Májlinger Kornél¹, Sarkantyús Ádám¹, Katula Levente Tamás¹, Varbai Balázs^{1*}

A védőgáz nitrogén tartalmának hatása ausztenites acélok TIG-hegesztésekor

The effects of nitrogen containing shielding gases during the TIG welding of austenitic stainless steels

¹Budapesti Műszaki és Gazdaságtudományi Egyetem, Anyagtudomány és Technológia Tanszék *varbai@eik.bme.hu

Absztrakt rövid összefoglaló

Kutatásaink során nitrogénnel ötvözött, 1.4318 jelű és hagyományos 1.4401 jelű ausztenites korrózióálló acélok hozaganyag nélküli, volfrámelektródás védőgázos ívhegesztését végeztük el tiszta argon, és különböző nitrogén tartalmú (2, 5, 10, 20 és 50 %) argon bázisú védőgázkeverékek használatával. A nitrogént is tartalmazó védőgáz a nitrogén mennyiségével arányosan növelte a hegesztés közben kialakuló ívfeszültséget azonos ívenergia mellett. A védőgáz nitrogéntartalma, hatással volt a varratgeometriára és a varratfém keménységére is. A varratfémek nitrogén tartalma nőtt a védőgáz nitrogén tartalmával. A nitrogéntartalom mérések alapján összehasonlításra kerültek a varratfém várható nitrogén tartalmát előrejelző modellek, a szuperausztenites acélra kifejlesztett modell kisebb eltérést mutatott a mért értékektől, mint a duplex acélokhoz kifejlesztett modell. Továbbá a szuperausztenites acélra kifejlesztett modell kis módosítással továbbfejlesztésre került, így még pontosabb becslést szolgáltatva a vizsgált acélminőségekre.

Abstract

In our research, we performed autogenous tungsten inert gas welding of nitrogen alloyed 1.4318 and conventional 1.4401 austenitic stainless steel grades, using different nitrogen-containing (2, 5, 10, 20, and 50 %), argon-based shielding gases. The nitrogen content in the shielding gas increased the arc voltage at the same arc energy. The nitrogen content of the shielding gas also had an effect on the weld geometry and the hardness of the weld metal. The nitrogen content of the weld metals increased with the nitrogen content of the shielding gas. Based on the nitrogen content measurements, different models were compared to predict nitrogen content in the weld metal. The model developed for the nitrogen content prediction for superaustenitic grades showed a smaller deviation to the measured values than the model set for duplex steels. Furthermore, the model developed for superaustenitic steel was further developed with a minor modification, thus providing an even more accurate estimate of the steel grades studied.

1. Szakirodalmi összefoglaló

A rozsdamentes acélok csoportosíthatók rendeltetésük és szövetszerkezetük alapján. Alapjellemzőjük szerint beszélhetünk korrózióálló, hőálló és kúszásálló acélokról. A szövetszerkezetük alapján a rozsdamentes acélok csoportosíthatók ausztenites, ferrites, duplex, martenzites és kiválásosan keményíthető osztályokba. Ezek közül az ausztenites korrózióálló acélok képviselik a legnagyobb alosztályt, és egyben a legszélesebb körű ipari felhasználást [1–7]. Az ausztenites korrózióálló acélok ötvözőtartalmuk alapján további csoportokba bonthatók. A legelterjedtebb típusok a króm- (Cr) és nikkelötvözésű (Ni) acélok, mint például az 1.4301 (X5CrNi18–10) típus [8]. Egy másik jelentős csoport az említett ötvözőkön (Cr, Ni) kívül molibdénnel (Mo) is ötvözött. Ezen típusokra a talán legismertebb példa az 1.4401 (X5Cr-NiMo17–12–2) acél [9, 10]. Az ausztenites korrózióálló acélok családján belül léteznek még nitrogénnel (N) ötvözött típusok is. A N-ötvözés célja a korrózióállóság javítása mellett a szilárdságnövelés [11, 12]. A N-nel ötvözött ausztenites acélok egyik típusa az 1.4318 (X2CrNiN18–7) acél, amely névlegesen 0,1 – 0,2 % N-t tartalmaz.



1. táblázat: A hegesztési kísérletekhez hasznát alapanyagok kémiai összetétele, keménységük és névleges folyáshatáruk

						Kémiai	összetét	:el (m %)	-				Kemény- ség (HV10)	R _{p0,2} min. (MPa)
	C Si Mn Cr Ni Mo Cu Nb Ti V N Fe													
1.4318	0,05	0,048	1,66	17,50	6,34	0,26	0,63	0,16	0,02	0,08	0,0853+0,0017	maradék	196±5	350
1.4401	0,05	0,041	1,65	17,23	10,3	1,92	0,4	0,2	0,1	0,27	0,0530+0,0003	maradék	190±5	220

Ezen acéltípus egyezményes folyáshatára (R_{p0.2}) hidegen hengerelt állapotban legalább 350 MPa, míg például az 1.4401 típusé 220 MPa. A N-ötvözésű ausztenites acélok hegesztése általános esetben nem igényel különleges körülményeket a megszokott hegesztéstechnológiához képest [13]. Azonban ömlesztőhegesztés esetén az alapanyag N-tartalmának csökkenésével számolni kell tiszta argon vagy hélium védőgáz használatakor [14, 15]. A N-csökkenés elkerülése végett volfrámelektródás védőgázos ívhegesztés esetén ~3 % nitrogén (N₂) hozzáadása javasolt az argon- vagy héliumbázisú védőgázhoz. A N oldódása az ömledékben azonban függ a védőgáz N₂-tartalmától, az alapanyag N-tartalmától, a hőbeviteltől és további hegesztési technológiai tényezőktől (mint például ívhossz, hegesztési helyzet) [16].

Kutatásunk során molibdénnel ötvözött 1.4401-es és nitrogénnel ötvözött 1.4318-as ausztenites acél hozaganyag nélküli, volfrámelektródás, semleges védőgázos ívhegesztését (142-es eljárás) végeztük el; argon és argon + 2–50 % nitrogéntartalmú védőgázokkal. Az elkészült varratfém tényleges nitrogéntartalmát különböző modellek által adott becslésekkel hasonlítottuk össze.

2. Kísérleti anyagok és berendezések

A hegesztési kísérleteink alapanyagaként két féle ausztenites korrózióálló acélt használtunk. Cikkünkben az MSZ EN 10027-2:2015 szerinti jelölésrendszert követjük. Mindkettő



alapanyag Cr-Ni fő ötvözésű; az egyik "hagyományos" (1.4401) míg a másik nitrogénnel növelt folyáshatárú (1.4318) korrózióálló acél. A kémiai összetétel PMI Master sort emissziós spektrométerrel került meghatározásra, mivel ez az eljárás a nitrogéntartalomra nem érzékeny ezért azt külön Horiba EMGA-620W O-N elemanalizátorral mértük. A kísérletekhez használt alapanyagok kémiai összetétele az 1. táblázatban található. A mérések alapján az 1.4401 – es acél nitrogén tartalma 0,05% volt, bár ezt a szabvány nem írja elő. Ezzel szemben az 1.4318-as acél az előírt (és a műbizonylat szerinti) 0,14 %-nál lényegesen kevesebbet, csupán 0,085 % nitrogént tartalmazott. Az 1.4318 acél széntartalmában (+0,02%) és az 1.4401 acél molibdéntartalmában (-0,08%) lévő eltérés a szabványos tartományól valószínűleg az emissziós spektrométer szórásából adódik.

A hegesztési kísérleteket hozaganyag nélküli TIG-hegesztéssel végeztük állandó ívenergia mellett, PA pozícióban, tiszta argon, majd 5 különböző nitrogén tartalmú védőgázkeverék (2, 5, 10, 20 50 % N₂) használatával. A hegesztő berendezés ESAB CaddyTIG 200 hegesztőgép volt, a hegesztőpisztoly lineáris mozgatását Yamaha lineáris motorral feleszerelt automata végezte. Az elektróda 2,6 mm átmérőjű CeO₂ (2 %) volfrámelektróda volt 40°-os kúpszöggel tompítás nélkül. Az áramnem és polaritás DC-. Az ívhossz 2 mm, a védőgázkeverékek térfogatárama, 12 l/perc volt. A hegesztési sebesség állandó 180 mm/ perc, az állandó ívenergia (~0,6 kJ/ mm) beállítása a hegesztőáram szabályozásával történt (2. táblázat).

Az elkészült varratok mikroszkópos vizsgálatát standard metallográfiai

2. táblázat: A hegesztési kísérletekhez hasznát áram és feszültség értékek a védőgázkeverékek függvényében

Alap- anyag	Védőgáz N ₂ -tartalma (%)	U (V)	I (A)	v _{heg.} (cm/min)	E (kJ/mm)
	0	12,7	143	18	0,605
	2	13,5	138	18	0,621
1 4010	5	13,5	135	18	0,608
1.4318	10	14,0	132	18	0,616
1.4401	20	15,2	125	18	0,633
	50	16,0	119	18	0,635
	0	13,0	143	18	0,620
	2	13,2	141	18	0,620
	5	13,7	136	18	0,621
	10	14,2	131	18	0,620
	20	15,2	122	18	0,618
	50	17,0	113	18	0,640

előkészítés után végeztük. A varratszélességeket a lemez felső síkjában legalább 10 helyen mértük, míg a beolvadást 3-3 csiszolati felvételen.

A varratfém átlagos nitrogéntartalmát HORIBA EMGA-620W berendezéssel mértük. A N-tartalom méréséhez a varratfémből kimunkált ~ 1 g tömegű minta elégetése szükséges. A N-tartalom a hélium hordozógáz hővezetési tényezőjének változásából számítható. Minden mérési pont varratonként 4 minta eredményeinek átlagából adódik.

A varratok keménységének meghatározására csiszolatokon került sor Vickers eljárással 500 g terhelés mellett, a varrat középvonalában mintánként legalább 3-3 pontban.

3. Eredmények és kiértékelésük

3.1. A védőgázok hatása az ívfeszültségre

A különböző gázok hővezetési tényezője és ionizációs energiája jelentősen eltér egymástól [14], ez magyarázza, hogy a különböző védőgázkeverékek használatakor jelentős áram-korrekcióra volt szükség a konstans ívenergia beállításához. A 2. táblázatból egyértelműen kitűnik, hogy a védőgáz nitrogéntartalmának növekedésével az ívfeszültség is növekszik, így az ívenergia szinten tartásához egyre kisebb áramra volt szükség. A 2. táblázat adatait ábrázolva (**1. ábra**) látható, hogy az ívfeszültség mindkét alapanyag hegesztése esetén közel lineárisan növekszik 20 % N₂-tartalomig. 20–50 % N₂-tartalom között a feszültség növekedése kisebb mértékű a védőgáz N₂-tartalmával. Az összefüggéseket egyenesekkel közelítettük, melyek paraméterei a 3. táblázatban láthatók. Ezeket kiegészítettük további ausztenites és duplex korrózióálló acéltípusokon végzett saját kísérletek eredményeivel.

3. táblázat: Kapcsolat az ívfeszültség és a védőgáz N,-tartalma között

,		5 5	2	
Alapanyag	Ívenergia, E (kJ/mm)	Védőgáz N ₂ -tartalom tartomány (%)	Kapcsolat az ívfeszültség, U (V) és a N ₂ -tartalom (%) között	lllesztés jósága R²
1 /010	0.62	1-20	$U = 12,7 + 0,13 \times N_2$	0,99
1.4310	0,02	20-50	$U = 14,7 + 0,03 \times N_2$	1
1 4401	0.(2	1-20	$U = 13,0 + 0,11 \times N_2$	0,99
1.4401	0,62	20-50	$U = 14,0 + 0,06 \times N_2$	1
1.4371 [19]	0.62	1-20	$U = 13,2 + 0,10 \times N_2$	0,99
	0,02	20-50	$U = 13,9 + 0,06 \times N_2$	1
1 4276 [10]	0.(2	1-20	$U = 13,2 + 0,11 \times N_2$	0,99
1.4376[19]	0,62	20-50	$U = 14,7 + 0,04 \times N_2$	1
1 4462	0.52	1-5	$U = 16, 1 + 0, 44 \times N_2$	0,99
1.4462	0,53	5-50	$U = 17,5 + 0,13 \times N_2$	0,99
1.4662	0.00	1-10	$U = 15,5 + 0,40 \times N_{2}$	0,97
[10, 18]	0,68	10-50	$U = 18,5 + 0,09 \times N_2$	0,99



1. ábra: Ívfeszültség értékek állandó ívenergia (0,62 KJ/mm) eléréséhez kétféle ausztenites acél TIG-hegesztésénél a védőgáz N,-tartalmának függvényében

Látható, hogy az ívfeszültség növekedésének kezdeti meredeksége közel azonos (~0,1) a két vizsgált anyagminőségre . Mivel 20–50 % N₂-tartalom közötti védőgázokkal nem végeztünk kísérleteket – az ipari alkalmazásuk a rossz ívstabilitás miatt [17] nem is célszerű – így a töréspont helye ebben a védőgázarány tartományban lehet. A 20 %-nál nagyobb N₂-tartalmú védőgáz esetén a két görbe szétválik

és a nagyobb növekmény a nagyobb N₂-tartalmú alapanyagnál jelentkezik. Megjegyzendő azonban, hogy az ívstabilitási problémák miatt az utolsó pontok (50 % Ar + 50 % N₂) eredményeit hibák terhelhetik. Az viszont egyértelműen kijelenthető, hogy az ívfeszültség növekszik és a meredekség 0,03-0,06 közé tehető a vizsgált ausztenites acéloknál a N₂-tartalom függvényében.





2. ábra: A védőgázkeverékek varratalakra gyakorolt hatása keresztcsiszolati felvételen

Az ívfeszültség növekedésében tapasztalt töréspont úgy tűnik alapanyagtól és ívenergiától is függ, - melyhez hasonlót tapasztaltunk duplex acélok TIG-hegesztésekor – ahol a kezdeti meredekség ~0,4-ről ~0,01-re csökkent. Az ívenergia növekedésével az ívfeszültség meredekségének változása ebben az esetben is a nagyobb N₂-tartalom felé tolódott el. Nagy különbség, az ausztenites anyagminőségek viselkedésével szemben, hogy a töréspont jóval 20 % N₂-tartalmú védőgáznál jelentkezett [16, 18, 19].

11

10

9

8 7 6

5

4

3

2

1

0

HEGESZTÉS FCHNIKA

₽₫

0

5

10

15

Varratméretek, b, h (mm)

3.2. A védőgázok hatása a varratgeometriára

A hegesztési védőgázoknak jelentős hatása van a varratgeometriára [20]. A kutatásaink során alkalmazott nitrogénes gázkeverékeknek szintén jelentős hatása volt a kialakult varratalakra, amelynek két szélső esetét, a tiszta Ar-nal és 50 % N₂-vel hegesztett minta keresztcsiszolatát szemlélteti a 2. ábra. Az egyes varratgeometriai értékek a 3. ábrán láthatók. Meglepő módon a varratszélesség tekintetében a két anyag ellentétesen viselkedett. Az 1.4401 acélnál a varratszélesség a N2-tartalom növekedésével ~7 mmről folyamatosan nőtt ~10 mm-re, míg az 1.4318-as acél esetében kb. 5 % N₂-tartalomig kis mértékben növekedett (~7,5 mm-ről 8 mm-re), majd a további N₂-tartalom növekedésével lecsökkent (~6,5 mm-re).

A varratmélységek kismértékű növekedést mutattak az 1.4318 acél esetében, melynél a védőgáz N₂-tartalmának növekedésével a beolvadás ~1,5 mm-ről ~2 mm-re, közel lineárisan növekedett. Az 1.4318 acél esetében nagyobb változások voltak megfigyelhetők. 5 % N₂-tartalomig a beolvadási mélység ~2 mm-ről ~3,4 mm-re nőtt, majd a N₂-tartalom további növekedésével folyamatosan csökkent ~2,5 mm-re. A varratgeometriai paraméterek ellentétes változásának oka a két acéltípusnál még nem tisztázott. Későbbi kutatásainkban szeretnénk még oxigén és kén tartalmat mérni az alapanyagokban, és/vagy a felületi oxidréteget ködkisülési plazma optikai emissziós spektrometriával (GDOES) analizálni.

3.3. A védőgázok hatása a varratfém oldott nitrogén tartalmára

Az ömledékben oldott nitrogéntartalom becslésére különböző modellek léteznek. Du Toit doktori értekezésében [21] kidolgozott egy numerikus modellt, amely modell nagy N-tartalmú szuperausztenites acélok nitrogé-



3. ábra: A védőgázkeverékek varratalakra gyakorolt hatása b – varratszélesség, h - varratmélység

20

25

30

Varratszélesség - o-

- 0-

Varratmélység

XXXII. évfolyam 2021/1

Atomos nitrogénabszorpció: (a) és (c) folyamat,

nitrogéndeszorpció: (b) és (d) folyamat [18]

Alapanyag

4. táblázat: A Du Toit-modell [21] és a duplex acélokra továbbfejlesztett modell [18]
által adott varratfém nitrogéntartalom értékek összehasonlítása a mért értékekkel

Alap-	Védőgáz	Varrat- fémben	Du Toit-m által sz	odell [21] zámolt	Duplex acélokra módosított modell [18] által számolt		
anyag	N ₂ -tartalma (%)	mert N-tartalom (%)	varratfém N-tartalom (%)	értékek eltérései a mérthez képest (%)	varratfém N-tartalom (%)	értékek eltérései a mérthez képest (%)	
	0	0,0806	0,0681	15,5	0,0800	0,7	
	2	0,1028	0,1189	15,7	0,1225	19,2	
1.4318	5	0,1118	0,1317	17,8	0,1294	15,7	
	10	0,1240	0,1447	16,7	0,1369	10,4	
	20	0,1485	0,1553	4,6	0,1411	5,0	
	50	0,1628	0,1690	3,8	0,1451	10,9	
	0	0,0496	0,0475	4,2	0,0515	3,8	
	2	0,0780	0,0987	26,5	0,0920	17,9	
1 4401	5	0,0956	0,1110	16,1	0,0986	3,1	
1.4401	10	0,1220	0,1302	6,7	0,1099	9,9	
	20	0,1520	0,1599	5,2	0,1261	17,0	
	50	0,1913	0,1920	0,4	0,1381	27,8	

nes védőgázzal történő hegesztésére érvényes. A modell figyelembe veszi az ömledékgeometriát, a hőbevitel, a védőgáz és az alapanyag kémiai összetételét. A modell sematikus ábráját mutatja a **4. ábra**, hozaganyag nélküli TIG-hegesztés esetére.

A modell szerint autogén TIG-hegesztés közben az atomos nitrogén két irányból juthat az ömledékbe: az ívplazmából (4. ábra (a)) és az alapanyagból (4. ábra (c)). A nitrogéndeszorpció szintén két mechanizmus útján tud végbe menni az ömledékből: az ívplazma felé (4. ábra (b)) és az alapanyag irányába (4. ábra (d)). Állandósult állapotban az abszorpciós és deszorpciós folyamatok egyensúlyban vannak. A modell csak néhány peremfeltétel mellett alkalmazható: (1) az ívplazma teljes mértékben befedi az ömledék felületét, (2) a nitrogénkoncentráció eloszlása az ömledékben és a megszilárdult varratfémben egyenletes és (3) a hegesztés közben esetleg képződő gázporozitást figyelmen kívül hagyjuk. Ezt a modellt módosította Varbai Balázs kifejezetten duplex acélok ívhegesztését vizsgálva. A módosított modell, részletes kifejtése Varbai Balázs doktori értekezésében (41–47. oldal) [18] olvasható. A módosítás főként a hőmérséklettől függő nitrogénaktivitást és az ívplazmában lévő atomos nitrogén számítását, az ömledéksűrűséget, az ömledékben lévő egyensúlyi nitrogéntartalmat és a deszorpcióhoz tartozó nitrogénegyensúlyt érinti.

A **4. és 5. táblázatokban**, valamint az **5. és 6. ábrákon** látható, hogy mind az 1.4318, mind az 1.4401 jelű ausztenites acél nitrogénes védőgázzal történő hegesztésekor az ömledék N-tartalma növekszik a védőgáz növekvő N_2 -tartalmával. Az ábrákból az is látható, hogy mindkét alapanyag argon védőgázzal történő hegesztésekor a varratfém N-tartalmának csökkenése mérhető, az alapanyaghoz képest. A varratfém N-tartalmának növekedése a 2–20 % N_2 -tartalmú védőgáz esetén a legnagyobb (**4. táblázat**). Már 2 % N_2 hozzáadása az argon védőgázhoz az 1.4318 anyag esetén ~ 20 %-kal, az 1.4401 anyag esetén ~ 47 %-kal növeli a varratfém N-tar-talmát az alapanyagéhoz képest. Az 50 % N_2 -tartalmú védőgáz haszná-lata az 1.4318 jelű (N-nel ötvözött) anyag esetén csupán ~ 9 %-kal növelte a varratfém N-tartalmát a 20 % N_2 védőgázhoz képest. Az 1.4401 anyag esetén ez a növekedés ~ 21 %.

A duplex acélokra kifejlesztett [18] és a Du Toit-modell [21] által adott nitrogéntartalom becslések összehasonlítása látható a mért értékekkel a 4. táblázatban. Mindkét modell, jellegre helyesen, növekvő oldott nitrogéntartalmat becsül a varratfémben a védőgáz növekvő nitrogéntartalmával. Az eltérésekből látható, hogy a Du Toit-modell az 1.4318 anyag esetében a 2 %, 20 % és 50 % N₂-tartalmú védőgázzal történt hegesztés esetén ad jobb becslést, mint a duplexekre továbbfejlesztett modell. A legkisebb eltérés ennél az alapanyagnál a mért értékekhez képest az 50 % N2 védőgázhoz tartozó becslésnél adódott, amely eltérés 3,8 %. A legnagyobb eltérések mindkét modell esetén a kis N₂-tartalmú védőgázokkal történt hegesztés esetében adódtak. Itt a Du Toit-modell 17,8 %-os, a duplex modell 19,2 %-os eltéréssel adott értékeket. Az 1.4401 anyag esetében a Du Toit-modell a 10 %, 20 % és 50 % N₂-tartalmú védőgázzal történt hegesztés esetén ad jobb becslést, mint a duplexekre továbbfejlesztett modell. A legkisebb eltérés ennél az alapanyagnál a mért értékekhez képest szintén az 50 % N2 védőgázhoz tartozó becslésnél adódott, amely eltérés mindössze 0,4 %. A legnagyobb eltérés a Du Toit-modell esetén a 2 % N₂-tartalmú védőgázokkal történt hegesztés esetében adódott: 26,5 %. A duplexekre továbbfejlesztett modell esetén az 50 % N₂ védőgáz esetén



5. táblázat: A Du Toit-modell [21] és a módosított Du Toit-modell által adott varratfém nitrogéntartalom értékek összehasonlítása a mért értékekkel

Alap-	Védőgáz	Varrat- fémben mért	Du Toit-m által s	odell [21] zámolt	Módosított Du Toit- modell [18] által számolt		
anyag	N ₂ -tartaima (%)	N-tarta- lom (%)	varratfém N-tartalom (%)	értékek eltérései a mérthez képest (%)	varratfém N-tartalom (%)	értékek eltérései a mérthez képest (%)	
	0	0,0806	0,0681	15,5	0,0681	15,5	
	2	0,1028	0,1189	15,7	0,1154	12,3	
1 /210	5	0,1118	0,1317	17,8	0,1271	13,7	
1.4318	10	0,1240	0,1447	16,7	0,1385	11,7	
	20	0,1485	0,1553	4,6	0,1477	0,5	
	50	0,1628	0,1690	3,8	0,1594	2,1	
	0	0,0496	0,0475	4,2	0,0475	4,2	
	2	0,0780	0,0987	26,5	0,0903	15,8	
1 4 4 0 1	5	0,0956	0,1110	16,1	0,0994	4,0	
1.4401	10	0,1220	0,1302	6,7	0,1129	7,5	
	20	0,1520	0,1599	5,2	0,1323	13,0	
	50	0,1913	0,1920	0,4	0,1510	21,1	

adódott a legnagyobb eltérés: 27,8 %. A **4. táblázatból** az is látható, hogy a Du Toit-modell a nagy nitrogéntartalmú (> 20 % N_2) védőgázok esetére kisebb, mint 6 % eltéréssel ad becsléseket, mindkét alapanyagnál, a duplexekre továbbfejlesztett modell azonban összességében nagyobb eltérésekkel becsül. Ennek oka, hogy az eredeti Du Toit-modellt N-ötvözésű kifejezetten ausztenites acélokra dolgozták ki, azonban a duplexekre kidolgozott modell ötletet adott annak továbbfejlesztésére.

3.4. A Du Toit-modell továbbfejlesztése

Mivel az eredeti, a N-ötvözésű szuperausztenites acélokra kifejlesztett Du Toit-modell [21] jobb becslést adott a sajátunkénál [18], viszont mi nem szuperausztenites acéllal dolgoztunk, ezért a modellt kizárólag a nitrogénaktivitási tényező számításának megváltoztatásával módosítottuk. A módosítás egyes lépései megfelelnek Varbai Balázs doktori értekezésének [18] 44–45. oldalán található az ottani számozás szerinti 6.16 – 6.18 egyenleteknek. Az így számolt értékek az **5. táblázatban** láthatók.

Az eredeti és a nitrogénaktivitás értékének számításával módosított Du Toit-modell által adott becslés (**5. táblázat**, valamint az **5. és 6. ábrá**k) összehasonlításából látható, hogy a N-nel ötvözött 1.4318 alapanyag esetén a módosított modell a nitrogénes védőgázok esetében jobb, az argon védőgáz esetén ugyanolyan becslést adott, mint az eredeti Du Toit-modell. Ezekben az esetekben az eltérés a mért értékekhez képest



5. ábra: A varratfémben mért nitrogéntartalom és a Du Toit-, valamint a módosított Du Toit-modell által adott értékek összehasonlítása az 1.4318 anyag esetén







7. ábra: A varratfém keménységének változása a védőgáz N2-tartalmának függvényében

10–15 % a ≤ 10 % $\rm N_2$ védőgáz esetén, és 1–2 % a 20–50 % $\rm N_2$ védőgáz esetén. Az 1.4318 alapanyag varratfémének N-tartalmára adott becslést a nitrogénaktivitási tényező módosítása minden esetben finomította. Az 1.4401-es anyag esetén, amely N-nel szándékosan nem ötvözött, a módosított modell a 2 % és 5 % $\rm N_2$ -tartalmú védőgáz esetén adott csak jobb becslést, mint az eredeti. A legnagyobb eltérés, 21 %, a legnagyobb $\rm N_2$ -tartalmú védőgáz esetén adódott.

A három, itt bemutatott, modell eredményeinek összehasonlításából (**4. és 5. táblázatok**) látható, hogy az eredeti Du Toit-modell mindkét ausztenites anyag esetén hasonló eltéréssel terhelt becsléseket adott. A duplex acélokra kifejlesztett modell a kis N_2 -tartalmú védőgázok esetére, a módosított Du Toit-modell a N-ötvözésű 1.4318 alapanyag esetére adott kisebb eltérésű becsléseket, az eredeti modellhez képest.

3.5. A védőgázok hatása a varratfém keménységére

A varratfémek középvonalán mért átlagos keménységértékek, illetve az alapanyagok keménysége a **7. ábrán** látható. A keménységértékekben egyértelmű trendek figyelhetők meg a ~± 5 HV0.5 szórások mellett is. Mindkét acél esetében a keménységértékek a védőgáz N₂-tartalmával növekedtek a maximum értékig, 1.4318 esetében $5~\%~\mathrm{N_{_2}}$ míg az 1.4401 acél esetében 2 % N₂-tartalomig. Ezután a keménységértékek folyamatosan csökkentek 20 % N₂-tartalomig, majd ismét emelkedtek. Ez a viselkedés érdekes, hiszen a varratfém növekvő N-tartalmat mutatott a védőgáz N₂-tartalmával, ami alapján folyamatos keménység növekedésre számítottunk és a mikroszerkezetekben sem tapasztaltunk jelentős különbségeket. Az ívfeszültség is ennél a 20 % N₂-tartalmú védőgáznál vált meredekséget. Ezen jelenségek tisztázása még vizsgálatokra szorul. Míg 1.4401 acél esetében a keménységértékek minden védőgázkeverék esetében az alapanyag keménységénél kisebbek voltak, addig az 1.4318 esetében a keménységértékek az alapanyag keménységénél nagyobbak.

Konklúziók

A 1.4318, és 1.4401 jelű ausztenites korrózióálló acélok különböző nitrogénes védőgázzal történő, hozaganyag nélküli, állandó hőbevitel melletti TIG-hegesztéseinek eredményeiből az alábbi megállapítások tehetők:

- Az ívfeszültség növekedése a védőgáz $\rm N_2$ -tartalmának növekedésével az iparilag használatos $\rm N_2$ -tartományban lineárisan növekszik. A nagyobb (>20 %) $\rm N_2$ -tartalmú védőgázkeveréknél az ívfeszültség növekedésének mértéke csökken, szemben a duplex acéloknál, ahol már 5 % $\rm N_2$ -tartalom körül lecsökken a növekedés mértéke.
- Az 1.4318 acél esetében a védőgáz N₂-tartalmának növekedésével a varratszélességben csökkenő, míg a beolvadási mélységben kismértékű növekvő trend volt megfigyelhető. A 1.4401 acél esetében ezek a trendek ellentétesek voltak.
- 100 % argon védőgázzal történő TIG-hegesztés esetén mindkét acélminőség esetén csökkent a varratfém N-tartalma az alapanyagéhoz képest. Viszont nitrogénes védőgázzal történő hegesztésekor az ömledék N-tartalma növekedett a védőgáz N₂-tartalmával mindkét acél esetében.
- A kialakult varratfém N-tartalmának becslésére a Du Toit-modell [21] mindkét ausztenites anyag esetén hasonló eltéréssel terhelt becsléseket adott. A duplex acélokra kifejlesztett modell [18] a kis N₂-tartalmú védőgázok esetére, a jelen cikk szerint módosított Du Toit-modell a N-ötvözésű 1.4318 alapanyag esetére adott kisebb eltérésű becsléseket, az eredeti Du Toit-modellhez [21] képest.
- A varratfémek keménységei nem követték a varratfém nitrogéntartalom növekedésének trendjét. Mindkét vizsgált acél esetében ~20 % N₂-tartalmú védőgáznál minimumértékük volt. 1.4401 acél esetében a keménységértékek az alapanyag keménységénél kisebbek, míg az 1.4318 jelű alapanyagnál nagyobbak voltak.



Köszönetnyilvánítás

Köszönjük a Linde Magyarország Zrt-nek és személy szerint Gyura László Úrnak, a kísérletekhez használt védőgázkeverékek rendelkezésünkre bocsátását.

Hivatkozásjegyzék

- [1] Dobránszky J. és Kovács D. "Szemlézés a rozsdamentes acélok gyártásának európai kutatásaiból" Bányászati Kohászati Lapok - Kohászat, 149 (1), pp. 6–10, 2016.
- [2] Trampus P. és mások. "Ausztenites acél csővezeték korróziós károsodása" Bányászati Kohászati Lapok -Kohászat, 152 (2), pp. 32–37, 2019.
- [3] Maróti J. E., Kemény D. M. és Károly D. "Az additív gyártás hatásai az ausztenites acél mechanikai és korróziós tulajdonságaira" Acta Mater. Transylvanica Magy. kiadás, 2 (1), pp. 55–60, 2019.
- [4] Szabó P. J. és Ungár T. "Investigation of the dislocation structure and long-range internal stresses developing in an austenitic steel during tensile test and low-cycle fatigue" *Period. Polytech. Mech. Eng.*, 40 (2), pp. 113–120, 1996.
- [5] Halász G., Fábián E. R. és Kuti J. "Ausztenites korrózióálló acélok lézersugaras vágása" Acta Mater. Transylvanica Magy. kiadás, 2 (2), pp. 93–98, 2019.
- [6] Tajti F. és Berczeli M. "Development of high power femtosecond laser microstructures on automotive stainless steel" *IOP Conf. Ser. Mater. Sci. Eng.*, 903, p. 012025, 2020 Aug.

- [7] Berczeli M. és Weltsch Z. "Experimental Studies of Different Strength Steels MIG Brazed Joints" *Period. Polytech. Transp. Eng.*, 46 (2), pp. 63–68, 2018 Jan.
- [8] Nagy E., Mertinger V., Tanta F. és Sólyom J., "Az alakítási textúra hatása a saválló acélokban végbemenő fázisátalakulásokra" Anyagok világa, 4 (1), 2003.
- [9] Kovács D. és Dobránszky J. "Effects of Thermochemical Surface Treatments on the Industrially Important Properties of X2CrNiMo 17-12-2 Austenitic Stainless Steel" *Period. Polytech. Mech. Eng.*, 63 (3), pp. 214–219, 2019 Május.
- [10] Landowski A., Świerczyńska A., Rogalski G. és Fydrych D. "Autogenous Fiber Laser Welding of 316L Austenitic and 2304 Lean Duplex Stainless Steels" *Materials (Basel).*, 13 (13), p. 2930, 2020 Június.
- [11] Kemény D. M. és Fábián E. R. "Hegesztési paraméterek hatása korrózióval szembeni ellenállásra ausztenites rozsdamentes acéloknál" *Műszaki Tudományos Közlemények*, 7, pp. 219–222, 2017.
- [12] Speidel M. O. és mások. "Nitrogen containing austenitic stainless steels" *Materwiss. Werksttech.*, 7 (10), pp. 875–880, 2006.
- [13] Sisodia R. P. S. és Gáspár M. "Investigation of Electron Beam Welding of AHSS by Physical and Numerical Simulation" *MultiScience - XXXIII. microCAD International Multidisciplinary Scientific Conference*, 2019.
- [14] Fehérvári G., Siebel L. és Gyura L.

"Növelt korróziós ellenállású ausztenites és duplex acélok védőgázos hegesztésének szabályai" *Hegesztéstechnika*, 20 (4), pp. 14–17, 2009.

- [15] Woo I. és Kikuchi Y. "Weldability of High Nitrogen Stainless Steel" ISIJ Int., 42 (12), pp. 1334–1343, 2002.
- [16] Varbai B. és Májlinger K. "A nitrogén szerepe a duplex acélok ívhegesztésekor" *Hegesztéstechnika*, 30
 (3), pp. 63–67, 2019.
- [17] Zhao L., Tian T. L. és Peng Y. "Control of nitrogen content and porosity in gas tungsten arc welding of high nitrogen steel" Sci. Technol. Weld. Join., 14 (1), pp. 87–93, 2008 Jan.
- [18] Varbai B. "A nitrogén szerepe a duplex korrózióálló acélok hegesztésekor" Budapesti Műszaki és Gazdaságtudományi Egyetem, Doktori értekezés, 2019.
- [19] Sarkantyús Á. "Védőgázkeverékek hatása ausztenites acél hegesztőanyag nélküli varratfémének oldott nitrogéntartalmára" Budapesti Műszaki és Gazdaságtudományi Egyetem, Szakdolgozat, 2019.
- [20] Phakpeetinan P., Chianpairot A., Viyanit E., Hartung F. és Lothongkum G. "Effects of nitrogen and hydrogen in argon shielding gas on bead profile, delta-ferrite and nitrogen contents of the pulsed GTAW welds of AISI 316L stainless steel" Mater. Test., 58 (6), pp. 489–494, 2016 Június.
- [21] du Toit M. "The Behaviour of Nitrogen during the Autogenous Arc Welding of Stainless Steel" University of Pretoria, Doktori értekezés, 2001.

74th IIW Annual Assembly and International Conference

2021 Online 2021. július 7 - 21. Luca Costa



Hegesztés

Kovács Judit¹, Lukács János²

Hőhatásövezeti sávok fizikai szimulációra alapozott vizsgálata S1300 ultra nagy szilárdságú acél esetén

¹PhD hallgató, ²egyetemi tanár

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

Absztrakt

Jelen cikkben a hőhatásövezeti szimulációk során a huzalelektródás védőgázos ívhegesztés különböző technológiai változatai esetén vizsgáljuk a t_{8/5} hűlési idő hatását a kritikusnak vélt hőhatásövezeti sávokban. A vizsgált hűlési idők t_{8/5}=5 s, 15 s és 30 s. A kiválasztott durvaszemcsés, interkritikus és interkritikus durvaszemcsés sávok tulajdonságit optikai mikroszkópos vizsgálat, keménységvizsgálat és műszerezett ütővizsgálat segítségével elemezzük. Az eredmények alapján a vizsgált ultra nagy szilárdságú acél jelentős lágyulása figyelhető meg a hegesztési hőciklusok hatására, valamint az is megállapítható, hogy rövidebb t_{8/5}hűlési idő alkalmazása előnyösebb a vizsgált acél esetén.

Abstract

In our research, we performed autogenous tungsten inert gas welding of nitrogen alloyed 1.4318 and conventional 1.4401 austenitic stainless steel grades, using different nitrogen-containing (2, 5, 10, 20, and 50 %), argon-based shielding gases. The nitrogen content in the shielding gas increased the arc voltage at the same arc energy. The nitrogen content of the shielding gas also had an effect on the weld geometry and the hardness of the weld metal. The nitrogen content of the weld metals increased with the nitrogen content of the shielding gas. Based on the nitrogen content measurements, different models were compared to predict nitrogen content in the weld metal. The model developed for the nitrogen content prediction for superaustenitic grades showed a smaller deviation to the measured values than the model set for duplex steels. Furthermore, the model developed for supereraustenitic steel was further developed with a minor modification, thus providing an even more accurate estimate of the steel grades studied. In the present research work the weldability, especially the HAZ properties of an ultrahigh strength structural steel was discussed. During the HAZ simulations three relevant technological variants for gas metal arc welding, $t_{8/5} = 5$ s, 15 s and 30 s were applied in the selected coarse-grained, intercritical and intercritically reheated coarse-grained zones with the help of Gleeble 3500 physical simulator. Both the microstructure was studied by optical microscope and the mechanical properties were analyzed by Vickers hardness tests and instrumented Charpy V-notch impact tests. According to the results the investigated ultrahigh strength steel was softened on account of the welding heat cycles, besides that the strength of the investigated ultrahigh strength steel can be better with the application of shorter $t_{8/5}$ cooling time.

1. Bevezetés

A szerkezeti acélok fejlesztésének meghatározó iránya a szilárdság, azon belül is a folyáshatár növelése. A hegesztett szerkezetekben alkalmazott acélok kimagasló szilárdságát ötvözéssel és különböző termikus és termomechanikus kezelésekkel érik el. A normalizálási technológiában rejlő lehetőségek kimerítését követően megjelentek a légedzésű és a vízedzésű nemesített acélok, végül pedig a termomechanikus kezeléssel gyártott nagy szilárdságú acélok is. A múlt század első évtizedeiben elterjedt, mai besorolás szerinti S235 jelölésű acélminőségektől, napjainkra eljutottunk a már négy-ötször nagyobb folyáshatárú szerkezeti acélokig, sőt megjelentek már az 1300 MPa folyáshatárt is meghaladó típusok [1-3].

Az 1. táblázat egyes gyártók elmúlt néhány évben forgalomban lévő nagy szilárdságú acéljainak (1100 MPa vagy nagyobb folyáshatárú vastaglemezek) mechanikai tulajdonságait és



Gyártó	Acél megnevezés	Vastagság (mm)	Folyáshatár min. (MPa)	Szakítószilárdság (MPa)	Nyúlás A _s min. (%)	Ütőmunka min. (27J/°C)	Gyártás	Források
RUUKKI	Optim 1100 QC	3-7	1100	1200≤	9	-20	Direkt edzés	[9]
		4-4,9	0011	1250 1550	8	0		
		5-25	0011	0661-0621	10	-40		[
		4-4,9	0015		8		Nemesites	
	WELDUX 1100 F	5-25	0011	0661-0621	10	00-		
	WELDOX 1300 E	4-10	1300	1400-1700	8	-40	Nomoorit 60	[2]
	WELDOX 1300 F	4-10	1300	1400-1700	8	-60	INFILIES	[Ø]
	DOMEX 1100	3-6	1100	1250	7	nincs adat	Termomecha- nikus kezelés	[6]
SSAB	C+2000 1100 E	4-4,9	1100	1360 1660	8	C V		
		5-40	0011	0001-0071	10	-40		[0][
		4-4,9	1100	1250 1550	8	0	INFILIESILES	[01]
		5-40	0011	0001-0071	10	00-		
	Strenx 1100 Plus	4-8	1100	1130-1350	10	-20	Nemesítés	[11]
	Strenx 1100MC	3-8	1100	1250-1450	7	-40	Termomecha- nikus kezelés	[12]
	Strenx 1300 E	L 7	0000		c	-40		[C 5]
	Strenx 1300 F	CI -4	1500	1400-1700	ø	-60	Nemesites	[5]
	Alform 1100 M	15-20	1100	1120-1300	с	C v	Termomecha-	[1 1]
VOEStalpine	x-treme	>20-25	1080	1100-1300	o	04-	nikus kezelés	[+]
thyssenkrupp	XABO 1100	4-40	1100	1200-1500	ω	-40	Nemesítés	[15]
ArcelorMittal	Amstrong Ultra 1100QL	8-15	1100	1250-1450	10	-40	Nemesítés	[16]

وينذيبك	<u> </u>					Kémiai	összeté	tel (%)					Foundary
ayar to	Acei Illegilevezes	C	Si	Mn	Ъ	S	Cr	Cu	Ni	Mo	B	>	LUILASUK
RUUKKI	Optim 1100 QC	0,16	0,3	1,25	0,02	0,01	n.a.	n.a.	n.a.	n.a.	n.a.	n.a.	[9]
	WELDOX 1100 E	, c 0	Ĺ	۲ ۲		0 001	00	10	ſ	r C	0.001		ľ
	WELDOX 1100 F	12'0	c,U	- 4	70'0	conín	0,0	- ``	'n	\ ` 0	conín	0,U0	
	WELDOX 1300 E	L C C	L C	7			c	ç	ſ	7 0		9	2
	WELDOX 1300 F	C7'N	c'n	– +	zn'n	conón	0,0	- 6	n	``	conín	П.а.	0
	DOMEX 1100	n.a.	n.a.	n.a.	n.a.	n.a.	n.a.	n.a.	n.a.	n.a.	n.a.	n.a.	[6]
SSAB	Strenx 1100 E		L C	7 7			Ċ		ſ	1 C		0 2	[0]
	Strenx 1100 F	17'0	c,U	- 4	70'N	ດດາກາກ	0,8	ç,U	'n	\ ` 0	700'0	D.a.	[0]]
	Strenx 1100 Plus	0,2	0,5	1,8	0,02	0,005	n.a.	n.a.	n.a.	n.a.	n.a.	n.a.	[11]
	Strenx 1100MC	0,15	0,5	1,8	0,02	0,005	n.a.	n.a.	n.a.	n.a.	n.a.	n.a.	[12]
	Strenx 1300 E	LC Q	Ĺ	7 7	100		Ċ	r c	ſ	1 0	1000	1	[c 5
	Strenx 1300 F	c7'N	c'D	- +	n'n	ະບຸບຸບ	0,8	ç'n	'n	\'n	ດດາກາ	n.a.	[5]]
voestalpine	Alform 1100 M x-treme	0,2	0,5	2,1	0,015	0,006	1,7	0,7	2	0,8	0,005	0,2	[17]
thyssenkrupp	XABO 1100	0,2	0,5	1,7	0,02	0,005	1,5	n.a.	2,5	0,7	n.a.	0,12	[15]
ArcelorMittal	Amstrong Ultra 1100QL	0,2	0,3	1,4	0,002	0,01	0,8	0,3	1,5	0,7	n.a.	0,1	[16]

Hegesztés ECHNIKA



1. ábra: Az alapanyag szövetszerkezete, Nitál

2. ábra: Vizsgálati elrendezés [24]

különböző gyártási típusait (nemesítés, direkt edzés, termomechanikus kezelés) foglalja össze. (A táblázatban szereplő Strenx egy új, nagy szilárdságú szerkezeti acélmárka, amely egy termékben egyesíti immár az új SSAB-hoz tartozó három márka, az Optim, Weldox és Domex acélok tulajdonságait) [4, 5].

A 2. táblázatban a különböző nagy szilárdságú acélok kémiai összetételei láthatók.

A finomszemcsés acélok karbontartalma általában nem haladja meg a 0,16%-ot viszont az ultra nagy szilárdságú acélok esetén a direkt edzett Optim 1100 QC és a termomechanikusan kezelt Strenx 1100MC kivételével, a karbontartalom akár a 0,25%-ot is elérheti. Kémiai összetételük alapján az is megfigyelhető, hogy nagy nikkeltartalmuk és alacsony szennyező tartalmuk előnyös hegesztés során a melegrepedések elkerülése szempontjából. Az ötvözők közül jelentős szerepet tölt be a bór, mert erős nitrid- és karbidképző, valamint átedződést növelő hatása is ismert, ami kis karbontartalom esetén is kihasználható a nemesített állapot eléréséhez. A bór mellett jelenlévő króm és nikkel szintén növeli az átedzhetőséget [18].

Az egyre növekvő környezetvédelmi előírások miatt egyre nagyobb az igény a hegesztett szerkezetek tömegcsökkentésére. Napjainkban ezt gyakran nagy szilárdságú acélok felhasználásával érik el. A nagy szilárdságú acélok alkalmazása lehetővé teszi a vékonyabb szelvényátmérőkkel elérhető anyagmegtakarítást, így a szerkezetek sajáttömegének csökkenését, valamint a csökkenő varratmérettel járó költségcsökkenést, ezért számos területen használják ezeket az acélokat. Egyik felhasználási területük a csővezetékek, ahol az acél nagyobb szilárdsága miatt a kőolaj- és gázipari alkalmazások esetén vékonyabb lehet a falvastagság, mint a korábbi acélminőségeknél, valamint ugyanakkora falvastagság mellett a gázvezeték maximális üzemi nyomása is növelhető. Emellett alkalmazzák hajók, könnyűszerkezetek és nagy terhelésű hegesztett szerkezetek esetén, darukban és egyéb építőipari gépekben, az autóiparban, teherautókban stb. [1, 19-23].

2. A vizsgált anyagminőség

A vizsgált ultra nagy szilárdságú acélhoz műbizonylat nem állt rendelkezésünkre, ezért meg kellett határoznunk a mechanikai tulajdonságait és vegyelemzést is kellett végeznünk. A vizsgált acél mechanikai tulajdon-

Vastagság	Keménység	Rp _{0,2}	R _m	Nyúlás	Ütőmunka
(mm)	HV10	(MPa)	(MPa)	A ₅ (%)	-40°C-on (J)
10	468	1300	1560	12	

3. táblázat: A vizsgált acél mechanikai tulajdonságai

					Kém	iai össze	etétel (tö	omeg%)					
С	Si	Mn	Р	S	Cr	Cu	Ni	Мо	V	Ti	AI	Nb	Zr
0,23	0,45	1,86	0,012	0,001	0,85	0,093	2,43	0,360	0,030	0,002	0,063	< 0,001	< 0,001

4. táblázat: A vizsgált acél kémiai összetétele

	Csúcshőmé	erséklet (°C)	
Honatasovezeti sav	T _{max1}	T _{max2}	t _{8/5} nulesi ido (s)
DSZ	1350	-	5, 15, 30
IK	775	-	5, 15, 30
IK DSZ	1350	775	5, 15, 30

5. táblázat: A hőhatásövezeti vizsgálatok kísérleti programjai

ságainak mért értékeit a 3. táblázat, kémiai összetételének mért értékeit, pedig a 4. táblázat tartalmazza.

A mért kémiai összetétel alapján számított karbonegyenértékek: CEV = 0,956% és CET = 0,56%. A CET érték az EN 10025-1 szabvány alapján a 0,2% és 0,5% közötti tartományban érvényes, a számított érték már a tartományon kívül van, viszont a szabványban az 1300 MPa folyáshatárú anyagok nem szerepelnek, mivel az csak 960 MPaig tartalmaz acél minőségeket.

Az acél szállítási állapotában készült optikai mikroszkópi felvételén N = 200x-os nagyításban megfigyelhető az ultra nagy szilárdságú acélokra jellemző megeresztett martenzites szövetszerkezet (1. ábra). A próbatest maratása Nitál (3%-os alkoholos HNO₃) segítségével történt.

3. Fizikai szimulációs vizsgálatok

A fizikai szimuláció egy olyan vizsgálati technika, amelynek segítségével laboratóriumi körülmények között valós technológiai folyamatok válnak reprodukálhatóvá (például: hegesztés, meleghengerlés, hőkezelés). Az Anyagszerkezettani és Anyagtechnológiai Intézetben rendelkezésre álló Gleeble 3500 fizikai szimulátor QuickSim elnevezésű szoftverében több, a hegesztési hőciklus előállítására szolgáló modell (Rykalin, Rosenthal, Hannerz) közül választhatunk. Az általunk végzett kísérletek szempontjából a választásunk a vastagabb lemezekre érvényes háromdimenziós hővezetést leíró Rykalin 3D modellre esett, amely lényegében egy félig végtelen test felületén lévő pontszerű hőforrás által létrehozott hőmérsékletmezőt ír le [24].

Az elvégzett hőhatásövezeti vizsgálatokhoz a szimulációs programokat a fizikai szimulátor manuális programozásával állítottuk elő, a hőmérsékletfüggő fizikai jellemzők figyelembevételével kiszámított idő-hőmérséklet pontok segítségével. A vizsgálandó hőhatásövezeti hőciklusok csúcshőmérsékletének kiválasztásának célja az volt, hogy a hőhatásövezetben előforduló legkisebb szívóssággal rendelkező sávokat állítsuk elő, ezért a választásunk a durvaszemcsés (DSZ), az interkritikus (IK) és – a komplex hőhatásövezeti sávok közül – az interkritikus durvaszemcsés sávra (IK DSZ) esett. A durvaszemcsés sáv esetén 1350 °C, az interkritikus sáv szimulációjához pedig 775 °C csúcshőmérsékletet állítottunk be. A hegesztési paraméterek és a hűlési időintervallum meghatározásához a huzalelektródás védőgázos ívhegesztést vettük alapul. Ahhoz, hogy szimulálni tudjunk egy kis, egy közepes és egy nagy fajlagos hőbevitellel történő huzalelektródás védőgázos ívhegesztést, a vizsgálatok során három különböző hűlési időt állítottunk be. Ez alapján a választott hűlési időintervallumok: t_{8/5} = 5 s, 15 s és 30 s voltak. Az elvégzett kísérleti programokat az 5. táblázat foglalja össze.

A fizikai szimulációs kísérleteknél alkalmazott próbatestek méreteit a Gleeble kézikönyv ajánlásai alapján határoztuk meg. A nagy szilárdságú

acéllemezből kimunkált próbatestek méretei 10 mm x 10 mm x 70 mm voltak. A próbatestekre a szimulációs tesztek megkezdése előtt a K(-NiCr-Ni) típusú termoelemeket ellenálláshegesztéssel rögzítettük. A szimuláció során a próbatestekre hegesztett termoelemek által közvetített hőmérséklet adatok alapján történik a folyamat szabályozása. Ezek a termoelemek szolgáltatják a szimuláció során az aktuális hőmérsékletről az információt a vezérlőnek megvalósítva ezzel egy visszacsatolt szabályozási kört. A beprogramozott hőciklust a berendezés így hűtés közben szakaszos hőelvonással vagy éppen hőbevitellel valósítja meg [25, 26].

Mindezek alapján a Gleeble munkaterének felépítését és a befogott próbadarabot a 2. ábra szemlélteti.

Mindegyik hőhatásövezeti sáv és hőciklus esetén előmelegítési/rétegközi hőmérsékletnek egységesen 150 °C-ot állítottunk be. A vizsgálatok vákuumban történtek, így ez adta a védelmet az oxidáció és a dekarbonizáció ellen. A durvaszemcsés sáv előállítását célzó hőciklusokat a 3. ábra, az interkritikus sávokét pedig a 4. ábra szemlélteti.

Az interkritikus durvaszemcsés sáv előállításához a 3. és a 4. ábrákon látható hőciklusok kombinációit használtuk fel.

Az előre beprogramozott hűlés időket a réz befogópofák hőelvonóképességével sikerült elérni, amelyek körül egy vízhűtésű befogószerkezet van. A hőelvonóképességet továbbá a befogópofák közötti távolság is befolyásolja. Ezt 10 mm-re választottuk, így a jelen mérési összeállítással a kívánt hűlési időket gond nélkül sikerült megvalósítani. A szimulációk után minden próbatestet a hőhatásövezeti sáv közepén, a termoelem mentén vágtuk el a későbbi anyagvizsgálatok számára.





3. ábra: A durvaszemcsés sáv előállítását célzó hőciklusok $(T_{max} = 1350~^\circ C)$



4. ábra: Az interkritikus sáv előállítását célzó hőciklusok

 $(T_{max} = 775 \ ^{\circ}C)$

4. Mikroszerkezeti vizsgálatok

A próbatestek keresztmetszetén optikai mikroszkópos vizsgálatokat végeztünk Zeiss Observer D1 m optikai mikroszkóp segítségével.

A durvaszemcsés hőhatásövezeti sáv szövetképei, N = 200x-os nagyításban, az 5. ábrán láthatók a különböző hűlési idők szerint. Az A_1 és A_3 közé hevült interkritikus hőhatásövezeti sáv szövetképei, N = 1000x-es nagyításban, a 6. ábrán láthatók, szintén a különböző hűlési idők szerint. Az interkritikus durvaszemcsés hőhatásövezeti sáv szövetképei, N = 200x-os nagyításban, a 7. ábrán láthatók, ugyancsak a különböző hűlési idők szerint.







5. ábra: Durvaszemcsés sáv, T_{max} = 1350 °C, Nitál

Hegesztés Technika



6. ábra: Interkritikus sáv, T_{max} = 775 °C, Nitál

7. ábra: Interkritikus durvaszemcsés sáv, $T_{max1} = 1350$ °C; $T_{max2} = 775$ °C, Nitál



5. Keménységvizsgálatok

A mikroszkópos felvételek elkészítését követően – annak érdekében, hogy a próbadarabok eredeti, illetve a hőhatásövezeti szimulációt követő keménységét összehasonlíthassuk Vickers-keménység vizsgálatokat végeztünk az Anyagszerkezettani és Anyagtechnológiai Intézet Reicherter UH 250 típusú keménységmérő berendezésével. HV10 keménységet mértünk, minden mintán öt-öt pontban. A keménységmérések eredményeit a 8. ábrán oszlopdiagramok segítségével ábrázoltuk, míg a 6. táblázatban a mért keménységértékek átlaga látható a különböző hőhatásövezeti sávok és hűlési idők függvényében.

6. Műszerezett ütővizsgálatok

Az ütőmunka értékek meghatározásához a hőhatásövezeti szimulációk után a próbatesteken szabályos Charpy V- bemetszést készítettünk. Az Intézetben lévő PSD 300/150 típusú berendezéssel a három vizsgált hőhatásövezeti sávban 5 s és 30 s t_{8/5} hűlési idő esetén végeztünk sorozatonként három-három műszerezett ütővizsgálatot -40 °C-on. Az ütővizsgálat eredményeit a 9. ábra és a 7. táblázat tartalmazza.



8. ábra: Keménységvizsgálat eredményei



9. ábra: Műszerezett ütővizsgálat eredményei

Hőhatásövezeti sáv	t _{8/5} hűlési idő (s)	Átlag keménység	Szórás	Relatív szórás (%)
	5	442	9	2
Durvaszemcsés	15	449	7	2
	30	452	5	1
	5	431	6	2
Interkritikus	15	392	9	2
	30	308	10	3
	5	359	9	2
Interkritikus durva- szemcsés	15	364	7	2
Szemeses	30	383	5	1

6. táblázat: Keménységvizsgálat eredményei

Összehasonlítva a hagyományos ütővizsgálattal, a műszerezett ütővizsgálat részletesebb információkat nyújt a törés folyamatáról és az anyag képlékeny/rideg viselkedéséről. Nyúlásmérő alkalmazásával meghatározható a terhelés-idő diagram, valamint a törési folyamat jellemző pontjai is (például: maximális erő, az instabil repedésterjedés kezdete és vége stb.). A terhelés-idő diagram alapján, pedig kiszámítható az erő-elmozdulás diagram. Feltéve, hogy a repedésindulás a maximális erőnél történik meg a diagram két részre osztható. A maximális erőig a görbe alatti területet a repedésindításhoz szükséges energiának kell tekinteni, míg a fennmaradó terület a repedés terjedéséhez szükséges energiát határozza meg. Ez alapján a repedésindításhoz szükséges energia arányának növekedésével a vizsgált anyag szívóssága csökken [27-29].

A 8. táblázat, pedig a repedésinduláshoz felhasznált energia (W_i) százalékos arányát tartalmazza a teljes ütőmunkához képest.

7. Értékelés

Az 5. ábrán a durvaszemcsés sávról készült szövetképeken alapvetően, az alapanyagra jellemző martenzites szövetszerkezet figyelhető meg. A hűlési idő növelésével érdemi változás nem tapasztalható az optikai mikroszkópos felvételeken. Az interkritikus hőhatásövezeti sáv (6. ábra) esetén a hegesztési hőciklus hevítési szakaszában csak részben történik meg az ausztenites átalakulás, így egy meglehetősen heterogén szövetszerkezet alakult ki. A felvételek alapján az 5 s és a 15 s hűlési idő következtében kialakuló mikroszerkezet közel azonos, viszont 30 s hűlési idő esetén ebben a sávban finom, tűs szerkezet látható az ausztenitesedett részekben, amely kevésbé homogén, mint a rövidebb hűlési idők

Hőhatásövezeti sáv	t _{8/5} hűlési idő (s)	Átlag ütőmunka (J)	Szórás	Relatív szórás (%)
Durvaszemcsés	5	61	10	16
	30	31	14	46
Interkritikus	5	19	6	30
	30	19	3	16
Interkritikus durvaszemcsés	5	24	7	29
	30	19	4	19

7. táblázat: Ütővizsgálat eredményei

Hőhatásövezeti sáv	A repedésinduláshoz felhasznált energia aránya (%)		A repedésinduláshoz felhasznált energia	
	t _{8/5} = 5 s	t _{8/5} = 30 s	aranyanak anaya (%)	
Alapanyag	-	-	69	
Durvaszemcsés	72	85	79	
Interkritikus	92	84	88	
Interkritikus durvaszemcsés	79	87	83	

8. táblázat: A repedésinduláshoz felhasznált energia (W_i) százalékos aránya a teljes ütőmunkához képest

alkalmazásakor. A 7. ábrán látható az interkritikus durvaszemcsés sáv. Ebben a sávban az első 1350 °C csúcshőmérsékletű hőciklus után kialakult primer ausztenit szemcsék határán a második, interkritikus hőciklus hatására elindul az α - γ - α átalakulás. A szemcsehatárokon lévő M-A részek nagy keménységüknek köszönhetően erősen ridegítik a szemcsehatárt. A szemcsék belsejében a korábbi martenzit szemcsékre jellemző tűs szerkezet a megeresztés ellenére is beazonosítható. A hűlési idő növelésével nő az ausztenitesedett részek mennyisége a primer ausztenit szemcsehatárokon.

A hőhatásövezeti szimulációk után létrejött homogén szövetszerkezetben mért keménységértékek kis mértékű szórása figyelhető meg. A Vickers keménységmérés eredményei alapján jól látszik, hogy a hőhatásövezeti szimulációk után az acél lágyult, a keménység egyik esetben sem éri

el az alapanyag keménységét. A vizsgált szerkezeti acél eredeti keménységét legjobban a durvaszemcsés sáv keménysége közelíti meg. Ebben a sávban gyakran előfordul, hogy a keménység meghaladja az alapanyag keménységét, viszont az eredmények alapján a vizsgált ultra nagy szilárdságú acél esetén ebben a sávban is lágyulás figyelhető meg. Az interkritikus sávban mért keménységértékek alapján megfigyelhető, hogy a hűlési idő növelése negatív hatással van a keménységre. A mért értékek alapján az 5 s és a 30 s hűlési idő között több, mint 120 HV értékkel csökkent a keménység. Az interkritikus durvaszemcsés sáv keménységére kedvező hatással van a hűlési idő növelése. Ebben a sávban a legnagyobb lágyulás 5 s hűlési idő esetén figyelhető meg, a legjobb keménységértékek pedig a 30 s hűlési időhöz tartoznak.

Az ütővizsgálat eredményeit figye-



lembe véve megállapítható, hogy a szimulációk eredményeként létrejövő homogén szerkezet ellenére az ütőmunka értékek jelentős szórása figyelhető meg. Az adatok alapján az alapanyag kezdeti 78 J ütőmunkájához képest a vizsgált hőhatásövezeti sávok mindegyékében jelentős csökkenést tapasztaltunk. Az ultra nagy szilárdságú acélok esetén -40 °C-on a gyártók általában 27 J ütőmunkát garantálnak, viszont a durvaszemcsés sáv kivételével egyik hőhatásövezeti sáv ütőmunkája sem éri el ezt az értéket. A hőhatásövezeti sávok ütőmunkái kisebb hűlési idő esetén minden esetben nagyobbak voltak, annak ellenére, hogy az 5 s és a 30 s hűlési idő tartományban a szövetszerkezet alapvetően martenzites. A kapott értékekben a legnagyobb eltérés a durvaszemcsés sáv esetén figyelhető meg (megközelítőleg 30 J az ütőmunka csökkenése a két különböző t_{8/5} hűlési idő összehasonlításakor). Az interkritikus és az interkritikus durvaszemcsés sáv esetén ez a megfigyelhető csökkenés nem ilyen jelentős, csak néhány J-al csökken az ütőmunka a nagyobb hűlési idő esetén. A 8. táblázat adatai alapján megállapítható, hogy a vizsgált hőhatásövezeti sávok mindegyike meglehetősen ridegen viselkedik, mivel az ütővizsgálat során az elnyelt energia nagyrésze (átlagban 79-88%-a) a repedésindulásra fordítódott. A vizsgálatok során az interkritikus sáv kivételével rövidebb hűlési idő esetén kedvezőbb volt a W. értéke. A durvaszemcsés sávban pedig, 5 s t_{8/5} hűlési idő esetén nem csak az ütőmunka hanem a repedésindulásra felhasznált energia is jól megközelíti az alapanyagra vonatkozó értékeket. (A nagy szívósságcsökkenés elemzésekor figyelembe kell venni, hogy a fizikai szimulációval előállított hőhatásövezeti sávoknál a mért ütőmunka kevesebb lehet, mint a valós hegesztett kötések hőhatásövezetében, mert egy tényleges hegesztett kötés esetén a vizsgált, kritikus hőhatásövezeti sávok ekkora kiterjedésben, homogénen nem fordulnak elő, így nem lehet olyan próbatestet készíteni, amely bemetszése pontosan a vizsgálni kívánt hőhatásövezeti sávon halad keresztül.)

8. Összefoglalás

- Vizsgálataink során a Gleeble 3500 fizikai szimulátor segítségével előállított három különböző hőhatásövezeti sávot (durvaszemcsés, interkritikus és interkritikus durvaszemcsés) elemeztünk, három különböző hűlési idővel (5 s, 15 s és 30 s) az adott ultra nagy szilárdságú (S1300) acélból kimunkált próbatesteken. A sikeres hőciklusok után a próbatesteket előkészítettük optikai mikroszkópos, keménység-, és műszerezett ütővizsgálatokhoz.
- A keménységvizsgálat eredményei alapján megállapítható, hogy a hőhatásövezeti szimulációk után a vizsgált ultra nagy szilárdságú acél a hegesztési hőciklusok hatásásra lágyult, a hőhatásövezeti sávok keménysége egyik esetben sem érte el az alapanyag keménységét.
- 3. A durvaszemcsés sáv esetében számottevő különbség nem volt a keménységértékek között, az interkritikus sávban a hűlési idő növelése negatív hatással volt az anyag keménységére. míg az interkritikus durvaszemcsés sávban a hűlési idő növelése előnyösnek bizonyult.
- Az ütővizsgálatok alapján az ütőmunka csökkenése jelentős volt, főleg nagyobb t_{8/5} hűlési idő alkalmazása esetén. Az alapanyag ütőmunkáját leginkább a durvaszemcsés sáv ütőmunkája közelítette meg.
- 5. A hőhatásövezeti sávok jelentős

ridegedése is megfigyelhető volt. A vizsgált hőhatásövezeti sáv legridegebb részének az interkritikus sáv bizonyult, ahol az ütővizsgálat során az elnyelt energia nagy része (84%-a és 92 %-a) a repedésindulásra fordítódott.

6. A kapott eredmények alapján elmondható, hogy a vizsgált ultra nagy szilárdságú acél esetén érdemes rövidebb t_{8/5} hűlési időt alkalmazni. Ehhez, a hegesztés során, érdemes lehet valamilyen sugaras technológiát, vagy huzalelektródás védőgázos ívhegesztés esetén impulzustechnológiát alkalmazni.

9. Köszönetnyilvánítás

Szerzők köszönetet mondanak a Pylon-94 Gép- és Acélszerkezetgyártó Kft-nek a kísérletekhez használt nagy szilárdságú alapanyag biztosításáért, valamint a "KIS" Szerelő és Kereskedő Kft.-nek a szakítóvizsgálatokhoz használt próbatestek vízsugaras vágással történő kimunkálásáért.

A cikkben ismertetett kutató munka az EFOP-3.6.1-16-2016-00011 jelű "Fiatalodó és Megújuló Egyetem – Innovatív Tudásváros – a Miskolci Egyetem intelligens szakosodást szolgáló intézményi fejlesztése" projekt részeként – a Széchenyi 2020 keretében – az Európai Unió támogatásával, az Európai Szociális Alap társfinanszírozásával valósul meg.

Irodalomjegyzék

- [1] Gáspár M., Balogh A.: Hegesztéstechnológiai paraméterablak nagyszilárdságú acélok hegesztésénél. GÉP, LXIII. évfolyam, 2012., pp. 11-16.
- [2] Gáspár M.: Nemesített nagyszilárdságú szerkezeti acélok hegesztéstechnológiájának fizikai szimulációra alapozott fejlesztése. PhD értekezés, Miskolc, 2016., pp. 7-100.

- [3] Dobosy Á.: Tervezési határgörbék nagyszilárdságú acélokból készült, ismétlődő igénybevételű szerkezeti elemekhez. PhD értekezés, Miskolc, 2017., pp. 5-34.
- [4] H. Lund: Characteristic of welding of high strength steels. BSc thesis, Lappeenranta university of technology, 2016. pp. 10-18.
- [5] http://www.autogyar.hu/autotechnika/anyagok-technologiak/mi-folyik-itt-20150826 (utolsó megtekintés: 2020.05.15.)
- [6] Ruukki: Optim QC structural steels, Data sheet, 8.10.2014.
- [7] SSAB: Weldox 1100, High Strength Steel, Date Sheet, Version 2005-10-15.
- [8] SSAB: Weldox 1300, High Strength Steel, Date Sheet 144en Weldox 1300 2013-02-01.
- [9] SSAB: DOMEX, HARDOX, DOCOL, WELDOX, PRELAQ, TOOLOX, Data sheet.
- [10] SSAB: Strenx Performace Steel, Strenx 1100 E/F, Data sheet 2017 Strenx [®] 1100 E/F 2017-04-20.
- [11] SSAB: Strenx Performace Steel, Strenx 1100 Plus, Data sheet 2025en Strenx 1100 [®] Plus 2019-04-08.
- [12] SSAB: Strenx Performace Steel, Strenx 1100MC, Data sheet 2019 Strenx
 [®] 1100MC 2017-04-20.
- [13] SSAB: Strenx Performace Steel, Strenx 1300 E/F, Data sheet 2020 Strenx [®] 1300 E/F 2019-02-25.
- **[14]** Voestalpine: Hot-rolled cut sheets, alform x-treme Data sheet, August 2013.
- [15] ThyssenKrupp Steel Europe: Hochfeste Stahle N-A-XTRA und XABO high-strength steels, Order No. 1062, 09/2010.

- [16] ArcelorMittal: Industeel, Amstrong Ultra 1100QL, Industeel Trademark - Amstrong[®] Ultra 1100QL - 09/2016.
- [17] Voestalpine: High-strength and ultra-high-strength thermomechanically rolled fine-grained steels, Technical terms of delivery heavy plates.
- [18] Balogh A., Lukács J., Török I.: Hegeszthetőség és a hegesztett kötések tulajdonságai. Kutatások járműipari acél és alumínium ötvözet anyagokon, Miskolci Egyetem, Miskolc, 2015. pp. 11-41., pp. 202-209.
- [19] P. Kaha, M. Pirinen, R. Suoranta, J. Martikainen: Welding of Ultra High Strength Steels. Advanced Materials Research, Trans Tech Publications, Switzerland, 2014. Vol. 849, pp 357-365.
- [20] E. Harati, L. E. Svensson, L. Karlsson: Comparison of effect of shot-peening with HFMI treatment or use of LTT consumables on fatigue strength of 1300 MPa yield strength steel weldments, Welding in the World, 2020., 64, pp.1237-1244.
- [21] J. Nowacki, A. Sajek, P. Matkowski: The influence of welding heat input on the microstructure of joints of S1100QL steel in one-pass welding, Archives of civil and mechanical engineering 16, 2016., pp. 777-783.
- [22] M. Witek: Possibilities of using X80, X100, X120 high-strength steels for onshore gas transmission pipelines, Journal of Natural Gas Science and Engineering 27, 2015., pp. 374-384.
- [23] B. Varbai, C. Sommer, M. Szabó, T. Tóth, K. Májlinger, Shear tension strength of resistant spot welded ultra high strength steels, Thin-Walled Structures 142, 2019., pp.64-73.

- [24] Gáspár M., Nemesített nagyszilárdságú acélok hőhatásövezeti zónáinak előállítása szimulált hegeszti hőciklusok segítségével. Multidiszciplináris tudományok, 3. kötet, 2013., 1. sz., pp. 27-38.
- [25] Jámbor P.: Termomechanikusan kezelt nagyszilárdságú acél hegeszthetőségének fizikai szimulációra alapozott elemzése, MSc Diplomamunka, Miskolc, 2016., pp. 24-34.
- [26] Dynamic Systems Inc.: Gleeble Users Training, Gleeble System and Applications, 2011.
- [27] M. Gáspár: Effect of Welding Heat Input on Simulated HAZ Areas in S960QL High Strength Steel, Metals, 2019., 9, 1226.
- [28] B. Gy. Lenkeyné, S. Winkler, L. Tóth, J.G. Blauel, Investigations on the brittle to ductile fracture behaviour of base metal, weld metal and HAZ material by instrumented impact testing, In Proceedings of the 1st International Conference on Welding Technology, Materials and Material Testing, Fracture Mechanics and Quality Management, Bécs, Ausztria, Szeptember 22–24, 1997.; pp. 423–432.
- [29] M. Gáspár, R. Sisodia, Improvint the HAZ toughness of Q+T high strength steels by post weld heat treatment, IOP Conference Series, Materials Science and Engineering 426, Paper: 012012, 2018.

