



DUNAÚJVÁROSI EGYETEM
UNIVERSITY OF DUNAÚJVÁROS



MAHEG

10
ÉVES



XXXII. Nemzetközi Hegesztési Konferencia Dunaújvárosi Egyetem

2024. 06. 06 - 08.

XXXII. Nemzetközi Hegesztési Konferencia 2024. június 6-8.

Szerkesztette: Dr. Gáti József, Dr. Gáspár Marcell
Nyomdai előkészítés: Kuti János
Felelős kiadó: Magyar Hegesztési Egyesület
Dr. Gáti József elnök

ISBN 978-615-6260-02-4

A KONFERENCIA ELNÖKE

Dr. Gáti József, a MAHEG elnöke

A KONFERENCIA TÁRSELNÖKEI

Gayer Béla, az MHE igazgatója

Prof. Dr. Trampus Péter, a MAROVISZ elnöke

Aszman Ferenc, a MAGÉSZ elnöke

Dr. András István, a DUE rektora

PROGRAMBIZOTTSÁG

Elnök: Dr. Gyura László, a MAHEG alelnöke

Tagjai:

Dr. Farkas Attila	Dr. Gáspár Marcell
Dr. Gáti József	Illyi János
Dr. Májlinger Kornél	Dr. Palotás Béla
Dr. Varbai Balázs	Kristóf Csaba
Dr. Kollár Dénes	Dr. Kovács Zsolt
Dr. Pázmán Judit	Dr. Hargitai Hajnalka
Dr. Tóth László	Pammer Dávid
Dr. Szigeti Ferenc	Meiszterics Zoltán

TECHNIKAI és SZERVEZŐBIZOTTSÁG

Elnök: Kuti János a MAHEG főtitkára

Tagjai:

Törköly Tamás
Szabados Ottó
Kovács György
Lama Mkanna
Mészáros Henriette

TÁMOGATÓK

A KONFERENCIA FŐ TÁMOGATÓI



A KONFERENCIA GYAKORLATI BEMUTATÓI



KIÁLLÍTÓK



ELNÖKI KÖSZÖNTŐ



Tisztelettel köszöntöm a XXXII. Nemzetközi Hegesztési Konferencia kiadványának Olvasóit!

Konferenciánk az év kiemelkedő hazai szakmai programja, amely széles együttműködés mellett – a Magyar Hegesztéstechnikai és Anyagvizsgálati Egyesülés, a Magyar Roncsolásmentes Vizsgálati Szövetség, a Magyar Acélszerkezeti Szövetség és a Dunaújvárosi Egyetem közreműködésével – került lebonyolításra.

A kétfévente megrendezésre kerülő rendezvénysorozat idei állomásán az *„Új eredmények a hegesztés és rokon eljárásainak alkalmazásában, a gépesítés és automatizálás, a biztonságos, az egészséget nem veszélyeztető munkavégzés”* témakört helyeztük a konferencia program középpontjába.

A résztvevőknek lehetőségük nyílt kompetens kollégák előadásai során betekintést nyerni a gazdaság szakterületünkhöz kapcsolódó aktuális kérdéseibe, megismerni a legfrissebb szakmai információkat a szekcióülések során. Mindezek mellett gyakorlati bemutatókkal és szakmai kiállítással lehetőséget biztosítottunk az új hegesztési és rokon eljárások valamint technológiák megismerésére is.

Ezúton is köszönöm mindazon kollégák kitartó munkáját, akik tevékenységükkel hozzájárultak a konferencia megszervezéséhez, előkészítéséhez. Köszönöm az előadások szerzői, a szekciók elnökei felkészülését, a társszervezetek, a konferencia bizottságok tagjainak odaadó gondoskodását, és nem utolsósorban a házigazda Dunaújvárosi Egyetemnek a méltó feltételek biztosítását, munkatársainak közreműködését.

A Konferencia alkalmat biztosított arra is, hogy a Magyar Hegesztési Egyesület nagyra értékelve és megbecsülve a hegesztő közösség szolgálatában, fejlődésének elősegítésében, az Egyesület érdekeinek előmozdításában kimagasló, példamutató tevékenységet végző szakembereket elismerésben részesítse. Egyben lehetőség nyílt arra is, hogy átadásra kerüljenek a Rittinger János Szakdolgozat/Diplomafeladat

pályázat legkiválóbb ifjú díjazottjai részére a nyeremények, valamint számukra, és a Tudományos Diákköri Konferenciák nyertesei részére – VIP részvétel mellett – lehetőséget biztosítottunk kutatási eredményeik bemutatására is.

Az előadások követése mellett a tanácskozás lehetőséget biztosított a kötetlen szakmai és baráti beszélgetésekre, új együttműködések, szakmai kapcsolatok kialakítására, valamint a régió gazdasági szereplőinek megismerésére.

Budapest, 2024. december 15.

Dr. Gáti József

TARTALOMJEGYZÉK

Támogatók.....	3
Gáti J. <i>Elnöki köszöntő</i>	4
Nagy B. et al. <i>Kézi lézeres hegesztés gyakorlati tapasztalatai</i>	9
Lakos Sz. et al. <i>Az automatizált hegesztés bevezetésének útvesztői</i>	22
Nagy N. et al. <i>Hidrogénnek kitett P355NH anyagú csővezeték szakaszok körvarratainak viselkedése teljes méretű szerkezeti elemek mechanikai vizsgálatai alapján</i>	37
Simon V. et al. <i>Különböző paraméterek hatása a varratgeometriára kézi lézeres hegesztés esetén</i>	51
Gáspár M. <i>A hőhatásövezet keményedési hajlama szerkezeti acélok ömlesztő hegesztésekor</i>	59
Alden S. <i>A geometriai eltérés hatása a próbatest vizsgálatára MS1400 martenzites acél ellenállás-ponthegesztésénél</i>	67
Gáspár M. et al. <i>A hegesztési hőciklusok varratulajdonságokra gyakorolt hatása 500 MPa folyáshatárú offshore acélnál</i>	88
Stadler R. <i>Polimerek kavaráó dörzshegesztésének rövid áttekintése</i>	95
Pap Á. <i>MS1500 acél hegesztése CMT eljárásváltozattal</i>	103
Mkanna L. et al. <i>Preheating temperature testing on HSS</i>	114
Abankar M. et al. <i>Friction stir welding of laser-powder bed fusion A20X: Microstructure and mechanical properties</i>	127
Kuti J. et al. <i>Nagyszilárdságú - XAR 400 és S960Q acélok termikus vágás hatására kialakult anyagváltozások összehasonlítása</i>	137

TABLE OF CONTENTS

Sponsors.....	3
Gáti J. <i>Elnöki köszöntő</i>	4
Nagy B. et al. <i>Kézi lézeres hegesztés gyakorlati tapasztalatai</i>	9
Lakos Sz. et al. <i>Az automatizált hegesztés bevezetésének útvesztői</i>	22
Nagy N. et al. <i>Hidrogénnek kitett P355NH anyagú csővezeték szakaszok körvarratainak viselkedése teljes méretű szerkezeti elemek mechanikai vizsgálatai alapján</i>	37
Simon V. et al. <i>Különböző paraméterek hatása a varratgeometriára kézi lézeres hegesztés esetén</i>	51
Gáspár M. <i>A hőhatásövezet keményedési hajlama szerkezeti acélok ömlesztő hegesztésekor</i>	59
Alden S. <i>A geometriai eltérés hatása a próbatest vizsgálatára MS1400 martenzites acél ellenállás-ponthegesztésénél</i>	67
Gáspár M. et al. <i>A hegesztési hőciklusok varratulajdonságokra gyakorolt hatása 500 MPa folyáshatárú offshore acélnál</i>	88
Stadler R. <i>Polimerek kavaráó dörzshegesztésének rövid áttekintése</i>	95
Pap Á. <i>MS1500 acél hegesztése CMT eljárásváltozattal</i>	103
Mkanna L. et al. <i>Preheating temperature testing on HSS</i>	114
Abankar M. et al. <i>Friction stir welding of laser-powder bed fusion A20X: Microstructure and mechanical properties</i>	127
Kuti J. et al. <i>Comparisoan of material changes due to thermal cutting of high strength XAR 400 and S960Q steels</i>	137

NÉVMUTATÓ

Abaffy Károly, 51
Abankar Mohammad, 127
De Maddis Manuela, 127
Fábián Enikő Réka, 137
Gáspár Marcell, 59, 67, 88, 103
Gáti József, 3, 9, 137
Gyura László, 51, 137
Horváth Richárd, 95
Javaheri Vahid, 88
Kaijalainen Antti, 88
Kovács Judit, 37, 88
Kovács Tünde, 3
Kuti János, 137
Lakos Szabina, 22
Lombardi Franco, 127
Lukács János, 37
Lunetto Vincenzo, 127
Meilinger Ákos, 103
Mkanna Lama, 114
Nagy Balázs, 3
Nagy Nóra, 37
Pap Ádám, 103
Palotás Béla, 114
Razza Valentino, 127
Sahm Alden Abd Al Al, 67
Sainio Johannes, 88
Simon Virág, 51
Spena Pasquale Russo, 127
Stadler Róbert Gábor, 95
Tervo Henri, 88
Varbai Balázs, 51

KÉZI LÉZERES HEGESZTÉS GYAKORLATI TAPASZTALATAI

PRACTICAL EXPERIENCES OF MANUAL LASER WELDING

Nagy Balázs

Óbudai Egyetem Bánki Donát
Gépész és Biztonságtechnikai
Kar, Anyagtechnológiai Intézeti
Tanszék

nagy.balazs@bqk.uni-obuda.hu

Kovács Tünde

Óbudai Egyetem Bánki Donát
Gépész és Biztonságtechnikai
Kar, Anyagtechnológiai Intézeti
Tanszék

kovacs.tunde@bqk.uni-obuda.hu

Gáti József

Óbudai Egyetem Bánki Donát
Gépész és Biztonságtechnikai
Kar, Anyagtechnológiai Intézeti
Tanszék

gati@uni-obuda.hu

Absztrakt – A kézi lézeres hegesztés napjainkban egyre jelentősebb érdeklődést vált ki a hegesztéssel foglalkozók körében. A kis hőbevitellel lehetséges, hogy vékony lemezek, csövek egyszerű és gyors hegesztésére. Hasonlóan más ömlesztő hegesztési eljárásokhoz a paraméterek megválasztása és helyes beállítása jelentős befolyást gyakorol a hegesztett kötés minőségére. Jelen összeállításban vizsgáljuk a kézi lézeres hegesztés technológiai paramétereinek hatását a hegesztett kötés geometriájára, annak érdekében, hogy ajánlásokat tegyünk az új alkalmazóknak.

Kulcsszavak: kézi lézeres hegesztés, szálalás lézer, kollaboratív robot, lézerteljesítmény

Abstract – Nowadays, manual laser welding is attracting more and more significant interest among those involved in welding. Its low heat input enables simple and quick welding of thin plates and pipes. Similar to other bulk welding processes, the choice and correct setting of the parameters has a significant influence on the quality of the welded joint. In this compilation, we examine the effect of the technological parameters of manual laser welding on the geometry of the welded joint, in order to make recommendations to new users.

Keywords: manual laser welding, fiber laser, collaborative robot, laser power

1. Bevezetés

Az utóbbi években egyre több híradás jelent meg a kézi lézersugaras hegesztő és tisztító berendezésekről, illetve keltettek feltűnést a YouTube platformon közzétett alkalmazások. Ez utóbbiak különösen a készülékalkalmazás szempontjából kerültek az érdeklődés középpontjába, többségében az elmaradt biztonsági intézkedések szempontjából [1].



1. ábra

A kézi lézeres hegesztés bemutatása egy YouTube videón [1]

A kézi lézeres berendezések fejlesztése számos szakmai cikkben jelent meg a 2000-es évek elején többek között orvosi eszközök, ékszerek, gépjármű karosszériák hegesztési alkalmazásaként [2], [3], [4]. Azóta a lézeres áramforrások és átvitelek fejlődése eredményeként kisebb költségű, kompakt berendezések kerültek kifejlesztésre, amelyek többsége akár 3-4 kW teljesítményű alkalmazást kínál megfizethető áron.

A kézi lézeres hegesztő berendezéseket forgalmazó kereskedőházak előnyként fogalmazzák meg, hogy a három, illetve négy munkafolyamat – a hegesztés, a vágás és a tisztítás, hegesztési varrat tisztítás – egy géppel elvégezhető. A berendezéseket széleskörben ajánlják az alábbi területekre

- olyan lakatos műhelyek számára, akik költséghatékonyan akarnak dolgozni,
- olyan gépjávitó üzemek (karosszériások, autóműhelyek) számára, akik profi gépre vágynak,
- olyan ipari acélszerkezet gyártók számára, akik hatékonyságot akarnak növelni [5].

Ilyen berendezéseket forgalmaz pl. az oxfordi székhelyű IPG Photonics, a nagy teljesítményű szálás lézerek feltalálója, a sanghaji GW Laser Tech, az ipari szálás lézerek forgalmazója, a 2004-ben a kínai Jinan városában alakult, a lézeres intelligens gyártás területére összpontosító, XT Laser, a szintén Jinan-i HANTENCNC, és még sorolhatnánk számos kínai céget (2. ábra).



IPG Photonics LightWELD típusú 1500 W teljesítményű berendezés [6]



1500 W teljesítményű YLLS-Weld-1500-A kézi lézerhegesztő a GW Laser Tech-től [7]



XTW-3000-SUP-MAX 4in1 3000 W-os XT LASER berendezés [8]



1000-3000 W teljesítményű HANTENCNC 4-in-1 kézi lézerhegesztő [9]

2. ábra

Kereskedelmi forgalomban beszerezhető kézi lézeres hegesztő berendezések

A kézi lézeres hegesztés során hegesztőnek – hasonlóan a hagyományos védőgázos hegesztésekhez – megfelelő védelmet nyújtó egyéni védőfelszerelést kell használnia az eljárás során: nemgyúlékony, hosszú ujjú, a lézer hullámhosszának megfelelő munkavédelmi ruházatot, hegesztőkesztyűt és lézerpajzsot kell viselnie.



3. ábra
Kézi lézeres hegesztő biztonságos egyéni védőfelszereléssel

Gondoskodni kell a lézeres munkaállomás elhatárolásáról, a szórt sugárzás lehatárolásáról megfelelő védettséget biztosító paravánokkal, függönyökkel, illetve zárt kabinban való elhelyezéssel. Megoldást jelentenek az un. aktív védelmi rendszerek kialakítása. A lézeres kézi hegesztés alkalmazásának biztonsági kérdéseit részletesen elemzi Halász Gábor a Hegesztéstechnika folyóirat 2024. 1. számában [10].

2. A kézi lézeres hegesztés alkalmazása

Az elmúlt évek során számos kézi lézeres hegesztési és felülettisztítási alkalmazást szemléltettek a berendezéseket forgalmazók. A 4. ábra ezek közül szemléltet néhányat.



4. ábra
Kézi lézeres hegesztési és felülettisztítási alkalmazások [10]

A kézi lézeres hegesztés a gyártási területeken (járműipar, háztartási berendezések, tartályok és fémbútorok, korlátok stb.) túl jelentős szerepet tölt be a szerszámacélok, gőzturbinák, gépjármű-alkatrészek és repülőgép-hajtóművek javításánál is, a szerkezeti-, és a korrózióálló anyagok mellett az alumínium- és a titánötvözetek esetében is.

Az eljárás terjedését – más védőgázos hegesztési eljárásokhoz viszonyítva is – kedvező jellemzői is elősegítik. Az alkalmazás előnyeit és hátrányait az 1. táblázat szemlélteti.

1. táblázat A kézi lézeres hegesztés alkalmazásának előnyei és hátrányai

Előnyök	Hátrányok
Koncentrált hőbevitel	Nagyobb méretű és tömegű energiaforrás az inverteres áramforrásokkal szemben
Nagy hegesztési sebesség és beolvadási mélység más eljárásokhoz viszonyítva	Fokozott figyelmet igényel az optikai kábel kezelése, a kábel, illetve a hegesztőfej sérülése esetén cserélni szükséges
Az energiafogyasztás alacsony	Class 4 lézeres biztonsági osztály, fokozott egyéni és kollektív védelem szükséges, Laser Safety Officer alkalmazása
Kismértékű deformáció	
A hegesztési varrat egyenletes, sima felületű	
Alacsony előkészítési igény és utólagos megmunkálás	
Alacsony beruházási költség, rövid megtérülési idő	
Az eljárás alkalmazása könnyen elsajátítható, a hegesztő személyzettel szembeni követelmények szintje alacsony	

További előnyt jelent a szálas lézeres berendezések üzemi automatizálási rendszerbe illesztésének lehetősége, a kollaboratív robottechnika igénybevételével. A kobot rugalmassága a kézi lézeres hegesztési technológia lehetőségeivel kombinálva, alkalmassá teszi kisebb volumenű gyártmányok esetében az alkalmazást, amely tovább javítja a lézeres hegesztés termelékenységét.

A lézeres hegesztési eljárások technológiai paraméterei az alábbiakban foglalhatók össze

- a lézer sugárforrás típusa,
- a lézer sugárforrás teljesítménye,
- a lézer sugárforrás gerjesztési frekvenciája,
- a lézer sugárforrás energiaeloszlása,
- a fókuszpont elhelyezkedése,
- a hegesztőfej dőlésszöge,
- a védőgáz típusa, mennyisége,
- a hegesztési sebesség,
- a hegesztési él előkészítése,
- illesztési hézag.

Jelen összeállításban vizsgáljuk a kézi lézeres hegesztés technológiai paramétereinek hatását a hegesztett kötésre.

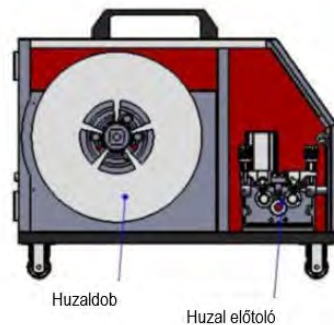
3. Hegesztési kísérletek

A hegesztési kísérleteket a CLOOS Magyarország, Crown International Kft. nagytarcsai telephelyén folytattuk, a cég által rendelkezésre bocsájtott DXTECH CCW30 típusú szálás kézi lézeres hegesztő berendezéssel. A kísérletek során alkalmazott hegesztő berendezés jellemzőit a 2. táblázat szemlélteti.

2. táblázat A kísérleti berendezés jellemzői

Megnevezés	Adat
Lézer típus	Szálalézer 1070 nm
Lézer teljesítmény	1.000-3.000 W
Biztonsági osztály	4. osztályú lézerrendszer
Lézer frekvencia	1.000-20.000 Hz
Nyaláb oszcilláció	Hossza 0-5 mm, frekvencia 1-60 Hz
Hűtés módja	Vízűtés
Villamos hálózat	220±10% V 50/60 Hz
Méret (Sz-Ho-Ma)	410x610 mm
Tömeg	40 kg

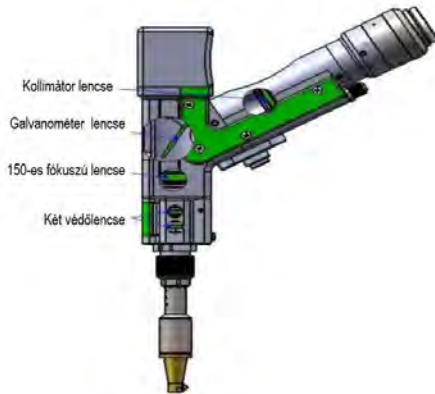
A hegesztési kísérletek során alkalmazott lézeres energiaforrás és a kapcsolódó FWS-01A típusú huzalelőtoló berendezést az 5. ábra szemlélteti.



5. ábra

A kísérletek során alkalmazott DXTECH CCW30 típusú szálás kézi lézeres hegesztőberendezés és a FWS-01A típusú huzalelőtoló

A hegesztőberendezéshez az FWH20-S10A típusú lézeres hegesztőpisztoly került alkalmazásra, amelyhez csatlakoztatható a huzaladagoló kiegészítés (6. ábra).



A hegesztőpisztoly optikai felépítése



A huzaltovábbító egységgel kiegészített pisztoly

6. ábra

A szálás lézeres hegesztőpisztoly kialakítása

A CLOOS Magyarország telephelyén végzett hegesztési kísérletek során – figyelembe véve az előkészületek során végzett kézi próbahegesztések tapasztalatait, – a nagy sebességű pisztolyvezetés biztosítása, illetve a hegesztési sebesség állandó értéken tartása érdekében Dobot CR10A típusú intelligens kollaboratív robot alkalmazására került sor.



7. ábra

A hegesztési elrendezés: Dobot CR10A típusú kobotra illesztett FWH20-S10A szálás lézeres hegesztőpisztoly

A kísérletek során az elsődleges lézersugárzás elleni alapvető védelmet a kobot kar által virtuálisan felvehető biztonsági és munkazónák adták, ezek a térben szabadon felvehetőek és akár alkatrészenként módosíthatók is. Dobot esetén egy vagy akár több összefűzhető téglalap alakú térhálóban, különböző formák is felvehetőek a térben a cél érdekében.

Ezeket a zónákat kapcsolható biztonsági relékkel hangoltuk össze, hogy a lézernyaláb csak a térben felvett zónákon belül üzemeljen. Így amennyiben a programozó véletlenül hibát követ el programozás közben; pl. nem kapcsolta le a csökkentett sebességű hegesztés után a lézert és tengelymozgásokkal a lézer kijuthatna a fizikai munkaterületről, a lézer automatikusan leáll. Emellett külön biztonsági relét kapott a kollaboratív kar vezérlőjétől a STOP státusz, ami ugyancsak garantálja az elektromos bekötések által, hogy a lézer ne legyen indítható semmilyen olyan esetben sem amikor a program nem fut a vezérlőn.

3.1. Hegesztési kísérletek, alkalmazott paraméterek

Az előzőekben bemutatott kobot rendszer alkalmazásához kísérleti tervet állítottunk össze, amelynek alapvető célja a hegesztési paraméterek hatásának elemzése a hegesztett kötésre, a varrat geometriájára.

A kísérletek során 40x20 mm felületű, S355 jelű, általános rendeltetésű, szerkezeti acélt alkalmaztunk, amelynek összetételét az alábbi táblázat tartalmazza.

2. táblázat Az S355 jelű szerkezeti acélt összetétele

Jel	Összetétel, max.						
	C, %	Si, %	Mn, %	P, %	S, %	N, %	Cu, %
S355J0	0,20	0,55	1,60	0,030	0,030	0,012	0,55

3. táblázat Az S355 jelű szerkezeti acélt mechanikai jellemzői

Jel	Mechanikai jellemzők		
	ReH, MPa	Rm, MPa	KV, J, 0 °C-on
S355J0	355	510...680	27

3.1.1. A lézerteljesítmény-változás hatásának vizsgálata

Első körben a vizsgálataink a lézerteljesítmény hatásának vizsgálatára terjedt ki, 5 mm vastagságú munkadarabokon, az alábbi kísérleti terv alapján.

4. táblázat A lézerteljesítmény változásának vizsgálatára szolgáló kísérletterv

Azonosító	Lézer teljesítmény, W	Hegesztési sebesség, mm/s	Védőgáz	Lézer frekvencia, Hz	Lengetés frekvencia és mértéke
H1	200	8	nitrogén, 0,2 MPa	3000	35 Hz, 2,5 mm
H2	300				
H3	600				
H4	900				

H5	1000				
H6	1200				
H7	1400				
H8	1600				
H9	1800				
H10	2000				

A H1...H10-ig terjedő hegesztési sorozat varratainak képét a 8. ábra mutatja. A H2-es jelű hernyóvarrat 300 W lézerteljesítményű hegesztését a lézeres berendezés kijelzőjével a 9. ábra szemlélteti.



9. ábra

A H1...H10-es, a lézerteljesítmény változásának hatását vizsgáló hernyóvarratok a koronaoldal felől fényképezve



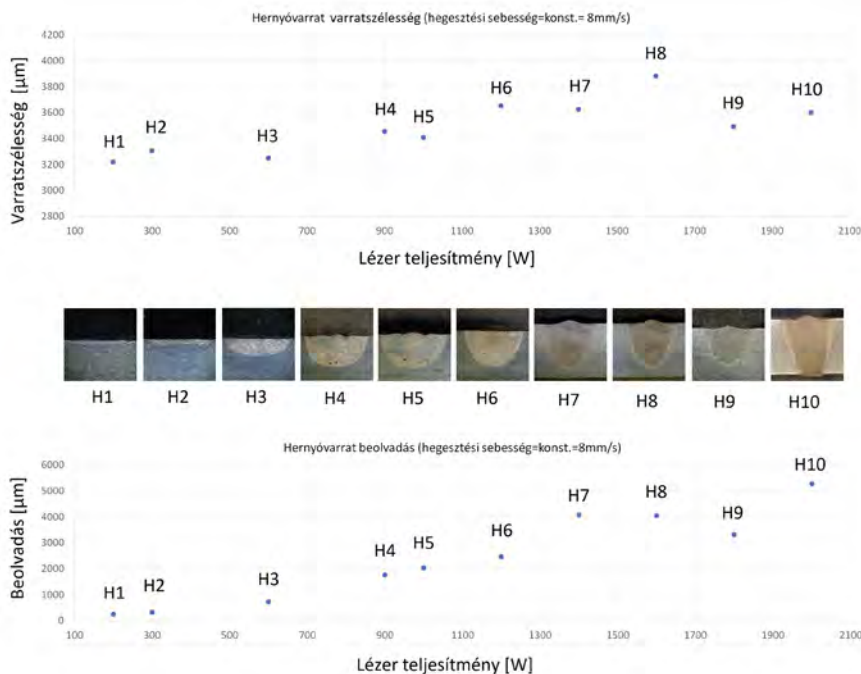
10. ábra

A H2-es hernyóvarrat hegesztése 300 W lézerteljesítménnyel

A hegesztési varratokat metallográfiai vizsgálatnak vetettük alá az Óbudai Egyetem Bánki Donát Gépész és Biztonságtechnikai Mérnöki Kar Metallográfiai Laboratóriumában. Jellemző keresztmetszet kimunkálása lemezollóval történt, majd hidegbeágyazással, kétkomponensű műgyantával (Demotec 20) rögzítettük a mintákat. Az ily módon

előkészített vizsgadarabokat mintaelőkészítő gépen (Struers LaboForce-50) a metallográfiában ismeretes módon több fokozatban csiszoltuk (P80, P160, P240, P500, P600, P1200, P2500 fokozatszámú) vizes csiszolópapírokon (SiC), majd 3 µm-es gyémánt szuszpenzió segítségével posztón políroztuk. A mintákat vízzel és etanollal lemosva szárítottuk. A polírozás után az anyagából fakadóan a csiszolatokat 10 másodpercig marattuk 2%-os nitálban (salétromsav + etanol), majd vízzel és etanollal lemosva szárítottuk. Az elkészült mintákat Olympus DSX1000 digitális mikroszkópon vizsgáltuk és mértük a varratszélességet és beolvadási mélységet változó paraméterek függvényében, melynek eredményei a 11. és 13. ábrán láthatóak.

Hegesztést követő metallográiai vizsgálat geometriai eredményeit a 11. ábra diagramja foglalja össze.



11. ábra

H1-H10 varratok varratszélességei és beolvadási mélységeinek értékei a varratok felvételeivel

3.1.2. A hegesztési sebesség hatásának vizsgálata

A kísérlet második sorozatban a vizsgálatok a hegesztési sebesség hatásának elemzésére szolgáltak az alábbi kísérleti terv alapján

5. táblázat A hegesztési sebesség változásának vizsgálatára szolgáló kísérletterv

Azonosító	Lézer teljesítmény, W	Hegesztési sebesség, mm/s	Védőgáz	Lézer frekvencia, Hz	Lengetés frekvencia és mértéke
H11	1200	25	nitrogén, 0,2 MPa	3000	35 Hz, 2,5 mm
H12		23			
H13		21			
H14		20			
H15		18			
H16		16			
H17		14			
H18		12			
H19		10			
H20		8			
H21		6			
H22		4			
H23		3			
H24		2			
H25		1			

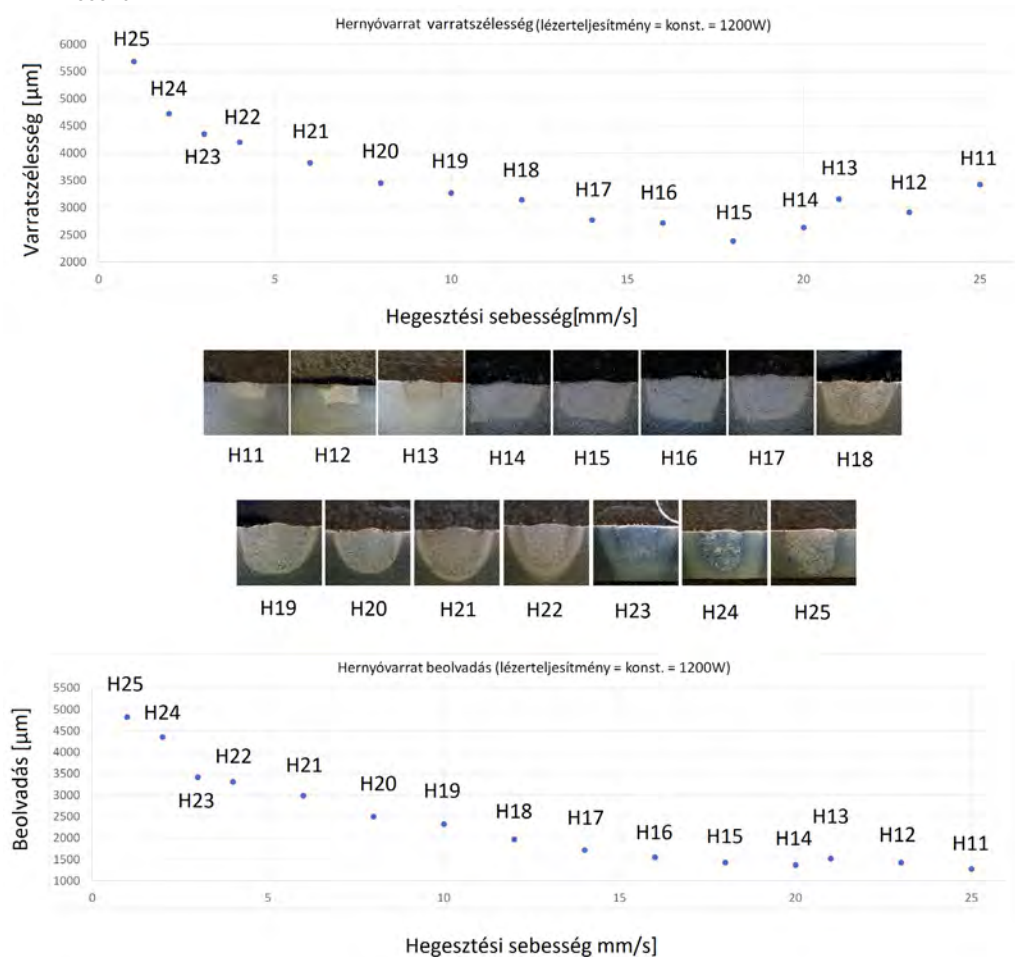
A H11...H25-ig terjedő hegesztési sorozat varratai koronaoldali képeit a 12. ábra szemlélteti.



12. ábra

H 11...25 azonosítójú hernyóvarratok koronaoldali képe

Hegesztést követő metallográfiai vizsgálat geometriai eredményeit a 13. ábra foglalja össze.



13. ábra

H11-H25 varratok varratszélességei és beolvadási mélységeinek értékei a varratok felvételeivel

4. Összefoglalás

Napjaink kézi lézersugaras hegesztőberendezéseknek komoly relevanciája van fejlett társadalmunkban. Multifunkcionalitásuk, könnyű beszerzési lehetőségük, kedvező árfekvésük és hegesztési jellemzőik mind hozzájárulnak rohamos elterjedésükhöz. Biztonságos üzemeltetésükhöz az alkalmazási paraméterekre optimalizált védőeszközöket kell beszerezni és alkalmazni.

Kísérletsorozatunk első lépései a technológia megismerésére irányultak, amelynek során az elsődleges lézersugárzás elleni védelmet a kobot kar által virtuálisan felvehető biztonsági és munkazónák adták. Ezen alkalmazás lehetővé tette a megbízható és reprodukálható parametrizálást hernyóvarratok segítségével.

A kísérletsorozat továbbfejlesztése során tompa-, és merőleges lemezkötésekkel, valamint hegesztett csökötésekkel kívánunk kísérleteket folytatni ötvözetlen szerkezeti-, majd korrózióálló acélon, az Egyetem nagy energiasűrűségű CLOOS Laboratóriumában, kobot, illetve precíziós körvarrathegesztő célberendezés alkalmazásával.

Irodalomjegyzék

- [1] https://www.google.com/search?q=youtuBe+k%C3%A9zi+l%C3%A9zersugaras+hegeszt%C3%A9s&rlz=1C1GCEA_enHU765HU765&oq=youtuBe+k%C3%A9zi+l%C3%A9zersugaras+hegeszt%C3%A9s&gs_lcrp=EgZjaHJvbWUyBggAEEUYOTIHC AEQIRigATIHCAlQIRigAdlBCT11NjI5ajBqN6gCALACAA&sourceid=chrome&ie=UTF-8#fpstate=ive&vld=cid:6619a4ec,vid:M5dqh3n0MkM,st:0
- [2] Frank, C.: Laserstrahlschweißen von Hand mit dem Nd:YAG-Laser – Teil 1: Multitalent für Auftragen und Verbinden, Der Praktiker, vol.57, no.4. Apr.2005. pp.86, 88-89.
- [3] Hand-Held Laser Welding of AISI301LN for components with aesthetic requirements: Toward the integration of machine and human intelligence (2023) Journal of Laser Applications, 35 (1).
- [4] Repair concepts with manually guided laser systems for steel vehicle bodies (Reparaturkonzepte mit handgeführten Lasersystemen ...). BOESE B; MEIER O; SCHMID C; WIBBEKE T M. DVS Berichte, no. 237. Welding and Cutting 2005. Proceedings, Conference, Essen, 12-14 Sept. 2005.
- [5] https://fiberlezervagas.hu/lezerhegeszto-es-tisztito/?gad_source=1&qclid=Cj0KCQjwZixBhCoARIsAIC745BkTXXrkzHTeWaRw4f9bmW4UU0s3pAITIITj9eR_4jnyh3QU1BHKcaAgt8EALw_wcB
- [6] <https://lasersystems.ipgphotonics.com/products/Handheld-Systems/Handheld-Laser-Welding-and-Cleaning-System>
- [7] <https://www.gwllaser.tech/en/productDetails?id=141>
- [8] <https://www.kerl.hu/lezerhegesztok/XT-LASER-XTW-3000-SUP-MAX-4in1-30kW-os-vizhuteses-kezi-lezerhegesztogep>
- [9] <https://hantencnc.com/product/4-in-1-handheld-metal-laser-welding-machine>
- [10] Halász Gábor: A kézi lézeres berendezések biztonságos használata, Hegesztéstechnika, XXXV. évfolyam, 2024. 1. szám, 41-47. oldal, ISSN 1215-8372

AZ AUTOMATIZÁLT HEGESZTÉS BEVEZETÉSÉNEK ÚTVESZŐI

HOW TO NAVIGATE THROUGH THE INTRODUCTION OF AUTOMATED WELDING

Lakos Szabina

Crown International Kft. – Cloos Magyarország
2142 Nagytarcsa Alsó Ipari Krt. 6.

lakos.szabina@cloos.hu

Absztrakt – A kézi hegesztésről a robotos, automatizált hegesztésre történő átállás nagy technológiai ugrást jelent. Ez a fejlesztési irány a vállalatok hosszú távú versenyképességének záloga, amely lehetővé teszi a megnövekedett vevői igények gyors kiszolgálását, valamint az átfutási és gyártási idő minimalizálását. Elterjedt meggyőződés, hogy az automatizált hegesztésre való átállás komplikált és sok rejtett problémát hordoz. Ha azonban felkészülten látunk hozzá a projekthez, beruházásunk sikeres lesz. Annak érdekében, hogy ne tévedjünk el az automatizált hegesztés bevezetésének útvesszőiben, biztosítanunk kell a megfelelő peremfeltételeket. Ha tisztában vagyunk a kihívásokkal és kidolgozott stratégiával rendelkezünk, akkor könnyen átállhatunk a változó minőséggel járó kézi hegesztésről az automatizált folyamatokra. Automatizálási projektünk gazdasági és technológiai sikeréhez el kell kerülnünk a lehetséges buktatókat és a gyakori hibákat, amelyek teljesítményproblémákhoz és megnövekedett működési költségekhez vezethetnek.

Abstract – The transition from manual welding to robotic, automated welding is a significant technological leap. This development is a token of the long-term competitiveness of companies, allowing them to quickly meet increased customer demands and minimize lead and production times. There is a widespread misconception that the transition to automated welding is complicated and has many hidden problems. However, if we approach the project prepared, our investment will be successful. To avoid getting lost in the maze of the introduction of automated welding, we need to ensure that we have the right boundary conditions in place. If we are aware of the challenges and have a well-developed strategy, we can easily make the transition from manual welding with variable quality to automated processes. For the economic and technological success of our automation project, we need to avoid potential pitfalls and common mistakes that can lead to performance problems and increased operating costs.

1. Bevezetés

Az egyre növekvő piaci verseny és a vevői igények meghatározó tényezők a gyártóiparban. Az ipari cégek körében az automatizálás irányába történő fejlesztés és beruházás az egyetlen lehetőség, amely gyors, dinamikus és rugalmas megoldást kínál a megnövekedett gyártási igények kiszolgálására. Nem minden esetben elegendő a nagyobb termelési sebesség az állandó minőség és reprodukálhatóság, amit az automatizálás révén elérhetünk. A megrendelők egyre magasabb minőséget várnak el, továbbá növekszik a gyártandó darabszám és előtérbe kerül a gyártás költségeinek csökkentése is [1].

Az automatizált hegesztésre történő átálláshoz különböző peremfeltételeket kell biztosítanunk, különben eltévedhetünk a bevezetés útvesztőiben.

Ha tisztában vagyunk a kihívásokkal és kidolgozott stratégiával rendelkezünk, akkor könnyen átállhatunk a változó minőséggel járó kézi hegesztésről az automatizált folyamatokra. Annak érdekében, hogy biztosítsuk automatizálási projektünk gazdasági és technológiai sikerességét, el kell kerülnünk a lehetséges buktatókat és a gyakori hibákat, amelyek teljesítményproblémákhoz és megnövekedett működési költségekhez vezethetnek.

A teljesség igénye nélkül szeretném bemutatni a közel 13 év alatt szerzett tapasztalataim alapján a leggyakrabban előforduló kihívásokat, valamint igyekszem tanácsokkal szolgálni a lehetséges megoldásokat illetően.

2. Buktatók

2.1 Az igények alábecslése

Az ipari robotok két leggyakoribb mechanikai tulajdonsága a hasznos teherbírás és a munkatartomány. A hasznos teher a maximálisan megengedett súly, a munkatartomány pedig a robotkar mozgástartománya.

A robotizált hegesztési alkalmazásokban a hasznos teher nem igazán döntő tényező, mivel a hegesztőpisztoly, a rögzítőkonzolok és a kar végére szerelt ütközőszenzor viszonylag könnyű. Amennyiben nem speciális eljárásváltozatot (mint például a lézer-hibrid) vagy más technológiát (csiszolás, pakolás, festés stb.) szeretnénk alkalmazni a robotrendszerünkön, úgy a megengedett maximális terhelhetőség nem releváns.

Ezért a hegesztőrobot kiválasztásakor mindenekelőtt a munkatartományt kell figyelembe vennünk. A hegesztőrobotnak elég nagy mozgástartománnyal kell rendelkeznie ahhoz, hogy elérje az összes hegesztési varratot és a hegesztőpisztolyt a megfelelő, elvárt hegesztéshez szükséges pozíciókba állítsa. A hegesztőrobotok kiválasztását minden esetben a gyártandó termék tulajdonságai határozzák meg.

Azonban bölcs dolog megfontolni a hegesztendő termékek esetleges későbbi módosításait, előre tervezhető változásokat. Befoglaló méretei változhatnak? Vagy lehetséges, hogy a jövőben olyan alkatrészeket is hegeszthetünk a robotrendszeren, amelyekhez nagyobb munkatartományra vagy nagyobb hasznos teherbírásra lesz szükségünk?



1. ábra
Robotmechanikák változatossága

Ne feledjük, hogy egy nagyobb munkatartományú robot megvásárlása nem jelent sokkal nagyobb beruházást, mint egy kisebb robot beszerzése. Később azonban, amikor módosulnak a gyártási feltételek, a kisebb robotot lecserélni egy nagyobb vagy nehezebb robotkarrá nem praktikus. Ilyen esetben a rendszer átalakításának/bővítésének jelentős költségeivel is számolnunk kell.

Hasonló gondolatmenet jellemzi a munkadarab-pozicionáló kiválasztását is. Vegyük figyelembe a munkadarabok és a hegesztőkészülékek maximális súlyát, illetve gondosan válasszuk meg a forgatható tengelyek számát az előírt hegesztéstechnológia és a munkadarab geometriája alapján. Idővel ezek az igények is változhatnak.

Érdemes tehát a döntéshozatal során megfontolni az esetleges jövőbeni terveket is.

2.2 A perifériás berendezések figyelmen kívül hagyása

A magasan automatizált hegesztési technológiák alkalmazásával a vállalatok jelentősen képesek növelni versenyképességüket. Egy hegesztés automatizálási feladata sokszor egyszerűbbnek tűnik, mint ahogy valójában gondolnánk. Első lépésként meg kell tervezni a hegesztőcellát oly módon, hogy az logisztikailag és technológiailag is megfeleljen az igényeknek.

Egy átgondolt robotkivitelezési terv megalkotása a vevői igények felmérésével kezdődik, célunk, hogy megtaláljuk az optimális megoldást az adott feladatra. Az igényfelmérés

alapja a hegesztendő munkadarab paramétereinek (alapanyag, befoglaló méretek, súly, tűrések, varratpozíciók, hegesztéstechnológiai előírások stb.) megismerése.

A robotkar korántsem a legfontosabb komponens a teljes rendszertervezésben. Sokkal nagyobb jelentőséggel bírnak a perifériás eszközök. A perifériák olyan berendezések, amelyek lehetővé teszik a robot és/vagy a munkadarab pozicionálását. Segítségükkel megnövelhető a robot munkaterülete és a technológiai teljesítmény.

Hegesztéskor a munkadarab helyzete az egyik legfontosabb tényező a hegesztés ciklusidő csökkentésében. Ha a munkadarabot úgy helyezzük el, hogy a hegesztési varratokat PA pozícióban hegesztjük, akkor a hegesztési idő jelentősen csökkenhet, a minőség viszont ezzel párhuzamosan nő. Ahhoz, hogy minél több hegesztési varratot tudjunk optimális pozícióban hegesztetni, gyakran szükséges olyan perifériák használata, amelyek lehetővé teszik a munkadarab egy vagy több tengelyen történő elforgatását.



2. ábra

Acélszerkezetek hegesztésére tervezett felsőportális CLOOS robotrendszer

A munkaállomások száma is lényeges a rendszer kihasználása, vagyis a termelékenység szempontjából, ami természetesen hatással van a befektetés megtérülésére. Egy robotizált rendszerben, ahol a hegesztett munkadarab cseréjéhez szükséges mellékidő megközelíti a hegesztési program ciklusidejét, a rendszer kihasználtsága akár 50%-kal is csökkenhet, amennyiben nem rendelkezünk két munkaállomással. Ha a rendszer két állomással rendelkezik, akkor a robot az egyik állomáson hegeszt, míg a kezelő előkészíti a második állomást, és fordítva. Így a robot mindig leterhelt lesz, ami kétszeres termelékenységet és feleannyi megtérülési időt eredményezhet.

2.3 Munkadarab és készüléktervezés kihívásai

Egy munkadarabot úgy kell kialakítani, hogy az gyártható legyen olyan feltételek mellett, amelyek garantálják a működését, mindemellett az előállítása is gazdaságos legyen. Minél jobban össze tudja egyeztetni a tervező a fejlesztő ötletét a gyártás lehetőségeivel, annál kevesebb erőfeszítést igényel a megvalósítás.

A munkadarab kialakítása és méretezése mellett a tervezés során szem előtt kell tartani a hegeszthetőségre és a hozzáférhetőségre vonatkozó szabályokat is.

Összefoglalva: a jó eredmény elérésének érdekében fontos, hogy a fejlesztő, a tervező, a hegesztési felelős, a hegesztő és a programozó kommunikációja megfelelő legyen.

Alapvetően érvényes az a gondolat, hogy egy szerkezetnek először hegesztéstechnikai szempontból kell rendben lennie, még mielőtt robottechnikai szempontjából optimalizálni lehet. Az automatizált hegesztésre alkalmas konstrukció tehát nem tér el a hegesztésre alkalmas konstrukciótól [2].

Automatizált hegesztés esetén a munkadarab gyártástervezésénél már figyelembe kell vennünk az alkatrészek gyártása során alkalmazott technológiák sajátosságait.

Amennyiben kézzel történne az adott munkadarab hegesztése, akkor például darabolásnál elégséges technológia lehet a fűrészelés vagy lemezollóval történő vágás, míg automatizált hegesztésre szánt munkadarab esetében fontos a precíz kialakítás – például lézervágás –, amely garantálja az összeállítási pontosságot.

Bár az illesztésekre vonatkozó hegesztéstechnikai előírások megegyeznek a kézi és automatizált hegesztésre szánt munkadarabok esetében, robotizálásnál az illesztési hézagoknak munkadarabonként azonosnak kell lenniük.

Ha a műszaki és gyártó szakembereknek van lehetőségük már a termék tervezésébe is beleszólni, akkor nagyon jó esély van a termék nyereséges gyártására [3].

Sok esetben a gyártmány kialakítása és az alapanyag kiválasztása megelőzi a hegeszthetőség megtervezését, emiatt az automatizált gyártás nem feltétlenül fogja biztosítani az elvárt eredményt.

A következő kihívás a munkadarabot befogó készülék tervezése, gyártása, vagy egy már meglévő készülék átalakítása. A legtöbb esetben a termékek helyes készülékezése komoly szakmai feladat.

A gépesített hegesztés kiszolgálásához tervezett hegesztőkészülékeknek biztosítaniuk kell az előírt hegesztéstechnológiai feltételeket. A változó hegesztési helyzeteket a készülék billenthető, forgatható kialakításával kell megoldani, egyidejűleg folyamatosan biztosítva a jó hozzáférhetőséget is.

Konklúzió: számos olyan műszaki megoldás áll rendelkezésünkre, amelyekkel kiküszöbölhetők, javíthatók a munkadarabok, illetve a készülékek pontatlanságai.

Munkadarabok esetében például:

- alkatrészek lézervágása
- sablonban történő összeállítása
- megfelelő varratelőkészítések kialakítása

Készülékek esetében:

- munkadarabot forgató síktárcsa és készülék precíziós illesztése oldalanként minimum két illesztőcsappal
- helyes alapanyag megválasztása (hőelvonás, deformáció, kopásállóság figyelembevételével)
- gyorscserélés
- a munkadarab manuális helyett pneumatikus, hidraulikus vagy elektromos megfogása, amellyel gyorsítani lehet a csere folyamatát



3. ábra

Forgató – készülék – munkadarab szinkronizáció

Illesztési problémák esetén a programkontúrok és a valódi munkadarabok közti eltérések szenzorok segítségével kiegyenlíthetők. Kiküszöbölhetők a készülékek tűrései, az előgyártás során a munkadarabokon keletkező eltérések, valamint a behelyezés pontatlanságából adódó különbségek.

2.4 Túl sok beszállító

A robotika fő célja maga a hegesztési feladat megoldása. Természetesen fontos a modern robottechnológia, de ami ennél fontosabb, az a meggyőződés, hogy a rendszerünk (robot + hegesztéstechnológia + periféria + beszállítói tapasztalat) megoldja a felmerülő problémákat, kielégíti a robotizálással szemben állított elvárásokat.

Ebből a szempontból azt mondhatjuk, hogy nem csupán a robotrendszer elemei fontosak, hanem azok összehangolása, azaz az egész rendszer működése is.

A lehető legelőnyösebb döntés az egy forrásból származó megoldások alkalmazása, ahol az alkatrészeket már a kezdetektől fogva úgy tervezték, hogy összekapcsolhatók legyenek egymással, tökéletesen illeszkedő interfészekkel legyenek ellátva, és garantáltan optimális eredményeket biztosítsanak.

2.5 A tévhit, hogy a robotok túl bonyolultak

Az ipari robotok hosszú utat tettek meg az elmúlt évtizedekben, úgy a képességek és a teljesítmény, mint a vezérlőrendszerek és az ember-gép interfészek tekintetében. Ennek eredményeképpen, bár a rendszerek egyre összetettebbek, működésük és programozásuk egyre egyszerűbbé válik.

A rendszerek összetettségének mértéke kétségeket kelthet a robothegesztő rendszerek megbízhatóságával kapcsolatban. A gyakorlat éppen az ellenkezőjét támasztja alá. Ha betartjuk a rendszeres nagyjavítási és karbantartási ütemezést, a robotrendszerek rendkívül megbízhatónak bizonyulnak, és könnyen meghaladják a szokásos 10-12 éves élettartamot.

A robottechnika egyik legdinamikusabban fejlődő területe ma az offline programozás. Az offline szoftverek és a szenzortechnika fejlődésével a robotok gazdaságos alkalmazhatósági területe a nagy- és közép méretű sorozatokról fokozatosan kiterjed a kis sorozatok és az egyedi gyártás felé is.



4. ábra
RoboPlan offline programozói szoftver

Offline programozói szoftver alkalmazásával nem szükséges közvetlenül a robotrendszer mellett lennünk, ezzel feltartva a gyártási folyamatainkat, hiszen akár az irodában vagy home office-ban is elkészíthetjük a hegesztési programjainkat a kívánt munkadarabra [4]. A robotok programozási módjainak egyszerűsítése fontos eleme a robotgyártók fejlesztési törekvéseinek.

Az IRPS – (Instant Robot Programing System) alkalmazásával minimális programozási erőfeszítéssel megvalósítható akár a kis gyártási mennyiségű munkadarabok hatékony hegesztése is. Segítségével rövid időn belül új programokat hozhatunk létre, tehát így akár egyetlen munkadarab automatizált hegesztése is kifizetődő lehet.

Hogyan is működik?

1. Pozicionálás

A kezelő szabadon helyezheti el az összeállított, fűzött munkadarabot a robot munkaállomásán.

2. Szkennelés

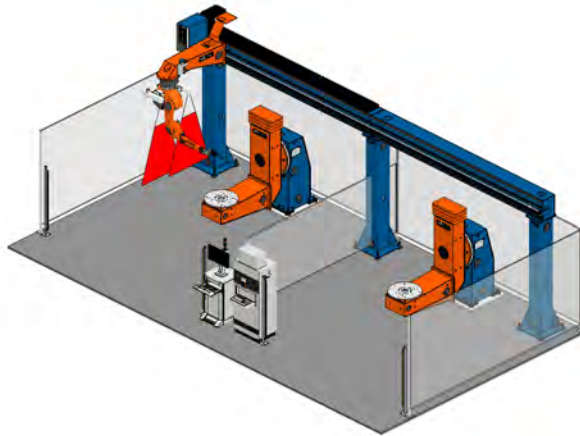
Az utazópályára szerelt szkennelők átvizsgálják a robotrendszer munkaterületét és elmenti az eredményeket.

3. Vizualizáció

Az IRPS 3D-s modellé konvertálja a mentett szkennelők adatait. A 3D-s modell és az IRPS-ben mentett komponens geometria összehasonlításából a hegesztési program automatikusan generálódik. Ezután az IRPS továbbítja a robotvezérlőnek az automatikusan létrehozott programot, amely tartalmazza az összes hegesztési adatot.

4. Hegesztés

A kezelő az IRPS képernyőn található gomb megnyomásával elindítja a hegesztési folyamatot [5].



5. ábra
IRPS – Instant Robot Programing System

Természetesen a fent említett rendszernek is vannak korlátai, jelenleg csak 2D-s szkennelésre alkalmas, így a hegesztendő munkadarabok típusai is korlátozottak. Hegeszthető termékcsoportok: acélszerkezetek, I és H gerendák, létrák és korlátok, hajógyártás és konténerépítés, rácsszerkezetek.

Míg az IRPS a hegesztő munkaprogram létrehozásának automatizálását teszi lehetővé, az Easy Weld paraméterszerkesztővel a hegesztési paraméterek beállítása is egyszerűbbé válik. Az Easy Weld az egyes hegesztési varratok és anyagvastagságok kezdeti paramétereinek létrehozásában segíti a felhasználókat a Qirox szoftveren belül. A paramétergenerálás a következők szerint történik: kiválasztható a varrat típusa, az előírt varrat mérete vagy a lemezvastagság, valamint a kívánt hegesztési pozíció. A felsorolt paramétereken felül be kell állítanunk az anyagminőséget, a huzalátmérőt és a hegesztési védőgáz típusát. Egy intuitív kezelőfelület segít minket az eligazodásban. A generált paraméterek könnyedén átvihetők a paraméterlistába, ahonnan egyszerűen felhasználhatók és optimalizálhatók [6].



6. ábra
Easy Weld

2.6 Az alapvető hegesztő személyzet számának csökkentése

A robotizált hegesztésre optimalizált rendszerek egyik előfeltétele, hogy ismétlődő alkalmazásokhoz és feladatokhoz használják őket, ami lehetővé teszi a munkaerőköltségek mérséklését a személyzet létszámának csökkentése révén. Az automatizált hegesztés során a robot vezeti a hegesztőpisztolyt, míg a hegesztőberendezés vezéri a hegesztési folyamatot.

A rendszer egyszerűségének köszönhetően nagyon gyakori, hogy az adott feladatra nem kiképzett kezelőt alkalmaznak egy képzett hegesztő helyett, ezzel csökkentve a robotcella működtetési költségeit. Csábító lehet az a gondolat, hogy ezzel is csökkentsék a gyártók a bérköltségeiket.

Vegyük figyelembe, hogy a robotkezelőknek és a robotcellák felügyelőinek, akik a lehető leggyorsabban tudják elhárítani vagy megoldani a problémákat, óriási szerepük van a kiváló minőségű eredmények elérése érdekében.

Kijelenthető tény, hogy a hegesztés összetett folyamat, akár kézi, akár automatizált.

A robohegesztő rendszerekhez képzett hegesztő szakértelme szükséges, aki felügyeli a folyamat integritását, a hegesztési problémák elhárítását és elvégzi a munkadarab programozását. A képzett hegesztő ugyanolyan fontos a robohegesztéshez, mint bármely más hegesztési eljárásához [7].



7. ábra
Programozói tréning

A programozási ismeretek felszínén tartása külön szinten tartó képzés nélkül csak olyan esetekben lehetséges, mikor a robotprogramozók többé-kevésbé folyamatosan tudnak robotprogramozással foglalkozni.

Megfelelő képzéssel a dolgozókat fel lehet készíteni az esetlegesen és váratlanul fellépő üzemzavarok szakszerű kezelésére. Ennek hatására a dolgozóknak a technika kezelésével kapcsolatos biztonságérzete növekszik, és üzemzavarok esetén sem esnek pánikba, mely általában a pillanatnyi rossz döntések alapja. Ezzel nem csak a baleseti veszély, hanem az anyagi károk bekövetkezésének esélye, valamint a kieső idő is jelentősen csökkenthető. Mindez a cégek alapvető gazdasági érdekeit is szolgálja.

2.7 A költségek döntési tényezőként való használata

A mai világban a robotika fejlődésének sebessége olyan mértékű, hogy a hegesztőrobotok alkalmazása minden cég részére elérhetővé vált. Azt eldönteni azonban, hogy mikor gazdaságos és indokolt egy munkadarab hegesztésének robotosítása, csak alapos megfontolások alapján lehetséges.

A beruházási költség a gyártóüzem jellegétől függően változik, nehéz arra jellemző számadatot adni. A szükséges rendszer állhat egy egyszerű robotból, vezérlésből és pozicionáló berendezésből, de lehet nagyméretű portál utazópályás robotrendszer is, többtengelyes pozicionáló berendezéssel felszerelve. A hegesztendő munkadarab mérete és összetettsége szintén befolyásolhatja a rendszer kialakítását.

Amikor a hegesztési alkalmazások automatizálása mellett döntünk, a kezdeti költségek és a befektetés megtérülésének kiszámítása kritikus fontosságú. A legtöbb robothegesztő rendszer kedvező megtérülési időt kínál. A legolcsóbb rendszer kiválasztása egy drágább helyett csak néhány hónappal rövidíti a megtérülési időt, de vajon milyen rejtett költségekkel?

Ellenőrizzük, hogy a rendszer minden alkatrészét tartalmazza-e az ajánlati csomag a zökkenőmentes telepítés és a termelésbe való bevezetés érdekében. Ügyeljünk arra, hogy ne hagyjuk ki a kritikus alkatrészeket, mivel ezen alkatrészek hiánya általában magasabb költségeket eredményez a selejt, a rendszer leállása vagy a folyamatintegritás hiánya miatt.

Annak érdekében, hogy egy cég igazolni tudja az automatizálásra fordított, sok esetben jelentős befektetést, a beruházásnak nyereséget kell hozni, és magas minőségi elvárásokat kell kielégíteni.

2.8 Túl sokat vagy túl keveset várunk el a robottól

Egy ipari robot a vak emberéhez hasonló körülmények között dolgozik és a karja napról napra ugyanazt a feladatot végzi. Ahhoz, hogy a gyártási folyamat sikeres legyen, a munkadaraboknak ismétlődően meghatározott minőségűnek kell lenniük.

A robotrendszerek nem tűrik a véletlenszerűséget. Míg az emberek képesek észrevenni/kezelné a tökéletlenségeket, gyors döntéseket hozni, és viselkedésüket az adott helyzetekhez igazítani, addig a robotok erre csak korlátozottan képesek (pl. szenzorok segítségével). Ha azt várjuk, hogy egy robot magától képes az ilyen feladatokra, csalódnunk fogunk.

Ahogy azt korábban is említettem, a robotrendszert alkalmazásonként megfelelően kell méreteznünk. Ha a rendszer teljesítménye nagyobb, mint a termelési követelmények, akkor a rendszer terhelése elmarad az optimálistól, és a megtérülési idő megnőhet.

Mára már általánosan elterjedtek a környezetükből információkat/adatokat gyűjtő, azt feldolgozó és ez alapján a programjukat módosítani képes robotok. A megfelelő szenzortípus kiválasztásával egy bizonyos határig tovább növelhető a robotrendszer hatékonysága, pontossága.

Különböző típusú szenzorokat szemléltet a 8. ábra.



8. ábra
QIROX szenzorok

Megfelelő felkészültséggel kell rendelkezünk ahhoz, hogy a robotrendszerünket maximálisan ki tudjuk használni a hegesztési folyamatunk során. Nem feledkezhetünk meg azonban arról, hogy csak azt várjuk el tőle, amire képes.

Nincs olyan rendszer, amely mindenre képes minden helyzetben, minden alapanyagra és pozícióra. A hegesztéstechnológia alapvető feltételei ugyanúgy vonatkoznak az automatizálásra, mint a kézi eljárások alkalmazására.

2.9 Karbantartás hiánya

Miután meghoztuk döntésünket, hogy beruházunk a robotizált hegesztés bevezetésébe, gondoskodnunk kell a megfelelő karbantartásról és szervizhátterőről is, hogy ne szembesüljünk váratlan további költségekkel.

Karbantartáson azt a fenntartási tevékenységet kell érteni, amelyet az eszköz üzemképessége és rendeltetészerű használati állapotának megőrzése érdekében végzünk.

A karbantartás három fő módja a felülvizsgálat (ellenőrzés, mérés), a gondozás (kezelés) és a helyreállítás (javítás), amelyek magukban foglalják a karbantartás céljának a vállalkozás céljával való egyeztetését, azaz a megfelelő karbantartási stratégia megállapítását és alkalmazását is.

Az ipari robotok nagy értékű műszaki rendszerek, ezért a gépkezelő, programozó és karbantartó személyzet részéről megfelelő gondosságot, ápolást igényelnek. Rendszeres karbantartásra van szükség annak érdekében, hogy az állásidők elkerülhetők, illetve a lehető legkisebbek legyenek [8].



9. ábra
Karbantartás

Érdemes a karbantartó és kezelőszemélyeket az üzemeltetés megkezdése előtt megfelelően kiképezni. Egy kezelői hiba veszélyeztetheti a közelben tartózkodó személyek testi épségét, illetve kárt okozhat a robotberendezésben, és komoly állásidőt eredményezhet.

Ajánlott a karbantartásban jártas személy(ek) továbbképzése a robotrendszerek karbantartási munkálatainak elvégzésére. Ez alól kivételt képezhet az alapvető napi tervszerű, megelőző karbantartási tevékenység.

2.10 A robotizált hegesztési technológia használatának figyelmen kívül hagyása a vállalatnál

Az automatizált berendezések mára kiforrott terméké, a modern gyártási környezet fő összetevőjévé váltak. Lehet, hogy nem pontosan ez a megfelelő válasz az Önök automatizálási igényeire, de a megbízható gazdaságos gyártás, a hatékony működtetés, a programozás és a pályamódosítás egyszerűsége miatt a robottechnológiát érdemes megfontolni bármely iparágban.



10. ábra
Automatizált hegesztőüzem

A legrosszabb döntés, amit hozhatunk, hogy egyáltalán nem fontoljuk meg az automatizálás lehetőségét!

3. Összefoglalás

A kézi hegesztésről a robotos, automatizált hegesztésre történő átállás nagy technológiai ugrást jelent. A gyártóiparnak sürgősen gépesítenie kell, hogy megoldásokat kapjon a kiváló minőségű, hatékony és gazdaságos hegesztés, a szakképzett munkaerő-hiány, a költségek csökkentése, a környezet-, munka- és egészségvédelem kérdéseire.

Ez a fejlesztési irány a vállalatok hosszú távú versenyképességének záloga, amely lehetővé teszi a megnövekedett vevői igények gyors kiszolgálását, valamint az átfutási és gyártási idő minimalizálását.

Irodalomjegyzék

- [1] Jan Pitzer: Automatisierung als Wettbewerbsvorteil, Carl Cloos Schweißtechnik GmbH, Haiger
- [2] CLOOS – online seminar: Construction suitable for welding, Carl Cloos Schweißtechnik GmbH, Haiger
- [3] Lakos Szabina automatizálás jövőbe mutató fejlesztései – piaci versenyelőnyök, XXXI. Nemzetközi Hegesztési Konferencia, 2022.05.21

- [4] Sven Müller: Offlineprogrammierung mit RoboPLan, Carl Cloos Schweißtechnik GmbH, Haiger
- [5] CLOOS – Instant Robot Programming System – Efficient welding of small batch sizes with minimum programming effort, Cataloge, Carl Cloos Schweißtechnik GmbH, Haiger
- [6] Dennis Schwehn - CLOOS latest developments, Carl Cloos Schweißtechnik GmbH, Haiger
- [7] Lakos Szabina: Automatizált hegesztés peremfeltételei, XXX. Nemzetközi Hegesztési Konferencia, 2020.10.29.
- [8] Lakos Szabina: Hegesztőrobotok megfelelő karbantartása, szakkikk

HIDROGÉNNEK KITETT P355NH ANYAGÚ CSŐTÁVVEZETÉK SZAKASZOK KÖRVARRATAINAK VISELKEDÉSE TELJES MÉRETŰ SZERKEZETI ELEMEK MECHANIKAI VIZSGÁLATAI ALAPJÁN

BEHAVIOUR OF GIRTH WELDS IN P355NH PIPELINE SECTIONS EXPOSED TO HYDROGEN BASED ON FULL- SCALE TESTS

Nagy Nóra

Kovács Judit

Lukács János

Anyagszerkezzetani és Anyagtechnológiai Intézet
Miskolci Egyetem, 3515 Miskolc, Egyetemváros

nora.nagy@uni-miskolc.hu

judit.kovacs@uni-miskolc.hu

janos.lukacs@uni-miskolc.hu

Absztrakt – A hidrogén csőtávvezetékes szállítása napjaink egyik gazdasági és környezeti szempontú kihívása. A biztonságos alkalmazás megtalálásához nélkülözhetetlenek a teljes csőszakaszon végzett vizsgálatok, amelyeknek az alapcsőnél potenciálisan veszélyesebb helyekre, a körvarratokra is ki kell terjedniük. Vizsgálatainkat P355NH jelű acélból készült kísérleti csőszakaszokon végeztük, a körvarratokra fókuszálva, majd összehasonlítottuk a hidrogén kitétség nélküli és a hidrogénnek kitétt csőszakaszokon kapott eredményeket.

Abstract – Pipeline transport of hydrogen is one of today's economic and environmental challenges. In order to find a reliable application, it is essential to carry out tests on full-scale pipeline section, including the potentially more dangerous places than the main pipe, the girth welds. Our investigations were performed on full-scale experimental pipeline sections made of P355NH steel, focusing on the girth welds, and then comparing the results obtained on pipeline sections without hydrogen exposure and those exposed to hydrogen.

1. Bevezetés

A hidrogén szerepe, ezzel együtt a hidrogén ipar jelentősége mind gazdasági, mind környezeti szempontból fokozatosan és egyre nagyobb intenzitással nő. A hidrogén felhasználási helyén történő előállítása racionális célkitűzés, amely hatással van az előállítási technológiára és annak kapacitására, egyidejűleg azonban a hidrogén előállítási helyről felhasználási helyre történő szállítását is meg kell oldani. A két hely közötti távolság, tekintettel a globalizálódó gazdaság sajátosságaira, több száz, de akár több ezer kilométer is lehet, átnyúlva országhatárokon, de akár földrészeken is. Ennek egyenes

következménye a szállítási lehetőségek sokfélesége, amelyek közül a csőtávvezetékes szállításnak lehet prioritása, amely kihívásokkal is jár [1, 2].

A hidrogén csőtávvezetékes szállításának három lehetséges útja van, az egyik a meglévő földgázszállító rendszer alkalmazása lényegében változtatások nélkül, néhány % hidrogén tartalomig (*blending*), a másik a meglévő földgázszállító rendszer alkalmassá tétele a feladat ellátására, akár 100% hidrogén tartalomig (*repurposing* vagy *retrofitting*), a harmadik pedig új vezetékek építése (tisztá) hidrogén szállítására (*constructing*) [3-5]. A különböző hidrogén stratégiák [6] tartalmaznak ilyen tartalmú célkitűzéseket, a magyar hidrogén stratégia [7] „Támogató villamosenergia- és földgáz-infrastruktúra” pontjában azt olvashatjuk, hogy „2% térfogatarányos bekeverés lehetővé tétele a földgázrendszerben rövid távon, amelyet közép távon az addig elvégzett vizsgálatok függvényében emelni kell”. Mindhárom vázolt megoldás térben és időben biztonságos alkalmazása vizsgálatokon alapulhat, erre utal a magyar stratégiából idézett mondat is, amelyek között kiemelt fontosságúak a teljes csőszakaszokon végzett vizsgálatok (*full-scale tests*). Bármely csőtávvezeték rendszer csőszálai körvarratokkal kerülnek egyesítésre, és a körvarratok az alapcsőnél potenciálisan veszélyesebb helyeknek tekinthetők, ezért a vizsgálatoknak a körvarratokra is ki kell terjedniük.

Vizsgálatainkhoz körvarratokat tartalmazó kísérleti csőszakaszokat készítettünk P355NH jelű acél csövekből, majd azokat az üzemi nyomás kétszeresén, tiszta hidrogén behatásának tettük ki, 41 napon keresztül. Ezek után repesztővizsgálatokat végeztünk, és a tönkrement csőszakaszok jellegzetes helyeiről próbatesteket munkáltunk ki, mechanikai, továbbá makro- és mikroszerkezeti vizsgálatokhoz. A kapott eredményeket értékeltük és összehasonlítottuk korábbi, hidrogén kitétség nélküli csőszakaszokon elvégzett vizsgálatok adataival. Jelen közleményben bemutatjuk a teljes csőszakaszok vizsgálatára kialakított vizsgáló rendszert, az elvégzett fásztó- és repesztővizsgálatokat, a tönkrement csőszakaszokon elvégzett szakítóvizsgálatokat, valamint azok eredményeit.

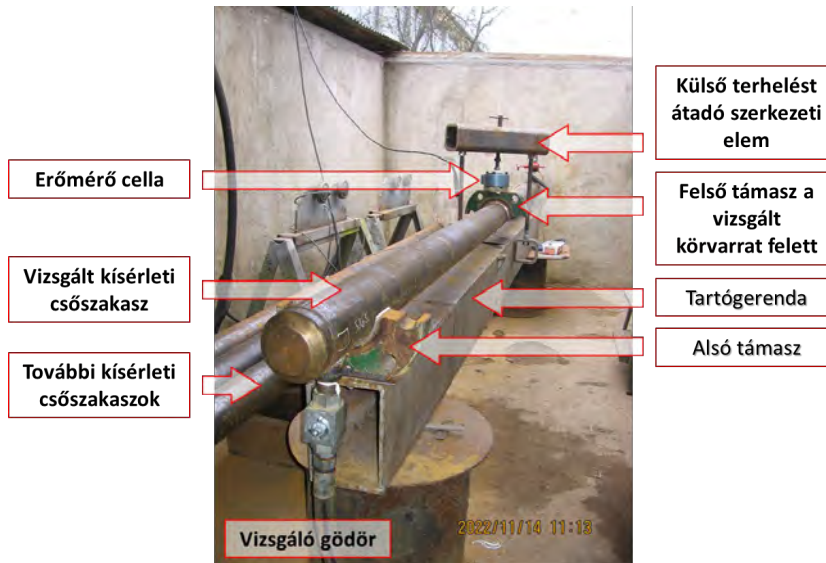
2. A vizsgáló rendszer

A vizsgáló rendszert alkotó elemek és berendezések két területen helyezkednek el, az egyik részük a laboratóriumi épületben, a másik részük pedig az épület előtt épített vizsgáló gödörben található. A vizsgálatok irányítása az épületből történik, a kísérleti csővezeték szakaszok a vizsgáló gödörben helyezkednek el. A belső nyomásnak kitétt szerkezetek vizsgálatára két független rendszer áll rendelkezésre, a külső hajlító terhelés átadásra pedig egy külön rendszert fejlesztettünk ki.

A két nyomásfokozó rendszer lényegében azonos felépítésű, az egyik 100 bar, a másik 700 bar nyomásig alkalmazható. A kisebb kapacitású rendszert a fásztóvizsgálatokhoz, a nagyobb kapacitású rendszert pedig a repesztővizsgálatokhoz használjuk; mindkét rendszer blokkdiagramja megtalálható több korábbi publikációban (például [8, 9]).

Ezen, hosszabb ideje működő képességek és kapacitások bázisán, egy egyedülálló vizsgálati rendszert fejlesztettünk ki a csővezeték szakaszok komplex terhelésű vizsgálatára. A ciklikus belső nyomásra külső hajlító terhelést szuperponálunk, három pontos hajlítási (TPB vagy 3PB) elrendezésben. A vizsgálati körvarrat a kísérleti csővezeték szakasz közepén helyezkedik el, ha pedig bemetszést is tartalmaz, akkor az

mindig a húzott oldalon található. A kísérleti elrendezés a vizsgáló gödör kulcsfontosságú elemeinek a bemutatásával együtt az 1. ábrán látható.



1. ábra

A belső nyomás(változás)ra szuperponált hajlítást megvalósító vizsgáló rendszer

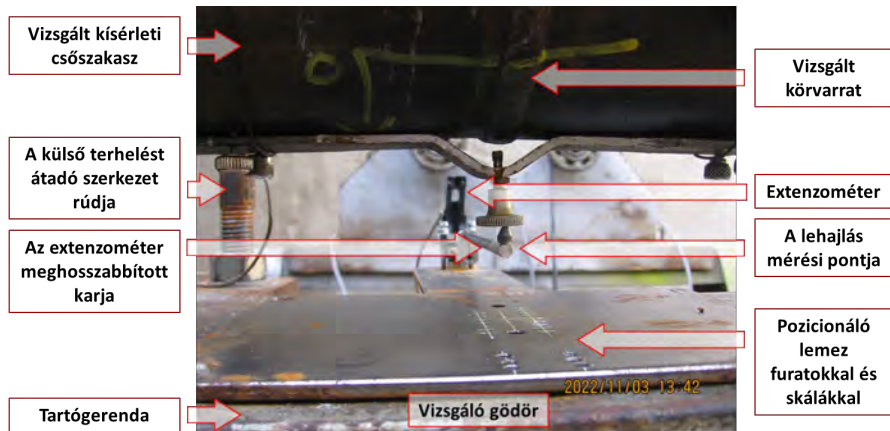
A külső terhelésből származó hajlítónyomatékot hitelesített terhelésmérő cellával állítjuk be, és azt – a lehajlás mérésén keresztül –, egy hitelesített, meghosszabbított karú extenzométerrel ellenőrizzük (2. ábra).



2. ábra

A külső terhelésből származó hajlítónyomaték beállítása a lehajlás mérésével

A vizsgált hegesztési varratok elhelyezését egy skálázott, pozicionáló furatokkal ellátott lemez segítségével végezzük el (3. ábra).



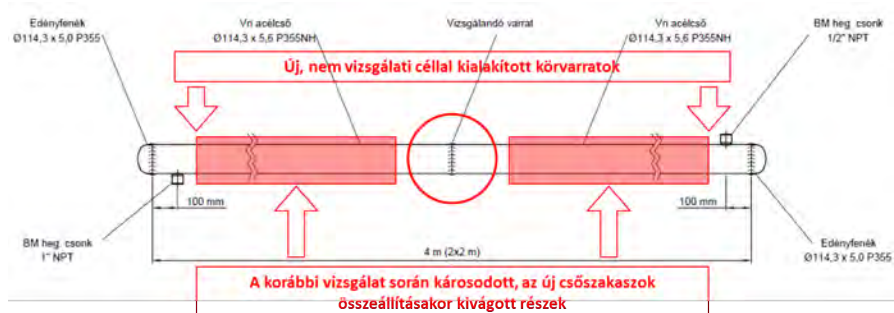
3. ábra

A vizsgált körvarrat pozicionálása és a lehajlás mérése

A repesztési folyamatot két videókamerával rögzítjük, amelyek a vizsgáló gödör szélén helyezkednek el, és felülről követik a repesztési folyamatot. Az egyik kamera a vizsgált csővezeték szakasz hossz tengelyével párhuzamosan, a másik pedig arra merőlegesen kerül pozicionálásra.

3. A kísérleti csőszakaszok

A hidrogénnek kitett csőszakaszok kialakítására olyan csőszakaszokból került sor, amelyeken korábban, fárasztó- és repesztővizsgálatokat végeztünk. Az eredeti csőszakaszokat (rajz) és azok átalakítását (piros színű részek) a 4. ábra szemlélteti.



4. ábra

Az eredeti csőszakaszok és azok átalakítása

Összesen öt csőszakasz átalakítására került sor, amelyek közül jelen közleményben a 41 nap hidrogén kitétségű csőszakaszok vizsgálatait mutatjuk be. (Két további csőszakasz tervezett kitétségi ideje 90 nap, az ötödik csőszakaszé pedig 150 nap.) Az átalakított csőszakaszokat az 5. ábra mutatja be.



5. ábra

A hidrogén kitétség megvalósításához kialakított csőszakaszok

A hidrogén kitétség megvalósítására a Linde Gáz Magyarország Zrt. budapesti telephelyén került sor, az üzemi nyomás (64 bar) kétszeresén (128 bar), tiszta hidrogénben, 41 napon keresztül. A csőszakaszokat a 6. ábra szemlélteti.



6. ábra

A csőszakaszok hidrogén kitétségének megvalósítása a Linde Gáz Magyarország Zrt. budapesti telephelyén

A vizsgálati varratok ipari körülmények között, kézi ívhegesztéssel (PH és PJ pozíciók), az új, nem vizsgálati céllal kialakított körvarratok pedig műhely körülmények között (PA pozíció), tömör pálcával végzett volfrámelektrodás, semleges védőgázos ívhegesztéssel (gyök) és kézi ívhegesztéssel (töltő és takaró réteg) készültek (hibrid varratok).

4. Vizsgálatok

4.1 Teljes csőszakaszok vizsgálata hidrogén kitétség nélkül

A hidrogén kitétség nélküli kísérleti csőszakaszok vizsgálati adatait az 1. táblázat foglalja össze. Az Y4 csőszakasz esetében a külső terhelésből származó feszültség (a húzott oldalon) a belső nyomás maximális értékéből származó tengelyirányú feszültség (σ_a) kétszerese volt ($2 * \sigma_a$).

1. táblázat A hidrogén kitétség nélküli kísérleti csőszakaszok vizsgálati adatai

A csővezeték szakasz jele	A belső nyomás tartománya	A fárasztási ciklusok száma [ciklus]	Külső terhelés	A bemetszés elhelyezkedése (névleges mélység)	A bemetszés névleges hossza [mm]
Y3	N/A	N/A	N/A	N/A	N/A
Y2	(0,6-1) * MAOP	100 000	N/A	N/A	N/A
Y4	(0,6-1) * MAOP	100 000	$2 * \sigma_a$	N/A	N/A

4.2 Teljes csőszakaszok vizsgálata hidrogén kitétséggel

A hidrogénnek kitétt csőszakaszokat – amelyknél az eredeti jelhez egy „H” betűt illesztettünk –, a 41 nap letelte után visszaszállítottuk a Miskolci Egyetemre és a következő napon elvégeztük azok repesztővizsgálatát. Mivel a csőszakaszok névlegesen 300 bar nyomás eléréséig nem szakadtak fel, ezért azokba egyre mélyebb bemetszéseket munkáltunk, majd a repesztőkísérletet többször megismételtük. A hosszirányú bemetszések a körvarratra merőlegesen és szimmetrikusan, a kerület menti bemetszések pedig a körvarrat hőhatásövezetében helyezkedtek el. A HY2 jelű csőszakaszon a harmadik felterhelés után következett be a tönkremenetel, a HY4 jelű csőszakasz esetében, annak negyedik felterhelése után, a bemetszés mélyítések a falvastagság átvágásra került, így újabb felterhelést már nem tudtunk elvégezni. A hidrogénnek kitétt kísérleti csőszakaszok vizsgálati adatait a 2. táblázat foglalja össze, a szürke sorok a kitétség nélküli esetek, a HY2 és a HY4 jelek utáni számok pedig az egymást követő felterhelések sorszámait.

2. táblázat A hidrogénnek kitétt kísérleti csőszakaszok vizsgálati adatai

A csővezeték szakasz jele	A belső nyomás tartománya	A fárasztási ciklusok száma [ciklus]	Külső terhelés	A bemetszés elhelyezkedése (névleges mélység)	A bemetszés névleges hossza [mm]
Y2	(0,6-1) * MAOP	100 000	N/A	N/A	N/A
HY2-1	N/A	N/A	N/A	N/A	N/A
HY2-2	N/A	N/A	N/A	hosszirányú (0,50 * t)	80
HY2-3	N/A	N/A	N/A	hosszirányú (0,67 * t)	80
Y4	(0,6-1) * MAOP	100 000	$2 * \sigma_a$	N/A	N/A
HY4-1	N/A	N/A	N/A	N/A	N/A
HY4-2	N/A	N/A	N/A	kerület menti (0,50 * t)	40
HY4-3	N/A	N/A	N/A	kerület menti (0,67 * t)	40
HY4-4	N/A	N/A	N/A	kerület menti (0,80 * t)	40

4.3 Szakítóvizsgálatok

A szakítóvizsgálatok elvégzéséhez az alapanyagból és a hegesztett kötésekből ívelt lapos próbatesteket munkáltunk ki, a [10] előírásnak megfelelően; minden vizsgálati mintába három-három próbatest tartozott. A vizsgálatokra MTS gyártmányú elektro-hidraulikus anyagvizsgáló rendszeren került sor, számítógépes vezérléssel és adatgyűjtéssel.

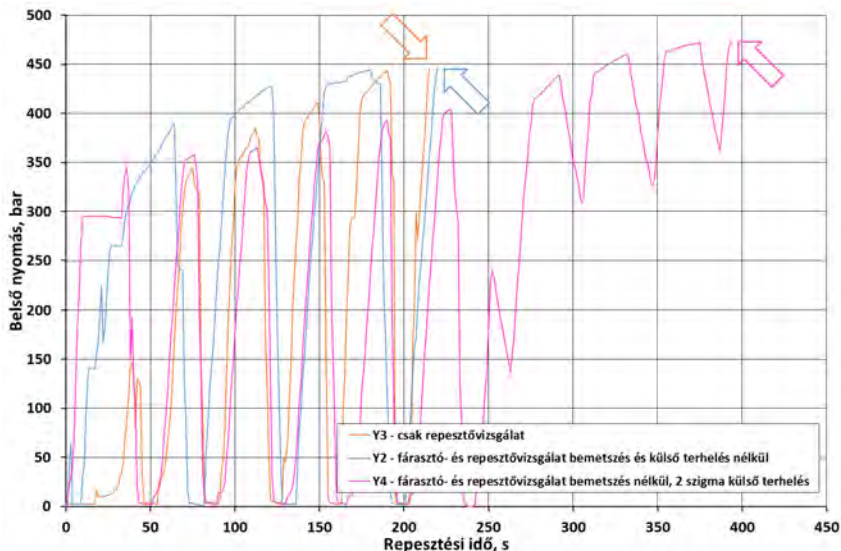
5. Vizsgálati eredmények

5.1 Teljes csőszakaszok vizsgálata hidrogén kitétség nélkül

A hidrogén kitétség nélküli kísérleti csőszakaszok vizsgálati eredményeit a 3. táblázat foglalja össze, a biztonsági tényező a tönkremeneteli nyomás és az üzemi nyomás (64 bar) hányadosa. A repesztővizsgálat során felvett nyomás-idő függvények a 7. ábrán láthatók.

3. táblázat A hidrogén kitétség nélküli kísérleti csőszakaszok repesztővizsgálati eredményei

A csővezeték szakasz jele	A bemetszés elhelyezkedése (névleges mélység)	A bemetszés névleges hossza [mm]	A tönkremenetel helye, repesztési nyomás [bar]	Biztonsági tényező [-]
Y3	N/A	N/A	cső palást, 447	6,97
Y2	N/A	N/A	cső palást, 447	6,98
Y4	N/A </td <td>N/A</td> <td>cső palást, 473</td> <td>7,39</td>	N/A	cső palást, 473	7,39



7. ábra

A hidrogén kitétség nélküli kísérleti csőszakaszok repesztővizsgálatainak nyomás-idő függvényei. Az Y2 csőszakasz tönkremenetelének pillanata a 8. ábrán látható.



8. ábra

Az Y2 kísérleti csőszakasz tönkremenetelének pillanata

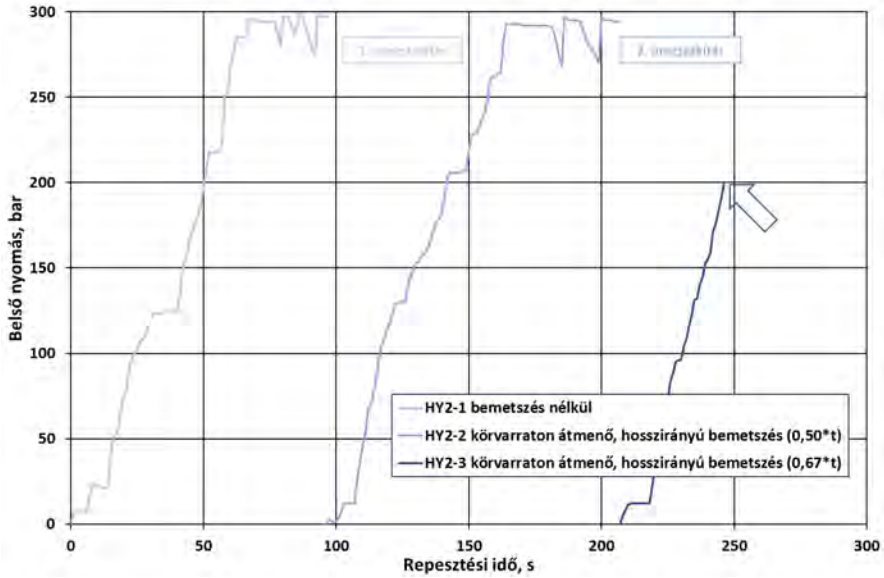
5.2 Teljes csőszakaszok vizsgálata hidrogén kitétséggel

A hidrogénnek kitett csőszakaszok repesztővizsgálati eredményeit a 4. táblázat mutatja be, ahol a szürke sorokban ezúttal is a kitétség nélküli esetek adatai találhatóak.

4. táblázat A hidrogénnek kitett kísérleti csőszakaszok repesztővizsgálati eredményei

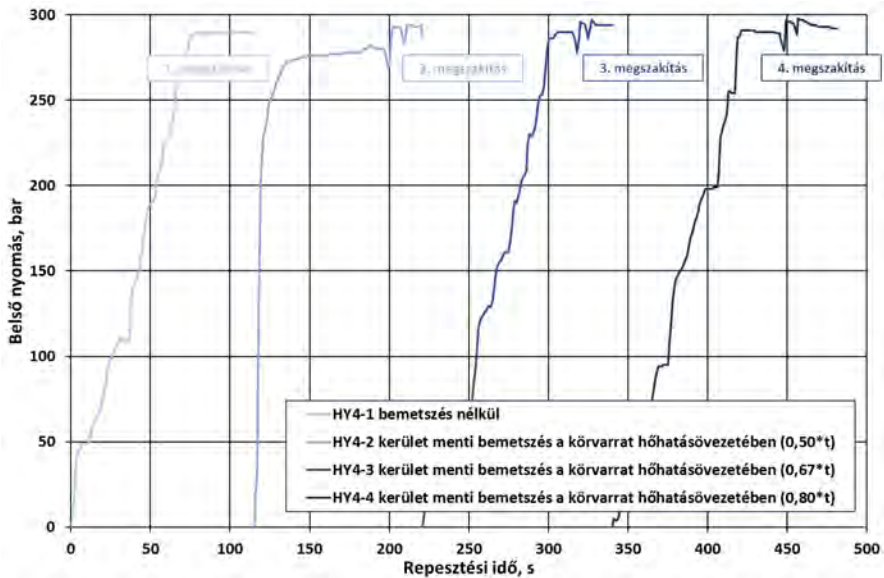
A csővezeték szakasz jele	A bemetszés elhelyezkedése (névleges mélység)	A bemetszés névleges hossza [mm]	A tönkremenetel helye, repesztési nyomás [bar]	Biztonsági tényező [-]
Y2	N/A	N/A	cső palást, 447	6,98
HY2-1	N/A	N/A	nincs, > 299	> 4,64
HY2-2	hosszirányú (0,50 * t)	80	nincs, > 297	> 4,67
HY2-3	hosszirányú (0,67 * t)	80	bemetszés, 199	3,11
Y4	N/A	N/A	cső palást, 473	7,39
HY4-1	N/A	N/A	nincs, > 290	> 4,53
HY4-2	kerület menti (0,50 * t)	40	nincs, > 294	> 4,59
HY4-3	kerület menti (0,67 * t)	40	nincs, > 297	> 4,64
HY4-4	kerület menti (0,80 * t)	40	nincs, > 298	> 4,66

A repesztővizsgálatok során felvett nyomás-idő függvények a 9. és a 10. ábrákon láthatók. Az ábrák mind a csőszakaszok (HY2 és HY4), mind az egyes felterhelések esetében azonos jellegű görbéket mutatnak, de nem szemléltetik azokat a néhány perces idő intervallumokat, amelyekben a bemetszések elkészítése, illetve mélyítése megtörtént, természetesen nyomásmentesített állapotban.



9. ábra

A hidrogénnek kitett HY2 kísérleti csőszakasz repesztővizsgálatainak nyomás-ido függvényei



10. ábra

A hidrogénnek kitett HY4 kísérleti csőszakasz repesztővizsgálatainak nyomás-ido függvényei



11. ábra

A HY2 kísérleti csőszakasz tönkremenetelének pillanata (HY2-3)

5.3 Szakítóvizsgálatok

Ismert tény, hogy a szakítóvizsgálati mérőszámok közül az alakváltozási (jellegű) mérőszámok és az azokból származtatott mennyiségek jobban kifejezik az esetleges elridegedési hajlamot, mint a szilárdsági (jellegű) mérőszámok. Az előbbieket közé tartozik a százalékos szakadási nyúlás (A), a százalékos keresztmetszet-csökkenés vagy kontrakció (Z) és az elridegedési index (EI), amelyet az (1) összefüggéssel számolhatunk ki:

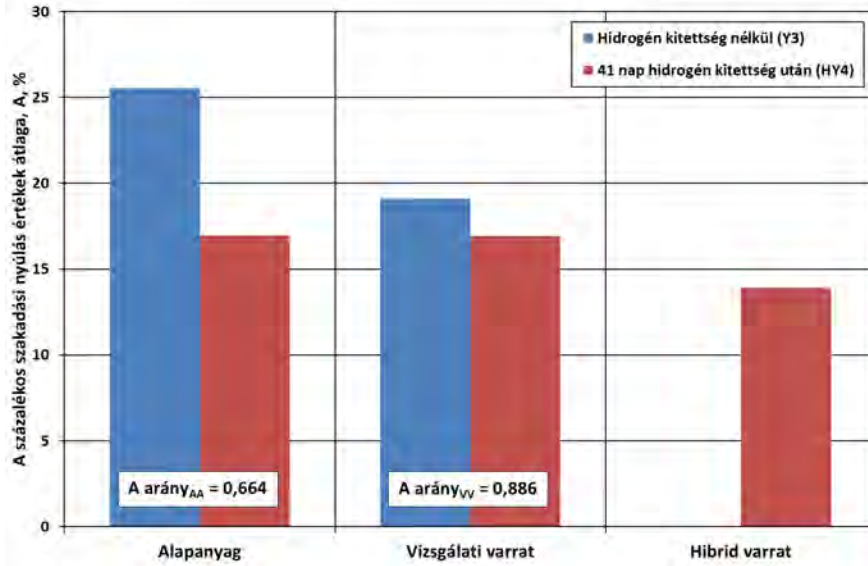
$$EI = (Z_{\text{referencia közeg}} - Z_{\text{hidrogén közeg}}) / Z_{\text{referencia közeg}} \quad (1)$$

A százalékos szakadási nyúlás és a százalékos keresztmetszet-csökkenés esetében a hidrogénnek való kitettség hatása annál jobban jelentkezik, minél nagyobb a kitettség esetén kapott érték és a kitettség nélküli érték különbsége. Az elridegedési index esetében, az (1) összefüggésből következően, minél közelebb vagyunk a zérus értékhez, annál kevésbé hajlamos az alapanyag, illetve a hegesztett kötés az elridegedésre. Ennek kifejezésére a [11] munka szerzői, 24 °C-on és 69 bar hidrogén nyomáson elvégzett vizsgálatokra alapozva, hidrogénes elridegedési kategóriákat is meghatároztak, a következők szerint:

- elhanyagolható (EI = 0,00 – 0,03),
- alacsony (EI = 0,04 – 0,10),
- magas (EI = 0,11 – 0,30),
- súlyos (EI = 0,31 – 0,50),
- rendkívüli (EI = 0,51 – 1,00).

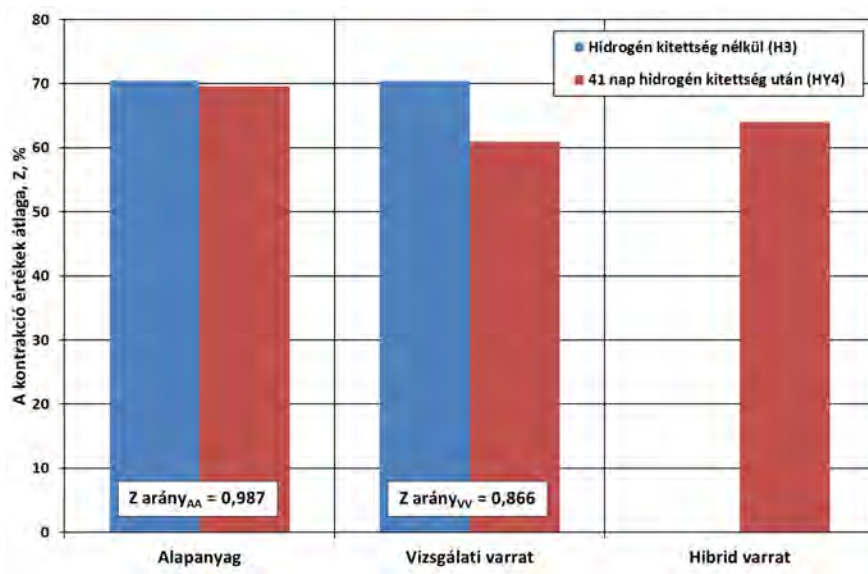
A szakítóvizsgálatok kiértékelése után kapott eredményeket a 12-14. ábrákon mutatjuk be. A 12. és a 13. ábrákon a hibrid varratokra vonatkozó adatok is szerepelnek, amelyeknek

hidrogén kitétség nélküli előzményei nincsenek, mivel ilyen varratok nem készültek. A hibrid varratok összehasonlítására a különböző kitétségi idők esetében lesz lehetőség.



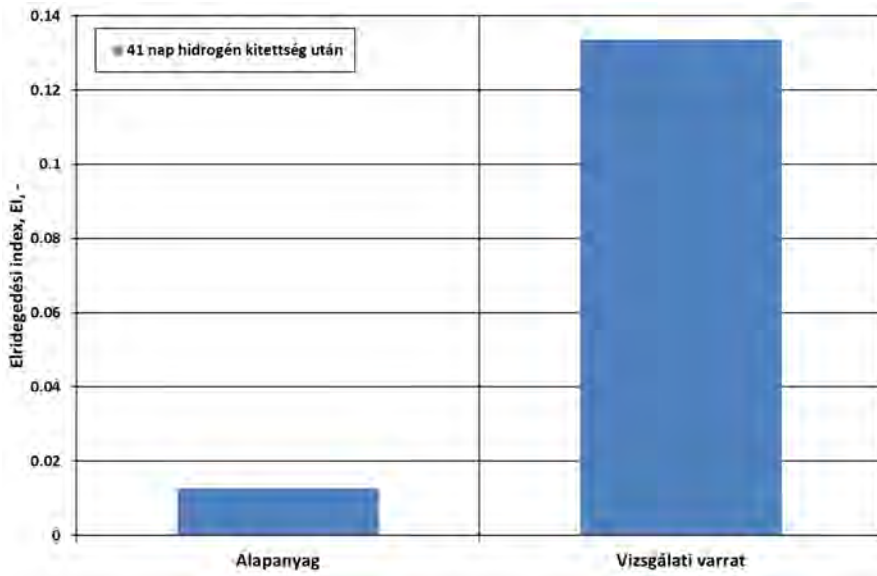
12. ábra

A hidrogén kitétség hatása a százalékos szakadási nyúlás értékek átlagára



13. ábra

A hidrogén kitétség hatása a százalékos keresztmetszet-csökkenés értékek átlagára



14. ábra

Az elridedési index értékei 41 nap hidrogén kitettség után

6. Összefoglalás

Az elvégzett vizsgálatok és azok eredményei alapján a következő, összegző megállapítások tehetők.

- A kifejlesztett vizsgálati elrendezés alkalmas kísérleti csőszakaszok statikus, illetve ciklikus belső nyomással és statikus hajlítónyomatékkal való komplex terhelésére. Az elrendezés és a módszertan általánosnak tekinthető, a geometriai méretek, azok közül is elsősorban a cső külső átmérője, azonban hatással vannak az elrendezés fő méreteire, illetve azok arányaira.
- A hidrogén kitettség nélküli kísérleti csőszakaszok fárasztóvizsgálatok utáni repesztővizsgálatai során a tönkremenetel az üzemi nyomást jelentősen meghaladó nyomásokon következett be. Sem a fárasztó igénybevételnek (100 000 ciklus), sem a többlet terhelésnek nem volt szignifikáns hatása a tönkremeneteli nyomás értékére, a felhasadás minden esetben a cső palástfelületén következett be, a vizsgálati körvarratok nem károsodtak.
- A hidrogénnek kitett, bemetszés nélküli kísérleti csőszakaszok tönkremenetele az üzemi nyomás értékének közel ötszöröséig nem következett be, a vizsgálati körvarratok nem károsodtak. A vizsgálati körvarratok a hőhatásövezetükben lévő, kerület irányú és 40 mm hosszúságú mesterséges bemetszésekkel, a falvastagság 80%-os mélységéig ugyancsak elviselték az üzemi nyomás közel ötszörösét. A vizsgálati körvarratokra merőleges, hosszirányú és 80 mm hosszúságú, mesterséges bemetszések esetében, a tönkremenetel a mesterséges bemetszésben, a

falvastagság 67%-os mélységénél bekövetkezett, az üzemi nyomás értékének háromszorosánál.

- A kísérleti csőszakaszokból a repesztővizsgálatok után kimunkált próbatesteken elvégzett szakítóvizsgálatok alakváltozási mérőszámai és a kontrakció értékeiből képzett elrúgási indexek a hidrogén kitétség kedvezőtlen befolyásoló hatására utalnak. Nincs még elegendő adat annak igazolására, hogy a kedvezőtlen hatások az alapanyag és a hegesztett kötések esetében szignifikánsan különböznek-e, vagy sem.
- A kísérleti munka folytatása szükséges, amelynek során egyrészt további mechanikai tulajdonságokat szükséges összehasonlítani, és az elemzéseket makro- és mikro-szerkezeti vizsgálatok eredményeivel kell kiegészíteni. Másrészt, a szisztematikus vizsgálatokat hosszabb kitétségi idők esetén meg kell ismételni a várható tendenciák minél teljesebb feltérképezése érdekében.

Köszönetnyilvánítás

Szerzők köszönetüket fejezik ki a *Linde Gáz Magyarország Zrt.*-nek, személyesen *Dr. Gyura László* hegesztéstechnológiai vezetőnek, a kísérleti csőszakaszok hidrogén kitétségének a megvalósításáért.

Irodalomjegyzék

- [1] Net Zero by 2050 – A Roadmap for the Global Energy Sector. 4th revision, International Energy Agency, 2021. <https://www.iea.org/reports/net-zero-by-2050>
- [2] Hydrogen Roadmap Europe – A Sustainable Patway for the European Energy Transition. 1st edition, Fuel Cells and Hydrogen 2 Joint Undertaking, 2019. https://www.clean-hydrogen.europa.eu/document/download/b4ea2b61-a7da-4484-a522-1b2232bff134_en?filename=Hydrogen%20Roadmap%20Europe_Report.pdf
- [3] Global Hydrogen Review 2022. International Energy Agency, 2022. <https://www.iea.org/reports/global-hydrogen-review-2022>
- [4] Hydrogen infrastructure – the pillar of energy transition – The practical conversion of long-distance gas networks to hydrogen operation. Whitepaper, Siemens Energy, Gascade Gastransport GmbH, Nowega GmbH, 2020. <https://www.gascade.de/fileadmin/downloads/wasserstoff/whitepaper-h2-infrastructure.pdf>
- [5] European Hydrogen Backbone – How a dedicated infrastructure can pave the way to large-scale competitive hydrogen for the European market, Guidehouse, 2020. https://gasforclimate2050.eu/sdm_downloads/european-hydrogen-backbone/
- [6] Hydrogen on the horizon: ready, almost set, go? Working Paper National Hydrogen Strategies World Energy Council, in collaboration with EPRI and PwC, 2021. https://www.worldenergy.org/assets/downloads/Working_Paper_-_National_Hydrogen_Strategies_-_September_2021.pdf
- [7] Magyarország Nemzeti Hidrogénstratégiája – Stratégia a tiszta hidrogén és hidrogéntekológiák hazai bevezetésére és a hidrogénipar háttérbázisának megteremtésére, 2021. <https://kormany.hu/dokumentumtar/magyarorszag-nemzeti-hidrogenstrategiaja>

- [8] I. Török, Gy. Nagy, J. Lukács: Szénhidrogénszállító csőtávvezeték-szakaszok roncsolásos vizsgálatának tapasztalatai. *Anyagok Világa*, 2002. http://anyagokvilaga.hu/tartalom/2002/szept/torok_nagy_lukacs.htm
- [9] J. Lukács, Gy. Nagy, I. Harmati, F. R. Koritárné, K. Zs. Kuzselláné: Szemelvények a mérnöki szerkezetek integritása témaköréből. Szerk.: J. Lukács. Miskolci Egyetem Miskolc, 2012, 334 p.
- [10] MSZ EN ISO 6892-1:2020: Fémek. Szakítóvizsgálat. 1. rész: Vizsgálati módszer szobahőmérsékleten (ISO 6892-1:2019)
- [11] A. Campari, F. Ustolin, A. Alvaro, N. Paltrinieri: A review on hydrogen embrittlement and risk-based inspection of hydrogen technologies. *International Journal of Hydrogen Energy*, Vol. 48, Iss. 90, 2023, pp. 35316-35346, <https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2023.05.293>

KÜLÖNBÖZŐ PARAMÉTEREK HATÁSA A VARRATGEOMETRIÁRA KÉZI LÉZERES HEGESZTÉS ESETÉN

THE EFFECTS OF DIFFERENT PARAMETERS ON THE WELD GEOMETRY IN CASE OF MANUAL LASER BEAM WELDING

Simon Virág
Budapesti Műszaki és
Gazdaságtudományi Egyetem
simon.virag240@gmail.com

Abaffy Károly
Linde Gáz Magyarország Zrt.
karoly.abaffy@linde.com

Varbai Balázs
Budapesti Műszaki és
Gazdaságtudományi Egyetem
varbai.balazs@gpk.bme.hu

Gyura László
Linde Gáz Magyarország Zrt.
laszlo.gyura@linde.com

Absztrakt – Kutatómunkánk során különböző paraméterek varratgeometriára gyakorolt hatását vizsgáltuk kézi lézeres hegesztés esetén. Eredményként azt kaptuk, hogy teljes beolvadás csak a pontszerű mozgatással érhető el. Eredményül kaptuk továbbá, hogy a varratszélesség a lézerteljesítmény növelésével közel lineárisan nő, a beolvadási mélység pedig bizonyos teljesítményszint felett nem nő tovább. Az argon védőgáz használata eredményezte a legkisebb geometriai jellemzőkkel rendelkező varratot, míg hélium védőgáz alkalmazásával keletkezett a legmélyebb varrat.

Abstract – In our research we investigated the effects of different parameters on the weld geometry in case of manual laser beam welding. The results showed that complete fusion can only be achieved with spot movement. It was also found that the weld width increases almost linearly with increasing laser power, and that the fusion depth does not increase above a certain power level. The use of argon shielding gas resulted in a weld with the smallest dimensions, while the use of helium shielding gas resulted in the deepest weld.

1. Bevezetés

A lézeres hegesztés gépesített változata számos előnyének köszönhetően igen elterjedt eljárásnak számít az iparban. Az erősen koncentrált lézersugár kis területre fókuszálva az anyagnak csak kis felületét olvasztja meg, így a hagyományos ömlesztőhegesztési eljárásokhoz képest kisebb hőbevitelt és csekély hőhatásövezetet eredményez [1]. A kisebb hőbevitel minimálisra csökkenti a munkadarab belső feszültségek által kiváltott torzulását [2]. A lézeres hegesztés további előnye, hogy nagy feldolgozási sebességet és ezáltal nagy termelékenységet tesz lehetővé [3]. Az elmúlt évek során elérhetővé váltak a piacon a kézi lézeres hegesztőberendezések, amelyek könnyű hegesztőpisztollyal és munkakábelrel, valamint könnyen mozgatható, kompakt sugárforrással felhasználóbarát kezelhetőséget kínálnak. Az ilyen berendezések gyorsan terjednek el, Magyarországon is több cég használ és forgalmaz kézi lézeres hegesztőgépeket. Ennek ellenére jelenleg nagyon kevés tapasztalat áll rendelkezésre ezzel az eljárásváltozattal kapcsolatban.

Jelen kutatásunkban a haladási sebesség, a lézerteljesítmény, a lézersugár mozgatósi mód, valamint a védőgáz hatását vizsgáltuk a varratgeometriára ausztenites rozsdamentes acél kézi lézeres hegesztése esetén.

2. Hegesztés és kiértékelés menete

A következőkben a kísérletsorozatok hegesztésének, majd kiértékelésének menetét ismertetem.

2.1 A hegesztés menete

Kutatómunkánk során négy, sorrendben 10-10 db és 5-5 db hernyóvarratból álló kísérletsorozatot készítettünk kézi lézeres hegesztéssel, hozaganyag alkalmazása nélkül. Alapanyagként 2,7 mm falvastagságú, 42 mm külső átmérőjű, 1.4301 anyagminőségű ausztenites rozsdamentes acél csöveket használtunk fel.

Általánosságban a felhasznált acél százalékos kémiai összetétele az 1. táblázatban látható.

1. táblázat Az 1.4301 anyagminőségű acél százalékos kémiai összetétele [4]

C	Si	Mn	P	S	N	Cr	Ni	Fe
≤0,07	≤1,00	≤2,00	≤0,045	≤0,03	≤0,10	17,5-19,5	8,0-10,5	mar.

A kísérletsorozatok hernyóvarratait a kínai Jinan Xintian Technology Co. nevű cég által gyártott XTW-1000 típusú optikai szálak kézi lézeres hegesztőberendezéssel készítettük el. A berendezés 1080 nm hullámhosszúságú lézersugár előállítására képes. A gép által leadott maximális teljesítmény 1000 W. A hegesztőgép kezelőfelülete a leadott lézerteljesítmény százalékos formában történő beállítását teszi lehetővé. Kiválasztható ezen kívül a lézersugár pisztolyon belüli mozgatójának módja, valamint beállítható ezen

mozgatás frekvenciája és amplitúdója. A lézersugár mozgatás frekvenciája minden kísérletsorozatunk esetén 10 Hz, amplitúdója pedig 3 mm volt.

Az első két kísérletsorozat a haladási sebesség és a lézerteljesítmény varratgeometriára gyakorolt hatásának vizsgálatára irányult. Az első kísérletsorozat esetén 24 cm/min, a második kísérletsorozat esetén 40 cm/min haladási sebességet állítottunk be. A leadott lézerteljesítményt 100%-tól 20%-ig 10%-onként változtattuk. Mivel előkísérleteink során azt tapasztaltuk, hogy ezen haladási sebességek mellett 10%-os teljesítményszinten nem jön létre beolvadás, így a 10%-os teljesítményszintet jelen kutatásunkból kihagytuk. A felhasznált védőgáz 4.6 tisztaságú, 2,5 bar nyomású nitrogén volt, a beállított lézersugár mozgatási mód pedig a pontszerű, tehát a lézersugár pisztolyon belüli mozgatása nélkül készültek a hernyóvarratok.

A harmadik és a negyedik kísérletsorozatot a lézersugár mozgatási mód és az alkalmazott védőgáz varratgeometriára gyakorolt hatásának vizsgálata céljából készítettük. Haladási sebességnek mindkét kísérletsorozat esetén 40 cm/min-t határoztunk meg, a lézerteljesítményt 80%-ra állítottuk be. A harmadik kísérletsorozat esetén a lézersugár mozgatási módot változtattuk, a beállított mozgatási módok sorrendben: pont, vonal, kör, háromszög, homokóra. Védőgázként 2,5 bar nyomású, 4.6 tisztaságú nitrogént alkalmaztunk. A negyedik kísérletsorozat esetén a mozgatási mód végig pontszerű maradt, az alkalmazott védőgázok és gázkeverékek sorrendben a következők voltak, 2,5 bar nyomáson: 4.6 tisztaságú nitrogén, 4.6 tisztaságú argon, 4.6 tisztaságú hélium, 95% nitrogén + 5% hidrogén keverék, 93,5% argon + 6,5% hidrogén keverék.

Fontos kiemelni, hogy annak érdekében, hogy a varratok reprodukálhatóságát növeljük és az emberi kéz bizonytalanságából eredő hibákat kiküszöböljük, a kézi lézeres hegesztőpisztolyt a stabilitását biztosítandó készülékbe fogtuk be. Az egyenletes haladási sebesség biztosításának érdekében a cső alapanyagot forgató berendezés segítségével forgattuk.

2.2 A kiértékelés menete

A próbatestekből keresztirányú csiszolatokat készítettünk a következőkben ismertetett módon. A vágást Struers Discotom-10 típusú vízzel hűthető tárcsás vágógéppel végeztük. A mintákat beagyazás után P2500-as finomságig csiszoltuk, ezután 3 µm-es gyémántszemcséket tartalmazó szuszpenzió alkalmazásával políroztuk. A varratgeometriát maratás segítségével tettük láthatóvá, amelyhez a következő összetételű Adler megnevezésű marószert használtuk:

- 9 g réz-ammónium-klorid,
- 150 ml sósav,
- 45 g vas III.-klorid 6-hidrát,
- 75 ml desztillált víz.

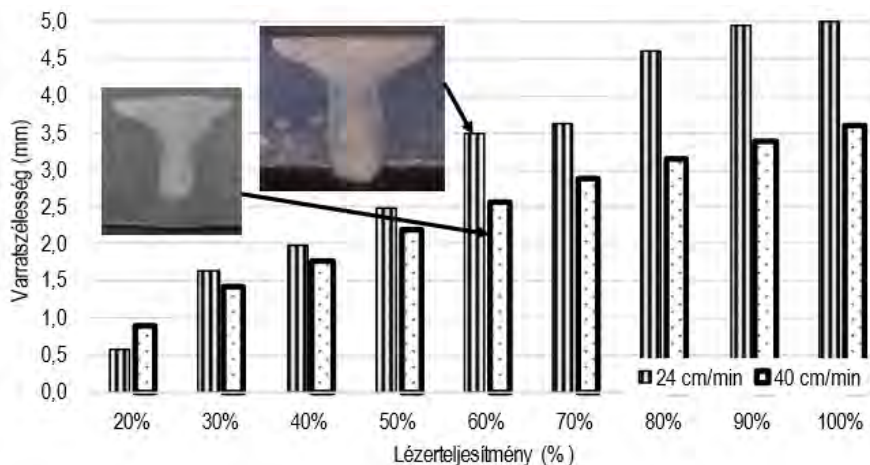
A varratokat Olympus SZX 16 típusú sztereomikroszkóp alatt vizsgáltuk. A varratgeometriáról végül a Stream Essentials nevű program segítségével fényképeket készítettünk, amelyeken lemértük a varratszélesség, a beolvadási mélység és a varrat terület értékeit. Ezen értékekből diagramokat készítettünk, melyek a geometriai jellemzők alakulását mutatják a lézerteljesítmény, a haladási sebesség, a felhasznált

védőgáz, valamint a lézersugár mozgatósi mód függvényében. A diagramokon néhány mikroszkópi képet feltüntettünk a kialakult varratgeometriák szemléltetése céljából.

3. Eredmények és kiértékelésük

Az 1-3. ábrákon látható csiszolati képeket tanulmányozva megállapítható, hogy a pontszerű mozgatósi mód alkalmazásával két részből – egy szélesebb és sekélyebb hővezetési részből, valamint egy keskenyebb és mélyebb mélyvarratos részből – álló varratalak keletkezett. Ezen kívül látható, hogy a vizsgált varratok esetén igen csekély hőhatásövezet alakult ki.

Az 1. ábra a varratszélesség értékeit ábrázolja a lézerteljesítmény és a haladási sebesség függvényében. A diagram alapján levonható a következtetés, hogy a teljesítmény növelésével mindkét haladási sebesség esetén közel lineárisan nő a varrat szélessége. A 24 cm/min haladási sebesség mellett meredekebb lesz az értékekre illeszhető egyenes, míg a 40 cm/min haladási sebesség esetén kevésbé meredek. Megállapítható, hogy mind a lézerteljesítmény növelése, mind a haladási sebesség csökkentése a varratszélesség növekedéséhez vezet. A beillesztett mikroszkópi képeken jól látszik, hogy ugyanazon a teljesítményszinten nagyobb haladási sebesség kisebb szélességű varrat kialakulását eredményezi.

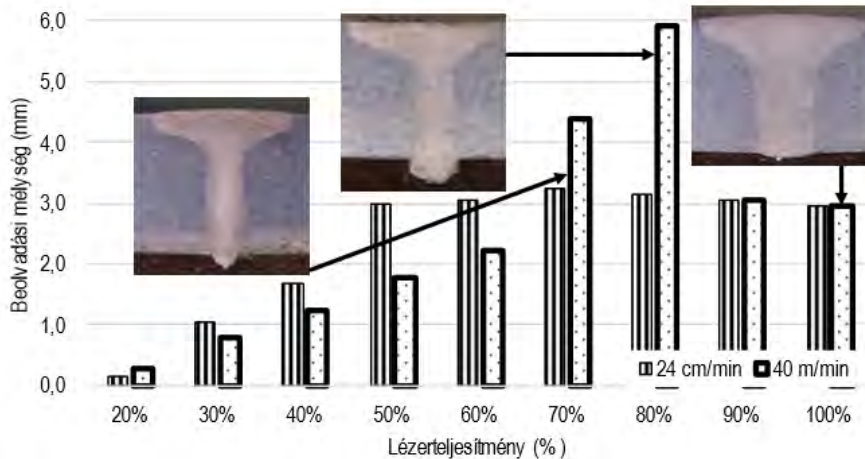


1. ábra

Varratszélesség a lézerteljesítmény és a haladási sebesség függvényében

A 2. ábrán a beolvadási mélység alakulása látható a lézerteljesítmény és a haladási sebesség függvényében. Megfigyelhető, hogy a beolvadási mélység bizonyos teljesítményszint felett nem nő tovább. Érdekes megfigyelni, hogy 70-80%-os teljesítményszinten a 40 cm/min haladási sebesség mellett készített varrat beolvadási mélysége jelentősen meghaladja a 24 cm/min haladási sebesség mellett hegesztettét. 80%-nál majdnem kétszeres beolvadási mélységű varrat keletkezett, hiszen előbbi 5,91

mm beolvadási mélységet ért el, míg utóbbi csak 3,14 mm beolvadási mélységet. A beillesztett mikroszkópi képeket és a diagramok adatait szemügyre véve azt a megállapítást lehet tenni, hogy a vizsgált haladási sebességek esetén varratlak 70-80% esetén karsú és mély, 90-100% esetén pedig szélesebb és kisebb beolvadású.



2. ábra

Beolvadási mélység a lézer teljesítmény és a haladási sebesség függvényében

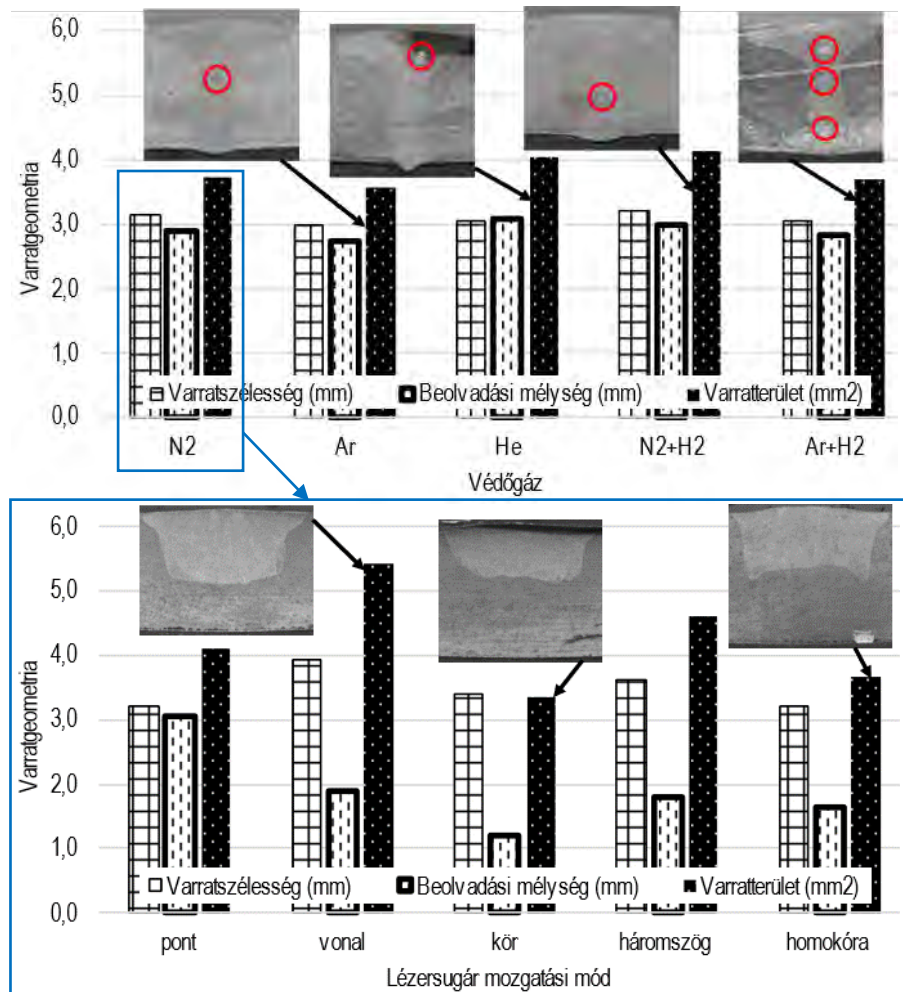
A 3. és a 4. ábra a varratszélesség, a beolvadási mélység és a varratterület értékeit ábrázolja az alkalmazott védőgáz és a lézersugár mozgatási mód függvényében. Ezek összehasonlítása után megállapítható, hogy a védőgáz változtatása jóval kevésbé befolyásolja a varratlakot, mint a lézersugár mozgatási mód.

A 3. ábrát szemügyre véve megállapítható, hogy az argon védőgáz alkalmazásával készített varrat mindhárom geometriai jellemzője csekély a többi varrathoz képest. A legnagyobb beolvadási mélység értéket a hélium védőgáz felhasználásával érték el, amely viszonylag kis varratszélesség értékkel párosul. A varratszélesség és a varratterület tekintetében is a nitrogén-hidrogén védőgázkeverék alkalmazásával érték el a legnagyobb értéket. Az eredményeket megfigyelve látható, hogy az argon-hidrogén gázkeverék esetén az argon mindhárom értéket jelentősen csökkenti a nitrogén-hidrogén gázkeverék felhasználásával kapott eredményekhez képest. A bevett szokás szerint nitrogén védőgáz alkalmazásával készített hernyóvarrat mindhárom értéke a mezőny közepén található.

A 4. ábra minden varrata nitrogén védőgáz alkalmazásával készült, ez a kísérletsorozat egy példa arra, hogy hogyan befolyásolja a varratgeometriát a lézersugár mozgatási mód egy adott védőgáz felhasználása mellett (kékkel jelölve).

A 4. ábrát megfigyelve látható, hogy pont alakú mozgatási mód mellett, azaz a lézersugár mozgatása nélküli esetben keletkezett a legkeskenyebb varrat, míg vonalszerű mozgatási mód alkalmazása mellett a legszélesebb. A beolvadási mélységeket megfigyelve látható, hogy a lézersugár mozgatása nélkül elkészített varrat bír a legnagyobb beolvadási mélységgel, csak ezzel a mozgatási móddal érték el teljes beolvadást a kísérleti paramétereink mellett. A legkisebb beolvadási mélység a kör alakú mozgatási mód esetén keletkezett. A legnagyobb varratterületet, azaz a legtöbb átolvasztott anyagot a vonalszerű

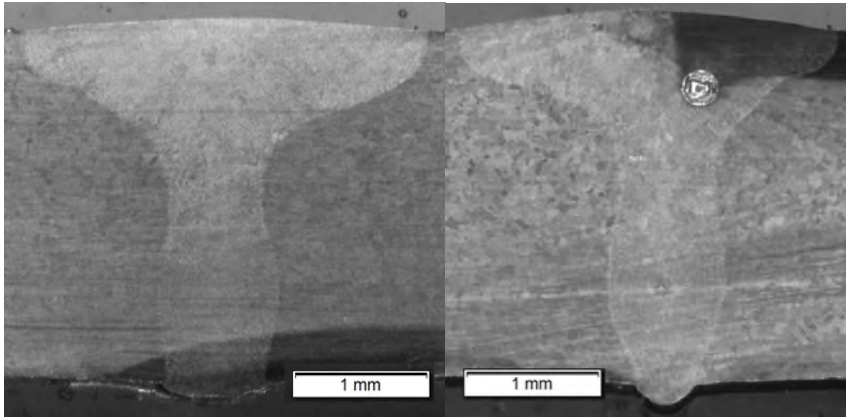
mozgatási mód eredményezte. A mikroszkópi képeken megfigyelhető, hogy az egyes lézersugár mozgatási módok változatos varratgeometriákat eredményeznek.



3-4. ábra

Varratszélesség, beolvadási mélység és varratrésztérfogat a felhasznált védőgáz és a lézersugár mozgatási mód függvényében

A mikroszkópi képeket tanulmányozva azt tapasztaltuk, hogy azokban a varratokban, melyek nem nitrogén védőgáz felhasználásával készültek, gázzárványok képződtek, ezeket a 4. ábrán piros körrel jelöltük. A hélium védőgáz alkalmazásával hegesztett varratban igen jelentős méretű porozitás figyelhető meg. Az 5. és 6. ábra a nitrogén és hélium védőgáz felhasználásával készített varratok csiszolati képeit szemlélteti.



5-6. ábra

A nitrogén (balra) és hélium (jobbra) védőgáz alkalmazásával hegesztett varratok mikroszkópi képei

A mikroszkópi képeket megfigyelve úgy gondoltuk, hogy a varratokban jelentős mértékű porozitás lehet, így a varratokról hosszirányú csiszolatokat készítettünk. A 7. ábrán a hélium védőgáz használatával hegesztett varrat hosszcsiszolati képének egy része látható, amelyen valóban jelentős méretű gázzárványok figyelhetők meg.



7. ábra

A hélium védőgáz használatával hegesztett varrat hosszirányú csiszolati képe

4. Összefoglalás

Kutatómunkánk során hernyóvarratokat készítettünk kézi lézeres hegesztéssel ausztenites rozsdamentes acél csövekre különböző paraméterek varratgeometriára gyakorolt hatásának vizsgálata céljából.

Eredményeink alapján megállapíthatók a következők:

- Pontszerű mozgatási mód alkalmazásával két részből álló varratalak keletkezik.
- A varratszélesség a lézerteljesítmény növelésével közel lineárisan nő. A haladási sebesség növelése a varratszélesség csökkenéséhez vezet.
- A beolvadási mélység bizonyos teljesítményszint felett nem nő tovább.
- 70-80%-os teljesítményszinten a 40 cm/min haladási sebesség mellett készített varrat beolvadási mélysége jelentősen meghaladja a 24 cm/min haladási sebesség mellett hegesztettét.
- Igen csekély hőhatásövezet alakul ki.
- Csak a pontszerű mozgatási móddal érhető el teljes beolvadás.
- A különböző lézersugár mozgatási módok változatos varratgeometriákat eredményeznek.
- Az argon védőgáz csökkenti a varrat szélességét, beolvadási mélységét és varratterületét.
- Hélium védőgáz használatával érhető el a legmélyebb beolvadású varrat.
- A nitrogén kivételével az összes védőgáz gázzárványokat eredményezett a varratokban, különös tekintettel a héliumra.

Köszönetnyilvánítás

A kísérletek elvégzéséhez szükséges alapanyagot és a felhasznált eszközöket, berendezéseket a Linde Gáz Magyarország Zrt. bocsátotta rendelkezésünkre, melyet ezúton is köszönünk. A szerző részvételét a konferencián a Magyar Hegesztési Egyesület támogatta.

Irodalomjegyzék

- [1] Bitay Enikő: Hegesztési alapismeretek (Erdélyi Múzeum Egyesület, Kolozsvár, 2021, 58. oldal)
- [2] Buza Gábor: Lézersugaras technológiák I. (Edutus Főiskola, Tatabánya, 2012, 75. oldal)
- [3] ESAB Kft.: Lézersugaras hegesztés (https://esab.com/hu/eur_hu/esab-university/blogs/what-is-laser-welding-and-how-does-the-technique-work/, utolsó megtekintés dátuma: 2024.04.20.)
- [4] AGST Draht & Biegetechnik GmbH.: Rozsdamentes acél 1.4301 adatlap (<https://www.agst.de/4301?lang=hu>, utolsó megtekintés dátuma: 2024.04.20.)

A HŐHATÁSÖVEZET KEMÉNYEDÉSI HAJLAMA SZERKEZETI ACÉLOK ÖMLESZTŐ HEGESZTÉSEKOR

HARDENABILITY OF HEAT-AFFECTED ZONE DURING THE FUSION WELDING OF STRUCTURAL STEELS

Gáspár Marcell

Anyagszerkezettani és Anyagtechnológiai Intézet, Miskolci Egyetem, 3515 Miskolc-
Egyetemváros

marcell.gaspar@uni-miskolc.hu

Absztrakt – Szerkezeti acélok ömlesztő hegesztésekor a hőhatásövezetben gyakran keményedés megy végbe, amelyet a hidegrepedési hajlam növekedésével szoktak összefüggésbe hozni. A keményedés mértékét rendszerint a martenzit tartalommal hozzák összefüggésbe, amely egyik alapvető feltétele a hidegrepedések megjelenésének. A részletes szövetszerkezeti vizsgálatok helyett azonban egyszerűbb, ha nem közvetlenül a varrat és a hőhatásövezet szövetszerkezetére, hanem a keménységre vonatkozóan határoznak meg követelményeket. A hegesztéstechnológia tanúsítására vonatkozó MSZ EN ISO 15614-1 szabvány ebből következően maximálisan megengedett keménységet ír elő a MSZ CEN ISO/TR 15608 szabványban lévő acélcsoportokra, amelynek mértéke acélkategóriától függően 380...450 HV₁₀ között változik. A keményedés jellemzően a hőhatásövezet durvaszemcsés, valamint a finomszemcsés sávjában alakul ki. Az, hogy melyik sávban mérjük a legnagyobb keménységet acéltípustól és az alkalmazott $t_{8/5}$ hűlési időtől is függ. A hőhatásövezetben bekövetkező változások jól reprodukálható előrejelzésére kiváló lehetőséget teremt a fizikai szimuláció, amelynek segítségével a hőhatásövezet kívánt részei a későbbi anyagvizsgálatok számára elegendő térfogatban és homogénebben állíthatók elő. Jelen cikkben a szerkezeti acélok különböző típusainak és szilárdsági kategóriáinak ömlesztő hegesztésekor kialakuló durvaszemcsés sáv keményedését vizsgáltam. A fizikai szimulációs kísérletek az alábbi anyagminőségekre terjedtek ki: S355J2+N, P355NH, X52, L485MB, S500MO, S960QL, S960M, S1100M, S1300QL. A vizsgálatok tárgyát képező anyagminőségek között normalizált (N), termomechanikusan kezelt (M) és nemesített (Q) acéllemezek, valamint csövezetek anyagminőségei és offshore acél (O) is szerepelt. A hőhatásövezeti szimulációk elvégzése egy Gleeble 3500 fizikai szimulátoron történt a Rykalin modellek felhasználásával. Az alkalmazott próbatest méret $10 \times 10 \times 70$ mm, illetve $10 \times 5 \times 70$ mm volt, falvastagságtól függően. A durvaszemcsés sáv előállításához 1350 °C csúcshőmérsékletet állítottam be a hőhatásövezetben előforduló legnagyobb szemcsék előállítása céljából, a $t_{8/5}$ hűlési idő pedig 5 és 30 s között változott, amely az iparban legelterjedtebb huzalelektrodás védőgázos ívhegesztésre jellemző hűlési idő tartományoknak felel meg. Az előállított durvaszemcsés sáv tulajdonságait optikai mikroszkóppal és keménységvizsgálattal elemeztem, a kapott eredményeket pedig összevettem a szabvány követelményeivel.

Kulcsszavak: szerkezeti acélok, fizikai szimuláció, hegesztés, keménység, hőhatásövezet

Abstract – During the fusion welding of structural steels, hardening often takes place in the heat-affected zone (HAZ), which is usually associated with an increase in the tendency to cold cracking. The degree of hardening is usually related to the martensite content, which is one of the basic conditions for the appearance of cold cracks. However, instead of detailed microscopic tests, it is simpler if requirements are defined not directly for the weld and HAZ microstructure, but for the hardness. The EN ISO 15614-1 standard for the qualification of welding technology therefore prescribes a maximum permissible hardness for the steel groups of the CEN ISO/TR 15608 standard, which varies between 380...450 HV10 depending on the steel category. Hardening typically occurs in the coarse-grained (CG) and fine-grained (FG) subzones. The area in which the highest hardness is measured depends on the type of steel and the applied $t_{8/5}$ cooling time. Physical simulation provides an excellent opportunity for reproducible prediction of changes in the HAZ, with the help of which the desired subzones can be produced in sufficient volume and homogeneously for the later material tests. In this article, the hardening of the CGHAZ formed during the fusion welding of different types and strength categories of structural steels is investigated. The physical simulation experiments covered the following material grades: S355J2+N, P355NH, X52, L485MB, S500MO, S960QL, S960M, S1100M, S1300QL. Among the material qualities there were normalized (N), thermomechanically rolled (M) and quenched and tempered (Q) steel plates, as well as pipeline material qualities and offshore steel (O). HAZ simulations were performed on a Gleeble 3500 physical simulator by using of the Rykalin models. The specimen size was 10×10×70 mm or 10×5×70 mm, depending on the wall thickness. For CGHAZ simulation, a peak temperature of 1350 °C was set in order to produce the largest grains in the HAZ, and the $t_{8/5}$ cooling time varied between 5 and 30 s, which corresponds to the cooling time range typical for gas metal arc welding (GMAW), the most common fusion welding technology of the industry. The properties of the produced CGHAZ were analysed by optical microscopic and hardness test, and the obtained results were compared with the requirements of the standard.

Keywords: structural steels, physical simulation, welding, hardness, heat-affected zone (HAZ)

1. Bevezetés

Szerkezeti acélok ömlesztő hegesztésekor az MSZ EN ISO 15614-1 szabvány [1] szerinti hegesztéstechnológia tanúsításának egyik fontos része keménységvizsgálatok elvégzése a hegesztett kötésből kimunkált csiszolaton. A keménységvizsgálatok alapvető célja a hegesztett kötésben előforduló legnagyobb keménységérték meghatározása, amelyből következtetést lehet levonni a hidegrepedési hajlamra vonatkozóan. A hidegrepedési hajlam kialakulását alapvetően három okra szokták visszavezetni: hidrogén jelenléte, rideg (martenzites) szövetszerkezet ridegségéről és a martenzit jelenlétéről nyújt információt [2]. A szabvány maximálisan megengedett keménységet ír elő az MSZ CEN ISO/TR 15608 szabvány [3] szerinti acélcsoportokra vonatkozóan. A megengedett keménység mértéke az acélcsoport mellett függ a hegesztett kötés hőkezeltégi állapotától is, nevezetesen, hogy a kötés kapott-e a hegesztést követően utóhőkezelést. Az 1. és a 2. csoport esetében hőkezelés nélküli állapotban ez az érték 380 HV10, a 3. csoport esetén pedig 450 HV10. A szabvány ugyanakkor megjegyzi, hogy 890 MPa folyáshatár feletti acélok esetén külön keménységelőírásra van szükség [1]. Ennek egyik oka, hogy ultra-nagyszilárdságú acéloknál előfordulhat, hogy az alapanyag keménysége meghaladja a 450 HV10 értéket [4]. A keményedés mellett az elvégzett keménységmérések azt a célt is szolgálják, hogy a

hegesztett kötés esetlegesen kilágyult részeiről is legyen információ, tekintettel a kötés teherviselőképességére.

Szerkezeti acélok hegesztett kötéseiben a varratban és a hőhatásövezetben egyaránt előfordulhatnak keményedett részek [5, 6]. A legnagyobb keménységű részek általában a hőhatásövezetnek a durvaszemcsés és a finomszemcsés részében szoktak kialakulni, acélkategoriától és a $t_{8/5}$ hűlési időtől függően. Különösen a beolvadási vonalhoz közeli részek tekinthetők problémásnak rövid hűlési idők esetén, mivel ezeken a részeken a legnagyobb a hűlési sebesség, valamint a nagy ausztenitesedési hőmérséklet és a hegesztési folyamat során eldurvult primer ausztenitzemcsék kedveznek a martenzites szövetszerkezet kialakulásának. A hegesztést megelőző előmelegítés alkalmazásával a hőhatásövezet keményedésének mértéke, ezáltal a hidegrepedési veszély csökkenthető [7]. Jelen összefoglaló cikk korábban elvégzett fizikai szimulációs kísérletek [8-11] eredményeire alapozva vizsgálja a durvaszemcsés hőhatásövezeti sáv keményedési hajlamát különböző típusú és szilárdsági kategóriájú szerkezeti acélok esetén. A vizsgált acélok között számos nagyszilárdságú típus van, amelyek hegesztése területén értékes kutatások folynak hazánkban [8-10, 12-13].

2. Kísérleti munka

2.1 Alkalmazott alapanyagok és tulajdonságai

A vizsgált szerkezeti acél alapanyagok vegyi összetételét az 1. táblázat tartalmazza.

1. táblázat A kísérletek során alkalmazott alapanyagok vegyi összetétele tömegszázalékban (%)

Anyag	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo
S355J2+N	0,17	0,18	1,34	0,012	0,005	0,03	0,02	0,005
P355NH	0,15	0,36	1,22	0,01	0,003	0,17	0,07	0,04
X52	0,12	0,17	1,43	0,01	0,002	0,04	0,02	0,001
L485MB	0,07	0,35	1,68	0,02	0,004	0,02	0,01	0,003
S500MLO	≤0,14	≤0,6	≤1,7	≤0,02	≤0,01	*	≤2,00	*
S960QL	0,17	0,23	1,23	0,011	0,001	0,20	0,04	0,588
S960M	0,084	0,33	1,65	0,011	0,0005	0,61	0,03	0,290
S1100M	0,13	0,32	1,62	0,009	0,0015	0,63	0,32	0,62
S1300QL	0,23	0,45	1,86	0,012	0,001	0,85	2,43	0,36
Anyag	V	Ti	Cu	Al	Nb	B	CEV	CET
S355J2+N	0,005	0,005	0,03	0,027	0,010	0,000	0,40	0,31
P355NH	0,05	0,004	0,17	0,04	0,000	0,000	0,42	0,29
X52	0,006	0,002	0,01	0,03	0,003	0,000	0,37	0,27
L485MB	0,06	0,01	0,02	0,035	0,051	0,000	0,27	0,27
S500MO	**	**	≤0,55	≥0,02	**	0,000	N/A	N/A
S960QL	0,041	0,004	0,01	0,061	0,017	0,001	0,54	0,36
S960M	0,078	0,014	0,01	0,038	0,035	0,001	0,56	0,31
S1100M	0,066	0,011	0,047	0,035	0,037	0,0014	0,68	0,39
S1300QL	0,030	0,002	0,093	0,063	<0,001	N/A	0,96	0,56

*Nb+V+Ti ≤ 0,26%, **Mo+Cr ≤ 0,65%

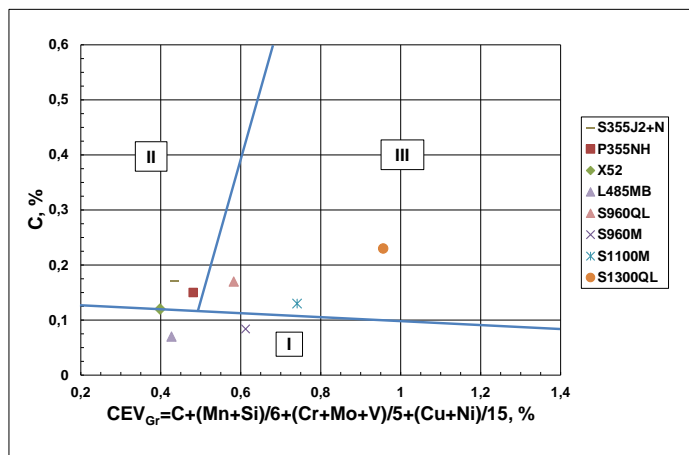
A vegyi összetétel tekintetében érdemes kiemelni, hogy a termomechanikusan kezelt acélok (L485MB, S500MO, S960M, S1100M) valamelyest kisebb karbontartalmúak, továbbá az edződési hajlamot növelő ötvözők (Cr, Mo) elsősorban a nagyszilárdságú acéloknál jelennek meg. A viszonylag drága nikkelt érdemben csak az S1300QL acélnál jelenik meg szilárdságnövelő ötvözőként. A mikroötvözők tekintetében az átedződési hajlamot javító ötvözőként megjelenik a bór a nagyszilárdságú acélokban.

2. táblázat A kísérletek során alkalmazott alapanyagok mechanikai tulajdonságai

Anyag	Méret, mm	R _{eH} illetve R _{p0,2} , MPa	R _m , MPa	R _{p0,2} /R _m	A ₅ , %	HV10	KV, J
S355J2+N	15	384	550	0,70	31,9	160	119 [-20 °C]
P355NH	∅400 × 12,5	386	552	0,70	25,5	158	213 [0 °C]
X52	∅400 × 6,4	395	599	0,66	32,4	172	173 [0 °C]
L485MB	∅800 × 12,5	508	600	0,85	24	221	153 [0 °C]
S500MLO	16	500	560 740	≤0,95	≥15	233	≥60 [-40 °C]
S960QL	15	1014	1053	0,96	14	340	75 [-40 °C]
S960M	15	1051	1058	0,99	16,9	345	177 [-40 °C]
S1100M	15	1193	1221	0,97	11,6	394	88 [-40 °C]
S1300QL	10	1300	1560	0,83	12	468	78 [-40 °C]

A mechanikai tulajdonságok közül érdemes kiemelni, hogy a szilárdság növekedésével a folyáshatár/szakítószilárdság (R_{p0,2}/R_m) viszony közelít az egyhez, az alakváltozóképeség pedig értelemszerűen csökken.

A vizsgált acélokon végzett kísérleti munka bemutatása előtt, az 1. táblázatban szereplő adatok felhasználásával, célszerű egy rövid áttekintést tenni az egyes acéltípusok Graville diagramon történő elhelyezkedéséről. Az 1. ábrán látható diagram az acélokat három csoportra osztja.



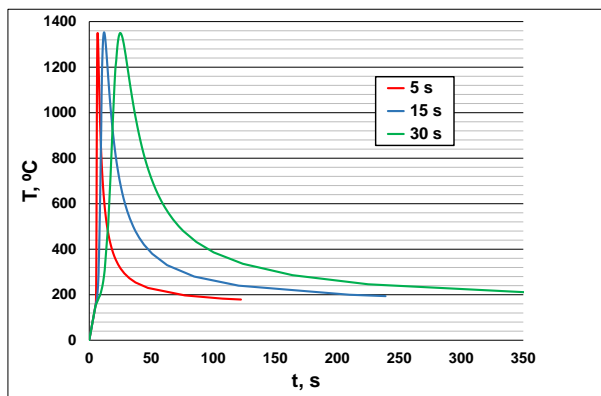
1. ábra

A vizsgált szerkezeti acélok elhelyezkedése a Graville diagramban

Az I. övezetbe tartozó acélok gyakorlatilag problémamentesen, minden külön intézkedés nélkül hegeszthetők. A II. övezet acéljai alulról korlátozott hőbevitellel, a III. övezetbe eső acélok limitált hőbevitellel és egyidejű előmelegítéssel hegeszthetők. Ez alapján látható, hogy a termomechanikusan kezelt acéloknál (L485MB, S960M) jellemzően hidegrepedések megjelenése nem várható, a II. csoportba tartozó acéloknál (X52, S355J2+N, P355NH) pedig a hegesztési hőbevitel szabályozására van szükség. A legproblémásabb kategóriába a vizsgált nemesített nagy- illetve ultra-nagyszilárdságú (S960QL, S1300QL) acélok tartoznak, amelyeket a viszonylag nagy karbontartalom és karbonegyenérték miatt fokozott hidegrepedési hajlam jelleméz. Szintén ebbe a tartományba esik az S1100M ultra-nagyszilárdságú acél, amelynél a termomechanikus kezelés mellett viszonylag nagy mennyiségű ötvözőre van szükség a kívánt szilárdság eléréséhez. Bár a vizsgált offshore acél (S500MLO) pontos vegyi összetétele nem ismert, feltehetően az is az I. övezetbe esik, hasonlóan az L485MB anyagminőséghez, amellyel szilárdság, valamint gyártási mód szempontjából közel azonosnak tekinthető.

2.2 Kísérleti körülmények és alkalmazott paraméterek

A fizikai szimulációs kísérletek a hőhatásövezetben előforduló durvaszemcsés sáv előállítására irányultak. A választott csúcshőmérséklet mindegyik esetben 1350 °C volt abból a célból, hogy a hőhatásövezetben előforduló legdurvább szemcseszerkezetet lehessen előállítani. A vizsgált $t_{8/5}$ hűlési idő tartomány a huzalelektrodás védőgázos ívhegesztésre való tekintettel 5-30 s volt. A Gleeble 3500 fizikai szimulátoron végzett kísérletek során a próbatest méret 10×10×70 mm, illetve 10×5×70 mm volt, falvastagságtól függően. A próbatestek közepére K típusú termoelemet hegesztettünk a szimulációs folyamat szabályozása és a hőmérséklet ellenőrzése céljából. A hőciklusok előállítása a lemezvastagság és a hőbeviteli értékek függvényében a Rykalin-2D illetve a Rykalin-3D modellek segítségével történt. A 2. ábra példaként szemlélteti az 5, 15 és 30 s hűlési időhöz tartozó hőciklusokat.



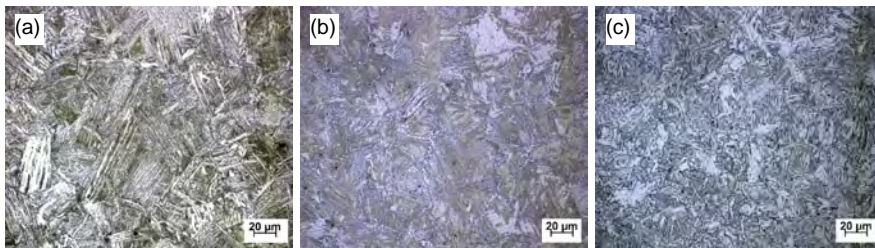
2. ábra

A durvaszemcsés sáv előállítását célzó hőhatásövezeti hőciklusok

3. Anyagvizsgálati eredmények és értékelésük

3.1 Mikroszkópi vizsgálatok

A sikeres szimulációkat követően minden hőhatásövezeti sáv esetén a próbatesteket a termoelemek mentén kettévágtuk, a vágott felületeket pedig optikai mikroszkópos vizsgálathoz készítettük elő. A vizsgálatok elvégzése Zeiss Axio Observer D1m típusú optikai mikroszkópon történt. A vizsgált csőtávvezetékek acélok szimulált durvaszemcsés sávjáról készült optikai mikroszkópos felvételeket a 3. ábra tartalmazza. Az X52 és az L485MB esetén alapvetően egy bénites szövetszerkezet figyelhető meg, ferrittartalom mellett, a P355NH esetében pedig a bénit valamint a ferrit mellett martenzit is megjelenik. A cikkre vonatkozó terjedelmi korlátra tekintettel a többi mikroszkópi felvétel a konferencia előadásban szerepel.



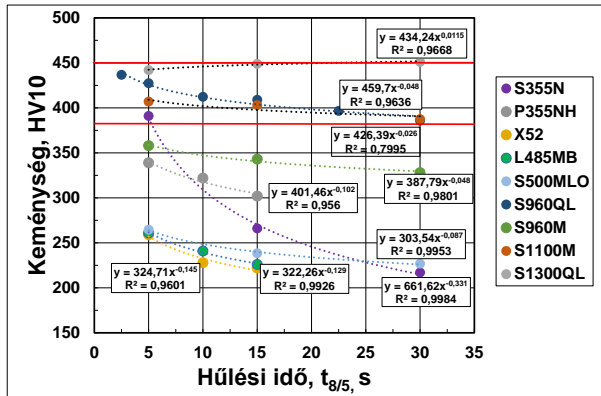
3. ábra

Csőtávvezetékekben alkalmazott acélok szimulált durvaszemcsés sávja ($T_{\max} = 1350 \text{ }^{\circ}\text{C}$, $t_{9/15} = 5 \text{ s}$): (a) X52, (b) P355NH, (c) L485MB [11]

3.2 Keménységvizsgálatok

A vizsgált acéltípusok szimulált durvaszemcsés sávjában mért keménységértékeket a vizsgált 5-30 s hűlési időintervallumra vonatkozóan a 4. ábra tartalmazza. A diagramon piros vonallal jelöltem az MSZ EN ISO 15614-1 szabvány szerint megengedett 380 HV10 és 450 HV10 keménységértékeket. A P355NH, X52, L485MB és S500MLO anyagminőségek esetén a keménység nem éri el a megengedett határértéket, ugyanakkor az S355J2+N acélnál az 5 s hűlési időhöz tartozó keménység meghaladja a 380 HV10 keménységet. A nagyszilárdságú acélok vonatkozásában 450 HV10 feletti értékek egyedül az S1300QL anyagminőségnél figyelhetők meg, amely alapanyagként is nagyobb keménységet mutat ettől az értéktől. A vizsgált acélok tekintetében megállapítható, hogy a hűlési idő növekedésével a durvaszemcsés sáv keménysége csökken. A vizsgált hűlési idő spektrumban a legnagyobb mértékű csökkenés az S355J2+N anyagminőség esetén tapasztalható. Az X52, az L485MB és az S500MLO anyagminőségekhez tartoznak a legkisebb keménységértékek. A három acél esetén azonos tendencia figyelhető meg. Ebből következően ezen anyagminőségek esetén a legkisebb a hidegrepedési veszély. A hőhatásövezet keménységértékeit az alapanyaggal összehasonlítva megfigyelhető, hogy az acélok jelentős részénél a durvaszemcsés sáv a vizsgált tartományban nagyobb

keménységet mutat az alapanyagnál. Ezzel ellentétes tendencia figyelhető meg az S1300QL anyagminőségénél, amelynél mindegyik hűlési idő esetén kisebb a keménység az alapanyaghoz képest. Az alapanyaghoz képest csekély mértékű kilágulás jelentkezik az S960M és az S1100M anyagminőségeknél 30 s hűlési időnél.



4. ábra
A durvaszemcsés sáv keménysége a $t_{8/5}$ hűlési idő függvényében

4. Összefoglalás és következtetések

A vizsgált szerkezeti acélok fizikailag szimulált durvaszemcsés hőhatásövezeti sávjának keménységére vonatkozóan az alábbi megállapítások tehetők ($T_{max} = 1350 \text{ }^\circ\text{C}$, $t_{8/5} = 5 \dots 30 \text{ s}$ illetve $5 \dots 15 \text{ s}$):

1. A vizsgált anyagminőségek esetén a hűlési idő növelésével a durvaszemcsés sáv keménysége csökken.
2. A P355NH, X52, L485MB és S500MLO anyagminőségek esetén a keménység nem éri el a megengedett határértéket, ugyanakkor az S355J2+N acélnál az 5 s hűlési időhöz tartozó keménység meghaladja a 380 HV10 keménységet. A nagyszilárdságú acélok vonatkozásában 450 HV10 feletti értékek egyedül az S1300QL anyagminőségénél figyelhetők meg, amely alapanyagként is nagyobb keménységet mutat ettől az értéktől.
3. Kilágulás figyelhető meg az S1300QL anyagminőségénél mindegyik hűlési időnél, valamint az S960M és S1100M anyagminőségeknél 30 s hűlési idő esetén.
4. A keménységértékekre fektetett közelítő hatványfüggvények alapján a durvaszemcsés sáv keménysége a vizsgált hűlési idő intervallumban az egyes acéloknál becsülhető.

Köszönetnyilvánítás

A Kulturális és Innovációs Minisztérium ÚNKP-23-5-ME/5 kódszámú Új Nemzeti Kiválóság Programjának a Nemzeti, Kutatási, Fejlesztés és Innovációs Alapból finanszírozott szakmai támogatásával készült.

Irodalomjegyzék

- [1] MSZ EN ISO 15614-1 Fémek hegesztési utasítása és hegesztéstechnológiájának minősítése. A hegesztéstechnológia vizsgálata. 1. rész: Acélok ív- és lánghegesztése, valamint nikkell és ötvözetek ivhegesztése
- [2] Kovács, M.: Áttekintés a hidrogén okozta repedésveszély elkerülésére okozott módszerekről, *Hegesztéstechnika*, XIV. évf. 4. sz., 2003. pp. 24-27.
- [3] MSZ CEN ISO/TR 15608 Hegesztés. A fémek csoportosítási rendszerének irányelvei
- [4] Kovács, J.; Lukács, J.: S1300 ultra-nagyszilárdságú acél huzalelektrodás védőgázos ivhegesztése, *Hegesztéstechnika*, XXXIV. évf. 1 sz., 2023. pp. 51-57.
- [5] Terdik, G.; Meilinger, Á.: Hőhatásövezeti sajátosságok S690QL acél alapanyag felrakóhegesztésénél, In: Koncsik, Zsuzsanna; Lukács, János (szerk.) *Kutatási eredmények a Miskolci Egyetem Gépészmérnöki és Informatikai Karának Anyagszerkezet-tani és Anyagtechnológiai Intézetében*, Miskolci Egyetem, (2023) pp. 75-84.
- [6] Palotás, B.: Az alapanyag, a technológia és a szerkezet egysége a hegesztett járművekben, *Habilitációs tézisfüzet*, 2017
- [7] Mkanna, L; Palotás, B.: Preheating temperature testing on HSS: Nagyszilárdságú acélok előmelegítési hőmérsékletének ellenőrzése, In: Gáti, József (szerk.) XXXI. Nemzetközi Hegesztési Konferencia, Budapest, Magyarország: Magyar Hegesztési Egyesület (2022) 143 p. pp. 98-108.
- [8] Gáspár, M.; Balogh, A.: S960QL vs S355J2+N: Hogyan befolyásolják a hegesztési paraméterek a hőhatásövezet tulajdonságait nagy- és normálszilárdságú szerkezeti acéloknál? In: Palotás, Béla (szerk.) 28. Nemzetközi Hegesztési Konferencia, Dunaújváros, Magyarország: Dunaújvárosi Egyetem (2016) pp. 242-255.
- [9] Kovács, J; Lukács, J.: Effect of the Welding Thermal Cycles Based on Simulated Heat Affected Zone of S1300 Ultrahigh Strength Steel, *Key Engineering Materials*, 890, (2021) pp. 33-43.
- [10] Kovács, J.: A hőbevitel hatása ultra-nagyszilárdságú acélok tulajdonságaira huzalelektrodás védőgázos ivhegesztéskor, PhD értekezés, 2024
- [11] Gáspár, M; Sisodia, R.; Dobosy, Á.; Németh, A.: Csőtávvezetékben alkalmazott acélminőségek hegesztésekor kialakuló hőhatásövezet tulajdonságainak elemzése fizikai szimulációval, *Hegesztéstechnika*, 31:1, 2020. pp. 83-91.
- [12] Sisodia, R. P. S.: High Energy Beam Welding of Advanced High Strength Steels, PhD értekezés, 2021
- [13] Májlinger, K.; Katula, L. T.; Varbai, B.: Global Approach on the Shear and Cross Tension Strength of Resistance Spot Welded Thin Steel Sheets, *Periodica Polytechnica - Mechanical Engineering* 67:4, 2023. pp. 315-339. Paper: 23184

A GEOMETRIAI ELTÉRÉS HATÁSA A PRÓBATEST VIZSGÁLATÁRA MS1400 MARTENZITES ACÉL ELLENÁLLÁS-PONTHEGESZTÉSÉNÉL

THE IMPACT OF GEOMETRICAL DEVIATION ON SPECIMEN TESTING FOR MS1400 MARTENSITIC STEEL IN RSW

Sahm alden Abd al al
Miskolci Egyetem,
Anyagszerkezettani és
Anyagtechnológiai Intézet
3515 Miskolc, Egyetemváros
sahm.alden@uni-miskolc.hu

Marcell Gáspár
Miskolci Egyetem,
Anyagszerkezettani és
Anyagtechnológiai Intézet
3515 Miskolc, Egyetemváros
marcell.gaspar@uni-miskolc.hu

Absztrakt - Ez a tanulmány a geometriai eltéréseknek a próbatestek vizsgálatára gyakorolt hatását elemzi ellenállás-ponthegeztéssel összekötött MS1400 martenzites acélnál. A minta pontos geometriája kulcsfontosságú a mechanikai tulajdonságok értékeléséhez, mivel a következtetések jelentős eltéréseket okozhatnak a vizsgálati eredményekben. A kutatás számszerűsíti, hogy a geometria változásai hogyan befolyásolják a szilárdságot, az elmozdulást és a meghibásodási módokat a nyíró-szakító és a kereszt szakító vizsgálatok esetén. Az eredmények rávilágítanak a szigorú szabványok szükségességére a minta előkészítés során a megbízható mechanikai vizsgálati adatok biztosítása és a hegesztési gyakorlat optimalizálása érdekében.

Kulcsszavak: ellenállás-ponthegeztés, MS1400, mechanikai vizsgálatok, próbatest

Abstract - This study examines the impact of geometrical deviations on testing martensitic steel MS1400 specimens joined by resistance spot welding (RSW). Accurate specimen geometry is crucial for assessing mechanical properties, as inconsistencies can cause significant variability in test results. The research quantifies how variations in geometry affect tensile strength, displacement, and failure modes, focusing on tensile-shear and cross-tension tests. The findings highlight the need for rigorous standards in specimen preparation to ensure reliable mechanical testing data and optimize welding practices.

Keywords: RSW, MS1400, mechanical testing, specimen

1. Introduction

Advanced High-Strength Steels (AHSS) have become increasingly important in the automotive industry due to their unique combination of high strength and formability, enabling vehicle weight reduction while maintaining or improving safety and performance

[1]. The AHSS in the automotive sector may be distinguished based on the strength properties that roughly can be defined: yield strength > 300 MPa and tensile strength > 600 MPa. Extremely high-strength steels, typically martensitic steels, with a very high UTS (>1200 MPa), provide high stiffness, anti-intrusion, and load-transferring barriers for the protection of automotive passengers [2]. Although various advanced spot welding techniques exist, including gas tungsten arc spot, laser spot, and friction stir spot welding (FSSW), conventional resistance spot welding (RSW) remains the dominant method for joining sheet metal in the vehicle components (body in white, cradle, doors, etc.) for the high operating speed and its suitability for automation [3]. Figure 1 shows a schematic drawing for different grades of steel including AHSS steel in the Volvo XC90 body structure, as an example.



Figure 1.

Body in white (BIW) colored schematic of Volvo XC90 (2019) [4].

Resistance spot welding performance is influenced by numerous interacting material and welding process factors. To achieve consistent and reproducible results, it is crucial to meticulously control all welding process variables and the testing process. Therefore, the instructions for the sampling and testing procedures listed in manuals and standards are provided in mandatory terms and should be adhered to as closely as possible. Any deviations from the specified spot welding procedures or testing methods must be documented and reported [5].

Mechanical testing is essential for assessing the quality of resistance spot welding (RSW) joints. Various types of mechanical tests are used to evaluate the strength, durability, and overall performance of the welds. One of the most common tests for evaluating the strength of spot welds is the Tensile-Shear test (T-S), this test measures the maximum load required to fracture the weld nugget under shear loading conditions [6][7]. Furthermore, the

cross-tension test is used to evaluate the strength and performance of resistance spot welds subjected to a tensile load applied perpendicular to the plane of the sheets [8]. The failure mode in RSW is crucial for evaluating the quality and performance of welds, particularly when subjected to cross-tension and tensile shear tests. For example, the Interfacial Failure (IF) occurs when the weld nugget fractures along the interface between the two sheets indicating issues such as insufficient heat input, poor electrode alignment, or contamination at the weld interface. It is generally considered undesirable because it indicates weak bonding and insufficient fusion at the weld interface. Pull-Out Failure (PF) occurs when the weld nugget remains intact, and the surrounding sheet material tears away. This mode is preferred as it indicates a stronger weld with better energy absorption capabilities [8][9][10]. Figure 8 shows the schematic representation of the observed fracture mode during the cross-tension test of MS1400 RSWs [14].

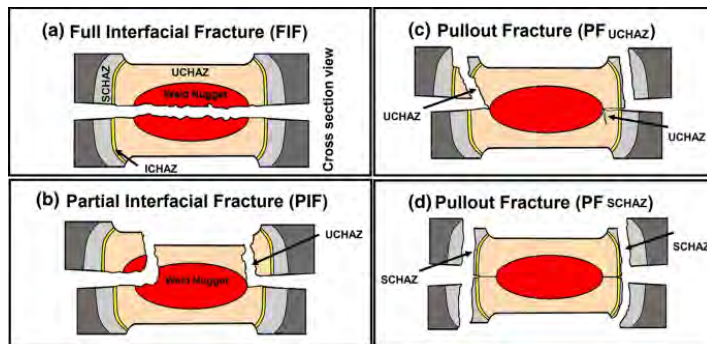


Figure 2
 Four typical types of fracture mode after cross-tension test in MS1400 RSW [14].

The quality and failure modes of resistance spot welds are influenced by several factors. Higher welding currents and longer welding times generally increase nugget size, promoting pull-out failures, but excessive current or insufficient time can lead to defects and interfacial failures. Adequate electrode force is crucial for proper fusion, while too little or too much force can cause poor welds or expulsion. Geometric considerations such as sheet thickness and nugget diameter also play a role, with thicker sheets and larger nuggets favoring pull-out failures. Proper weld geometry and alignment are essential for desirable stress distribution. The type of load applied (tensile or shear) and cyclic loading conditions can significantly affect failure modes, with tensile loads often leading to interfacial failures and shear loads promoting pull-out failures. Environmental factors like corrosion and contamination can weaken welds and base materials, making them more prone to interfacial failures, while elevated temperatures can reduce nugget hardness, promoting pull-out failures [11][12][13]. In the hybrid RSW joints, the failure is influenced by additional factors like the IMC layer properties, the base material characteristics, and the loading conditions [24]. We can conclude from what was mentioned previously that the results of mechanical tests and failure modes in resistance spot welding are influenced by numerous factors, potentially leading to inaccurate outcomes. Consequently, this research will investigate the impact of geometric deviations on the results of tensile-shear (T-S) and

cross-tension (C-T) tests. To ensure the study focuses solely on geometric deviations, we will maintain strict quality control over surface conditions, base metal sheet shapes, welding parameters, and electrode geometry. This approach will help us understand the extent to which controlling these quality factors affects the outcomes of mechanical testing.

Resistance spot welding relies on precise control of three main parameters: welding current, welding time, and electrode force. Even slight deviations from the optimal settings can lead to defective welds or inconsistent weld quality [15][16]. Managing the electrical aspects of the welding process through the calibration of a spot welder is very important, as it directly impacts the thermal and metallurgical outcomes in the RSW [17][18].

The cleanliness of the surface significantly impacts the quality and integrity of resistance spot welds, surface conditions such as oxidation, contamination, and coatings can alter the electrical contact resistance between the electrodes and the workpieces. Higher contact resistance can lead to insufficient heat generation, resulting in weak or undersized weld nuggets. Conversely, lower contact resistance can cause excessive heat, leading to expulsion and defects [19]. If the sheets being welded are not flat or if there is a gap due to deformation it can affect the contact pressure between the electrodes and the sheets due to residual stresses and plastic strains, which can alter the thermal and mechanical behavior during the welding process. These residual stresses can lead to uneven heat distribution and affect the formation of the weld nugget, potentially resulting in weak or defective welds [20].

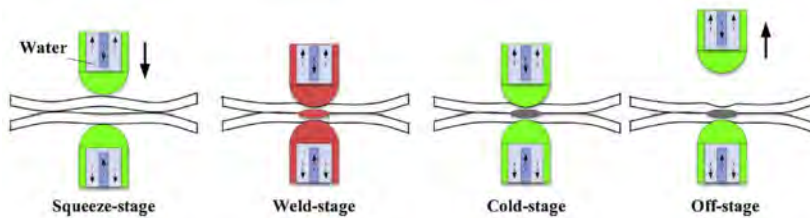


Figure 3.
Schematic drawing of the four stages of a single RSW of a deformed sheet [20].

Electrode misalignment can significantly impact the quality and performance of resistance spot welds (RSW). Misalignment occurs when the contact surfaces of the upper and lower electrodes are not parallel (axial misalignment) or when their centers are not coincident (angular misalignment). Misaligned electrodes lead to an uneven distribution of current and heat generation at the weld interface this can result in an asymmetric or irregular weld nugget formation, compromising the weld's strength and integrity [21][22].

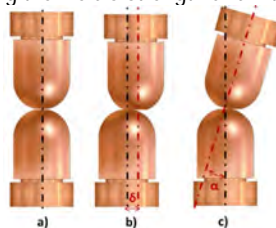


Figure 4.
Electrode alignment status in RSW. (a) Aligned electrode. (b) Axial misalignment. (c) Angular Misalignment [21].

We can conclude that it is essential to maintain uniform temperature conditions across all samples to achieve consistent results. Standard mechanical performance evaluations of spot welds, such as tensile shear and cross-tension tests, provide critical insights into the strength and failure characteristics of the welds. Variations in sample geometry, such as the dimensions and positioning of the weld nugget, can lead to stress concentrations, premature failures, and lower strength measurements. This study underscores the critical role of sample geometry in tensile shear and cross-tension testing, particularly MS1400 steel, aiming to develop sample preparation guidelines that improve the reliability and relevance of testing outcomes.

2. Material and method

This research involved conducting tensile shear and cross-tension tests on spot-welded samples of SSAB Docol Martensitic MS1400 steel, each with a thickness of 1.0 mm and exhibiting various geometrical deviations. The chemical composition and mechanical properties of the MS1400 steel are detailed in Tables 1 and 2, respectively.

Table 1. The chemical composition by maximum (wt. %) of the base metals.

Grade	C	Si	Mn	P	S	Nb	V	B
MS1400	0.220	0.46	2.46	0.016	0.003	0.000	0.023	0.0000

Table 2. The mechanical properties of the base metals.

Grade	Yield strength $R_{p0.2}$ (MPa)	Tensile strength R_m (MPa)	Elongation A_{80} (min %)	(HV0.2)
MS1400	1391	1496	4.5	460

The effect of geometrical deviations (displacement and misalignment) on the cross-tension and tensile shear tests was thoroughly investigated on MS1400 steel. Each test was categorized into three groups, with each group experiencing three distinct geometrical deviations. In the cross-tension test, the first group was subject to displacement along the sliding line (SL. disp.) within the C-T test tool, the second group faced angular misalignment (Ang mis.), and the third group encountered displacement in the spot weld (SW. disp.) from the tension center line. The deviations for the first and third groups were 0.75 mm, 1.0 mm, and 2.0 mm, respectively, while the angular misalignment for the second group was set at 3°, 4°, and 8°, respectively. Figures 5, 6, and 7 show a schematic drawing for geometrical deviations of the C-T test. Within each group, a sample with 0.0 geometrical deviation was meticulously prepared as a reference for comparison against the other samples. Figures 5 (on the left) and Figure 7 illustrate the geometrical standard (0.0 geometrical deviation) for both the C-T and T-S test groups.

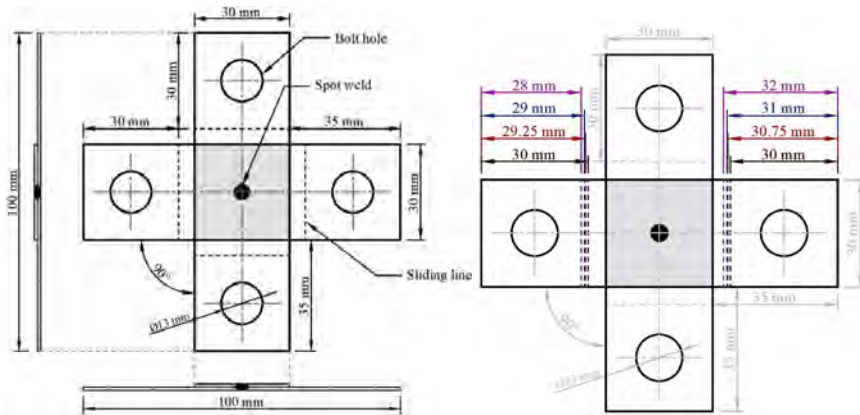


Figure 5. Cross-tension test standard sample geometry drawing on the left and sliding line displacement deviation sample geometry drawing on the right.

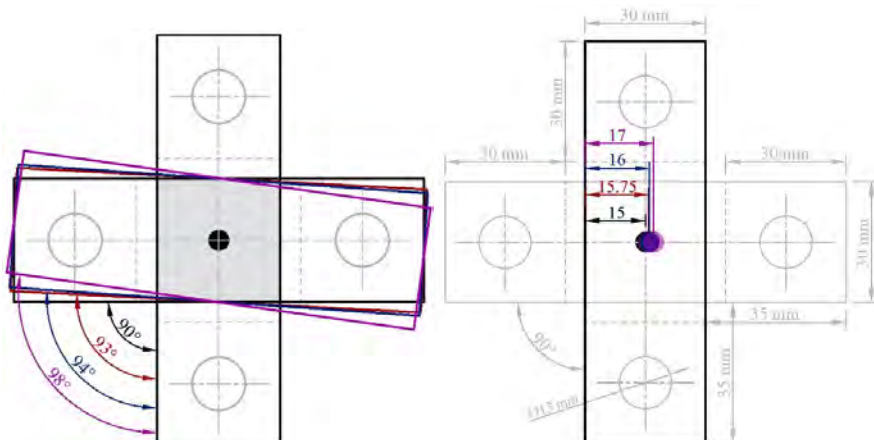


Figure 6. C-T angular misalignment deviation sample geometry drawing on the left and spot weld displacement deviation sample geometry drawing on the right.

Regarding the tensile-shear test, it differs in the first group, the deviation is a parallel misalignment (Par mis.) of the first sheet from the center line of the spot weld in the second sheet. Each group was compared to an accurate standard sample to determine the effect of the mentioned deviations on the test results. Figures 8, 9, and 10 show the drawings and values of geometrical deviation in T-S test groups.

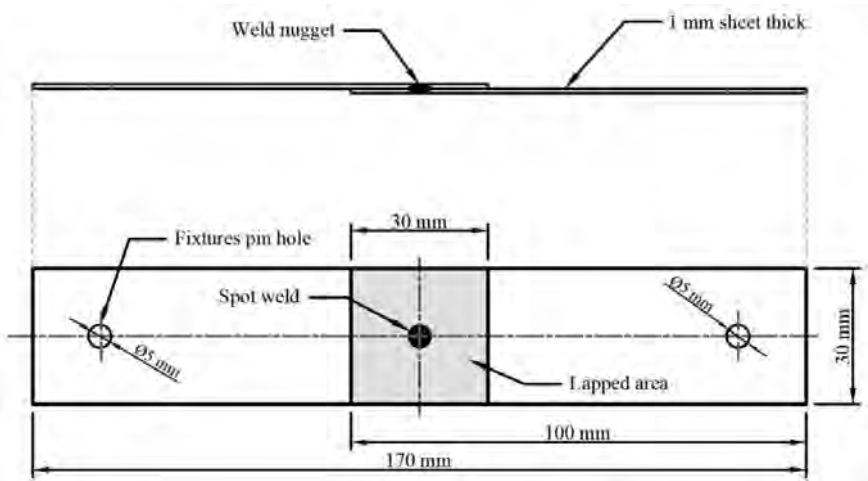


Figure 7. Tensile-shear test standard sample geometry drawing.



Figure 8. Tensile-shear parallel misalignment deviation sample geometry drawing.



Figure 9. Tensile-shear spot weld displacement deviation sample geometry drawing.

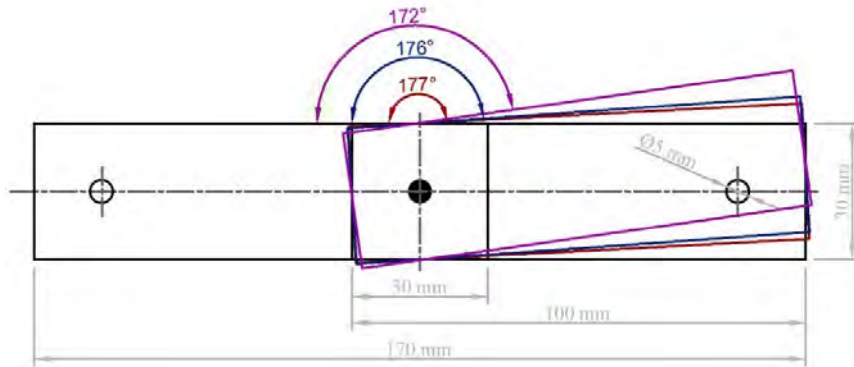


Figure 10. Tensile-shear angular misalignment deviation sample geometry drawing.

The base metal sheets were cut to specific sizes and shapes, ensuring they were free of burrs and deformation to guarantee correct weld positioning for the test. The jiggging bolt holes in the cross-tension test and the pin holes in the tensile-shear test were precisely drilled, and any burrs resulting from drilling were removed using deburring tools. This is crucial because burrs can prevent testing parts from fitting together properly, leading to misalignment or assembly difficulties. All standard samples were welded within a special template to ensure there was no deviation or displacement during welding. Figure 11 displays the template for resistance spot welding samples used in both C-T and T-S tests.

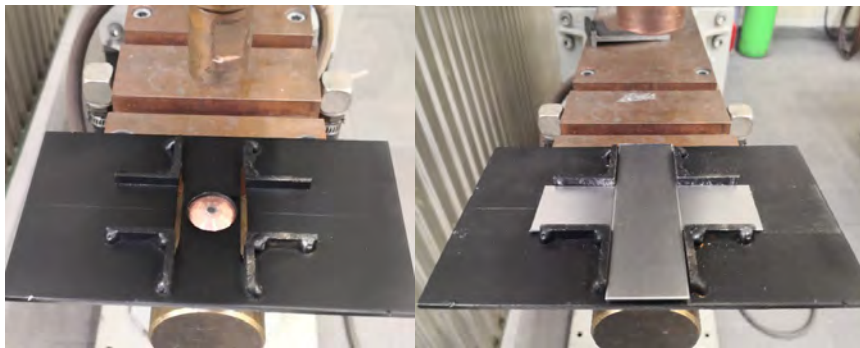


Figure 11. Resistance spot welding samples template.

Since surface preparation is a critical step before resistance spot welding (RSW), the base metal was cleaned to remove oils, grease, oxides, and other contaminants, ensuring accurate electrical resistance across the weld interface. A dimensionally accurate cross-tension test tool was created to apply a controlled tensile force to an RSW welded joint in a cross configuration, thereby assessing its strength and performance. Figure 12 shows a 3-D drawing of the cross-tension test tool assembly.

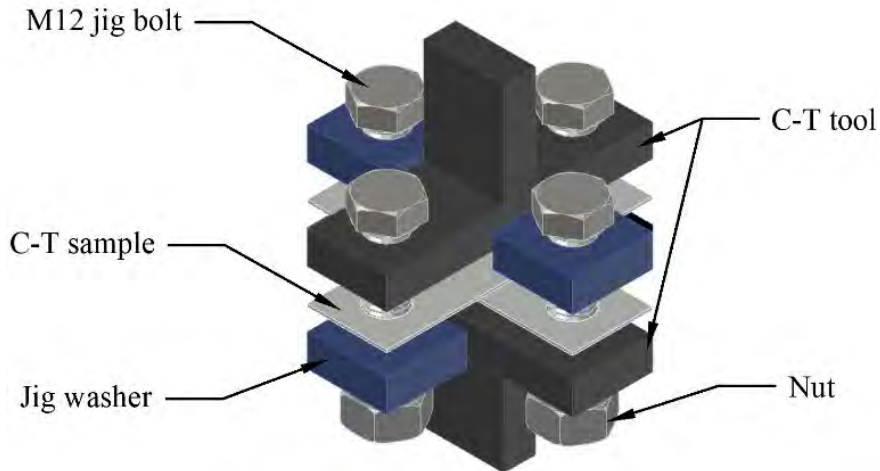


Figure 12. 3-D drawing of cross-tension test tool assembly.

RSW was performed using a projection-type TECNA 8007 spot and projection welder, operating at 50/60 Hz with an 80 kVA single-phase AC press, controlled by a TE550 microprocessor-based welding control unit. The process utilized two opposite copper chromium zirconium electrodes, turned, cut, and dressed, each with a 5 mm spherical head diameter, moving perpendicular to the sheets. The pressure (in Bar) was converted to force (in kN), and applied by a pneumatic cylinder. All spot welds were conducted with the same electrode geometry and at ambient temperature. The RSW parameters for the cross-tension and tensile-shear tests applied in this study are detailed in Table 3.

Table 3. RSW welding parameters.

Base materials	Welding current [kA]	Welding time [ms]	Welding force [kN]
MS1400	8.5	320	5

Straight edges were used to verify the alignment of the electrodes, ensuring they were parallel and centred relative to each other. The calibration of resistance spot welders involved utilizing specialized instruments to measure the actual output and performance of the welding machine, with these measurements then compared against desired standards. Calibrated TECNA TE1700 RSW weld testers were employed to assess the reliability of the spot-welding machine. Various probes were connected from the tester to specific points on the welder to measure welding current, force at the electrodes, voltage at the electrodes, energy, resistance, and thermal current. Figure 13 illustrates the probes and their functions.



Figure 13.

TECNA TE1700 RSW is amperage measuring using a flexible transducer prob on the left and a force-measuring transducer prob on the right.

All RSW parameters were verified by setting specific values of welding parameters and then checking these using the TECNA TE1700 RSW measuring device. The input parameters closely matched the measured values, indicating that the welding machine did not require calibration. Figure 14 presents the results of checking various RSW parameters.

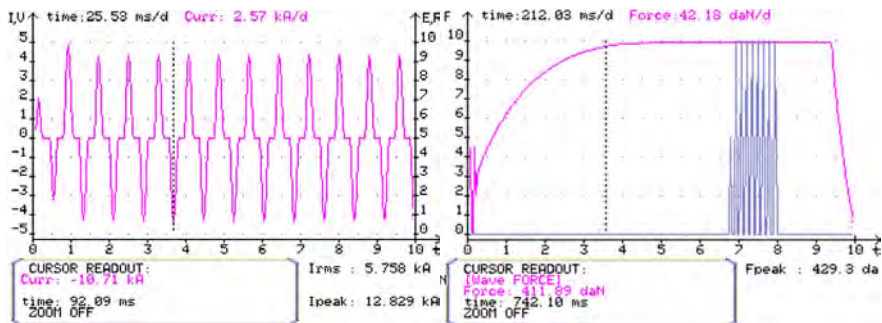


Figure 14.

Checked RSW parameters of welding force is on the left and welding current and time is on the right.

An MTS 322 test frame machine was utilized at a loading speed of 0.2 mm/s. Cross-tension-appropriate aligned grips, capable of securely holding the specific type of sample without slipping, were attached to the machine (see Figure 15). Calibrated load cells and displacement transducers were positioned accurately. The sample was carefully placed in the testing tool, and the screws were tightened firmly to ensure proper positioning and to prevent slipping.



Figure 15.
MTS 322 test frame machine.

The samples were installed meticulously in the grips to ensure that the weld was oriented perpendicularly to the direction of the applied force and that the sample was centred and aligned properly (see Figure 16). A tension load was applied gradually using a hydraulically controlled mechanism until the weld failed. The data collected during the test, including the maximum force withstood, the displacement at the break, and the failure mode, illustrated the behavior of the sample. Figures 17, 18, and 19 show the cross-tension test results. For the tensile-shear test, two pins with a 5 mm diameter were inserted into the holes at the edges of the sample for proper grip and fixture alignment to securely hold the sample and apply force in the desired orientation. Figures 20, 21, and 22 show the tensile-shear test results.

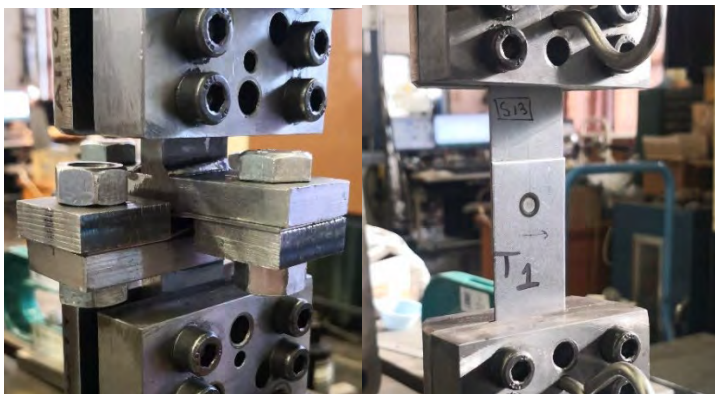


Figure 16.
Performing the C-T test on the left and the T-S test on the right.

3. Results and discussion

From the load-displacement figures and the C-T test results, it is very clear that the samples with zero deviation showed superiority in force and displacement, and the samples with 2 mm and 8° degrees in sliding line and angular misalignment deviations showed a noticeable decrease compared to the standard samples, while the rest of the deviations showed a slight decrease. In the sliding line deviation, the decrease in the displacement value in sample C4 (2.0 mm deviation) compared to the C1 sample (0.0 mm deviation) is 4.4 mm, and the strength is 1.1 kN (see Figure 17). The same scenario occurred in the angular misalignment samples, where the drop in displacement in sample C8 (8° deviation) compared with C5 sample (0° deviation) is 4.39 mm, and the force is 1.43 kN (see Figure 18). In the spot weld displacement deviation samples, the effect was only slight regarding displacement, as the C12 sample (2.0 mm deviation) showed a decrease of 1.34 mm compared to the C9 sample (0.0 mm deviation), while the decrease in strength was very slight, 0.23 kN (see Figure 19).

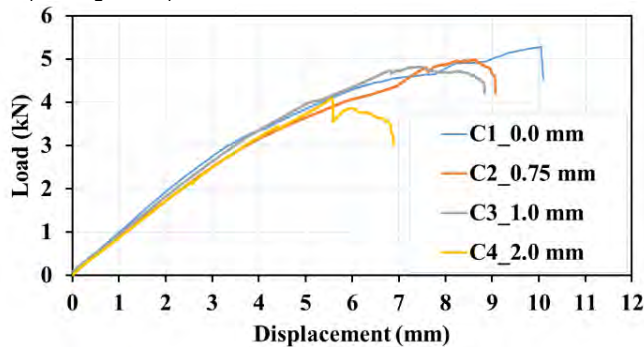


Figure 17.

Cross-tension test results of sliding line displacement deviation samples.

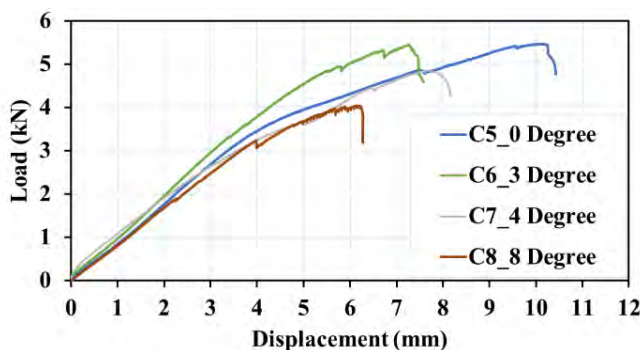


Figure 18.

Cross-tension test results of angular misalignment deviation samples.

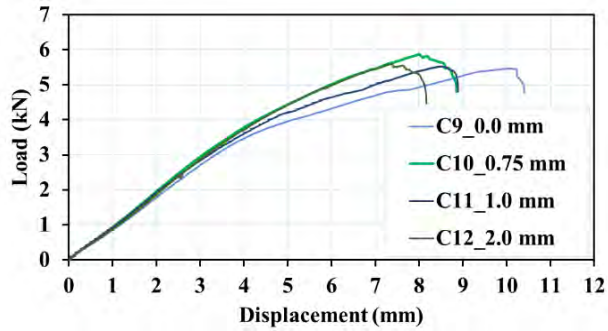


Figure 19.
 Cross-tension test results of spot weld displacement deviation samples.

As for the T-S test of samples T4, T8, and T12 (2 mm and 8 degree deviations) in parallel misalignment and angular misalignment deviations, the samples showed a noticeable decrease in the load of about 3.71, 2.3, and 3.62 kN compared with T1, T5, and T9 (0.0 mm and 0 degree deviations), respectively, and big similarity in the rest of the deviation samples in terms of load and displacement (see Figures 20, 21, and 22).

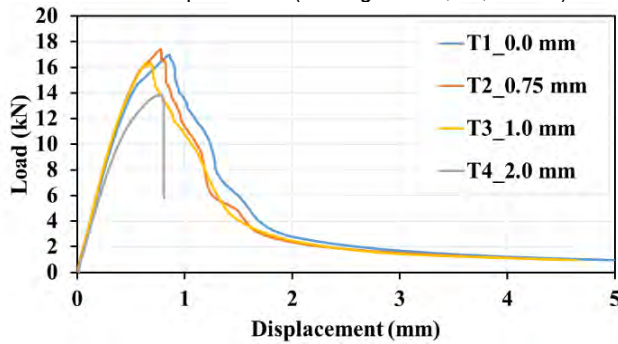


Figure 20.
 Tensile-shear test results of parallel misalignment deviation samples.

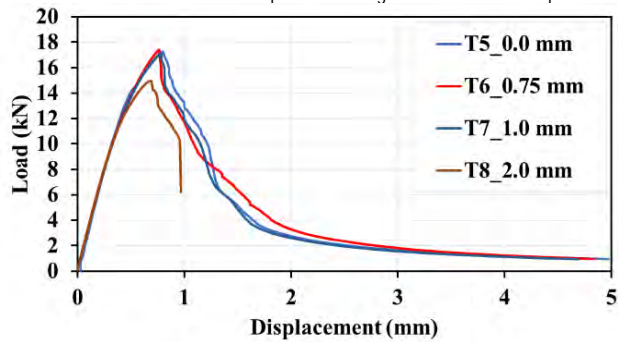


Figure 21.
 Tensile-shear test results of spot weld displacement deviation samples.

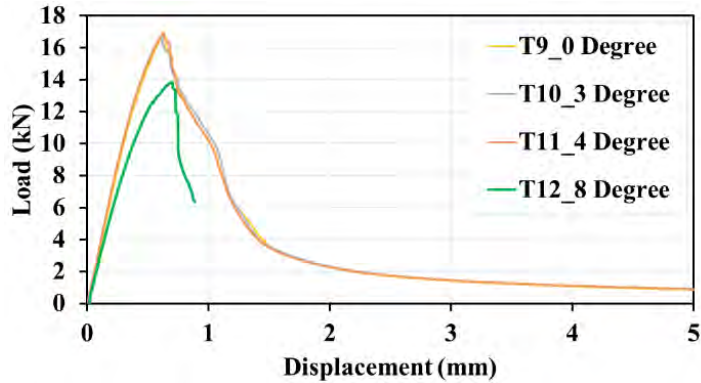


Figure 22.
Tensile-shear test results of angular misalignment deviation samples.

Tables 4 and 5 display the type of deviation (Dev. Type), the value of deviation (Dev. Value), the maximum test load (Max. Load), the maximum displacement (Max. Disp.), and the plug diameter (d) and partial plug diameter (d_p). In our research, since the plug failure modes resulted from C-T and T-S tests are symmetric the plug diameter (d_1 , d_2), and the partial plug diameter (d_3) are equal in each plug failure mode samples in both tests while the partial plug failure mode (P.Plug) samples have shown a difference in d_3 . We notice from Table 4 that the greater the deviation, the smaller the partial plug diameter. This means that the relationship between the geometrical deviation and the interfacial fracture area is direct. Figure 23 shows the schematic drawing of the symmetric plug and partial plug diameter measurement including the interfacial fracture.

Table 4. Cross-tension test results

Sa. No.	Test	Dev. Type	Dev. Value	Max. Load (kN)	Max. Disp. (mm)	Failure Mode	d1 (mm)	d2 (mm)	d, d3 (mm)	d_p (mm)
C1	C-T	SL disp.	0.0 mm	5.20	10.09	Plug	7.9	7.9	7.9	7.9
C2	C-T	SL disp.	0.75 mm	4.95	9.10	P. Plug	8.0	8.1	6.28	7.19
C3	C-T	SL disp.	1.0 mm	4.40	8.83	P. Plug	8.0	8.0	6.0	7.0
C4	C-T	SL disp.	2.0 mm	4.10	5.70	P. Plug	7.9	7.8	5.3	6.55
C5	C-T	Ang mis.	0° deg.	5.46	10.42	Plug	7.9	7.9	7.9	7.9
C6	C-T	Ang mis.	3° deg.	5.42	7.40	P. Plug	8.0	8.0	6.7	7.35
C7	C-T	Ang mis.	4° deg.	4.81	7.39	P. Plug	8.0	7.9	7.0	7.45
C8	C-T	Ang mis.	8° deg.	4.03	6.03	P. Plug	6.1	7.3	6.3	6.8
C9	C-T	SW disp.	0.0 mm	5.24	10.20	Plug	7.8	7.8	7.8	7.8
C10	C-T	SW disp.	0.75 mm	5.86	8.90	P. Plug	8.1	8.1	7.1	7.6
C11	C-T	SW disp.	1.0 mm	5.55	8.20	P. Plug	8.0	7.8	6.9	7.35
C12	C-T	SW disp.	2.0 mm	5.01	8.86	P. Plug	7.8	7.8	6.8	7.3

Table 5. Tensile-shear test results

Sa. No.	Test	Dev. Type	Dev. Value	Max. Load (kN)	Max. Disp. (mm)	Failure Mode	d1 (mm)	d2 (mm)	d, d3 (mm)	d _p (mm)
T1	T-S	Par mis.	0.0 mm	17.01	0.85	Plug	7.8	7.8	7.8	7.8
T2	T-S	Par mis.	0.75 mm	17.40	0.78	Plug	7.8	7.8	7.8	7.8
T3	T-S	Par mis.	1.0 mm	16.30	0.62	Plug	7.9	7.9	7.9	7.9
T4	T-S	Par mis.	2.0 mm	13.30	0.79	P. Plug	7.6	7.5	5.4	6.5
T5	T-S	SW disp.	0.0 mm	17.28	0.64	Plug	7.9	7.9	7.9	7.9
T6	T-S	SW disp.	0.75 mm	17.11	0.78	Plug	7.9	7.9	7.9	7.9
T7	T-S	SW disp.	1.0 mm	17.27	0.81	Plug	7.9	7.9	7.9	7.9
T8	T-S	SW disp.	2.0 mm	14.98	0.68	Plug	7.8	7.8	7.8	7.8
T9	T-S	Ang mis.	0° deg.	17.47	0.67	Plug	7.8	7.8	7.8	7.8
T10	T-S	Ang mis.	3° deg.	16.95	0.63	Plug	7.8	7.8	7.8	7.8
T11	T-S	Ang mis.	4° deg.	16.70	0.63	Plug	7.8	7.8	7.8	7.8
T12	T-S	Ang mis.	8° deg.	13.85	0.68	Plug	7.8	7.8	7.8	7.8

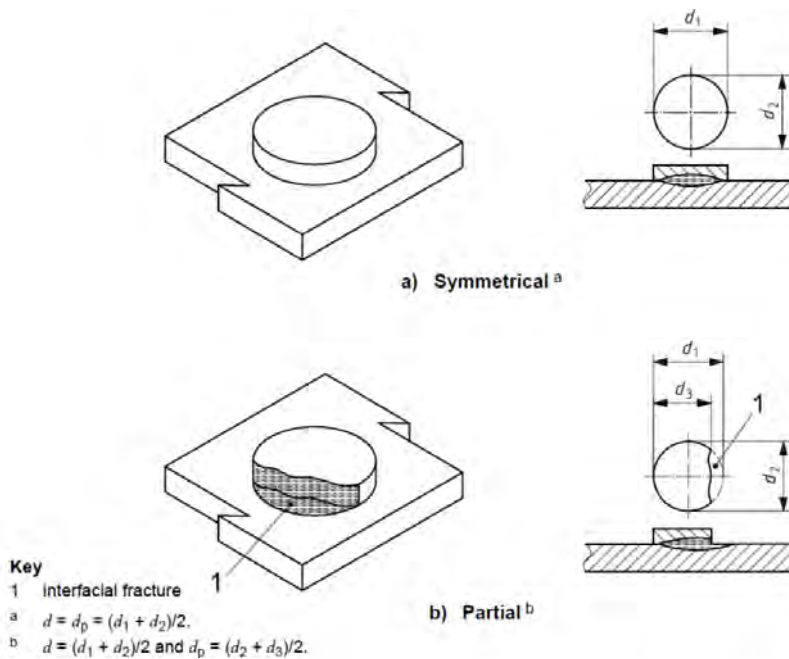


Figure 23. Schematic drawing of the symmetric plug and partial plug diameter measurement [23].

In the cross-tension (C-T) test, C1, C5, and C9 samples exhibited a symmetrical circular plug failure mode within the nugget boundary as shown in Figure 24. As for the failure mode in the rest of the samples, it is a partial plug in different sizes and patterns. Figures 25 and 26 show the partial plug failure mode and the increase of interfacial fracture area in samples C3 and C4 samples, respectively, as detailed in Table 4.

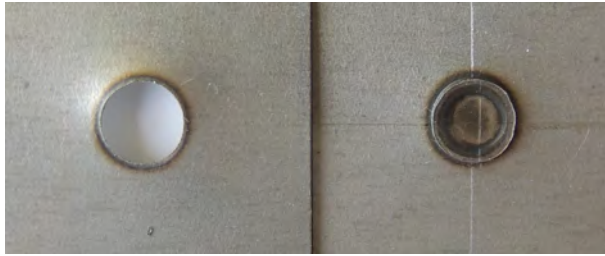


Figure 24.
 Plug failure mode in sample C1 of MS1400 samples.



Figure 25.
 Partial plug failure mode in sample C3 of C-T test samples.

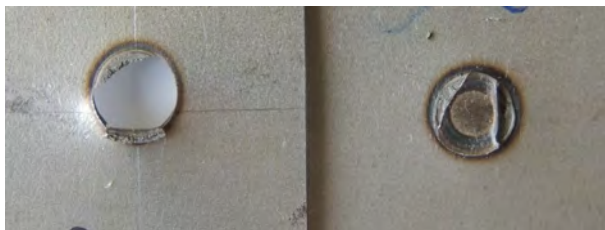


Figure 26.
 Partial plug failure mode in sample C4 of C-T test samples.

In the T-S test, the failure mode in all samples was a plug, with great similarity in size and symmetry except for sample T4, which showed a partial plug failure as shown in Table 5, Figure 28 showing partial plug failure mode in sample T4. All samples that had an Expulsion that occurred because of the base metal curve during welding were repeated due to unacceptable results (see Figures 29 and 30). The expulsion occurred due to the

base metal arcing resistance of the welding electrodes, which reduces the welding force, increasing the heat generated.



Figure 27.
Plug failure mode in sample T10 of T-S test samples.

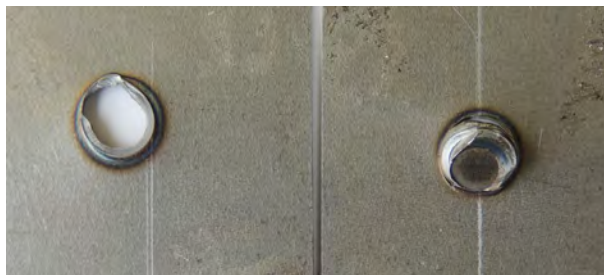


Figure 28.
Partial plug failure mode in sample T4 of T-S test samples.

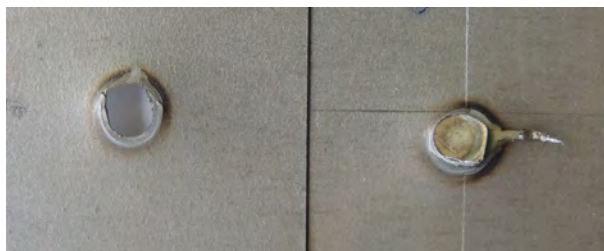


Figure 29.
Expulsion failure mode after C-T testing trials.



Figure 30.
Expulsion failure mode after T-S testing trials.

By applying the same tests under identical conditions to ultra-high-strength steel like MS1400, and due to its high hardness and strength, this type of metal does not respond as readily to the direction of deformation in samples with geometrical deviations, resulting in uneven stresses that impact the test results compared to standard samples of the same metal. A current literature review reveals limited direct information on the effect of misalignment in cross-tension and tensile shear samples, specifically in the context of resistance spot welding (RSW) of any steel type. Through comparative analysis of various steel grades, it is possible to elucidate how sample geometry and welding circumstances influence stress distribution, failure modes, and overall test results. This approach provides valuable insights for optimizing sample design to accurately assess weld quality.

4. Summary

In this research, resistance spot welded joints on MS1400 steel samples were subjected to cross-tension (C-T) and tensile-shear (T-S) tests with three different geometrical deviations. The investigation into the welded joints' strength, displacement, and failure mode allows us to draw the following conclusions:

- The remarkable similarity in the failure modes and the logical test results across the samples indicates that all samples were welded under consistent conditions, highlighting the crucial role of optimizing sample preparation in controlling spot welding quality.
- Greater geometrical deviation results in a smaller partial plug diameter. This indicates a direct relationship between the extent of geometrical deviation and the interfacial fracture area.
- For C-T and T-S test results, the standard samples with zero deviation showed superiority, while the samples with 2 mm and 8° degrees deviations showed a noticeable drop in the test results.
- In the T-S test, the effect of geometrical deviation was limited to reducing displacement, while it had a noticeable effect on reducing force.

- The calibration of resistance spot welders is crucial to achieving high-quality welds, affecting everything from electrical control to mechanical displacement and, ultimately, the integrity of the weld.
- The presence of metal arcing (plastic deformation) and surface contaminants including oxides, significantly impacts the quality of resistance spot welds.
- Compared to the previous study of DP600 under the same conditions and circumstances, it was proven that the higher strength of steel is more likely to be affected by the geometrical deviation.
- For a more comprehensive understanding of the effect of geometrical deviations on the C-T and T-S outcomes, fractography is suggested for interpreting the destructive test results.

Lastly, studying the impact of geometrical deviation on specimen testing for martensitic steel MS1400 in RSW is a comprehensive process that involves precise control over welding parameters and meticulous sample preparation. These steps are vital for preserving the structural integrity of welded joints and ensuring the final product's safety and reliability.

References

- [1] Keeler, Stuart, and Menachem Kimchi. *Advanced high-strength steel application guidelines V6*. WorldAutoSteel, 2017.
- [2] Kuziak, R., Rudolf Kawalla, and Sebastian Waengler. "Advanced high strength steels for automotive industry." *Archives of civil and mechanical engineering* 8.2 (2008): 103-117.
- [3] Pouranvari, Marashi, and S. P. H. Marashi. "Critical review of automotive steels spot welding: process, structure, and properties." *Science and Technology of welding and joining* 18.5 (2013): 361-403.
- [4] Information on <https://www.media.volvocars.com/global/en-gb/media/photos/148215/volvo-xc90-body-structure>
- [5] American Welding Society. Committee on Automotive Welding. *Test methods for evaluating automotive sheet steel materials' resistance spot welding behavior*. American Welding Society, 2022.
- [6] Stavropoulos, Panagiotis, and Kyriakos Sabatakakis. "Quality Assurance in Resistance Spot Welding: State of Practice, State of the Art, and Prospects." *Metals* 14.2 (2024): 185.
- [7] Summerville, Cameron, Paul Compston, and Matthew Doolan. "A comparison of resistance spot weld quality assessment techniques." *Procedia Manufacturing* 29 (2019): 305-312.

- [8] Radakovic, D. J., and M. Tumuluru. "An evaluation of the cross-tension test of resistance spot welds in high-strength dual-phase steels." *Welding Journal* 91.1 (2012): 8-15.
- [9] Chao, Yuh J. "Ultimate strength and failure mechanism of resistance spot weld subjected to tensile, shear, or combined tensile/shear loads." *J. Eng. Mater. Technol.* 125.2 (2003): 125-132.
- [10] Ghatei-Kalashami, A., et al. "Failure behavior of resistance spot welded advanced high strength steel: The role of surface condition and initial microstructure." *Journal of Materials Processing Technology* 299 (2022): 117370.
- [11] Pasarkar, A., et al. "Review of fatigue behaviour of resistance spot welds." *Res. Eng. Struct. Mater* 9 (2023): 181-194.
- [12] Chad, Yuh J. "Failure of Spot Weld: A competition between crack mechanics and plastic collapse." *Recent Advances in Experimental Mechanics: In Honor of Isaac M. Daniel*. Dordrecht: Springer Netherlands, 2002. 245-256.
- [13] Information on <https://www.twi-global.com/technical-knowledge/published-papers/the-resistance-spot-welding-of-high-and-ultra-high-strength-steels-november-2004>
- [14] Tamizi, M., M. Pouranvari, and M. Movahedi. "The role of HAZ softening on the cross-tension mechanical performance of martensitic advanced high strength steel resistance spot welds." *Metallurgical and Materials Transactions A* 52 (2021): 655-667.
- [15] Dong, Jianwei, Jianming Hu, and Zhen Luo. "Quality Monitoring of Resistance Spot Welding Based on a Digital Twin." *Metals* 13.4 (2023): 697.
- [16] Zhao, Dawei, et al. "Assessing Electrode Characteristics in Continuous Resistance Spot Welding of BH 340 Steel Based on Dynamic Resistance." *Journal of Manufacturing and Materials Processing* 7.6 (2023): 218.
- [17] Hlavacek, Jan, Martin Knenicky, and Karel Draxler. "Calibration of Unipolar High Current Impulses for Resistance Spot Welding." *2020 21st International Scientific Conference on Electric Power Engineering (EPE)*. IEEE, 2020.
- [18] ENTRON Controls, LLC. (2014). Resistance Welding Controls and Applications. Revised Edition F.
- [19] Han, Xu. *Effect of surface condition on resistance spot welding of advanced high strength steel*. MS thesis. University of Waterloo, 2019.
- [20] Liu, Xiangbo, et al. "Factor analysis of deformation in resistance spot welding of complex steel sheets based on reverse engineering technology and direct finite element analysis." *Journal of Manufacturing Processes* 57 (2020): 72-90.
- [21] Ibáñez, Daniel, et al. "Real-time condition monitoring system for electrode alignment in resistance welding electrodes." *Sensors* 22.21 (2022): 8412.

- [22] Ibáñez, D., et al. "Real-time electrode misalignment detection device for RSW basing on magnetic fields." *Proceedings of the 17th International Conference on Informatics in Control, Automation and Robotics (ICINCO 2020), Paris, France.* 2020.
- [23] N ISO 14272:2001, Resistance welding - Destructive testing of welds - *Specimen dimensions and procedure for cross tension testing of resistance spot and projection welds.*
- [24] Meilinger, Ákos; Cserépi, Mariann Fodorné; Lukács, János: Behaviour of aluminium/steel hybrid RSW joints under high cycle fatigue loading WELDING IN THE WORLD 68: 2 pp. 427-440. , 14 p. (2024)

A HEGESZTÉSI HŐCIKLUSOK VARRATTULAJDONSÁGOKRA GYAKOROLT HATÁSA 500 MPa FOLYÁSHATÁRÚ OFFSHORE ACÉLNÁL

THE EFFECT OF WELDING THERMAL CYCLES ON WELD PROPERTIES OF 500 MPa GRADE OFFSHORE STEEL

Marcell Gáspár

Institute of Material Science and
Technology, University of Miskolc, 3515
Miskolc-Egyetemváros, Hungary
marcell.gaspar@uni-miskolc.hu

Judit Kovács

Institute of Material Science and
Technology, University of Miskolc, 3515
Miskolc-Egyetemváros, Hungary
judit.kovacs@uni-miskolc.hu

Johannes Sainio

SSAB Europe Oy, Raahe, 92180,
Finland
johannes.sainio@ssab.com

Henri Tervo

University of Oulu, Faculty of
Technology, Materials and Mechanical
Engineering, Oulu, 90570, Finland
henri.tervo@oulu.fi

Vahid Javaheri

University of Oulu, Faculty of
Technology, Materials and Mechanical
Engineering, Oulu, 90570, Finland
vahid.javaheri@oulu.fi

Antti Kaijalainen

University of Oulu, Faculty of
Technology, Materials and Mechanical
Engineering, Oulu, 90570, Finland
antti.kaijalainen@oulu.fi

Absztrakt – A tengeri acélszerkezeteknek ellenállniuk kell a sarkvidéki régió zord környezeti viszonyainak, amelyek üzemelésére a negatív hőmérsékleti tartomány mellett általában dinamikus terhelések is hatással vannak. Ezért az előírások különleges követelményeket támasztanak a tengeri alkalmazásokhoz használt acélok szövetszerkezetére és mechanikai tulajdonságaira vonatkozóan. Bár ezek az acélok általában jól hegeszthetők, az ömlesztő hegesztő eljárások által kifejtett hőhatás károsan hat a kedvező mechanikai tulajdonságokra. Jelen cikkben a többretegű varratokban előforduló egyes varratsorok által kiváltott hőhatás következményeit vizsgáljuk fizikai szimulációval 500 MPa szilárdsági kategóriájú offshore acél esetén. A hegesztési hőciklusokat a reprodukálhatóság érdekében Gleeble 3500 fizikai szimulátorral állítottuk elő 70×10×10 mm-es próbatesteken, amelyeket 16 mm vastagságú acéllemezek fedettívű hegesztéssel készült kötéseiből munkáltunk ki keresztirányban. A fedettívű hegesztés alkalmazásának célja az volt, hogy egy rétegben elő lehessen állítani egy akkora, viszonylag homogén, varratérfogatot, amely elegendően nagy fizikai szimulációs próbatestek kimunkálására. A hegesztett kötések elkészítéséhez ESAB OK 13.24 (EN ISO 14171-A: S3Ni1Mo0,2) huzalelektrodát és nagy bázicitású salakot eredményező ESAB OK Flux 10.62 fedőport használtunk. Az illesztési rés 3 mm, az élszalag 4 mm, a leélezési szög pedig 40° volt. A fizikai

szimulációk elvégzésének célja a többrétegű varratokban előforduló lehető legkedvezőtlenebb szövetszerkezet létrehozása volt. Ezért szakirodalmi ajánlások és az adott acélra jellemző átalakulási hőmérsékletek alapján a hegesztési varratban kialakuló durvaszemcsés hőhatásövezeti sáv (CGHAZ-W) szimulálására 1350 °C csúcshőmérsékletet, az interkritikus hőhatásövezeti sáv (ICHAZ-W) előállítására pedig 815 °C-ot alkalmaztunk. Az interkritikus durvaszemcsés sáv (ICCGHAZ-W) szimulálására a két hőciklus kombinációját állítottuk be. A vizsgált $t_{8/5}$ hűlési időintervallum az ívhegesztési folyamatok hegesztési hőbeviteli tartományát figyelembe véve 5...30 s között volt. A többrétegű hegesztési varratban kialakuló hőhatásövezeti zónák tulajdonságait makrovizsgálattal, optikai mikroszkópos vizsgálattal és keménységvizsgálattal elemeztük.

Kulcsszavak: offshore acélok, fizikai szimuláció, hegesztés, keménység, szövetszerkezet

Abstract – Offshore steel structures need to withstand harsh environmental conditions in the arctic region. Besides the negative temperature range, dynamic loads also affecting the operation of these marine structures. Therefore, special requirements are set by the standards for the microstructure and the mechanical properties of the steels for offshore applications. Although these steels generally have good weldability, the heat effect of fusion welding processes can destroy the outstanding mechanical characteristics. In present paper the effect of multipass welding thermal cycle on 500 MPa grade offshore steel weld is investigated by physical simulation. A Gleeble 3500 physical simulator is used to produce the welding thermal cycles on 70×10×10 mm samples manufactured in transversal direction from a submerged arc welded (SAW) joint of the examined 16 mm thick base material. The purpose of using SAW was to produce a large, relatively homogeneous, weld seam volume in one layer, which is sufficient to produce physical simulation specimens. An ESAB OK 13.24 (EN ISO 14171-A: S3Ni1Mo0,2) filler material and a high basicity bonded ESAB OK Flux 10.62 was used for the preparation of the welded joints. The root gap was 3 mm, the edge width was 4 mm, and the bevel angle was 40°. The aim of the physical simulations was to produce the possible most unfavourable multipass weld microstructure. Therefore, 1350 °C peak temperature was selected for the simulation of the coarse-grained heat-affected zone forming in the weld metal (CGHAZ-W), and 815 °C for the intercritical heat-affected zone (ICHAZ-W) considering the recommendation of the literature and the transformation temperatures of the given steel. For intercritically reheated coarse-grained zone (ICCGHAZ-W) the combination of these heat cycles was applied. The examined $t_{8/5}$ cooling time interval was between 5...30 s considering the relevant welding heat input range of arc welding processes. The properties of the HAZ subzones forming in the multipass weld metal was examined by macro test, optical microscopic test, and hardness test.

Keywords: offshore steels, physical simulation, welding, hardness, microstructure

1. Introduction

Offshore steels are typically used for oil drilling platforms, marine foundations, structural elements of offshore wind farms and shipbuilding, where the structures are exposed to harsh weather conditions and increased mechanical stress [1, 2]. Therefore, these steels need to have good strength and excellent toughness properties. The new generation of offshore steels in the medium strength ($R_{eh}=400...500$ MPa) category are produced with low carbon content and relatively low carbon equivalent which results a ferritic-bainitic microstructure, in which the formation of acicular ferrite has a crucial role to achieve the

demanded mechanical properties [2, 3]. The chemical composition of these steels leads to good weldability properties, which can be predicted by the Graville diagram in which these offshore steels fall into the 1st area resulting low cold cracking sensitivity [4]. Nowadays, numerous research investigates the heat-affected zone (HAZ) characteristics of offshore steels and the formation of acicular ferrite on toughness properties, however there is less focus on weld characteristics [5, 6]. Present examination aims to analyse the weld properties of multipass welded joint by physical simulation in the relevant $t_{8/5}$ cooling time range of the industrially applied arc welding technology.

2. Materials and methodology

2.1 Base and filler materials

The chemical composition of the applied 500 MPa grade base and ESAB OK 13.24 (EN ISO 14171-A [7]: S3Ni1Mo0,2) filler materials are summarized in Table 1. The filler material is a nickel- and molybdenum alloyed, copper-coated wire for submerged arc welding (SAW), which is tested by CTOD. With the recommended OK Flux 10.62 excellent toughness values can be achieved. This filler material and flux combination is developed for low temperature steels and fine-grained steels in ship building and offshore industries.

Table 1. Chemical compositions of the applied base and filler materials (%)

Material	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni
Base material	≤0.14	≤0.6	≤1.7	≤0.02	≤0.01	Cr+Mo≤0.65		≤2,00
Filler material	0.067	0.184	1.33	0.015	0.0078	0.053	0.187	0.784
Weld*	0.053	0.366	1.46	0.011	0.0058	0.061	0.201	0.893
Material	Nb	V	Ti	Cu	Al	B	CEV	CET
Base material	Nb+V+Ti≤0.26			≤0.55	≥0.02	N/A	N/A	N/A
Filler material	0.003	0.003	0.003	0.058	0.014	0.002	0.49	0.27
Weld*	0.024	0.006	0.007	0.202	0.022	0.0002	0.42	0.25

*OES analysis

2.2 Experimental circumstances

The experiments were performed by a Gleeble 3500 thermomechanical physical simulator which is frequently used for the HAZ tests [5, 8, 9]. By the equipment the desired subzones of the welded joint can be precisely and homogeneously created in a volume sufficient for the further material tests. The specimen size was 70×10×10 mm. In contrary to the conventional application of the simulator the present investigations aimed to analyse the

effect of multipass welding heat cycles on the weld properties. Therefore, SAW joints were prepared from the examined 16 mm thick offshore steel. The purpose of using SAW was to produce a large, relatively homogeneous, weld seam volume in one layer, which is sufficient to produce physical simulation specimens. An ESAB OK 13.24 (EN ISO 14171-A: S3Ni1Mo0,2) filler material and a high basicity bonded ESAB OK Flux 10.62 was used for the preparation of the welded joints. The root gap was 3 mm, the edge width was 4 mm, and the bevel angle was 40°.

The aim of the physical simulations was to produce the possible most unfavourable multipass weld microstructure. Therefore, 1350 °C peak temperature was selected for the simulation of the coarse-grained heat-affected zone forming in the weld metal (CGHAZ-W), and 815 °C for the intercritical heat-affected zone (ICHAZ-W). For low CEV steels the A_{c1} temperature can be considered as 765 °C, and the recommended peak temperature for intercritical simulation is $A_{c1}+50$ °C. The combination of these two heat cycles were used for the simulation of intercritically reheated coarse-grained zone (ICCGHAZ) which is often the most brittle local subzone in multipass welded joint. The examined $t_{8/5}$ cooling time interval was between 5...30 s considering the relevant welding heat input range of arc welding processes. Rykalin-3D model [10] was used for producing the HAZ cycles considering the following thermophysical properties of the investigated 500 MPa guaranteed yield strength steel: density $\delta = 7.7$ g/cm³, specific heat $c_p = 0.46$ J/g°C and thermal conductivity $\lambda = 0.50$ J/cms°C.

3. Materials tests and discussion

3.1 Optical microscopic tests

Optical microscopic (OM) examinations were carried out using the Zeiss Axio Observer D1m optical system. Gleeble specimens were perpendicularly cut to their longitudinal size at the thermocouples. The samples were grinded, sanded and polished. Then they were etched with 2% Nital (a 2% alcoholic solution of nitric acid). The OM images of the different weld subzones in the function of $t_{8/5}$ cooling time are summarized in Figure 1.

The original weld microstructure consisting of acicular ferrite nucleated from the oxide inclusions is still visible after the thermal cycles. However, as a result the acicular ferrite laths have become finer. This is shown especially in CGHAZ-W with the $t_{8/5}$ cooling time of 5 s. In ICHAZ-W and ICCGHAZ-W samples it is seen that carbon has diffused at the prior austenite grain boundaries forming carbon-rich constituents. This tendency is expected to increase along with the increasing cooling time, although not clearly visible in the images. Ferrite side-plates can be observed at the prior austenite grain boundaries in all cases.

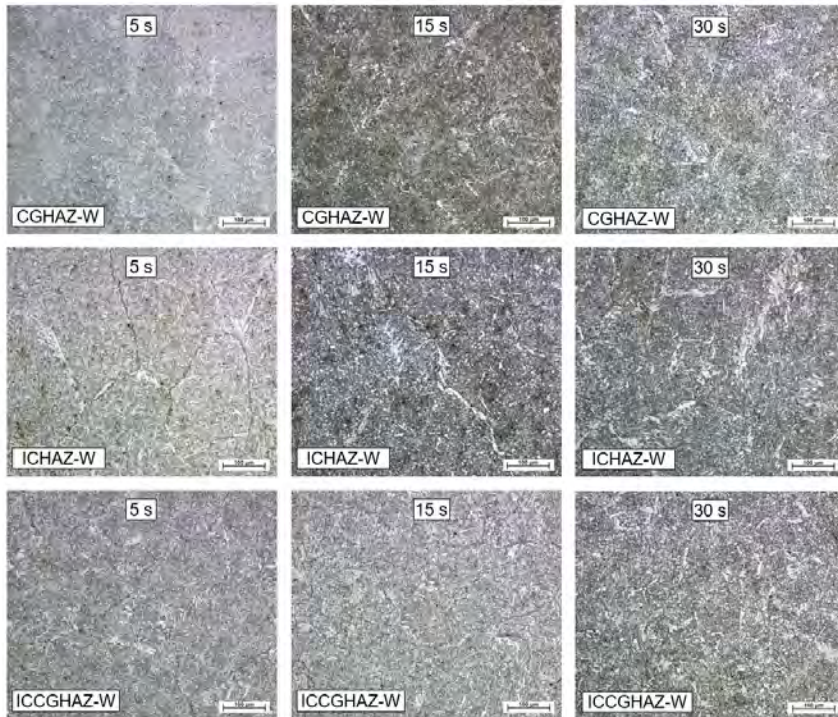


Figure 1.
Optical microscopic images of the simulated weld subzones, M=200×, 2% Nital

3.2 Hardness tests

A Reichert UH250 universal macro-hardness tester was used for the hardness measurements. Evaluation was performed according to the EN ISO 15614-1 standard [11], which permits $HV_{max} = 380 HV_{10}$ for the non-heat-treated welded joints (including HAZ) of thermomechanically rolled structural steels belonging to the 2nd group of CEN ISO/TR 15608 [12]. The transversal hardness distribution on the Gleeble specimen is illustrated together with the macro image on Figure 2. The weld has nearly equal hardness to the base material due to the selected matching wire electrode, however approximately 10% softening occurs in the HAZ.



Figure 2.
Macro image and hardness distribution on the Gleeble specimen

Five measurements were done on the cut surface of Gleeble samples. The average macro hardness values of the simulated subzones are presented in Figure 3. Slight hardening only occurred in the short (5 s) cooling time which values were safely under the permitted 380 HV10 value of the governing standard. The medium 15 s cooling time resulted almost equal hardness with the base material, while a minimal softening occurred in the CGHAZ-W and ICGHAZ-W at 30 s. In general, the hardness has reduced by the increasing cooling time in all subzones.

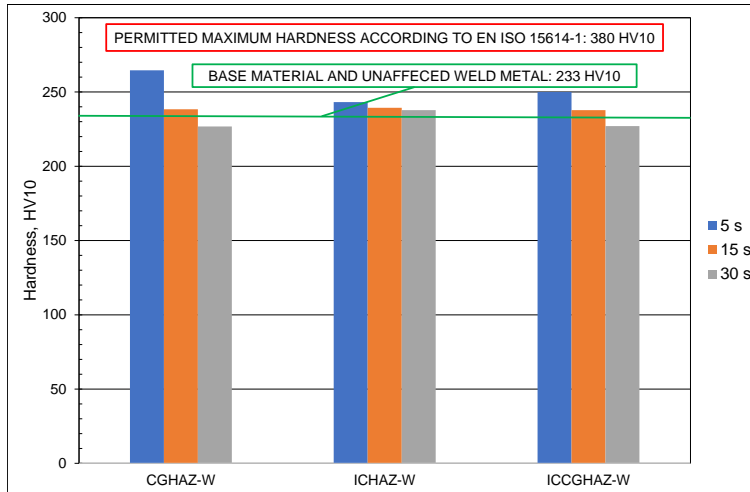


Figure 3.
Hardness of the simulated weld subzones

4. Summary

5. The critical heat-affected subzones within the weld of multipass welded joint were physically simulated.
6. Neither significant hardening nor softening was observed in the simulated CGHAZ-W, ICHAZ-W and ICCGHAZ-W.
7. The $t_{8/5} = 15$ s cooling time resulted nearly same hardness as the unaffected weld metal.
8. Microstructures of all simulated HAZ-W samples consisted of acicular ferrite. The ferrite laths had become finer and carbon-rich constituents had formed at the prior austenite grain boundaries due to the thermal cycles.

Acknowledgement

This paper has been supported by the János Bolyai Research Scholarship of the Hungarian Academy of Sciences (Grant number: Bo/00643/22/6). Dr. Tervo, Dr. Kajjalainen and are grateful to the funding of the research program FOSSA II (Fossil-Free Steel

Applications, Dnro 5562/31/2023) funded by Business Finland. Dr. Javaheri would also like to thank Jane ja Aatos Erkon säätiö (JAES) and Tiina ja Antti Herlinin säätiö (TAHS) for their financial supports on Advanced Steels for Green Planet project.

References

- [1] Metals USA, "Commonly Used Steel in Offshore Structures and Marine Applications," [online] Available: <https://www.metalsusa.com/index.php/offshore-structures-marine-steel/>
- [2] 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>
- [3] H, Bhadeshia and R, Honeycombe, Steels: Microstructure and Properties, Fourth Edition, Amsterdam, Netherlands, Elsevier, 2017
- [4] M., Gáspár et al., "Challenges and opportunities in the arc welding of offshore steels," In: Zhou, Wei; John, Pang (ed.) Proceedings of the 76th IIW Annual Assembly and International Conference on Welding and Joining, Singapore, (2023) pp. 567-574. Paper: OR-11-0211
- [5] H, Tervo et al., "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
- [6] 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
- [7] EN ISO 14171 Welding consumables. Solid wire electrodes, tubular cored electrodes and electrode/flux combinations for submerged arc welding of non alloy and fine grain steels. Classification
- [8] Adonyi, Y.: Heat-affected zone characterization by physical simulations, Welding Journal, October 2006. pp. 42-47.
- [9] Sisodia, R.: High Energy Beam Welding of Advanced High Strength Steels, PhD Dissertation, 2021
- [10] Rykalin, N. N.: Teplovie processzi pri szvarke, Vüpuszk 2, Izdatelstvo Akademii, Nauk SzSzSzR, Moszkva, 1953. pp. 56.
- [11] EN ISO 15614-1 Specification and qualification of welding procedures for metallic materials. Welding procedure test. Part 1: Arc and gas welding of steels and arc welding of nickel and nickel alloys
- [12] CEN ISO/TR 15608 Welding. Guidelines for a metallic materials grouping system

POLIMEREK KAVARÓ DÖRZSHEGESZTÉSÉNEK RÖVID ÁTTEKINTÉSE

SHORT OVERVIEW OF FRICTION STIR WELDING OF POLYMERS

Stadler Róbert Gábor

Óbudai Egyetem – Bánki Donát Gépész
és Biztonságtechnikai Mérnöki Kar,
1081, Budapest Népszínház utca 8.
stadler.robert@bqk.uni-obuda.hu

Horváth Richárd

Óbudai Egyetem – Bánki Donát Gépész
és Biztonságtechnikai Mérnöki Kar,
1081, Budapest Népszínház utca 8.
horvath.richard@bqk.uni-obuda.hu

Absztrakt – A polimerek napjaink vezető anyagcsoportja. Szinte az összes iparág használja ezt a típusú anyagcsoportot. A széleskörű elterjedésnek köszönhetően nélkülözhetlenné vált az anyag gazdaságos és magas minőségű kötéstechológiájának megoldása. A ragasztás és számos hegesztési eljárás közül, jelenleg az egyik leggyakrabban vizsgált technológia a kavaró dörzshegesztés. Jelen tanulmány célja a technológia ismertetése, annak előnye a polimer anyagok tekintetében, valamint a vizsgált bemeneti paraméterek és a varratok vizsgálati lehetőségeinek bemutatása a korszerű szakirodalom áttekintésével.

Abstract – Polymeric materials have become a leading material group. Almost every industry use this type of material. Due to the widespread usage of this material group, it became essential to find an economical and high quality solution for the joining technology of the material. Of the joining and several welding processes, one of the most commonly investigated technologies is friction stir welding. The aim of the paper is to present the technology, its advantages in terms of polymer materials, the input parameters and the testing possibilities of the seams under investigation by reviewing the contemporary literature.

1. Bevezetés

A polimerek hegesztése a mai napig népszerű és széles körben vizsgált műszaki terület. Ez többek között annak köszönhető, hogy a polimerek napjainkban már vezető anyagcsoportnak számítanak és olyan iparágak nélkülözhetetlen alapanyagává vált, mint az autóipar, az építőipar, vagy az élelmiszeripar. Ilyen körülmények között nélkülözhetetlen a polimerek hegesztése gyorsan, gazdaságosan és magas minőségben. Az elmúlt évtizedek alatt számos hegesztési technológia tudta ezeket a kritériumokat teljesíteni. Többek között idesorolhatjuk az ultrahang-hegesztést, a lézerhegesztést, vagy éppen a forró gázos hegesztési eljárást. Bár ezeket a hegesztési eljárásokat a mindennapokban ipari körülmények között alkalmazzák, a mai napig számos publikáció foglalkozik a technológiák fejlesztésével és felhasználási lehetőségük bővítésével [1, 2].

A fentebb említett hegesztési eljárások mellett érdemes kiemelni a kavaró dörzshegesztést. A kavaró dörzshegesztést a 1990-es évek elején szabadalmaztatták [3]. A technológiát a klasszikus hegesztési eljárásokkal nehezen hegeszthető anyagokra (pl.: alumínium és ötvözetek) fejlesztették ki. Az eljárás lényege azon alapszik, hogy az összeilleszteni kívánt alkatrészek illesztése mentén végig vezetünk egy forgó szerszámot, ennek következtében az alkatrészek és a szerszám közötti súrlódásból hő keletkezik, aminek hatására létrejön a hegesztési varrat. A technológia sematikus ábrája az 1. ábrán látható.

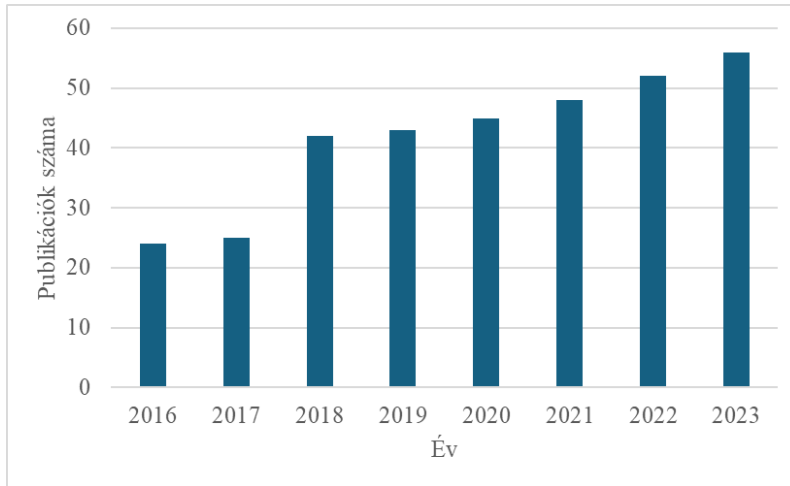


1. ábra

A kavaró dörzshegesztés sematikus ábrája

A kavaró dörzshegesztés során a hegesztési hőmérséklet alacsonyabb, mint az anyag olvadáspontja, így minimális torzulást, maradó feszültséget és hibát eredményez. [1] Ezek mellett pedig számos gazdasági (pl.: könnyen automatizálható, gyors) és környezetvédelmi (pl.: nincsenek káros gázok a folyamat során) előnnyel rendelkezik a technológia. Az elmúlt években, egyre több teret nyer a technológia, és többek között olyan iparágakban találkozhatunk vele, mint a repülőgépipar [4].

A fémek mellett a 2000-es évek eleje óta vizsgálják a hegesztési eljárást műanyagokra is, ugyanis ekkor jelentek meg az első publikációk, amelyek kifejezetten polimerek kavaró dörzshegesztésével foglalkoztak [5, 6]. A polimerek esetében is érvényesek azok az előnyök, amelyeket már a fémeknél is felsoroltunk, de itt még kiemelendő, hogy a technológia egyes vizsgálatok alapján alkalmas lehet vastagabb polimer lemezek, valamint hőre lágyuló polimer mátrixú kompozitok hegesztésére is [7]. Az első tanulmányok óta elmondható, hogy a polimerek kavaró dörzshegesztése népszerű kutatási témává vált. Ezt támasztja alá a 2. ábra is, ahol a Scopus adatbázisa alapján látható, hogy az elmúlt években folyamatosan nőtt azon publikációk száma, amiben említést tesznek a polimerek kavaró dörzshegesztéséről. Jelen tanulmány célja, hogy áttekintést adjon, hol tart most ez a hegesztési technológia polimer anyagok alkalmazása esetén, illetve, hogy melyek azok a kutatási irányok, amelyek napjainkban jellemzőek erre a kutatási területre.

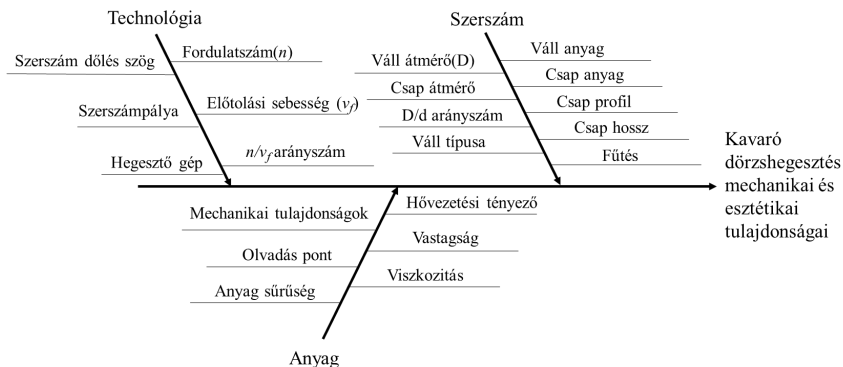


2. ábra

Publikációk száma, amiben a polimerek kavaráó dörzshegesztése megemlítésre kerül (forrás: Scopus)

2. Bemenő paraméterek

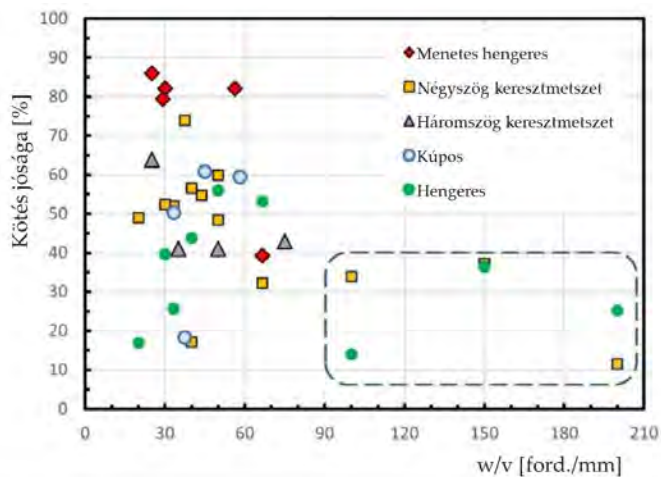
Mint minden technológiánál, ebben az esetben is számos olyan bemeneti paraméter van, amely nagymértékben befolyásolja a kész varrat mechanikai és esztétikai tulajdonságait. A szakirodalom részletes áttekintései alapján a bemenő paramétereket 3 nagy csoportba lehet sorolni. Ezek a hegeszteni kívánt anyag és azok mechanikai, valamint termikus és geometriai tulajdonságai. Az alkalmazott szerszám konstrukció és annak kialakítása, valamint a technológiai paraméterek, amelyeket a hegesztés során alkalmazunk (pl.: szerszám fordulatszám és előtolási sebesség). A 3. ábrán ismertetett Ishikawa diagram szemlélteti ezt a három nagy csoportot.



3. ábra

A kavaráó dörzshegesztés főbb bemeneti paraméterei

A kavaró dörzshegesztés eredményessége nagyban függ attól, hogy a bevitt hőmérséklet hány százalékát képes elvonni a hegeszteni kívánt anyag. A fémek jó hővezető képessége elősegíti ezt a jelenséget, míg a polimerek jóval kisebb hővezető képessége kevésbé. Több tanulmány ezért nem is a klasszikus (hagyományos) kavaró dörzshegesztő szerszámot alkalmazza, hanem olyan bonyolultabb szerszám konstrukcióval készítik el a varratot, ahol a szerszám külső forrásból is tud hőt bevinni a hegesztési zónában [8,9]. Bár az ilyen típusú szerszámokkal készített varratok nagyon jó minőségűek, fontos kiemelni, hogy külső hőmérséklet bevitele nélkül is elérhető a polimer anyag olvadási hőmérséklete, így hagyományos szerszámokkal is sikeres és magas minőségű kötés állítható elő [10]. Napjaink kutatásai között is vegyesen találunk olyan vizsgálatokat, ahol új fejlesztésű szerszámokról számolnak be a szerzők, de ugyanúgy jelen vannak a hagyományos szerszám konstrukciók is. A kialakításon túl pedig folyamatosan vizsgálják a csap geometriát. A csap geometriák közül a kötés jósága alapján kiemelkedik a menetes hengeres csapgeometria (lásd 4. ábra) [11].



4. ábra

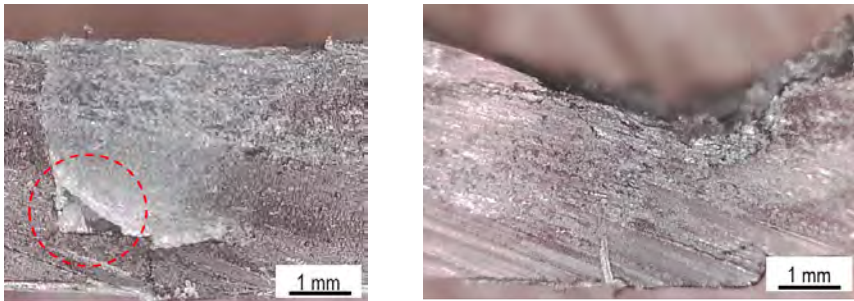
A csap geometria és a technológia (fordulatszám/előtolási sebesség) hatása polipropilén (PP) kavaró dörzshegesztett varratok kötési hatékonyságára [11].

A második bemeneti paraméter csoport a hegeszteni kívánt anyag. Az évek alatt szinte az összes széles körben elterjed polimerre végeztek átfogó vizsgálatokat. A tanulmányok többségében sikeres hegesztési vizsgálatokkal zárultak, tehát létrejött kötés a két polimer alkatrész között. Az ilyen vizsgálatoknak továbbá célja, hogy megtalálja az optimális technológiai paramétereket, ahol az egyes anyagok varratai a legjobb mechanikai tulajdonságokkal rendelkeznek. Az azonos polimer anyagok hegesztése után pedig egyre szélesebb körben kezdtek az eltérő polimer anyagok hegesztési vizsgálatának feltárását, ahol két különböző típusú polimert hegesztettek össze a technológiával. A leggyakrabban vizsgált kombinációk közé tartozik a polietilén (PE) és polipropilén (PP) [12], valamint az akrilnitril-butadién-sztirol (ABS) és magas sűrűségű polietilén (HDPE) [13]. Végezetül érdemes kiemelni, hogy a többi hegesztési eljárásnál is tapasztalhatóan, itt is megjelentek a polimer-fém hibrid kötések vizsgálatai [14,15].

3. Varratok minőségének a vizsgálata

A bemenő paraméterek után célszerű áttekinteni azokat a vizsgálati módszereket, amelyekkel jellemezni szokás az elkészült varratokat. A leggyakrabban vizsgált ilyen mechanikai tulajdonság a varrat szakítószilárdsága. A hegesztési mintákból kivágott próbatesteket szakítóvizsgálattal tesztelik, majd a kapott eredményeket átlagolják és összevetik az alapanyag szakítószilárdságával. Ha a varratok mechanikai tulajdonságát tekintjük, akkor érdemes még kiemelni a különböző keménységméréseket (esetek többségében Shore típusú keménységmérés), ütő- és hajlítóvizsgálatokat. A vizsgálatok során áttekintést kapunk arról, hogy a varrat milyen mechanikai tulajdonságokkal rendelkezik, és van egy összehasonlítási alapunk az alapanyaghoz képest.

A roncsolásos anyagvizsgálatok mellett érdemes még bemutatni az optikai és termikus vizsgálatokat is, hiszen ezek is egyre nagyobb teret nyernek a polimerek dörzshegesztésének kutatásai során. A varratokat és a hegesztési hibákat különböző nagyítású optikai mikroszkópok mellett lehet vizsgálni. Több tanulmány számol be arról, hogy a tönkremenetek nagy részét különböző hegesztési hibák okozzák, amelyek közül érdemes kiemelni az alagút hibát és a lemez elvékonyodást. Erre mutat egy-egy példát az 5. ábra.



5. ábra

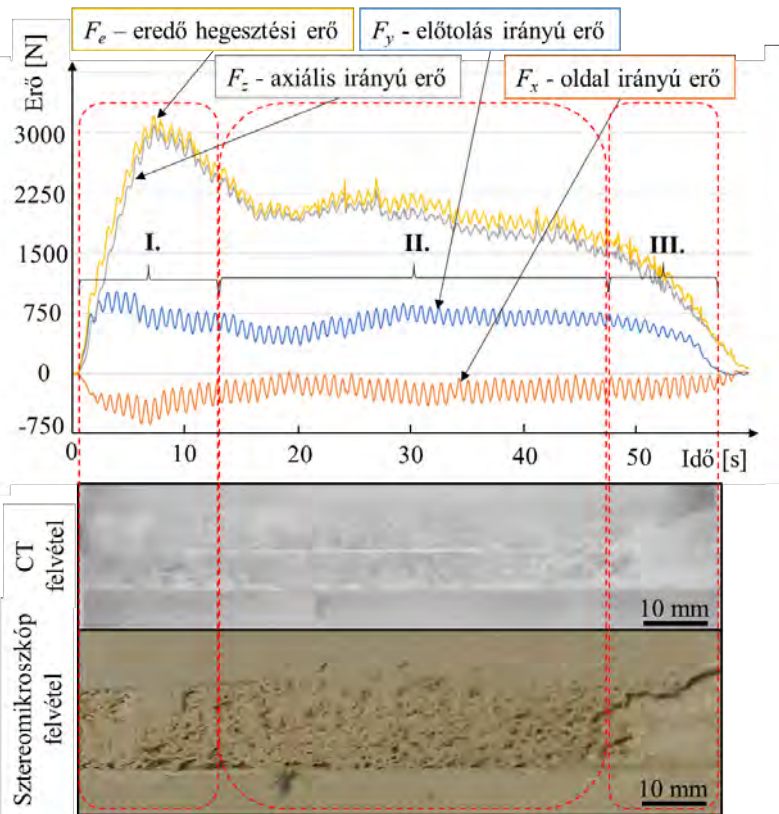
A polimerek kavaráó dörzshegesztésére jellemző hibák: alagút hiba (bal) és lemez elvékonyodás (jobb)

A termikus vizsgálatok közül a differenciális pásztázó kalorimetria (DSC) vizsgálatokat érdemes még kiemelni. A vizsgálatok segítségével többek között meghatározhatóak a főbb hőmérsékletek és azok tartományai, valamint a részben kristályos polimereknél a kristályos részarány. Bár ezt a vizsgálat nem gyakori a polimerek dörzshegesztésével kapcsolatos kutatásokban, mégis több publikáció nagy jelentőséget tulajdonít a DSC vizsgálatokból kapott eredményeknek. Az alapanyagból és a varratból kivett minta vizsgálatának segítségével megfigyelhető, hogy milyen polimer szerkezettani változáson ment keresztül az anyag a dörzshegesztés során. Ezekből az eredményekből szintén következtethetünk a mechanikai tulajdonságok változására.

Végezetül érdemes szót ejteni a hegesztési folyamatot elemző vizsgálatokról. Ezek közül a hegesztési hőmérsékletmérést, valamint a hegesztési erő mérést érdemes kiemelni [16, 17]. A hegesztési folyamat során keletkező erők vizsgálatával kezdetben kevés publikáció volt, mára már több vizsgálat is foglalkozik az erők feltérképezésével. Az eddigi vizsgálatok

alapján a 6. ábrán látható egy átlagos erőkép alakulása a folyamat során. Jól megfigyelhető, hogy 3 szakaszra bontható az erőkép: felfutási szakasz, egyenes hegesztési szakasz, valamint lefutási szakasz. A technológia függvényében kapott erőkép, valamint a keletkezett erőértékek elemzése mellett érdemes kiemelni, hogy sok esetben az erőképben tapasztalható eltérések hegesztési hibára utalnak. Ez a jelenség pedig előrevetíti az additív gyártástechnológiai vizsgálatokat, amiket a fémek kavaró dörzshegesztése során már több tanulmányban vizsgálnak is [18].

A hőmérséklet mérések a vizsgálatok során általában termoelemmel, illetve hőkamerával történnek. Polimerek esetében inkább az utóbbi terjedt el a kavaró dörzshegesztés során, a már említett rossz hővezető képesség miatt. A termoelemes mérésnél gyakori, hogy a szerszám hőmérsékletét vizsgálják (szerszámban van a hőelem elhelyezve), de ez is csak közelítő képet tud biztosítani a hegesztési zónában lévő hőmérsékletről. A hőkamerás mérések során több vizsgálat is megfigyelte, hogy a hőmérséklet eloszlás nem szimmetrikus a hegesztési zónában, ez köszönhető annak, hogy az egyenirányú oldalon nagyobb igénybevételnek van kitéve az anyag [19].



6. ábra

Egy tipikus dörzshegesztési folyamat során fellépő erő komponensek alakulása, valamint a varratkép alakulása PP anyag esetén [16]

4. Összefoglalás

A polimerek napjaink anyagvezető csoportja és ennek megfelelően a mai napig számos kutatás folyik ezen anyagok kötéstechológiájával kapcsolatban. Az egyik ilyen a kavaráó dörzshegesztés technológiája. A dörzshegesztési technológia évek óta megbízhatóan teljesít alumínium anyagok esetében, könnyen automatizálható, gazdaságos, energia- és környezetbarát eljárás. Jelen tanulmányban áttekintettük a kavaráó dörzshegesztés polimerekre történő alkalmazását és annak előnyeit. Továbbá ismertettük a vizsgált bemeneti paramétereket és a varratok vizsgálati lehetőségeit.

Köszönetnyilvánítás

Jelen publikáció a Kulturális és Innovációs Minisztérium ÚNKP-23-3 kódszámú Új Nemzeti Kiválóság Programjának a Nemzeti Kutatási, Fejlesztési és Innovációs alapról finanszírozott szakmai támogatásával készült.

Irodalomjegyzék

- [1] Kiss, Z., Temesi, T., Bitay, E., Bárány, T., & Czigány, T. (2020). Ultrasonic welding of all-polypropylene composites. *Journal of Applied Polymer Science*, 137(24), 48799.
- [2] Csiszér, T., Temesi, T., Borbás, L., & Molnár, L. (2021). Laser-assisted Joining of Steel and Cellulose Fiber-reinforced PMMA. *Acta Polytech. Hung*, 18, 2021-2237.
- [3] Thomas, W. M., Nicholas, E. D., Needhan, J. C., Murch, M. G., Temple-Smith, P., Dawes, C. J. "International patent application PCT/GB92/02203 and GB patent application 9125978.8", UK Pat-ent Office, London, UK, 1991.
- [4] Amini, A., Asadi, P., & Zolghadr, P. (2014). Friction stir welding applications in industry. *Advances in friction-stir welding and processing*, 671-722.
- [5] Strand, S. (2003). Joining plastics-can friction stir welding compete?. In *Proceedings: Electrical Insulation Conference and Electrical Manufacturing and Coil Winding Technology Conference* (Cat. No. 03CH37480) (pp. 321-326). IEEE.
- [6] Strand, S. R. (2004). Effects of friction stir welding on polymer microstructure. Brigham Young University.
- [7] Czigány, T., Kiss, Z. (2011) "Friction stir welding of fiber reinforced polymer composites", In: *Proceedings of the 18th International Conference on Composite Materials (ICCM)*, Jeju, South Korea, pp. 21–26.
- [8] Nath, R. K., Maji, P., & Barma, J. D. (2022). Effect of tool rotational speed on friction stir welding of polymer using self-heated tool. *Production Engineering*, 16(5), 683-690.

- [9] Moochani, A., Omidvar, H., Ghaffarian, S. R., & Goushegir, S. M. (2019). Friction stir welding of thermoplastics with a new heat-assisted tool design: mechanical properties and microstructure. *Welding in the World*, 63, 181-190.
- [10] Kiss, Z. Czigány, T. (2010) „A kavaró dörzshegesztés átalakítása polimer anyagokhoz”, *Műanyag és Gumi*, 47. évfolyam, 4. szám, 129-133.
- [11] Pereira, M. A., Amaro, A. M., Reis, P. N., & Loureiro, A. (2021). Effect of friction stir welding techniques and parameters on polymers joint efficiency—A critical review. *Polymers*, 13(13), 2056.
- [12] Eslami, S., Ramos, T., Tavares, P. J., & Moreira, P. M. G. P. (2015). Effect of friction stir welding parameters with newly developed tool for lap joint of dissimilar polymers. *Procedia Engineering*, 114, 199-207.
- [13] Gao, J., Li, C., Shilpakar, U., & Shen, Y. (2016). Microstructure and tensile properties of dissimilar submerged friction stir welds between HDPE and ABS sheets. *The international journal of advanced manufacturing technology*, 87, 919-927.
- [14] Patel, A. R., Kotadiya, D. J., Kapopara, J. M., Dalwadi, C. G., Patel, N. P., & Rana, H. G. (2018). Investigation of mechanical properties for hybrid joint of aluminium to polymer using friction stir welding (FSW). *Materials Today: Proceedings*, 5(2), 4242-4249.
- [15] Derazkola, H. A., & Simchi, A. (2019). An investigation on the dissimilar friction stir welding of T-joints between AA5754 aluminum alloy and poly (methyl methacrylate). *Thin-Walled Structures*, 135, 376-384.
- [16] Stadler, G. R., Szebényi, G., & Horváth, R. (2023). Investigation of weld forces and strength of friction stir welded polypropylene. *Periodica Polytechnica Mechanical Engineering*, 67(3), 183-189.
- [17] Stadler, R. G., & Horváth, R. Investigation of Welding Forces and Weld Strength for Friction Stir Welding of Acrylonitrile-Butadiene-Styrene (ABS) Plates.
- [18] Meyer, S. P., Bernauer, C. J., Grabmann, S., & Zaeh, M. F. (2020). Design, evaluation, and implementation of a model-predictive control approach for a force control in friction stir welding processes: Validation of different force-control approaches for friction press joining of aluminum with thermoplastics. *Production Engineering*, 14(4), 473-489.
- [19] Correia, A. N., Santos, P. A., Braga, D. F., Cipriano, G. P., Moreira, P. M., & Infante, V. (2023). Effects of processing temperature on failure mechanisms of dissimilar aluminum-to-polymer joints produced by friction stir welding. *Engineering Failure Analysis*, 146, 107155.

MS1500 ACÉL HEGESZTÉSE CMT ELJÁRÁSVÁLTOZATTAL

WELDING OF MS1500 STEEL WITH CMT PROCESS VARIANT

Pap Ádám

Anyagszerkeztani és
Anyagtechnológiai Intézet, Miskolci
Egyetem, 3515 Miskolc-Egyetemváros
pap.adam@student.uni-miskolc.hu

Meilinger Ákos

Anyagszerkeztani és
Anyagtechnológiai Intézet, Miskolci
Egyetem, 3515 Miskolc-Egyetemváros
akos.meilinger@uni-miskolc.hu

Gáspár Marcell

Anyagszerkeztani és Anyagtechnológiai Intézet,
Miskolci Egyetem, 3515 Miskolc-Egyetemváros
marcell.gaspar@uni-miskolc.hu

Absztrakt – A folyamatos fejlesztéseknek köszönhetően az újonnan kifejlesztett ultra-nagyszilárdságú acélok szakítószilárdsága ma már eléri a 2000 MPa-os értéket. Az ilyen nagy szakítószilárdságú alapanyagok többnyire martenzites szövetszerkezetű vékony lemezek, amelyek hegesztésénél a megfelelő hegesztési paraméterek megválasztása kiemelt fontosságú. Az átégés elkerülése és a lemez maradé alakváltozásának minimalizálása érdekében fontos a kis hőbevitel biztosítása. A hagyományos hegesztési eljárások nagy hőbevitel miatt az ilyen hegesztési feladatok nehezen vagy nem kivitelezhetők, ezért a hegesztőberendezések gyártói különböző eljárásokat és eljárásváltozatokat fejlesztettek ki a probléma megoldására. Az egyik ilyen fejlesztés a CMT (Cold Metal Transfer) eljárásváltozat volt. Jelen kutatómunkában 2 mm vastagságú MS1500 acéllemezen készítettünk tompakötéseket a huzalelektrodás védőgázos ívhegesztés CMT eljárásváltozatának segítségével. Az alkalmazott hozaganyag a Böhler alform 1100 L-MC hozaganyag volt, amely az egyik legnagyobb szilárdsági kategóriába tartozó hozaganyag. A hegesztett kötésről optikai mikroszkópos felvételek készültek, valamint keménységvizsgálatot és szakítóvizsgálatot is végeztünk. Az eredmények alapján a vizsgált acél nagymértékű kilágulása és szilárdságcsökkenése volt megfigyelhető, főként a hőhatásövezetben.

Abstract – Due to continuous development the tensile strength of newly developed ultra-high strength steel grades is now up to 2000 MPa. Base materials with such high tensile strength are mostly thin plates with martensitic microstructure. Welding of thin plate steel places strict demands on the welding parameters used. To avoid burning-through and to minimize distortions of the plate, it is important to use a low heat input. Due to the relatively high heat input of conventional fusion welding processes, these kind of 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. In the present research work butt welded joint was made on 2 mm thick MS1500 steel plates by CMT process variant of GMAW (Gas Metal Arc Welding). The joint was produced with Böhler alform 1100

L-MC filler material, which belongs to the highest available filler material strength category. After the welding experiments optical microscopic pictures, hardness test and tensile tests were made. Based on the results a significant softening behavior and high tensile strength reduction can be observed in the welded joint, compared to the investigated base material.

1. Bevezetés

A korszerű nagyszilárdságú acélok fejlesztése az egyik legjelentősebb kutatási irány a szerkezeti acélok területén [1], mivel egyre fontosabb szerepet töltenek be a különböző műszaki alkalmazásokban, különösen a járműiparban [2-5]. A nagyszilárdságú acélok alkalmazásának számos előnye van a kiemelkedő szilárdsági tulajdonságaiknak köszönhetően [6, 7]. A folyamatos fejlesztések révén a vékony lemezek esetén ezen acélok csúcscategóriának szakítószilárdsága napjainkban már meghaladhatja a 2000 MPa-t is [8], viszont ilyen nagy szilárdság biztosításához többnyire martenzites szövetszerkezetűek [9], ezért potenciális előnyeik ellenére tartogatnak különböző kihívásokat a hegesztés területén [10, 11].

A nagyszilárdságú vékonylemezek egyesítésének egyik legfontosabb módja a hegesztés [5]. Vékony lemezek esetén a leggyakrabban alkalmazott hegesztő eljárás az ellenállás ponthegesztés [5, 12, 13], viszont egyéb ömlesztő hegesztő eljárások is alkalmasak lehetnek a feladatra [14]. Mivel a hagyományos eljárások egyik hátránya a nagy hőterhelés, számos gyártó fejlesztett ki különböző eljárásváltozatokat a probléma megoldására [15, 16]. Ilyen fejlesztés eredménye lett az ausztriai Fronius CMT (Cold Metal Transfer) eljárásváltozata is, amely egy speciális huzalelektrodás védőgázos ívhegesztésnek felel meg [17]. Az eljárásváltozat egyik nagy előnye az alap eljáráshoz viszonyított kis hőbevitel [18, 19] és a kisebb maradó alakváltozás [20], amelynek köszönhetően vékony lemezek egyesítésére kifejezetten alkalmas. A CMT alapja a rövidzárlatos anyagátvitelen alapul, amely során a huzal mozgása is szabályozott és kapcsolatban áll a cseppleválással [21]. A folyamat során a rövidzárlat idejére lecsökken az áramerősség és a huzal visszahúzása is szabályozottan megy végbe, amelynek eredményeként a cseppleválás mechanikusan szabályozott [22]. A folyamat működési elvében egyedülálló, hogy hegesztés során a vezérlőegység felismeri a rövidzárlatot, és a huzal mozgatásának segítségével irányítja a cseppleválást. Mivel ez a folyamat 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 [23, 24].

Jelen kutatómunkában 2 mm vastagságú MS1500 acéllemezen készítettünk tompakötéseket a CMT eljárásváltozat segítségével, a beszerezhető legnagyobb szilárdsági kategóriába tartozó hozaganyaggal, majd a létrehozott hegesztett kötések tulajdonságait vizsgáltuk optikai mikroszkópos, Vickers keménységvizsgálatok és szakítóvizsgálatok alapján.

2. Felhasznált anyagok és alkalmazott technológiák

A hegesztési kísérletekhez és az azt követő vizsgálatokhoz alkalmazott 2 mm vastagságú SSAB által gyártott Docol CR1220Y1500T-MS (MS1500) acél HV10 keménységét, valamint a műbizonylaton szereplő mechanikai tulajdonságait és kémiai összetételét az 1. és a 2. táblázat tartalmazza.

1. táblázat A vizsgált MS1500 acél mechanikai tulajdonságai

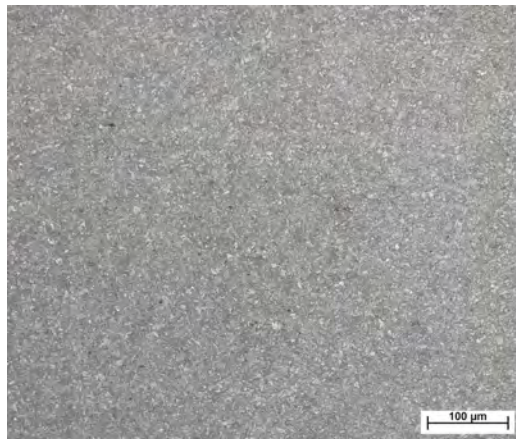
Keménység, HV10	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A [%]
461	1220-1520	1500-1750	3

2. táblázat A vizsgált MS1500 acél kémiai összetétele [tömeg%]

C	Si	Mn	P	S
0,28	0,40	1,30	0,02	0,01
Al	Nb+Ti	Cr+Mo	B	Cu
0,015	0,10	1,00	0,01	0,02

A műbizonylaton szereplő kémiai összetétel alapján, az MSZ EN 10025-1 [25] szabvány szerint meghatározott módon számított karbonegyenérték: CEV = 0,74%.

A vizsgált MS1500 acél szállítási állapotában Zeiss Observer D1m optikai mikroszkóppal készült felvételén N = 200x-os nagyításban figyelhető meg az 1. ábrán az acél rendkívül finomszemcsés martenzites szövetszerkezete. A próbatest maratása Nitál (2%-os alkoholos HNO₃) marószerszel történt.



1. ábra

Az alapanyag szövetszerkezete, N = 200x, marószerszel: 2% HNO₃

A hegesztési kísérletekhez „undermatching” típusú, Böhler gyártmányú, alform 1100 L-MC jelű, 1.0 mm átmérőjű hozaganyagot alkalmaztunk, amely az egyik legnagyobb szilárdságú

szénacél hozaganyag. A hozaganyag műbizonylatban szereplő mechanikai tulajdonságait a 3. táblázat, a kémiai összetételét pedig a 4. táblázat tartalmazza.

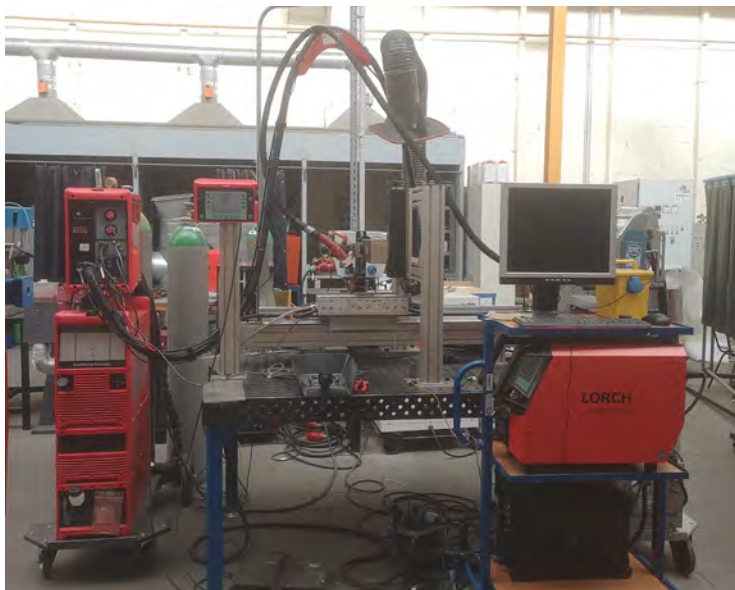
3. táblázat Az alkalmazott hozaganyag mechanikai tulajdonságai

ReL/Rp0,2 [MPa]	Rm [MPa]	A [%]	KV -40 °C-on [J]
≥1100	1140-1250	≥10	≥27

4. táblázat Az alkalmazott hozaganyaggal a varrat 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 vizsgált hegesztett kötés elkészítéséhez a huzalelektrodás védőgázos ívhegesztés egyik eljárásváltozatát, a Fronius által kifejlesztett CMT (azon belül is a CMT Pulse) eljárásváltozatot választottuk. A hegesztéshez alkalmazott berendezések (Korszerű Szerkezeti Anyagok és Ívhegesztő Eljárások Laboratórium) a 2. ábrán láthatók.



2. ábra

A hegesztett kötés elkészítéséhez alkalmazott berendezések a Korszerű Szerkezeti Anyagok és Ívhegesztő Eljárások Laboratóriumában

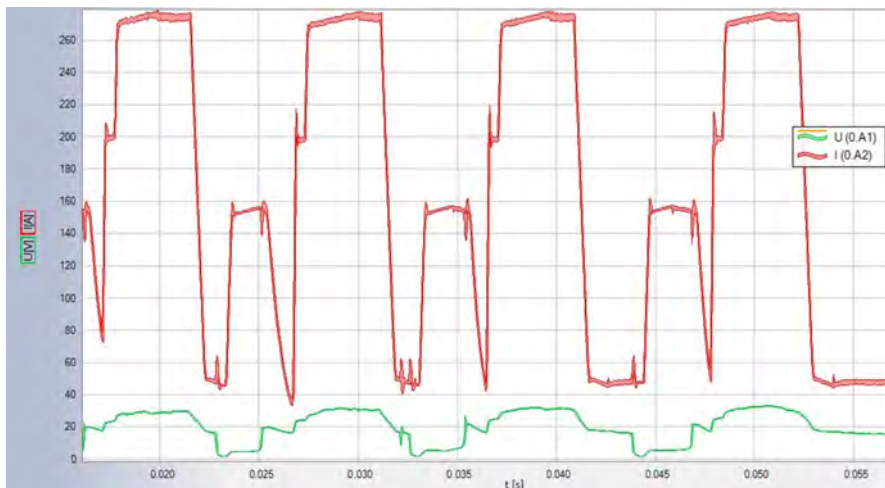
Az 5. táblázatban szereplő hegesztési paraméterek meghatározásához próbakötéseket készítettünk, amelyek alapján a varratalak és a kitöltés függvényében választottuk ki a megfelelő hegesztési paramétereket.

5. táblázat A kiválasztott hegesztési paraméterek

Sor	Áramerősség [A]	Feszültség [V]	Hegesztési sebesség [cm/min]	Huzalelőtölési sebesség [m/min]	Fajlagos hőbevitel [J/mm]
1	185	14,4	48	8	266

A 350×150×2 mm-es lemezeket leélezés és hézag nélkül, PA pozícióban egyesítettük. A pontos illesztés biztosítása érdekében a fűzővarratokat volfrámelektrodás, védőgázos ívhegesztéssel készítettük el. A hegesztés előtt előmelegítést nem alkalmaztunk. Az alkalmazott védőgáz M21 típusú (80% Ar + 20% CO₂) védőgáz keverék volt, 18 l/min áramlási sebességgel.

A hegesztett kötés elkészítése során folyamatfelügyelő rendszert is alkalmaztunk, amely alapján jól nyomon követhető a hegesztés során az idő függvényében végbemenő feszültség és áramerősség változás (3. ábra).



3. ábra

A feszültség és áramerősség változása az idő függvényében

Ahogy a 3. ábrán is jól látható, a hegesztési folyamat során a CMT ciklus mellé (amely egy rövidzártas folyamat) egy impulzus ciklus is bekerül. Ez az impulzus ciklus hozzáad a folyamathoz egy extra cseppléválást, ezáltal növelve a termelékenységet. Tehát a ciklus első része megfelel a CMT folyamatának, ezután következik egy impulzusíves szakasz, ahol a huzal a munkadarab felé mozog és ezzel egyidejűleg végbemegy egy cseppléválás. Ezután ismét egy normál CMT ciklus következik.

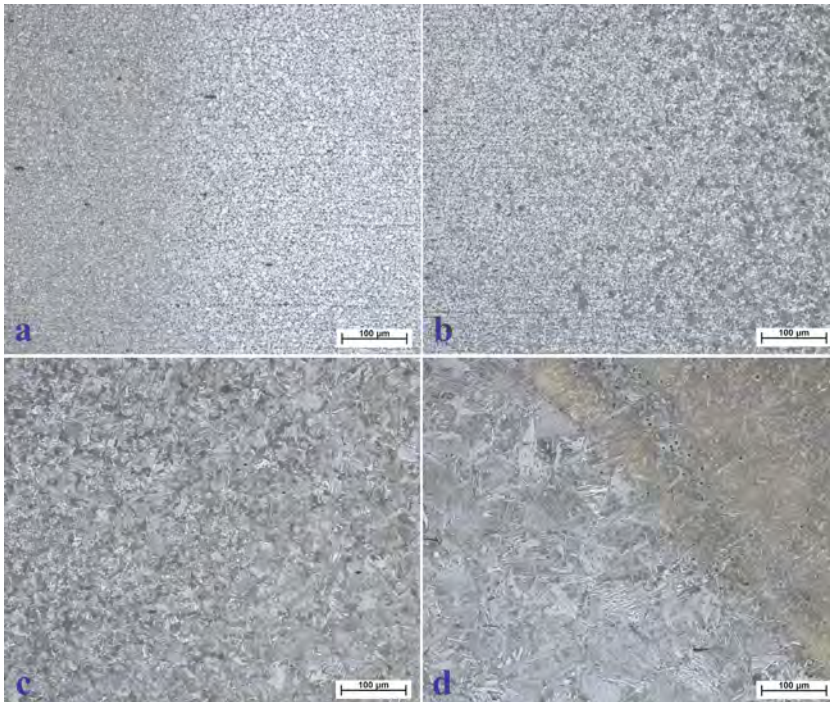
3. Vizsgálati eredmények

Hegesztés után optikai mikroszkópos, keménység- és szakítóvizsgálatokat végeztünk.

3.1 Optikai mikroszkópos vizsgálat

A próbatestek előkészítése után az optikai mikroszkópos vizsgálatokat Zeiss Observer D1 m optikai mikroszkóp segítségével végeztük el. A kötés különböző részéről készült szövetszerkezeti képek a 4. ábrán láthatók.

A 4. ábra jól szemlélteti a varrat különböző részein a szemcsék méretének változását. Jól látható, hogy a durvaszemcsés hőhatásövezeti sávban az alapanyaghoz képest mennyivel nagyobb méretű szemcsék alakultak ki. Valamint az is jól beazonosítható, hogy a hőhatásövezet szövetszerkezete az alapanyag martenzites szövetszerkezetéhez képest komplexebb.

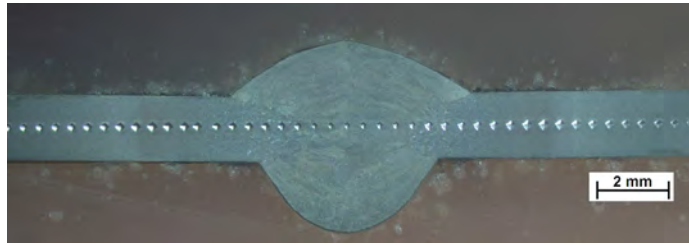


4. ábra

A hegesztett kötés optikai mikroszkópos képei, N=200x, marószerszám: Nital (2% HNO₃)
a, alapanyag-hőhatásövezet átmenet; b, hőhatásövezet (finomszemcsés-durvaszemcsés hőhatásövezeti sáv); c, hőhatásövezet (durvaszemcsés hőhatásövezeti sáv), d, hőhatásövezet-varrat átmenet

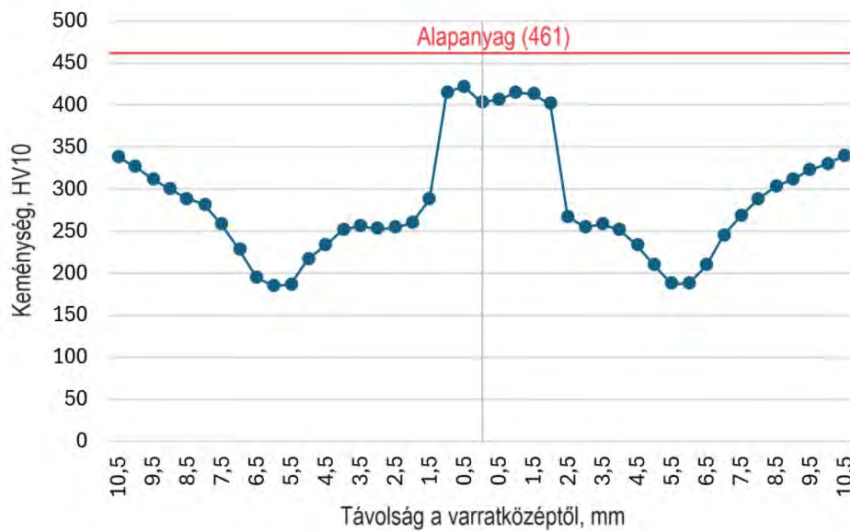
3.2 Keménységvizsgálatok

Az optikai mikroszkópos képek elkészítése után a próbatesten Vickers (HV10) keménységmérést végeztünk Reicherter UH 250 típusú, univerzális, keménységmérő berendezéssel. A keménységet 0,5 mm-es osztásközzel mértük meg, az 5. ábrán látható elhelyezkedés szerint.



5. ábra
A keménységmérési pontok elhelyezkedése

A hegesztett kötésen mért keménységértékek a 6. ábrán láthatók.



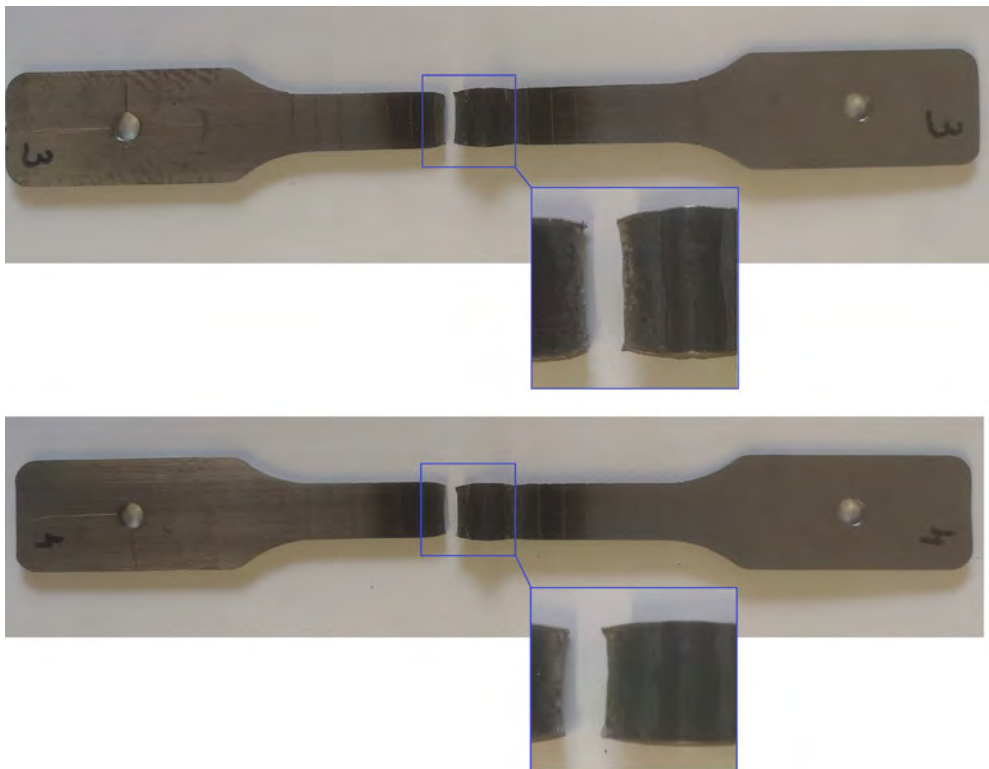
6. ábra
Keménységeloszlás

A keménységvizsgálat eredményei alapján a vizsgált acél a hegesztés hatására kilágylt, az alapanyag keménységét sem a varrat sem, pedig a hőhatásövezet nem érte el. A mért keménység értékek között nagy különbségek látszanak, a legkisebb és legnagyobb mért érték között közel 240 HV10 különbség van. A hőhatásövezetben a lekisebbek a mért értékek, amelyek több esetben még a 200 HV10 keménységet sem érték el. A nagy keménységbeli különbség már az 5. ábrán is jól beazonosítható a keménységlenyomatok méretei alapján.

3.3 Szakitóvizsgálat

A szakitóvizsgálatokat MTS 312 típusú univerzális elektro-hidraulikus anyagvizsgáló rendszeren végeztük el. A próbatestek méreteinek megválasztása az MSZ EN ISO 4136 [26] szabvány alapján történt. A próbatestek kimunkálása pedig vízugaras vágással valósult meg. A keresztirányú szakitóvizsgálatokat az MSZ EN ISO 15614-1 [27] szabvány előírásainak megfelelően 2 próbatesten végeztük el. A vizsgálatok elvégzése után a próbatestek képe (kiemelve a szakadás helyét) a 7. ábrán láthatók.

A kapott eredmények alapján nagymértékű szakítószilárdság csökkenés figyelhető meg. A hegesztett próbatestek szakitószilárdsága szinte azonos volt: 999,5 MPa és 998,9 MPa. Ahogy az a 7. ábrán is látszik mindkét próbatest a hőhatásövezetben (feltehetően a szubkritikus sávban) szakadt el.



7. ábra

A próbatestek képe a szakitóvizsgálatok elvégzése után

4. Összefoglalás

A huzalelektrodás védőgázos ívhegesztés CMT eljárásváltozatának alkalmazásával a vizsgált Docol CR1220Y1500T-MS anyagminőségen a hegesztett kötés létrehozása összességében sikeres volt.

Az elvégzett vizsgálatok (optikai mikroszkópos, keménység-, és szakítóvizsgálat) és azok eredményei alapján a következő megállapítások tehetők:

- Az optikai mikroszkópos képek alapján a hőhatásövezet szövetszerkezete az alapanyag martenzites szövetszerkezetéhez képest komplexebb.
- A keménységmérések eredményei alapján a vizsgált anyagminőség a hegesztés hatására nagymértékben kilágylt. A keménység sem a varratban, sem a hőhatásövezetben nem éri el az alapanyag keménységét. A kilágylás főként a hőhatásövezetben volt jelentős, ahol egyes részeken a keménység több, mint 260 HV-el volt kisebb, mint az alapanyag keménysége.
- A szakítóvizsgálatok eredményei alapján az alapanyag szakítószilárdságához képest nagy mértékű csökkenés figyelhető meg. A kapott eredmények alapján az is jól beazonosítható, hogy a törés a hőhatásövezetben következett be.
- Ahhoz, hogy a vizsgált acélon készített hegesztett kötés mechanikai tulajdonságairól átfogóbb képet kapjunk további vizsgálatokra (pl. hajlító-, és műszerezett ütővizsgálatok) lesz szükség.

Köszönetnyilvánítás

Szerzők köszönetet mondanak a Budapesti Műszaki Egyetem kollégáinak a vizsgálatokhoz biztosított alapanyagért, valamint a "KIS" Szerelő és Kereskedő Kft.-nek a próbatestek vizsgálatos vágással történő kivágásáért.

Irodalomjegyzék

- [1] Balázs Varbai, Christina Sommer, Mihály Szabó, Tamás Tóth, Kornél Májlinger: Shear tension strength of resistant spot welded ultra high strength steels Thin-Walled Structures, 142, 20191, pp. 64-73.
- [2] László Gyura, Marcell Gáspár, András Balogh: Investigation of thermal effects of flame straightening on high-strength steels Vehicle and Automotive Engineering 3. Lecture Note on Mechanical Engineering, 2020, pp. 526-538.
- [3] Raghawendra P. S. Sisodia, Marcell Gáspár, Máté Sepsi, Valéria Mertinger: Comparative evaluation of residual stresses in vacuum electron beam welded high strength steel S960QL and S960M butt joints Vacuum, 184, 2021, 109931.
- [4] János Lukács, Haidar Faisal Helal Mobark, Ádám Dobosy: High cycle fatigue resistance of 700 MPa and 960 MPa strength categories high strength steels and their gas metal arc welded joints Vehicle and Automotive Engineering 3. Lecture Notes in Mechanical Engineering, 2020, pp. 539-555.

- [5] Kornél Májlinger, Levente T. Katula, Balázs Varbai: Prediction of shear tension strength of resistance spot welded thin steel sheets from high- to ultrahigh strength range
Periodica Polytechnica Mechanical Engineering, 66, 1, 2022, pp. 67-82.
- [6] Henry Tervo, Antti Kaijalainen, Teppo Pikkarainen, Saara Mehtonen, David Porter: Effect of impurity level and inclusions on the ductility and toughness of an ultra-high-strength steel
Materials Science Engineering: A, 697, 2017, pp. 184-193.
- [7] Huiyong Ban, Gang Shi: A review of research on high-strength steel structures
Struct Build, 171, 8, 2018, pp. 65-641.
- [8] SSAB, Docol 1700M martensitic
<https://www.ssab.com/en/brands-and-products/docol/automotive-steel-grades/martensitic-steel/1700m>
- [9] Jacek Górk, Andrzej Ozgowicz: The structure and properties of laser seamstepper system(LSS)welded the low alloy high strength steel DOCOL 1200M with martensitic structure
Materials Science: Advanced Composite Materials, 2, 1, 2018, pp. 1-10.
- [10] Marcell Gáspár: Effect of Welding Heat Input on Simulated HAZ Areas in S960QL High Strength Steel
Metals, 9, 2019, 1226.
- [11] David 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.
- [12] Pasquale Russo Spena, Manuela De Maddis, Franco Lombardi, Matteo Rossini: Dissimilar Resistance Spot Welding of Q&P and TWIP Steel Sheets
Materials and Manufacturing Processes, 31, 3, 2016, pp. 291-299.
- [13] Bézi, Zoltán, Baptisza, Balázs, Szávai, Szabolcs: Experimental and numerical analysis of resistance spot welded joints on DP600 sheets
Welding & Material Testing, 23, 4, 2014, pp. 7-12.
- [14] Sisodia, Raghawendra Pratap Singh: High Energy Beam Welding of Advanced High Strength Steels
PhD értekezés, Miskolci Egyetem, Gépészmérnöki Kar, Sályi István Gépészeti Tudományok Doktori Iskola, 2021.
- [15] M. Balasubramanian, Malepati Vineeth Choudary, Abhilash Nagaraja, Kesarla Om Charan. Sai: Cold metal transfer process – A review
Materialstoday Proceedings, 33, 1, 2020, pp. 543-549.
- [16] Jaakko Tapiola: Cold metal transfer cladding of wear and corrosion resistant coatings in engine applications
MSc thesis, Tampere University of Technology, 2016.
- [17] Zahra Silvayeh, Rudolf Vallant, Christof Sommitsch, Bruno Götzinger, Werner Karner, Matthias 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
Metalurgical and Materials Transactions A, 48, 2017, pp. 5376-5386.

- [18] C. Satheesh, P. Sevel, R. K. Senthil: Experimental identification of optimized process parameters for FSW of AZ91C Mg alloy using quadratic regression models
Journal of Mechanical Engineering, 66, 12, 2020, pp. 739-751.
- [19] Jayanta Ghosh Roy, N. Yuvaraj, N. Vipin: Effect of welding parameters on mechanical properties of cold metal transfer welded hink AISI 304 stainless-steel sheets
Transactions of the Indian Institute of Metals, 74, 2021, pp. 2397-2408.
- [20] D. Srinivasan, Pandian Sevel, I. John Solomon, Pandurangan Tanushkumaar: A review on cold metal transfer (CMT) technology of welding
Materialstoday: Proceedings, 64, 1, 2022, pp. 108-115.
- [21] Sricuk Selvi, A. Vishvaksean, E. Rajasekar: Cold metal transfer (CMT) technology – An overview
Defence Technology, 14, 1, 2018, pp. 28-44.
- [22] Bala Girinath, N. Siva Shanmugam, Chinnaiyan Sathiya Narayanan: Studies on influence of torch orientation on microstructure, mechanical properties and formability of AA5052 CMT welded blanks
Archives of Civil and Mechanical Engineering, 20, 1, 2020, pp. 1-22.
- [23] Giovanna Cornacchia, Silvia Cecchel, Andrea 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
The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 94, 2018, pp. 2017-2030.
- [24] Arasappan Rajesh Kannan, N. Siva Shanmugam, S. Naveenkumar: Effect of arc length correction on weld bead geometry and mechanical properties of AISI 316L weldments by cold metal transfer (CMT) process
Materialstoday: Proceedings, 18, 7, 2019, pp. 3916-3921.
- [25] MSZ EN 10025-1:2005: Melegen hengerelt termékek szerkezeti acélokból. 1. rész: Általános műszaki szállítási feltételek.
- [26] MSZ EN ISO 4136:2022: Fémek hegesztett kötéseinek roncsolásos vizsgálata. Keresztirányú szakítóvizsgálat.
- [27] MSZ EN ISO 15614-1:2017: Fémek hegesztési utasítása és hegesztéstechnológiájának minősítése. A hegesztéstechnológia vizsgálata. 1. rész: Acélok ív- és lánghegesztése, valamint nikkell és ötvözetek ívhegesztése.

ELŐMELEGÍTÉSI HŐMÉRSÉKLET VIZSGÁLATA NAGYSZILÁRDSÁGÚ ACÉLOKON

PREHEATING TEMPERATURE TESTING ON HSS

Lama Mkanna

Széchenyi István University, Győr, Hungary University of Dunaújváros, Dunaújváros, Hungary
lamamkanna@gmail.com

Béla Palotás

palotasb@uniduna.hu

Abstract – The paper presents the preheating temperature testing on High Strength Steels (HSS), we checked five different preheating calculation methods; we calculated the preheating temperature for a steel which has 960 MPa Yield Point. We applied room temperature, 125, 175, 200, 225 and 275 °C preheating and welded a bead weld on centre of 10 mm plate which dimension was selected according to MSZ EN ISO 4063. GMAW process was applied in Ar 82% + CO₂ 18% shielding gas, with wire 1.0 mm diameter. On macrosection we checked the hardness distribution by ISO 9015 and found that the preheating 175 °C is enough for avoiding the hardness more than 350 Vickers. For calculation of preheating temperature seems more accurate the method which gives result near 175 °C. Unfortunately, we must take a conclusion that, different preheating temperature calculation methods give different preheating temperature for same base material. In the following steps, we would like to build up more accurate method which gives applicable preheating temperature for HSS.

Keywords: Preheating temperature, cold cracking, S960QL.

1. INTRODUCTION

Preheating is used in welding to assist maintain weld quality and prevent cracking and other issues that can lead to costly rework. Before welding steel or steel alloy pipes or plates that are 25.4 mm thick or more, welding preheat is usually utilized. For oil and gas, transmission pipelines, power plants, structural construction, mining, shipbuilding, and heavy equipment applications, preheating is frequently required in shop and field welding. Preheating is the process of heating the area around the weld joint or the entire item to a certain temperature prior to welding. This slows the cooling of the weld and removes moisture, which helps avoid hydrogen accumulation which led to cracking. we calculated preheating temperature with some methods, and we should like to check their applicability. We used the methods for 960 MPa steel and different temperatures applied for preheating. We checked with hardness measuring method for testing of preheating. Which preheating gave hardness less than 380 HV, it is good preheating. The preheating calculation method is accurate which gives the applied temperature.

The type and thickness of the base material are among the parameters that determine whether a welding application requires preheat or not. The welding code is usually the deciding factor. The minimum and maximum preheat temperatures, as well as the required preheating duration, will be specified in the welding procedure specification (WPS) for the

work to meet the code requirements. Before welding can begin, a part must often be held within a specified temperature range for a set amount of time — for example, between 121 °C to 200 °C for 30 minutes. Welders must typically monitor the temperature of the base metal between weld passes to ensure that the material stays within the necessary range. Crayons, thermocouples, infrared thermometers, and thermal imaging cameras are all common temperature verification methods [1].

2. COLD CRACKING

HAZ cracking is defined by the separation of weld metal and parent metal just adjacent to the weld bead. Although the crack is caused by the welding process, it exists in the parent material. "Under bead cracking" or "Toe Cracking" refers to cracks that start below the surface, under or near a weld or HAZ. Because the cracking occurs after the steel has cooled below 316 °C, it is known as "Cold Cracking," and because the cracking is linked to hydrogen, it is known as "Hydrogen Induced Cold Cracking." These cracks most likely appeared after 48 hours of welding and are referred to as "Delayed cracking". Hydrogen-induced cracking occurs after weld cooling (thus the phrase "cold cracking") and is often delayed for several hours as atomic hydrogen diffuses to high-tensile-stress locations. Hydrogen transforms to its molecule form at microstructural faults in a tensile stress field, causing cracking. Cracking in the HAZ or weld metal might be longitudinal or transverse Fig 1.

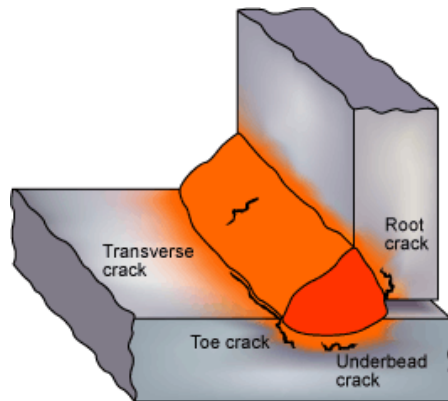


Figure 1.
Hydrogen cracks originating in the HAZ and weld metal.

In some cases, it may not appear for days. Most cold cracking begins in the base material (as opposed to the weld itself) and passes transversely into the weld. It is particularly common in thick materials, which are prone to rapid cooling due to the large heat sink, and results from induced residual stresses in the base material and the presence of diffusible hydrogen in the weld. Cold cracking can also occur in materials with high carbon or alloy content, as these are also higher in strength and can be less ductile [2].

There are three factors which combine to cause cracking:

1. hydrogen generated by the welding process.

2. a hard-brittle structure which is susceptible to cracking.
3. tensile stresses acting on the welded joint.

To prevent cold cracking, we want to do the following:

1. Preheat the base material to slow the cooling rate – this also diffuses hydrogen and will allow the weld bead and the base material to contract at a similar rate when cooling.
2. Run higher heat input procedures if preheating is not an option.
3. Select low hydrogen filler metals (typically have the designation H2, H4 or H8).
4. Do post weld heat treatment (hydrogen bake off).
5. Reduce the cooling rate by using heat blankets [3, 4].

3. METHODS AND RESULTS

I calculated preheating temperature with some methods, and we should like to check their applicability. We used the methods for 960 MPa steel and different temperatures applied for preheating. We checked with hardness measuring method for testing of preheating. Which preheating gave hardness less than 380 HV, it is good preheating. The preheating calculation method is accurate which gives the applied temperature.

3.1 Preparation of the samples

I have got six samples from S960 QL, were prepared for the welding process with thickness 10 mm, with chemical composition shown in the following table1.

Table 1. Chemical composition of the base metal

Chemical compositions																		
Materials	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	V	Ti	Cu	Al	Nb	B	N	EW	C14	F05
S960QL	.16	.21	1.25	.01	.03	.20	.04	.609	.039	.002	.01	.051	.016	.001	.003	.54	.361	-

3.2 The preheating temperatures

The Table 2. shows the temperature values according to five different methods plus the room temperature that I applied to the samples before starting the welding. I used C++ to create the equations to have more accurate results, in the following the equations for each method.

1. Method by standard EN1011-2: The method includes the impact of chemical composition and thickness of the specimen, the impact of hydrogen HD diffused content and the impact of heat intake Q, welding on T_p . T_p heating temperature is calculated from the sum of the overheating temperatures because of the impact of the individual factors listed, Table 2 [5]. Figure 2 shows the computer aid program for calculating the preheating more precisely.

Table 2 Calculation of preheating by vwe method

	Equations	Parameters
1	$T_{pCET} = 750 \cdot CET - 150$	CET – carbon equivalent
2	$CET = C + (Mn + Mo)/10 + (Cr + Cu)/20 + Ni/40$ (%)	% - share of chemical elements
3	$T_{pd} = 160 \cdot \tanh(d/35) - 110$	d – thickness mm
4	$T_{pHD} = 62 \cdot HD^{0.35} - 100$	HD – contents of diffusible hydrogen ml/100 gr
5	$T_{pQ} = (53 \cdot CET - 32) Q - 53 \cdot CET + 32$	Q - amount of heat input KJ/mm
6	$T_p = T_{pCET} + T_{pd} + T_{pHD} + T_{pQ}$	T_p – the preheating temperature

```

        -press 0 to exit
put a number between 1 and 2 to access your calculation method :1
*****METHOD BY STANDARD*****
*   cet=c+((mn+mo)/10)+((cr+cu)/10)+(ni/40)   *
*   Tpcet=(750*cet)-150                       *
*   Tpd=(160*tanh(d/35))-110                  *
*   Tphd=(62*HD)-100                          *
*   Tpq=((53*cet)-32)*q)-(53*cet)+32          *
*   Tp=Tpcet+Tpd+Tphd+Tpq                    *
*****
insert Hd = 5
insert Carbon C =0.16
insert Manganese Mn = 1.25
insert Molybdenum Mo =0.609
insert Chrome Cr =0.20
insert Copper =0.01
insert Nickel Ni =0.04
Insert diameter d =10
insert Q=0.5
cet=0.367900
Tpcet=125.925011
Tpd=-65.490318
Tphd=210.000000
Tpq=6.250649
    
```

 Figure 2.
 C++ Program for standard method

Required preheating is 275 °C.

- Method Itto and Bessyo: Method IB takes into account the chemical composition of the specimen, the contents of the hydrogen diffusible and the voltage size that act on the compound during its hardening, table3 [5]. Figure 3 shows the program used for this method.

Table 3 Preheating calculation by IB method

	Equations	Parameters
1	$T_p = 1440 P_w - 392$	P_w – splash parameter
2	$P_w = PCM + H/60 + K/40 \cdot 104$	PCM – parameter related to the chemical composition of steel H – amount of diffused hydrogen ml/100gr K – stiffening intensity
3	$PCM = C + Si/30 + (Mn + Cu + Cr)/20 + Ni/60 + (Mo + V)/15 + 5 B$	% - share of chemical elements
4	$K = 1352 d - 14,75 d^2$	d – thickness in mm (in case of stronger stiffening)
5	d/600	(replaces the entire third member in the equation (2) in case of mild stiffness)

```

1- method by standard
2- method bohler-shweisstechnik
3-method Ho and Bess
-press 0 to exit
put a number between 1 and 2 to access your calculation method :3
*****METHOD Ho AND BESS*****
* Pcm=C+(Si/30)+((Mn+Cu+Cr)/20)+(Ni/60)+((Mo+V)/15)+(5*B) *
* k=(1352*d)-(14,75*d^2) *
* Pw=Pcm+(H/60)+(k/40)*(10^4) *
* Tp=(1440*Pw)-392 *
*****
insert H=5
insert Carbon C =0.16
insert Manganese Mn = 1.25
insert Molybdenum Mo =0.609
insert Chrome Cr =0.20
insert Copper =0.01
insert Nickel Ni =0.04
insert Silicon Si =0.21
insert Vanadium V =0.39
insert diameter d=10
insert B=0.001
Pcm=0.312267
k=6020.000000
Pw=1505000.375000
    
```

 Figure 3.
 C++ Program for IB method

Required preheating is 225 °C.

- Bohler-Schweisstechnik method: The method described here was mainly developed for welding hot-solid steels, in particular for welding lame-martensitic medium alloy steels

When using the Böhler method, the preheating temperature is determined taking into account the carbon equivalent (CE) and the sheet thickness. The carbon equivalent can be calculated in the following relationship:

$$CE = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr+V}{5} + \frac{Mo}{4} + \frac{Ni+Si}{15} \quad [\%] \quad (1)$$

In the light of the calculated carbon equivalent and the thickness of the sheet, the preheating temperature shall be as set out in Fig 4 [6]. Figure 5 shows the program was used to calculate the carbon equivalent and after I used the diagram to know the temperature.

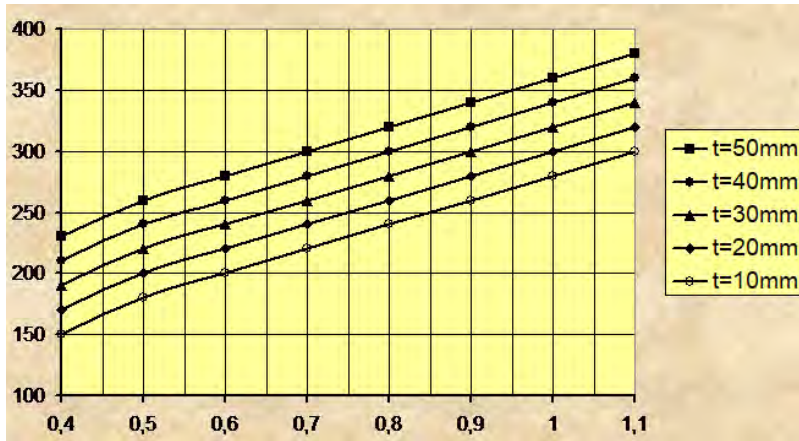


Figure 4.

The X axis refers to the carbon equivalent and the Y axis refers to the T_p
 Preheating temperature as a function of carbon equivalency (CE) and sheet thickness (t)

The array of functions shown in the figure is within the given range, i.e. $t = 10 \dots 50$ mm, respectively $CE = 0.4 \dots 1.1$, approximated by the following equation.

$$T_p = 280,21 \cdot CE^{0,6675} + 2 \cdot (t - 10) \quad [^{\circ}C] \quad (2)$$


```

put a number between 1 and 2 to access your calculation method :0
*****BOHLER-SCHEISSTECHNIK METHOD*****
*
*   ce=c+(mn/6)+((cr+v)/5)+(mo/4)+((ni+si)/15)   *
*****
insert Carbon C =0.16
insert Manganese Mn = 1.25
insert Molybdenum Mo =0.609
insert Chrome Cr =0.20
insert Vanadium V =0.39
insert Nickel Ni =0.04
insert Silicon Si =0.21
Ce=0.655250
    
```

Figure 5.
C++ program for calculating the carbon equivalent

Required preheating is 200 °C.

4. German method: The pair of authors developed a method for determining the preheating temperature, which, in addition to the effect of alloying elements on cold cracking, takes into account the effects of plate thickness, diffusion hydrogen content and heat input. The combined effect of the aforementioned factors is expressed in the following context [7]:

$$C_{ellW} = C + Mn/6 + (Cr + Mo + V)/5 + (Ni + Cu)/15 = 0.16 + 1,25/6 + (0.2 + 0,609 + 0.039)/5 + (0.04 + 0,01)/15 = 0.16 + 0.21 + 0.17 + 0.003 = 0.543 \% \quad (3)$$

Specific heat input: $q/v = 1 \text{ kJ/mm}$

Equivalent thickness: $t = t_1 + t_2 = 10 + 10 \text{ mm} = 20 \text{ mm}$

Required preheating is 125 °C.

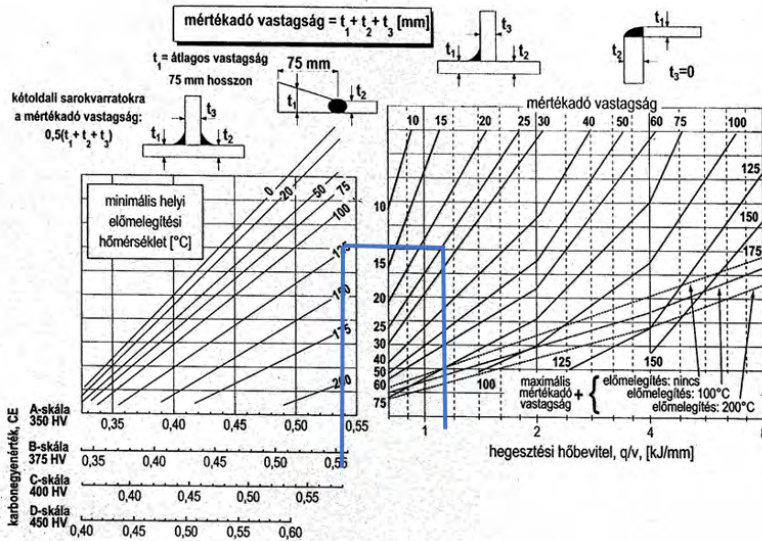


Figure 6.
German method diagrams

- 5 Thermophysical based method $\Delta t_{8/5}$: The method includes the impact of chemical composition and thickness of the specimen, the impact of hydrogen HD diffused content and the impact of heat input Q, the carbon equivalent is the main parameter for this method of calculating. $\Delta t_{8/5} = 8 - 10$ s [7].

$$C_e = C + Mn/6 + (Cr + V + Mo)/5 + (Cu + Ni)/15 \quad (4)$$

For 3D:

$$\Delta t_{T_1 - T_2} = \frac{(q/v)_{eff}}{2\pi\lambda} \left(\frac{1}{T_2 - T_0} - \frac{1}{T_1 - T_0} \right) \quad (5)$$

For 2D:

$$\Delta t_{T_1 - T_2} = \frac{(q/v)_{eff}^2}{4\pi\lambda\rho c s^2} \left(\frac{1}{(T_2 - T_0)^2} - \frac{1}{(T_1 - T_0)^2} \right) \quad (6)$$

where T_0 : The preheating temperature [°C].

From equations we can calculate $(q/v)_{eff}$ specific heat input (kJ/mm)

For 3D:

$$q/v = \Delta t_{8/5} 2\pi\lambda(1/500 - T_0 - 1/850 - T_0)^{-1} \quad (7)$$

We can calculate the T_0 as well if we know q/v and $t_{8/5}$.

For 2D:

$$\frac{q}{v} = \sqrt{\frac{\Delta t_{8/5} (4\pi\lambda\rho c) s^2}{5} \left(\frac{1}{(500 - T_0)^2} - \frac{1}{(850 - T_0)^2} \right)^{-1}}$$

$seqv = 20$ mm, dot line shows 1.8 kJ/mm the required specific heat input without preheating If we can only apply 1 kJ/mm (dot line) then preheating is 175 °C

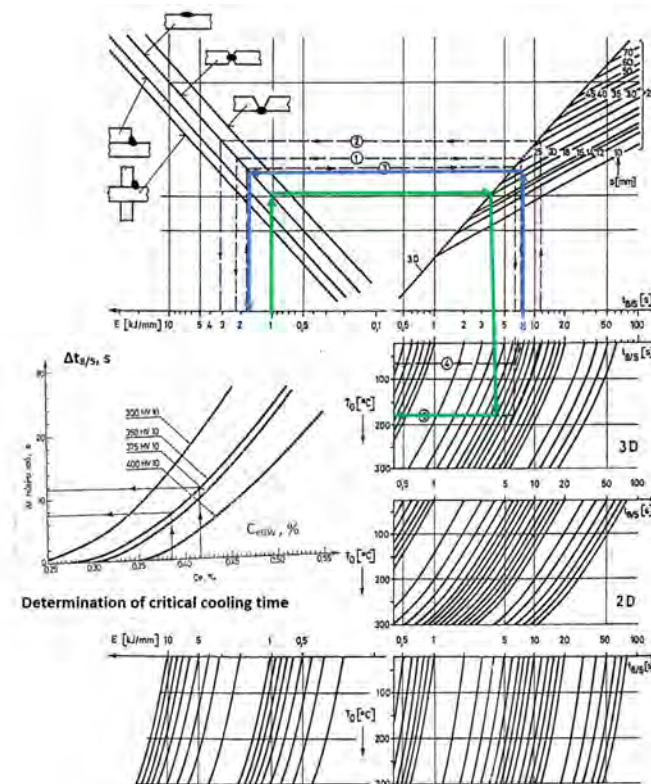


Figure 7.
 $\Delta t_{8/5}$ method

Table 4. Preheating temperature values

Method	Preheating temperature
1. Room temperature	20 °C
2. Thermophysical based method Δt 8/5	175 °C
3. Bohler	200 °C
4. IB	225 °C
5. German	125 °C
6. Standard	275 °C

3.3 Preheating process and its measuring

The preheating process was applied in this experiment Open flame. Operators mix fuel gas with oxygen in a torch with a large heating tip, typically called a rosebud, and apply flame directly to the part. This process is often used for convenience; if operations already have a torch, additional equipment doesn't need to be purchased for preheating. I measured the preheating by using the thermometer.

Table 5. Calculation of the travel speed and the heat input, where Q: the heat input for each sample

$T_p = 20^\circ\text{C}$, $L = 70\text{mm}$, $t = 21\text{sec}$ → $V = 3.33\text{mm/sec}$	→	$Q_1 = 1.05 \text{ kJ/mm}$
$T_p = 175^\circ\text{C}$, $L = 70\text{mm}$, $t = 25\text{sec}$ → $V = 2.8\text{mm/sec}$		$Q_2 = 1.26 \text{ kJ/mm}$
$T_p = 200^\circ\text{C}$, $L = 70\text{mm}$, $t = 19\text{sec}$ → $V = 3.68\text{mm/sec}$		$Q_3 = 0.96 \text{ kJ/mm}$
$T_p = 225^\circ\text{C}$, $L = 70\text{mm}$, $t = 20\text{sec}$ → $V = 3.5\text{mm/sec}$		$Q_4 = 1 \text{ kJ/mm}$
$T_p = 250^\circ\text{C}$, $L = 70\text{mm}$, $t = 19\text{sec}$ → $V = 3.68\text{mm/sec}$		$Q_5 = 0.9 \text{ kJ/mm}$
$T_p = 275^\circ\text{C}$, $L = 70\text{mm}$, $t = 22\text{sec}$ → $V = 3.18\text{mm/sec}$		$Q_6 = 1.1 \text{ kJ/mm}$

3.4 Welding process and welded joints

The welding process is MAG with parameters:

Current = 200 A

Voltage = 22 V

Wire electrode: Union X 96 and the classifications: EN ISO 16834-A, G 89 5 M21 Mn4Ni2. 5CrMo.



Figure 8.
Bead on plate welds

3.5 Preparation of test specimens

After the specimens were cooled, a cross-section of test piece was taken by mechanical cutting, the operation and the subsequent preparation of the surface were carried out carefully, so that the hardness of the surface to be tested is not affected metallurgically, (grinded, polished, and etched). It was prepared according to ISO 6507-1 (Fig. 9).



Figure 9.
Specimens after cutting and specimens embedded

3.6 Microscopic and macroscopic tests

The samples for microscopical examination were cut out to check the cross section and make sure if there is any defect, and from the photos I can say it was normal and the difference between the specimens was clear in the HAZ and the penetration was different as well depends on the temperature was applied.

The macroscopic photos were taken by stereomicroscope with magnification 8x, and the microscopic photos were taken by the microscope device with different magnifications, but I chose the photos where I used the magnification 25x Fig10.

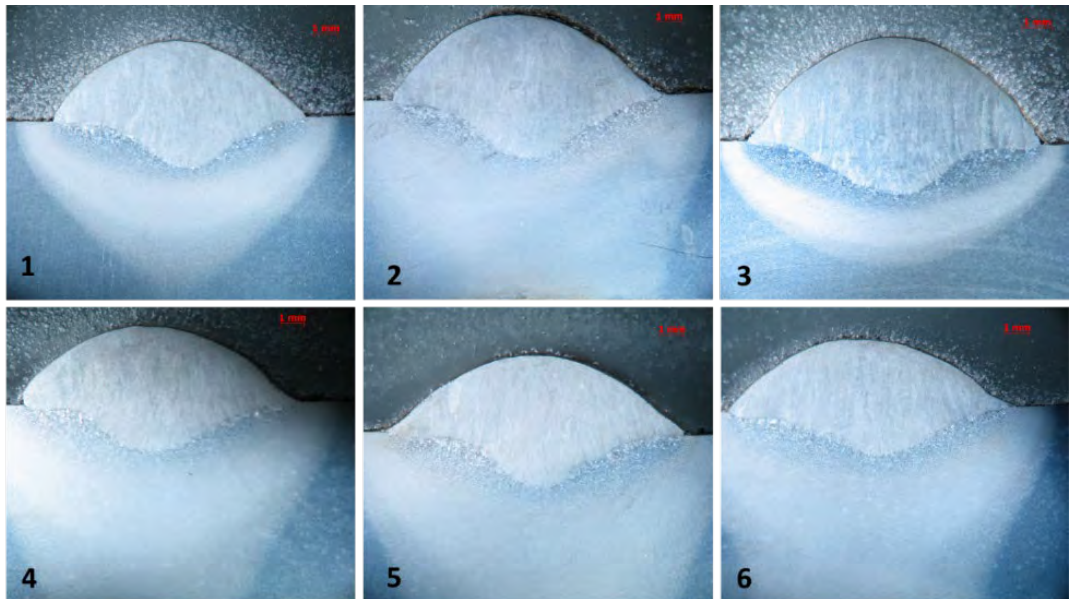


Figure 10.

Macroscopic photos: 1. $T_p=20\text{ }^\circ\text{C}$, 2. $T_p=175\text{ }^\circ\text{C}$, 3. $T_p=200\text{ }^\circ\text{C}$, 4. $T_p=225\text{ }^\circ\text{C}$, 5. $T_p=250\text{ }^\circ\text{C}$, 6. $T_p=275\text{ }^\circ\text{C}$

3.7 Hardness test results

The hardness values were recorded in relation to the position of the indentation, the indentations positions were chosen according to ISO 9015-1. The HAZ (heat affected zone) is the most important part of our investigating the table shows the values only in this part of the welded beads (Table 6).

Table 6. The hardness results in the HAZ

HAZ1	514 Hv1	357Hv1	393Hv1	329Hv1	425 Hv1	350 Hv1
HAZ2	350Hv1	293 Hv1	329Hv1	290Hv1	304Hv1	288 Hv1
HAZ3	337 Hv1	304 Hv1	343 Hv1	339 Hv1	343 Hv1	362 Hv1
HAZ4	310Hv1	339 Hv1	357 Hv1	350 Hv1	355 Hv1	349 Hv1
HAZ5	299 Hv1	326 Hv1	307Hv1	310 Hv1	323 Hv1	299 Hv1
HAZ6	357 Hv1	296 Hv1	323 Hv1	365 Hv1	389 Hv1	335 Hv1

4. CONCLUSION AND EVALUATION OF RESULTS

To conclude the work, according to the results the most accurate preheating temperature is 175 °C which is sample number (2), because all the values were in the acceptance range, applicable method seems the (Thermophysical based method) for preheating temperature calculation.

As many methods as there are results. A legitimate question is which method can be used for a given steel. We have verified the applicability of methods for determining preheating temperatures with experimental welds, in our experience the different methods are not generally applicable, they are valid only under certain conditions. It would be necessary to have a method that is well and generally applicable in practice, by which the work schedule for crack-free welding of edible steels could be determined.

References

- [1] Lippold, John C. Welding metallurgy and weldability. John Wiley & Sons, 2015. Boellinghaus,
- [2] Thomas, John C. Lippold, and Carl Edward Cross, eds. Cracking phenomena in welds IV. Springer International Publishing, 2016.
- [3] Singh, Raman, ed. Weld cracking in ferrous alloys. Elsevier, 2008.
- [4] Bailey, Norman, et al. Welding steels without hydrogen cracking. Woodhead Publishing, 1993.
- [5] Yurioka, Nobutaka, and Tadashi Kasuya. "A chart method to determine necessary preheat temperature in steel welding." Quarterly Journal of The Japan Welding Society 13.3 (1995): 347-357.
- [6] Jovičić, Radomir, et al. "Methods for calculating the preheat temperature welding the high strength steels." Zavarivanje i zavarene konstrukcije 61.3 (2016): 113-119.
- [7] B. Palotas Béla: Modelling of welding thermal cycle by GLEEBLE 3800 physical simulator. scientific paper in Szechenyi university, (Gyor, 2. March 2017.) Printed in Hungary (2017), (Habilitation paper).

FRICION STIR WELDING OF LASER-POWDER BED FUSION A20X: MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES

MOHAMMAD ABANKAR
mohammad.abankar@polito.it

VINCENZO LUNETTO

Manuela De Maddis

FRANCO LOMBARDI

VALENTINO RAZZA

PASQUALE RUSSO SPEAN

Department of Management and Production Engineering, Politecnico di Torino,
Corso Duca degli Abruzzi 24, 10129 Torino, Italy
2Advanced Joining Technologies Laboratory (J-Tech), Politecnico di Torino, Turin,
Italy

Abstract – This study investigates butt friction stir welding (FSW) of 4 mm thick A20X plates produced by laser-powder bed fusion (L-PBF). The sheets were joined at varying process parameters such as welding and rotational speeds. Then, an examination of both the microstructure and strength of the joints was conducted, comparing the as-printed and as-welded conditions. The joints welded at a speed of 100 mm/min and rotational speed of 1500 rpm exhibited superior mechanical properties over joints obtained with alternative process parameters. The results show that reducing rotational speed while increasing welding speed leads to form tunnel defects, compromising joint integrity as indicated by lower ultimate tensile strength. Conversely, the combination of 100 mm/min and 1500 rpm resulted in a defect-free joint, with a UTS of 300 MPa and elongation at fracture of 11%.

Keywords: A20X alloy, additive manufacturing, Friction Stir Welding, mechanical properties, microstructure

1. Introduction

Aluminum alloys stand out in lightweight engineering applications for their excellent specific strength and toughness [1]. In this regard, additively manufactured A20X alloy is a newly advanced high-strength alloy within the 2xxx alloy series [1, 2]. This alloy contains boron and titanium elements that favor the formation of an ultrafine-grained aluminum matrix with a micrometric grain size (around 1 μm) [3–5]. Such fine microstructures are the result of the strong precipitation of TiB_2 particles and Al_2Cu precipitates within a homogeneous and texture-free microstructure of α -aluminum. TiB_2 does not tend to react with aluminum, so brittle second phases are not formed at the interface of the Al matrix and TiB_2 particles [5]. The outstanding strength of A20X is further improved by Al_2Cu precipitates in the forms of

θ , and Ω [1]. The yield strength falls within the range of 300-330 MPa for most LPBF A20X alloys [6–9].

The high dislocation density around the heterogeneously distributed nano-sized TiB_2 particles provides suitable sites for the precipitation of Al_2Cu during aging heat treatment. A supersaturated solid solution (SSSS) forms after a solubilization treatment, subsequent aging generates at first a Guinier-Preston (GP) zones and the evolution of $\theta-Al_2Cu$ precipitates obtained from the transition from metastable to stable phases [3]:

GP zones \rightarrow metastable θ'' \rightarrow metastable θ' \rightarrow stable $\theta-Al_2Cu$ precipitates

$\Omega-Al_2Cu$ precipitates, instead, form during T7 heat treatment (solution and then overaging) through the following phase transformations [1]:

SSSS \rightarrow Mg-Ag co-clusters \rightarrow $\Omega-Al_2Cu$

The A20X alloy mainly features two distinct precipitates: plate-like Ω on the $\{111\}$ and θ'/θ'' precipitates on the $\{001\}$ aluminum habit planes of A20X [10]. Avateffazeli et al. [1] highlighted the primary strengthening mechanisms improving the mechanical strength of A20X in the as-built condition attributed to several factors, including TiB_2 particles, solute atoms, small grain size, and residual stresses. TiB_2 particles transfer the external load from the matrix to hard TiB_2 /matrix interfaces. Solute atoms of Mg and Ag increase strength by forming local strain fields and distorting the Al lattice structure. Moreover, these solute atoms also promote the formation of Ag-Mg co-clusters, serving as nucleation sites for $\Omega-Al_2Cu$ precipitation. Other solute atoms, like Ti and Cu, further increase strength through solid solution strengthening [11]. According to the Hall-Petch relationship [12], finer grain size increases the strength of A20X. During the solidification process and subsequent cooling phases, the significant difference between the coefficient of thermal expansion between the Al-matrix and TiB_2 particles leads to the formation of residual stress and an increase in dislocation density around the TiB_2 /matrix interface [5]. This study investigates the effects of FSW on the mechanical and microstructural properties of AM A20X, a newly advanced AM alloy whose welding characteristics have yet to be evaluated. The research identifies the optimal process parameters for obtaining a joint with superior mechanical properties in terms of hardness and strength.

2. Materials and methodology

A20X plates (4 mm \times 75 mm \times 55 mm) were produced via L-PBF technology. The chemical composition of the A20X alloy is reported in Table 1 based on the supplier technical datasheet. The metal printing parameters were laser power of 370 W, the powder size distribution ranges from 20 to 63 μm , hatch spacing of 45-55 μm , and layer thickness of 30 μm . The average density of the plates is 99.7 %. All samples had their length parallel to the build direction.

Table 1. Chemical composition of A20X, as from the supplier technical datasheet.

Element	Al	Si	Mg	B	Cu	Fe	Ag	Ti
% wt.	balance	0.1	0.2	1.25	4.2	0.08	0.6	3
		max	0.33	1.55	5	max	0.9	3.85

During the FSW process of A20X, specific process parameters were used as follows: plunge depth of 4 mm, plunge speed of 10 mm/min, and dwell time of 2 s. Welding speed was varied from 100 to 500 mm/min, while rotational speeds from 900 to 1500 rpm to obtain two distinct welding conditions with either the highest or lowest heat input involved: 100 mm/min - 1500 rpm, and 500 mm/min - 900 rpm, respectively. For clarity, samples were labelled as Vx-wy, where "V" stands for welding speed, "w" rotational speed, x and y are the numerical values of welding and rotational speeds, respectively. As a result, the two welding conditions have been labelled as V100-w1500 and V500-w900. The FSW was performed using a 100 kN FSW machine (Stirtec GmbH) available at the J-Tech@Polito interdepartmental laboratory of the Politecnico di Torino, Figure 1 a). The tool geometry is shown in Figure 1b). An argon shielding gas was used through two nozzles positioned at the rear and front of the FSW tool to protect the weld from oxidation.

3. Materials tests and discussion

Optical microscopic (OM) examinations were carried out using the Zeiss Axio Observer D1m optical system. Gleeble specimens were perpendicularly cut to their longitudinal size at the thermocouples. The samples were grinded, sanded and polished. Then they were etched with 2% Nital (a 2% alcoholic solution of nitric acid). The OM images of the different weld subzones in the function of $t_{8/5}$ cooling time are summarized in Figure 1.

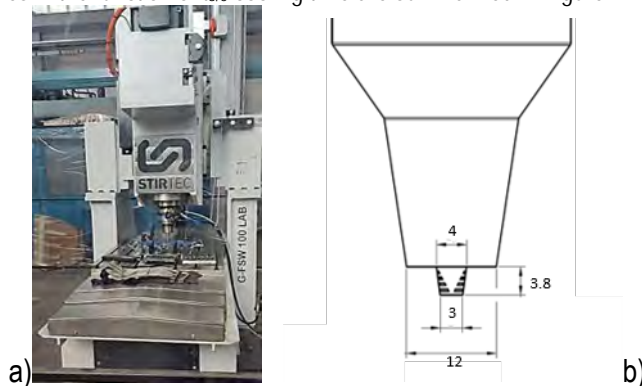


Figure 1.
a) FSW equipment and b) tool geometry (in mm) used for the welding tests.

The mechanical properties of the FSW joints, including ultimate strength (UTS), yield strength (YS), and elongation at fracture, were assessed through tensile tests according to EN ISO 6892 [13]. As shown in Figure 2, these samples were extracted from each weld using wire electrical discharge machining with a geometry based on the DIN 50125 standard [14]. The cross-sections of the FSW joints were examined using optical microscopy. The metallographic samples were prepared with a standard procedure including grinding, polishing, and, etching with a Keller's reagent.

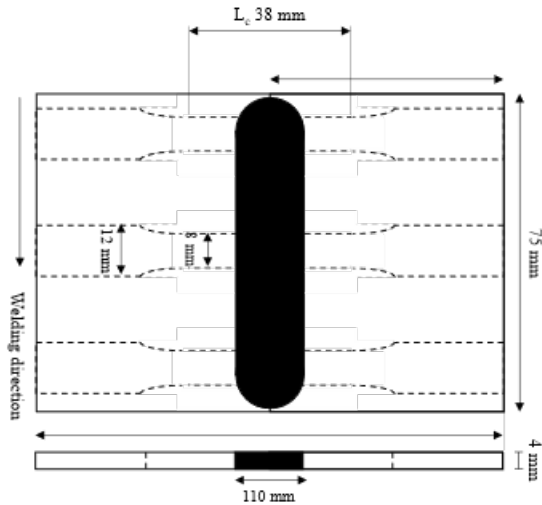


Figure 2.
Sketch of the FSW welds, tensile, and metallographic samples.

The hardness of the as-built and V100-w1500 joint was measured by Vickers hardness measurements. The hardness test was conducted based on the ASTM E92 standard [15] with a 500 g load, a dwell time of 15 s, and a spacing distance of 1 mm between two successive indentations.

3. Results and discussion

3.1 Microstructure and hardness examinations

Figure 3 shows the seam welds of the V100-w1500 and V500-w900 FSW joints. The width of the joints remains consistent because of the same plunge depth and shoulder diameter used in their welding. The comparison reveals that the V100-w1500 joint features a smooth and uniform welding seam, while increasing the welding speed and decreasing the rotational speed results in a rougher seam surface, with visible pin revolutions imprinted on the seam. Optimal weld appearance is achieved by reducing the welding speed and increasing the rotational speed. This welding condition leads to higher heat inputs and, hence, stronger metal stirring that facilitates a smoother weld appearance [16].

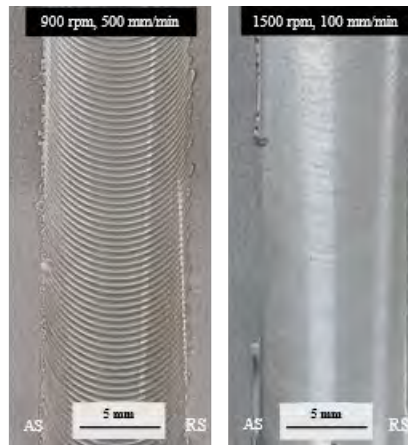


Figure 3.

The visual aspect of the FSW joints: V100-w1500, V500-w900.

Figure 4 shows the cross-sections of the V100-w1500 and V500-w900 joints. As well-known, the stir zone (SZ) is asymmetric because of the inhomogeneous material flow between the advancing side (AS) and the retreating side (RS) of the joint. The AS exhibits a more pronounced material flow, as evidenced by a clear line between the stir zone and the base metal. Onion rings (OR) are also observable in both joints, even though they are less evident in the V100-w1500 joint, Figure 4. also shows a tunnel defect in the V500-w900 joint, while it is absent in the V100-w1500 joint. This defect is attributed to insufficient heat input and metal stirring in the V500-w900 joint. No further analysis was conducted on this sample because of the large tunnel defect.

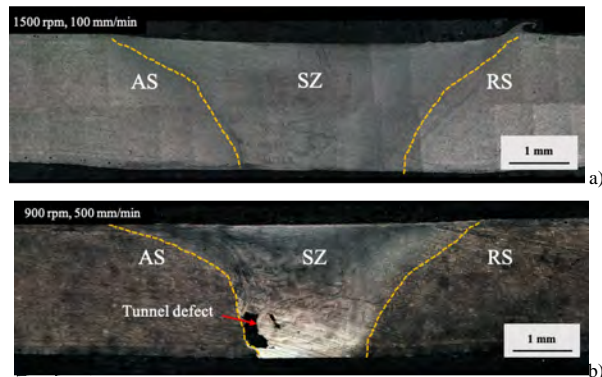


Figure 4.

Cross-section of the FSW joints: a) V500-w900, b) V100-w1500.

Figure 5 displays a microstructural comparison between the as-printed A20X and the SZ of the V100-w1500 joint. The BM microstructure shows a highly densified structure with negligible porosity, attributed to the proper additive manufacturing process. Both macroscopic and microscopic examinations, Figure 5, reveal an ultrafine microstructure in

the as-printed and welded A20X. In both cases, A20X shows a grain size below 1 μm . This is in contrast with other AM aluminum alloys, like AISi10Mg, which typically exhibit columnar grains [3]. The presence of TiB_2 particles plays a key role as effective grain refiners, due to their high coherency with the α -aluminum crystal lattice [17]. As a result, A20X is characterized by very fine equiaxed grains, also after welding [18].

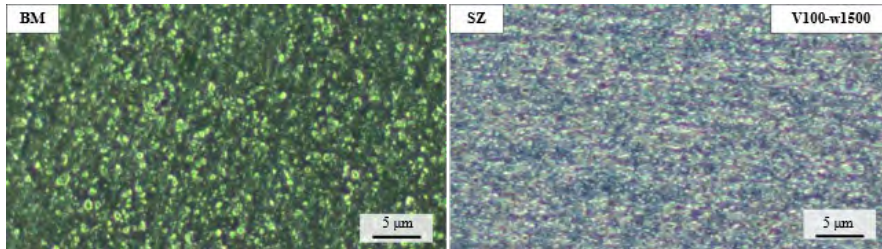


Figure 5.

BM microstructure of the as-printed sample and the microstructure of the SZs in the FSWed V100-w1500 joint.

Figure 6 shows the Vickers hardness map of the V100-w1500 FSW joint. The average hardness of the as-printed A20X is 115 HV, while the hardness of the SZ is 125 HV. The SZ is a region subjected to severe plastic deformation followed by a dynamic recrystallization (DRX) that leads to a notable grain refinement [19]. Some researchers have also reported that the stirring action can refine remarkably the microstructure of the SZ compared to the BM and HAZ [19,20]. However, in the case of FSW of A20X, the TiB_2 particles act as strong grain refiners, thus keeping the grain size of the welded joints very fine. Since there is no significant change in grain size between BM and SZ, as observed through the optical micrograph of Figure 5, the higher temperature achieved during FSW can induce transformation, coarsening, or full decomposition of the metastable precipitate [21–25]. In the case of the A20X, this can be associated with the precipitation of Al_2Cu and TiB_2 particles, which increase hardness up to 135 HV.

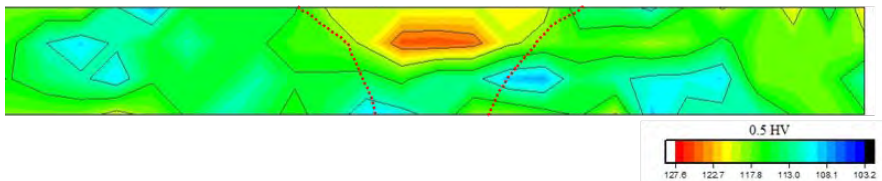


Figure 6.

Vickers hardness map of the FSW joints with welding speed of 500 mm/min and rotational speed of 1500 rpm.

3.2 Joint tensile strength

Figure 7 shows the results of the tensile tests performed on the as-printed and welded A20X. The as-printed samples exhibit an average UTS of about 385 MPa and elongation at fracture of 17%. The UTS and elongation at fracture reduce at about 300 MPa and 11% for the V100-w1500 joints.

Due et al. [26] performed FSW on an AlSi10Mg alloy, reporting that the UTS of the welded joints was 240 MPa under optimal conditions. This resulted in a 47% decrease in the UTS from the as-built AlSi10Mg (UTS of 451 MPa). Similarly, Moeini et al. [27] found that FSW on AlSi12 sheets resulted in a 33% reduction in UTS, dropping from 450 to 300 MPa when compared to the as-built samples. In this study, the A20X joint only experienced a 17% reduction in the UTS compared to the as-built sample, indicating the effectiveness of FSW for such aluminum AM alloy.

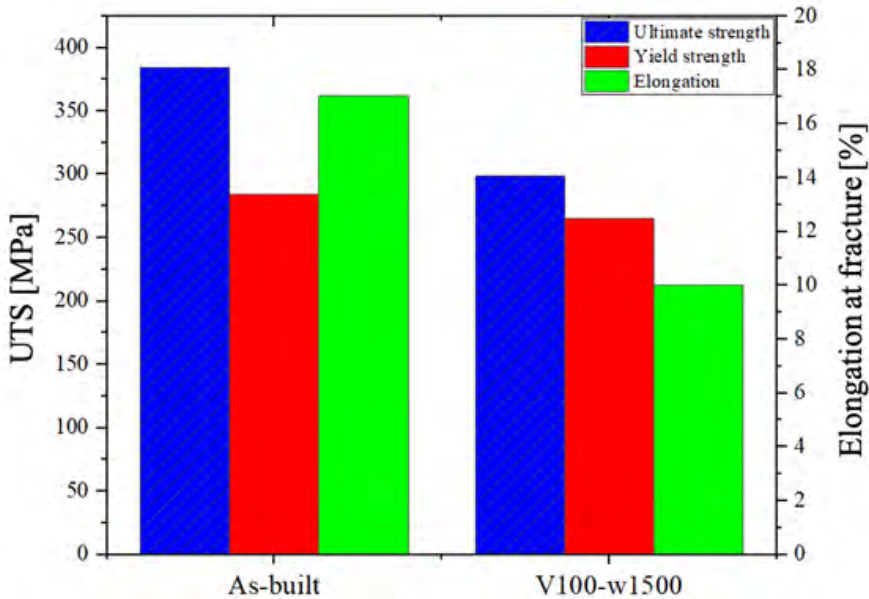


Figure 7.
Tensile results for the as-printed and FSW A20X joints.

4. Summary

This study investigates the microstructural and mechanical properties of FSW joints of L-PBF additive-manufactured A20X to evaluate the feasibility and influence of solid-state technology on joint strength and quality. The main results are summarized as follows:

- the SZ exhibits an ultra-fine grain size structure like the BM because of the strong grain refiners TiB₂ particles;
- the heat input developed during welding increases the hardness of the FSW joints (125 HV) as compared to the BM (115 HV). This is attributed to the precipitation hardening of the second phase;
- the V100-w1500 joints exhibit a UTS and elongation at fracture of around 300 MPa and 11%. UTS is about 17 % less than the BM, a reduction lower than found during FSW of other AM alloys.

Acknowledgement

This study was supported by the interdepartmental research center J-Tech@PoliTO at Politecnico di Torino (<http://www.j-tech.polito.it/>).

References

- [1] Avateffazeli M, Shakil SI, Hadadzadeh A, Shalchi-Amirkhiz B, Pirgazi H, Mohammadi M, et al. On microstructure and work hardening behavior of laser powder bed fused Al-Cu-Mg-Ag-TiB₂ and AlSi10Mg alloys. *Mater Today Commun* 2023;35:105804. <https://doi.org/10.1016/J.MTCOMM.2023.105804>.
- [2] Kordijazi A, Weiss D, Das S, Behera S, Roshan HM, Rohatgi P. Effect of Solidification Time on Microstructure, Wettability, and Corrosion Properties of A205-T7 Aluminum Alloys. *International Journal of Metalcasting* 2021;15:2–12. <https://doi.org/10.1007/S40962-020-00457-8/FIGURES/15>.
- [3] Li S, Cai B, Duan R, Tang L, Song Z, White D, et al. Synchrotron Characterisation of Ultra-Fine Grain TiB₂/Al-Cu Composite Fabricated by Laser Powder Bed Fusion. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)* 2022;35:78–92. <https://doi.org/10.1007/S40195-021-01317-Y/FIGURES/12>.
- [4] Avateffazeli M, Shakil SI, Khan MF, Pirgazi H, Shamsaei N, Haghshenas M. The effect of heat treatment on fatigue response of laser powder bed fused Al-Cu-Mg-Ag-TiB₂ (A20X) alloy. *Mater Today Commun* 2023;35:106009. <https://doi.org/10.1016/J.MTCOMM.2023.106009>.
- [5] Shakil SI, Zoeram AS, Pirgazi H, Shalchi-Amirkhiz B, Poorganji B, Mohammadi M, et al. Microstructural-micromechanical correlation in an Al–Cu–Mg–Ag–TiB₂ (A205) alloy: additively manufactured and cast. *Materials Science and Engineering: A* 2022;832:142453. <https://doi.org/10.1016/J.MSEA.2021.142453>.
- [6] Barode J, Vayyala A, Virgillito E, Aversa A, Mayer J, Fino P, et al. Revisiting heat treatments for additive manufactured parts: A case study of A20X alloy. *Mater Des* 2023;225:111566. <https://doi.org/10.1016/J.MATDES.2022.111566>.
- [7] Ghasri-Khouzani M, Karimialavijeh H, Pröbstle M, Batmaz R, Muhammad W, Chakraborty A, et al. Processability and characterization of A20X aluminum alloy fabricated by laser powder bed fusion. *Mater Today Commun* 2023;35:105555. <https://doi.org/10.1016/J.MTCOMM.2023.105555>.
- [8] Avateffazeli M, Khan MF, Shamsaei N, Haghshenas M. Microstructure, Mechanical, and Fatigue Properties of a Laser Powder Bed Fused Al-Cu-Mg-Ag-Ti-B (A205) Alloy 2022. <https://doi.org/10.26153/TSW/44159>.
- [9] Avateffazeli M, Shakil SI, Hadadzadeh A, Shalchi-Amirkhiz B, Pirgazi H, Mohammadi M, et al. On microstructure and work hardening behavior of laser powder bed fused Al-Cu-Mg-Ag-TiB₂ and AlSi10Mg alloys. *Mater Today Commun* 2023;35:105804. <https://doi.org/10.1016/J.MTCOMM.2023.105804>.

- [10] Avateffazeli M, Carrion PE, Shachi-Amirkhiz B, Pirgazi H, Mohammadi M, Shamsaei N, et al. Correlation between tensile properties, microstructure, and processing routes of an Al–Cu–Mg–Ag–TiB₂ (A205) alloy: Additive manufacturing and casting. *Materials Science and Engineering: A* 2022;841:142989. <https://doi.org/10.1016/J.MSEA.2022.142989>.
- [11] Shakil SI, Zoeram AS, Avateffazeli M, Roscher M, Pirgazi H, Shalchi-Amirkhiz B, et al. Ambient-temperature time-dependent deformation of cast and additive manufactured Al–Cu–Mg–Ag–TiB₂ (A205). *Micron* 2022;156:103246. <https://doi.org/10.1016/J.MICRON.2022.103246>.
- [12] Meyers MA, Chawla KK. *Mechanical Behavior of Materials* 2008. <https://doi.org/10.1017/CBO9780511810947>.
- [13] ISO 6892-1:2016 - Metallic materials — Tensile testing — Part 1: Method of test at room temperature n.d. <https://www.iso.org/standard/61856.html> (accessed March 31, 2024).
- [14] Deutsches Institut für Normung. DIN 50125:2016-12. Testing of metallic materials - Tensile test pieces 2016:17.
- [15] ASTM International. Standard Test Methods for Vickers Hardness and Knoop Hardness of Metallic Materials ASTM E92 2017. <https://doi.org/10.1520/E0092-17>.
- [16] Su H, Wu CS, Pittner A, Rethmeier M. Simultaneous measurement of tool torque, traverse force and axial force in friction stir welding. *J Manuf Process* 2013;15:495–500. <https://doi.org/10.1016/J.JMAPRO.2013.09.001>.
- [17] Rometsch PA, Zhu Y, Wu X, Huang A. Review of high-strength aluminium alloys for additive manufacturing by laser powder bed fusion. *Mater Des* 2022;219:110779. <https://doi.org/10.1016/J.MATDES.2022.110779>.
- [18] Ghoncheh MH, Sanjari M, Zoeram AS, Cyr E, Amirkhiz BS, Lloyd A, et al. On the microstructure and solidification behavior of new generation additively manufactured Al–Cu–Mg–Ag–Ti–B alloys. *Addit Manuf* 2021;37:101724. <https://doi.org/10.1016/J.ADDMA.2020.101724>.
- [19] Sauvage X, Dédé A, Muñoz AC, Huneau B. Precipitate stability and recrystallisation in the weld nuggets of friction stir welded Al–Mg–Si and Al–Mg–Sc alloys. *Materials Science and Engineering A* 2008;491:364–71. <https://doi.org/10.1016/J.MSEA.2008.02.006>.
- [20] Moeini G, Sajadifar S V, Wegener T, Rössler C, Gerber A, Böhm S, et al. On the influence of build orientation on properties of friction stir welded Al–Si10Mg parts produced by selective laser melting. *Journal of Materials Research and Technology* 2021;12:1446–60. <https://doi.org/10.1016/J.JMRT.2021.03.101>.
- [21] Liu G, Murr LE, Niou CS, McClure JC, Vega FR. Microstructural aspects of the friction-stir welding of 6061-T6 aluminum. *Scr Mater* 1997;37:355–61. [https://doi.org/10.1016/S1359-6462\(97\)00093-6](https://doi.org/10.1016/S1359-6462(97)00093-6).

- [22] Genevois C, Deschamps A, Denquin A, Doisneau-Cottignies B. Quantitative investigation of precipitation and mechanical behaviour for AA2024 friction stir welds. *Acta Mater* 2005;53:2447–58. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2005.02.007>.
- [23] Dumont M, Steuwer A, Deschamps A, Peel M, Withers PJ. Microstructure mapping in friction stir welds of 7449 aluminium alloy using SAXS. *Acta Mater* 2006;54:4793–801. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2006.06.015>.
- [24] Fonda RW, Bingert JF. Precipitation and grain refinement in a 2195 Al friction stir weld. Volume 37, Issue 12, Pages 3593 - 3604 2006;37:3593–604. <https://doi.org/10.1007/s11661-006-1054-2>.
- [25] Schneider JA, Nunes AC, Chen PS, Steele G. TEM study of the FSW nugget in AA2195-T81. *J Mater Sci* 2005;40:4341–5. <https://doi.org/10.1007/s10853-005-2808-8>.
- [26] Du Z, Tan MJ, Chen H, Bi G, Chua CK. Joining of 3D-printed AlSi10Mg by friction stir welding. *Welding in the World* 2018;62:675–82. <https://doi.org/10.1007/S40194-018-0585-7>.
- [27] Moeini G, Sajadifar S V, Wegener T, Brenne F, Niendorf T, Böhm S. On the low-cycle fatigue behavior of friction stir welded Al–Si12 parts produced by selective laser melting. *Materials Science and Engineering: A* 2019;764:138189. <https://doi.org/10.1016/J.MSEA.2019.138189>.

NAGY SZILÁRDSÁGÚ - XAR 400 ÉS S960Q ACÉLOK TERMIKUS VÁGÁS HATÁSÁRA KIALAKULT ANYAGVÁLTOZÁSOK ÖSSZEHASONLÍTÁSA

HIGH STRENGTH - COMPARISON OF MATERIAL CHANGES CAUSED BY THERMAL CUTTING OF XAR 400 AND S960Q STEELS

Kuti János	Fábián Enikő Réka	Gáti József	Gyura László
Anyagtudományok és Technológiák Doktori Iskola Óbudai Egyetem, kuti.janos@bgk.uni- obuda.hu	Gépészeti és Technológiai Intézet Óbudai Egyetem, fabian.reka@bgk.uni- obuda.hu	Gépészeti és Technológiai Intézet Óbudai Egyetem, gati@uni- obuda.hu	Linde Gáz Magyarország Zrt.

Absztrakt – Kutatásunkban néhány nagyszilárdságú acél lángvágásának következményeit kívánjuk szemléltetni. Jelen kutatásunkban az S960QL és az XAR400 anyagminőségénél bekövetkező változásokat vizsgáltuk az előmelegítés illetve a vágó oxigén mennyiségének hatására. A lángvágás során a lokálisan gyulladási hőmérsékletre hevített fém az oxigénsugárban elég, és a keletkező égéstermék a vágási résből eltávolítja. A folyamat eredményeképpen az acél szerkezetében kémiai és fizikai változások következnek be, amelyek jelentős hatással lehetnek annak tulajdonságaira és szerkezetére. A nagyszilárdságú acélok termikus vágásának szerkezeti átalakulásainak vizsgálata elengedhetetlen a megfelelő tervezés és gyártás szempontjából. Míg az S960QL anyagminőségénél nem okoz jelentősebb változást és ezáltal gondot a lángvágás, addig az XAR400 acélminőségénél a vágóoxigén mennyiségének növelésével jelentős keménység csökkenés mutatható ki.

Kulcsszavak: lángvágás, nagyszilárdságú acélok

Abstract - In our research, the consequences of flame cutting were illustrated at some high-strength steel. In this work we presented the changes that occur in the material quality of S960QL and XAR400 due to preheat temperature, and to cutting oxygen quantities. During flame cutting, the metal, locally heated to ignition temperature, burns in the oxygen beam and removes the resulting combustion product from the cutting gap. As a result of the process, chemical and physical changes occur in the structure of the steel, which can have a significant impact on its properties and structure. Examining structural transformations during thermal cutting of high-strength steels is essential for proper design and production. While the S960QL material quality does not cause any significant changes and thus problems, the XAR400 steel quality shows a significant decrease in hardness by increasing the amount of cutting oxygen.

Keywords: flame cutting, hardening, high strength steels

1. Bevezetés

Napjainkban egyre jobban előtérbe kerülnek a nagyszilárdságú és a növelt szilárdságú acélok. [1, 2] A fő mozgató erő a szerkezet tömegének csökkentése. Hiszen a nagyobb mechanikai tulajdonságú alapanyagból elég a kisebb szelvénykeresztmetszet, vagy falvastagság ugyanazon teher viseléséhez. Mivel a szerkezeti és a növelt szilárdságú acélok sűrűsége közel azonos, ezért belátható, hogy az így felépített szerkezetek, járművek tömege kisebb lesz azonos szilárdság mellett [3, 4]. Szerkezetek gyártásakor ezeket az acélokat vágni, illetve esetenként hegeszteni kell. A hidegmegmunkálási módszerek, a nyírás és a lyukasztás, körülbelül 10 mm lemezevastagságig alkalmazható és főleg a lágyabb szerkezeti acélokra korlátozódnak [5]. A nagyszilárdságú acélok jellemzően termikus vágással feldolgozhatók, de főleg vastag lemezek esetén számos szövetszerkezeti változás következik be, esetenként a vágott élknél repedés is létrejöhethet [5, 11, 12].

2. Kísérletek rövid bemutatása

A kísérletekhez XAR 400 és a S960Q típusú mikroötvözött és finomszemcsésre hengerelt nagyszilárdságú acélt használtunk. A Thyssen Krupp Steel által gyártott XAR 400-as acélt elsősorban nagy kopásállóság és jó ütészállóság jellemez, emellett jól hajlítható és hegeszthető. Főbb alkalmazási területei a karbantartás, kohászat, energetika ipar a szén és cementgyártás [8]. Mintáinknál ezek a lemezek a C jelölést kapták. A XAR 400-as acél névleges összetételét a 1. táblázat mutatja be.

1. táblázat XAR 400 névleges összetétele [12]

Ötvözet	Névleges összetétel, tömeg %										
	C	Si	Mn	P	S	Al-G	B-G	Cr	Mo	Nb	Ti
XAR400	0,1	0,2	1,1	0,01	0,002	0,1	0,002	0,2	0,02	0,02	0,01

Az SSAB nemesített nagyszilárdságú acélja, az S960QL nagy szilárdsági jellemzőit az ötvöző tartalomnak és a meleghengerlést követő edzésből (Q), illetve magas hőmérsékletű megeresztésből (HTT) álló (kétciklusú) hőkezelésnek köszönheti. A folyamatos hűtésű (állandó sebeségű) átalakulási diagramokat (CCT) különböző mértékben, de mindegyik ötvöző jobbra tolja és a rendkívül intenzív hűtés lehetővé teszi az edzési folyamat végére, hogy a termék teljes keresztmetszetben finomszemcsés martenzitessé váljon. Ezt a martenzitet magas megeresztési hőmérsékleten megeresztik (a kívánt szilárdsági céltól függően részlegesen vagy teljesen). Az így létrejövő nem-egyensúlyi szövetszerkezetet a lángvágás a vágás környezetében irreverzibilisen megváltoztatja. A S960QL acél névleges összetételét a 2. táblázat foglalja össze [13]. Mintáinknál az S960Q acéllemez a D jelölést kapták.

2. táblázat S960Q névleges összetétele [13]

Ötvözet	Névleges összetétel, tömeg %													
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	V	Ti	Cu	Al	Nb	B
S960Q	0,16	0,2	1,22	0,011	0,001	0,2	0,05	0,605	0,037	0,002	0,01	0,055	0,015	0,001

A vizsgálatokat 8 mm vastagságú XAR 400-as acéllemeznél és 10 mm vastagságú S960QL acéllemezeken végeztük. Mindkét anyagminőségnél 300 mm hosszú próbadarabok kerültek kivágásra a Linde Magyarország Zrt. budapesti telephelyén. Az alkalmazott technológiai adatokat a 3. táblázat foglalja össze.

3. táblázat A minták és paramétereinek összefoglalása

Próbadarab száma	Munkaszám	Fúvóka	Égő/éghető	Hevítő oxigén, (bar)	P _{O2} vágó (bar)	p _{CH} (bar)	V _{O2} Hev (l/h)	V _{O2} Vágó (l/h)	V _{CH} (l/h)	v (cm/min)	l (mm)	Rés szél. (mm)
1	CA1	ANME1 0-30	C ₂ H ₂	2	4	0,5	400	2400	350	58	8	
2	CA2	ANME1 0-30	C ₂ H ₂	2	4	0,5	400	2400	350	58	8	
3	CA3	ANME1 0-30	C ₂ H ₂	2	4	0,5	400	2400	350	58	8	
4	CAG	ANME1 0-30	C ₂ H ₂	2	4	0,5	400	2400	350	58	8	
5	CAK	ANME1 0-30	C ₂ H ₂	4		0,5	700	1500	350	48	10	
6	CPG	PNME1 0-25	C ₃ H ₈ /O ₂	2	3	0,5	400	1200	200	36	10	1,7
7	CPK	HP337	C ₃ H ₈ /O ₂	3		0,5	600	1450	200	33	11	1,6
1	DA1	ANME1 0-30	C ₂ H ₂	2	4	0,5	400	2400	350	46	8	
2	DA2	ANME1 0-30	C ₂ H ₂	2	4	0,5	400	2400	350	46	8	
3	DAG	ANME1 0-30	C ₂ H ₂	2	4	0,5	400	2400	350	46	8	
4	DPG	PNME1 0-25	C ₃ H ₈ /O ₂	2	3	0,5	400	1200	200	34	10	1,7

Alkalmazott jelölések:

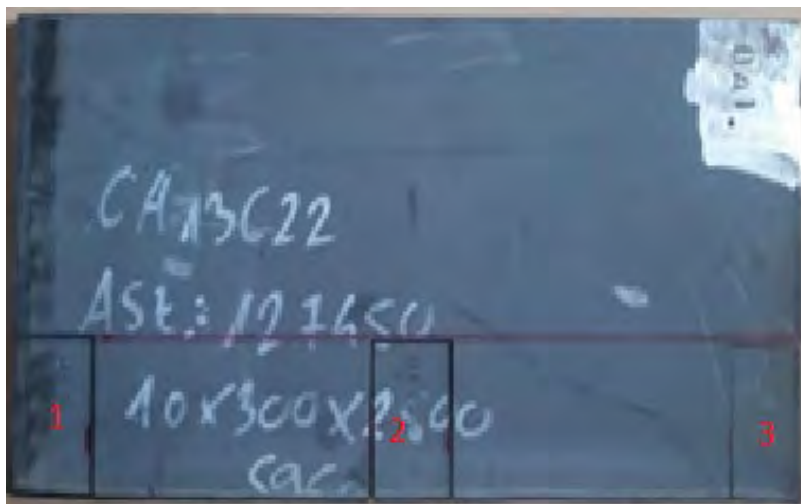
- első karakter: anyagminőség (C- XAR400/8; D – S960Q/10),
- második karakter: gáz (A: acetilén, P: propán),
- harmadik karakter: G: „gépi” (külön hevítő és vágó oxigén adagolás, fejkeveréses égő kialakítás), K: kézi (egy O₂ betáplálás), 1- 100 °C, 2 – 200 °C, 3 – 300 °C fokra előmelegítve gépi úton történő vágás.
 - Fúvóka – fúvóka gyári jelölése, a visszakövethetőséghez,
 - égő/éghető – az előmelegítő lánghoz használt gáz kombináció,
 - p_{O2} Hev (bar) – előmelegítő lánghoz használt oxigén gáz nyomása,
 - p_{O2} vágó (bar) – vágó oxigén nyomása,
 - p_{CH} (bar) – éghető gáz nyomása,
 - VO₂ Hev (l/h) az előmelegítő lánghoz használt oxigén mennyisége,
 - VO₂ Vágó (l/h) a vágó oxigén mennyisége,
 - V_{CH} (l/h) az éghetőgáz mennyisége,

- v (cm/min) a vágás sebessége,
- l (mm) az égő - munkadarab távolsága,
- rés szél. (mm) vágási rés nagysága.

A kísérletek során vizsgáltam az előmelegítés hatását, a gépi és kézi pisztolyokvágófejek összehasonlításával pedig a vágó oxigén mennyiségét.

3. A mintadarabok kivágása és metallográfiai mintaelőkészítése

A vágási folyamatot követően, a vizsgálati darabok a Woldem Kft. telephelyén vízsugaras vágással kerültek kimunkálásra három egyenlő méretre. A vágási elrendezést az 1. ábra szemlélteti: az első vágás a lemez kezdetén, utána a közepén, illetve a végén valósult meg. A vízsugaras vágás használatára azért is volt szükség, hogy a vágás közben hőhatás ne érje a darabokat.



1. ábra

A minták vágási elrendezése

A vízsugaras vágás után az azonos lemezből kivágott minták egyszerre kerültek hidegbeágyazásra kétkomponensű Duracryl plus akrilgyanta felhasználásával.

Az akrilgyanta megszilárdulását követően a mintákat egyre finomabb – 60, 100, 220, 400, 600, 1200 szemcseméretű – csiszolópapírral, majd nemezzel, posztóval és bársonnyal bevont polírozó korongokkal gyémántpasztát használva készítettük elő Buehler Ecomet 250 Pro berendezéssel.

A vizsgálati minták keménységeloszlását Buhler Wilson W 3111S berendezéssel HV 5 mikro-keménységméréssel határoztuk meg, úgy, hogy a lenyomatok lépéstávolsága a hőhatásövezetben és közvetlen közelében 1 mm, a hőhatásövezetet elhagyva 5 mm legyen (2. ábra).



2. ábra
A keménységi lenyomatok elrendezése

A lenyomatok vizsgálatához és kiértékeléséhez Zeiss Axio Observer Z1m optikai mikroszkóp, illetve az ehhez tartozó egyedi számítógépes szoftver került alkalmazásra.



3. ábra
A Zeiss Axio Observer Z1m szoftver segítségével a lenyomat átlóinak jelölése

4. Vizsgálati eredmények

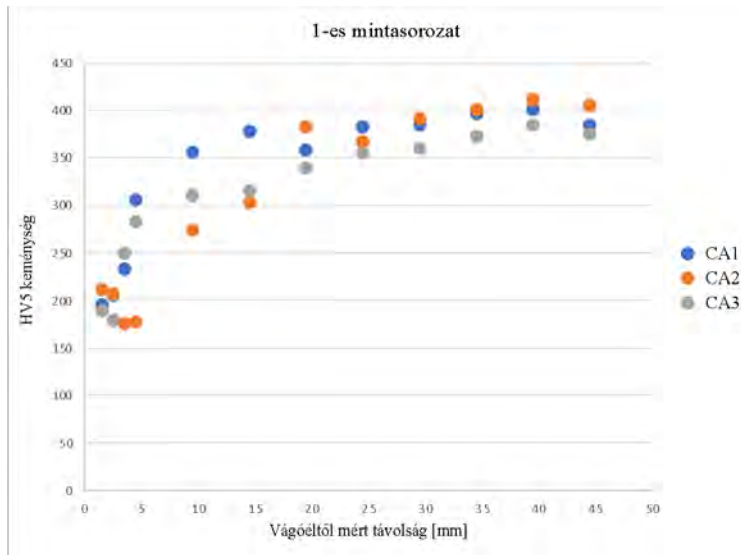
4.1 A XAR 400 acéllemezben bekövetkező változások

A keménységméréseket minden esetben a vágási éltől 1,5 mm-re kezdtük ott, ahol a hőhatásövezet számottevő és nem is esik túl közel a minta széléhez. A hőhatásövezetben 1 mm-es lépéstávot alkalmaztunk, ezt követően pedig 5 mm-enként mértünk a minták belseje felé.

A XAR 400-as acél eredményeit a 4. táblázat foglalja össze. A CA1, CA2 és CA3 minták mindössze egyetlen paraméterben térnek el egymástól, amely az előmelegítési hőmérséklet. A CA1-es minták esetében az előmelegítési hőmérséklet 100 °C, a CA2-es esetében ez az érték 200 °C, illetve a CA3-as esetében 300 °C. Mindhárom mintasorozat esetében elmondható, hogy a vágási él közelében 170-250 HV5 értékeket mutatott, tovább haladva a vágási éltől ~15 mm-re 400 HV5, míg 20 – 23 mm-re a 1,5 mm-es távolsághoz viszonyítva kétszer magasabb értékek (380 – 480 HV5) voltak megfigyelhetők.

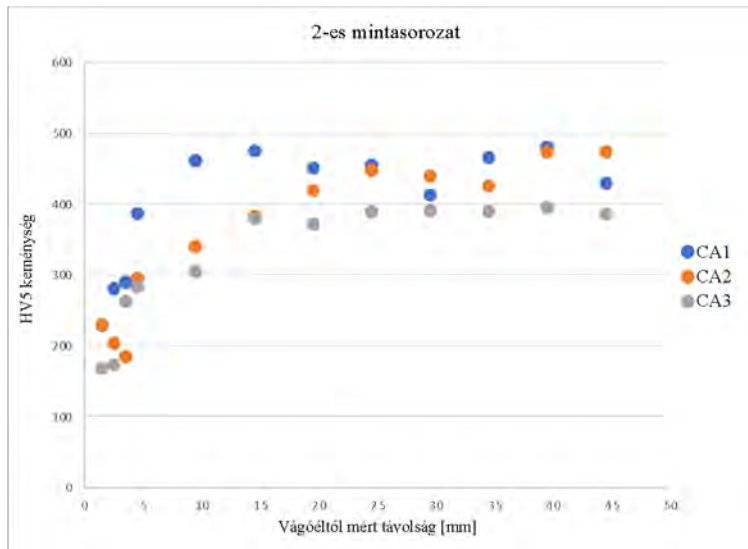
4. táblázat A CA1/CA2/CA3 minták HV5 eredményei

Vágási éltől mért távolság (mm)	1-es mintasorozat			2-es mintasorozat			3-as mintasorozat		
	CA1	CA2	CA3	CA1	CA2	CA3	CA1	CA2	CA3
1,5	196	212	190	229	230	168	248	221	220
2,5	206	207	179	280	204	173	205	198	199
3,5	233	176	250	289	185	262	249	191	193
4,5	307	178	283	386	294	283	309	301	193
9,5	356	275	311	461	340	304	379	351	284
14,5	379	303	316	475	383	379	382	382	316
19,5	358	383	340	451	420	371	443	392	357
24,5	383	367	355	455	448	389	442	404	369
29,5	385	392	360	413	439	390	430	425	405
34,5	397	401	373	466	426	390	438	445	408
39,5	401	411	385	480	474	395	425	430	438
44,5	385	405	375	429	474	385	429	421	409



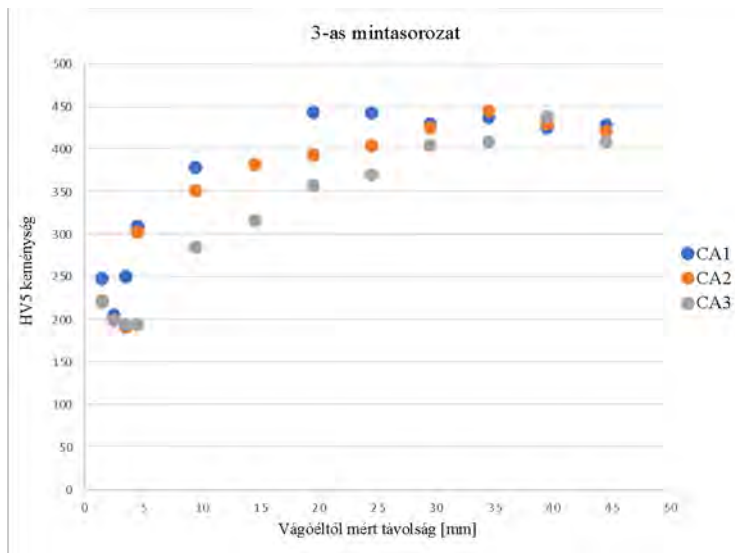
4. ábra

A CA1/CA2/CA3 minták 1-es mintasorozatának HV5 eredményei a vágóéltől mért távolság függvényében



5. ábra

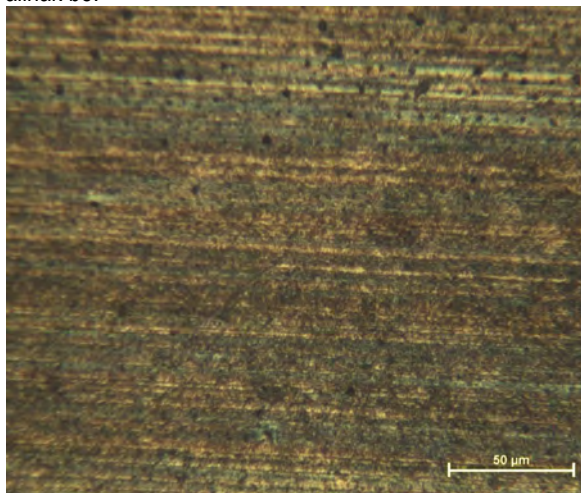
A CA1/CA2/CA3 minták 2-es mintasorozatának HV5 eredményei a vágóéltől mért távolság függvényében



6. ábra

A CA1/CA2/CA3 minták 3-as mintasorozatának HV5 eredményei a vágóéltől mért távolság függvényében

A 4., 5. és 6. ábrákon szürkével jelzett minták (CA3) a vágási él közvetlen közelében lévő keménységértékei majdnem minden esetben elmaradnak az alacsonyabb hőmérséklettel előmelegített mintákéhoz (CA1 és CA2) képest. Az ábrák jól szemléltetik, hogy a vágási éltől a hőhatás övezeti zóna felé haladva viszonylag drasztikus keménységi érték növekedés, a hőhatás övezeti zónától távolodva kiegyensúlyozottabb növekedési tendencia állapítható meg. A hőhatásövezettől távolodva a keménységi értékek közel azonos értékre állnak be.

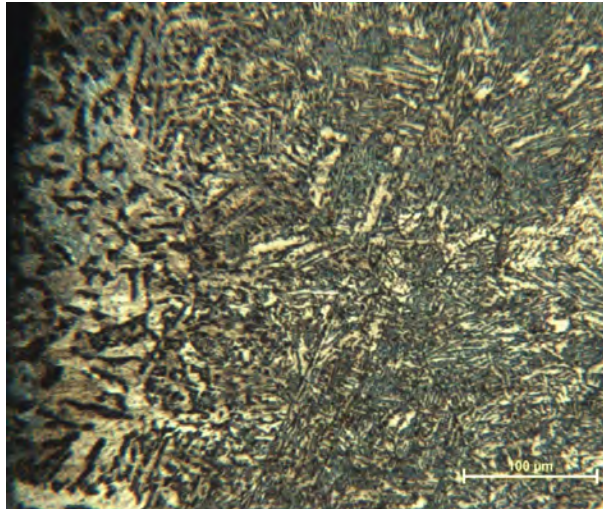


7. ábra

XAR400-as acél alap szövetszerkezete 500x nagyításban

A XAR400-as acél alap szövetszerkezete a 7. ábrán látható. Jól kivehető 500x-os nagyításban az acél tipikus hengerlés következtében kialakuló sorossága, amelynél a finom szemcseméret eredményezi az acél nagy keménységét.

A 8. ábrán látható, hogy a CA3 minta szövetszerkezetében a vágóél közvetlen közelében szemcsedurulás következett be, illetve megjelentek a tűs ferrit szigetek is. Minden bizonnyal közel a vágóélhez az ötvöző vegyületek felbomlottak és finom szemcseméret hatása már nem tudott érvényesülni, ennek következtében a keménységi értékek is lecsökkentek.



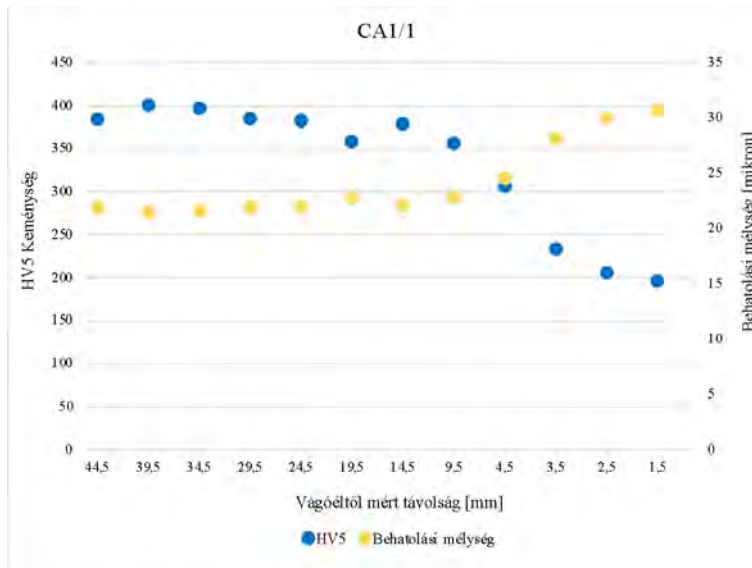
8. ábra

Az XAR400-as acél szövetszerkezete a vágóél közvetlen közelében 250x nagyításban

A 9-11 ábrákon látható diagramok az előbbiekhöz képest annyiban módosulnak, hogy a lenyomatok átmérőjéből első közelítésben meghatározható az a mélység, ameddig a felület alá behatol a keménységmérő szerszám csúcsa, vagyis a krátermélység. Ezek a diagramok a behatolási mélységet és a keménységet együttesen mutatják. Ezzel a módszerrel – mintegy a felülettől való távolság függvényében – ábrázolhatók a keménységmérési eredmények, hiszen egy adott terhelésnél a behatolási mélység eléréséig történik a keménységmérés okozta deformáció zöme. Ez a megközelítés számos elhanyagolást tartalmaz, mivel az alakváltozási folyamat (rugalmas, képlékeny, repedések létrejötte) lényegesen bonyolultabb folyamatokat tartalmaz. A diagramon egy-egy mérési pont ennek ellenére úgy értelmezhető, hogy az jellemzi az adott pont mélységéig történő behatolásakor mérhető - az adott pont és a felület közötti inhomogén anyagréteg - valamiféle átlagos szilárdságát.

Elsőként tekintsük az CA1/1-es minta keménységi értékeit, a fentieknek megfelelő megközelítésben készült diagramján (9. ábra). Az ábrán jól látható, hogy közeledve a vágási élhez megnő a behatolási mélység. Feltehetőleg a vágóéltől 5-9 mm-re kezdődik meg a szövetszerkezetben a szemcsedurulás, amellyel párhuzamosan egyértelműen

lecsökken a keménység. Továbbá megfigyelhető az is, hogy 100 °C-os előmelegítés esetén a keménységmérő szerszám csúcsának behatolási mélysége nem haladta meg a 30 mikrométert.

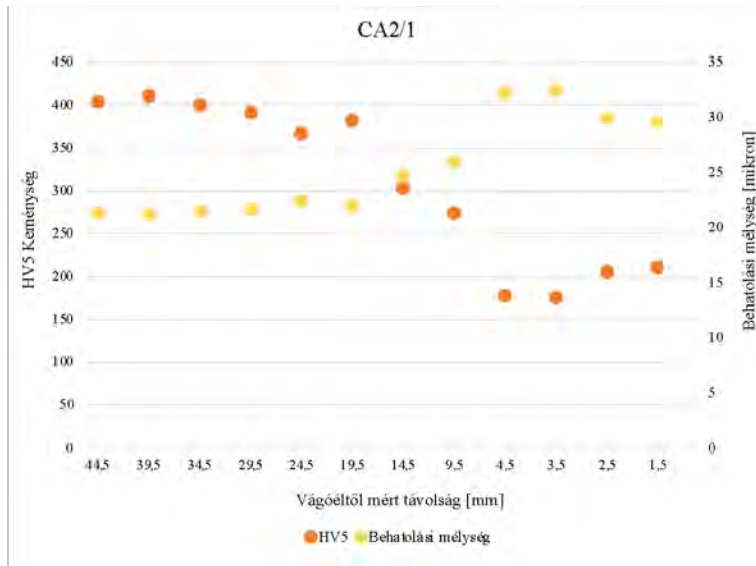


9. ábra

A CA1 minta 1-es mintasorozatának keménységmérési értékei és a behatolási mélység eredményei a vágóéltől mért távolság függvényében

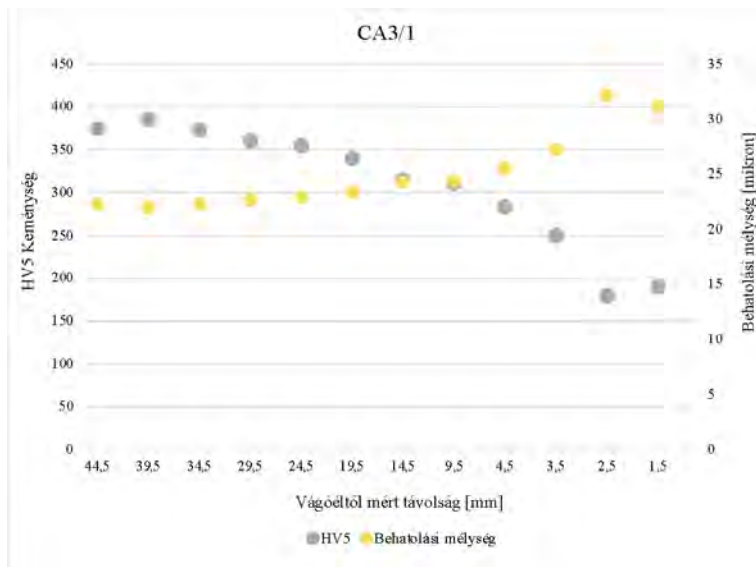
A 10. ábrán CA2/1 minta mérési eredményei láthatók. A 10. ábra jól tükrözi, hogy közeledve a vágási élhez meglehetősen megnő a behatolási mélység (lágyl az anyag), továbbá már 15 mm-nél elkezd fokozódni a behatolási mélység növekedése, ami a CA3/1 minta esetében is 15 mm körül kezdődik meg.

A CA2 és CA3 minták esetében a magasabb előmelegítési hőmérsékletek a behatolási mélységet is befolyásolták. Míg a 100 °C-os előmelegítés esetén a keménységmérő szerszám csúcsának behatolási mélysége nem haladta meg a 30 mikront, addig a 200 °C és 300°C-os előmelegítés során a 30 mikront túl is lépte a maximális behatolási mélység.



10. ábra

A CA2 minta 1-es mintasorozatának HV5 és behatolási mélység eredményei a vágóéltől mért távolság függvényében



11. ábra

A CA3 minta 1-es mintasorozatának HV5 és behatolási mélység eredményei a vágóéltől mért távolság függvényében

Az előzőekben az eltérő nagyságú előmelegítés hatását figyelhettük meg a minták keménységi, illetve behatolási mélység értékeinél. A következőkben a vágóoxigén mennyiségének hatását szeretném összehasonlítani az XAR 400-as acélnál.

4.2 A CAG és CPG minták eredményei

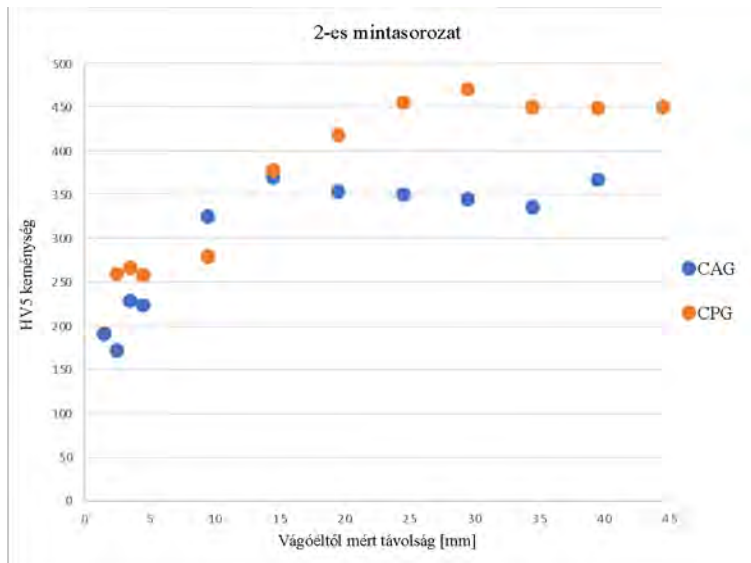
A CAG minta esetében a vágóoxigén mennyisége 2400 liter/óra, míg a CPG minta esetében 1200 liter/óra. Az XAR 400-as acél CAG és CPG eredményeit a 13. táblázat foglalja össze. Míg a 12. ábra jól szemlélti a CAG/CPG minták 2-es mintasorozatának HV5 eredményeit a vágóéltől mért távolság függvényében.

5. táblázat A CAG/CPG minták 2-es mintasorozatának HV5 eredményei

2-es mintasorozat		
Vágási éltől mért távolság (mm)	CAG	CPG
1,5	191	260
2,5	172	267
3,5	229	258
4,5	224	280
9,5	325	378
14,5	370	418
19,5	354	455
24,5	350	471
29,5	345	381
34,5	336	449
39,5	367	450

A keménységi értékeket összehasonlítva megfigyelhető, hogy viszonylag nagy eltérés mutatkozik a két minta között, a kisebb mennyiségű vágóoxigénnel alkalmazott vágás javára. A CAG minta keménység értékei nagyjából 1,5x kisebbek, mint a CPG esetében. A CAG esetében a vágási él közelében 191 HV5, a vágási éltől 14,5 mm-re 370 HV5 és 39,5 mm-re 367 HV5 értékek adódtak, míg a CPG esetében 260 HV5, 418 HV5 és 450 HV5. Ezek az eredmények azzal magyarázhatók, hogy a nagyobb mennyiségű oxigén elégetése során több hő képződik, és jobban áthevül a minta, ezáltal feltehetőleg nagyobb hőhatásövezet keletkezik és végeredményül kisebb keménységi értékeket produkál a vágóél környezetében. Annak érdekében, hogy még teljesebb képet kapjunk a vágóoxigén mennyiségének hatásáról, a 5.4. fejezetben az S960Q minták is összehasonlításra kerülnek.

A 12. ábra jól szemlélteti a CAG/CPG minták 2-es mintasorozatának HV5 értékeit, mely alapján elmondható, hogy a vágási éltől a hőhatás övezeti zóna felé haladva ugrásszerűen növekszik a keménységi érték, míg a hőhatásövezeti zónától távolodva kiegyensúlyozottabb növekedés jellemzi az anyagokat.



12. ábra

A CAG/CPG minták 2-es mintasorozatának HV5 eredményei a vágóéltől mért távolság függvényében

A keménységi értékek eltérést befolyásolhatja a különböző éghető gáz alkalmazása is. A CAG minta esetében az éghető gáz acetilén, a CPG minta esetében pedig propán volt. Annak érdekében, hogy a nem egyforma éghető gázok alkalmazása mennyivel befolyásolja a keménységi értékeket, a következő fejezetben összehasonlításra kerülő minták egy paraméterben térnek el egymástól, amely a már említett vágáskor alkalmazott éghető gáz.

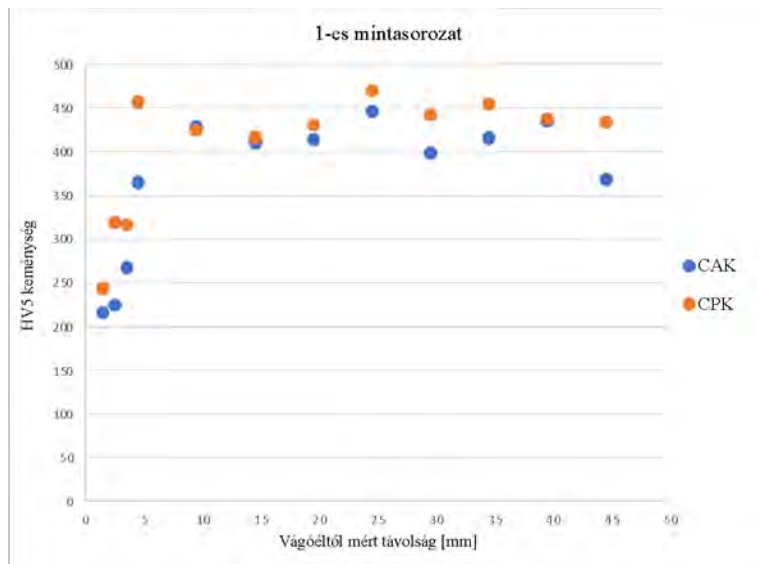
4.3 A CAK és CPK minták eredményei

A CAK minta esetében a vágóoxigén mennyisége 1500 liter/óra, míg a CPK minta esetében 1450 liter/óra. Az XAR 400-as acél CAP és CPK eredményeit a 14. táblázat foglalja össze. A 13., 14. és 15. ábrák a HV5 keménységmérési eredményeit szemléltetik a vágóéltől mért távolság függvényében a CAK/CPK mintáknál. A keménységi értékeket összehasonlítva megfigyelhető, hogy nincs akkora eltérés a CAK és CPK minták esetében, mint a CAG és CPG mintáknál volt. Továbbá a vágóoxigén mennyisége is közel azonos CAK és CPK esetében, míg a CAG minták esetében a vágóoxigén mennyisége kétszer akkora volt, mint a CPG esetében. A CAK átlagos keménység értékei a vágási él

közelében 247 HV5, a vágási éltől 14,5 mm-re 430 HV5 és 39,5 mm-re 415 HV5 értékek adódtak, míg a CPK esetében 246 HV5, 431 HV5 és 458 HV5.

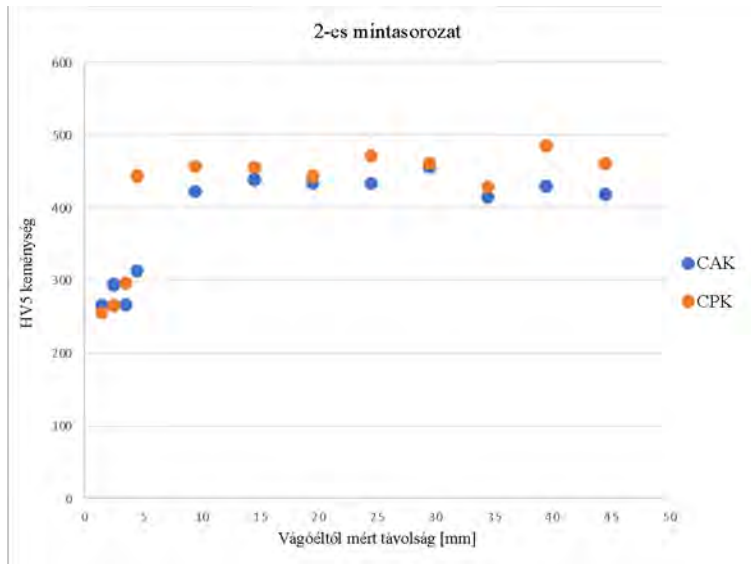
6. táblázat A CAG/CPG minták HV5 eredményei

Vágási éltől mért távolság (mm)	1-es mintasorozat		2-es mintasorozat		3-as mintasorozat	
	CAK	CPK	CAK	CPK	CAK	CPK
1,5	216	244	266	256	259	237
2,5	225	320	295	266	237	282
3,5	267	317	267	297	263	296
4,5	365	457	313	443	284	442
9,5	429	425	423	457	386	428
14,5	411	417	439	456	441	419
19,5	414	430	434	443	415	437
24,5	447	470	434	471	454	455
29,5	399	443	455	461	428	459
34,5	416	454	415	429	472	470
39,5	436	438	430	486	455	463
44,5	369	434	418	461	457	479



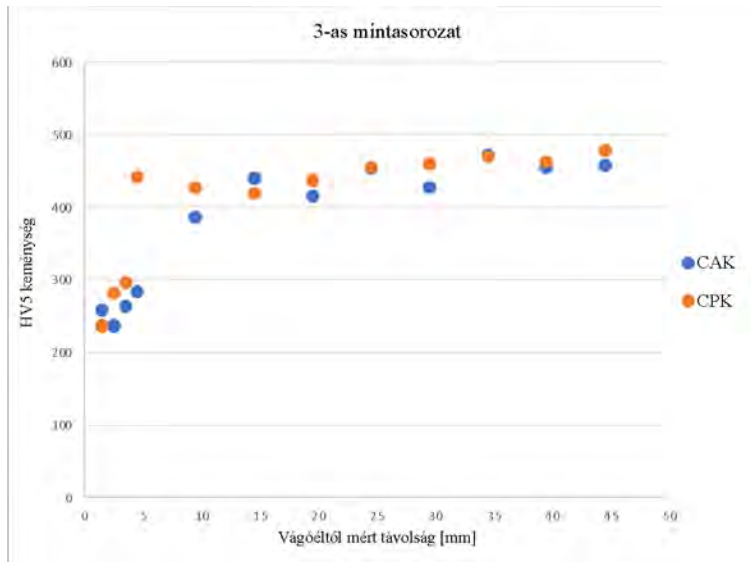
13. ábra

A CAK/CPK minták 1-es mintasorozatának HV5 eredményei a vágóéltől mért távolság függvényében



14. ábra

A CAK/CPK minták 2-es mintasorozatának HV5 eredményei a vágóéltől mért távolság függvényében



15. ábra

A CAK/CPK minták 3-as mintasorozatának HV5 eredményei a vágóéltől mért távolság függvényében

A 13., 14. és 15. ábráit megfigyelve és ezek keménységi eredményeit összehasonlítva megállapítható, hogy a vágási él közvetlen közelében a keménységi értékek jobbak propán éghető gáz használatával, igaz a különbségek nem mondhatók drasztikusnak. A vágási

éltől távolodba a keménységek szinte azonos értékre állnak be. A vágási él közelében az eltérő keménységi eredmények feltehetőleg azzal magyarázhatók, hogy az acetilén (448W/mm²) jóval nagyobb lángteljesítménnyel rendelkezik a propánéhoz (104,5W/mm²) képest, így a vágási él közelében nagyobb valószínűséggel jön létre szemcsedurvulás, amely a keménységi értékek romlását eredményezik.

Annak érdekében, hogy teljes képet kapjunk az eredményekről, a következő fejezetekben az S960QL minták kerülnek összehasonlításra, törekedve az előbbieken használt hasonló tematikára.

4.4. Előmelegítési hőmérséklet hatása az SQ960QL acélnál

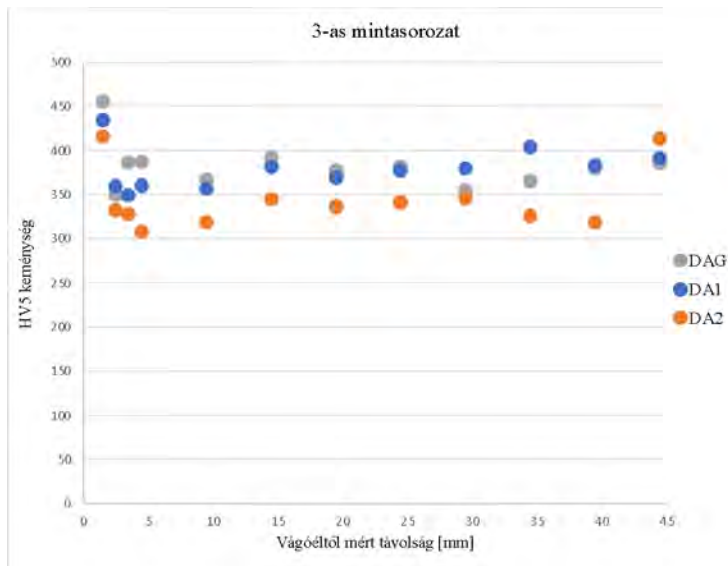
A DAG jelű minta nem rendelkezik előmelegítéssel, a DA1 jelű minta 100 °C-os és a DA2 jelű minta pedig 200 °C-os hőmérsékletre voltak előmelegítve. A DAG keménység értékei a vágási él közelében 465 HV5, a vágási éltől 14,5 mm-re 392 HV5 és 39,5 mm-re 385 HV5 értékek adódtak, a DA1 esetében 434 HV5, 381 HV5 és 391 HV5, míg a DA2 esetében 416 HV5, 345 HV5 és 413 HV5.

7. táblázat A DAG/DA1/DA2 minták 3-as mintasorozatának HV5 eredményei

3-as mintasorozat			
Vágási éltől mért távolság (mm)	DAG	DA1	DA2
1,5	465	434	416
2,5	349	359	332
3,5	386	349	328
4,5	387	360	308
9,5	367	357	319
14,5	392	381	345
19,5	377	369	336
24,5	382	377	341
29,5	355	379	346
34,5	365	404	325
39,5	379	383	319
44,5	385	391	413

A 16. ábrán is jól megfigyelhető, hogy a vágóél mellett 1,5 - 3 mm mélységben erőteljes keménység növekedés jött létre, keményedett az anyag. A legnagyobb felkeményedés a DAG - előmelegítés nélküli minta – esetében volt megfigyelhető. Ez a növekedés azzal

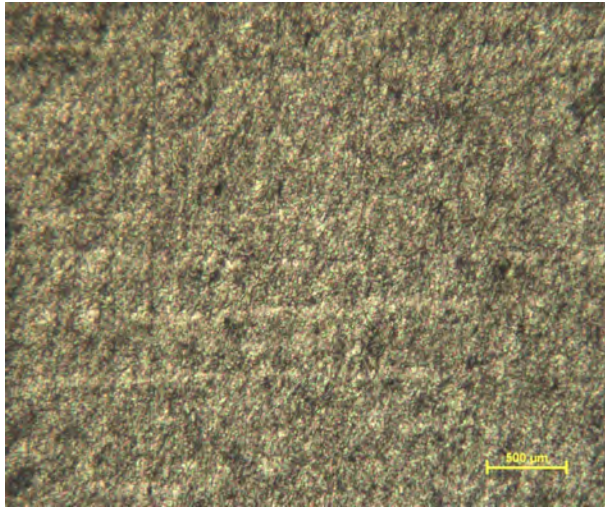
magyarázható, hogy mivel nem lett előmelegítve a darab, ennek következtében nagyobb hőelvonó képességgel rendelkezik és gyorsabban le tud hűlni, a vágás végétével.



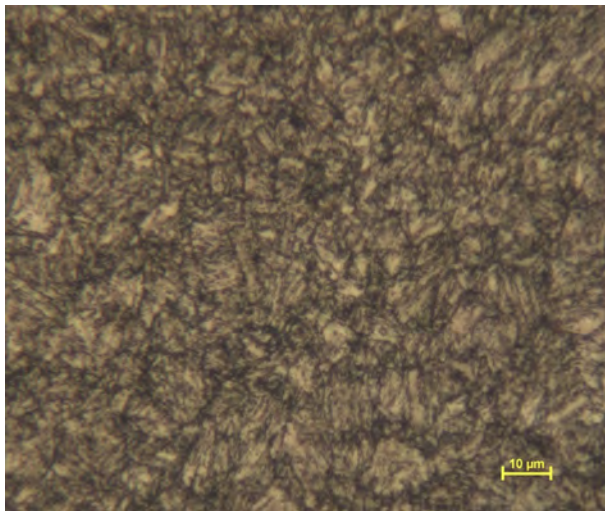
16. ábra

A DAG/DA1/DA2 minták keménységmérési eredményei a vágóéltől mért távolság függvényében a vágási hosszak végénél

A 4 - 6 mm-es távolságot elhagyva a keménységi értékek közel azonos értékre álltak be, vagyis visszaállt az érték az alapanyag keménységére. A vágóél közelében létrejött vékony újrakristályosodott rész nem befolyásolja az alapanyag keménységét, mivel a vágást követően minden bizonnyal a hegeszteni fogják a mintákat, tehát újra ömlesztésre kerül az említett zóna. A 17. ábrán látható 500x nagyításban az S960Q acél szövetszerkezete, amely közel 1 mikronos finomszemcsés sferoidit. A vágás során fellépő szövetszerkezet változás, azaz az újrakristályosodás hatása a 18. ábrán jól megfigyelhető.



17. ábra
Az S960Q acél alap szövetszerkezete 500x nagyításban



18. ábra
Az S960Q acél újrakristályosodott szövetszerkezete a vágóél közvetlen közelében 1000x nagyításban

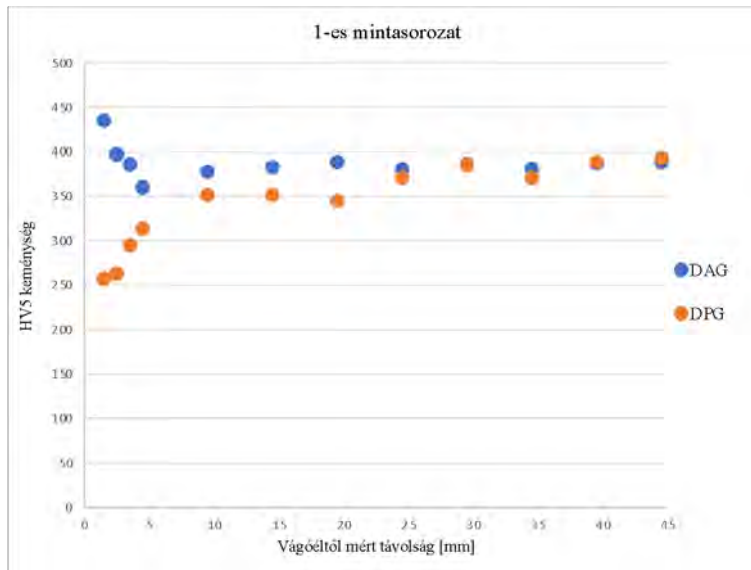
4.5 A vágóoxigén mennyiségének hatása az S960Q acéllemeznél

Ebben a fejezetben a vágóoxigén mennyiségének hatását hasonlítjuk össze, de most az S960Q acél minőségénél. A DAG mintánál a vágóoxigén mennyisége 2400 liter/óra, míg a DPG minta esetében 1200 liter/óra volt. Az S960Q jelölésű acélnál a gépi vágófejjel acetilénnel illetve a propánnal végzett vágások után a keménységváltozások eredményeit a 16. táblázat foglalja össze. A 20. ábrán a DAG/DPG minták 1-es mintasorozat esetében HV5 eredményeit szemlélteti a vágóéltől mért távolság függvényében.

8. táblázat A DAG/DPG minták 1-es mintasorozatának HV5 eredményei

1-es mintasorozat		
Vágási éltől mért távolság (mm)	DAG	DPG
1,5	435	257
2,5	397	263
3,5	386	295
4,5	360	314
9,5	378	352
14,5	383	352
19,5	389	345
24,5	380	371
29,5	386	385
34,5	381	371
39,5	387	389
44,5	389	393

Amikor a vágóoxigén mennyisége 2400 liter/óra volt, a vágási él közelében a keménység 435 HV5 volt, a vágási éltől 14,5 mm-re 383 HV5 és 39,5 mm-re 389 HV5 értékek adódtak, míg a DPG mintánál (1200 liter/óra oxigén) a vágási él környezete kilágyult (257 HV5 a minta élénél), a vágási éltől 14,5 mm-re 352 HV5 és a vágási éltől 39,5 mm-re 393 HV5 keménységeket mértünk. Az eredményeket összehasonlítva a vágási éltől közelében a DAG mintánál a keménységmérési adatok több, mint 1,5x nagyobb értékekre adódtak, mint a DPG minta keménység értékei.



19. ábra

A DAG/DPG minták 1-es mintasorozatánk HV5 eredményei a vágóéltől mért távolság függvényében

Az 19. ábra is jól mutatja, hogy a DAG típus esetében megfigyelhető a vágóélhez közeli keményedés, amely a keménységi érték hirtelen változását okozhatja. Távolodva a vágási éltől szinte azonos értékre áll be a két minta keménységi értéke. A vágóoxigén mennyiségének összehasonlításánál az S960Q acél típus esetében nem figyelhető meg akkora keménységi eltérés távolodva a vágási éltől, mint a XAR400-as acélelemeznél.

5. Összefoglalás

A cikkben összefoglalt eredmények és a tapasztalatok alapján az alábbi főbb megállapítások tehetők:

- Az XAR400 acélminőséget nem javasolt lángvágási eljárással vágni. A szövetszerkezet nagy mélységben átalakul a láng hatására, ezáltal a keménységi értékek is csökkentek.
- Az XAR400 acélminőség esetében a vágóoxigén növelése okozta a legnagyobb változást a szövetszerkezetben, illetve ennek hatására a legnagyobb a keménység csökkenés.
- Az S960Q acélminőség az eredmények alapján megfelelően vágható lángvágási eljárással. A vágás nem okoz drasztikus szövetszerkezeti változást. A szövet ugyan újrakristályosodik, de az újrakristályosodott zóna kellően kismértékű ahhoz, hogy a vágást követő hegesztés során az említett zóna újraömlasztésre kerüljön vagy egy kismértékű utómunkálással eltávolítsuk.

- A S960Q acélminőség tekintetében nem figyelhető meg a vágóoxigén mennyiség változtatás hatására olyan jelentős keménységváltozás, mint a XAR400 acélminőség esetében.
- Az előmelegítés hatására az XAR400 anyagminőségénél jelentősebbek a szövetszerkezeti változások.

Irodalomjegyzék

- [1] Gáspár Marcell Gyula: Nemesített nagyszilárdságú acélok hegesztésének nehézségei, Miskolc, 2010
- [2] Komócsin, M.: Nagyszilárdságú acélok és hegeszthetőségük, 2002
- [3] Béres Gábor, Danyi József, Végyvári Ferenc, Tisza Miklós: Napjaink járműkarosszéria anyagai, Gradus Vol 2, No 2 (2015) 209-224
- [4] Tisza Miklós: Autóipari acélananyagok fejlesztési irányzatai – 2. rész, Bányászati és Kohászati Lapok, 153. évfolyam, 2020/4. szám
- [5] Wen Zhang, Jun Xu: Advanced lightweight materials for Automobiles: A review, Materials & Design 221 (2022) 110994
- [6] P. Movahed, S. Kolahgar, S.P.H. Marashi, M. Pouranvari, N. Parvin: The effect of intercritical heat treatment temperature on the tensile properties and work hardening behavior of ferrite-martensite dual phase steel sheets, Materials Science and Engineering A 518, 2009.
- [7] Különleges kopásálló szerkezeti acélok <https://www.flinkenberg.fi/wp-content/uploads/DATASHEET-XAR400.pdf> (Acces: 2024.11.11)
- [8] MSZ EN ISO 4063:2000 szabvány
- [9] Szunyogh László (szerkesztő): Hegesztés és rokon technológiák kézikönyv, Gépipari Tudományos Egyesület, Budapest, 2007
- [10] SSAB: Thermal Cutting of Hardox and Weldox, TECHSUPPORT #16 <https://www.australiansteel.com.au/wp/wp-content/uploads/2015/09/Cutting-of-Hardox-Wear-Plate.pdf> (2023.11.07.)
- [11] Gáspár, M., Balogh, A.: GMAW experiments for advanced (Q+T) high strength steels, Journal of Production Processes and Systems, Vol. 6 (1), University of Miskolc, Department of Materials Processing Technologies, 2013.pp. 9-24.
- [12] ThyssenKrupp Steel Europe: XAR400 TKS-WBL 703 06.10
- [13] SSAB: EN 10025-6/S960QL
- [14] Zorkóczy Béla: Metallográfia és anyagvizsgálat, Nemzetközi Tankönyvkiadó, Budapest, 1980
- [15] Gáti József (szerkesztő): Hegesztési Zsebkönyv I-II. kötet, Cokom Kft., 2023

 MAHEG 10 ÉVES



DUNAÚJVÁROSI EGYETEM

