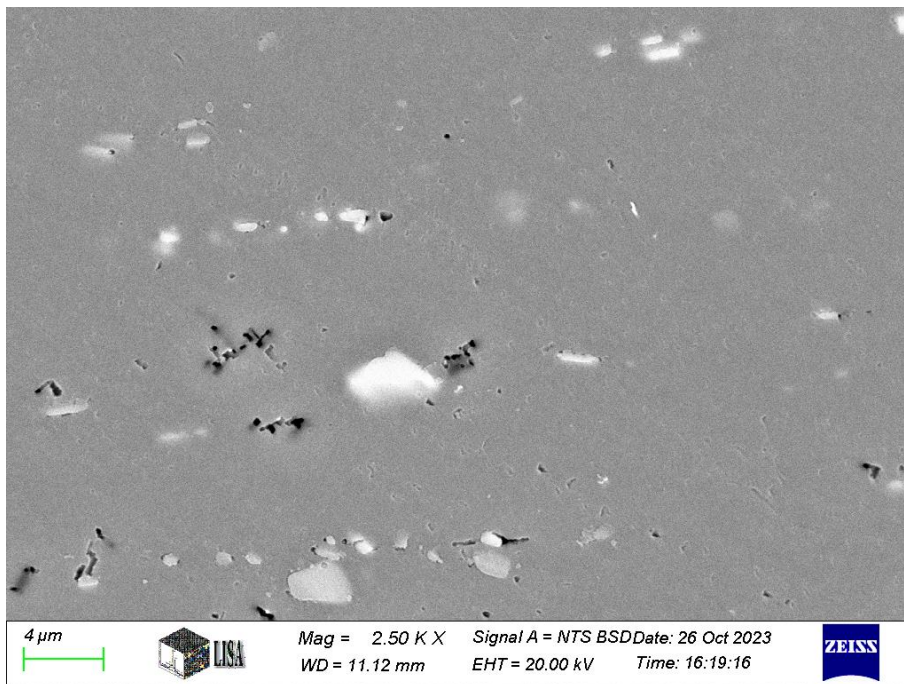
A 165°C-os, 12 órás hőkezelésen átesett minta szövetszerkezetének 500x nagyítással készült felvételét tartalmazza a 8. ábra. A kiinduló állapottal összehasonlítva látható, hogy a kiválások száma jelentősen megnövekedett, viszont méretük nem változott számottevően. Emellett az is észrevehető, hogy a maratás során kimaródott térfogatrészek aránya még a fehér színű szemcséknél is nagyobb számban megnőtt, amelyből arra lehet következtetni, hogy a hőkezelés során jöttek létre. A megnyúlt fehér szemcsék száma nem változott, hiszen azok az alakítás során is jelen voltak a szövetben, mellettük új, poligonális illetve szferoid (gömbös) morfológiájú kiválások jelentek meg, a már említett, az elektronmikroszkópos vizsgálat során már csak a kimaródott üregekként jelentkező kiválások mellett, amelyek mennyisége is szemmel láthatóan több lett a hőkezelés hatására.



8. ábra. 165 °C-on, 12 órán hőkezelt állapot 500x nagyításban

Mivel a szilárdoldatból kiváló magnézium és szilícium ötvözők hatására a szilárdoldat ötvözőtartalma csökken, ezért a benne lévő rácshibák (szubsztitúciós atomok) csökkenésének hatására javul a vezetőképesség. Ezt bizonyította az előző fejezetben bemutatott vizsgálat eredménye, hogy a hőkezeletlen huzal ellenállása jóval nagyobb volt, és a hőkezelés idejének növelésével (egy ideig) csökkent a huzal ellenállása.

A hőkezelt huzalról 2500x nagyításban készült felvételt a 9. ábra tartalmazza. Jól látható, hogy a kiinduló állapotban is jelen lévő megnyúlt kiválások mellett megjelentek poligonális morfológiával rendelkező, a mikroszkópi képen világosnak látszó kiválások, illetve az alapmátrixnál sötétebb maródási üregek is, amelyek a hőkezelés során végbemenő folyamatok hatására keletkeztek.



9. ábra. 165 °C-on, 12 órán keresztül hőkezelt állapot 2500x nagyításban

6. Összefoglalás

A cikk tartalmát adó kutatást egy nagyon jelentős technológiai probléma hívta életre. A villamos távvezetéseket alkotó huzallal szemben gyakran szilárdsági és alakváltozási problémák merültek fel, amelyek a villamos távvezeték gyártás során jelentős selejtszázalékot eredményeztek. Ez természetesen jelentős gazdasági hátrányt, termelési volumen csökkenést von magával. De ezeken túl, az ISO minősítésnek való megfeleltetés esetén a selejtszázalék jelentős visszaszorítása is feltétel. Ennek érdekében merült fel a huzal hőkezelési paramétereinek optimalizálása, a szilárdsági és az alakváltozási tulajdonságok megjavítása érdekében.

Villamos távvezeték sodronyokat alkotó huzalok anyagaként széles körben alkalmazott alumíniumötvözet az EN AW 6101 jelű, magnézium és szilícium ötvözésű, népszerű nevén AlMgSi ötvözet.

A megfelelő szilárdság eléréséhez alkalmazott nemesítés és hidegalakítás hatására a villamos ellenállása viszonylag megnő, amit stabilizáló hőkezeléssel szokás visszacsökkenteni. Ezt a jelen technológiában 175 °C-on 6 órán keresztül végzik, amelynek eredményeképpen a fajlagos villamos vezetés megfelelő, de a szilárdsági és alakíthatósági értékek gyakran nem felelnek meg a vonatkozó szabványoknak. Ez azt a gondolatot veti fel, hogy egy kisebb hőkezeltégi állapottal, is biztosítani

lehetne a megkívánt villamos ellenállás értéket, miközben a hidegalakítás során kialakított kedvező szilárdsági értékek jobban megmaradnának.

A kisebb hőkezeltégi állapot kétféleképpen érhető el, vagy kisebb hőmérsékletű hőkezeléssel vagy pedig rövidebb ideig történő hőntartással.

Az előzőek figyelembevételével egy olyan kísérlettervet alkottunk meg, amelynek során az eddig alkalmazott 175 °C helyett egy kicsit kisebb, 165 °C-on végezték a huzalok hőkezelését, a hőntartás időtartamát ellenben megnövelve 6, 8, 10 és 12 órára. A hőntartási idők után ellenőriztük a tulajdonságokat, és összehasonlítottuk a hőkezeletlen, valamint a jelenleg alkalmazott paraméterekkel kialakult tulajdonságokkal. Összesen tehát hatféle hőkezelési paraméterkombinációt vizsgáltunk.

A bemutatott diagramok alapján az volt megállapítható, hogy a 165 °C-on végzett hőkezelések során a hőkezelés időtartamának növekedésével a szakítószilárdság és a százalékos szakadási nyúlás is folyamatosan csökkent, de a szakítószilárdság még a 12 órás hőkezelés után is jelentősen nagyobb volt, mint 175 °C-os hőmérsékleten végzett 6 órás hőkezelést követően.

A százalékos szakadási nyúlás a jelenleg alkalmazott technológiai paraméterekkel a szabványnak nem felelt meg, de még a kisebb hőfokon 12 órát hőkezelt minta sem adott elfogadható értéket.

A fajlagos ellenállás vonatkozásában a legkedvezőbb ellenállást a 175 °C-on végzett hőkezelés esetén lehet tapasztalni, de az összes hőkezelési paraméter kombináció esetében jobb volt a fajlagos ellenállás, mint a megkövetelt. A 165 °C-on stabilizált huzalokat vizsgálva, a hőkezelés időtartamának növelésével az ellenállás csökkent a 10 órás hőkezelésig, de 12 órás stabilizálás esetében ismét megnőtt.

A szerkezetvizsgálat során a kiinduló állapotban is jelen lévő megnyúlt kiválások mellett megjelentek poligonális morfológiával rendelkező, a mikroszkópi képen világosnak látszó kiválások. Ezen kiválások keletkezése csökkenthette az alapmátrix magnézium és szilícium tartalmát, ami magyarázza a tapasztalt fajlagos ellenállás csökkenését.

A vizsgálat sorozat eredménye alapján tehát célszerű lenne a jelenleg alkalmazott stabilizálási hőmérsékletet 165 °C-ra csökkenteni illetve az időtartamot 10 órára növelni.

Irodalom

- [1] I. Barkóczy, „Sodronykötél és huzal”, Fux Zrt. belső kiadványa, Miskolc, 2007.
- [2] I. Barkóczy, „Sodronykötél”, Fux Zrt. belső kiadványa, Miskolc 1996.
- [3] E. George and D. Totten, S. MacKenzie, „Handbook of Aluminum Vol. 1: Physical Metallurgy and Processes”, CRC Press, 2003.
- [4] E. George, D. Totten, and S. MacKenzie, „Handbook of Aluminium, Volume 2, Alloy Production and Materials Manufacturing”, CRC Press, 2003.
- [5] P. Bárczy, „Fémötvözetek fémtana”, Tankönyvkiadó, Budapest, 1987.
- [6] Z. Gácsi and V. Mertinger, „Fémtan”, MK-59280, Műszaki Könyvkiadó, 2000.
- [7] C. Y. Yu, P. L. Sun, and P. W. Kao, „Evolution of microstructure during annealing of a severely deformed aluminum”, *Mat. Sci. and Eng.: A*, vol. 366, no. 2, pp. 310–317, 2003, doi: 10.1016/j.msea.2003.08.039.
- [8] *Aluminium and aluminium alloys - Chemical composition and form of wrought products*, EN AW 573-1: 2004.
- [9] *Conductors for overhead lines*, EN 50189: 2000.
- [10] A. P. Mouritz, „Introduction to Aerospace Materials”, Woodhead Publishing, 2012.

PCD COATINGS FOR CUTTING TOOL APPLICATION: ADVANTAGES, CHALLENGES AND LIMITATIONS

Pusta Jalalova

*PhD student, Department of Structural Integrity,
Institute of Materials Science and Technology, University of Miskolc
H-3515 Miskolc, Miskolc-Egyetemváros, jalalova.pusta@student.uni-miskolc.hu*

Maria Berkes Maros

*Full professor, Faculty Research Organisation Centre,
Bánki Donát Faculty of Mechanical and Safety Engineering, Óbuda University,
H-1081, Budapest, Népszínház Street 8, maros.maria@bgk.uni-obuda.hu*

Abstract

This paper aims to briefly analyze PCD coatings for cutting tool applications. It explores the benefits of PCD coatings, which lead to improved tool performance. The paper discusses the challenges associated with weak thermal stability and cost considerations. It also suggests solutions such as developing thermally stable grades and cobalt leaching. In addition, the paper highlights the limitations of PCD coatings. Overall, it provides a valuable literature review for professionals considering incorporating PCD coatings in their tooling processes.

Keywords: polycrystalline diamond, CVD diamond, PCD coatings, cutting tools, automotive industry

Absztrakt

A cikk célja, hogy rövid szakirodalmi áttekintést nyújtson a forgácsolószerszámokhoz használható polikristályos gyémánt (polycrystalline diamond = PCD) bevonatokról. Ismerteti a PCD bevonatok előnyeit, amelyek révén a forgácsolószerszámok teljesítménye növelhető, továbbá foglalkozik a PCD bevonatok korlátaival, mint például a gyenge hőstabilitás, vagy az alkalmazásukkal járó magas költségek. Ezekhez a kihívásokhoz kapcsolódóan bemutat néhány korszerű minőségfejlesztési irányzatot. Összességében a cikk hasznos áttekintést kíván adni a PCD bevonatok sajátosságairól azon szakemberek számára, akik az ilyen bevonatok alkalmazását tervezik a forgácsolószerszámok teljesítőképességének növelése céljából.

Kulcsszavak: polikristályos gyémánt, CVD gyémánt, PCD bevonat, forgácsoló szerszámok, autóipar

1. Introduction

Diamond is classified as an allotropic form of carbon and possesses diverse applications due to its unique structure. Primarily recognized for its utilization in jewelry, it has further applications in the medical field, microelectromechanical systems (MEMS), and various other applications. There is a growing interest in utilizing monocrystalline and polycrystalline diamond materials for tools or electrical devices. Natural diamonds are usually single crystals 1-3 billion years old, created under extreme conditions (high T and p) below the Earth's surface. The application of natural diamonds is

limited by their rarity, high cost, and difficulty finding them in appropriate sizes and shapes. For that reason, the discovery that diamonds can be artificially synthesized was revolutionary.

Polycrystalline diamond (PCD) is a synthetic diamond produced in the laboratory in a sintering process. It has unique properties and is utilized in medicine and as cutting, sawing, grinding, drilling tools, or abrasive grains in various industries. In Table 1, a comparison of the mechanical properties of several cutting tool materials is demonstrated. It is seen that the PCD is the hardest one among them, and its bending strength and stiffness are also outstanding among the monolithic ceramics combined with excellent toughness.

Selecting a cutting tool material and its particular grade is essential when planning a successful machining operation. Therefore, basic knowledge of each cutting tool material and its performance is necessary to select each application correctly. Considerations must include the type, mechanical, physical, and chemical properties of the material to be machined, the shape of the part/blank, the machining conditions, and the quality requirements of the machined parts for the considered operation. Note that the cost per machined part – influenced by the size of the production lot, yearly production, the existing machines, available labor skills, etc.) should also be considered in selecting the technically and economically proper tool material.

Modern manufacturing applies cemented carbide as the primary tool material. However, it does not perform satisfactorily when the machined part is made of high silicon aluminum-matrix (HSAM) or other metal-matrix composites (MMCs) containing highly abrasive reinforcing particles, especially in high-speed machining in the automotive industry [1].

In such cases, when the tool failure mechanism is mainly abrasive wear, PCD proved to be a superior tool material. Over the last 20 years, PCD has been accepted for volume production machining of hypereutectic aluminum-silicon alloy components in the automotive industry, the machining of nonferrous alloys of copper, the machining of abrasive plastics and plastic composites with glass fiber reinforcement, e.g., printed circuit boards, as well as volume machining of wood composites, such as chipboard [2]–[5].

Table 1. Comparison of mechanical properties of different cutting tool materials [6]

Material	K_{Ic} [MPa·m ^{1/2}]	R_{TPB} [MPa]	E [GPa]	HV
Diamond single crystal	3.5	40	1140	8000-10000
Diamond polycrystal	8	1100-1300	800-930	5000-8000
Cubic BN polycrystal	7-9	570	480-680	4300-4600
Al ₂ O ₃	2-4	300-700	340-380	1800-2300
Si ₃ N ₄	5-7	500-1000	290-330	1000-1900
ZrO ₂	7-9	600-700	100-200	1000-1500
Cemented carbide (WC+Co)	10-11	2000-2500	500-620	1000-2000
High-speed steel	14-25	2500-3800	260-300	700-900

There are mainly two types of polycrystalline diamond-cutting tools. Firstly, there are tools when the cutting edge is built from a high-pressure sintered diamond compact. This PCD segment is of a specific size and shape and is mounted onto the tool head. In industrial practice, it is called a PCD tool. Secondly, tools are made of a rigid base material and then coated by a PCD layer, mainly in a CVD deposition process. It is called CVD diamond in the industry. These practically used terms, however, are inconsistent since both cases involve the application of PCD as the working tool material. Therefore, to differentiate the two cases, a more consistent terminology is used in the following:

- bulk PCD for the first and
- PCD coating for the second case.

Further, we briefly introduce the most common processing techniques of bulk PCD and PCD coatings.

2. Processing of PCD tools

2.1. Processing and architecture of bulk PCD products

PCD-tipped tools represent the vast majority of PCD tools. The tips are cut out of PCD discs (blanks). Bulk synthetic polycrystalline diamonds (PCD) are produced from fine powders of raw material, which are compacted into the required shapes and then sintered in a high-pressure, high-temperature process for various machining and grinding applications.

Theoretically, a temperature of $T=2600\text{ }^{\circ}\text{C}$ and a pressure of $p=8.4\text{ GPa}$ would be needed during the sintering process to produce a dense product. However, practically, using metallic catalysts like Co, these parameters may be reduced to a temperature of $T=1300\text{-}1500\text{ }^{\circ}\text{C}$, a pressure of $p=5.2\text{ GPa}$, and a holding time of $t=15\text{ min}$.

The cobalt is also a bonding material, giving sufficient toughness to the brittle diamond product. However, it limits the strength and application temperature.

Figure 1 demonstrates the sintered microstructure of PCD and various PCD tips made out of a PCD blank [7], [8].

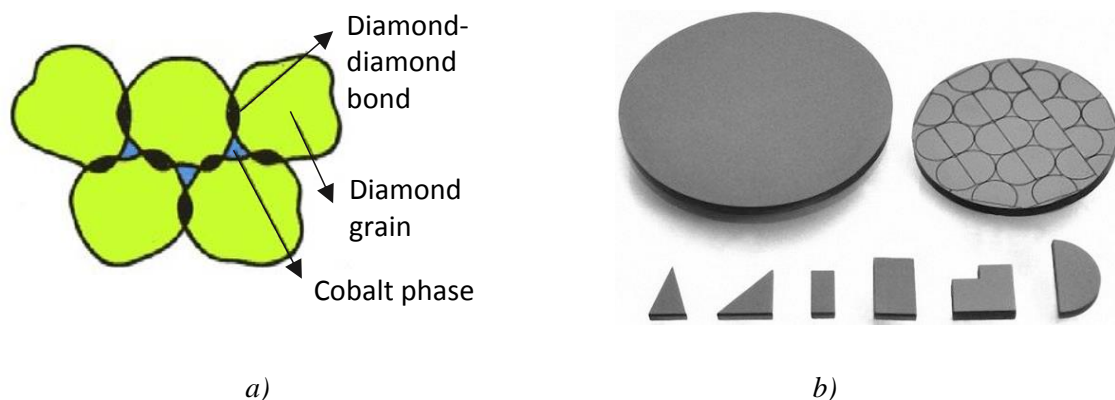


Figure 1. a) Sintered structure of PCD, b) PCD bulk products and PCD tips cut out of the PCD blank [9], [1].

The extremely hard PCD blanks are cut into inserts with electro-discharge machining (EDM) or laser cutting. The small inserts are then brazed onto the tool bodies.

A surface finish like trimming with EDM, laser cutting, or grinding (polishing) is executed to ensure the required edge quality. Figure 2. shows typical cutting tools with PCD inserts.

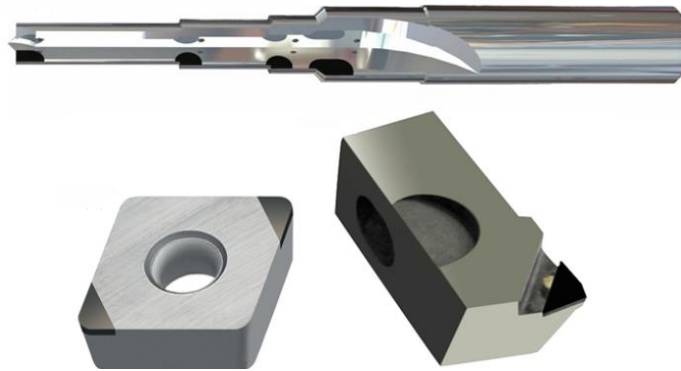


Figure 2. Typical cutting tools with PCD inserts: drill, turning insert, and milling tool cartridge [1].

2.2. Processing of PCD coatings

2.2.1. Principles of deposition methods of PCD coatings

Polycrystalline diamond (PCD) coatings are typically deposited using two main processes: Chemical Vapour Deposition (CVD) and Physical Vapor Deposition (PVD).

The characteristics of these process are as follows:

- *CVD process:* The direct deposition of polycrystalline diamond films by activated chemical vapor deposition methods expands the utilization of the unique tribological properties of diamonds to tools or components with complex shapes and relatively large surface areas. The rapid development of process and system technology has reduced deposition costs such that the development of CVD diamond products has become commercially attractive, too. In the CVD process, a mixture of hydrocarbon gas and hydrogen is introduced into a reaction chamber. The hydrocarbon gas decomposes under high temperatures and low pressure, leading to the deposition of diamond onto the substrate bonded to it by strong chemical bonds. The diamond growth occurs through the chemical reaction of carbon atoms from the hydrocarbon gas. During the high temperature of the CVD coating of PCD, high residual stresses arise in the substrate, reducing its toughness. Today's most common deposition methods include hot-filament CVD, microwave plasma CVD, combustion flame, DC-arc jet, laser-assisted, and hydrothermal growth. The characteristic structure of a CVD-synthesized PCD layer indicating the applied pretreatments and their effect on the film structure is illustrated in Figure 3.
- *PVD process:* In the PVD process, a thin film of diamond is deposited onto the substrate through physical means. It is achieved by vaporizing diamonds using high-energy techniques such as arc discharge or laser ablation. The vaporized diamond condenses onto the substrate, forming the PCD coating bonded to the substrate by weak secondary forces.

- *High-pressure high-temperature (HPHT) processing*: PCD coatings can also be synthesized through HPHT processes involving high-pressure and high-temperature conditions that convert diamond powders into a dense coating [7], [10]–[12].

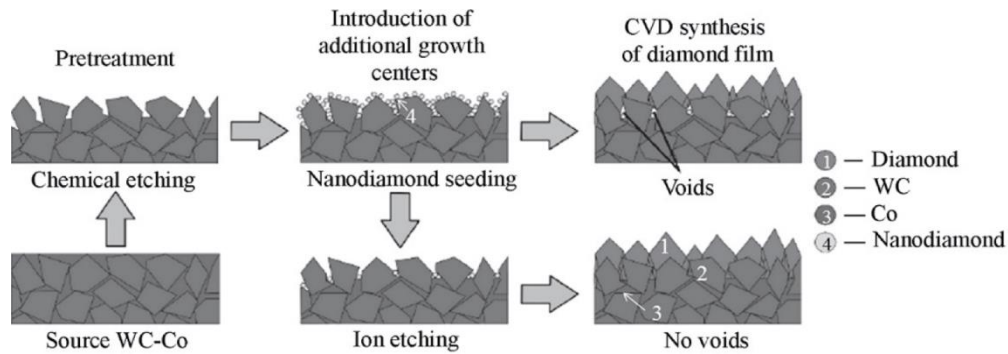


Figure 3. Formation of CVD diamond film on a cemented carbide tool substrate. Applying ion etching on the nano-diamond seeding prevents void formation [13].

2.2.2. Bonding material in PCD coatings

PCD coatings consist of diamond grains held together by a bonding material, commonly cobalt (Co), nickel (Ni), and tungsten carbide (WC-Co). Cobalt is widely used due to its excellent bonding properties, while nickel offers better chemical resistance. Tungsten carbide is sometimes added to improve the coating's toughness.

The bonding material acts as a binder, holding the diamond grains together and bonding them to the substrate. It provides mechanical support and helps transfer forces during machining operations.

The properties of the coating, such as hardness, toughness, and wear resistance, are influenced by the bonding material. Higher cobalt content may enhance toughness but can decrease hardness. The ratio of diamond grains to bonding material also affects the properties. Higher diamond volume fractions lead to higher hardness and wear resistance but lower toughness.

Therefore, selecting and optimizing the bonding material should consider factors such as the intended application, operating conditions, and tool geometry, which are crucial for achieving the desired coating properties [14].

3. Performance and application of PCD coatings

3.1. Factors affecting the performance

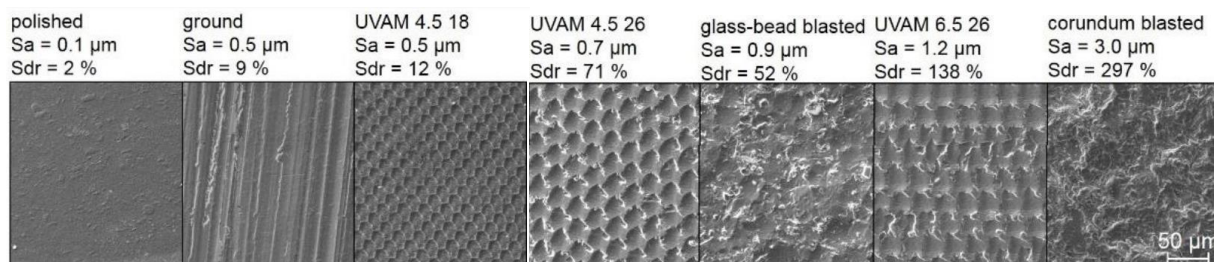
The performance of PCD coatings is influenced by several factors, broadly categorized into material properties, coating deposition, and operational conditions (Table 2).

The interlayer characteristics are essential to improve the adhesion of coatings. It involves ensuring good chemical compatibility with carbon, adherence to the substrate material, and thermal stability of the interlayer. The microgeometry and roughness of the substrate surface also play a crucial role in determining the crystal morphology and interlocking, affecting the adhesion between the coating and substrate.

Table 2. Main factors influencing the PCD coating's performance [11], [15], [16]

Influencing factor	Effect
Substrate material	The choice of substrate material impacts PCD coating adhesion, wear resistance, and performance. Typical substrates include tungsten carbide, cemented carbides, and high-speed steels.
Coating thickness	PCD coating thickness affects wear resistance and cutting performance. Optimal thickness varies from thin film ($< 1 \mu\text{m}$) to $2\text{--}8 \mu\text{m}$ depending on application and material. The thicker coating is more prone to delamination.
Coating adhesion	Adhesion refers to the strength of the bond between the PCD layer and the substrate material on which it is deposited. Strong adhesion between the PCD coating and the substrate is essential for coating integrity and ensures good scratch resistance of the coating. Factors influencing adhesion include substrate preparation, roughness, coating deposition technique, residual stresses, and interfacial bonding.
Grain size and distribution	PCD grain size and distribution affect coating wear resistance, cutting performance, and surface finish. Coarser grains provide higher strength, hardness, better performance, and finer machined surfaces.
Coating morphology	The coating morphology, including grain orientation and coating roughness, affects cutting forces, chip evacuation, and machined surface quality.



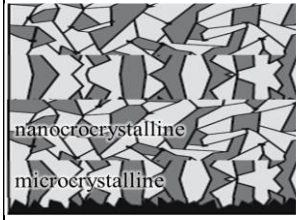
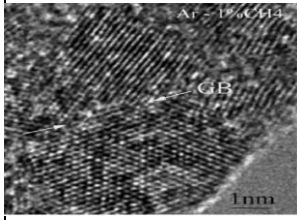
Figure 4 illustrates SEM images of surface microgeometries with different roughness levels, including polished, ground, ultrasonic vibration-assisted machining (UVAM) treated, glass-bed blasted, and corundum blasted surfaces [15].

**Figure 4.** SEM micrographs of the different microgeometries realized on steel substrates [15].

Besides substrate roughness, other factors such as coating thickness, loading type, contact geometry, and sliding conditions are essential for wear performance.

The crystal morphology can significantly influence the friction and wear performance (Table 3). It is important to mention that high hardness is associated with high roughness in the $Ra_{\text{micro}} = 1.9 \mu\text{m}$ range. The grain size of nanocrystalline coatings ranges from $d_{\text{nano}} = 5\text{--}500 \text{ nm}$, resulting in a smooth surface suitable for machining adhesive materials. Combining micro- and nanocrystalline coating morphologies in multilayer structures interconnects the properties of both layer morphologies. The grain size of the ultra-nanocrystalline diamond coatings falling into the nanometer scale is not correlated with the surface roughness [12], [16].

Table 3. Crystal morphologies and related characteristics in PCD coatings [16]

Morphology class			
Microcrystalline (MCD) d = 5 μm , Ra = 1.9 μm	Nanocrystalline (NCD) d = 5-500 nm; Ra = 1.0 μm	Multilayered micro/nanocrystalline	Ultra-nanocrystalline (UNCD) d = 3-10 nm, Ra= independent of d!
			
Prone to abrasive wear due to high roughness and possible non-crystalline carbon phases and defects.	New processing technologies provide a more dense structure and highly phase pure diamond film. Ra is still too high to achieve low friction and wear.	The properties of both layer morphologies are interconnected.	It is a far more refined surface, even for thicker films, but a higher non-diamond type carbon ratio in the films than for NCD.

3.2. Advantages of PCD coatings in cutting tools

The unique properties of PCD coatings are primarily utilized to enhance the performance and extend the lifespan of various industrial tools. The advantages of using PCD coatings for machining tools are briefly discussed below.

High hardness. The extreme hardness of diamond grains in PCD coatings enables efficient cutting, improving productivity and reducing machining time.

Low friction. PCD coatings have a low friction coefficient, reducing friction and minimizing heat build-up during machining processes, which enhances tool performance and dimensional accuracy.

Temperature resistance. Polycrystalline diamond coatings can withstand high temperatures encountered during machining without significant degradation, maintaining their wear resistance and performance. The excellent thermal stability makes them well-suited for automotive tooling applications involving high-speed cutting and machining operations that generate considerable heat.

High Thermal Conductivity: PCD coatings have exceptionally high thermal conductivity, allowing efficient heat dissipation during machining. The diamond grains in the coating efficiently transfer heat away from the cutting zone, preventing excessive heat build-up in the tool. The thermal stability and heat dissipation properties of PCD coatings contribute to improved tool life, reduced thermal damage to workpieces, and enhanced machining precision, particularly in high-temperature machining operations encountered in the automotive industry.

Chemical inertness: PCD coatings are highly chemically inert, with minimal reactivity towards nonferrous metals and materials encountered in automotive machining. This inertness prevents chemical reactions between the coating and the workpiece material, reducing tool wear and enhancing

tool life. The exception is represented by the group of ferrous materials due to the strong tendency of Fe and C to form chemical compounds.

Resistance to corrosive agents: PCD coatings resist corrosive agents commonly found in machining environments, such as coolant and cutting fluids. This resistance prevents coating degradation, maintains coating integrity, and prolongs tool life.

These advantages of PCD coatings allow for increased machining productivity and a lower risk of tool failure [12], [17]–[19].

Additional benefits and consequences of applying PCD-coated tools [20]:

- enhanced tool life compared to uncoated tools, reducing tool replacement frequency and associated costs;
- higher cutting speeds, resulting in faster machining and increased productivity;
- reduced cutting forces, enabling smoother and more stable machining, which enhances surface finish and dimensional accuracy;
- improved surface finish by reducing tool wear and minimizing tool marks during cutting operations.

3.3. The application of PCD coating for cutting tools in the automotive industry

Besides other applications, PCD coatings find their most extensive applications in various automotive tooling operations, including PCD-coated drills, end mills, inserts, and reamers for metal-cutting operations. In addition to the formerly mentioned advantages, PCD coatings facilitate efficient chip evacuation during drilling and milling, preventing chip clogging and improving machining efficiency.

Some types of cutting tools where PCD coating is applied are shown in Figure 5.

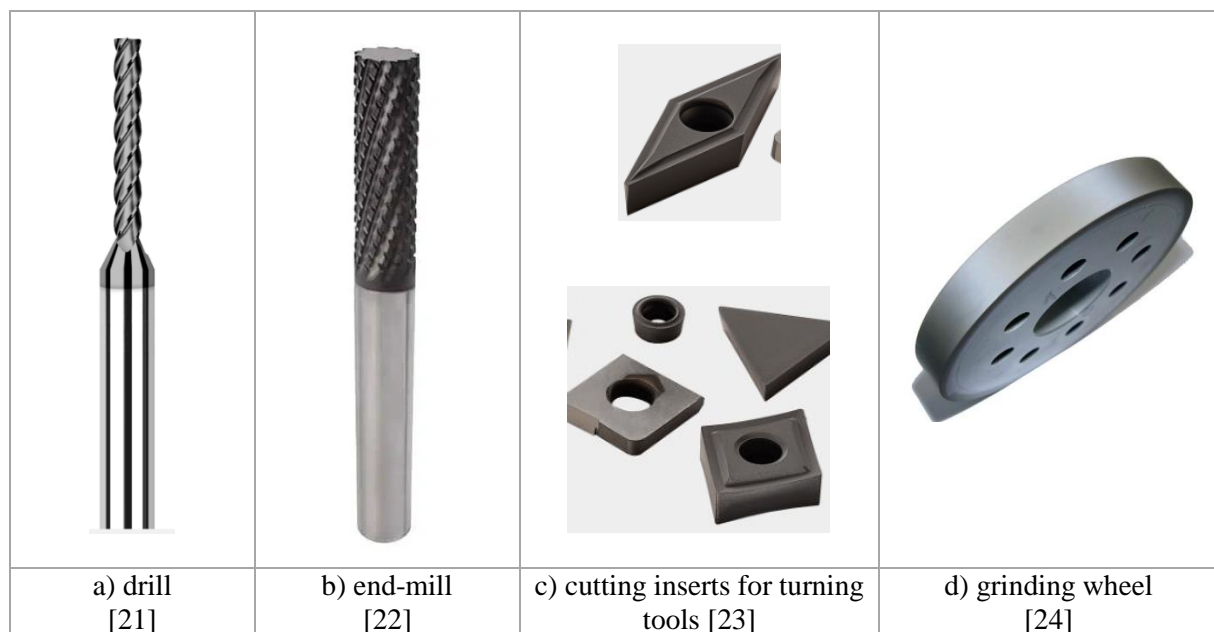


Figure 5. Examples of CVD-produced PCD coatings on different cutting tools.

- *Drilling tools*: drill bits, step drills, and countersinks for creating holes in automotive components.
- *Milling tools*: end mills, face mills, ball mills, and slot cutters for various milling operations on automotive parts.
- *Turning tools*: inserts for precision turning operations in automotive manufacturing.
- *Grinding tools*: grinding wheels and abrasives for efficient material removal and finishing in automotive applications. They are especially increasingly used in micromachining processes.

A magnified SEM image of the PCD coatings on a cutting insert is seen in Figure 6.

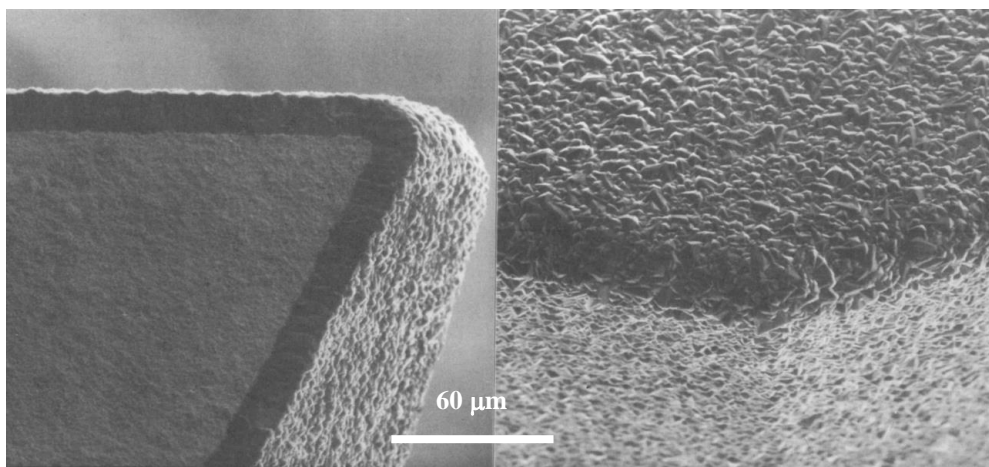


Figure 6. SEM micrographs of: a) the cross-section of a CVD diamond-coated cutting insert and b) the top view of the cutting tool edge [25].

A sketch of the microstructure and the SEM micrographs of the PCD coating – produced by the CVD process on the grinding wheel shown in Figure 5. d) – are illustrated in Figure 7.

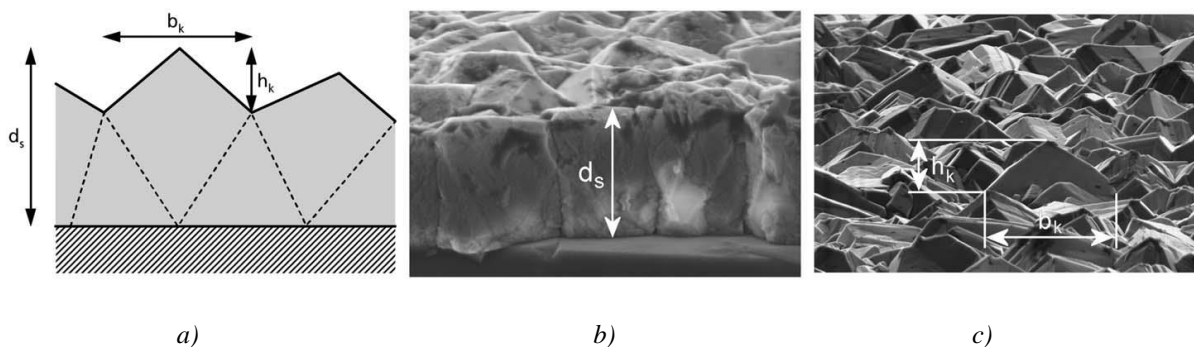


Figure 7. CVD-produced diamond grinding layer: a) the schematic view of the layer cross-section, b) the broken section, c) the top view of the layer surface. Geometrical characteristics: d_s – film thickness, b_k – width of the crystallite tips, h_k – height of the crystallite tips [24].

4. Some aspects contributing to the proper selection of PCD coatings

This section discusses the most challenging problems encountered with PCD tools. These are the various casting defects, thermal instability, and wear-related failures.

4.1. Casting defects

Casting defects are the primary cause of the failure of PCD tools. They can be classified as follows:

- porosity and microinclusions;
- casting cavities;
- macroinclusions.

PCD tools are more effective than carbide tools when handling small-size casting cavities and inclusions. However, when the size of these defects increases, PCD inserts tend to chip. As shown in Figure 8.a), the PCD insert within the PCD layer can chip when the size of the defects exceeds the loadability limit of the PCD tool material. With further increases in the size of these casting defects, the PCD inserts experience bulk fracture through the carbide substrate, as seen in Figure 8.b).

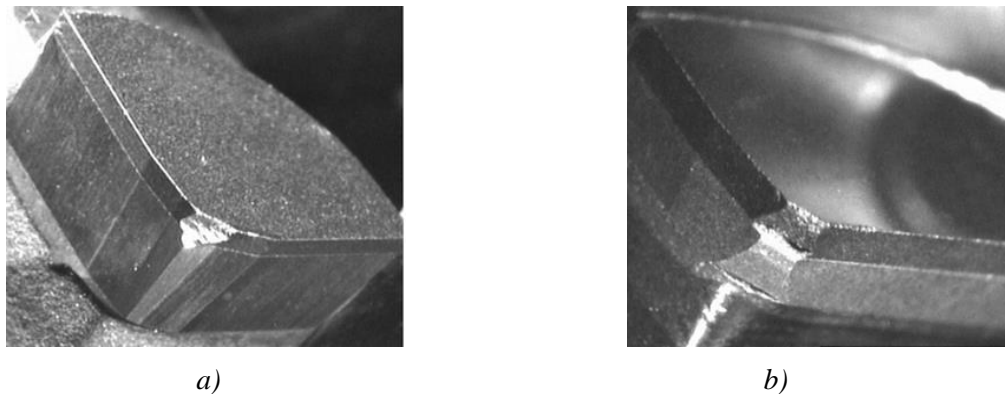


Figure 8. a) Chipping of the PCD insert within the PCD layer, b) Chipping of the PCD insert through the PCD layer and carbide substrate [1].

Microchipping of the cutting edge is the leading failure cause of PCD-coated tools, which have lowered toughness due to stress concentrators of processing origin [26], [27].

4.2. Thermal instability

PCD has limited thermal resistance, and temperatures of around 700°C cause a significant drop in the performance of PCD cutters. Cobalt accelerates the transformation of diamond into graphite or amorphous carbon and degrades the material. Such transformations can occur at ambient temperature and atmospheric pressure at 900 °C while in a vacuum above 1400 °C.

Thermal degradation also occurs at about 400 °C due to the substantial difference between the thermal expansion coefficients of cobalt and diamond. The arising thermal stresses break the strong diamond-diamond bonding and may lead to cracking and chipping in the PCD layer first, then spreading to the cutting edges involving the cemented carbide substrate. These issues limit the practical use of conventional PCD tool materials to around 700°C.

Figure 9. a) depicts the process schematically, and Figure 9. b) shows the consequences of tool overheating during manufacturing [1].

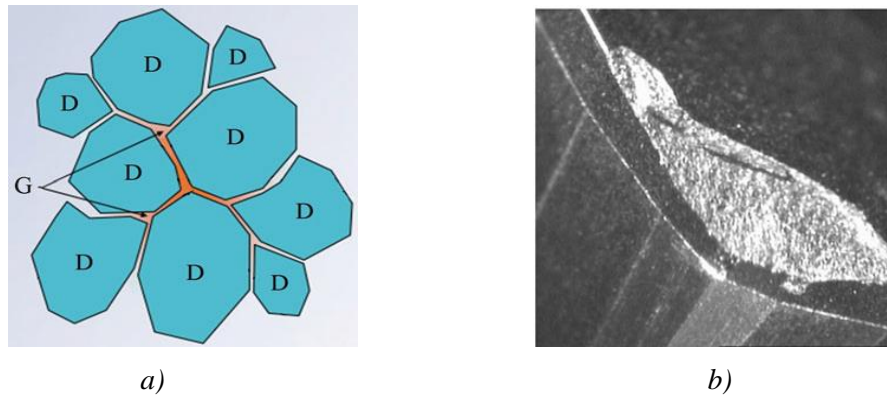


Figure 9. a) A schematic representation of the graphitization (G) process due to the break of the diamond-diamond (D) bonds at high temperature; b) flaking as a result of tool overheating [1].

4.3. Solutions for improving thermal stability

The main reason for the failure of PCD coatings is their thermal degradation, limiting their use, especially during high-speed machining. Therefore, improving their thermal stability is critical in increasing their performance.

Scientists are working on creating a two-layer composite of diamond-containing/cemented tungsten carbide substrate combining high wear resistance and thermostability. They're attempting to create thermally stable PCD (TSPCD) through cobalt leaching, two-step sintering, or using a ceramic matrix material like SiC as the catalyst.

4.3.1. Cobalt leaching

After PCD finishing, the metallic phase can be removed by acid treatment, leaving a compact of 100% abrasive particles. Cobalt is removed up to 200 μm deep into the PCD layer, which reduces diamond degradation and improves thermal resistance. Without cobalt, diamond-to-diamond bonds remain strong, with less graphitization and cracking, and the heat conduction of the diamond surface increases, lowering the maximum cutting temperature. However, the resulting network of empty pores can increase vulnerability to oxidation, reducing the PCD cutter's strength at high temperatures. The authors of a recent work [28] reported a significant improvement in the tribological properties of PCD due to Co leaching. They demonstrated the advantageous effect of a high temperature ($T > 700\text{ }^\circ\text{C}$) annealing during Co-leaching by indirectly influencing the transfer film formation and mechanism during friction of the Co-leached PCD against a Si_3N_4 counterpart.

4.3.2. Two-step sintered bilayered vs. one-step sintered three-layered TSPCD

The first solution for producing TSPCD coatings involved a combination of a Co-leached PCD toplayer attached to the WC/Co substrate (made separately) with an intermediate non-sintered diamond crystal layer containing sintering aids. This construction was subjected to an HPHT process,

resulting in a low degree of re-infiltrated TSPCD compact. However, this patented process [29] may result in high residual stresses, making the coating sensitive to brittle failure during machining.

The high internal stress problem of the two-step sintered TSPCD product can be overcome by applying Si catalyst + HPHT sintering process. The starting and finishing stages of structure formation of thermally stable PCD blanks in HPHT-sintering are shown in Figure 10. First, a diamond micropowder layer, covered by a Si plate from the top, is placed onto the cemented carbide substrate (Figure 10.a). Then, the diamond layer is infiltrated from one side by liquid Si and from the other side by Co-WC-C melt during HPHT sintering (Figure 10.b).

The process results in a three-layered composite composed of a thermally stable diamond-SiC composite toplayer, a sintered PCD intermediate layer with Co infiltration, and the cemented WC-Co substrate [30].

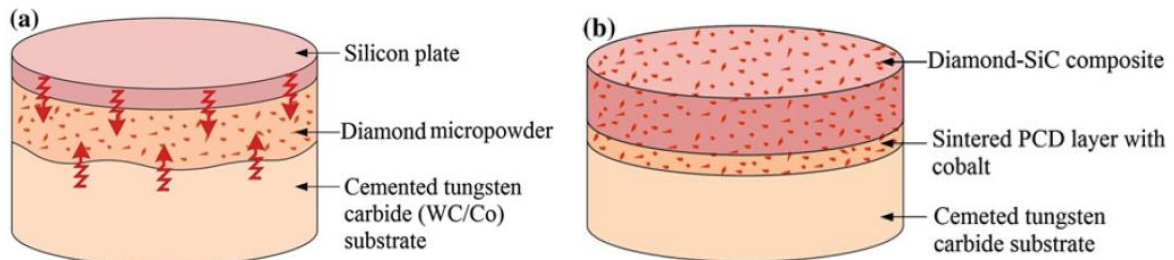


Figure 10. The initial (a) and the final (b) stage of the single-step HPHT process with additional Si catalyst resulting in a three-layered PCD coating due to double-sided infiltration [1], [30].

4.4. Wear

As mentioned earlier, wear-type failures are one of the leading causes limiting the tools' life. Wear damage, representing a critical aspect of their performance in various industrial applications, is realized by several mechanisms in PCD coatings. These mechanisms are, e.g., abrasive wear, adhesive wear, and diffusion wear, which all have distinct causes and effects on the coating's durability.

Understanding the wear mechanisms in PCD coatings is crucial to optimize their performance and design.

- *Abrasive wear.* Abrasive wear occurs when hard particles or surfaces rub against the PCD coating, causing material removal. Abrasive wear is characteristic of cutting high-strength (e.g., Ti) alloys.
- *Adhesive Wear.* Adhesive wear appears at the interfaces of the tool/chip and tool/workpiece due to the chemical affinity of the machined metallic alloy (such as titanium and aluminum) to the carbon at high cutting temperatures. Simultaneously, the high temperature at the interface induces chemical diffusion, forming a build-up edge (BUE) and build-up layer (BUL). Finally, the debris adhering to the tool surface, originating from the workpiece and the tool material, is removed by plucking, accelerating the tool's wear. Due to their inherent capability for proper lubrication and low friction coefficients, PCD coatings can reduce adhesive wear in dry machining and cutting applications.

- *Combined abrasive/adhesive wear.* In continuous cutting processes, such as turning and drilling, the predominant wear mechanism is adhesive-abrasive wear, which is thermally activated by high temperatures.
- *Chipping.* In non-continuous material removal processes, e.g., during milling of the titanium alloys, chipping and fracture of the brittle PCD coatings or inserts are commonly found, especially in higher cutting speed operations, due to the high-frequency dynamic load and vibration of the tooling system.
- *Diffusion wear.* Diffusion wear occurs when high temperatures and pressures initiate atomic diffusion between the PCD coating and the workpiece material. It can lead to chemical reactions, material transfer, and wear. However, this diffusional mechanism is not characteristic of PCD coatings – due to their high thermal stability, which helps mitigate diffusion wear in high-temperature applications.
- *Thermal degradation initiated wear.* Excessive wear may appear at high temperatures in the form of intergranular cracking and chipping due to graphitization or oxidation processes or developing thermal stresses.
- *Residual stresses initiated wear.* High tensile residual stresses develop during the electric discharge machining of PCD tools due to the mismatch of thermal expansion coefficients of constituents. It leads to inner cracks at the interface of diamond and binding material, weakens the strength of the polycrystalline structure, and reduces the wear resistance of PCD tools.

The above aspects must be considered during the selection and optimization of PCD coatings for specific automotive tooling requirements [8], [31]–[34].

One of the most widely used areas of PCD-coated tools is the high-speed machining of high-silicon aluminium-matrix metal-matrix composites (HSAM MMCs). Some literature works deal with the unique features of the micro- and macro-level wear mechanisms experienced in PCD tools during the interrupted cutting (drilling, grinding) of the HSAM MMCs subjected to high-speed machining [26], [27].

The existing theory revealing the wear modes in PCDs is valid for the conditions of the usual machining processes and not applicable to the particular case of high-speed machining of the HSAM MMCs [1], where the following are observed.

- The wear resistance of a PCD insert increases as the grain size increases. This peculiarity contrasts with other materials used in tribological joints, where the wear resistance improves as the grain size decreases. This fact is fundamental to several wear theories, including those used in metal cutting for carbide and high-speed steel tool materials.
- Additionally, the tool life of a PCD tool can be extended by allowing it a 10-minute rest between drilling successive holes, compared to a PCD tool used in continuous operation with only 5 seconds for loading/unloading. The known wear mechanisms can't explain this phenomenon.

The grade and properties of PCD-coated tools greatly vary with the producers. Therefore, limited information and no general recommendations can be found in the literature on properly selecting PCD-coated tools. The work [1] provides some helpful information as a practical rule of thumb.

- PCD tools containing larger diamond particles (diameter of 20-30 μm) are the most wear-resistant but have the lowest strength and toughness.

- Fine grades of PCD tools (typically with a diameter of 5–10 μm) possess high toughness but poor wear resistance.

Examples of tool failure occurring during the machining of HSAM MMCs are shown in Figure 11.

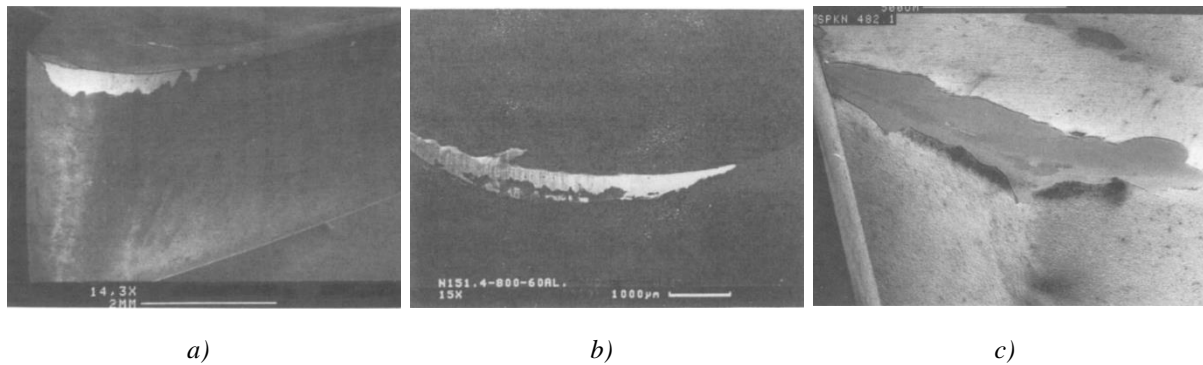


Figure 11. Typical failure modes in PCD-coated cutting tools: a) OM macro photograph showing flaking on a diamond-coated turning insert, b) SEM image of the turning tool edge damaged by abrasive wear and slight flaking, c) SEM micrograph illustrating severe flaking of a diamond-coated cutting edge of a milling tool [25].

4.5. Cost considerations

When assessing the use of PCD-coated tools in automotive applications, it is essential to conduct a cost analysis comparing them with other wear-resistant options.

The main factors to consider include the initial investment, tool life, machining, and maintenance costs [35].

PCD coatings typically involve a higher initial investment than conventional coatings due to the advanced manufacturing processes and the high cost of diamond materials. However, this cost can be justified by the extended tool life and improved performance of PCD-coated tools, resulting in lower machining costs.

Additionally, PCD tools offer a significantly longer life than non-coated tools or tools with alternative coatings, which can reduce the frequency of tool replacement and lead to long-term cost savings. PCD tools also allow for higher cutting speeds and feed rates, reducing cycle times, lowering labor costs, and improving overall machining efficiency and productivity. Due to their superior wear resistance, these tools require less frequent maintenance and have lower costs associated with tool reconditioning or replacement.

Considering these advantages, the cost-effectiveness of PCD-coated tools is evident, particularly in the automotive industry, where high-speed machining for increased productivity is crucial. Thus, tool longevity and performance are critical factors that can be achieved using PCD-coated tools.

4.6. Further limitations

While polycrystalline diamond (PCD) coatings offer numerous advantages, it is essential to consider their limitations and challenges in automotive tooling applications.

The ultra-high hardness of PCD makes manufacturing PCD tools with conventional abrasive grinding very difficult. Unique methods, like electro-discharge machining (EDM) or its special version, i.e., electrical discharge grinding (EDG) and laser machining, are applied [8].

Another difficulty is represented by delamination or spall of PCD coatings under certain cutting conditions, e.g., when turning is accomplished with a high feed rate [36] or when the PCD tool is subjected to high-impact forces, like in the case of non-continuous machining (e.g., milling or grinding) [37].

To minimize the delamination risks, tool geometry, cutting parameters, and workpiece material compatibility should be carefully considered. In this consideration, PCD coatings are primarily suited for tools with simple geometries. Complex tool geometries, such as sharp corners or complex profiles, can pose challenges during CVD deposition and affect coating integrity.

Understanding these limitations and challenges is crucial for adequately applying and optimizing PCD-coated tools. Conducting thorough testing and evaluation is recommended to ensure compatibility with specific machining requirements and mitigate potential risks.

5. Summary

This article aimed to provide a brief but comprehensive literature review on PCD coatings for tooling, exploring their advantages, challenges, limitations, and possible solutions.

Besides introducing the main processing methods and the architecture of bulk PCD products and PCD coatings, the critical role of bonding materials in the tool performance was emphasized.

The broad advantages of PCD coatings on tools were highlighted concerning practical applications, especially in high-speed machining operations relevant to the automotive industry. Besides their specific benefits – the increased tool life and machining productivity – the main factors limiting their performance were overviewed. In this regard, the paper elucidated the most common wear mechanisms – abrasive wear, delamination, and flaking – occurring in PCD coatings, presenting the efforts to overcome the associated difficulties.

Another focus was put on their weak thermal stability, providing insight into the potential solutions, including developing thermally stable grades (TSPCDs) using innovative techniques like cobalt leaching and double-sided infiltration of PCD coatings using Si catalysts during TPHT sintering. Cost considerations may supply readers with valuable information on the economic aspects of adopting PCD coatings in tooling.

The authors hope to equip professionals with the knowledge to make informed decisions regarding integrating PCD coatings into their tooling processes.

6. Acknowledgment

The authors thank the financial support provided by Grant No 2021_430912 in the framework of the Stipendium Hungaricum Scholarship Program.

Thanks also to Prof. Stefan Rosiwal and Maximilian Götz at the Friedrich Alexander University (FAU) for introducing us to the unique world of PCD coatings and motivating us to work on the topic.

References

- [1] V. P. Astakhov and A. Stanley, "Polycrystalline Diamond (PCD) Tool Material: Emerging Applications, Problems, and Possible Solutions," in *Traditional Machining Processes*,

- Materials Forming, Machining and Tribology*, J. P. Davim, Ed. Heidelberg, Germany: Springer, 2015, pp. 1–32, doi: 10.1007/978-3-662-45088-8_1.
- [2] M. Wiora, “*Characterization of Nanocrystalline Diamond Coatings for Micro-Mechanical Applications*,” Ulm University, Ulm, 2013.
- [3] D. K. Reinhard, *Diamond films handbook*, New York: Marcel Dekker, Inc., 2002.
- [4] S. Veljković, V. Mitić, V. Paunović, G. Lazović, M. Mohr, and H. Fecht, “Surface Properties of Polycrystalline Diamonds for Advanced Applications,” in *6th International Conference on Electrical, Electronic and Computing Engineering (IcETRAN)*, Silver Lake, Serbia, 2019.
- [5] M. Varney, D. Aslam, A. Janoudi, H. Chan, and D. Wang, “Polycrystalline-Diamond MEMS Biosensors Including Neural Microelectrode-Arrays,” *Biosensors*, vol. 1, no. 3, pp. 118–133, 2011, doi: 10.3390/bios1030118.
- [6] M. B. Maros, “*Lectures on Material Science*,” Subject No: GEMTT500P-a, University of Miskolc, Hungary, 2023.
- [7] V. F. Neto, T. Shokuhfar, M. S. A. Oliveira, J. Gracio, and N. Ali, “Polycrystalline diamond coatings on steel substrates,” *International Journal of Nanomanufacturing*, vol. 2, no. 1/2, p. 99, 2008, doi: 10.1504/IJNM.2008.017842.
- [8] G. Li, G. Wu, W. Pan, R. R. Rashid, S. Palanisamy, and S. Ding, “The Performance of Polycrystalline Diamond (PCD) Tools Machined by Abrasive Grinding and Electrical Discharge Grinding (EDG) in High-Speed Turning,” *Journal of Manufacturing and Materials Processing*, vol. 5, no. 2, p. 34, 2021, doi: 10.3390/jmmp5020034.
- [9] J. Sung, *Handbook of Industrial Diamonds*, Volume 1, Superabrasives and Diamond Syntheses, 1st Ed., Jenny Stanford Publishing, 2021, ISBN 9789814800600, p438.
- [10] L. Schäfer, M. Fryda, T. Stolley, L. Xiang, and C.-P. Klages, “Chemical vapour deposition of polycrystalline diamond films on high-speed steel,” *Surface and Coatings Technology*, Vols. 116–119, pp. 447–451, 1999, doi: 10.1016/S0257-8972(99)00102-4.
- [11] N. Govindaraju, C. Kane, and R. Singh, “Processing of multilayer microcrystalline and nanocrystalline diamond thin films using Ar-rich microwave plasmas,” *Journal of Materials Research*, vol. 26, no. 24, pp. 3072–3082, 2011, doi: 10.1557/jmr.2011.396.
- [12] A. Erdemir and J. M. Martin, “Superior wear resistance of diamond and DLC coatings,” *Current Opinion in Solid State & Materials Science*, vol. 22, no. 6, pp. 243–254, 2018, doi: 10.1016/j.cossms.2018.11.003.
- [13] E. Ashkinazi, S. Fedorov, A. Khomich, V. Rogalin, A. Bolshakov, D. Sovyk, S. Grigoriev, and V. Konov. " *Technology Features of Diamond Coating Deposition on a Carbide Tool*" C 8, no. 4, Art no. 77, [Online]. Available: <https://doi.org/10.3390/c804007>.
- [14] L. Jaworska, M. Szutkowska, P. Klimczyk, M. Sitarz, M. Bucko, P. Rutkowski, P. Figiel, and J. Lojewska, “Oxidation, graphitization and thermal resistance of PCD materials with the various bonding phases of up to 800 °C,” *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, vol. 45, pp. 109–116, 2014, doi: 10.1016/j.ijrmhm.2014.04.003.
- [15] M. Prieske, R. Börner, and A. Schubert, “Influence of the surface microstructure on the adhesion of a CVD-diamond coating on steel with a CrN interlayer,” in *MATEC Web of Conferences, 5th International Conference on New Forming Technology (ICNFT 2018)*, 2018.
- [16] D. Hinzmann, K. Böttcher, W. Reimers, and E. Uhlmann, “Ex Situ Residual Stress Analysis of Chemical Vapor Deposited Diamond Coated Cutting Tools by Synchrotron X-Ray Diffraction in Transmission Geometry,” *Advanced Engineering Materials*, vol. 23, no. 11, 2021, doi: 10.1002/adem.202001525.

- [17] Simon, J. Anaya, F. Faili, R. Balmer, G. Williams, D. Twitchen, and M. Kuball, "Effect of grain size of polycrystalline diamond on its heat spreading properties," *Applied Physics Express*, vol. 9, no. 6, 2016, doi: 10.7567/APEX.9.061302.
- [18] R. Gou, X. Luo, K. Li, C. Kang, and J. Chen, "PCD after cobalt leaching reinforced by high temperature annealing: Tribological properties and graphitization evolution," *Diamond and Related Materials*, vol. 125, 2022, doi: 10.1016/j.diamond.2022.108988.
- [19] Y. Chen, L. C. Zhang, J. A. Arsecularatne, and C. Montross, "Polishing of polycrystalline diamond by the technique of dynamic friction, part 1: Prediction of the interface temperature rise," *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, vol. 46, no. 6, pp. 580–587, 2006, doi: 10.1016/j.ijmachtools.2005.07.018.
- [20] G. T. Smith, *Cutting tool technology: industrial handbook*, London, UK: Springer, 2008.
- [21] Harvey Tool Catalog, [Online]. Available: <https://www.harveytool.com/catalog-request> (Accessed: 17.07.2023)
- [22] Telcon Diamond Cutting Tools [Online catalog]. Available: <https://deaturdiamond.com/tool-type/Diamond-Coated-Tools.html> (Accessed: 21.09.2023)
- [23] Deacur Diamond 2018 [Online tool catalog]. <https://deaturdiamond.com/tool-type/Diamond-Coated-Tools.html> (Accessed: 15.11.2023).
- [24] J. Gäbler and S. Pleger, "Precision and micro CVD diamond-coated grinding tools," *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, vol. 50, no. 4, pp. 420–424, 2010, doi: 10.1016/j.ijmachtools.2009.10.008.
- [25] J. Karner, M. Pedrazzini, I. Reineck, M. E. Sjö, and E. Bergmann, "CVD diamond coated cemented carbide cutting tools," *Materials Science and Engineering: A*, pp. 405–413, 1996, doi: 10.1016/0921-5093(95)10140-3.
- [26] D. A. Stenphenson and J. S. Agapiou, *Metal cutting theory and practice*, CRC Press, 1997.
- [27] M. El-Gallab and M. Sklad, "Machining of Al/SiC particulate metal matrix composites part III: comprehensive tool wear models," *Journal of Materials Processing Technology*, pp. 10–20, 2000, doi: 10.1016/S0924-0136(99)00351-9.
- [28] R. Gou, X. Luo, K. Li, C. Kang, and J. Chen, "PCD after cobalt leaching reinforced by high temperature annealing: Tribological properties and graphitization evolution," *Diamond and Related Materials*, 125, 108988. 2022, doi: 10.1016/j.diamond.2022.108988.
- [29] H. S. Cho (Sandy, UT), *Fabrication of supported polycrystalline abrasive compacts*, USA, General Electric Company, 4944772, 1990, <https://www.freepatentsonline.com/4944772.html>
- [30] V. P. Astakhov, *Drills: science and technology of advanced operations*, CRC Press, 2014.
- [31] W. Pan, S. Ding, and J. Mo, "Thermal characteristics in milling Ti6Al4V with polycrystalline diamond tools," *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, vol. 75, pp. 1077–1087, 2014, doi: 10.1007/s00170-014-6094-y.
- [32] R. B. Da Silva, A. Machado, E. O. Ezugwu, J. Bonney, and W. F. Sales, "Tool life and wear mechanisms in high speed machining of Ti–6Al–4V alloy with PCD tools under various coolant pressures," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 213, no. 8, pp. 1459–1464, 2013, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2013.03.008.
- [33] J. Cantero, J. Díaz-Álvarez, M. Miguélez, and N. Marín, "Analysis of tool wear patterns in finishing turning of Inconel 718," *Wear*, vol. 297, no. 1-2, pp. 885–894, 2013, doi: 10.1016/j.wear.2012.11.004

- [34] V. Yadav, V. K. Jain, and P. M. Dixit, "Thermal stresses due to electrical discharge machining," *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, vol. 42, no. 8, pp. 877–888, 2002, doi: 10.1016/S0890-6955(02)00029-9.
- [35] "Diamond v. Carbide: Weighing the Costs and Benefits," GDP Tooling, [Online]. Available: <https://gdptooling.com/diamond-v-carbide-comparing-the-costs/>. (Accessed: 28.10.2023)
- [36] F. Qin, J. Hu, Y. K. Chou, and R. G. Thompson, "Delamination wear of nano-diamond coated cutting tools in composite machining", *Wear*, vol. 267, no 5–8, pp. 991–995, 2009, doi: 10.1016/j.wear.2008.12.065.
- [37] W. Hintze, S. Steinbach, C. Susemihl, and F. Kähler, "HPC-milling of WC-Co cemented carbides with PCD," *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, pp. 126–134, 2018, doi: 10.1016/j.ijrmhm.2017.12.019

FÁRADÁSOS REPEDÉSTERJEDÉS alform 1100M x-treme SZERKEZETI ACÉLBAN ÉS HEGESZTETT KÖTÉSEIBEN

Kovács Judit

*Tudományos segédmunkatárs, Miskolci Egyetem, Anyagszerkeztani és Anyagtechnológiai Intézet, Szerkezetintegritási Intézeti Tanszék
3515 Miskolc, Miskolc-Egyetemváros, e-mail: judit.kovacs@uni-miskolc.hu*

Gerald Wilhelm

*Egyetemi tanár, Department of Mechanical, Automotive and Aeronautical Engineering, Munich University of Applied Sciences
80335 München, Dachauer Str. 98b, e-mail: gerald.wilhelm@hm.edu*

Lukács János

*Egyetemi tanár, Miskolci Egyetem, Anyagszerkeztani és Anyagtechnológiai Intézet, Szerkezetintegritási Intézeti Tanszék
3515 Miskolc, Miskolc-Egyetemváros, e-mail: janos.lukacs@uni-miskolc.hu*

Absztrakt

A cikkben a voestalpine gyártmányú alform 1100M x-treme alapanyag és hegesztett kötéseinek fáradásos repedésterjedéssel szembeni ellenállásának a vizsgálatát mutatjuk be. A vizsgált 1100 MPa folyáshatárú alapanyag a jelenleg elérhető legnagyobb szilárdságú termomechanikusan kezelt szerkezeti acél típus. A hegesztett kötések elkészítéséhez két különböző szilárdsági kategóriába tartozó – egy matching (1100 MPa) és egy undermatching (960 MPa) – hozaganyagot használtunk, így a fáradásos repedésterjedéssel szembeni ellenállás szempontjából ezeket is összehasonlíthatjuk. A kapott eredmények alapján szignifikáns különbségeket találtunk a hengerlési irányban és a vastagság irányban terjedő repedések között. A két különböző hozaganyag esetében azonban a hegesztett kötések fáradásos repedésterjedéssel szembeni ellenállása nem különbözött.

Kulcsszavak: fáradásos repedésterjedés, nagyszilárdságú acél, termomechanikus hengerlés, huzal-elektrodás, védőgázos ívhegesztés

Abstract

In the present paper, fatigue crack propagation resistance investigations on voestalpine's alform 1100M x-treme base material and its welded joints are presented. The tested material, with yield strength of 1100 MPa, is the highest strength thermomechanically treated structural steel type currently available. Two different strength classes of filler metals - a matching (1100 MPa) and an undermatching (960 MPa) - were used for the welded joints, therefore these can be compared in terms of fatigue crack propagation resistance. The results obtained showed significant differences between cracks propagating in the rolling direction and in the thickness direction. However, the resistance of the welded joints to fatigue crack propagation did not differ for the two different yield materials.

Keywords: fatigue crack propagation, high strength steel, thermomechanical rolling, gas-shielded metal arc welding

1. Bevezetés

Az acél az egyik legfontosabb szerkezeti anyag világszerte, ezért a szerkezeti acélok fejlesztésének globális hatásai vannak [1], [2]. A megfelelő kémiai összetétel, a hengerlési körülmények és a hőkezelés összehangolt megválasztásával akár 1300 MPa folyáshatárú vastag lemezek is előállíthatók. Ezek az acéltípusok általában nemesítéssel készülnek és a szövetszerkezetük martenzites lesz [3], [4]. Nagyszilárdságú acélok esetén a másik előállítási lehetőség a termomechanikus kezelés, amelynek segítségével napjainkban 1100 MPa folyáshatárú vastag lemezek is gyárthatók. A nagyszilárdságú acélokat elsősorban nagy teherbírású alkatrészekben és építőipari darukban használják, viszont annak ellenére, hogy évek óta forgalomban vannak, ritkábban alkalmazzák azokat [5], [6]. Ennek egyik oka lehet az, hogy a napjainkban érvényes releváns szabványok 1000 MPa folyáshatár feletti acélokra nem tartalmaznak előírásokat. Nem véletlen, hogy hiánypótló jellegű vizsgálatok folynak például a tűzhatás alatti viselkedés feltérképezése érdekében [7]. Az ilyen acélok alkalmazása tehát, főleg hegesztett szerkezetek esetén, körültekintő tervezést és kiterjedt vizsgálatokat igényel [5], [8], [9].

Mivel a nagyszilárdságú acélok egyik jellemző felhasználása a mozgó szerkezetekben történő alkalmazás [10], [11], a hagyományos anyagvizsgálatok mellett az ismétlődő igénybevétellel szembeni ellenállásukat is meg kell vizsgálni. Az ismétlődő igénybevételű szerkezetek, különösen a hegesztett szerkezetek esetén, a fáradásos törés bekövetkezésének gyakorisága meghaladja a statikus törését. A klasszikus Wöhler-görbén alapuló tervezési módszerek nem törekednek a károsodás, a tönkremeneteli folyamat követésére, hanem megengedett feszültségekkel számolnak. Ezek a feszültségek valamilyen törési valószínűséghez tartoznak, így a gyártási eredetű eltérések, vagy hibák figyelembevételére nem alkalmasak; ezért nagy fontosságú a törésmechanikai szemléletmód (és alkalmazásának) az előtérbe kerülése [12].

Mivel nagyszilárdságú acélok esetén nem állnak rendelkezésre megfelelő előírások és vizsgálati eredmények, jelen kutatómunka célja, egy a napjainkban beszerezhető legnagyobb szilárdsági kategóriába tartozó termomechanikusan kezelt acél fáradásos repedésterjedéssel szembeni ellenállásának a vizsgálata. Az 1100 MPa folyáshatárú anyagokhoz már nem csak undermatching, hanem matching típusú hozaganyag is rendelkezésre áll, ezért célul tűztük ki a különböző hozaganyagokkal készített hegesztett kötések vizsgálatát is.

2. Hegesztési nehézségek

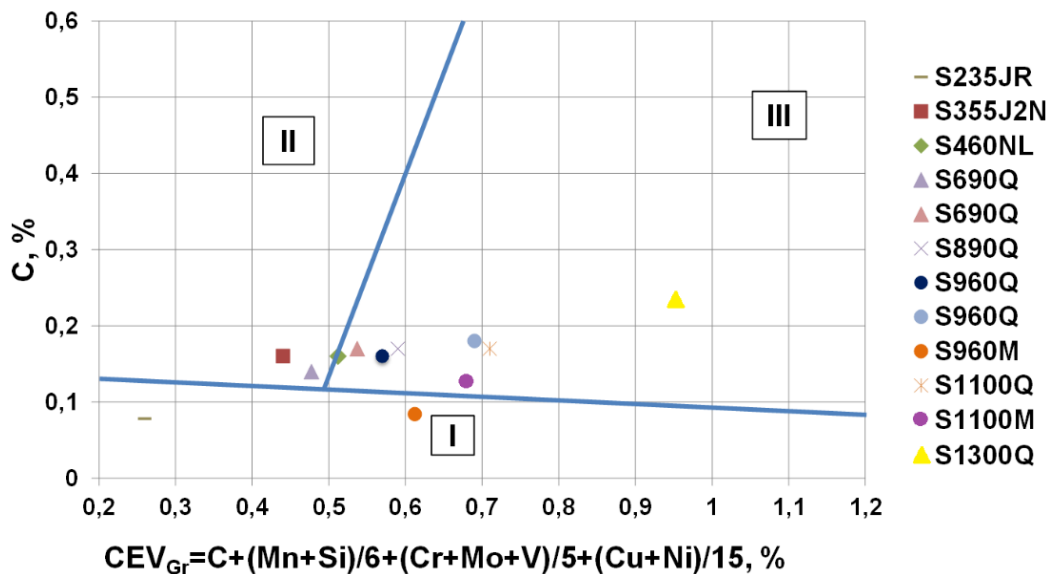
A nagyszilárdságú szerkezeti acélok hegesztésének nehézségei elsősorban a nem-egyensúlyi szövetszerkezetből adódnak, mivel ömlesztő hegesztés esetén ezt a szövetszerkezetet a hegesztési hőciklus irreverzibilisen megváltoztatja. Ezek a változások leginkább a hőhatásövezetben hangsúlyosak [13]. A nagyszilárdságú acélok esetén a legnagyobb problémát az eredeti szövetszerkezet kedvezőtlen változásai okozzák, a lokális jelleggel kialakuló rideg részek, valamint a hőhatásövezet kilágyulási hajlama [14], [15], amely fokozottan jelentkezik a nagyobb szilárdsági kategóriákban. A nagyszilárdságú szerkezeti acélok hőhatásövezetének a kilágyulási mechanizmusa elsődlegesen az interkritikus zónára vonatkozik. A szuperkritikus zónákban (A_3 hőmérséklet felett), az ausztenit bomlásakor – az acél edzhetőségétől és a hűlési időtől függően – martenzit tartalmú szövetszerkezet alakul ki. Az interkritikus zónában a hevítés során egyszerre megtalálható az eredeti szövetszerkezet és az ausztenit is, majd pedig az ausztenit bomlásából szintén martenzit tartalmú részek alakulhatnak ki. Az A_1 megeresztési hőmérséklet alatt a szövetszerkezet martenzit/bénit tartalmú lesz [16]. A hőhatásövezet kilágyulásának mértéke függ a kezdeti alapanyag szövetszerkezetétől és keménységétől, valamint az acél kémiai összetételétől és a hegesztési

hőciklustól [17], [18]. A nagyobb fajlagos hőbevitel, nagyobb kilágyulást eredményezhet, amely egyes acélkategóriák esetén akár a durvaszemcsés övezetben is jelentkezhet [19].

Nagyszilárdságú acélok esetén a hozaganyag-választás területe is sokkal összetettebb, mivel az alapanyag előállításakor alkalmazott gyártástechnológiát nem lehet a hegesztés során reprodukálni, ezért nehéz olyan hozaganyagot választani, amely egyidejűleg garantálja a varrat kellő szilárdságát, és a repedésképződés elkerüléséhez szükséges alakváltozó képességet. Továbbá, bizonyos szilárdság fölött, a szilárdsági kritériumnak már nem biztos, hogy meg tudnak felelni a hozaganyagok [20], [21].

Nehézséget jelent az is, hogy a hőhatásövezetben lokális jelleggel kialakuló rideg részek, különösen elegendő diffúzióképes hidrogéntartalommal párosulva, repedések keletkezésének helyei lehetnek. A hegesztésből adódó járulékos feszültségek és a nagyszilárdságú acélokra jellemző kis alakváltozó képesség fokozottan növelik a repedésképződési hajlamot. Az egyes esetekben megjelenő kilágyult zónák a kötések teherviselő képességének a romlását idézik elő [20], [21].

Egy alternatív megközelítés az acélok osztályozására a Graville diagram, amit az 1. ábra mutat. A diagram az acélokat három különböző kategóriába sorolja hegeszthetőségük alapján: I zóna = könnyen hegeszthető, II zóna = körültekintően hegeszthető és III zóna = nehezen hegeszthető [22]. A diagramból látható, hogy a karbon egyenérték növekedésével a hegeszthetőség nehezebbé válik, viszont azt is hangsúlyozza, hogy a karbonnak milyen fontos hatása van a hegeszthetőségre [23].

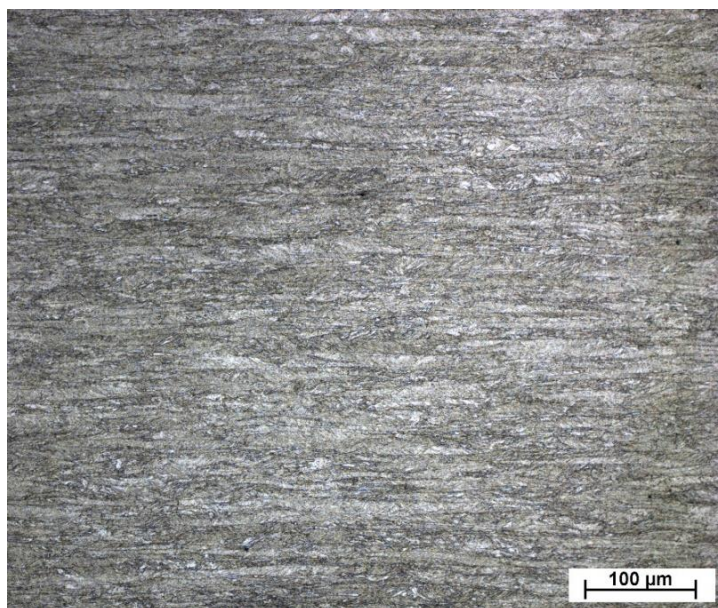


1. ábra. Graville diagram [24].

A nagyobb karbon egyenérték korlátozott hegeszthetőséget jelent [25]. A Graville diagram osztályozása alapján, a nagyszilárdságú acélok hegesztésekor előmelegítést és szabályozott fajlagos hőbevitelt javasolt alkalmazni, mivel ezek a minőségek többnyire a III zónába tartoznak (S960Q, S1100Q, S1100M, S1300Q), ahol az acéloknak egyaránt magas a karbon tartalmuk és a karbon egyenértékük, ezért a hegesztési körülmények hatására repedésérzékeny lehet a szerkezet. Megfontolva ezeket a technológiai javaslatokat a hidegrepedés esélye csökkenthető, valamint a hegesztett kötés szilárdsága és szívóssága is elfogadható lehet [26].

3. A vizsgált anyagminőség

Az általunk vizsgált anyagminőség a voestalpine által gyártott alform 1100M x-treme (S1100M) volt, amely a termomechanikusan kezelt acélok közé tartozik. Az acél szállítási állapotában készült optikai mikroszkópos felvételét $N = 200\times$ -os nagyításban a 2. ábra szemlélteti.



2. ábra. Az alform 1100M x-treme szövetszerkezete, $N = 200\times$, marószerszer: 3% HNO_3 .

A vizsgált acél mechanikai tulajdonságait és kémiai összetételét az 1. és a 2. táblázatok tartalmazzák, a műbizonylaton feltüntetett karbonegyenérték $CEV = 0,68\%$.

1. táblázat. A vizsgált acél vastagsága és mechanikai tulajdonságai

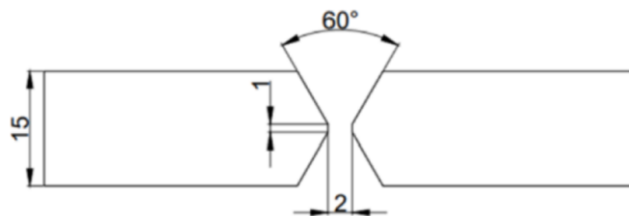
Vastagság [mm]	Keménység HV10	Egyezményes folyáshatár, $R_{p0,2}$ [MPa]	Szakítószilárdság, R_m [MPa]	Százalékos szakadási nyúlás, A [%]	Charpy-V ütőmunka -40 °C-on, KV [J]
15	394	1193	1221	11,6	88

2. táblázat. A vizsgált acél kémiai összetétele [tömeg%]

C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Ni	Mo	V	Ti	Al	Nb	Zr
0,23	0,45	1,86	0,012	0,001	0,85	0,093	2,43	0,36	0,03	0,002	0,063	<0,001	<0,001

4. Hegesztés és az azt követő optikai mikroszkópos vizsgálatok

A kötések elkészítése előtt az alapanyagból 350 x 150 x 15 mm-es lemezeket munkáltunk ki, X leélezéssel, amelyet a 3. ábra mutat be.



3. ábra. A lemezek leélezése.

A hegesztett kötések elkészítéséhez választott eljárás a huzalelektrodás védőgázos ívhegesztés volt. A hegesztéshez két különböző szilárdsági kategóriába tartozó (matching és undermatching) hozaganyagot alkalmaztunk, mindkettő 1,2 mm átmérőjű volt. A hozaganyagok mechanikai tulajdonságait és kémiai összetételét a 3. és a 4. táblázatok foglalják össze.

3. táblázat. Az alkalmazott hozaganyagok mechanikai tulajdonságai

A hozaganyag típusa	Folyáshatár, $R_{eL}/R_{p0,2}$ [MPa]	Szakító-szilárdság, R_m [MPa]	Százalékos szakadási nyúlás, A [%]	Charpy-V ütőmunka - 40 °C-on, KV [J]
Böhler Union X96	≥ 930	≥ 980	≥ 14	≥ 47
Böhler alform 1100 L-MC	≥ 1100	1140-1250	≥ 10	≥ 27

4. táblázat. Az alkalmazott hozaganyagok kémiai összetétele [tömeg%]

A hozaganyag típusa	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	V
Böhler Union X96*	0,1	0,8	1,94	0,015	0,011	0,52	0,53	2,28	<0,01
Böhler alform 1100 L-MC	0,08	0,46	1,54	0,01	0,007	0,64	0,52	2,73	0,22

* Cu = 0,06; Ti = 0,06; Al < 0,01; Zr < 0,01

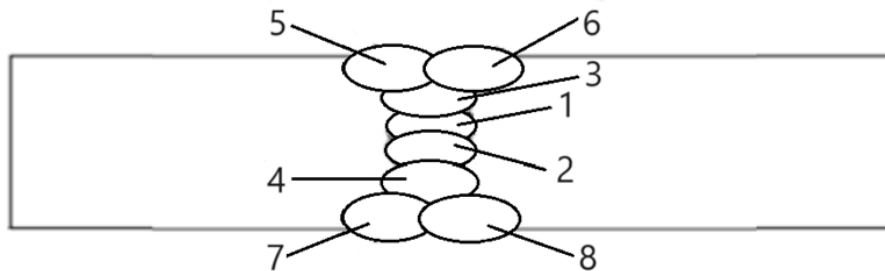
A hegesztési paraméterek meghatározása a $t_{8/5}$ hűlési idő alapján történt. Korábbi vizsgálatok eredményeit figyelembe véve, huzalelektrodás védőgázos ívhegesztéshez a lehető legoptimálisabb keménység és ütőmunka eléréséhez, minél kisebb hűlési idő alkalmazása célszerű, ezért a választott $t_{8/5}$ hűlési idő 5 s volt. A hűlési idő alapján meghatározott hegesztési paramétereket az 5. táblázat tartalmazza.

5. táblázat. A hegesztett kötések elkészítéséhez alkalmazott paraméterek

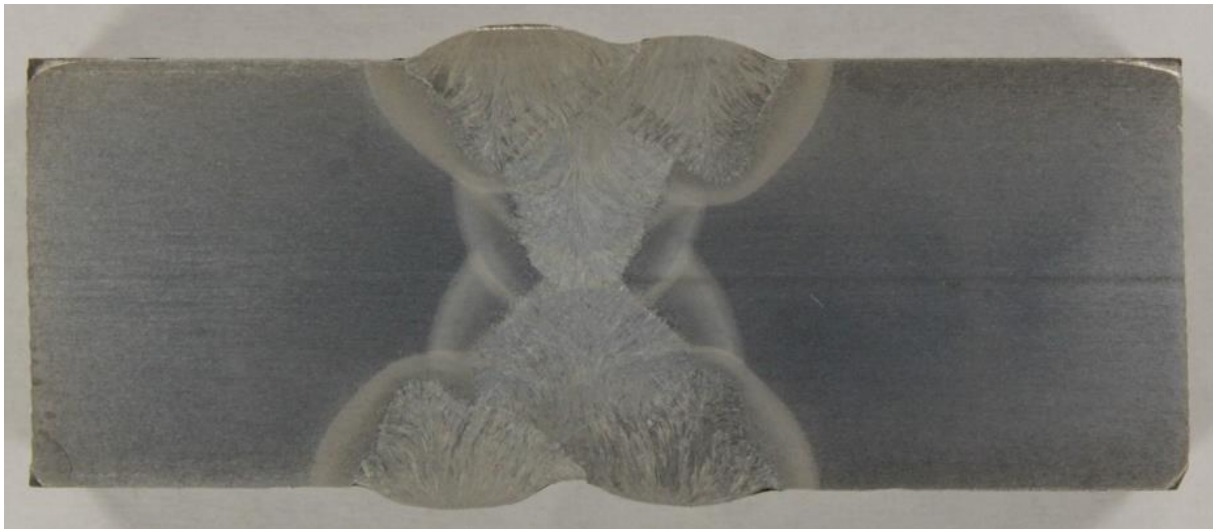
Sor	Áramerősség [A]	Feszültség [V]	Hegesztési sebesség [cm/min]	$t_{8/5}$ hűlési idő [s]	Fajlagos hőbevitel [J/mm]
1	180	19,1	24	5	688
2	190	19,7	27		666
3-4	260	25,1	50		624
5-8	280	28,7	61		632

A kötések Daihen WB-P500L típusú áramforrással (Miskolci Egyetem, Anyagszerkeztetani és Anyagtechnológiai Intézet) készültek, PA pozícióban. A lemezeket hegesztés előtt 100 °C-ra

melegítettük elő. Az első gyöksort kézzel készítettük el, a további sorokat, pedig ESAB B5001 típusú hegesztő traktor segítségével. A rétegek közötti hőmérséklet megközelítőleg 130 °C volt. Az alkalmazott védőgáz 80% Ar és 20% CO₂ keveréke volt, 18 l/perc áramlási sebességgel. A varratsorok sematikus rajza a 4. ábrán, az egyik elkészült kötés pedig az 5. ábrán látható.



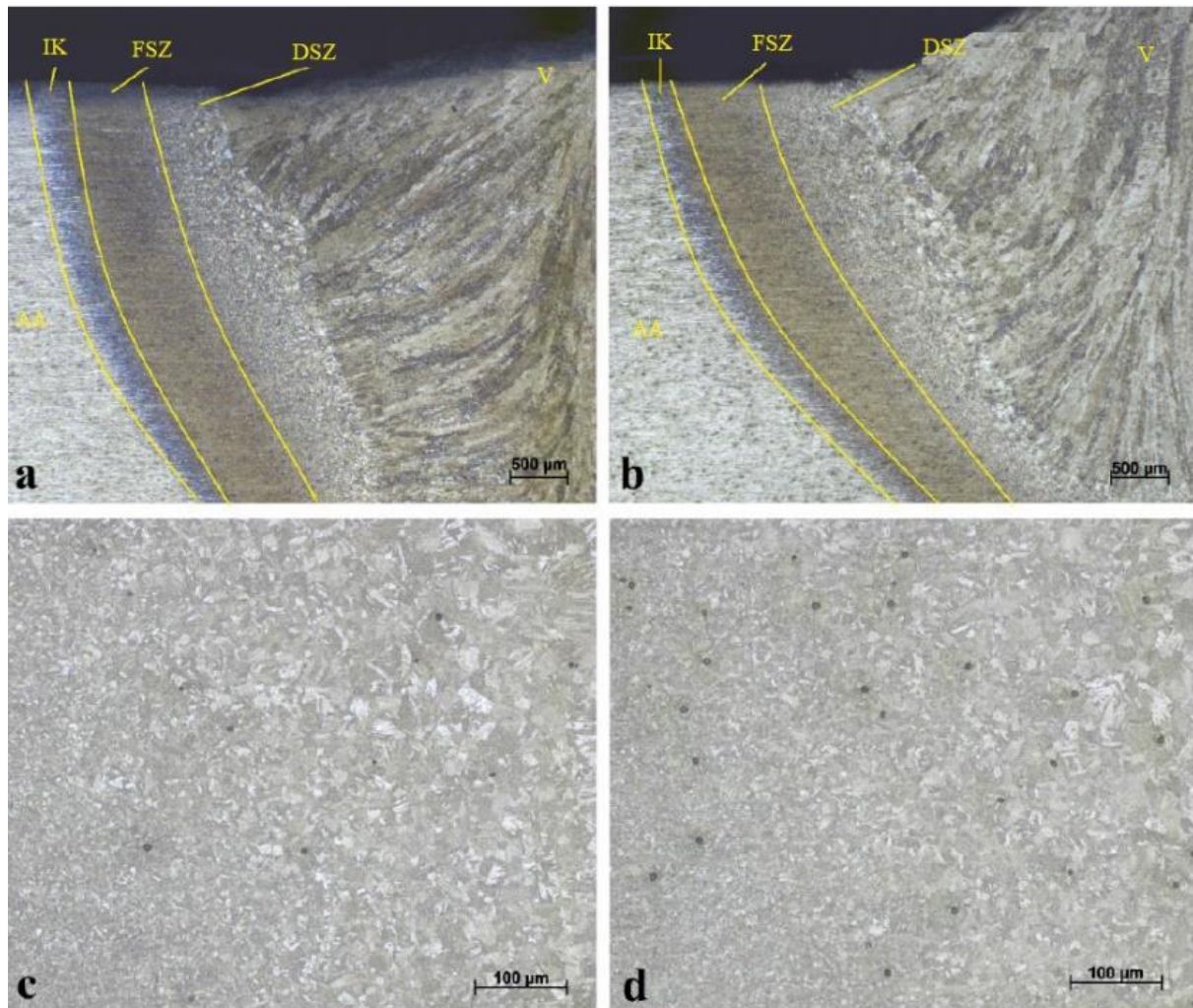
4. ábra. A varratsorok sematikus rajza.



5. ábra. Egy elkészült kötés felépítése.

A próbatetek előkészítése után az optikai mikroszkópos vizsgálatokat a Zeiss Observer D1 m típusú mikroszkóppal végeztük. A kötésekről készült szövetszerkezeti képek a 6. ábrán láthatók, ahol az „a” és a „c” jelű ábra részletek a Böhrler Union X96 hozaganyaggal készített kötésről (undermatching), a „b” és a „d” jelű ábra részletek pedig a Böhrler alform 1100 L-MC hozaganyaggal készített kötésről (matching) készültek. A felvételeken alkalmazott jelölések a következők: AA = alapanyag, IK = interkritikus hőhatásövezeti sáv, FSZ = finomszemcsés hőhatásövezeti sáv, DSZ = durvaszemcsés hőhatásövezeti sáv, V = varrat.

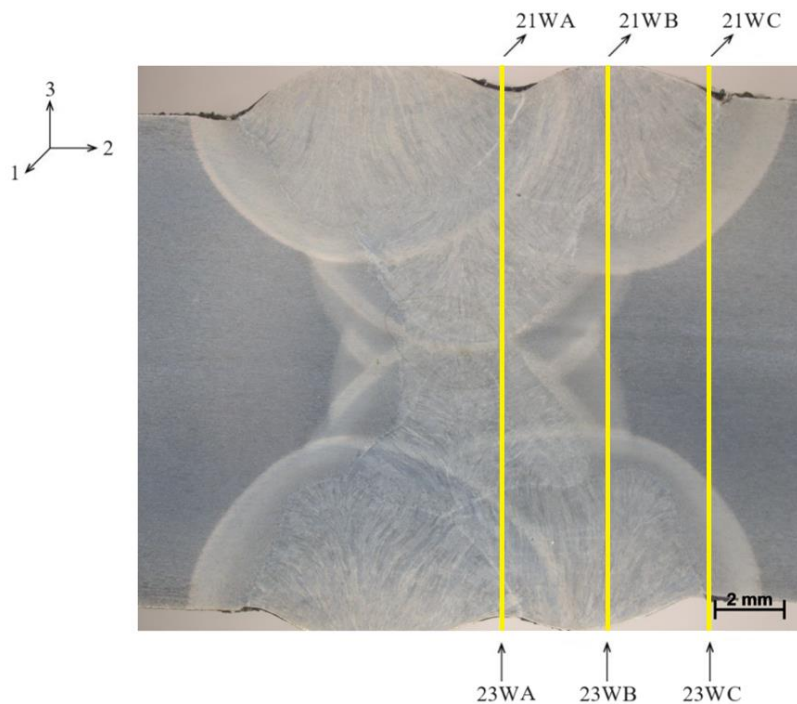
Az optikai mikroszkópos képek alapján – a hasonló hőbeviteli és hűlési időknél köszönhetően – a hegesztett kötések szövetszerkezetében nincsenek számottevő különbségek. A 6. ábra „a” és „b” jelű részletei alapján megállapítható, hogy a különböző hőhatásövezeti sávok szélessége is hasonló. Az alkalmazott, eltérő kémiai összetételű hozaganyagok miatt a varratfémekben csak kismértékű különbség látható.



6. ábra. A hegesztett kötés optikai mikroszkópos képei, marószer: 3% HNO_3 .

5. Fáradásos repedésterjedési sebesség vizsgálatok és eredményeik

A fáradásos repedésterjedési sebesség vizsgálatokat mind az alform 1100M x-treme alapanyagon, mind annak a különböző hozaganyagokkal készített hegesztett kötésein elvégeztük. A 15 mm vastag lemezekből, a repedésterjedési ellenállás jellemzése céljából, három ponton terhelt hajlító (TPB) próbatesteket munkáltunk ki. Az alapanyagok esetében a próbatestek orientációja [27] T-L és T-S, a hegesztett kötések esetében pedig 21 és 23 volt. A T-L és a 21, illetve a T-S és a 23 irányok azonos irányokat jelölnek meg. A hegesztett kötésekben kimunkált próbatesteken a bemetszések helyeit – a kötések fáradásos repedésterjedéssel szembeni ellenállásának statisztikus jellemzése érdekében – változtattuk, azokat a 7. ábra szemlélteti. A próbatestek geometriáját úgy terveztük meg, hogy azok jellemző mérete (W) – tekintettel az alaplemez vastagságára és a hegesztett kötések kialakítására –, mind az alapanyag, mind a hegesztett kötés esetében, a lehető legnagyobb legyen.



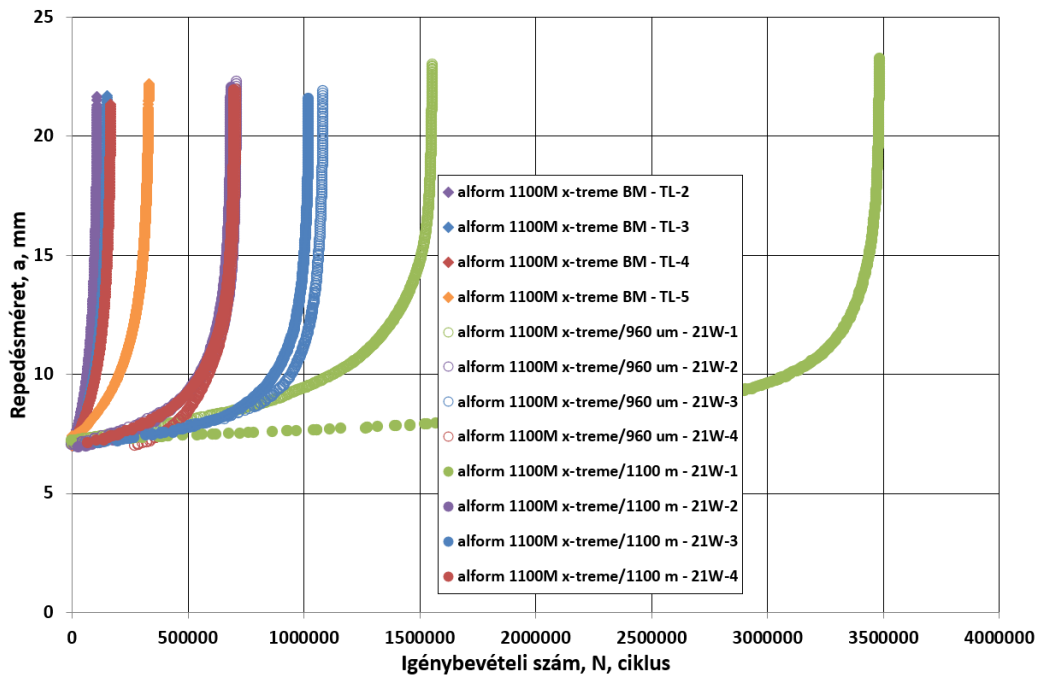
7. ábra. A fáradásos repedésterjedési sebesség vizsgálatokhoz alkalmazott, hegesztett kötésekből kimunkált próbatestek bemetszésének orientációi és a bemetszések elhelyezkedése.

A vizsgálatokat a Miskolci Egyetem Anyagszerkezettani és Anyagtechnológiai Intézetében található, MTS 312 univerzális, elektrohidraulikus anyagvizsgáló berendezésen végeztük el. A vezérlési mód az előrepestési fázisban terheléscsökkenéses, a repedésterjesztési fázisban, pedig állandó terhelésamplitúdójú volt. Szinuszos terhelési függvény alkalmazása mellett, a terhelés aszimmetria tényező értéke a teljes vizsgálatsorozatban állandó értékű volt, $R = 0,1$. A vizsgálatokra szobahőmérsékleten, laboratóriumi közegben került sor. Tekintettel arra, hogy a vizsgálatokhoz szoftveres vezérlést alkalmaztunk, a terjedő repedést compliance (reciprok rugóállandó) módszerrel követtük. A mérési adatok feldolgozásához és az eredmények meghatározásához, a vizsgálatok befejezése után, a szoftver által a vizsgálatok során gyűjtött és eltárolt adatokat használtuk.

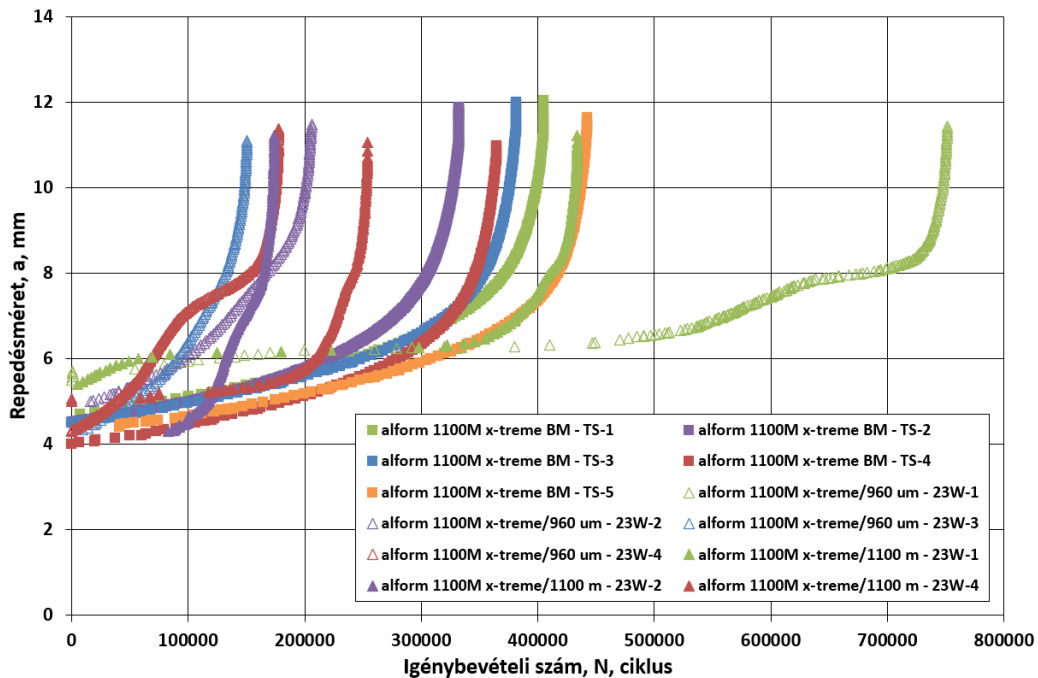
A vizsgálatok eredményei alapján készült repedésméret – igénybevételi szám ($a-N$) görbéket a 8. és a 9. ábrák mutatják be. Mindkét ábrán található egy-egy olyan görbét (21W-1, illetve 23W-1), amelyek esetében a próbatest tönkremenetele lényegesen nagyobb ciklusszám alatt következett be, mint a többi próbatest esetében. Ennek oka mindkét esetben az alacsonyra választott terhelésamplitúdó volt, mindkét próbatest az adott sorozatban (statisztikai mintában) az elsőként vizsgált próbatest volt.

Az egyes próbatestek repedésméret – igénybevételi szám görbéiből származtatott [28], a fáradásos repedésterjedésre jellemző kinetikai diagramok ($da/dN-\Delta K$) a 10. és a 11. ábrákon láthatók. A 11. ábra 23W görbéi jól mutatják a különböző elhelyezkedésű bemetszések (lásd 7. ábra) indult repedések viselkedése közötti különbségeket.

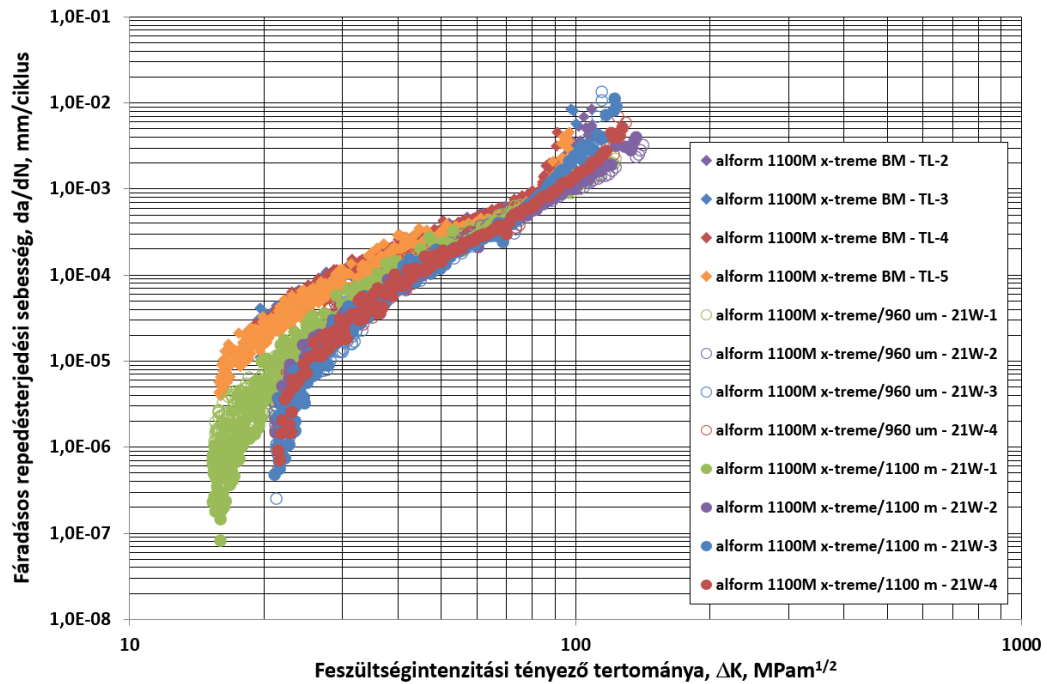
A Paris-Erdogan összefüggés [29] állandójának (C) és kitevőjének (n) a legkisebb négyzetek módszerének alkalmazásával számított értékeit, a korrelációs indexekkel együtt, valamint a mérés során, az utolsó érzékelt repedésmérethez kötött ciklikus törési szívósság (ΔK_{fc}) értékeket a 6. táblázat foglalja össze.



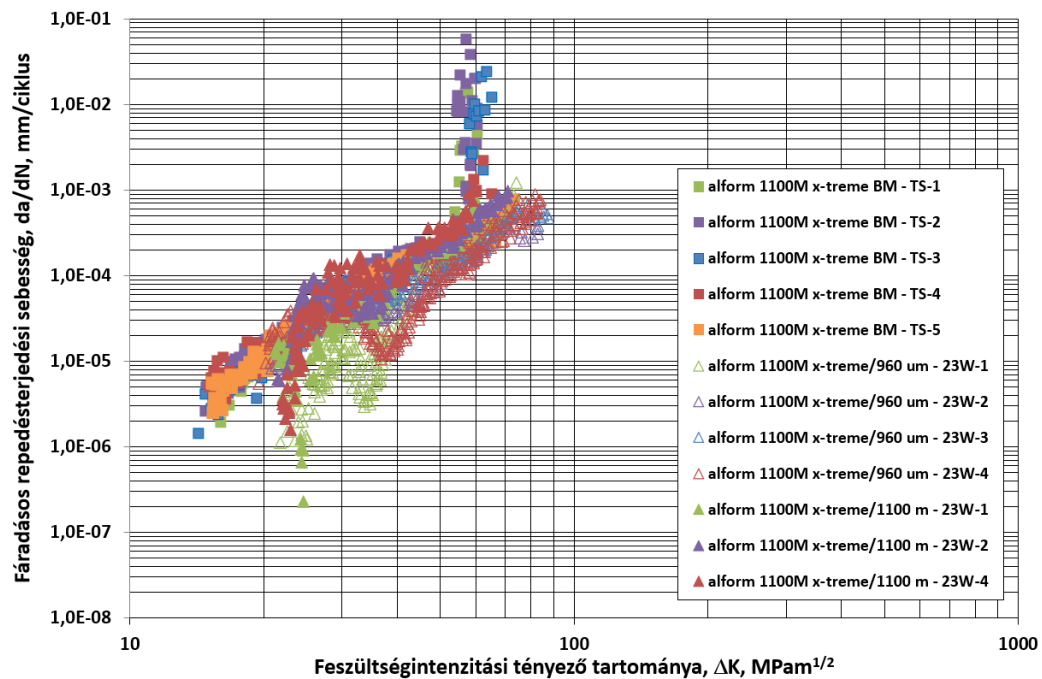
8. ábra. Az alapanyagból T-L és a hegesztett kötésekből 21 orientációkban kimunkált próbatesteken elvégzett fáradásos repedésterjedési sebesség vizsgálatok repedésméret – igénybevételi szám görbéi.



9. ábra. Az alapanyagból T-S és a hegesztett kötésekből 23 orientációkban kimunkált próbatesteken elvégzett fáradásos repedésterjedési sebesség vizsgálatok repedésméret – igénybevételi szám görbéi.



10. ábra. Az alapanyagból T-L és a hegesztett kötésekből 21 orientációkban kimunkált próbatesteken elvégzett fáradásos repedésterjedési sebesség vizsgálatok kinetikai diagramjai.

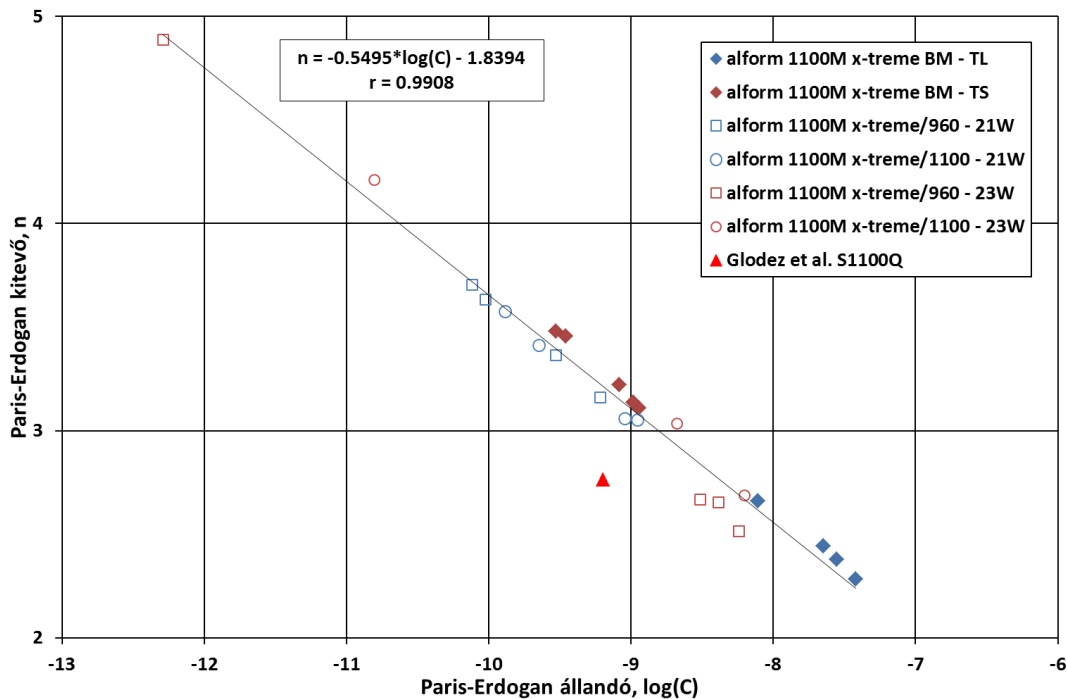


11. ábra. Az alapanyagból T-S és a hegesztett kötésekből 23 orientációkban kimunkált próbatesteken elvégzett fáradásos repedésterjedés vizsgálatok kinetikai diagramja.

6. táblázat. A fáradásos repedésterjedési sebesség vizsgálatok eredményei

A próbatest jele	Jelölés	Orientáció	n	C	Korrelációs index	ΔK_{fc}
			[mm/ciklus, MPam ^{1/2}]		[-]	[MPam ^{1/2}]
Alform 1100M x-treme alapanyag, T-L orientáció						
A1	TL-1	T-L	nincs eredmény (statikus törés)			
A2	TL-2		2,379	2,80E-08	0,9889	108,48
A3	TL-3		2,283	3,78E-08	0,9846	103,63
A4	TL-4		2,444	2,25E-08	0,9863	91,169
A5	TL-5		2,66	7,84E-09	0,9713	96,75
Alform 1100M x-treme alapanyag, T-S orientáció						
A6	TS-1	T-S	3,481	2,98E-10	0,9854	60,339
A7	TS-2		3,222	8,23E-10	0,9770	60,767
A8	TS-3		3,457	3,48E-10	0,9862	65,322
A9	TS-4		3,108	1,13E-09	0,9807	65,898
A10	TS-5		3,136	1,04E-09	0,9856	72,924
Hegesztett kötés, Union X96 hozaganyag (undermatching), 21 orientáció						
C1	21W-1	21WC	3,704	7,62E-11	0,9846	122,986
C2	21W-2	21WC	3,161	6,10E-10	0,9844	141,14
C3	21W-3	21WA	3,631	9,52E-11	0,9779	114,5
C4	21W-4	21WB	3,363	2,97E-10	0,9815	129,193
Hegesztett kötés, alform 1100 L-MC hozaganyag (matching), 21 orientáció						
D1	21W-1	21WC	3,05	1,11E-09	0,9856	114,869
D2	21W-2	21WB	3,059	9,02E-10	0,9959	136,678
D3	21W-3	21WA	3,573	1,31E-10	0,9892	123,192
D4	21W-4	21WB	3,413	2,26E-10	0,9920	127,258
Hegesztett kötés, Union X96 hozaganyag (undermatching), 23 orientáció						
C5	23W-1	23WA	4,885	5,16E-13	0,9022	74,009
C6	23W-2	23WC	2,666	3,06E-09	0,9718	84,587
C7	23W-3	23WC	2,654	4,11E-09	0,9802	87,876
C8	23W-4	23WB	2,513	5,73E-09	0,8484	83,975
Hegesztett kötés, alform 1100 L-MC hozaganyag (matching), 23 orientáció						
D5	23W-1	23WA	4,211	1,58E-11	0,9680	59,906
D6	23W-2	23WB	2,688	6,27E-09	0,9079	70,724
D7	23W-3	23WA	nincs eredmény (nem sikerült a vizsgálat)			
D8	23W-4	23WA	3,034	2,10E-09	0,9093	60,15

A Paris-Erdogan összefüggés két paraméterének a kapcsolatát a 12. ábra szemlélteti.



12. ábra. A Paris Erdogan összefüggés két paraméterének kapcsolata az elvégzett vizsgálatok és a [30] adata alapján.

Mind a 6. táblázatban látható korrelációs index értékek, mind a 12. ábrán látható – a [30] munka S1100Q acélból származó adata nélkül számolt – kapcsolat és az annak szorosságát kifejező korrelációs index megbízható és jól reprodukálható vizsgálatokról tanúskodnak.

Az eredmények értékeléséhez az egyes vizsgálati csoportokban (n és ΔK_{fc}) kapott adatokat statisztikai mintákként kezeltük és megvizsgáltuk az egyes minták azonosságát, illetve különbözőségét. Ehhez Wilcoxon-próbát [31], [32] használtunk, $\varepsilon = 0,1$ kétoldali szignifikancia-szinten. Először a különböző alapanyag orientációkat (T-L és T-S) vizsgáltuk meg és megállapítottuk, hogy az eltérés szignifikáns, a minták külön kezelendők. Ezt követően, hegesztett kötés orientációnként (21W és 23W) az undermatching és matching párosításokat elemeztük és megállapítottuk, hogy az eltérések – a 23W orientáció ΔK_{fc} mintáit kivéve – nem szignifikánsak, a minták tehát – a 23W orientáció ΔK_{fc} mintáit kivéve – egy-egy mintába összevonhatók. Ennek ismeretében azt is megvizsgáltuk, hogy a hegesztett kötés orientációnként (21W és 23W) összevont minták azonosnak tekinthetők-e vagy sem. Eredményül azt kaptuk, hogy ezek a minták minden esetben szignifikánsan különböznek egymástól. A különálló és az egyesített mintákat és azok statisztikai jellemzői a 7. táblázatban foglaltuk össze, ahol a dőlt betűkkel azok a minták szerepelnek, amelyek szignifikánsan nem különböztek, vagyis amelyeket aztán összevontunk. A táblázatban szereplő szórási együttható értékek, összehasonlítva azokat a [12] és a [33] munkákban található adatokkal, a 23W orientáció n mintáit kivéve, kedvezőek, legyen szó akár különálló, akár egyesített mintáról. Ez a megállapítás tovább erősíti a 6. táblázat és a 12. ábra kapcsán megfogalmazott, a vizsgálatok megbízhatóságára és reprodukálhatóságára vonatkozó állítást.

7. táblázat. A mérési eredményekből képzett statisztikai minták és azok jellemzői

Minta	Orientáció / mismatching	A minta elemszáma	Átlag	Szórás	Szórási együttható
n	T-L	4	2,442	0,160	0,0655
n	T-S	5	3,281	0,177	0,0540
ΔK_{fc}	T-L	4	100,01	7,61	0,0761
ΔK_{fc}	T-S	5	65,05	5,08	0,0781
n	21W / undermatching	4	3,465	0,250	0,0722
n	21W / matching	4	3,274	0,261	0,0799
ΔK_{fc}	21W / undermatching	4	126,95	11,21	0,0883
ΔK_{fc}	21W / matching	4	125,50	9,06	0,0722
n	21W / undermatching és 21W / matching	8	3,369	0,258	0,0765
ΔK_{fc}	21W / undermatching és 21W / matching	8	126,23	9,47	0,0750
n	23W / undermatching	4	3,180	1,139	0,3583
n	23W / matching	3	3,311	0,798	0,2411
ΔK_{fc}	23W / undermatching	4	82,61	5,99	0,0725
ΔK_{fc}	23W / matching	3	63,59	6,18	0,0971
n	23W / undermatching és 23W / matching	7	3,24	0,93	0,2876

6. Összefoglalás, következtetések

Az elvégzett vizsgálatok és a kapott eredmények alapján a következő megállapítások tehetők.

- A statisztikai szemléletben elvégzett fáradásos repedésterjedési sebesség vizsgálatok megbízhatósága és reprodukálhatósága, mind az egyedi eredmények, mind a statisztikai minták jellemzői alapján jónak mondható. A Paris-Erdogan összefüggés állandóinak meghatározása során egyetlen korrelációs index értéke volt kisebb, mint 0,9; és egyetlen eredő statisztikai minta szórási együtthatója volt nagyobb, mint 0,2.
- A vizsgált S1100M alapanyag fáradásos repedésterjedéssel szembeni ellenállása a hengerlési irányban (T-L) és a vastagság irányban (T-S) szignifikánsan különböző, az anyag érzékenyebb a vastagság irányban terjedő repedésekre. A szignifikáns különbséget a Paris-Erdogan összefüggés kitevő (n) és a ciklikus törési szívósság (ΔK_{fc}) értékek egyaránt bizonyítják.
- A hegesztett kötések fáradásos repedésterjedéssel szembeni ellenállása különbözik az alapanyagétól, a különbség a vastagság irányban (T-S, illetve 23W) nagyobb, mint a hengerlési irányban (T-L, illetve 21W).
- A két különböző hozaganyaggal készített hegesztett kötések fáradásos repedésterjedéssel szembeni ellenállása szignifikánsan nem különbözik, sem a hengerlési irányban (21W), sem a vastagság irányban (23W). A vizsgált alapanyag esetében tehát nincs szignifikáns különbség a matching és az undermatching hozaganyaggal készített hegesztett kötések fáradásos repedésterjedés során mutatott viselkedése között.
- Ugyanakkor, a hegesztett kötések fáradásos repedésterjedéssel szembeni ellenállása a hengerlési irányban (21W) és a vastagság irányban (23W) szignifikánsan különböző, a vastagság irányban

terjedő repedések másképp viselkednek, mint a hengerlési irányban terjedő repedések. Ennek oka az, hogy a vastagság irányban terjedő repedések több hőhatásvezeti zónán keresztül haladnak át, mint a hengerlési irányban terjedő repedések. A hegesztett kötések érzékenyebbek a vastagság irányban terjedő repedésekre.

- A hegesztett kötések ciklikus törési szívóssága (ΔK_{fc}) jellemzően meghaladja az alapanyagét.
- A kapott eredmények alapul szolgálnak fáradásos repedésterjedéssel szembeni ellenállást kifejező tervezési görbék meghatározásához [12], [33].

7. Köszönetnyilvánítás

A kutatómunka az Európai Unió és a magyar állam támogatásával, az Európai Regionális Fejlesztési Alap társfinanszírozásával, a GINOP-2.3.4-15-2016-00004 projekt keretében valósult meg, a felsőoktatás és az ipar együttműködésének elősegítése céljából.

Irodalom

- [1] T. Lahtinen, P. Vilaca, P. Peura, and S. Mehtonen, “MAG welding tests of modern high strength steels with minimum yield strength of 700 MPa”, *Appl. Sci.*, vol. 9, 2019. Art. no. 1031, doi: 10.3390/app9051031.
- [2] D. Raabe, “Materials Science behind Sustainable Metals and Alloys”, *Chem. Rev.*, vol. 123, no. 5, pp. 2436–2608, 2023, doi: 10.1021/acs.chemrev.2c00799.
- [3] R. N. Jha, K. Dutta, and K. K. Ray, “Effect of tempering on mechanical properties of V-added AISI 4335 steel”, *ISIJ Int.*, vol. 50, no. 4, pp. 607–612, 2010.
- [4] Z. M. Shi, K. Liu, and M. Q. Wang, “Effect of tensile deformation of austenite on the morphology and strength of lath martensite”, *Met. Mater. Int.*, vol. 18, no. 2, pp. 317–320, 2012, doi: 10.3390/app10072205.
- [5] M. St. Weglowski, M. Zeman, and M. Lomozik, “Physical simulation of weldability of Weldox 1300 steel”, *Mat. Sci. Forum*, vol. 762, pp. 551–555, 2013, doi: 10.4028/www.scientific.net/MSF.762.551.
- [6] M. St. Weglowski and M. Zeman, “Prevention of cold cracking in ultra-high strength steel Weldox 1300”, *Arch. Civ. Mech. Engng.*, vol. 14, no. 3, pp. 417–424, 2013, doi: 10.1016/j.acme.2013.10.010.
- [7] S. Uszball and M. Knobloch, “Material characterization tests of ultra-high-strength steels S960QL and S1100M under natural fire conditions”, *Proc. Civ. Engng.*, vol. 6, 3-4, pp. 562–567, 2023, doi: 10.1002/cepa.2408.
- [8] M. Tümer, F. Pixner, and N. Enzinger, “Residual stresses, microstructure, and mechanical properties of electron beam welded thick S1100 steel”, *J. Mat. Engng. Perf.*, vol. 31, pp. 2136–2146, 2021, doi: 10.1007/s11665-021-06348-1.
- [9] M.-T. Chen, A. Cai, M. Pandey, C. Shen, Y. Zhang, and L. Hu, “Mechanical properties of high strength steels and weld metals at arctic low temperatures”, *Thin-Wall. Struct.*, vol. 185, 2023, Art. no. 110543, doi: 10.1016/j.tws.2023.110543.
- [10] J. Galán, L. Samek, P. Verleysen, K. Verbeken, and Y. Houbaert, “Advanced high strength steels for automotive industry”, *Revista de metalurgia*, vol. 48, no. 2, pp. 118–131, 2012, doi: 10.3989/revmetalm.1158.

- [11] Steels E-Motive (Aug. 2023). Steel E-Motive Engineering Report. [Online]. Available: <https://steelemotive.world/information/>
- [12] J. Lukács, Gy. Nagy, I. Harmati, F. R. Koritárné, and Lné. K. Zs. Kuzsella, *Szemelvények a mérnöki szerkezetek integritása témaköréből*, J. Lukács, Ed., Miskolc, Magyarország: Miskolci Egyetem, 2012.
- [13] M. Gáspár and R. Sisodia, “Improving the HAZ toughness of Q+T high strength steels by post weld heat treatment”, *Mat. Sci. Engng.*, vol. 426, 2018, Art. no. 012012, doi: 10.1088/1757-899X/426/1/012012.
- [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”, *Engng. Struct.*, vol. 198, 2019, Art. no. 109460, 2019 doi: 10.1016/j.engstruct.2019.109460.
- [15] H. Tervo, A. Kaijalainen, T. Pikkarainen, S. Mehtonen, and D. Porter, “Effect of impurity level and inclusions on the ductility and toughness of an ultra-high-strength steel”, *Mat. Sci. Engng. A*, vol. 697, pp. 184–193, 2017, doi: 10.1016/j.msea.2017.05.013.
- [16] Z. Feng. Challenges and Opportunities in Joining Advanced High Strength Steels [Online]. Available: https://www.nist.gov/system/files/documents/mml/acmd/structural_materials/NIST-AHSS-Workshop-Joining-Feng-v3-final.pdf
- [17] D. Wojnowski, Y. K. Oh, and J. E. Indacochea, “Metallurgical Assessment of the Softened HAZ Region During Multipass Welding”, *J. Manuf. Sci. Eng.*, vol. 122, no. 2, pp. 310–315, 2000, doi: 10.1115/1.538920.
- [18] R. G. Madhusudan, T. Mohandas, and K. K. Papukutty, “Effect of Welding Process on the Ballistic Performance of High Strength Low-Alloy Steel Weldments”, *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 74, nos. 1–3., pp. 27–35, 1998, doi: 10.1016/S0924-0136(97)00245-8.
- [19] G. Magudeeswaran, V. Balasubramanian, R. G. Madhusudhan, and T. S. Balasubramanian, “Effect of Welding Processes and Consumables on Tensile and Impact Properties of High Strength Quenched and Tempered Steel Joints”, *J. Iron. Steel Res. Int.*, vol. 15, no. 6, pp. 87–94, 2008, doi:10.1016/S1006-706X(08)60273-3.
- [20] M. Gáspár, “Nemesített nagyszilárdságú szerkezeti acélok hegesztéstechnológiájának fizikai szimulációra alapozott fejlesztése”, PhD értekezés, Anyagszerkeztani és Anyagtechnológiai Intézet, Miskolci Egyetem, Miskolc, Magyarország, 2016.
- [21] Á. Dobosy, “Tervezési határgörbék nagyszilárdságú acélokból készült, ismétlődő igénybevételű szerkezeti elemekhez”, PhD értekezés, Anyagszerkeztani és Anyagtechnológiai Intézet, Miskolci Egyetem, Miskolc, Magyarország, 2017.
- [22] T. Schaupp, W. Ernst, H. Spindler, and T. Kannengiesser, “Hydrogen-assisted cracking of GMA welded 960MPa grade high-strength steels”, *I. J. Hydrogen Energy*, vol. 45, pp. 20080–20093., 2020, doi: 10.1016/j.ijhydene.2020.05.077
- [23] D. Dütta, J. Wardenier, N. Yeomans, K. Sakae, Ö. Bucak, and J. A. Packer, *CIDECT design guide 7 – Design Guide for fabrication, assembly and erection of hollow section structures*, Köln, Germany: TÜV-Verlag, 1998.

- [24] M. Gáspár and R. P. S. Sisodia, “Weldability analysis of Q+T and TMCP high strength steels by physical simulation”, *IIW 2017 Int. Conf.: Green Welding Technologies for Effective and Reliable Manufacturing*, Shanghai, P. R. China, June 29-30, 2017, pp. B166–B170.
- [25] L. Kuzsella, J. Lukács, and K. Szűcs, “Nil-strength temperature and hot tensile tests on S960QL high-strength low-alloy steel”, *Prod. Proc. Syst.*, vol. 6, no. 1, pp. 67–78, 2013.
- [26] M. Gáspár, A. Balogh, and J. Lukács, “Toughness examination of physically simulated S960QL HAZ by a special drilled specimen”, *Lect. Notes Mech. Engng*, F12, pp. 469–481, 2017, doi: 10.1007/978-3-319-51189-4_40.
- [27] *Standard Terminology Relating to Fatigue and Fracture Testing*, ASTM E1823-21, ASTM International, West Conshohocken, PA, USA, 2021.
- [28] *Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates*, ASTM E647-15e1, ASTM International, West Conshohocken, PA, USA, 2015.
- [29] P. Paris and F. Erdogan, “A critical analysis of crack propagation laws”, *J. Basic Eng., Trans. ASME*, vol. 85, no. 4, pp. 528–533, 1963, doi: 10.1115/1.3656900.
- [30] S. Glodez, M. Knez, N. Jezernik, and J. Kramberger, “Fatigue and fracture behaviour of high strength steel S1100Q”, *Engng. Fail. Anal.*, vol. 16, pp. 2348–2356, 2009, doi: 10.1016/j.engfailanal.2009.03.023.
- [31] L. Vincze, *Matematikai statisztika ipari alkalmazásokkal*, Budapest, Magyarország: Műszaki Könyvkiadó, 1975.
- [32] D. B. Owen, *Handbook of statistical tables*, Moskva, Soviet Union: Vychislitel’nyjj Centr AN SSSR, 1973.
- [33] A. Balogh, Á. Dobosy, G. Frigyik, M. Gáspár, L. Kuzsella, J. Lukács, Á. Meilinger, Gy. Nagy, D. Pósalaky, L. Prém, and I. Török, *Hegeszthetőség és a hegesztett kötések tulajdonságai: Kutatások járműipari acél és alumíniumötvözet anyagokon*, A. Balogh, J. Lukács, and I. Török, Eds., Miskolc, Magyarország: Miskolci Egyetem, 2015.

FÁRADÁSOS REPEDÉSTERJEDÉS 1300 MPa SZILÁRDSÁGI KATEGÓRIÁJÚ SZERKEZETI ACÉLBAN ÉS HEGESZTETT KÖTÉSEIBEN

Kovács Judit

*Tudományos segédmunkatárs, Miskolci Egyetem, Anyagszerkeztani és Anyagtechnológiai Intézet, Szerkezetintegritási Intézeti Tanszék
3515 Miskolc, Miskolc-Egyetemváros, e-mail: judit.kovacs@uni-miskolc.hu*

Gerald Wilhelm

*Egyetemi tanár, Department of Mechanical, Automotive and Aeronautical Engineering, Munich University of Applied Sciences
80335 München, Dachauer Str. 98b, e-mail: gerald.wilhelm@hm.edu*

Lukács János

*Egyetemi tanár, Miskolci Egyetem, Anyagszerkeztani és Anyagtechnológiai Intézet, Szerkezetintegritási Intézeti Tanszék
3515 Miskolc, Miskolc-Egyetemváros, e-mail: janos.lukacs@uni-miskolc.hu*

Absztrakt

Napjainkban akár már 1300 MPa folyáshatárú, szerkezeti acél vastaglemezek is rendelkezésre állnak, amelyek előnyös tulajdonságaik révén, gyakran kerülnek beépítésre mozgó szerkezetekbe. Mivel az üzemelés során ezek a szerkezetek gyakran vannak kitéve ismétlődő igénybevételnek és tartalmaznak hegesztett kötések is, fontos a fáradásos repedésterjedéssel szembeni ellenállásuk vizsgálata. A kutatás során S1300Q alapanyag két különböző szilárdsági kategóriába tartozó undermatching hozag- anyaggal elkészített hegesztett kötéseit vizsgáltuk. Az eredmények alapján szignifikáns különbség van a hengerlési és a vastagság irányban terjedő repedések között. Ugyanakkor, a két különböző hozag- anyag esetében, a kötések fáradásos repedésterjedéssel szembeni ellenállása azonosnak tekinthető.

Kulcsszavak: fáradásos repedésterjedés, nagyszilárdságú acél, huzalelektrodás védőgázos ívhegesztés

Abstract

Nowadays, structural steel thick plates with yield strengths of up to 1300 MPa are available, which, due to their advantageous properties, are often used in mobile structures. As these structures are often subjected to cyclic stresses during their operation and include welded joints, it is important to test their resistance to fatigue crack propagation. In our research work, S1300Q base material and its welded joints prepared with two different strength grades of undermatched filler metal were investigated. The results show a significant difference between cracks propagating in the rolling direction and in the thickness direction. However, for the two different undermatched filler metals, the resistance of the welded joints to fatigue crack propagation is considered to be the same.

Keywords: fatigue crack propagation, high strength steel, shielded-gas metal arc welding

1. Bevezetés

A nagyszilárdságú acélok egyre fontosabb szerepet töltenek be a különböző műszaki alkalmazásokban, különösen a jármű- és közlekedési iparban. Az elmúlt évtizedekben, az ötvözés és a mikroötvözés tudatos tervezése mellett, a hengerlési és a hőkezelési eljárások kombinálásával, különböző nagyszilárdságú acélokat fejlesztettek ki, amelyek eredményeként napjainkban már 1300 MPa feletti folyáshatárú vastaglemezek is forgalomban vannak [1]–[7].

A nagyszilárdságú acélok alkalmazásának számos előnye lehet. Ezen acélok felhasználásával vékonyabb, könnyebb, de erősebb elemek építhetők, amely mozgó szerkezetek esetén különösen előnyös. A kisebb keresztmetszet kisebb anyagigényt jelent az alapanyagok és a hozaganyagok oldalán egyaránt, ezáltal a gyártási idő és a gyártási költségek is csökkenhetnek. A végeredményben kisebb tömegű szerkezet üzemeltetése energia-megtakarítást eredményez [8]–[12]. Ugyanakkor, a növelt szilárdság és a szerkezet működése által megkívánt szívósság egyensúlyának a megteremtése, illetve az ismétlődő igénybevételekkel szembeni ellenállás biztosítása [13], a szerkezet integritása érdekében [14], [15] komplex megközelítést igényel.

Jó mechanikai tulajdonságai és potenciális előnyei ellenére a nagyszilárdságú acélok hegesztése még mindig tartogat kihívásokat; főként a megfelelő hegesztéstechnológia és a technológiai paraméterek megválasztása terén. A fajlagos hőbevitel és a hűlési sebesség a két legfontosabb paraméter, amelyek befolyásolják a kötés teherbírását, alakváltozó képességét és szívósságát. Mivel a hegesztett kötés különböző részeit eltérő hőhatás éri, a hőhatásövezet különböző részei is eltérő tulajdonságúak. Nagyszilárdságú acélok esetén a hőhatásövezetben bekövetkező lágyulás és szívósság csökkenés a legmeghatározóbb. Ezen acélok hegesztésekor szintén problémát okozhat a hidegrepedés (érzékenység) is. Emellett, a nagy folyáshatár miatt, megjelenik a hozaganyag-választás örök dilemmája, mivel még csak 1100 MPa folyáshatárú anyagokhoz lehet matching típusú hozaganyagot beszerezni [1], [8], [9], [16]–[20].

A nagyszilárdságú acélokat számos területen és iparágban alkalmazzák például csővezetékek, hajók, könnyűszerkezetek és nagy terhelésű hegesztett szerkezetek esetén, darukban és egyéb építőipari gépekben, az autóiiparban, teherautókban (1. ábra). Mivel az üzemelés során ezek a szerkezetek ismétlődő igénybevételnek vannak kitéve, ezért gyakran megfigyelhető a fáradás okozta meghibásodás, leggyakrabban részleges vagy teljes tönkremenetelhez vezető törés [21], [22]. Az ismétlődő igénybevételnek kitett szerkezetek (főként hegesztett szerkezetek) esetén fontos a fáradásos repedésterjedés, illetve az azzal szembeni ellenállás vizsgálata. A repedés növekedése három fázisra osztható: lassú növekedés, stabil növekedés és instabil repedésterjedés. Amint a repedés az instabil tartományba kerül a károsodás visszafordíthatatlanná, a tönkremenetel megelőzése pedig csekély valószínűségűvé válik. A fáradásos repedésterjedés nagymértékben függ a szövetszerkezettől és a – széles értelemben vett – igénybevételi körülményektől. A szövetszerkezeti jellemzők befolyásolják a repedés terjedésének útvonalát és sebességét, ezáltal a kialakuló törés morfológiát. Mivel a különböző szerkezeti anyagok különböző szövetszerkezettel és mechanikai tulajdonságokkal, ebből következően különböző repedésterjedési viselkedéssel rendelkeznek, a felhasználásuk előtt ezt is fel kell térképezni [23]–[25].

Jelen közlemény célja egy S1300Q jelű szerkezeti acélnak és két különböző szilárdsági kategóriába tartozó hozaganyaggal elkészített hegesztett kötéseinek a fáradásos repedésterjedéssel szembeni ellenállásának bemutatása. Mivel ebben az alapanyag szilárdsági kategóriában már matching típusú hozaganyag sem áll rendelkezésre, ezért mindkét alkalmazott hozaganyag undermatching típusú volt.



1. ábra. A nagyszilárdságú szerkezeti acélok alkalmazása a járműiparban [26]–[30].

2. A vizsgált anyagminőség és a hegesztett kötések elkészítése

2.1 A vizsgált anyagminőség

Az általunk vizsgált 10 mm vastagságú, S1300Q anyagminőségnek megfelelő szerkezeti acélhoz műbizonylat nem állt rendelkezésre, ezért meg kellett határozni annak mechanikai tulajdonságait és a kémiai összetétel feltárása érdekében vegyelemzést kellett végezni. Az acél alapvető mechanikai tulajdonságait és kémiai összetételét az 1. és a 2. táblázatok tartalmazzák.

1. táblázat. A vizsgált acél alapvető mechanikai tulajdonságai

Keményiség HV10	Egyezményes folyáshatár, $R_{p0,2}$ [MPa]	Szakítószilárdság, R_m [MPa]	Százalékos szakadási nyúlás, A [%]	Charpy-V ütőmunka -40 °C- on, KV [J]
468	1300	1560	12	78

2. táblázat. A vizsgált acél kémiai összetétele [tömeg%]

C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Ni	Mo	V	Ti	Al	Nb	Zr
0,23	0,45	1,86	0,012	0,001	0,85	0,093	2,43	0,36	0,03	0,002	0,063	<0,001	<0,001

A vizsgált anyagminőség szövetszerkezete jellemzően martenzites, a kémiai összetétel alapján számított karbonegyenérték, CEV = 0,956%.

2.2 A hegesztett kötések elkészítése

A vizsgált alapanyag hegesztett kötéseit két különböző típusú és szilárdsági kategóriába tartozó hozaganyaggal készítettük el. Az alkalmazott hozaganyagok a Böhler által gyártott Union X96 (Ø 1,2

mm) és alform 1100 L-MC (\varnothing 1,2 mm) típusú hozaganyagok voltak. A hozaganyagok műbizonylatán feltüntetett mechanikai tulajdonságokat a 3. és a 4. táblázatok, kémiai összetételüket pedig az 5. és a 6. táblázatok tartalmazzák.

3. táblázat. A Böhler Union X96 hozaganyag mechanikai tulajdonságai

Alsó/ egyezményes folyáshatár, $R_{eL}/R_{p0,2}$ [MPa]	Szakítószilárdság, R_m [MPa]	Százalékos szakadási nyúlás, A [%]	Charpy-V ütőmunka -40 °C-on, KV [J]
≥ 930	≥ 980	≥ 14	≥ 47

4. táblázat. A Böhler alform 1100 L-MC hozaganyag mechanikai tulajdonságai

Alsó/ egyezményes folyáshatár, $R_{eL}/R_{p0,2}$ [MPa]	Szakítószilárdság, R_m [MPa]	Százalékos szakadási nyúlás, A [%]	Charpy-V ütőmunka -40 °C-on, KV [J]
≥ 1100	1140-1250	≥ 10	≥ 27

5. táblázat. A Böhler Union X96 hozaganyag kémiai összetétele [tömeg%]

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	V	Cu	Ti	Al	Zr
0,1	0,8	1,94	0,015	0,011	0,52	0,53	2,28	<0,01	0,06	0,06	<0,01	<0,01

6. táblázat. A Böhler alform 1100 L-MC hozaganyag kémiai összetétele [tömeg%]

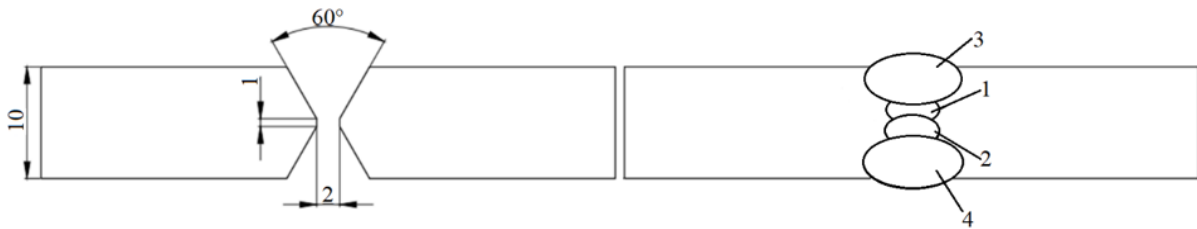
C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	V
0,08	0,46	1,54	0,01	0,007	0,64	0,52	2,73	0,22

A hegesztési paraméterek meghatározása a hűlési idő figyelembevételével történt. Korábbi fizikai szimulációs vizsgálataink eredményei [31], valamint a [32] közleményben bemutatottak alapján a választott $t_{8/5}$ hűlési idő 5 s volt. Az így meghatározott hegesztési paramétereket a 7. táblázat mutatja be.

7. táblázat. A hegesztett kötések készítése során alkalmazott paraméterek

Sor	Áramerősség [A]	Feszültség [V]	Hegesztési sebesség [cm/min]	$t_{8/5}$ hűlési idő [s]	Fajlagos hőbevitel [J/mm]
Gyök	180	19,1	31	5	562
Takaró	240	22,7	53		493

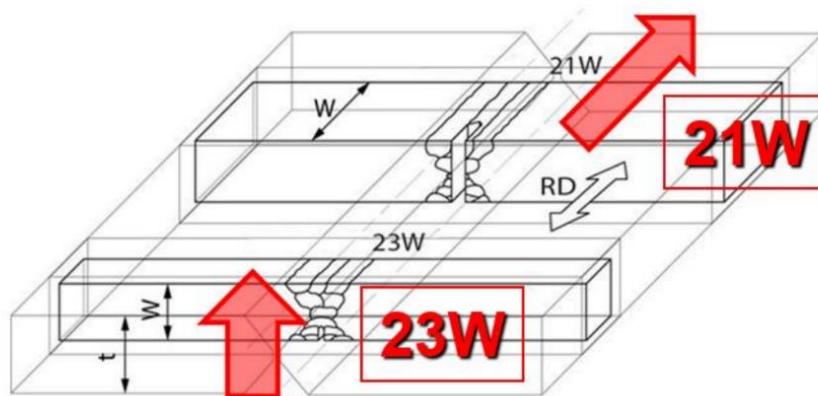
A kötések létrehozásához választott eljárás a huzalelektrodás védőgázos ívhegesztés volt, azt a Miskolci Egyetem Anyagszerkezet-tani és Anyagtechnológiai Intézetében található Daihen WB-P500L típusú áramforrás segítségével valósítottuk meg. A 350 x 150 x 10 mm-es X leélezésű lemezeket PA pozícióban egyesítettük. A leélezést és a sorokat a 2. ábra szemlélteti. Az egyenletes hegesztési sebesség és varratképzés biztosítása érdekében (az első gyöksor kivételével) a pisztolyt ESAB B5001 típusú hegesztő traktorral mozgattuk. Az alkalmazott előmelegítési hőmérséklet 100 °C, a rétegek közötti hőmérséklet pedig megközelítőleg 130 °C volt. A kísérletekhez alkalmazott védőgáz M21 típusú (80% Ar + 20% CO₂) védőgáz keverék volt, 18 l/min áramlási sebességgel. Összevetve az 1. táblázat, valamint a 3. és a 4. táblázatok adatait, megállapítható, hogy undermatching (um) kötések készültek.



2. ábra. A kötés kialakítás és a varratsorok sematikus ábrája.

3. Fáradásos repedésterjedési sebesség vizsgálatok és eredményeik

A fáradásos repedésterjedés vizsgálatokat a Miskolci Egyetem Anyagszerkeztani és Anyagtechnológiai Intézetében működő, MTS gyártmányú, univerzális, elektro-hidraulikus anyagvizsgáló rendszeren (MTS 312) végeztük el. A repedésterjedéssel szembeni ellenállás jellemzése érdekében a vizsgált alapanyagokból és a különböző hozaganyagokkal készített hegesztett kötésekből három ponton terhelt hajlító (TPB) próbatesteket munkáltunk ki. A hegesztett kötésekből a próbatestek kimunkálása a 3. ábra alapján történt.

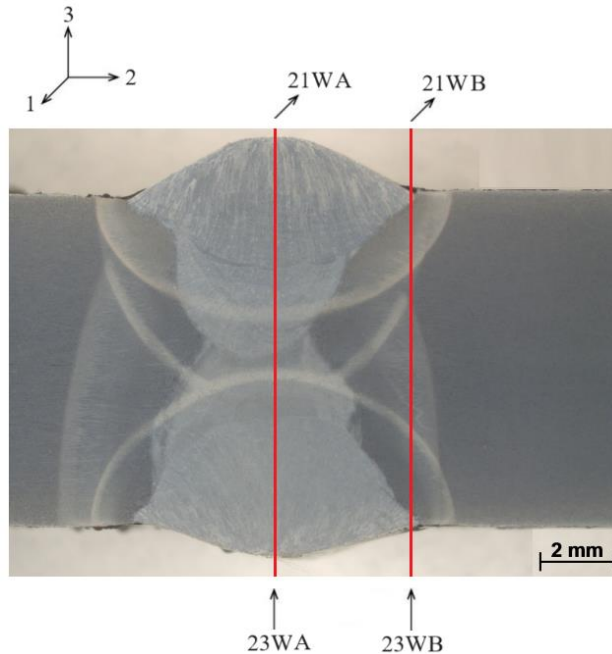


3. ábra. Három ponton terhelt hajlító (TPB) próbatestek kimunkálása a hegesztett kötésekből, a bemetszési irányok jelölésével [33].

A két vizsgált alapanyagból T-L és T-S orientációjú, míg a hegesztett kötésekből 21 és 23 orientációjú [34] próbatesteket készítettünk. Hegesztett kötéseknél a bemetszések elhelyezkedését a 4. ábra szemlélteti.

A bemetszések helye a vizsgálatok során eltérő volt, így a repedések terjedése alapján átfogó képet kaphattunk a hegesztett kötések viselkedéséről. A vizsgálatok során a vezérlési mód terheléscsökkentéses (előfárasztás), illetve állandó terhelésamplitúdójú (repedésterjesztés) volt, $R = 0,1$ terhelés aszimmetria tényezővel és szinusz alakú terhelési függvénnyel. Minden vizsgálatot laboratóriumi környezetben, szobahőmérsékleten végeztünk el. A vizsgálatok kezdetén a terhelési frekvencia $f = 20$ Hz volt, amelyet a befejező fázisban $f = 5$ Hz értékre csökkentettünk. Az eredmények megfelelő összehasonlíthatósága érdekében a próbatestek előkészítése minden esetben

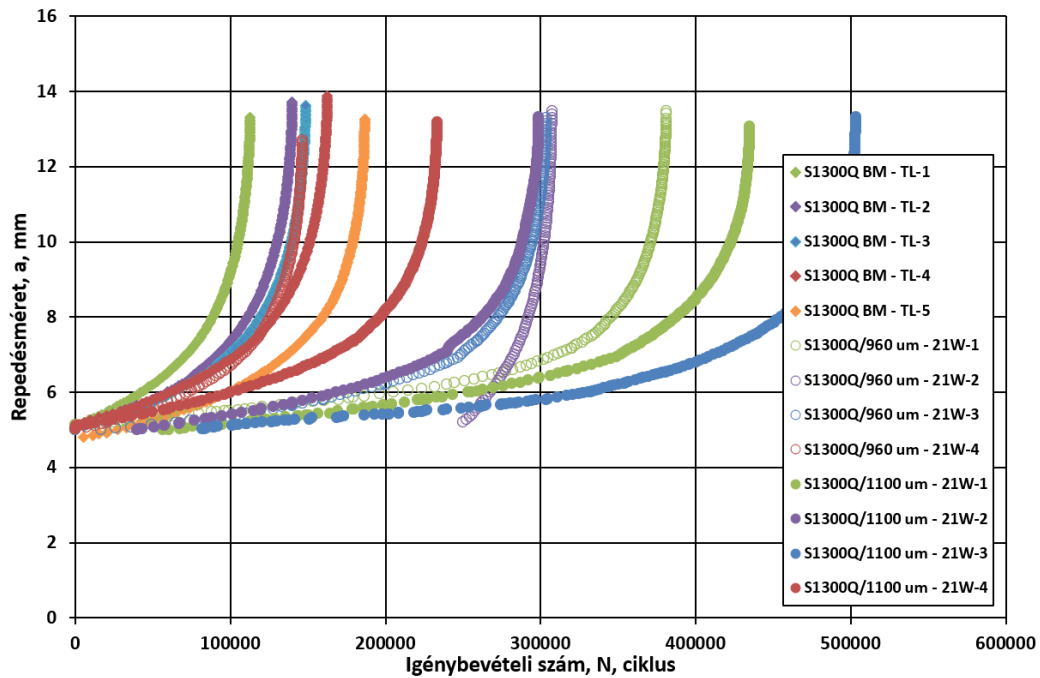
azonos volt, valamint a vizsgálatok szempontjából meghatározó jellemző próbatest méret (W) névleges értéke is – orientációnként – azonos volt.



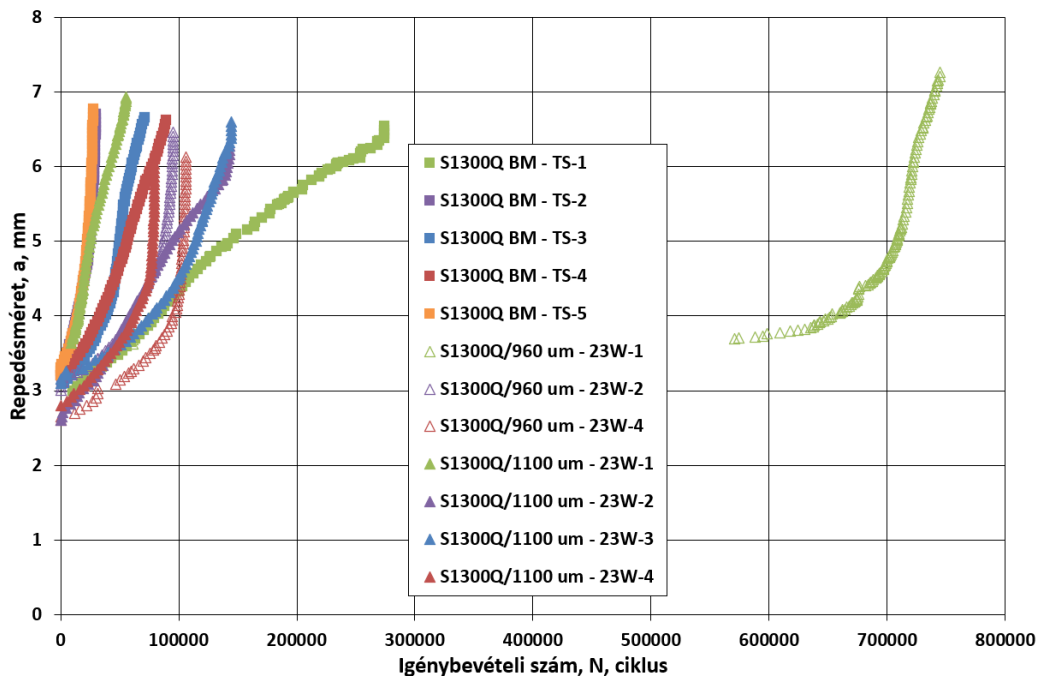
4. ábra. A fáradásos repedésterjedési sebesség vizsgálatokhoz alkalmazott TPB próbatestek bemetszéseinek orientációja a hegesztett kötések esetében.

A vizsgálatok után a rögzített adatokból megrajzolhatók a repedésméret – igénybevételi szám (a-N) görbék, amelyek az 5. és a 6. ábrákon láthatók. A 6. ábrán szemléltetett a-N görbék közül a 23W-1 jelű próbatest görbéje lényegesen nagyobb elviselt igénybevételi számot mutat, mint az összes többi próbatesté. A jobb szemléltetés érdekében, a 7. ábrán ennek a próbatestnek az adatai nélkül is bemutatjuk a T-S és 23 orientációkban kapott eredményeket. Erről az ábráról megállapíthatjuk, hogy a vastagság irányban terjedő repedések nagyon eltérő viselkedést mutatnak.

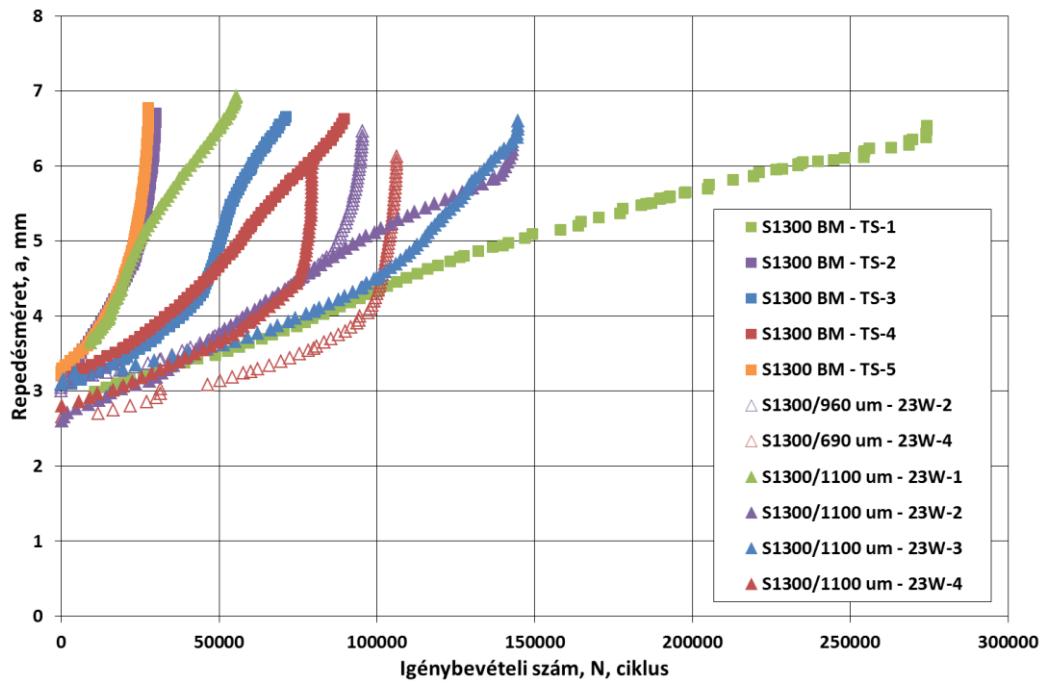
Az egyes próbatestek a-N görbéiből származtatott [35], a fáradásos repedésterjedésre jellemző kinetikai diagramok a 8. és a 9. ábrákon láthatók. A 9. ábra pontsorai visszatükrözik a 7. ábrán látható eltérő viselkedéseket.



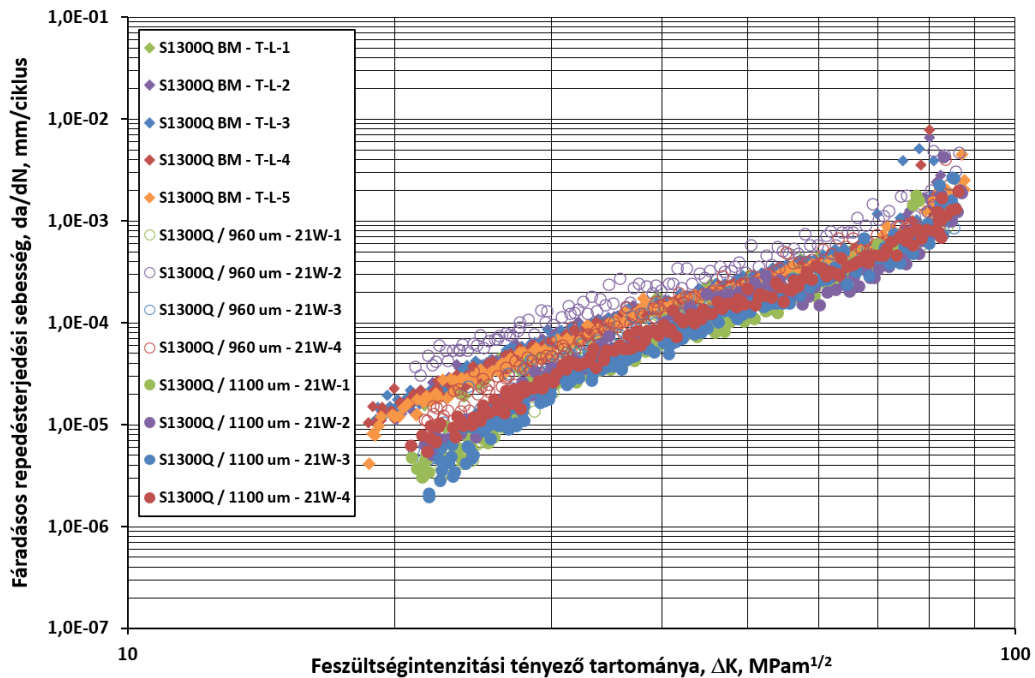
5. ábra. Az alapanyagból T-L és a hegesztett kötésekből 21 orientációkban kimunkált próbatesteken elvégzett fáradásos repedésterjedési sebesség vizsgálatok $a-N$ görbéi.



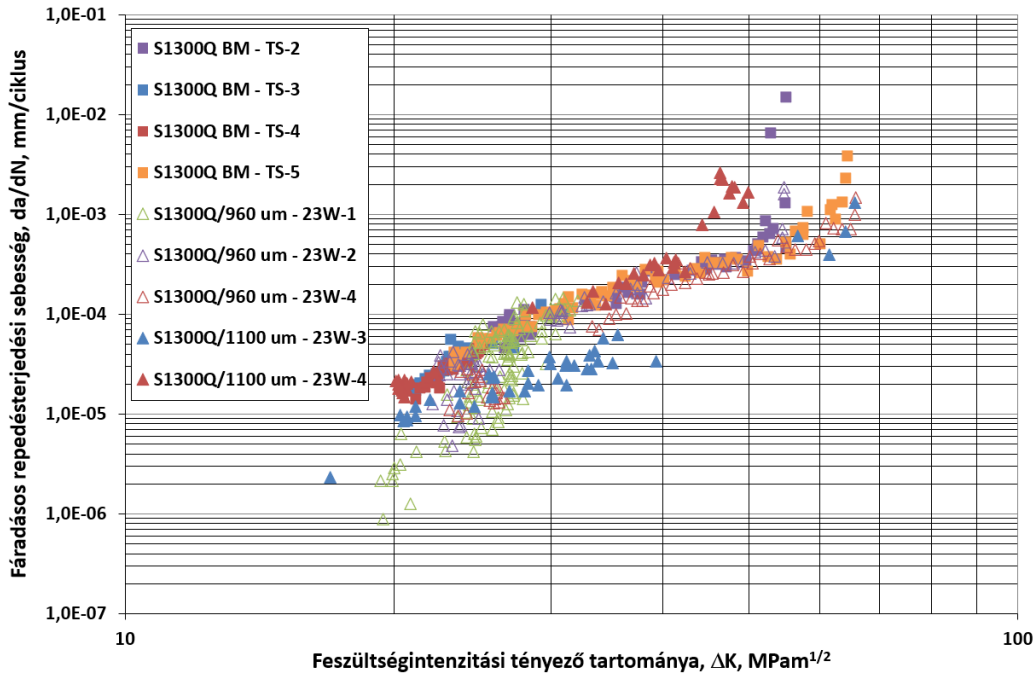
6. ábra. Az alapanyagból T-S és a hegesztett kötésekből 23 orientációkban kimunkált próbatesteken elvégzett fáradásos repedésterjedési sebesség vizsgálatok $a-N$ görbéi.



7. ábra. Az alapanyagból T-S és a hegesztett kötésekből 23 orientációkban kimunkált próbatesteken elvégzett fáradásos repedésterjedési sebesség vizsgálatok $a-N$ görbéi, a 23W-1 jelű próbatest nélkül.



8. ábra. Az alapanyagból T-S és a hegesztett kötésekből 21 orientációkban kimunkált próbatesteken elvégzett fáradásos repedésterjedési sebesség vizsgálatok $da/dN-\Delta K$ görbéi.



9. ábra. Az alapanyagból T-S és a hegesztett kötésekből 23 orientációkban kimunkált próbatesteken elvégzett fáradásos repedésterjedési sebesség vizsgálatok da/dN - ΔK görbéi.

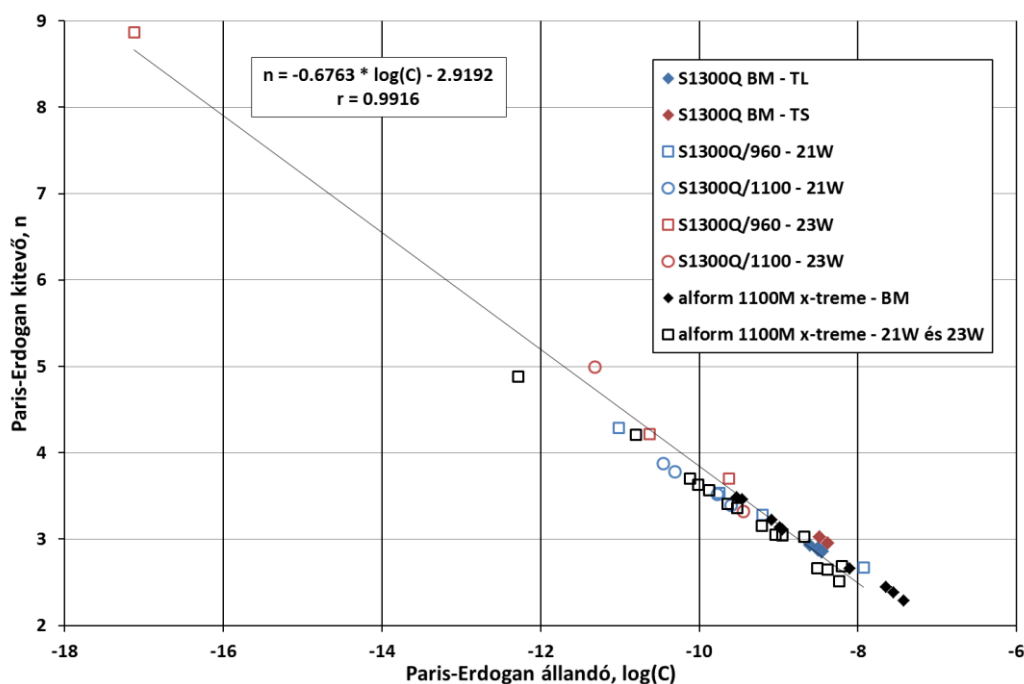
A Paris-Erdogan összefüggés [36] állandójának (C) és kitevőjének (n) a kinetikai diagramokból – a legkisebb négyzetek módszerével – meghatározott értékeit, a korrelációs indexekkel együtt, valamint a ciklikus törési szívósság (ΔK_{fc}) értékeket a 8. táblázat foglalja össze. A táblázatban – és a továbbiakban is – az undermatching (9) megnevezés az S1300Q-Böhler Union X96, az undermatching (11) megnevezés pedig az S1300Q-Böhler alform 1100 L-MC alapanyag-hozaganyag párosításra utal. A táblázatból szembetűnő az, ami a 6. és a 9. ábra összevetéséből már látható volt, vagyis az, hogy nem minden próbatest a-N adataiból tudunk megbízható kinetikai diagramokat (da/dN - ΔK görbék) származtatni. Ez egyrészt mutatja a hegesztett kötések vastagság irányában (23) és hengerlési irányában (21) terjedő repedései közötti különbségeket, másrészt nehezíti az eredmények értékelését és összehasonlítását.

8. táblázat. A fáradásos repedésterjedési sebesség vizsgálatok eredményei

A próbatest jele	Jelölés	Orientáció	n	C	Korrelációs index	ΔK_{fc}
			[mm/ciklus, MPam ^{1/2}]		[-]	[MPam ^{1/2}]
S1300Q alapanyag, T-L orientáció						
B1	TL-1	T-L	2,876	3,14E-09	0,9938	85,254
B2	TL-2		2,860	3,57E-09	0,9906	82,398
B3	TL-3		2,900	3,13E-09	0,9914	81,266
B4	TL-4		2,852	3,49E-09	0,9921	81,936
B5	TL-5		2,932	2,50E-09	0,9928	87,782
S1300Q alapanyag, T-S orientáció						
B6	TS-1	T-S	nem értékelhető (kevés adat, instabil adatsor)			
B7	TS-2		2,953	4,14E-09	0,9736	55,044
B8	TS-3		nem értékelhető (kevés adat)			
B9	TS-4		nem értékelhető (kevés adat)			
B10	TS-5		3,024	3,32E-09	0,9750	64,447
Hegesztett kötés Union X96 hozaganyag (undermatching (9)), 21 orientáció						
E1	21W-1	21WB	4,289	9,52E-12	0,9711	83,902
E2	21W-2	21WB	2,678	1,17E-08	0,9872	86,463
E3	21W-3	21WB	3,542	1,76E-10	0,9714	85,668
E4	21W-4	21WA	3,288	6,16E-10	0,9854	84,433
Hegesztett kötés alform 1100 L-MC hozaganyag (undermatching (11)), 21 orientáció						
F1	21W-1	21WB	3,787	4,87E-11	0,9885	78,515
F2	21W-2	21WB	3,398	2,48E-10	0,9766	87,137
F3	21W-3	21WB	3,880	3,49E-11	0,9873	85,662
F4	21W-4	21WA	3,526	1,66E-10	0,9927	86,284
Hegesztett kötés Union X96 hozaganyag (undermatching (9)), 23 orientáció						
E5	23W-1	23WA	8,873	7,40E-18	0,8120	32,16
E6	23W-2	23WA	3,705	2,37E-10	0,9632	54,721
E7	23W-3	23WB	nincs eredmény (nem sikerült a vizsgálat)			
E8	23W-4	23WB	4,222	2,35E-11	0,9745	65,814
Hegesztett kötés alform 1100 L-MC hozaganyag (undermatching (11)), 23 orientáció						
F5	23W-1	23WB	nem értékelhető (kevés adat, instabil adatsor)			
F6	23W-2	23WB	nem értékelhető (repedésmegállás)			
F7	23W-3	23WB	3,321	3,57E-10	0,9373	65,602
F8	23W-4	23WB	4,997	4,75E-12	0,9747	49,921

Megjegyezzük, hogy az E5 jelű és 23W-1 jelölésű, 23WA orientációjú próbatest esetében csak a fáradásos repedésterjedés első szakaszára (a repedés lassú növekedésének tartománya) kaptunk értékelhető adatokat, ezért ezt a próbatestet a statisztikai minták meghatározásakor nem vettük figyelembe (3 adat a 8. táblázatban, 2 adat a 9. táblázatban)

A 10. ábrán a Paris-Erdogan összefüggés két paraméterének kapcsolata látható, az elvégzett vizsgálatok eredményei alapján. Az ábrán feltüntettük azoknak a vizsgálatoknak az eredményeit is, amelyeket – a jelen közleményben bemutatott logikával – Alform 1100M x-treme alapanyagon és hegesztett kötésein végeztünk. A két paraméter kapcsolatát kifejező összefüggés meghatározására az S1300Q alapanyagon és hegesztett kötésein elvégzett vizsgálatok eredményei alapján került sor.



10. ábra. A Paris-Erdogan összefüggés két paraméterének kapcsolata a jelen közleményben bemutatott, valamint Alform 1100M x-treme alapanyagon és hegesztett kötésein elvégzett vizsgálatok alapján.

Mind a 8. táblázatban látható korrelációs index értékek, mind a 10. ábrán látható kapcsolat és az annak szorosságát kifejező korrelációs index megbízható és jól reprodukálható vizsgálatokról tanúskodnak. Megállapítható továbbá, hogy a két 1000 MPa-nál nagyobb szilárdsági kategóriába tartozó acélon elvégzett vizsgálatok eredményei jó összhangban vannak egymással.

Az eredmények értékeléséhez az egyes vizsgálati csoportokban (n és ΔK_{fc}) kapott adatokat statisztikai mintákként kezeltük és – ahol arra a minták elemszáma okán lehetőségünk volt – megvizsgáltuk az egyes minták azonosságát, illetve különbözőségét. Ehhez Wilcoxon-próbát [37], [38] használtunk, $\epsilon = 0,1$ kétoldali szignifikanciaszinten. Elsőként a különböző alapanyag orientációkat (T-L és T-S) vizsgáltuk meg és megállapítottuk, hogy az eltérés szignifikáns, a minták külön kezelendők. Ezután a 21W hegesztett kötés orientációra a két undermatching (undermatching (9) és undermatching (11)) párosítást elemeztük és megállapítottuk, hogy az eltérések – sem az n sem

a ΔK_{fc} minták esetében – nem szignifikánsak, a minták tehát egy-egy mintába összevonhatók. Ugyanilyen elemzést a 23W hegesztett kötés orientációra nem tudtunk végezni, az alacsony minta elemszámok miatt. A harmadik lépésben, feltételezve azt, hogy elegendő eredmény birtokában a 23W orientáció a 21W orientációval azonos eredményre vezetne, azt is megvizsgáltuk, hogy a hegesztett kötés orientációnként (21W és 23W) összevont mintákat azonosnak tekinthetnénk-e vagy sem. Eredményül azt kaptuk, hogy ezek a minták minden esetben szignifikánsan különböznek egymástól. A különálló és az egyesített mintákat, valamint azok statisztikai jellemzői a 9. táblázatban foglaltuk össze, ahol a dőlt betűkkel azok a minták szerepelnek, amelyek szignifikánsan nem különböztek, vagyis amelyeket aztán összevontunk.

9. táblázat. A mérési eredményekből képzett statisztikai minták és azok jellemzői

Minta	Orientáció / mismatching	A minta elemszáma	Átlag	Szórás	Szórási együttható
n	T-L	5	2,884	0,032	0,0113
n	T-S	2	2,989	0,050	0,0168
ΔK_{fc}	T-L	5	83,73	2,73	0,0326
ΔK_{fc}	T-S	2	59,75	6,65	0,0113
<i>n</i>	<i>21W / undermatching (9)</i>	4	<i>3,449</i>	<i>0,667</i>	<i>0,1934</i>
<i>n</i>	<i>21W / undermatching (11)</i>	4	<i>3,648</i>	<i>0,224</i>	<i>0,0614</i>
ΔK_{fc}	<i>21W / undermatching (9)</i>	4	<i>85,12</i>	<i>1,16</i>	<i>0,0137</i>
ΔK_{fc}	<i>21W / undermatching (11)</i>	4	<i>84,40</i>	<i>3,97</i>	<i>0,0470</i>
n	21W / undermatching (9) és 21W / undermatching (11)	8	3,55	0,47	0,1332
ΔK_{fc}	21W / undermatching (9) és 21W / undermatching (11)	8	84,76	2,73	0,0323
n	23W / undermatching (9)	2	3,964	0,366	0,0922
n	23W / undermatching (11)	2	4,159	1,185	0,2850
ΔK_{fc}	23W / undermatching (9)	2	60,27	7,84	0,1302
ΔK_{fc}	23W / undermatching (11)	2	57,76	11,09	0,1920

A táblázatban található szórási együttható értékeket összehasonlítva a [39] és a [40] munkákban található adatokkal, megállapítható, hogy azok – a 23W / undermatching (11) párosítás n mintáját kivéve – kedvezőek (0,2 alattiak), mind a különálló, mind az egyesített minták esetében. Ez a megállapítás tovább erősíti a 8. táblázat és a 10. ábra kapcsán, a vizsgálatok megbízhatóságára és reprodukálhatóságára megfogalmazott állítást.

4. Összefoglalás

Az elvégzett vizsgálatok és a kapott eredmények alapján a következő megállapítások tehetők.

- A statisztikai szemléletben elvégzett fáradásos repedésterjedési sebesség vizsgálatok megbízhatósága és reprodukálhatósága, mind az egyedi eredmények (egy kivételtől eltekintve 0,93 feletti korrelációs indexek), mind a statisztikai minták adatai (egy kivételtől eltekintve 0,2 alatti szórási együtthatók) alapján jónak mondható.
- A vizsgált S1300Q alapanyag fáradásos repedésterjedéssel szembeni ellenállása a hengerlési irányban (T-L) és a vastagság irányban (T-S) szignifikánsan különböző. A szignifikáns különbséget

- a Paris-Erdogan összefüggés kitevő (n) és a ciklikus törési szívósság (ΔK_{fc}) értékek egyaránt bizonyítják.
- A hegesztett kötések fáradásos repedésterjedéssel szembeni ellenállása különbözik az alapanyagétól, ez a különbség a vastagság irányban (T-S) nagyobb, mint a hengerlési irányban (T-L).
 - A két különböző undermatching hozaganyaggal készített hegesztett kötések fáradásos repedésterjedéssel szembeni ellenállása a hengerlési irányban (21) szignifikánsan nem különbözik. A vastagság irányban (23) ilyen típusú következtetés megfogalmazásához nem áll rendelkezésünkre megfelelő számú adat. A vizsgált alapanyag 21 orientációjú hegesztett kötéseiben tehát nincs szignifikáns különbség a különböző undermatching hozaganyaggal készített hegesztett kötések fáradásos repedésterjedés során mutatott viselkedése között.
 - A viszonylag kevés vizsgálati eredmény ellenére is kimondható, hogy a hegesztett kötések fáradásos repedésterjedéssel szembeni ellenállása a hengerlési irányban (21) és a vastagság irányban (23) eltérő, a két irányban terjedő repedések eltérően viselkednek. Ennek oka a két irányban terjedő repedések – kötési sajátosságokból eredő – repedési útja.
 - Az alapanyag és a hegesztett kötések ciklikus törési szívóssága (ΔK_{fc}) között nincs érdemi különbség.
 - A kapott eredmények alapul szolgálnak fáradásos repedésterjedéssel szembeni ellenállást kifejező tervezési görbék meghatározásához [39], [40].
 - Az S1300Q alapanyag és hegesztett kötéseinek elvégzett vizsgálatok jellegzetességei jó összhangban vannak egy másik, szintén 1000 MPa-nál nagyobb szilárdsági kategóriába tartozó, alform 1100M x-treme alapanyag és hegesztett kötéseinek, hasonló logikával elvégzett vizsgálatok eredményeivel.

5. Köszönetnyilvánítás

A kutatómunka az Európai Unió és a magyar állam támogatásával, az Európai Regionális Fejlesztési Alap társfinanszírozásával, a GINOP-2.3.4-15-2016-00004 projekt keretében valósult meg, a felsőoktatás és az ipar együttműködésének elősegítése céljából.

Irodalom

- [1] M. Gáspár, “Effect of Welding Heat Input on Simulated HAZ Areas in S960QL High Strength Steel”, *Metals*, vol. 9, no. 11, 2019, Art. no. 1226, doi: 10.3390/met9111226.
- [2] M. St. Weglowski, M. Zeman, and M. Lomozik, “Physical Simulation of Weldability of Weldox 1300 Steel”, *Mat. Sci. Forum*, vol. 762, pp. 551–555, 2013, doi: 10.4028/www.scientific.net/MSF.762.551.
- [3] S. Blacha, M. S. Weglowski, S. Dymek, and M. Kopyscianksi, “Microstructural and mechanical characterization of electron beam welded joints of high strength S960QL and Weldox 1300 steel grades”, *Arch. Metall. Mater.*, vol. 62, no. 2, pp. 627–634., 2017, doi: 10.1515/amm-2017-0092.
- [4] P. Kah, M. Pirinen, R. Suoranta, and J. Martikainen, “Welding of Ultra High Strength Steels”, *Adv. Mat. Res.*, vol. 849, pp. 357–365, 2014, doi: 10.4028/www.scientific.net/AMR.849.357.
- [5] M. St. Weglowski and M. Zeman, “Prevention of cold cracking in ultra-high strength steel Weldox 1300”, *Arch. Civil Mech. Engng.*, vol. 14, no. 3, pp. 417–424, 2014, doi: 10.1016/j.acme.2013.10.010.

- [6] A. Kurc-Lisiecka, J. Piwnik, and A. Lisiecki, “Laser welding of new grade of advanced high strength steel Strenx 1100 MC”, *Arch. Metall. Mater.*, vol. 62, no. 3, pp. 1651–1657, 2017, doi: 10.1515/amm-2017-0253.
- [7] R. Branco, *High-Strength Steels, New trends in production and application, Mechanical Engineering Theory of Application*, Nova science publisher, New York, pp. 144–198, 2018.
- [8] M. Gáspár and R. Sisodia, “Improving the HAZ toughness of Q+T high strength steels by post weld heat treatment”, *Mat. Sci. Engng.*, vol. 426, 2018, Art. no. 012012, doi: 10.1088/1757-899X/426/1/012012 2018.
- [9] 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, 2019, Art. no. 109460, <https://doi.org/10.1016/j.engstruct.2019.109460>.
- [10] H. Tervo, A. Kaijalainen, T. Pikkarainen, S. Mehtonen, and D. Porter, “Effect of impurity level and inclusions on the ductility and toughness of an ultra-high-strength steel”, *Mat. Sci. Engng. A*, vol. 697, pp. 184–193, 2017, doi: 10.1016/j.msea.2017.05.013.
- [11] H. Ban and G. Shi, “A review of research on high-strength steel structures”, *Struct. Build.*, vol. 171, no. 8, pp. 65–641, 2018, doi: 10.1680/JSTBU.16.00197.
- [12] M. Gáspár and A. Balogh, “GMAW experiments for advanced (Q+T) high strength steels”, *Prod. Proc. Syst.*, vol. 6, no. 1, pp. 9–24, 2013.
- [13] Zs. Koncsik, “Lifetime analyses of S960M steel grade applying fatigue and fracture mechanical approaches”, In: K. Szita Tóthné, K. Jármai, K. Voith (Eds.), *Solutions for Sustainable Development: Proceedings of the 1st International Conference on Engineering Solutions for Sustainable Development (ICESSD 2019)*, October 3-4, 2019, Miskolc, Hungary, CRC Press, pp. 316–324, 2019.
- [14] Zs. Koncsik, “A szerkezetintegritás helye és szerepe az oktatásban és a kutatásban”, *Multidiszciplináris Tud.*, vol. 9, no. 4, pp. 63–71, 2019. doi: 10.35925/j.multi.2019.4.5.
- [15] Zs. Koncsik, “Szerkezetintegritási kutatások az Innovatív Anyagtechnológiák Tudományos Műhelyben”, *Multidiszciplináris Tud.*, vol. 11, no. 2, pp. 372–379, 2021, doi: 10.35925/j.multi.2021.2.49.
- [16] D. A. Porter, “Weldable high-strength steels: challenges and engineering applications”, 68 IIW Annual Assembly & International Conference of the International of Welding, 2-3 July 2015, Helsinki, Finland, 2015.
- [17] F. Farrokhi, J. Siltanen, and A. Salminen, “Fiber laser welding of direct-quenched ultrahigh strength steels: evaluation of hardness tensile strength, and toughness properties at subzero temperatures”, *ASME J Manuf. Sci. Eng.*, vol. 137, no. 6, 2015, Art. no. 061012, doi: 10.1115/1.4030177 2015.
- [18] M. Amraei, T. Skriko, T. Björk, and X-L. Zhai, “Plastic strain characteristics of butt-welded ultra-high strength steel (UHSS)”, *Thin-Wall. Struct.*, vol. 109, pp. 227–241, 2016, doi: 10.1016/j.tws.2016.09.024.
- [19] H. Tervo, A. Kaijalainen, V. Javaheri, M. Ali, T. Alatarvas, M. Mehtonen, S. Anttila, and J. Kömi, “Comparison of Impact Toughness in Simulated Coarse-Grained Heat-Affected Zone of

- Al-Deoxidized and Ti-Deoxidized Offshore Steels”, *Metals*, vol. 11, no. 11, 2021, Art. no. 1783, doi: 10.3390/met11111783 2021.
- [20] M. Tümer, F. Pixner, R. Vallant, J. Domitner, N. Enzinger, “Mechanical and microstructural properties of S1100 UHSS welds obtained by EBW and MAG welding”, *Weld. World*, vol. 66, pp. 1199–1211, doi: 10.1007/s40194-022-01276-7 2022.
- [21] B. Pyttel, D. Schwerdt, and C. Berger, “Very high cycle fatigue –Is there a fatigue limit?” *Int. J. Fat.*, vol. 33, no. 1, pp. 49–58, 2011, doi: 10.1088/1757-899X/388/1/012004.
- [22] S. J. Findlay, “Why aircraft fail”, *Mat. Today*, vol. 5, no.11, pp. 18–25, 2002, doi: 10.1016/S1369-7021(02)01138-0.
- [23] J. Yu, P. Ziehl, B. Zárate, and J. Caicedu, “Prediction of fatigue crack growth in steel bridge components using acoustic emission”, *J. Constr. Steel Res.*, vol. 67, no. 8, pp. 1254–1260, 2011. doi: 10.1016/j.jcsr.2011.03.005.
- [24] Y. Zhang, S. Wang, G. Xu, G. Wang, and M. H. Zhao, “Effect of microstructure on fatigue-crack propagation of 18CrNiMo7-6 high-strength steel”, *Int. J. Fat.*, vol. 163, 2022, Art. no. 107027, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2022.107027.
- [25] H. F. Li and P. Zhang, Z. F. Zhang, “A new fatigue crack growth mechanism of high-strength steels”, *Mat. Sci. Engng. A*, vol. 840, 2022, Art. no. 142969, doi: 10.1016/j.msea.2022.142969.
- [26] SANY, “Hydraulic crawler crane” [Online]. Available: <https://cepagram.com/>
- [27] Yellow bridge illustrations & vectors, [Online]. Available: <https://www.dreamstime.com/illustration/yellow-bridge.html>
- [28] CAT, “CAT sets new industry trend with its new hydraulic mining shovel”, [Online]. Available: trendhunter.com.au
- [29] John Deere, “Crawler loader”, [Online]. Available: <https://www.deere.com/>
- [30] BUILK, “GD655-5 motor grader”, [Online]. Available: <https://profile.builk.com>
- [31] J. Kovács and J. Lukács, „Effect of the welding thermal cycles based on simulated heat affected zone of S1300 ultrahigh strength steel”, *Key Engng. Mat.*, vol. 890, pp. 33–43, 2021, doi: 10.4028/www.scientific.net/KEM.890.33.
- [32] V. A. Kostin, G. M. Grigorenko, T. G. Solomijchuk, V. V. Zhukov, and T. A. Zuber, “Microstructure of HAZ metal of joints of high-strength structural steel Weldox 1300”, *Paton Weld. J.*, 3, pp. 6–13, 2013.
- [33] H. F. H. Mobark, „Fatigue strength and fatigue crack propagation design curves for high strength steel structural elements”, PhD theses, Institute of Materials Science and Technology, University of Miskolc, Miskolc, Hungary, 2020.
- [34] *Standard Terminology Relating to Fatigue and Fracture Testing*, ASTM E1823-21, ASTM International, West Conshohocken, PA, USA, 2021.
- [35] *Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates*, ASTM E647-15e1, ASTM International, West Conshohocken, PA, USA, 2015.
- [36] P. Paris and F. Erdogan, “A critical analysis of crack propagation laws”, *J. Basic Eng., Trans ASME*, vol. 85, no. 4, pp. 528–533, 1963, doi: 10.1115/1.3656900.

- [37] L. Vincze, *Matematikai statisztika ipari alkalmazásokkal*, Budapest, Magyarország: Műszaki Könyvkiadó, 1975.
- [38] D. B. Owen, *Handbook of statistical tables*, Moskva, Soviet Union: Vychislitel'nyjj Centr AN SSSR, 1973.
- [39] J. Lukács, Gy. Nagy, I. Harmati, F. R. Koritárné, and Lné. K. Zs. Kuzsella, *Szemelvények a mérnöki szerkezetek integritása témaköréből*, J. Lukács, Ed., Miskolc, Magyarország: Miskolci Egyetem, 2012.
- [40] A. Balogh, Á. Dobosy, G. Frigyük, M. Gáspár, L. Kuzsella, J. Lukács, Á. Meilinger, Gy. Nagy, D. Pósalaky, L. Prém, and I. Török, *Hegeszthetőség és a hegesztett kötések tulajdonságai: Kutatások járműipari acél és alumíniumötvözet anyagokon*, A. Balogh, J. Lukács, and I. Török, Eds., Miskolc, Magyarország: Miskolci Egyetem, 2015.

FULL SCALE TESTS ON PIPELINE SECTIONS WITH GIRTH WELDS UNDER COMPLEX LOADING CONDITIONS

Ahmad Yasser Dakhel

*PhD student, Institutional Department of Structural Integrity,
Institute of Materials Science and Technology, University of Miskolc
Address: H-3515 Miskolc, Miskolc-Egyetemváros, e-mail: yaser.dakhel@gmail.com*

János Lukács

*Full professor, Institutional Department of Structural Integrity,
Institute of Materials Science and Technology, University of Miskolc
Address: H-3515 Miskolc, Miskolc-Egyetemváros, e-mail: janos.lukacs@uni-miskolc.hu*

Abstract

The critical elements of high-pressure gas transporting pipelines are often the complex loaded girth welds. The aim of the paper is to introduce our full-scale pipeline fatigue and burst tests applying cyclic internal pressure and superimposed external bending stress on girth welds. A unique testing system was built to study the behavior of the girth welds; 4 m long pipeline sections containing girth welds with no defects and with artificial flaws were tested. The artificial notches were located in the HAZ zone of the girth welds and along the longitudinal axis of the pipe, crossing the girth welds. 100,000 fatigue cycles were applied, the internal pressure was varied between 60% and 100% of the MAOP, and the bending stress was two, four, six and eight times the axial stress from the MAOP. The tests were evaluated using video camera recordings, internal pressure vs. burst time functions and burst pressure values. A safety factor has interpreted that can be used to assess the risk of flaws.

Keywords: *gas transporting pipeline; full-scale pipeline test; complex loading condition; cyclic external pressure; static bending; safety factor*

Absztrakt

A nagynyomású gázszállító csővezetékek kritikus elemei gyakran az összetett terhelésű körvarratok. A közlemény célja, hogy bemutassa a teljes méretű kísérleti csővezeték szakaszokon végzett fárasztó- és repesztővizsgálatokat, amelyek során ciklikus belső nyomást és külső hajlítófeszültséget alkalmaztunk a körvarratokon. A körvarratok viselkedésének tanulmányozására egyedi vizsgálati rendszert építettünk, 4 m hosszú csővezeték szakaszok vizsgálatára, amelyekben hibátlan és mesterséges hibákat tartalmazó körvarratok voltak. A mesterséges hibákat a körvarratok hőhatásövezetében és a cső hossz-tengelye mentén, a körvarratokat keresztezve helyeztük el. 100 000 fáradási ciklust alkalmaztunk, a belső nyomás a MAOP 60%-a és 100%-a között változott, a hajlítófeszültség pedig a MAOP-ból származó axiális feszültség két-, négy-, hat- és nyolcszorosa volt. A kísérleteket videokamerás felvételek, a belső nyomás és a repesztési idő függvényei, valamint a repesztési nyomásértékek segítségével értékeltük. Biztonsági tényezőt értelmeztünk, amely a hibák kockázatának megítélésére használható.

Kulcsszavak: *gázszállító csőtávvezeték; teljes méretű kísérleti csőszakasz vizsgálat; összetett terhelés; ciklikus belső nyomás; statikus hajlítás; biztonsági tényező*

1. Introduction

The strategic role of pipelines, including hydrocarbon transporting pipelines, is unquestionable today. This role can be interpreted within a country (interpretation in a narrower sense), but also between neighboring countries, or within larger regions, continents and between continents (interpretation in a wider sense). An incident on such a pipeline can therefore cause disruption both within a country and beyond, in wider regions. A direct consequence of this is the regulation at different levels of legislation and/or standards [1]–[5].

High-pressure pipelines are used for transporting various media (e.g. hydrocarbons, hot and cold water) and are made up of 12-18 m length (formerly 10-12 m length) pipe sections and pipe bends of different geometries and lengths. The individual sections are joined together by welding, so the pipelines contain a large number of girth welds. An example is the Hungarian high-pressure hydrocarbon transporting pipeline system, which has a total length of nearly 8,000 km and a number of girth welds of nearly 700,000. It is no coincidence that the construction and inspection of girth welds is subject to specific standards [6], [7]. A statistically based study [8] showed that failures due to construction defects and material discontinuities occur more frequently in girth welds than in other parts of pipelines. During the construction of pipelines, pipe sections are often subjected to external loads that result in excessive bending stresses in the girth welds; during operation, cyclic loads are caused by changing internal pressures and environmental influences. The combination of these and material discontinuities in the girth welds have a significant impact on the service life of girth welds, cracks can develop which can cause catastrophic fractures [9].

Full-scale tests are expensive possibilities of assessing the integrity of different structural elements or structures [10]. This is not different in the case of structures subject to internal pressure (e.g. pressure vessels, pipelines [11]), where the expenditure will in virtually all cases yield the required results: manageable risk and service life, safer operation, predictable remaining service life, predictable inspections and interventions.

Different solutions are used to test full-scale pipeline sections. Tests can be performed with external load and/or internal pressure, or with quasi-static and/or cyclic loading conditions. Fig. 1 shows a four-point bending test of large diameter pipeline section, both the sketch of the test frame and a pipeline section after failure (local buckling) can be seen [12].

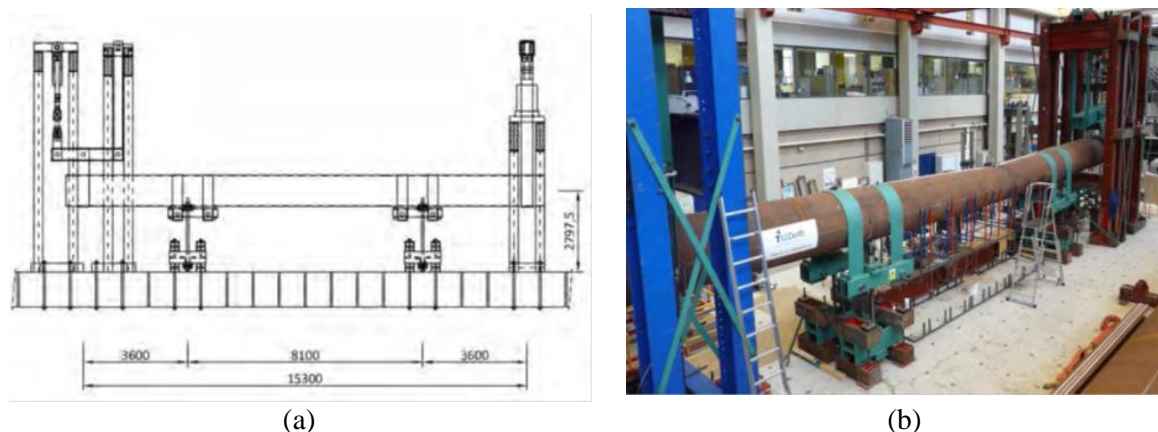


Fig. 1. (a) Scheme of test set-up; (b) test set-up after formation of a local buckle [12].

Fig. 2 shows an example of a four-point bending test and a reeling test of small diameter pipes, where the same test system and one-on-one pipe section during the test can be observed [13].

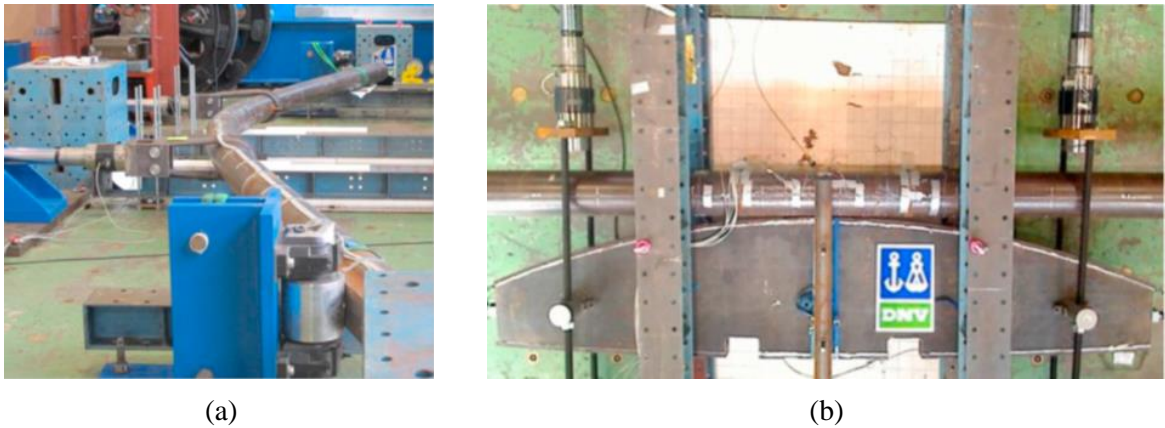


Fig.2. (a) Four-point bending test; (b) reeling test [13].

Considering that the girth welds of pipelines often contain differences due to the welding technology and may be subject to external impacts (damage) during construction and operation, the use of notches (artificial defects) is also appropriate when designing and implementing full-scale investigations. Examples of such notches can be seen in Fig. 3 [14].

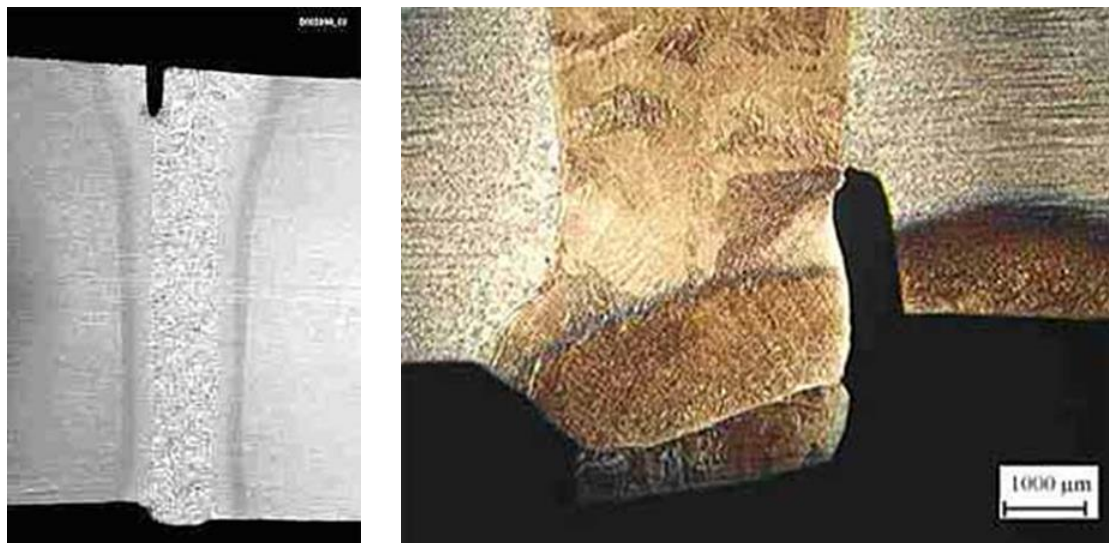


Fig. 3. Notches in girth welds made by electron beam welding [14].

The effects of soil-transmitted loads and loads due to soil movements were investigated under bending [15] and shear [16]; the experimental setups are illustrated in Fig. 4. Road traffic loading tests are less common for hydrocarbon transporting steel pipelines and more common for concrete water and wastewater pipelines [17], [18]. In the examples shown, no internal pressure was applied to the pipeline sections.

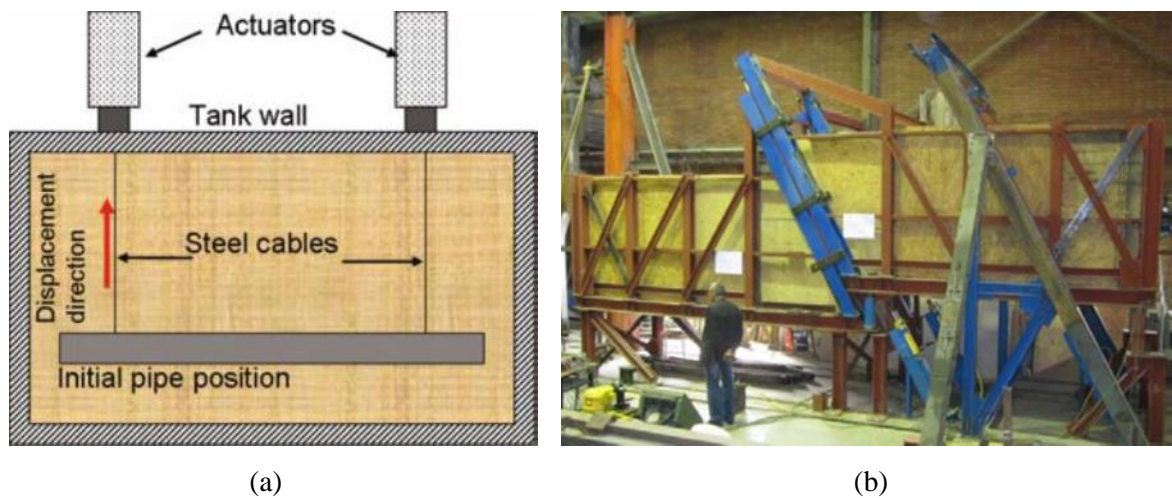


Fig. 4. Investigation of the effects of soil-transmitted loads and loads due to soil movements on pipeline sections: (a) bending stress [15]; (b) shear stress [16].

The aims of the research and this article are twofold. On the one hand, we present a test system developed for the investigation of full-scale pipeline sections subjected to internal cyclic pressure and external static bending loads. On the other hand, the results of the tests of twelve pipeline sections without and with artificial defects (notches) are presented; furthermore the importance and the applicability of the results are discussed.

2. Testing equipment and their characteristics

The elements and equipment that make up the test system are located in two areas, one in a laboratory building and the other in a test pit built in front of the building. The tests are controlled from the building, and the experimental pipeline sections are located in the test pit. Two systems are available for testing structures subjected to internal pressure, and a separate system has been developed for external bending loading.

The two pressure increasing systems are essentially identical in design, one for pressures up to 100 bar (called NEW) and the other up to 700 bar (called OLD). The lower capacity system is used for fatigue testing and the higher capacity system for burst testing; block diagrams of both systems can be found in a previous publication [9]. The hydraulic cylinders and control units in the laboratory area are shown in Fig. 5; the hydraulic power supplies are located in a separate room directly next to the laboratory to reduce operating noise.

Based on these abilities and capacities a unique testing system has been developed for the complex loading of pipeline sections. Cyclic internal pressure and superimposed external bending loads can be applied for the investigations in the three-point bending (TPB or 3PB) configuration. In this series of experiments the tested girth weld was positioned in the middle of the tested pipeline section. The experimental layout together with the introduction of the key elements in the test pit can be seen in Fig. 6.

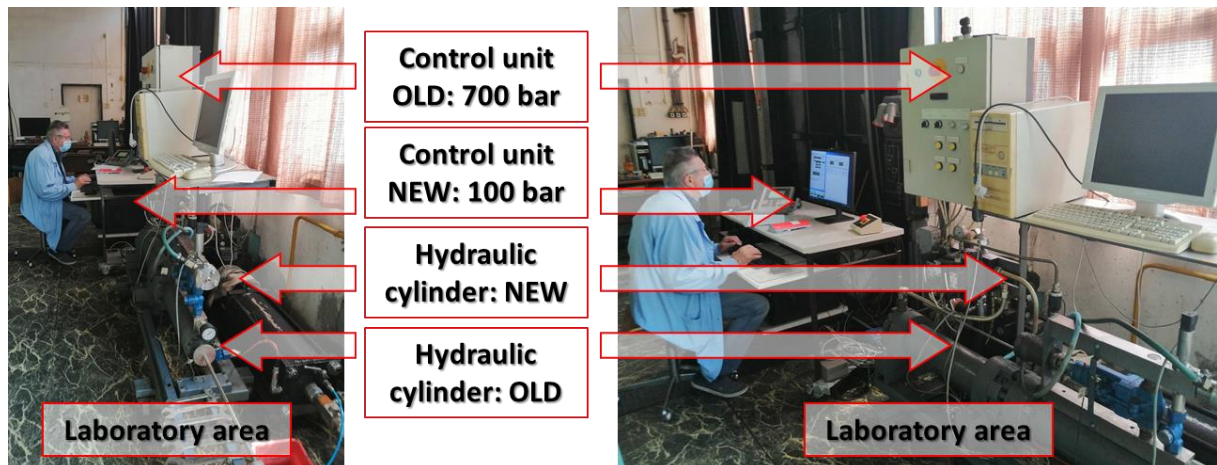


Fig. 5. The laboratory area with hydraulic cylinders and control units of the testing systems.

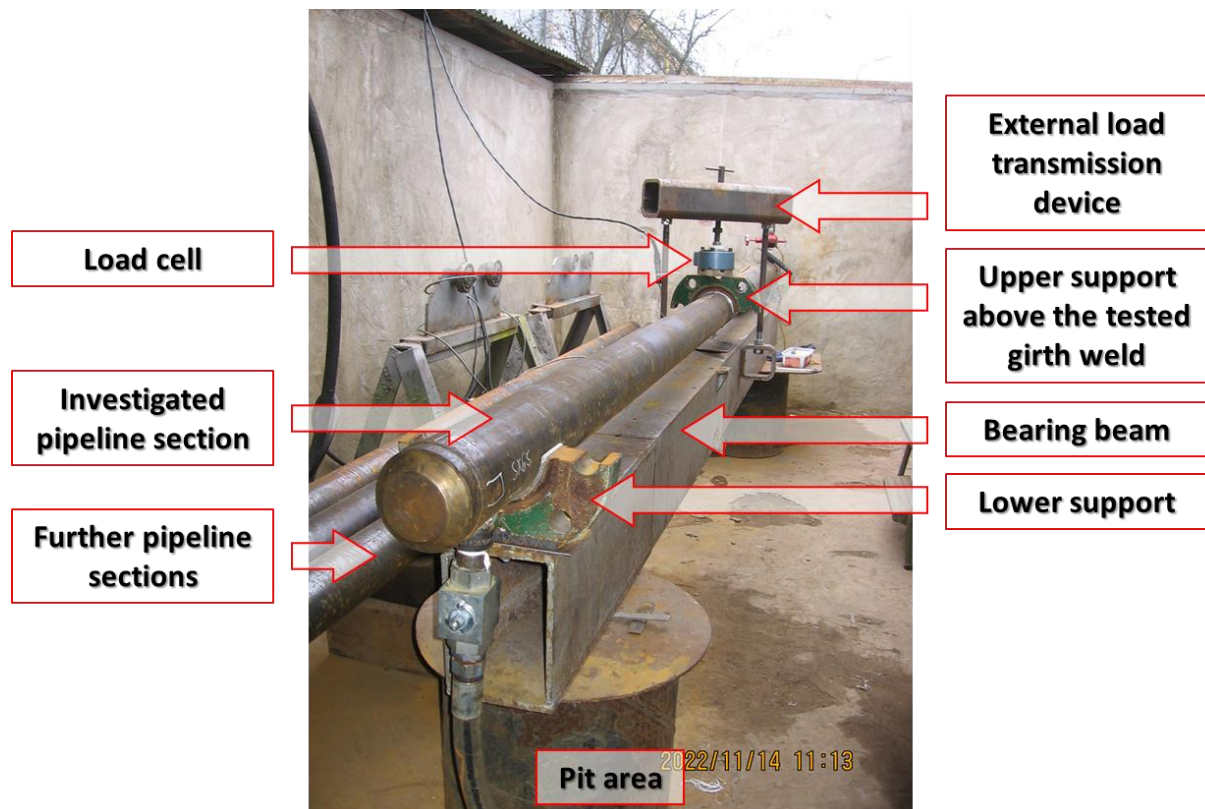


Fig. 6. The pit area of our developed system with a pipeline section.

The superimposed bending moment was set using a certified load cell and verified using a certified extensometer with an extended arm. Positioning of the tested girth welds was performed using a scaled plate with drilled holes (see Figs. 7 and 8).

The burst process was recorded with two video cameras, both positioned at the edge of the pit area, following the burst process from above. One camera was positioned in the direction of the longitudinal axis of the tested pipeline section and the other perpendicular to it.

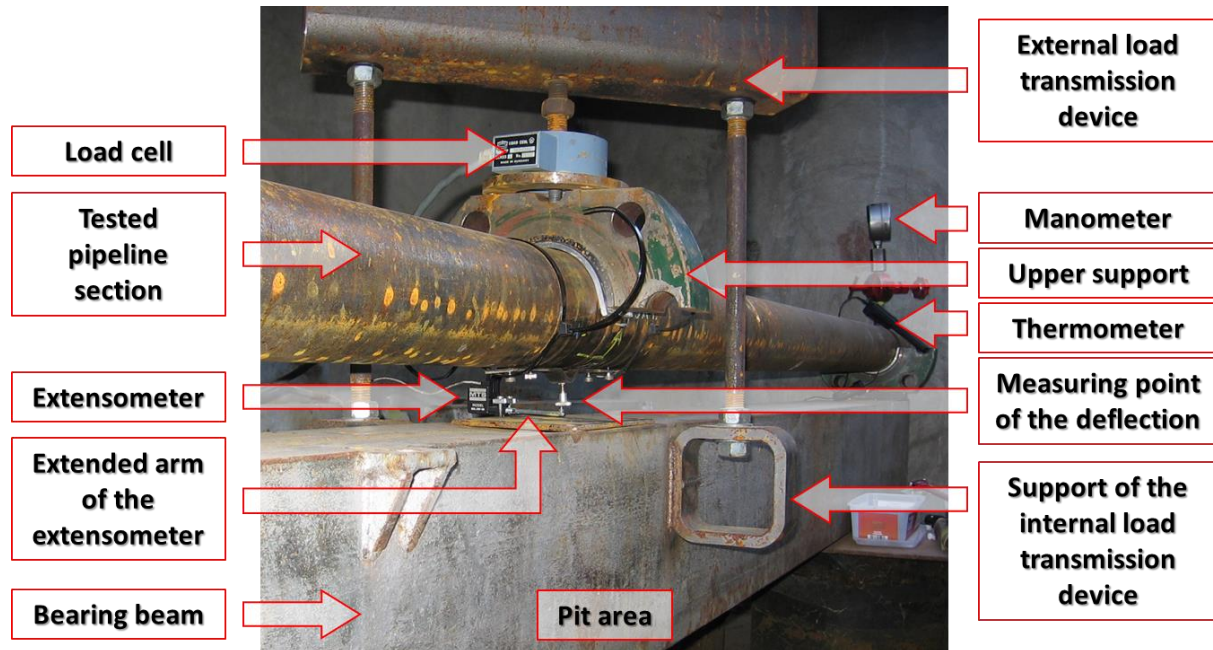


Fig. 7. Setting the deflection by load cell and its verification by extensometer with extended arm.

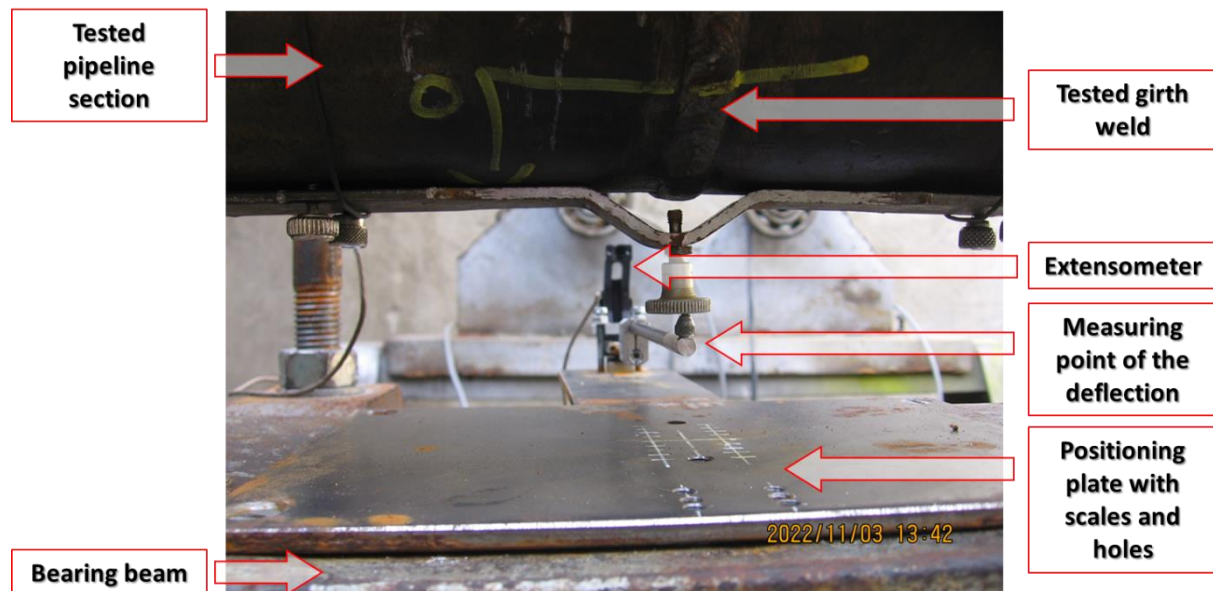


Fig. 8. The positioning plate with scales and holes, and the measurement of the deflection by extensometer with extended arm.

3. Details of the investigations

The investigated pipeline sections were made of P355NH seamless steel tubes for pressure purposes [19] with a nominal diameter of 114.3 mm (DN 100) and with a nominal wall thickness of 5.6 mm (t). The nominal lengths of the tested items were 4,000 mm (4 m).

In order to ensure that only the right quality of girth welds are tested, i.e. that the quality of the girth welds does not affect the results of the tests; non-destructive investigations were carried out before the full-scale tests. For this purpose visual testing (VT), liquid penetrant testing (PT), and radiographic testing (RT) were performed.

Twelve pipeline sections were tested with different characteristics. The experiences of the Hungarian transporting pipeline operator (FGSZ Ltd.) have pointed to that external undercuts and lack of fusions (between the base materials and weld metals) can be found in inadequate girth welds. Other experiences of the Hungarian transporting pipeline operator have shown that third-party (near) longitudinal damages are also common and significantly increase the operational risk, especially when interacting with both girth and spiral welds. These were the reasons why we also tested girth welds with artificial notches. The notches were cut using a hand grinding machine and located either in the heat-affected zone (HAZ) of the girth weld (circumferential direction) or through the girth weld (axial direction). The external undercuts and lack of fusions were modelled using circumferential notches, the third-party (near) longitudinal damages interacting with girth welds were modelled by longitudinal notches. Since the artificial notches were made by the same person using the same hand grinder, their maximum nominal width was 2 mm. The shape of the artificial notches followed the shape of both the pipe and the grinding wheel, with their width decreasing slightly in the direction of the pipe wall thickness. Fig. 9 demonstrates the two types of notch configurations.

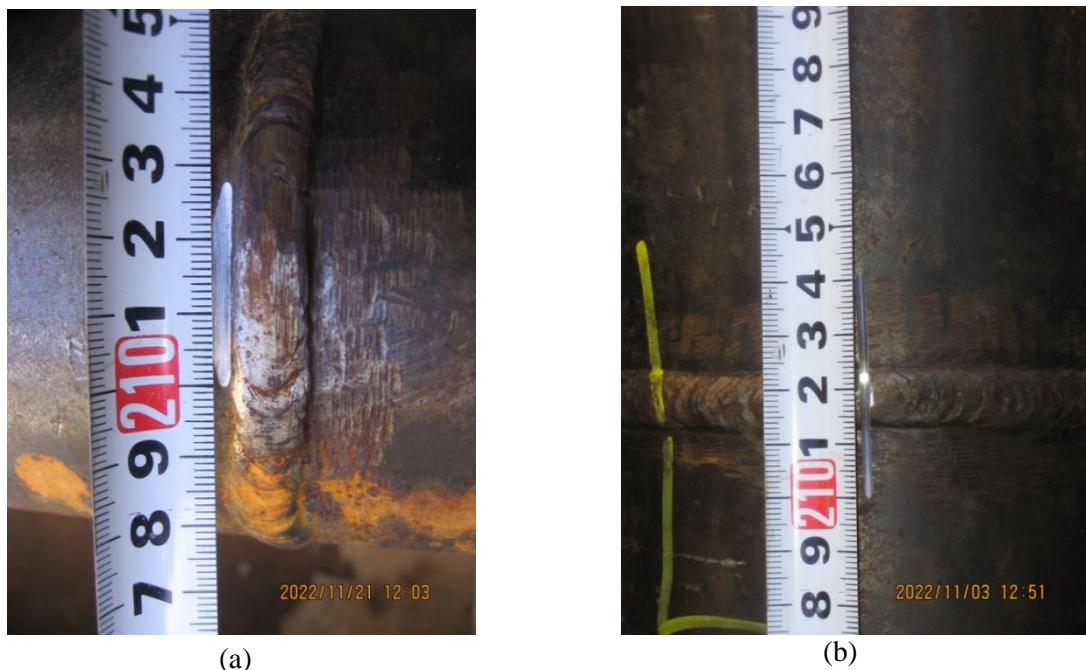


Fig. 9. (a) Artificial notch in the girth weld HAZ of the Y10 pipeline section; (b) artificial notch through the girth weld of the Y8 pipeline section.

All pipeline sections, except Y3, were subjected to 100,000 cycles of fatigue loading. The cyclic internal pressure was adjusted to the real operating pressure and was changed between 60% and 100% of the maximum allowable operating pressure (MAOP, 64 bar). The applied axial stress from bending was two, four, six and eight times (in relevant figures 2 sigma, 4 sigma, 6 sigma and 8 sigma, respectively) of the axial stress (σ_a) from the maximum internal pressure. During the fatigue tests 0.2 Hz testing frequency was applied, moreover during the fatigue and the burst tests water was used as testing media. During the long test period, the ambient temperature varied between 15 °C and 30 °C, but this variation had no significant effect on the implementation of the tests or the mode of the fracture behaviour of the pipeline sections. The main characteristics of the full-scale tests can be found in Table 1.

Table 1. The main characteristics of the full-scale tests

Pipeline section ID	Fatigue	External bending	Notch location	Notch direction	Notch depth	Notch length [mm]
Y3	N/A	N/A	N/A	N/A	N/A	N/A
Y1	applied	N/A	N/A	N/A	N/A	N/A
Y2	applied	N/A	N/A	N/A	N/A	N/A
Y4	applied	2 * σ_a	N/A	N/A	N/A	N/A
Y5	applied	2 * σ_a	N/A	N/A	N/A	N/A
Y6	applied	4 * σ_a	N/A	N/A	N/A	N/A
Y7	applied	4 * σ_a	girth weld HAZ	circum-ferential	0.37 * t	29
Y8	applied	4 * σ_a	through girth weld	axial	0.5 * t	41
Y9	applied	4 * σ_a	girth weld HAZ	circum-ferential	0.67 * t	40
Y10	applied	6 * σ_a	girth weld HAZ	circum-ferential	0.5 * t	30
Y11	applied	6 * σ_a	through girth weld	axial	0.67 * t	40
Y12	applied	8 * σ_a	girth weld HAZ	circum-ferential	0.5 * t	40

For the fatigue tests, a system with a maximum load capacity of 100 bar was used (see Fig. 5 NEW). Throughout the process, the variation of the internal pressure and deflection was continuously monitored. These values were recorded every 5,000-8,000 cycles over a time interval of 50-60 fatigue cycles (250-300 s). The internal pressure-time functions recorded during the fatigue test of the pipeline section Y4 are illustrated in Fig. 10 as an example, and the deflection-time functions are illustrated in Fig. 11 as an example too. The cycle numbers in the figures represent the cycle numbers at the start of each sampling.

Fig. 10 shows the stability of the internal pressure change, except for the initial transient. (This is emphasized because the time required to complete 100,000 cycles was nearly six full days (nearly 139 hours).) The deflection-time functions in Fig. 11 on the one hand reflect both the change in internal pressure and the stability of the pressure change, on the other hand a very small (on the order of micrometers) reduction in deflection changes can be observed.

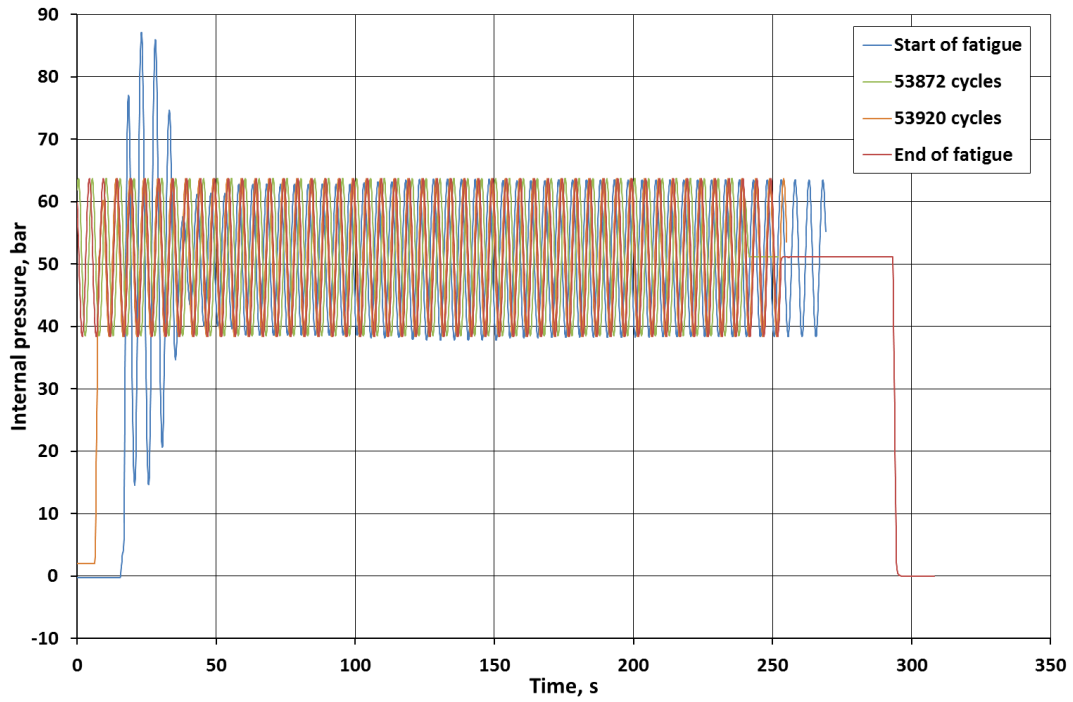


Fig. 10. Internal pressure-time functions recorded during the fatigue test of pipeline section Y4.

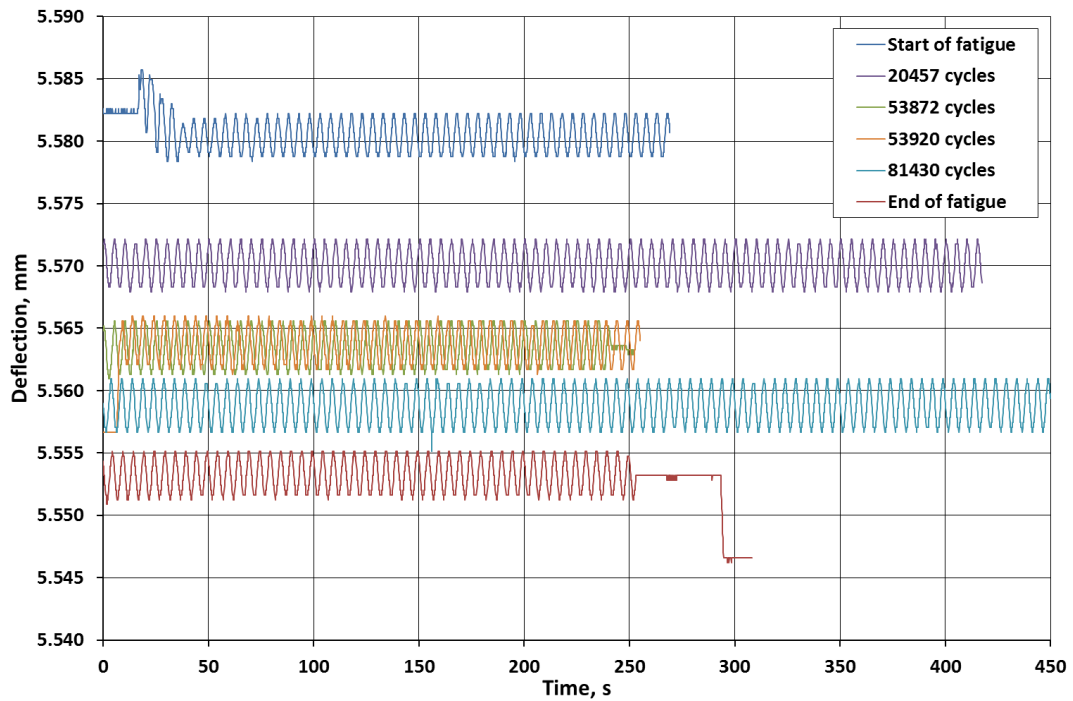


Fig. 11. Deflection-time functions recorded during the fatigue test of pipeline section Y4.

After the fatigue tests, both the visual testing (VT) and the radiographic testing (RT) were repeated. These were followed by a hydrostatic pressure test at $1.5 * MAOP$ (90 bar) for 6 hours. The burst tests were performed using the 700 bar maximum load system (see Fig. 5, OLD) and during the test the internal pressure values were registered per second.

4. Testing results

Results of the visual testing (VT) and the radiographic testing (RT) repeated after the fatigue tests showed no detectable changes in any of the cases. This means that the fatigue stage did not cause significant changes in the quality of the investigated girth welds. All ten tested pipeline sections withstood the 6 hours long hydrostatic pressure test without any significant loss of internal pressure.

Fig. 12 illustrates the average deflection vs. fatigue cycle number curves for each pipeline section subjected with superimposed bending. The data are derived from the systematic processing of functions similar to the functions of diagram can be seen in Fig. 11. The curves for $2 * \sigma_a$, $4 * \sigma_a$, $6 * \sigma_a$ and $8 * \sigma_a$ stresses, furthermore for circumferential and axial notches are clearly distinguished in the figure. As the figure illustrates, the magnitude of the stress plays a determining role. It is noteworthy that the curves for each pipeline section show the same trends and their location is fully consistent with our approach.

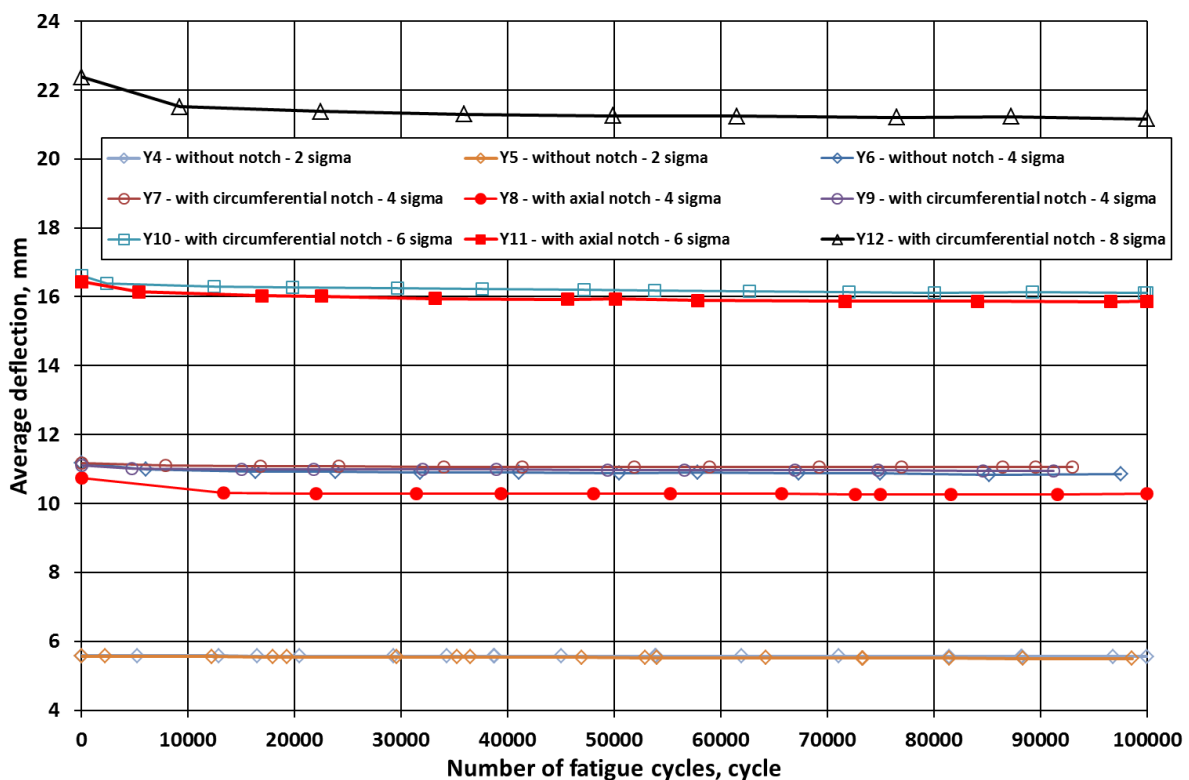


Fig. 12. Average deflection values and their changes during the fatigue tests.

Figs. 13 and 14 show the internal pressure vs. burst test time diagrams for the investigated pipeline sections, where the arrows indicate the burst points.

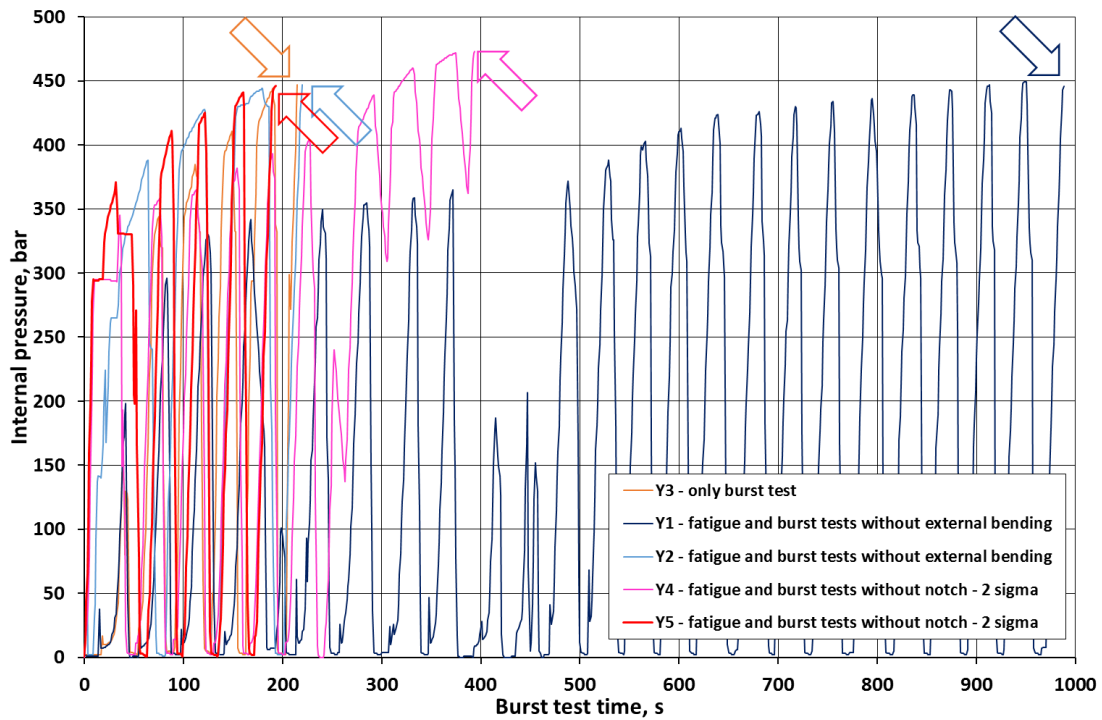


Fig. 13. Internal pressure vs. burst test time diagrams of the investigated Y1-Y5 pipeline sections.

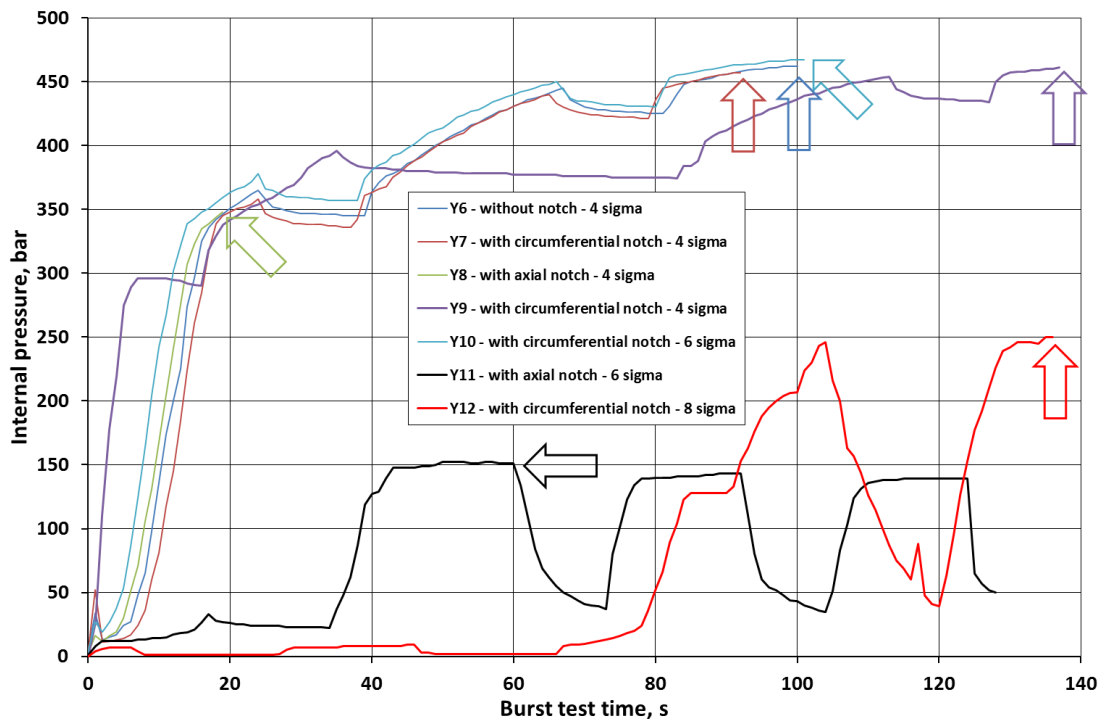


Fig. 14. Internal pressure vs. burst test time diagrams of the investigated Y6-Y12 pipeline sections.

The main characteristics of the Y1-Y5 and Y6-Y10 diagrams are the same; however different burst test times can be noticed. Partially different behaviour was observed for Y11 and Y12 pipeline sections, due to the larger size of the notches and the higher stress (σ_a) resulting from the higher bending load.

The average internal pressure growth rate values both in the first stage and in the latter stages can be assessed as quasi-static values, no significant dynamic effects were observed. In all cases we have experienced tines-like changes on the curves which demonstrate the volume increase of the pipeline sections. The increase in volume is the natural result of elastic-plastic deformation; during these periods, the system draws water from the water supply network.

A dimensionless safety factor was interpreted to quantify the behavior of the pipeline sections, with the following equation:

$$\text{Safety factor} = \frac{\text{Burst Pressure}}{\text{Maximum Allowable Operating Pressure}} = \frac{BP}{MAOP}. \quad (1)$$

where BP is the measured burst pressure [bar] and MAOP is the Maximum Allowable Operating Pressure [bar]. Table 2 summarizes both the main characteristics and the burst pressure (BP) and the safety factor (SF) values of the investigations, assuming that the value of the MAOP is 64 bar.

Table 2. The main characteristics and the burst pressure (BP) and the safety factor (SF) values of the investigations

Pipeline section ID	Notch location	Notch direction	Burst pressure[bar]	Failure location	SF [-]
Y3	N/A	N/A	446	pipe surface	6.97
Y1	N/A	N/A	447	pipe surface	6.98
Y2	N/A	N/A	447	pipe surface	6.98
Y4	N/A	N/A	473	pipe surface	7.39
Y5	N/A	N/A	446	pipe surface	6.97
Y6	N/A	N/A	462	pipe surface	7.22
Y7	girth weld HAZ	circum-ferential	457	pipe surface	7.14
Y8	through girth weld	axial	348	axial notch through girth weld	5.44
Y9	girth weld HAZ	circum-ferential	461	pipe surface	7.20
Y10	girth weld HAZ	circum-ferential	467	pipe surface	7.30
Y11	through girth weld	axial	152	axial notch through girth weld	2.38
Y12	girth weld HAZ	circum-ferential	250	circumferential notch	3.91

Three selected pipeline sections (Y3, Y6 and Y8) at the end of their burst tests, in other words at the moment of their failures, can be seen in Figs. 15-17, respectively.



Fig. 15. *The Y3 pipeline section at the moment of its failure.*



Fig. 16. *The Y6 pipeline section at the moment of its failure.*



Fig. 17. *The Y8 pipeline section at the moment of its failure.*

5. Conclusions

The own developed test system is suitable for testing full-scale pipeline sections without and with girth welds subjected to cyclic internal pressure and superimposed external bending. The outside diameter of the pipes to be investigated is limited by the structural element (device) designed to transmission the bending load.

The failure of the tested pipeline sections without artificial notches occurred similarly, but in none of the cases in a girth weld, and the failure pressures (burst pressures) were significantly higher than the operating pressure. The failure of the tested circumferentially notched pipeline sections with one exception (Y12 pipeline section) occurred similarly too, in all cases in the pipe surface, regardless of the notch depth and the magnitude of additional stress from bending. The failure of the exceptional pipeline section (Y12) occurred in the notch at a significantly lower pressure than in other similar cases. Furthermore, the failure pressures (burst pressures) were significantly higher than the operating pressure. Failure of the pipeline sections containing axial notch (Y8 and Y11 pipeline sections) occurred in the notch and at significantly lower pressure than the other unnotched and notched pipeline sections.

Both the performed full-scale tests and the determined safety factor values have confirmed the high load-bearing capacity of the girth welds produced to the required quality. The high load-bearing capacity covers both cyclic and complex loads. This also implies that previous damages in the Hungarian gas transporting system [9] have occurred in girth welds of unacceptable quality and/or subjected to significantly higher overloads.

The investigations and their results have demonstrated the importance of the full-scale tests. Moreover, these investigations have confirmed that further full-scale tests should be executed in the near future.

- Pipeline sections containing girth weld should be investigated applying higher axial stresses from the superimposed external bending (e.g. eight times of the axial stress from the maximum internal pressure).
- Similarly necessary to test pipeline sections that contain deeper and/or longer artificial notches on the tensile bending stress side of the girth welds.
- The effect of the temperature, basically the lower temperatures, should also be investigated. The operating pipelines have below-ground sections, where the temperature at the laying depth is 8 °C under the climatic conditions in Hungary.
- In many countries, including Hungary, there are plans to blend hydrogen into the natural gas transmission system [20]. Therefore, the tests should be extended to cover the testing of girth welds exposed to hydrogen.
- The future planned studies and investigations should be carried out by varying the parameters separately in the short term, and jointly in the medium and long term.

6. Acknowledgements

The research work was supported by the European Union and the Hungarian State, co-financed by the European Structural and Investment Funds in the framework of the GINOP-2.3.4-15-2016-00004 project, aimed to promote the cooperation between the higher education and the industry.

Special thanks to our colleagues at the Institute of Materials Science and Technology, Faculty of Mechanical Engineering and Informatics, University of Miskolc: to Dr. Imre Török (honorary professor) for his organizational works during the fatigue and burst test (see Fig. 5), furthermore to

Géza Csukás and László Szentpéteri (departmental engineers) for the preparing and executing of the long term full-scale tests.

Irodalom

- [1] *Pipeline Transportation Systems for Liquids and Slurries*, ASME B31.4, The American Society of Mechanical Engineers, New York, NY, USA, 2022.
- [2] *Gas Transmission and Distribution Piping Systems*, ASME B31.8, The American Society of Mechanical Engineers, New York, NY, USA, 2022.
- [3] *Design, Construction, Operation, and Maintenance of Offshore Hydrocarbon Pipelines (Limit State Design)*, API Recommended Practice 1111, American Petroleum Institute, Washington, D. C., USA, September, 2015.
- [4] *Gas supply systems. Pipelines for maximum operating pressure over 16 bar. Functional requirements*, EN 1594, European Committee for Standardization, Brussels, Belgium, 2009.
- [5] “SZTFH 26/2022. (I. 31.): SZTFH regulation on safety requirements for hydrocarbon transmission pipelines and on Safety Regulations for Hydrocarbon Transmission Pipelines”, State Audit Office of Hungary, 2022. (In Hungarian.)
- [6] *Welding of Pipelines and Related Facilities*, API Standard 1104, American Petroleum Institute, Washington, D. C., USA, July 2021.
- [7] “EPRG: EPRG Guidelines on the Assessment of Defects in Transmission Pipeline Girth Welds – Revision 2014”, European Pipeline Research Group e.V., 2014, https://www.eprg.net/fileadmin/EPRG_public/eprg-docs/guidelines/EPRG_Weld_Defect_guidelines.pdf.
- [8] 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.
- [9] 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.
- [10] K. J. Marsh, Ed., *Full-Scale Fatigue Testing of Components and Structures*. Oxford, UK, Butterworth-Heinemann, 1988.
- [11] H. P. Keller, Ed., *Bruchmechanik druckbeanspruchter Bauteile*. München-Wien-Köln, Germany-Austria, Verlag TÜV Rheinland, 1990.
- [12] S. H. J. van Es, A. M. Gresnigt, D. Vasilikis, and S. A. Karamanos, “Ultimate bending capacity of spiral-welded steel tubes – Part I: Experiments”, *Thin-Wall. Struct.*, vol. 102, pp. 286–304, 2016, doi: 10.1016/j.tws.2015.11.024.
- [13] A. Bastola, J. Wang, H. Shitamoto, A. Mirzaee-Sisan, M. Hamada, and N. Hisamune, “Full- and small-scale tests on strain capacity of X80 seamless pipes”, *Proc. Struct. Integrity*, vol. 2, pp. 1894–1903, 2016, doi: 10.1016/j.prostr.2016.06.238.
- [14] H. Pisarski and C. Punshon (May 2004). Integrity of Reduced Pressure Electron Beam Girth Welds for Deep Water Pipelines. Presented at 4th Int. Pipeline Techn. Conf., Ostend, Belgium. [Online]. Available: <https://www.twi-global.com/technical-knowledge/published->

- papers/integrity-of-reduced-pressure-electron-beam-girth-welds-for-deep-water-pipelines-may-2004
- [15] H. Mahdavi, S. Kenny, R. Phillips, and R. Popescu, “Significance of geotechnical loads on local buckling response of buried pipelines with respect to conventional practice”, *Can. Geotechn. J.*, vol. 50, no. 1, pp. 68–80, 2013, doi: 10.1139/cgj-2011-0423.
- [16] F. R. Rofooei, H. H. Jalali, N. K. A. Attari, and M. Alavi (Sept. 2012). Full-Scale Laboratory Testing of Buried Pipelines Subjected to Permanent Ground Displacement Caused by Reverse Faulting. Presented at 15th World Conf. on Earthquake Engng. (15 WCEE), Lisbon, Portugal. [Online]. Available: https://www.iitk.ac.in/nicee/wcee/article/WCEE2012_4381.pdf
- [17] B. Rakitin and M. Xu, “Centrifuge modeling of large-diameter underground pipes subjected to heavy traffic loads”, *Can. Geotechn. J.*, vol. 51, no. 4, pp. 353–368, 2013, doi: 10.1139/cgj-2013-0253.
- [18] H. Fang, K. Yang, B. Li, P. Tan, F. Wang, and X. Du, “Experimental and Numerical Study on Mechanical Analysis of Buried Corroded Concrete Pipes under Static Traffic Loads”, *Appl. Sci.*, vol. 9, 2019, Art no. 5002, doi: 10.3390/app9235002.
- [19] *Seamless steel tubes for pressure purposes. Technical delivery conditions Alloy fine grain steel tubes*, EN 10216-3, European Committee for Standardization, Brussels, Belgium, 2013.
- [20] Government of Hungary (May 2021). *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*. [Online]. Available: <https://kormany.hu/dokumentumtar/magyarorszag-nemzeti-hidrogenstrategiaja>

HŐÁTVITEL FOKOZÁSA STRUKTÚRÁLT FELÜLETEKKEL A NUKLEÁRIS ÜZEMANYAGKÖTEGEKBEN

Nagy Nóra

Tanársegéd, Miskolci Egyetem, Anyagszerkezzettani és Anyagtechnológiai Intézet,
Szerkezzetintegritási Intézeti Tanszék
3515 Miskolc, Miskolc-Egyetemváros, e-mail: nora.nagy@uni-miskolc.hu

Absztrakt

Napjainkban kiemelt szerepet kapnak az alacsony széndioxid kibocsátású energiatermelő technológiák. A cikkben átfogó vizsgálat alá kerültek a különböző hőátvitel fokozási módszerek különböző energiatermelő egységekben. Az összefoglalás alapján lehetőség adódik megvizsgálni a különböző alkalmazási eseteket a nukleáris fűtőelem rúdkegelyekben. A jelenlegi technológiai lehetőségek szerint alkalmazható hőátvitel fokozási technikák elemzésre kerülnek, külön kitérve a háromdimenziós felületi struktúrák alkalmazási lehetőségeire. A vizsgálatok kiterjednek az üzemanyag-rúdkegelyek tervezése során alkalmazható megoldásokra, illetve a különböző jogszabályok alkalmazására. A rúdkegelyekben történő vizsgálatok kiemelten fontosak a biztonság és energetikai hatékonyság kérdésköre kapcsán. Az alkalmazási korlátok alapján jól látható, hogy a felületi struktúrák, illetve különböző áramlásrendező elemek beépítése jelenti a jövőre vonatkoztatott fejlesztési tendenciákat.

Kulcsszavak: *atomerőmű, hőcserélő, hőátvitel, áramlásrendező, felületi textúra*

Abstract

Today, low-carbon energy production techniques are a priority. In the study, different methods of heat transfer enhancement in different power generation units have been extensively investigated. Based on the technical summary, it is possible to examine the use cases for nuclear fuel rod assemblies. The heat transfer enhancement is analysed according to current technological possibilities, with a special focus on the application possibilities of three-dimensional surface structures. The investigations will cover the solutions that can be applied in the design of rod bundles and the relevant application of different legislation. The investigations in rod bundles are of particular relevance to the issues of safety and energy efficiency. The application constraints clearly show that the incorporation of surface structures and various flow control elements are the future directions of development.

Keywords: *nuclear power plant, heat exchanger, heat transfer, flow regulator, surface structure*

1. Bevezetés

A különböző műszaki területeken használt berendezésekben a hőcserét fokozó eszközök fejlesztése alapvető fontosságukkal magyarázható: alkalmazásuk jelentős anyagmegtakarítást (fém, üzemanyag) és a gyártás során a költségek csökkentését eredményezi. Lehetőség nyílik továbbá a berendezések megbízhatóbbá és tartósabbá tételére. A sorozatban gyártott atomerőművi blokkok teljesítménye

általában 1000 MW vagy annál nagyobb. A nagy kapacitás egyben nagy méretet és jelentős fémfelhasználást is jelent. Ezért az atomenergetikai berendezések tömeg/méret indexeinek optimálisnak kell lenniük és ezért a hőcsere fokozása elengedhetetlen. Ez ráadásul növeli az erőművek biztonságát és a blokkok biztonságát is [1]–[4].

Számos atomerőmű-típusnál a belső spirálozású csövek gyártása a gőzfejlesztők és az atomerőművek számára, lehetővé teszi a kazáncsövek hosszának körülbelül felére való csökkentését, javítva ezzel a hőmérséklet-szabályozást a kazánban. Egyidejűleg segítik a falhőmérséklet csökkentését és a hőcsere degradációs zónájában a pulzációk kiküszöbölését [5].

Amennyiben a hővezető lemezek elhelyezése spirális, az nemcsak a felület spirális kialakítását eredményezi, hanem a hidrodinamikára is hat. Amennyiben a hűtőfolyadék áramlását, turbulenciát keltve vagy centripetális erőteret létrehozva zajlik, akkor a passzív és aktív módszerek az intenzifikálás módszerei egyetlen szerelvényben egyesülnek. A hosszanti irányban áramvonalas, egyenes csövekből/kötegekből álló hőcsere modulokat használnak a gőzleválasztó-felülhevítők esetén. A hőleadás együtthatója a külső hőszigeteléshez viszonyítva, a fűtőelemek és a hőelvonó közötti felületen nagyobb, mint a sima felületen. Mivel a fűtőelemek viszonylag magasak, a készülék méretei nagyobbak a szokásosnál [5].

A következő generációs gőzleválasztók a következőkből állnak: csövekből álló hőcsere elemek, amelyek lehetővé teszik, hogy ebben az esetben a gőz túlhevítő kompaktabb. A keresztirányban rögzített csövekkel ellátott gőzleválasztó-túlhevítő lehetővé teszi, hogy a magasságot egy további, a gőzleválasztó-túlhevítőhöz tartozó csővel csökkentsék. Az egy- és kétfázisú (az atomenergiában) gőz-víz áramlásokhoz örvénylő és keverő berendezéseket lehet használni.

A vízhűtéses, vízzel szabályozott nukleáris reaktorok teljesítményét nem lehet növelni anélkül, hogy a reaktormag üzemanyagrudak fokozott hőterhelése mellett a reaktor biztonságos működését biztosító követelmények ne teljesüljenek. Az üzemanyagrudak felületéről származó hőáram nagy sűrűsége és a reaktormagban lévő hűtőközeg-keringtető vezetékek hidraulikai egyenlőtlensége, amelyet többek között a helyi hidraulikai ellenállások okoznak, a hűtőközeg helyi túlmelegedéséhez, felszíni felforralásához és kiegészéséhez vezethet, ami az üzemanyag-burkolat mechanikai károsodását okozza és így radioaktív hasadási termékek juthatnak ki a folyamatból [6]. A hűtőközeg sebesség- és hőmérsékleti mezőinek kiegyenlítése a hűtőközeg áramlásában, ami azonos üzemanyag-hűtési feltételeket biztosít a különböző magterületeken. Ez utóbbit a reaktorok üzemanyag-kötegeiben már megvalósították az üzemanyag-távtartó rácsszerkezetbe bevezetett speciális keverőelemek, terelők vagy keverőlapátok formájában. A reaktorok a cellás és lemezes keverőrácsok kifejlesztéséhez vezettek, amelyeket a standard rácsok közé, a fűtőpálca kötegekbe építettek be, de az üzemanyagburkolat és a keverőrácsok között nincs rugalmas kapcsolat. Jelen közlemény célkitűzése, hogy összefoglalja a különböző hőátviteli fokozási technikákat, melyek segítségével az üzemanyag kötegek tervezése hatékonyabbá válhat.

2. Tervezési alapelvek és kockázatértékelési rendszerek

A Nukleáris Szabályozási Bizottság (NRC = Nuclear Regulatory Commission), a 10 CFR 50.109 [7] szerint, valószínűségi kockázatértékelési (PRA = Probabilistic Risk Assessment) módszereket alkalmaz a súlyos reaktorbalesetek valószínűségének és következményeinek értékelésére [8].

A kockázatkezelés alapja, hogy többszörös gátakat építsünk ki a lehetséges veszélyforrások között, amelyek kedvezőtlen eseményekhez vezethetnek egy atomreaktor üzemeltetése során. A 2011. márciusi fukusimai katasztrófa esetében a szökőár alacsony gyakoriságú és nagy következményekkel

járó eseménye miatt leálltak a dízelgenerátorok, amelyek a reaktorban és a hűtőmedencékben lévő fűtőelemek hűtéséhez szükséges víz keringtetéséhez szükséges vészhelyzeti áramot biztosították. Ennek következtében a víz és a gőz gyorsan reagált az üzemanyag-burkolat cirkónium anyagával, 400 °C fölött, hatalmas mennyiségű hőt és hidrogént termelve, amely a radioaktivitás egy részének a környezetbe történő kibocsátásához vezetett.

Miután a cirkónium fémburkolatot a gőz elhasználta, a radioaktív üzemanyag a második gáton, a vastag falú acél reaktor nyomástartó edényen belül szabadult fel. Vagyis, a fukusimai szökőár hatására az első gát, illetve a radioaktív elemeket tartalmazó cirkónium fémburkolat megsemmisült. Az üzemelő erőmű meghibásodásának kockázatát minimalizálandó, az üzemanyag és a második gát közé erősebb első gátat kell építeni [8].

Az atomerőművi kockázatkezelésből származó előnyök nemcsak a biztonsági forgatókönyvek, hanem a termelési (üzemeltetési vagy műszaki) és a gazdasági (pénzügyi) forgatókönyvek is [8] (1. ábra).



1. ábra. Kockázatkezelési környezeti modell egy atomerőmű üzemeltetője számára. A GE-ORNL csapatának célja a műszaki kockázatok minimalizálása FeCrAl burkolat alkalmazásával [8].

E kockázati diszciplínák mindegyike magában foglalja a saját gyakoriságát és következményeit. Egy másik hozzáadható diszciplína vagy forgatókönyv a stratégiai, amely olyan dolgokat foglal magában, mint az ország kormányának típusa, államosítás vagy kisajátítás, a közvélemény megítélése, szabályozási és jogi keret stb. (1. ábra).

Fontos egy esemény (például szökőár) összes következményének azonosítása, hogy minimalizálni lehessen az ellentétes kimenetelű eseményeket, és költséghatékony módon maximalizálni lehessen a közvélemény reakcióját és a kereskedelmi hasznot [8]. A kockázatkezelési keretrendszer egy iteratív folyamat, amelyben először a lehetséges kockázatokat azonosítják (a lehetséges következményekkel és az egyes következmények relatív hatásával együtt), majd meghatározzák a kockázatkezelési technikákat (például kockázatcsökkentés vagy kockázattadás), végül pedig a kiválasztott stratégiákat vagy technikákat végrehajtják. Ezt a folyamatot nyomon követi az ellenőrzés és a visszajelzés a megoldások hatékonyságának megítélése érdekében, és szükség esetén a folyamat megismétlése más, továbbfejlesztett intézkedésekkel. Például a kockázatcsökkentés megvalósítható műszaki változtatásokkal, szervezeti változtatásokkal, a személyzet képzésével stb., a kockázattadás pedig megvalósítható a beszállítókkal kötött szerződésekkel, biztosítással, szabályozással stb.

A fukusimai baleset példáját követve az erőmű üzemében a kockázat csökkentésének egyik módja az lenne, ha az erőmű nukleáris üzemanyagában lévő cirkónium (Zr) ötvözeteket FeCrAl ötvözetekre cserélnék. Ez egy olyan nyilvánvaló műszaki változtatás, amely nagymértékben csökkentené a robbanás következményeit, amely jelentősen befolyásolta az atomerőművek biztonságos működésének közvéleményben kialakult képét. Vagyis, a FeCrAl ötvözetek alkalmazása csak az 1. ábrán lévő műszaki kockázat csökkentésének lehetőségeit teremtheti meg. A FeCrAl ötvözet az első gát a radioaktív elemek és az atomerőművet körülvevő bioszféra között. Az első gát (az üzemanyag burkolata) teljesítményének javításával nagymértékben minimalizálható az éghető hidrogén robbanása vagy a radioaktív elemek atomerőművön kívüli környezetbe kerülése.

A vizsgált biztonsági útmutató célja, hogy ajánlásokat adjon az SSR-2/1 (Rev. 1) [7] által az atomerőművek reaktormagjának kialakítására vonatkozóan meghatározott biztonsági követelmények teljesítésére.

A reaktormag az atomreaktor központi része, ahol a maghasadás történik. A reaktormag négy alapvető rendszerből és alkatrészből áll, azaz az üzemanyagból (beleértve az üzemanyagrudakat és az üzemanyaggyűjtő szerkezetet), a hűtőközegből, a moderátorból és a vezérlő rudakból, valamint további szerkezetekből (például a reaktor nyomástartó edényének belső részei, a magtartó lemezek, valamint a könnyűvízes reaktorok belső szerkezete). A vizsgált biztonsági útmutató számba veszi a reaktormag tervezésével kapcsolatos neutronikai, termohidraulikai, termomechanikai, mechanikai biztonsági szempontokat, a reaktormag vezérlésével, leállításával és felügyeletével kapcsolatos szempontokat, valamint a reaktormag menedzsmentjének szempontjait az atomerőművek reaktormagjának biztonságos tervezéséhez. Konkrétan a következő szerkezetekkel, rendszerekkel és alkatrészekkel (SSC = Safety Standards Committees) foglalkozik.

- a) Üzemanyagrudak, amelyek éghető abszorberekkel vagy azok nélkül, burkolatcsövekben lévő üzemanyagpelleket tartalmaznak, amelyek hőt termelnek és adnak át a hűtőközegnek.
- b) Üzemanyagkötegek, amelyek üzemanyagrudak kötegeit tartalmazzák, valamint szerkezeteket és alkatrészeket (például vezetőcsövek, távtartó rácsok, alsó és felső fűvókák, üzemanyagcsatornák), amelyek az üzemanyagrudakat és az üzemanyagkötegeket egy előre meghatározott geometriai konfigurációban tartják.
- c) A reaktormag vezérlőrendszere, a leállítórendszer és a megfigyelőrendszer, beleértve a reaktivitás-szabályozáshoz és leállításához használt alkatrészeket és berendezéseket, beleértve a neutronelnyelőket (szilárd vagy folyékony), a kapcsolódó szerkezetet és a meghajtó mechanizmust.

- d) A reaktortartályon belül a mag alapozását biztosító tartószerkezetek (a nyomás alatt álló nehésvízreaktorok esetében a kalandria tartályon belül), az áramlást vezető szerkezet (nyomás alatt álló vízreaktorok esetében) és a reaktivitás szabályozó berendezések vezetőcsövei (nyomás alatt álló nehésvízreaktorok esetében).
- e) A hűtőközeg.
- f) A moderátor.
- g) Egyéb magkomponensek, például gőzleválasztók (forrásvizes reaktoroknál) és neutronforrások.

3. Hőátvitel fokozásának lehetőségei

A hőcserélőben a hő a forró folyadékból átadódik a hideg folyadékba vezetés és konvektív hőátadás révén. A forró vagy a hideg folyadékot szilárd falakon keresztül választják el, hogy elkerüljék a folyadék keveredését vagy a közvetlen hőcserét. Az alkalmazott hőcserélők héj- és cső típusúak, duplacsöves hőcserélők, lemez- vagy lamellás típusok [9].

Rendkívül fontos az érdesség és a felületi textúra összetevője. Az érdesség nagy értéke a gyártás bonyolultsága miatt kifogásolható, és a gyártási költség csökkenésével nő a felületi érdesség. A felületi érdesség lehet felületi érdesség-összehasonlítóval manuálisan mérhető, de általában profilométerrel mérik. A felületi érdesség jelölése ϵ_r . Az érdességnek két típusa van: az egyik az abszolút érdesség, a másik a relatív érdesség. Abszolút érdesség a felületi érdesség mérőszáma és ez az érdesség fontos a nyomásesés kiszámításához, különösen a turbulens áramlási rendszerben. A súrlódási tényező értéke a következőképpen határozható meg a Moody-diagramból a relatív érdességgel [9]. Ha ϵ_r érdesség a cső érdessége (mm) és D a cső átmérője (mm), akkor a relatív érdesség a következőképpen fejezhető ki: relatív érdesség = ϵ_r/D .

A hőátadás sebessége és hatékonysága az anyag hővezető képességének növekedésével nő és ezek a paraméterek is változnak a hideg folyadék és a cső érdességének változásával.

3.1. Áramlási esetek a normál üzemű reaktoroknál

Az előzőekben jól látható az összefüggés a felületi érdesség és a hővezetés között. Ezen összefüggések a továbbiakban általános hőcserélőknél alkalmazható feladatokhoz kerülnek bemutatásra. A vizsgált eset: hőátadás a könnyűvízes atomreaktorok nukleáris fűtőelemkötegeiben normál körülmények között [10].

A lamináris áramlás a reaktor leállításakor be, és elviszi a maradék teljesítményt (a névleges teljesítmény kevesebb mint 0,5%-át). Bár elsősorban tudományos érdeklődésre tart számot, a lamináris áramlási egyenleteket analitikusan megoldották (távartó rácsok nélkül), és az állandósult és teljesen kifejlett áramlásban néhány állandó Nusselt-számot eredményeznek, az osztás/átmérő arányt (P/D arány).

Az egyfázisú turbulens áramlás a legáltalánosabb eset, amely a túlnyomásos, vízzel működő reaktorok (PWR = Pressurized Water Reactor) normál működése során fordul elő. A reaktormag hőmérsékleti mezőjének ismerete nemcsak azért fontos, hogy a neutronáram-mezőt ki tudjuk számítani, hanem azért is, mert néhány fokos eltérés hosszabb távon érezhető következményekkel járhat a fűtőelemek burkolatának kémiai és metallurgiai viselkedésére.

Az egyfázisú turbulens hőátadási együtthatókat általában a csövekre vonatkozó összefüggésekkel megegyező összefüggésekkel becsülik meg, a csőátmérő helyett az egyenértékű hidraulikus átmérőt használva. Számos szerző szerint ez a megközelítés alábecsüli a tényleges hőátadási együtthatót. A

[11] közlemény szerzői a $C = 0,023$ konstans módosítását javasolták a Dittus-Boelter korrelációban, és helyette ajánlották egy háromszög-osztású rács esetében a

$$C = 0,026 * \frac{P}{D} - 0,006 \quad (1)$$

összefüggést, négyzetes osztású rács esetén pedig a

$$C = 0,042 * \frac{P}{D} - 0,024, \quad (2)$$

összefüggést, ahol P/D az osztás átmérőhöz viszonyított aránya.

A hőátadási együttható növekedése úgy tűnik, hogy elsősorban a keverési rácsoknak köszönhető, amelyek fokozzák a turbulenciát a folyásirányban, és következésképpen a hőátadást; egyes helyi mérések azt mutatták, hogy a hőátadási együttható csökken a keverési rács távolságának növekedésével. A pontos hőátadási korreláció ebben a geometriában szorosan függ a rács geometriájától. A cső korrelációval kapott falhőmérséklet túlbecslése azonban valószínűleg kisebb, mint a részcsatorna-elemzésből adódó pontatlanság [10].

Az előzőekben bemutatott folyamatok részletes elemzést és vizsgálatot igényelnek, mind a régi, mind az új típusú reaktoroknál.

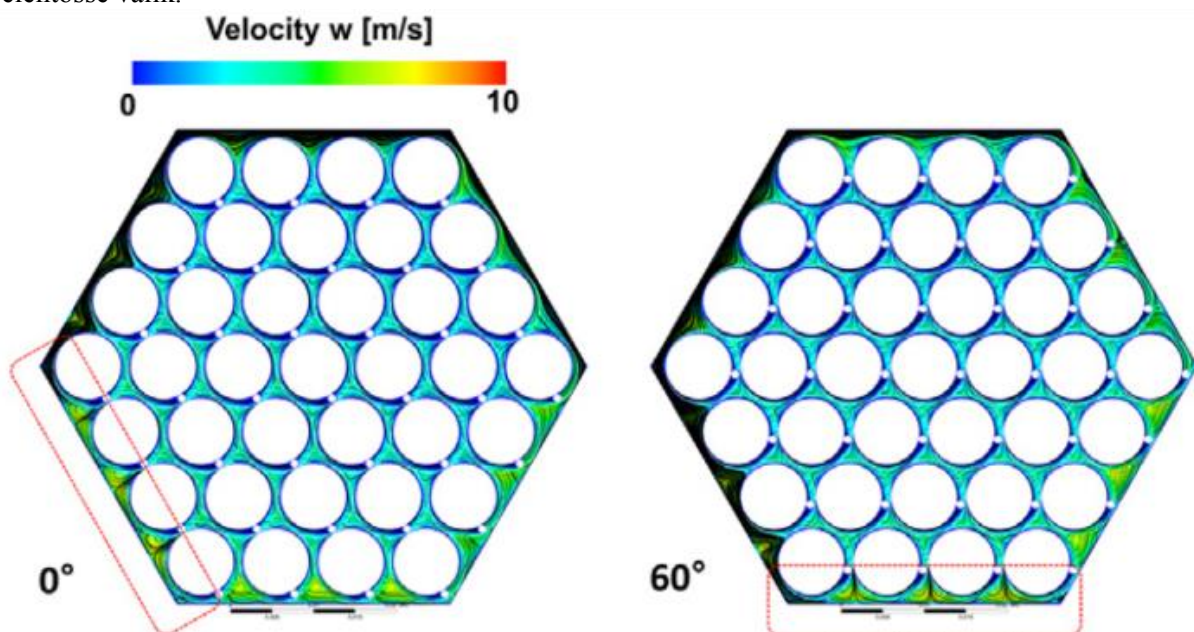
3.2. Termohidraulika a gyorsneutronos reaktorokban (FBR)

A gyorsneutronos reaktorok spirálisan huzalba tekert fűtőelemekkel ellátott, csatornázott fűtőelemeket használnak. A rudak/pálcák körül hűtőközegek áramlanak, és elnyelik a maghasadási reakciók során felszabaduló hőt. Ezekben a reaktorokban víz helyett folyékony fémeket, például nátriumot vagy ólmot terveznek hűtőközegként. Ennek oka, hogy ezek 100-szor nagyobb hővezető képességgel rendelkeznek, mint a víz, magasabb a forráshőmérsékletük, és kisebb a neutronokkal való kölcsönhatásuk [12]. Az üzemanyag-egység szintjén a termohidraulikai balesetek elemzése a blokkolási forgatókönyvekre és a termikus fáradás értékelésére összpontosít. Végül az alcsatorna szintjén a forró pontok felderítésére összpontosítanak. Ezeknek a termikus vizsgálatoknak különösen a gyorsneutronos reaktorokban van nagyobb jelentősége a nagy, négyzetméterenként kb. 1,5 MW-os hőáram miatt. Érdekes módon a CFD-eszközök csak a közelmúltban váltak elég fejletté ahhoz, hogy a mag hűtőközeg áramlását nagy részletességgel és felbontással modellezzék. Hagyományosan a magtervezést teljes egészében az úgynevezett alcsatornás kódok segítségével végezték. Az utóbbi időben a CFD egyre nagyobb jelentőséggel bír a magtervezésben. A CFD által biztosított nagyobb felbontás és alakhűség nagyon előnyös, különösen az olyan összetett geometriák esetében, mint a huzallal körbetekert üzemanyagpálcák (2. ábra).



2. ábra. Dróttal spirálisan betekert üzemanyagpálcák, változó menetemelkedéssel [12].

A hexagonális elrendezésű, drótbba tekert pálcákból álló kötegek a nátriumhűtésű gyorsreaktorok jellegzetes fűtőanyag-elrendezés rendszere (3. ábra). A huzalok az üzemanyagpálcák között tartórácsként szolgálnak, és segítenek fenntartani a pálcák közötti távolságot. A spirálisan feltekert huzalok fokozzák a hűtőközegek keveredését azáltal, hogy a hűtőközeget a szomszédos alcsatornába terelik. Ez a fokozott keveredés előnyös, mivel elősegíti a jobb hőátadást, és megakadályozza a hőmérséklet-csúcsok kialakulását a forró csatornában. Továbbá, a távtartóként működő huzalok elválasztják a pálcákat egymástól, és minimalizálják az áramlás okozta rezgéseket, amelyek reaktivitás-ingadozást okozhatnak, ami az üzemanyag-burkolat mechanikai károsodásához vezethet. A drótburkolatok azonban a csupasz pálcákhoz képest nyomáscsökkenést okoznak a magban. A nyomáscsökkenés kis Reynolds-számmal marginálisnak tűnik, de nagy Reynolds-számmal igen jelentőssé válik.



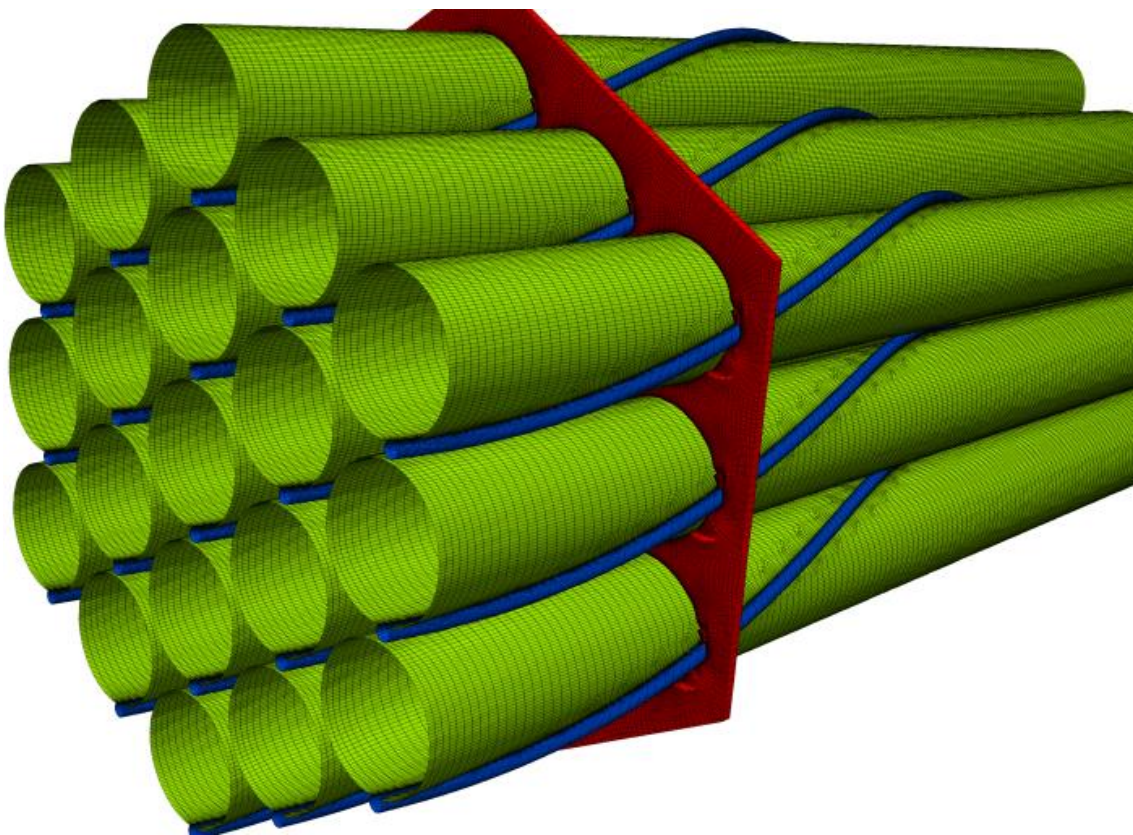
3. ábra. Az áramlási mintázat változása a huzal szögével. A piros keret a külső csatornában lévő örvényáramlást mutatja [15].

Az üzemanyagköteg belsejében az áramlás két régióra osztható, egy perifériás régióra, ahol nagy örvényáramlás van, és a belső régióra, ahol komplex keresztirányú áramlás van. Megfigyelhető, hogy a szélső részcsatornában a tengelyirányú sebesség nagyobb, mint a belső részcsatornában. A belső alcsatorna axiális sebessége és áramvonalainak mintázata is hasonló, függetlenül a belső alcsatorna helyzetétől. A peremcsatorna legkülső régiójának közelében azonban az áramlás nagy örvényáramlásokat mutat, amelyek hajlamosak a huzallal együtt forogni.

A belső alcsatornában a feltekert huzalok az üzemanyagkötegek belsejében bonyolítják az áramlást azáltal, hogy pörgő áramlást és örvényáramlást hoznak létre. Ilyenkor az történik, hogy az axiális áramlás egy része a huzal mentén „söpröget”, és keresztirányú áramlássá alakul át. Ezenkívül, a tengelyirányú áramlás egy másik szegmense a huzalon megakadva örvényszerkezetet hoz létre (4. ábra) [12].

Az örvények periodikusan keletkeznek a belső alcsatornában, minden egyes huzalfordulatnál háromszoros gyakorisággal. Az örvények befolyásolják az áramlási mezőt és a hőátadást az

alcsatornák belsejében, ezért áramlási jellemzőik megértése alapvető fontosságú. A belső alcsatornában a fő áramlás axiális, és amikor az áramlást a huzal elzárja, az áramlás szél felőli oldalán a nyomás megnő a szél felőli oldalhoz képest. Ahogy a huzal áthalad a belső alcsatornán, a főáramlás egy része, amely átjutott a huzalon, egy nagy központi örvénybe alakul át. Ez a drót forgási irányával ellentétes irányban forog, és hosszmérete a részsatorna szélességétől és a keresztirányú áramlástól függ. Az alcsatornában kialakuló másik örvény a hátsó örvény, amely a huzal mögötti keresztirányú áramlás miatt alakul ki. Ez az örvény meglehetősen kicsi, és többnyire a pálca és a huzal felülete közé szorul. Megfigyelhető, hogy a legnagyobb örvények a szélső alcsatornában keletkeznek, ami hajlamos blokkolni a perifériás régióban az örvénylő áramlást. A sarok alcsatornában kialakuló örvények viszonylag kicsik.



4. ábra. Drótból csomagolt üzemanyagpálca [12].

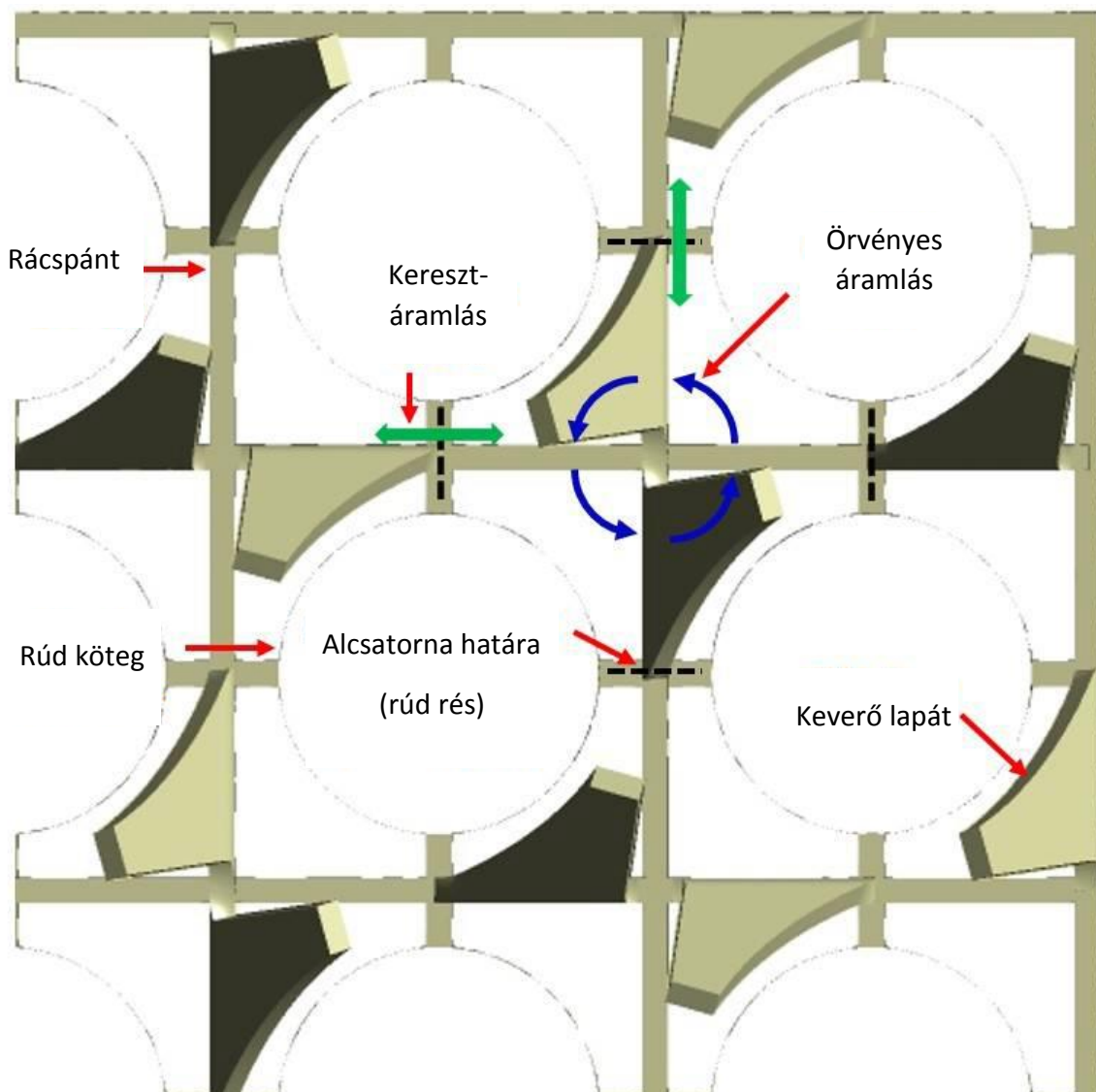
Meg kell jegyezni, hogy ezeknek az örvényeknek a megjelenése közvetlenül a huzal helyzetével függ össze, és nem függ semmilyen geometriai változótól, mint például a pálcák száma vagy a pálcák osztása az átmérőhöz viszonyítva.

A spirális huzal miatt kialakuló keresztirányú áramlás számos előnnyel jár. Az egyik, hogy a hűtőközeg kilépő hőmérséklete egyenletesebbé válik, ami a magot figyelő hőelemek leolvasásainak kisebb mértékű ingadozásához vezet, ami elengedhetetlen a reaktor biztonságosabb vezérlési műveleteihez. A másik előny, hogy a burkolat hőmérséklete a spirális huzal által létrehozott gyűrűs áramlásnak köszönhetően egyenletesebbé válik a kerület irányában. A hűtőközeg a pálca és a távtartó

huzal találkozásánál kialakuló sarkokat „söpörve” ütközik, ezáltal megelőzve a huzaltekercs alatti esetleges forró pont kialakulását. Végül pedig lehetővé teszi, hogy nagyobb teljesítményt tudjon létrehozni anélkül, hogy túllépné a burkolat és a nátrium hőmérsékleti határértékeit [12].

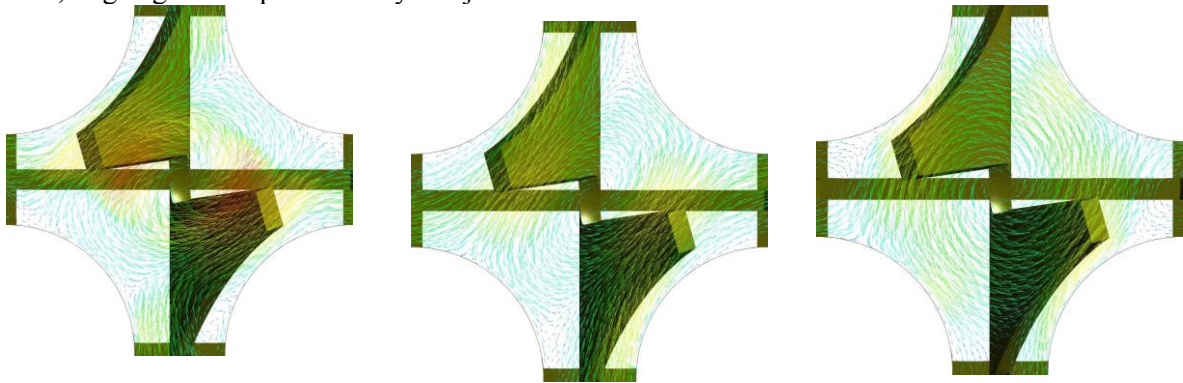
3.3. Áramláseloszlás a keverőlapáttal ellátott üzemanyagkötegekben

A nyomottvizes reaktorban a megfelelő hőelvonás a felületről a fűtőelem-kötegből a hőmérsékleti határok és biztonság szempontjából fontos. Az üzemanyagpálcákat tartó távtartórács az üzemanyagkötegekben keverő lapátokkal van felszerelve, amelyek szerepet játszanak a hőátadás javításában a fűtőelemek forró felszínénél, mivel turbulenciát fokozó eszközök.



5. ábra. Áramlási mintázat az üzemanyag-köteg belsejében (osztott típusú távtartó rács) [13].

Az örvényáramlás javítja a hőelvezetést az üzemanyagrúd felületén a forró víz keveredésével a fűtőelemek közelében, míg a keresztáramlás hozzájárul az alcsatorna közepén lévő hideg vízzel történő hőcserét javítja. Míg a keresztáramlás hozzájárul az alcsatornák forró tetőzésének mérsékléséhez az entalpiacsere révén [13]. Az 5. ábrán látható az az áramlási mintázatot generáló keverőlapátokkal ellátott távtartó rács, amely jelentősen megnövekedett helyi turbulenciaszintet okozhat az alcsatornában. A keverőlapát geometriája és elrendezése fontos tényezők, amelyek meghatározzák a keverés teljesítményét. A 6. ábra a sebességvektor változását mutatja be keverővel ellátott rács különböző keresztmetszeti síkjaiban. A keverőlapát csúcsában az alcsatorna középpontjában egy nagy elliptikus örvény keletkezett és két kisebb, másodlagos örvény a perifériás régióban. Tovább haladva a keresztmetszeti síkokon az ellipszis nagy tengelye az alcsatorna közepén körülbelül 45°-kal elfordult az óramutató járásával ellentétes irányba és a két másodlagos örvény eltűnt, míg végül a központi örvény alakja közel kör alakúra változott.



6. ábra. Áramlási mintázat az alcsatornában a különböző keresztmetszeti síkokban (osztott típusú távtartó rács) [13].

Az alcsatorna alatti áramlások előrejelzése, még az izotermikus állapotban is, nagyon nehéz. Általában az alcsatorna áramlási analízis kódok, mint például a COBRA vagy a VIPRE az áramlás és az entalpia eloszlásának előrejelzésére használták az üzemanyag-kötegekben belül. Ezek a kódok azonban geometriai függő keverési tényezőkre támaszkodnak és empirikus korrelációkkal határolják le az irányadó egyenleteket. Az alcsatornákra vonatkozó CFD-szoftverek előnye, hogy áramlási előrejelzések esetén az empirikus összefüggésekre támaszkodnak. Ezért a CFD eredmények szélesebb körben alkalmazhatók a turbulens struktúrák alapvető jellemzőinek meghatározására a távtartó rács után.

A CFD-kódok atomerőművi tervezésre való alkalmazásával kapcsolatos koordinált kutatási projekt (CRP = Coordinated Research Project) referencia-szimulációjának részeként a csavart osztású keverőlapátokkal ellátott üzemanyag-kötegen belüli áramláseloszlás vizsgálata érdekében szimulációkat végeztek a kereskedelmi forgalomban kapható CFD-programmal.

4. Összefoglalás

Az elméleti kutatás során átfogó vizsgálat alá kerültek a különböző hőátvitel fokozási módszerek a különböző energiatermelő egységekben. A technikai összefoglalás alapján lehetőség adódik megvizsgálni az alkalmazási eseteket a nukleáris fűtőelem rúd kötegeknél. A hőátvitel fokozása jelenlegi technológiai lehetőségek szerint elemzésre kerültek, külön kitérve a háromdimenziós felületi

struktúrák alkalmazási lehetőségeire. A vizsgálatok kiterjednek a rúdkegek tervezése során alkalmazható megoldásokra, illetve a különböző jogszabályok vonatkozó alkalmazására. A rúdkegeknél történő vizsgálatok kiemelten fontosak a biztonság és energetikai hatékonyság kérdésköre kapcsán. Az alkalmazási korlátok alapján jól látható, hogy a felületi struktúrák, illetve különböző áramlásrendező elemek beépítése jelenti a jövő fejlődési irányait.

A különböző eljárások jó alapot nyújtanak a további alkalmazási lehetőségekhez (nukleáris fűtőelem rúdkegeknél). Fontos szempont volt az elemzések során megvizsgálni, hogy milyen tervezési alapelveket kell alkalmazni a rúdkegek tervezésénél, illetve milyen jogszabályok vonatkoznak az alkalmazott technológiákra. A hőátviteli fokozási lehetőségek adottak a jelenlegi technológiai fejlettség mellett. A közlemény külön foglalkozik a különböző áramlást módosító eljárásokkal, így biztosítva a jobb hőátvitel kialakítását. Külön kiemelendő, hogy a háromdimenziós felületi struktúrák között kell említeni a felületi érdességet is. Idővel a nukleáris rúdkegeknél megjelenhetnek a károsodás különböző formái, amely elváltozások a felületi érdesség és felületi textúra megváltozásához vezetnek. A felületi érdesség sok esetben negatív hatással van hőátvitel fokozására.

Irodalom

- [1] A. Tikadar, U. Najeeb, T. C. Paul, S. K. Oudah, A. S. Salman, A. M. Abir, L. A. Carrilho, and J. A. Khan, "Numerical investigation of heat transfer and pressure drop in nuclear fuel rod with three-dimensional surface roughness," *International Journal of Heat and Mass Transfer*, vol. 126, pp. 493–507, Nov. 2018, doi: doi.org/10.1016/j.ijheatmasstransfer.2018.05.141.
- [2] J. Wang, J. Yang, J. Gong, C. Zhao, and K. Hooman, "A designed wall roughness approach to improve turbulent heat transfer to supercritical CO₂ flowing in horizontal tubes," *The Journal of Supercritical Fluids*, vol. 190, p. 105738, Nov. 2022, doi: 10.1016/j.supflu.2022.105738.
- [3] A. S. Salman, N. M. Abdulrazzaq, A. Tikadar, S. K. Oudah, and J. A. Khan, "Parametric study of heat transfer characteristics of enhanced surfaces in a spray cooling system: An experimental investigation," *Applied Thermal Engineering*, vol. 183, p. 115824, Jan. 2021, doi: 10.1016/j.applthermaleng.2020.115824.
- [4] M. Yu. Egorov, "Methods of Heat-Exchange Intensification in NPP Equipment," *Atomic Energy*, vol. 124, no. 6, pp. 403–407, Oct. 2018, doi: 10.1007/s10512-018-0430-5.
- [5] N. D. Agafonova M. Yu. Egorov, V. V. Sergeev, M. A. Gotovskii, P. A. Kruglikov, M. E. Lebedev, A. V. Sudakov, E. D. Fedorovich, and B. S. Fokin, "Heat-and-Mass Transfer Intensification in Saturated-Steam Generators in NPP with VVER as a Means for Increasing Efficiency and Reliability," *Atomic Energy*, vol. 123, no. 3, pp. 154–158, Jan. 2018, doi: 10.1007/s10512-018-0317-5.
- [6] V. G. Krapivtsev, P. V. Markov, and V. I. Solonin, "Flow and heat transfer in fuel rod bundles of water-cooled reactors with modified cell-type spacer grids," *Nuclear Energy and Technology*, vol. 1, no. 2, pp. 153–157, Oct. 2015, doi: 10.1016/j.nucet.2016.01.009.
- [7] NS-G, IAEA "Safety Standard No. 1.12: Design of the Reactor Core for Nuclear Power Plants." *Safety Guide, IAEA, VIENNA*, 2005.
- [8] R. B. Rebak, K. A. Terrani, W. P. Gassmann, J. B. Williams, and K. L. Ledford, "Improving Nuclear Power Plant Safety with FeCrAl Alloy Fuel Cladding," *MRS Advances*, vol. 2, no. 21–22, pp. 1217–1224, 2017, doi: 10.1557/adv.2017.5.
- [9] A. Geete and R. Pathak, "Effect of surface roughness on the performance of heat exchanger," *SN Applied Sciences*, vol. 1, no. 8, Jul. 2019, doi: 10.1007/s42452-019-0954-x.

- [10] F. de Crécy and J.M. Veteau, “ROD BUNDLES, HEAT TRANSFER IN,” *Begellhouse eBooks*, Jun. 2011, https://doi.org/10.1615/atoz.r.rod_bundles_heat_transfer_in
- [11] L. Tong and J. Weisman, *Thermal Analysis of Pressurized Water Reactors*. Amer Nuclear Society, 1979.
- [12] P. Diller, N. Todreas, and P. Hejzlar, “Thermal-hydraulic analysis for wire-wrapped PWR cores,” *Nuclear Engineering and Design*, vol. 239, no. 8, pp. 1461–1470, Aug. 2009, doi: 10.1016/j.nucengdes.2009.01.015.
- [13] G.-H. Lee, “Review of audit calculation activities on the applicability of CFD software to nuclear safety problems,” *MATEC Web of Conferences*, vol. 240, 2018, Art. no. 05016, doi: 10.1051/mateconf/201824005016.

A. Függelék

**A 2023-as esztendő legfontosabb intézeti és
Intézethez kötődő eseményei**

Időpont	Esemény
Január 26.	Az Európai Hegesztési Szövetség (EWF) által kidolgozott tanterv szerint lezajlott képzés után kiemelt ellenállás-hegesztő és ellenállás-hegesztő specialisták szereztek európai szinten elismert oklevelet . A tanfolyamra az ellenállás-hegesztésre és a robottechnikára specializálódott Rewerob Solutions Kft. (Cegléd) közreműködésével került sor, a képzés szervezésére a jogosultságot a Magyar Hegesztéstechnikai és Anyagvizsgálati Egyesülés (MHtE) biztosította.
Január 30.	Dr. Gáspár Marcell egyetemi docens és Sahm Alden Abd Al Al PhD hallgató részt vett a Digital Training for European Welding Inspectors (D-EWI) Erasmus+ KA2 projekt ülésén , Madridban (Spanyolország), amelynek a Spanyol Hegesztési Intézet (CESOL) adott otthont.
Január 30-31.	Dr. Meilinger Ákos előadást tartott az IIW C-III bizottság (Resistance Welding, Solid State Welding and Allied Joining Process) online formában megrendezésre került évközi ülésén .
Január 31.	Gépészmérnöki BSc anyagtechnológiai specializáción és gépészmérnöki MSC anyagtechnológiai és hegesztéstechnológiai specializáción végzett hallgatók záróvizsgálója az intézeti könyvtárban.
Február 15.	Egyetemi oktatói-kutatói értekezlet .
Február 23.	Intézeti oktatói-kutatói értekezlet .
Február 24.	A nemzetközi hegesztő szakirányú továbbképzési szak (EWE/IWE) 28. évfolyamának képzés nyitó rendezvénye.
Március 6-8.	Kovács Judit PhD hallgató részt vett és előadást tartott az IIW C-IX bizottság (Behaviour of Metals Subjected to Welding) évközi ülésén , Münchenben (Németország).
Március 10.	Dr. Lukács János egyetemi tanár részt vett és előadást tartott a „ Hungarian-Korean-Japanese joint seminar on design, fabrication, and maintenance of welded steel structures ” című, online formában megtartott rendezvényen.
Március 23.	Dr. Raghawendra Pratap Singh Sisodia egyetemi docens meghívást kapott és részt vett Budapesten, a „ Globális kérdések és India G20 elnöksége ” című rendezvényen, amelyet a budapesti Indiai Nagykövetség és a Külgazdasági és Külügyi Intézet szervezett.
Március 31.	Dr. Lukács János egyetemi tanár és Nagy Nóra tanársegéd részt vett és előadásokat tartott a Szegeden, a Szegedi Tudományegyetem Mérnöki Karán megrendezett „ Műszaki, technológiai és gazdasági kihívások a 21. században ” című konferencián .

Időpont	Esemény
Április 4.	<p>Dékáni Dicséret Kiváló Dolgozó elismerést vett át Petrovics András technikus, laboráns, akinek „az oktatás és a hallgatói öntevékeny kör hegesztési gyakorlatain nyújtott támogatása nagyban hozzájárul a hallgatók gyakorlat orientált szemléletének a kialakításához.”</p>
Április 19-21.	<p>36. OTDK Műszaki szekciója (Baja)</p> <p>Fülöp Fruzsina <i>Hidegalakító szerszámacél különböző összetételű, PVD és PACVD eljárással készült kerámia bevonatrendszerének összehasonlító tribológiai vizsgálata</i> című munkájával első díjat nyert, Kókai Ákos <i>Levente Oxidációs mechanizmus vizsgálata termikus plazmaszórás során</i> című dolgozatát pedig különdíjjal jutalmazta a zsűri. Dolgozataikat mindketten MSc hallgatóként készítették, témavezetőjük Dr. Marosné Dr. Berkes Mária egyetemi tanár volt, Fülöp Fruzsina munkáját – ipari konzulensként – Széll Attila (TS Hungary, Budapest) támogatta.</p> <p>Fülöp Fruzsina és Kiss Roberta Barbara <i>Felületkezelések hatásának vizsgálata műanyagfröccsöntő szerszámok karcállóságára</i> címmel (témavezetők: Dr. Marosné Dr. Berkes Mária egyetemi tanár Nagy Nóra tanársegéd), Fehér Daniella <i>AlSi7 ötvözet alakíthatóságának vizsgálata melegítő vizsgálattal</i> címmel (témavezető: Dr. Kuzsella László egyetemi docens), továbbá Fülöp Fruzsina és Pusta Jalalova <i>Korszerű kerámia bevonatos szerszámacélok tribológiai vizsgálata</i> címmel (témavezető: Dr. Marosné Dr. Berkes Mária egyetemi tanár) mutatott be TDK dolgozatot egy-egy tagozatban. A dolgozatokat Fülöp Fruzsina és Pusta Jalalova MSc, Fehér Daniella és Kiss Roberta Barbara BSc tanulmányi alatt készítette.</p> <p>Dr. Gáspár Marcell egyetemi docens és Dr. Lukács János egyetemi tanár elnökként, Dr. Lukács Zsolt egyetemi docens tagként vett részt egy-egy tagozat zsűrijének a munkájában.</p>
Április 29.	<p>Dr. Raghawendra Pratap Singh Sisodia egyetemi docens alumniként részt vett Budapesten, a Hallgatói Önkormányzatok Országos Konferenciája (HÖOK) által létrehozott „Stipendium Hungaricum Mentorhálózat” ötéves jubileumi rendezvényén tartott kerekasztal-beszélgetésen.</p>
Május 15-19.	<p>Dr. Adam Grajcar a Silesian University of Technology (Gliwice, Lengyelország) professzora az Erasmus+ program keretében látogatást tett a Miskolci Egyetemen, találkozott a Kar és az Intézet vezetőivel, valamint előadást tartott az intézeti könyvtárban. Az előadás címe: <i>Physical simulation of thermomechanical processing, hot stamping and welding of advanced high strength multiphase steels.</i></p>

Időpont	Esemény
Május 17.	Dr. Gáspár Marcell egyetemi docens, Dr. Kovács Péter Zoltán egyetemi docens, Dr. Molnár András címzetes egyetemi docens, Dr. Raghawendra Pratap Singh Sisodia egyetemi docens, Sahm Alden Abd Al Al PhD hallgató és Dr. Török Imre címzetes egyetemi tanár részt vett Budapesten, a „ 10 éves a Magyar Hegesztési Egyesület ” című ünnepi rendezvényen és az „ Ipar Napjai Szakkiállítás on”. A szakkiállítást a nemzetközi hegesztő szakirányú továbbképzési szak (EWE/IWE) hallgatói is megtekintették.
Június 19-22.	Lucas Alexander De Carvalho PhD hallgató, Jemal Ebrahim Dessie PhD hallgató és Dr. Lukács Zsolt egyetemi docens részt vett és előadást tartott az International Deep Drawing Research Group által szervezett „ IDDRG2023 konferencián ”, Lulea-ban (Svédország).
Június 20.	A doktori (PhD) képzés keretében sikeres komplex vizsgát tett Sahm Alden Abd Al Al PhD hallgató (témavezető: Dr. Gáspár Marcell egyetemi docens, társ-témavezető: Dr. Meilinger Ákos egyetemi docens), Fülöp Fruzsina PhD hallgató (témavezető: Dr. Marosné Dr. Berkes Máris egyetemi tanár) és Pusta Jalalova PhD hallgató (témavezető: Dr. Marosné Dr. Berkes Máris egyetemi tanár) a Sályi István Gépészeti Tudományok Doktori Iskolában.
Június 21.	Gépészmérnöki BSc anyagtechnológiai specializáción és gépészmérnöki MSC anyagtechnológiai és hegesztéstechnológiai specializáción végzett hallgatók záróvizsgálja az intézeti könyvtárban.
Június 22.	Dr. Gáspár Marcell egyetemi docens habilitációs előadásai , MS Teams platformon. A tudományos kollokvium témája: <i>A nagyszilárdságú acélok hegesztett kötéseinek hőhatásövezetében végbemenő szívósságcsökkenés elemzése fizikai szimulációval / Analysis of toughness degradation 201nt he heat-affected zone of welded joints of high tensile steels by physical simulation</i> ; a tantárgyi előadás témája: <i>A huzalelektródás védőgázos ívhegesztés és korszerű eljárásváltozatai</i> .
Június 28.	Az egyetemi diplomaátadó ünnepséget megelőző napon, Dr. David Porter a University of Oulu (Oulu, Finnország) professzor emeritusa díszdoktori előadást tartott az egyetemi Fintelligence teremben. Előadásának címe: <i>Carbon Diffusion Phenomena during the Transformation of Austenite to Lath Martensite</i> .

Időpont	Esemény
Június 29.	<p>Egyetemi diplomaátadó ünnepség</p> <p>Az Anyagszerkeztani és Anyagtechnológiai Intézet javaslatára és a Gépészmérnöki és Informatikai Kar előterjesztésére, doctor honoris causa (Dr. h. c.) címet vett át Dr. David Porter, a University of Oulu (Oulu, Finnország) professzor emeritusa.</p> <p>Habilitációs oklevelet vett át Dr. Gáspár Marcell egyetemi docens.</p> <p>Nemzetközi hallgatói nagykövet (International Student Ambassador – ISA) kinevezést vett át a jordániai származású Sahm Alden Abd Al Al PhD hallgató.</p>
Július 6.	Intézeti tanévzáró értekezlet a Miskolci Egyetemi Sportcentrumában.
Július 8.	A Gépészmérnöki és Informatikai Kar által szervezett évfolyamtalálkozó ünnepségen aranyokleveles gépészmérnök oklevelet vett át Dr. Székely Ferenc ny. egyetemi adjunktus.
Július 16-21.	Dr. Gáspár Marcell egyetemi docens, Kovács Judit PhD hallgató, Dr. Lukács János egyetemi tanár és Dr. Raghawendra Pratap Singh Sisodia egyetemi docens részt vett, dokumentumokat mutatott be és előadásokat tartott Szingapúrban, a Nemzetközi Hegesztési Intézet (IIW – International Institute of Welding) 76. Éves Közgyűlésén és Nemzetközi Konferenciáján („ 76th Annual Assembly and International Conference ”).
Augusztus 24-25.	Ahmad Yasser Dakhel, Kovács Judit és Pap Ádám PhD hallgatók részt vettek a Hegesztési Nyári Egyetemen , Pécsen, amelyre a Magyar Hegesztési Egyesület, a Pécsi Tudományegyetem Műszaki és Informatikai Kara, valamint a Baranya Megyei Szakképzési Centrum Zípernowszky Károly Műszaki Technikum együttműködésében került sor.
Szeptember 7.	Intézeti oktatói-kutatói értekezlet .
Szeptember 8.	A Gépészmérnöki és Informatikai Kar Kari Érem kitüntetését vette át Cserjésné Sutyák Ágnes ny. mesteroktató, „több mint két évtizeden keresztül végzett magas szintű és elkötelezett oktatási tevékenysége elismeréséért”.
Szeptember 11.	<p>Egyetemi évnyitó ünnepség</p> <p>Az Anyagszerkeztani és Anyagtechnológiai Intézet javaslatára és a Gépészmérnöki és Informatikai Kar előterjesztésére, doctor honoris causa (Dr. h. c.) címet vett át Dr. Gerald Wilhelm, a Munich University of Applied Sciences (München, Németország) professzora.</p>

Időpont	Esemény
Szeptember 15.	„Az oktatás digitális átalakítása a Miskolci Egyetemen” című projekt (RRF-2.1.2-21-2022-0001) „Felsőoktatási képzések gyakorlatorientált képzés- és tartalomfejlesztése” című alprojektje pedagógiai érzékenyítő tréningjének kari blokkja. Téma: „a Z-generációs sajátosságok megismerése, korszerű, a Z-generációs hallgatók igényeihez illeszkedő pedagógiai módszerek”.
Szeptember 20.	Dr. Lukács János egyetemi tanár felkért előadóként részt vett és előadást tartott Budapesten, az „MTS vevői nap” című rendezvényen.
Szeptember 22.	Dr. Gáspár Marcell egyetemi docens és Sahm Alden Abd Al Al PhD hallgató részt vett a Digital Training for European Welding Inspectors (D-EWI) Erasmus+ KA2 projekt záró ülésén, Genovában (Olaszország), amelynek az Olasz Hegesztési Intézet (IIS) és a Nemzetközi Hegesztési Intézet (IIW) adott otthont.
Szeptember 25. – október 3.	Fodorné Cserépi Mariann tanársegéd, Kovács Judit PhD hallgató és Pap Ádám PhD hallgató részt vett a Digital Training for European Welding Inspectors (D-EWI) Erasmus+ KA2 projekt európai hegesztési gyártás-ellenőri továbbképzésén, Genovában (Olaszország).
Szeptember 27.	Az Anyagszerkezet-tani és Anyagtechnológiai Intézet Korszerű ívhegesztési laboratóriumának átadása, amely a Munich University of Applied Sciences (München, Németország), a Fronius GmbH (Pettenbach (Ausztria) / Kecskemét) és a Froweld Kft. (Gyál) támogatásának köszönhetően jött létre.
Október 1.	Megkezdődött a „FLUMEN Projekt – A hidrogén bekeverését lehetővé tevő fejlesztések a földgázszállító rendszeren – II. fázis” című, három éves projekt megvalósítása, amelyben a „Vezetékdinamikus” stream egyetemi vezetését Dr. Lukács János egyetemi tanár, a „Gázátadó állomás” stream intézeti vezetését pedig Dr. Gáspár Marcell egyetemi docens látja el. A „Gázátadó állomás” stream egyetemi vezetője Dr. Szunyog István egyetemi docens (Műszaki Föld- és Környezettudományi Kar, Bányászat és Energia Intézet).
Október 5.	Magyar Hegesztéstechnikai és Anyagvizsgálati Egyesülés megbízásából, az MHE/ANB audit programja programja szerint, Dr. Lukács János egyetemi tanár vezető auditorként, Dr. Gáspár Marcell egyetemi docens auditorként elvégezte a Budapesti Műszaki és Gazdaságtudományi Egyetem International Welded Structures Designer (IWSD) képzésének auditját.
Október 5-6.	Dr. Gáspár Marcell egyetemi docens és Dr. Lukács János egyetemi tanár felkért előadókként részt vett és előadásokat tartott Visegrádon, a „Hegesztési Felelősök XXIV. Országos Tanácskozása” című rendezvényen.

Időpont	Esemény
Október 8-10.	Dr. Lukács Zsolt egyetemi docens részt vett és előadást tartott az „ OATK2023 konferencián ” (XIV. Országos Anyagtudományi Konferencia), Balatonalmádiban.
Október 10-11.	Dr. Lukács János egyetemi tanár, Dr. Zygmunt Mikno (Łukasiewicz – Upper Silesian Institute of Technology – The Welding Centre, Gliwice) meghívására részt vett és előadást tartott a „5. Międzynarodowe Seminarium pt. Postępi innowacje technologii zgrzewania oraz technik alternatywnych” / „ 5th International Seminar on Advances and Innovations in Welding Technology and Alternative Techniques ” rendezvényen, Katowicében (Lengyelország).
Október 13.	A „ FLUMEN Projekt – A hidrogén bekeverését lehetővé tevő fejlesztések a földgázszállító rendszeren – II. fázis ” című projekt nyitó ülése a Miskolci Egyetemen.
Október 16.	A II. Syrius Országos Fémipari Szakember Versenyen a Madarász Nándor hegesztő szakmérnök (EWE/IWE) hallgató és Sahm Alden Abd Al Al PhD hallgató alkotta intézeti csapat harmadik helyezést ért el, Madarász Nándor teljesítményét pedig különdíjjal is jutalmazta a zsűri.
Október 20.	„ Az oktatás digitális átalakítása a Miskolci Egyetemen ” című projekt (RRF-2.1.2-21-2022-0001) „ Felsőoktatási képzések gyakorlatorientált képzés- és tartalomfejlesztése ” című alprojektje pedagógiai érzékenyítő tréningjének intézeti blokkja.
Október 27.	Kari összdolgozói és összoktatói-kutatói értekezletek .
November	Dr. Adam Skowronek a Silesian University of Technology (Gliwice, Lengyelország) kutatója a Visegrad Post Master's Scholarship Programme keretében két hetes látogatást tett az Intézetben és előadást tartott az intézeti könyvtárban. Az előadás címe: <i>Heat treatment and the resulting mechanical properties of modern medium-Mn steels</i> .
November 6.	Dr. Lukács János egyetemi tanár felkért előadóként részt vett és előadást tartott Dunaújvárosban, a Dunaújvárosi Egyetem „ Tudományos Hét 2023 ” című rendezvényének plenáris ülésén.
November 9.	„ Fiatalok a tudományért ” című tudománynapi rendezvény az MTA Miskolci Területi Bizottság (MAB) Gépészeti és Informatikai Szakbizottsága Anyag- és Gyártástechnológiai Munkabizottságának (AGyM) szervezésében. Intézeti előadók: Sahm Alden Abd Al Al, Ahmad Yasser Dakhel, Jemal Ebrahim Dessie, Abdulhakim Shukurea, Terdik Gábor (Verarbeiten Pausits Kft.) PhD hallgatók és Kovács Judit tudományos segédmunkatárs.

Időpont	Esemény
November 9-10.	Sahm Alden Abd Al Al, Abdulhakim Shukurea és Terdik Gábor (Verarbeiten Pausits Kft.) PhD hallgatók részt vettek és előadásokat tartottak a Temesváron (Románia) megtartott "Innovative Technologies for Joining Advanced Materials" elnevezésű TIMA23 konferencián.
November 16.	Az Óbudai Egyetem (Bánki Donát Főiskola) Anyagtechnológiai Intézeti Tanszéke alapításának 60. évfordulóján megtartott ünnepségen részt vett és előadást tartott Dr. Lukács Zsolt, egyetemi docens, intézetigazgató.
December 5.	A „FLUMEN Projekt – A hidrogén bekeverését lehetővé tevő fejlesztések a földgázszállító rendszeren – II. fázis” című projekt online plenáris ülése .
December 12.	A Digital Training for European Welding Inspectors (D-EWI) Erasmus+ KA2 projekt záró rendezvénye Budapesten.
December 20.	Intézeti évváró értekezlet az intézeti könyvtárban és az A/4. épületben lévő intézeti tantermekben.



<https://d-ewiproject.eu/index.html>



Európai Hegesztési Gyártásellenőri Digitális Képzés

Az oktatói képességek javítását, valamint digitális tananyagok kidolgozását a hegesztési ellenőrzések területén végzett tanítás és tanulás támogatására.

A **D-EWI** rövidítésű, "**Digital training for European Welding Inspectors**" címet viselő projekt célja, hogy egy innovatív digitális képzést nyújtson a napi munkájuk mellett a képzésen résztvevő szakemberek részére. Nyílt hozzáférésű digitális oktatási anyagok készülnek, amelyeket innovatív digitális tanítási és tanulási technológiák bevezetésének támogatására használnak fel a hegesztési gyártásellenőri képzések területén.

KONKRÉT CÉLKITŰZÉSEK:



Az e-learning gyakorlatok nemzetközi szabványosításának megvalósítása és az oktatói képességek fejlesztése a digitális eszközök alkalmazása és bevezetése területén a hegesztéssel kapcsolatos gyakorlatok innovációjának előmozdítása érdekében;



A meglévő tantervek adaptálása a tanulási eredményeken (LO) alapuló innovatív tantervek létrehozására az EU Képesítési Keretrendszer (EQF) szintjeihez való illeszkedés érdekében, valamint az ECVET-pontok bevezetése.



Innovatív e-learning tananyagok fejlesztése a kulcskompetenciák szintjének javítása érdekében a hegesztési ellenőrzésekben.



Időtartam: 2022. Január – 2024. Január

Projekt azonosítószám 2021-1-R001-KA220-VET-000028175

KI A CÉLCSOPORT?



A projekt célcsoportja a hegesztés és rokon technológiák terület szakemberei, felsőoktatási oktatók, valamint szakoktatók minden képzési szinten.

VÁRHATÓ HATÁSOK:



A digitális eszközök nyújtotta lehetőségek és előnyök a jövő kapacitásépítéséhez kapcsolhatók:

- Az oktatók hegesztési ellenőrzéssel kapcsolatos tudásának és készségeinek fejlesztése;
- Megalapozott gyakorlati tudás megszerzése a digitális oktatás területén;
- Fejleszteni az oktatók és a szakoktatók készségeit a digitális e-tanulási eszközök bevezetésében és alkalmazásában;
- Digitális e-learning képzés nyújtása európai/nemzetközi szinten elismert hegesztési gyártásellenőrök részére.

KIK VESZNEK RÉSZT A PROJEKTBEN?



B. Függelék

**Korszerű ívhegesztési laboratórium átadó ünnepség
és szakmai rendezvény**

KÖSZÖNTŐ

Dr. Lukács Zsolt, egyetemi docens, intézetigazgató
Miskolci Egyetem

Tisztelt Rektor Asszony, Tisztelt Dékán Úr, Tisztelt Professor Urak, Kedves Vendégeink, Kedves Kollégák,

az Anyagszerkeztani és Anyagtechnológiai Intézet jelenlegi vezetőjeként nekem jutott az a megtisztelő feladat, hogy házigazdaként köszöntsem Önöket Korszerű ívhegesztési laboratóriumunk átadó ünnepségén.

Elsőként engedjék meg, hogy megköszönjem, hogy jelenlétükkel megtisztelik rendezvényünket.

Kitüntetett tisztelettel köszöntöm Professor Gerald Wilhelm urat, akinek jelentős szerepe van abban, hogy most ezen az ünnepi rendezvényen részt vehetünk.

Az itt ülők többségének talán nem újdonság, hogy Intézetünk, Tanszékünk az Egyetem Miskolcra érkezése óta műveli, oktatja, többek között a hegesztés tudományterületét is. Sokan a már itt Miskolcon végzett mérnökök közül csatlakozva Intézetünk mindenkori kollektívájához hazai- és nemzetközi szinten is kiemelkedő kutatási tevékenységükkel tovább fejlesztették intézetünk hegesztési területét. Röviden, magasan van a léc a jelenleg ezen a területen oktató-kutató kollégáim előtt.

A műszaki tudományok folyamatos fejlődése, nem kerülhette el a hegesztés területét sem. Az új anyagok és technológiák megjelenése magával hozta, hogy ezen új ismeretekkel fejleszteni kell az örökölt ismeretanyagot. Az elmélyült elméleti tudás mellett a terület megköveteli a naprakész gyakorlati ismereteket is, ami elképzelhetetlen modern laborkörnyezet nélkül. A mindenkori Intézeti vezetés a saját mozgásterén belül mindig próbálta azon eszközök, hegesztő berendezések műhelycsarnokunkba telepítését elérni, amivel naprakész gyakorlati ismeretekkel rendelkező mérnökök hagyhatták el Egyetemünket a végzésük után.

Intézetünkben 1961 óta folyik hegesztő szakmérnöki képzés, mely idővel nemzetközi hegesztő szakmérnöki képzéssé alakult. Ezt követően már nem csak a magunk elé állított oktatási minőség miatt, hanem a Nemzetközi Hegesztési Szervezet előírásainak betartása miatt is fontossá vált a gyakorlati eszközpark folyamatos fejlesztése.

Ebben most egy hatalmas előrelépés, hogy a müncheni egyetemen oktató Wilhelm professzor kezdeményezésére az Egyetemünkre kerülhettek a ma átadására kerülő korszerű eszközök. Ezért szeretném ezen rendezvényen is megköszönni Wilhelm professzor segítségét.

Továbbá szeretném megköszönni a Miskolci Egyetem vezetésének is, hogy az ötlet felmerülése óta folyamatos támogatásukról biztosította Intézetünket.

Végül, de nem utolsó sorban, köszönet illeti az intézet szinte teljes kollektíváját és azokat a külső és Egyetemen belüli szakmai partnereket, akik a raklapok megérkezése óta fáradhatatlanul azon dolgoztak, hogy ez a megnyitó ünnepség ma létrejöhetett.

Engedjék meg, hogy név szerint is kiemeljem és köszönetet mondjak Gáspár Marcell intézeti vezető társamnak, aki sokszor a kollégáim hitetlenkedése mellett is hitt abban, hogy 2023. szeptember 27-én megnyitó ünnepséget tarthatunk.

És végezetül engedjenek meg egy személyes gondolatot. Véleményem szerint, aki ma labormegnyitó ünnepséget tart az nem a mában, hanem a jövőben gondolkodik. Kedves fiatal kollégáim ma ismét magasabb lett a lécz. Remélem ezzel a ma átadott korszerű laborkörnyezettel támogatva, könnyebb lesz emelni rajta.

Köszönöm, hogy meghallgattak.

Elhangzott 2023. szeptember 27-én, a „Korszerű ívhegesztési laboratórium átadó ünnepség és szakmai rendezvény” megnyitó ülésén



Prof. Dr. Siménfalvi Zoltán, Gépészmérnöki és Informatikai Kar dékánja (balra); Dr. Lukács Zsolt, az Anyagszerkeztani és Anyagtechnológiai Intézet igazgatója; Kovács József, cégvezető, Froweld Kft. (takarva); Dr. Gáti József, a Magyar Hegesztési Egyesület (MAHEG) elnöke (jobbra).

GREETING

Prof. Dr. Gerald Wilhelm
University of Applied Sciences of Munich

Your Excellencies, distinguished faculty members, esteemed guests, Ladies and Gentlemen, dear students,

I want to welcome you to celebrate the opening of the Lab of Advanced Construction metals and Arc processes.

It is a joint lab of the University of Miskolc and the University of Applied Sciences of Munich. It is coordinated by a Hungarian-German team and it is supposed to be operated by a binational team of Bachelor-, Master-, and PhD students.

First I would like to express my gratitude to the staff of the University of Miskolc who was involved in building up the lab in particular Dr. habil. Marcell Gaspar, Mr. Sahm Alden and Dr. Akos Meilinger as well as to the companies that support this lab. In this context I say a special thank you to Froweld Kft, Fronius, OTC Daihen Europe GmbH, Kemper GmbH, Abicor Binzel GmbH, Nippon Gases Germany GmbH, and Messer Gas Hungary Kft.

We are looking forward to implementing R&D activities including PhD thesis on a high scientific level as well as industrial driven projects. Furthermore we intend to develop advanced teaching methods by using digital training tools. As engineering science is related to practical applications it is necessary to be embedded in an industrial environment to understand upcoming technical challenges and customer needs. Especially with respect to the fact the weldability of a product depends on multiple parameters such as metallurgical aspects, the construction, the welding process, the level of automation, etc., the combination of theoretical knowledge and practical experience increases the capability to efficiently develop new technical solutions and applications.

Universities benefit from the practical experiences of the industry and vice versa our industrial partners benefit from our ability to deal with complex technological tasks. It is a win-win situation. Beside that this lab is supposed to function as a basis for a transboundary collaboration of young people on a European level.

Today we would like to show you the results of our first efforts. We are looking forward to presenting you the opportunities the lab offers. In addition we want to point out potential areas of cooperation to realize technological solutions that meet customer needs.

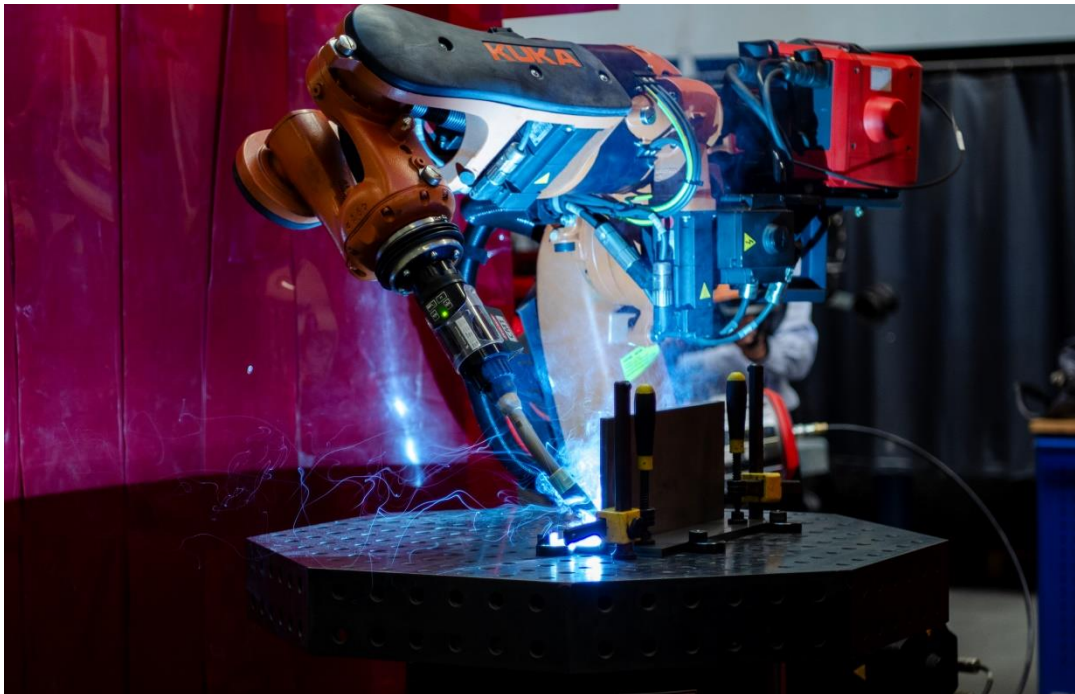
Furthermore we invite you to participate in some lectures and fruitful discussions.

Thank you for taking your time and have a nice and interesting day.

Elhangzott 2023. szeptember 27-én, a „Korszerű ívhegesztési laboratórium átadó ünnepség és szakmai rendezvény” megnyitó ülésén



Prof. Dr. Horváth Zita, a Miskolci Egyetem rektora; Prof. Dr. Gerald Wilhelm, University of Applied Sciences of Munich; Kovács József, cégvezető, Froweld Kft.



Munkában az új ívhegesztő laboratórium Kuka hegesztőrobotja.

