



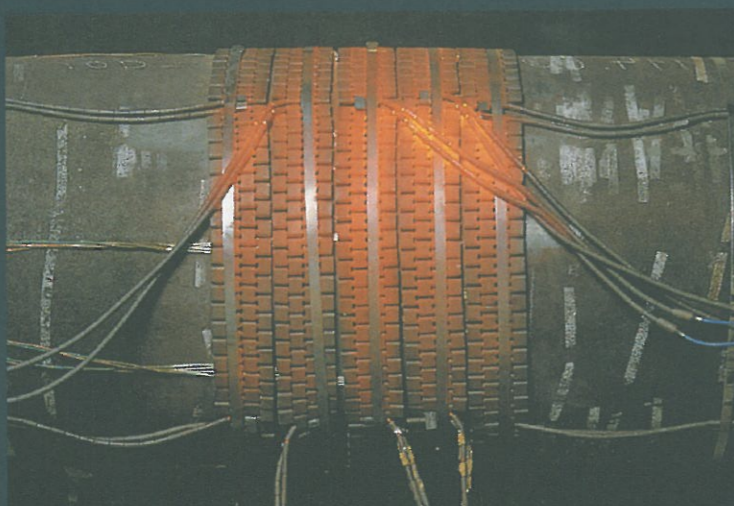
WELDOTHERM®  
G.M.B.H. ESSEN

# HIGH Tech

HIGH-TECH NÉMETORSZÁGBAN - HIGH TECH MAGYARORSZÁGON

EGYENLETES HŐBEVITEL FÜGGETLENÜL  
A MUNKADARAB TÖMEGÉTŐL.  
A FOLYAMATOSAN MÉRT HŐFOKVÁLTOZÁSNAK  
ÉS A PROGRAMVEZÉRLÉSNEK  
KÖSZÖNHETŐEN A HŐFOKELTÉRÉS A TELJES FŰTÉSI  
TARTOMÁNYBAN KISEBB MINT 1%.  
FOLYAMATOS HŐFOKREGISZTRÁLÁS, KIFORROTT,  
BEVÁLT TECHNOLÓGIA

TÖBB ÉVTIZEDES SZAKMAI MŰLTAL PÁROSÍTVÁ = WELDOTHERM®



IHR PARTNER BEI DER WÄRMEBEHANDLUNG  
PREHEAT AND POSTHEAT SPECIALISTS  
PARTNERE A HELYSZÍNI HŐKEZELÉSEKNÉL

WELDOTHERM HŐTECHNIKAI ÉS KERESKEDELMI KFT.  
8400 AJKA, GYÁR ÚT 40. TELEFON/FAX: 06-88/213-934, 213-935

## ORSZÁGOS TANÁCSKOZÁS

Varbai Balázs\*, Májlinger Kornél\*\*

### A nitrogén szerepe a duplex acélok ívhegesztésekor

#### Bevezetés

Az ipari gyakorlatban, az utóbbi néhány évtől napjainkig, egyre nagyobb szerepet kapnak a nagy szilárdságú acélok [1–6] és alumíniumötvözetek [7–9]. A korrózióálló acélok családján belül növelt szilárdsági tulajdonságokkal ( $R_{p0,2} > 450$  MPa lágyított állapotban [10]) a ferrites/ausztenites, azaz duplex acélok bírnak [11,12]. A nagy szilárdság mellett a duplex acélok alkalmazásának egyik nagy előnye a feszültségi korrózióval szembeni kiváló ellenállás [13]. A kiemelkedő korrózióállóságot és mechanikai tulajdonságokat a szövetszerkezetben, az ideális esetben egyenlő arányban jelen lévő ferrites és ausztenites fázisok biztosítják. Ez a fázisarány azonban hegesztéskor, vagy nagy hőmérsékletű (> 250 °C) alkalmazásnál eltolódhat a nagymértékben ferrites vagy egyes esetekben ausztenites szövetszerkezet irányába. Ezen kívül a duplex acélokban esetlegesen létrejövő egyéb másodlagos fázisátalakulások ugyancsak rontják a mechanikai és korróziós tulajdonságokat [14–16].

Korrózióálló acélok ívhegesztésekor többkomponensű, argon alapú védőgázok alkalmazhatók [17]. Duplex acélok volfrámelektrodás semleges védőgáz (TIG) ívhegesztése esetén az argonhoz adagolt néhány százalék nitrogén védőgázként történő alkalmazása javasolt. Ennek elsődleges oka, hogy lehetőség szerint megelőzzük a duplex acélokban már az alapanyagban, ötvözőként jelen lévő nitrogén mennyiségének csökkenését a varratfémekben. A nitrogén interstíciósan oldódva szilárdságnövelő hatású, és javítja a lyukkorrózióval szembeni ellenállást is. Fémteni szempontból a nitrogén erős ausztenitképző elem, mely elősegíti a hegesztés következtében zömében ferrites varratfém és hőhatásövezet ferrites/ausztenites szövetszerkezetté történő átalakulását, már szilárd állapotban [18].

A hazai védőgázgyártó és -forgalmazó vállalatok duplex acélok TIG-hegesztéséhez általánosan argon + 2–5 % nitrogént tartalmazó védőgázt ajánlanak [19,20]. A védőgázban lévő molekuláris nitrogén ( $N_2$ ) az ívplazmában atomos nitrogénné disszociál ( $N$ ), mely atomos nitrogén az ömledékben oldódva ( $N_{WM}$ ) ki tudja fejteni ausztenitképző hatását. Tiszta argon védőgázzal végzett autogén TIG-hegesztés esetén azonban számolni kell a varratfém nitrogéntartalmának csökkenésével, és ezáltal a ferrittartalom növekedésével.

Munkánk során egy, az iparban leginkább elterjedt hagyományos duplex acél (X2CrNiMoN22–5–3, későbbiekben: „2205”) és két, csökkentett nikkeltartalmú úgynevezett sovány duplex acél (X2CrMnNiN21–5–1: „2101” és X2CrNiMnMoCuN24–4–3–2: „2404”) varratfémének nitrogéntartalmát vizsgáltuk, különböző hőbevitellel végzett, autogén TIG-hegesztés során. Védőgázként tiszta argont és öt kü-

lönöző nitrogéntartalmú (2–50 térfogat %  $N_2$ ) védőgázkeveréket használtunk.

#### Kísérleti módszerek

Az alkalmazott duplex alapanyagok PMI® Master Sort spektrométerrel mért kémiai összetételét tartalmazza az 1. táblázat. Mindhárom anyagminőség nitrogénnel ötvözött, ezen belül a sovány duplex acélokban a nitrogéntartalom nagyobb (0,234 % 2101 esetén és 0,276 % 2404 esetén), mely a nikkeltartalom hatására is hivatott pótolni. A nitrogéntartalmat Horiba® EMGA 620-W készülékkel mértük, az alapanyagból és a varratfémekből kimunkált ~ 1 g tömegű, és legalább 4 különböző mintán, kísérletenként.

A TIG-hegesztett hernyóvarratok hozaganyag nélküli eljárásal készültek, PA pozícióban, 150 × 80 × 5 mm méretű lemezek 2205 anyagminőség esetén és 150 × 50 × 3 mm méretű lemezek 2101 és 2404 anyagminőségei esetén. A lineáris mozgás biztosításához egy egyedileg épített Yama-ha® automatát használtunk, az áramforrás ESAB® Cad-dyTIG 200 volt. A TIG-hegesztéshez  $CeO_2$ -dal adalékolt (2 %) volfrámelektrodát használtunk, 2,6 mm átmérőben. Az elektróda kúpszöge 40°, az alkalmazott áramnem, és polaritás DC- (egyenáram, munkadarab pozitív polaritáson), továbbá az ívhossz 2 mm volt minden hegesztési kísérletnél.

A nitrogéntartalmú (2, 5, 10, 20 és 50 %  $N_2$ ) argon védőgáz hatásának vizsgálatokhoz az ívenergia (a hőbevitel 100 %-os termikus hatásfokkal számolva) állandó 0,53 és 0,68 kJ/mm volt minden védőgáz esetén. A védőgáz áramlási sebessége 12 l/min volt minden esetben, gyökvédelemként tiszta argont használtunk gázelosztó rézgyámon keresztül, 4 l/min áramlási sebességgel.

Az argon védőgáz (4,6 tisztaságú) és az ívenergia hatásának vizsgálata során szélesebb ívenergiatartományok hatásait vizsgáltuk. A 2205 anyagminőség esetén az ívenergiatartomány 0,25–2,95 kJ/mm, 2101 esetén 0,43–0,86 kJ/mm és 2404 esetén 0,33–0,90 kJ/mm volt.

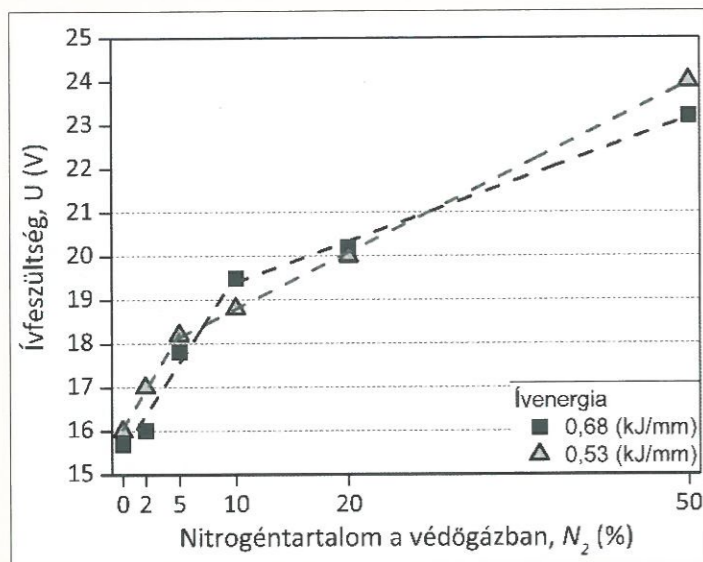
#### Eredmények és kiértékelésük

Ebben a fejezetben mutatom be a védőgáz és az ívenergia hatásait a varratfém nitrogéntartalmára és a kialakuló ívfeszültségre.

**A nitrogéntartalmú védőgáz hatása az ívfeszültségre**  
Az állandó ívenergia fenntartása elengedhetetlen volt a hegesztési kísérletek során. A védőgáz nitrogéntartalmával változó ívenergia értékek bizonytalanságot jelentettek vol-

Anyagminőség	Lemezvastagság	Kémiai összetétel (tömeg %)							
		C	Cr	Ni	Mn	Mo	N	Cu	Si
2101	3 mm	0,02	21,5	1,5	4,9	0,3	0,234±0,002	0,3	0,66
2404	3 mm	0,02	24,1	3,6	3,1	1,6	0,276 ±0,001	0,4	0,70
2205	5 mm	0,02	21,6	4,7	1,9	3,1	0,181±0,003	0,3	0,76

1. táblázat A kísérletekhez használt duplex acélok kémiai összetételei



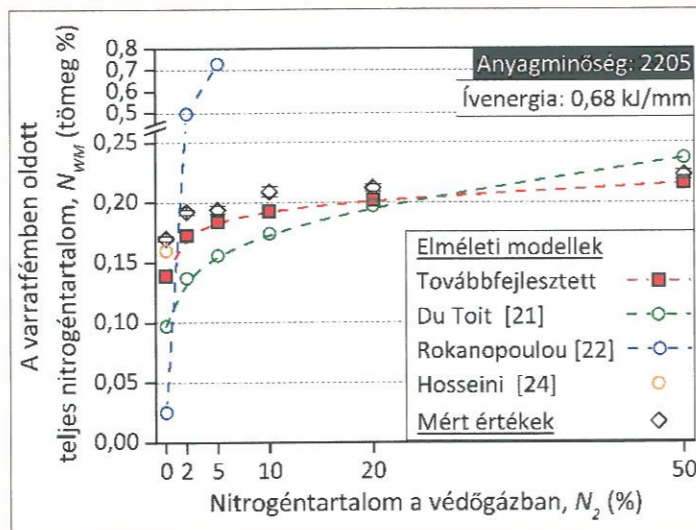
1. ábra. A védőgázban lévő nitrogén hatása a kialakuló ívfeszültségre állandó (2 mm) ívhossz mellett, TIG-hegesztés esetén

na a védőgáz hatásainak értékelésekor, ugyanis az ívplazma fizikai tulajdonságai (például a hőmérséklet) nagymértékben változtak volna. Ezért, a védőgáz  $N_2$ -tartalommal növekvő ívfeszültség értékekhez mindig csökkenő áramerősség érték párosul, állandó hegesztési sebesség mellett. A nitrogén ívfeszültségre gyakorolt hatásának oka az argontól eltérő fizikai tulajdonságokkal magyarázható (például eltérő ionizációs potenciál és hővezetési tényező). Ez a megállapítás különös figyelmet érdemel ipari alkalmazásokban, ahol az argon védőgáz argon + nitrogén keveréké történő változtatása már kis  $N_2$ -tartalom esetén is erősen növekedő hőbeviteli értékeket jelenthet, amennyiben az áramerősség állandó értéken marad. Az  $N_2$ -tartalom és a kialakuló ívfeszültség kapcsolata az 1. ábrán látható, mindhárom anyagminőségénél TIG-hegesztése esetén. A feltüntetett ívfeszültség értékek a hegesztő áramforrás által mért átlagos értékek.

Az 1. ábráról általánosan elmondható, hogy a kialakuló ívfeszültség monoton növekszik a védőgáz nitrogéntartalmával. A kapcsolat köztük lineáris, azonban az illesztett egyenes meredekségében törés figyelhető meg a védőgáz  $N_2$ -tartalmának függvényében. A kisebb  $N_2$ -tartalmú védőgázok esetén az illesztett egyenes meredeksége nagyobb, ~0,42. Ez azt jelenti, hogy kismértékű nitrogén keverés hatására az ívfeszültség növekedése nagyon jelentős. A nagyobb  $N_2$ -tartalmú védőgázok esetén az ívfeszültség növekedése nem annyira számottevő, az illesztett egyenes meredeksége ~0,11. Az ívfeszültség növekedésében tapasztalható töréspont a két ívenergia esetén más  $N_2$ -tartalomnál tapasztalható. A töréspontoz tartozó  $N_2$ -tartalom 0,53 kJ/mm ívenergia esetén 5 %, míg 0,68 kJ/mm ívenergia esetén 10 % volt.

**A védőgázba kevert nitrogén hatása a varratfém oldottnitrogén tartalmára**

Az autogén TIG-hegesztés után a varratfémekben lévő nitrogén mennyisége egy általunk továbbfejlesztett numerikus modell segítségével becsülhető az alapanyag kémiai összetétel, hegesztési technológiai tényezők, védőgáz nitrogéntartalom, és varratgeometriai adatok (ömladék felület és térfogat) ismeretében. A modell a kétirányú nitrogéntransz-



2. ábra. A saját továbbfejlesztett modell és a korábbi modellek [21,22,24] becslésének összehasonlítása a varratfémekben mért nitrogéntartalommal, 2205 anyagminőség és 0,68 kJ/mm ívenergia esetén.

portot az alapanyag és az ívplazma irányába veszi figyelembe. A korábbi modellek [21,22] alapján továbbfejlesztett saját modellünk részletes leírása megtalálható az ingyenes hozzáférésű Metals folyóirat 2019-es júliusi számában [23], azt terjedelmi korlátok miatt részletesen nem fejtjük ki. A továbbfejlesztett modell nitrogéntartalmú védőgáz alkalmazása esetén kisebb, mint 10 %-os hibával becsli a varratfém nitrogéntartalmát, mely jobb, mint a korábbi modellek által adott becslés. A modellek összehasonlítására egy példa látható a 2. ábrán 2205 anyagminőség és 0,68 kJ/mm ívenergia esetére.

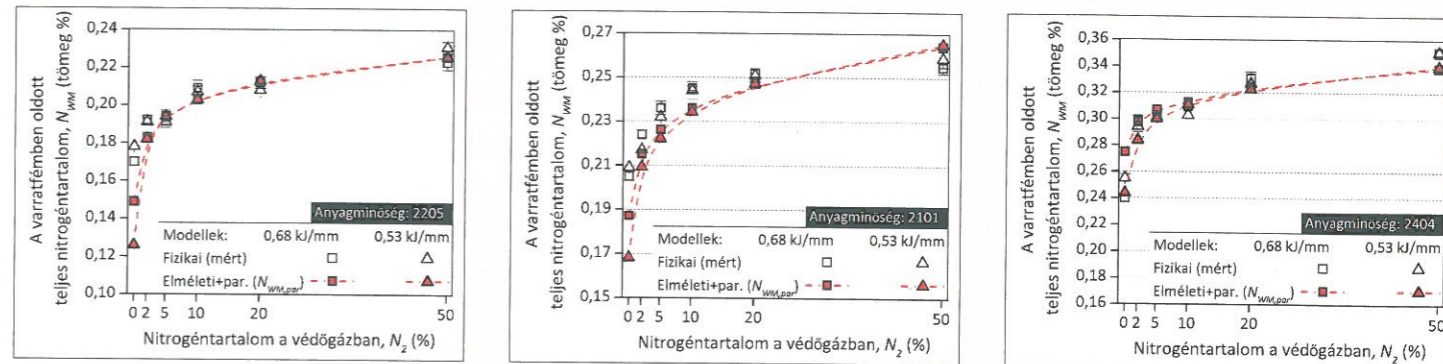
A saját méréseink alapján a becslés hibájának nagysága összefüggésben van az alapanyag nitrogén- és krómtartalmával. A duplex acélok esetében az ömladék nitrogénoldhatósági hatására az alapanyagban lévő krómnak jelentős hatása van [25,26]. Anson és társai [27] és Kobayashi és társai [28] eredményei alapján egyensúlyi körülmények között a krómnak a nitrogén oldhatóságra gyakorolt hatása ugrásszerűen növekszik 20 % Cr-tartalom felett, duplex acélok esetében. Saját mérési eredményeink alapján ez az ugrásszerű változás az új generációs duplex acélok (növelt nitrogéntartalmú 2205, 2101 és 2404 típusok) autogén TIG-hegesztése esetén 22 % Cr-tartalom felett érvényesül igazán. Ezek alapján a továbbfejlesztett modellt ( $N_{WM}$ ) kiegészítjük egy, az alapanyag kezdeti nitrogén- ( $N_a$ ) és krómtartalmát ( $Cr_a$ ) (1. táblázat) figyelembe vevő paraméterrel ( $N_{WM,par}$ ):

$$N_{WM,par} = N_{WM} + \left( \frac{N_a}{10} + \frac{Cr_a - 22}{50} \right), \text{ (tömeg \%)} \quad (1)$$

ahol  $N_a$  és  $Cr_a$  az alapanyag kezdeti nitrogén- és krómtartalma tömeg %-ban.

A saját paraméterrel kiegészített becsült értékek a mért értékekkel összehasonlítva láthatók a 3. ábrán. Az ábrából látható, hogy a saját paraméterrel ellátott modell jellegre helyesen mutatja a varratfém nitrogéntartalmának telítődését a védőgáz növekvő  $N_2$ -tartalmával.

A paraméterrel kiegészített modell már a kis  $N_2$ -tartalmú védőgázok esetén is kevesebb, mint 5 %-os hibával becsli a varratfémekben várható nitrogéntartalmát. Ez az ered-



3. ábra. A saját paraméterrel kiegészített továbbfejlesztett modell által becsült és a varratfémekben mért nitrogéntartalom összehasonlítása, 2205, 2101 és 2404 anyagminőségek esetén.

mény ipari alkalmazásokban is nagy figyelemre tehet szert, ugyanis egyszerű varratgeometriai mérésekkel (végkráter geometria és beolvadási mélység), a hegesztési technológiai tényezők ismeretében jó közelítéssel becsülhető a varratfém teljes oldott nitrogéntartalma, ami szoros kapcsolatban áll a kialakult ausztenittartalommal és ezáltal a mechanikai és korróziós tulajdonságokkal.

A tiszta argon védőgáz alkalmazása esetén a modell által adott becslés nagyobb 15–20 % eltérést ad. Ezért ebben az esetben szélesebb ívenergia tartományon belül TIG-hegesztett varratok értékelésére van szükség.

**A tiszta argon védőgáz és az ívenergia hatása a varratfém nitrogéntartalmára**

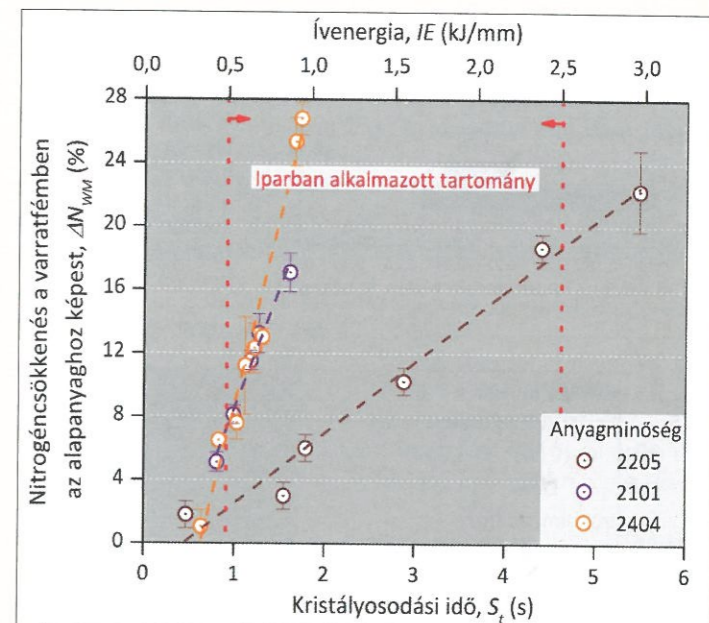
A varratfém nitrogéncsökkenés vizsgálatok az ívenergia helyett az ezzel szorosan összefüggő kristályosodási idő figyelembevételére van szükség. Ennek oka, hogy a hegesztés közben az ömlédekből történő nitrogéncsökkenés számottevően csak a folyadék állapotban zajlik le. A kristályosodási sebesség becslésére Messler szerint [29] a következő egyenlet használható:

$$S_t = \frac{LH \cdot HI}{2\pi \cdot ka \cdot \rho \cdot C(T_m - T_0)}, \text{ (s)} \quad (2)$$

ahol  $S_t$  a kristályosodási sebesség másodpercben,  $LH$  a láten hő J/mm<sup>3</sup>-ben,  $HI$  a hőbevitel J/mm-ben,  $ka$  az alapanyag hővezetési tényezője J/(m · s · K)-ben,  $\rho$  az ömladék sűrűsége a hegesztés hőmérsékletén g/mm<sup>3</sup>-ben,  $C$  az alapanyag fajhője J/(g · K)-ben. A  $T_m$  a likvidus hőmérséklet Kelvinben (egyszerűsítve egységesen 1733 K) és  $T_0$  a szobahőmérséklet Kelvinben (egységesen 298 K). Az  $LH$  értéke 2,06 J/mm<sup>3</sup> (2205 anyagminőségre [30], amit elérhető adat hiányában a másik két sovány duplex anyagminőségre is használtam),  $ka$  értéke 0,015 J/(m · s · K) 2205 és 2101 anyagminőségekre [31,32], 0,0145 J/(m · s · K) 2404 anyagminőségre [33]. A  $C$  értéke 0,5 J/(g · K) mindhárom anyagminőség esetén [31–33]. A [34] szerint az ömlédekre számolt sűrűség 0,00685 g/mm<sup>3</sup> mindhárom anyagminőség esetén.

Anyagminőség	Kapcsolat a kristályosodási sebesség $S_t$ és a varratfém nitrogéncsökkenés $\Delta N_{WM}$ között	Az illesztés pontossága, $R^2$ (1)
2205	$\Delta N_{WM} = -1,9 + 4,5 \cdot S_t, \text{ (\%)}$	0,95
2101	$\Delta N_{WM} = -7,5 + 15,9 \cdot S_t, \text{ (\%)}$	0,99
2404	$\Delta N_{WM} = -14,8 + 23,3 \cdot S_t, \text{ (\%)}$	0,96

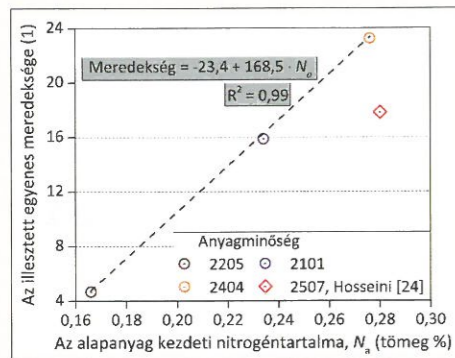
2. táblázat. Kapcsolat a kristályosodási sebesség és a varratfém nitrogéncsökkenés között és az illesztés jósága



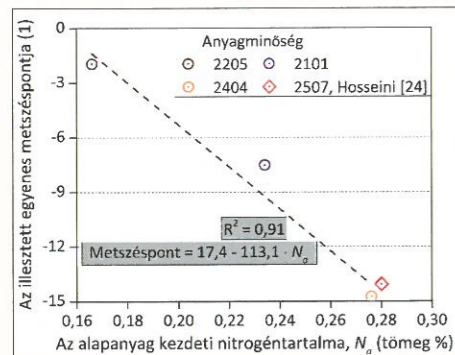
4. ábra. A varratfém nitrogéntartalmának csökkenése az ömladék kristályosodási sebessége és a hegesztéshez alkalmazott ívenergia függvényében.

Az alapanyag nitrogéntartalmával osztott varratfém nitrogéncsökkenés százalékos értékét ( $\Delta N_{WM}$ ) a kristályosodási idő ( $S_t$ ) függvényében mutatja a 4. ábra.

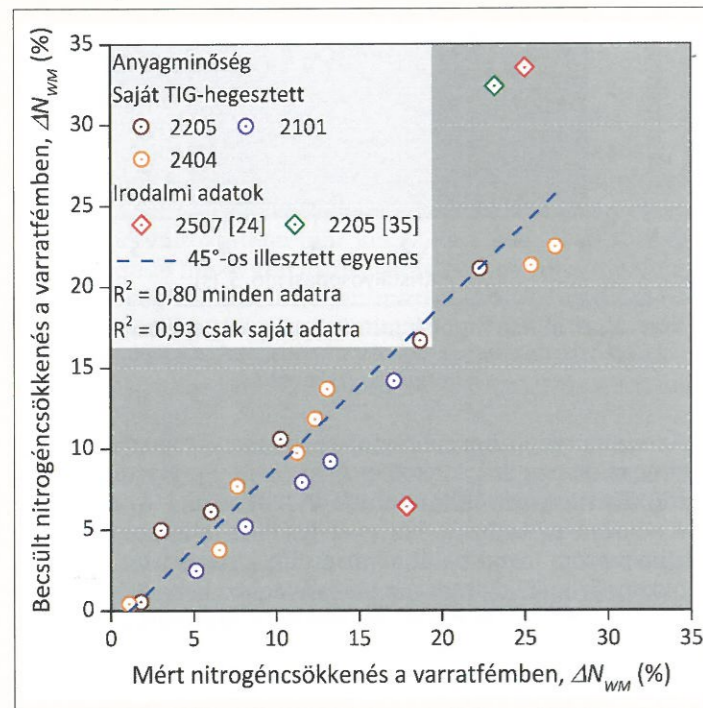
A 4. ábrából látható, hogy az iparban alkalmazott ívenergia tartományon belül a varratfém nitrogéntartalmának csökkenése igen jelentős, az alapanyaghoz képest akár 28 % is lehet. A nitrogéncsökkenés mértéke azonban az ívenergia mellett az alapanyag típusától is függ. A 2. táblázatban a 4. ábra. mérési eredményeire illesztett egyenesek egyenletei olvashatók. Látható, hogy az illesztett egyenes meredeksége, és y tengellyel vett metszéspontja is változik az anyagminőség függvényében. Növekvő alapanyag kezdeti nitrogéntartalommal az egyenes meredeksége is növekszik (a metszéspont pedig csökken).



5. ábra. Az illesztett egyenes meredeksége (4. ábra) meredeksége az alapanyag kezdeti nitrogéntartalmának függvényében



6. ábra. Az illesztett egyenesek (4. ábra) metszéspontja az alapanyag kezdeti nitrogéntartalmának függvényében



7. ábra. Az 5. egyenlet szerint becsült és a mért, alapanyag nitrogéntartalmával osztott varratfém nitrogéncsökkenés százalékos értékét ( $\Delta N_{WM}$ ) összehasonlítása saját és szakirodalmi [24] [35] eredményekkel.

Az 5. ábra. az illesztett egyenes meredekségének, a 6. ábra. pedig a metszéspontjának változását mutatja az alapanyag nitrogéntartalmának függvényében.

Az 5. és 6. ábrákon szerepelnek Hosseini és társai [24] eredményei is, melyek mindösszesen két pontra illesztett egyenes meredekségét és metszéspontját mutatják, ezért a kiértékelésben nem vesznek részt, csak a változás jellegének bemutatása miatt kerültek ábrázolásra. Az ábrákból látható, hogy mind a meredekség, mind a met-

széspont kapcsolata az alapanyag kezdeti nitrogéntartalmával lineáris:

$$\text{Metsz} = 17,4 - 113,1 \cdot N_a, (\%) \quad (3)$$

$$\text{Mer} = -23,4 + 168,5 \cdot N_a, (\%/s) \quad (4)$$

Az alapanyag nitrogéntartalmával osztott varratfém nitrogéncsökkenés százalékos értéke ( $\Delta N_{WM}$ ) a kristályosodási sebesség és az alapanyag nitrogéntartalmának függvényében becsülő egyenlet az 5. és 6. ábrák alapján:

$$\Delta N_{WM} = 17,4 - 113,1 \cdot N_a + -23,4 + 168,5 \cdot N_a \cdot S_v, (\%) \quad (5)$$

Az 5. egyenlettel, melynek ugyan nincs fizikai tartalma, csak egy regressziós egyenes, becsülhető a varratfém mért nitrogéncsökkenés mértéke argon védőgázzal végzett autogén TIG-hegesztés esetén. Az 5. egyenlet szerint becsült és a mért, az alapanyag nitrogéntartalmához normalizált varratfém nitrogéncsökkenés összehasonlítása látható a 7. ábrán.

A 7. ábrán látható 45°-os egyenes illesztési pontossága a szakirodalmi eredményekkel együtt is (amik jóval kevesebb mérésből kerültek meghatározásra, mint a sajátjaink):  $R^2 = 0,80$ , saját méréseinkre illesztve  $R^2 = 0,93$ . Ennek értékelésekor figyelembe kell vennünk, hogy a kristályosodási sebesség számításakor a különböző duplex anyagminőségek fizikai tulajdonságaira többször egyszerűsítéseket kellett alkalmazni az elérhető szakirodalmi adatok hiánya miatt. A 7. ábrán az egyes esetekben látható nagyobb eltérés a becsült és mért  $\Delta N_{WM}$  értékek között (~10 %) csak néhány század tömeg % (~0,03 tömeg %) hibát jelent a tényleges nitrogéntartalomban.

## Összefoglalás

Ebben a munkánkban a védőgáz nitrogéntartalmának és az alkalmazott ívenergiának a hatásait vizsgáltuk autogén TIG-hegesztett hagyományos és sovány duplex acélok varratfémének nitrogéntartalmára. A korábban létrehozott numerikus modellünket kiegészítettük egy, az alapanyag kezdeti nitrogén- és króm-tartalmától függő paraméterrel, mely segítségével már kis nitrogéntartalmú gázkeverékek esetén is kisebb, mint 5 %-os hibával becsülhető a varratfém nitrogéntartalma a technológiai tényezők, és néhány ömledék-geometriai méret ismeretében. Tiszta argon védőgáz esetére meghatároztunk egy regressziós egyenest, mely jó közelítéssel becsli a varratfém nitrogéntartalmának csökkenését szélesebb ívenergia-, és alapanyag összetételi tartományra. A varratfémekben oldott nitrogéntartalom szoros kapcsolatban van az ausztenittartalommal és ezáltal a mechanikai és korróziós tulajdonságokkal. Az általunk meghatározott összefüggések segítségével jól becsülhető a varratfém várható nitrogéntartalma duplex acélok autogén TIG-hegesztése esetén.

## Köszönetnyilvánítás

Ez a kutatás a Bolyai János Kutatási Ösztöndíj támogatásával készült (BO/00196/16/6). A Projekt a Nemzeti Kutatási, Fejlesztési és Innovációs Hivatal támogatásával - NKFIH, valósult meg (OTKA PD 120865).

Köszönjük a Linde Magyarország Zrt-nek és személyesen Gyura László Úrnak is a kísérletekhez használt védőgázkeverékek rendelkezésünkre bocsátását.

## Hivatkozások

- [1] Dobosy Á and Lukács J 2015 S690QL jelű acélok hegeszthetőségének és fáradással szembeni ellenállásának vizsgálata *Hegesztéstechnika* **26** 51–9
- [2] Palotás B and Pogonyi T 2017 Korszerű nagyszilárdságú acélok ellenállás ponthegesztésének eredményei a Dunaújvárosi Egyetemen *Gép* **68** 27–33
- [3] Bagyinszki G and Bitay E 2017 Hegeszthetőségi szempontok növelt szilárdságú acélokra: Weldability Standpoints for Increased Strength Steels A XXII. Fiatal Műszakiak Tudományos Ülésszak előadásai : *Proceedings of the XXII-th International Scientific Conference of Young Engineers* ed E Bitay (Kolozsvár: Óbudai Egyetem, Erdélyi Múzeum Egyesület (EME)) pp 83–6
- [4] Kovács-Coskun T A and Vajdics D 2015 A TRIP acél ponthegesztésének hatása *Műszaki Tudományos Közlemények* **2** 227–34
- [5] Katula L, Frank M and Lublóy É 2015 Ellenállás-ponthegesztés hatása tűzihorganyzott lemezek korrozív viselkedésére *Acélszerkezetek* **12** 76–84
- [6] Tajti F, Berczeli M and Weltsch Z 2019 Nagyszilárdságú járműipari acél nedvesedési tulajdonságainak javítása lézersugaras felületkezeléssel *GRADUS* **6** 142–7
- [7] Kovács J, Németh G, Raghawendra S, Gáspár M and Jámbor P 2019 Hőhatásövezeti tulajdonságok fizikai szimulációra alapozott vizsgálata 7075-t6 autóipari alumíniumötvözet esetén *Hegesztéstechnika* **30** 47–52
- [8] Németh G, Kovács J, Raghawendra S, Gáspár M and Jámbor P 2019 Hőhatásövezeti tulajdonságok fizikai szimulációra alapozott vizsgálata különböző szilárdságú autóipari alumínium ötvözetek esetén *Hegesztéstechnika* **30** 41–50
- [9] Lakos S and Gyura L 2018 Teljesítménynövelés lehetőségei alumínium ötvözetek TIG-hegesztése során *29. Nemzetközi Hegesztési Konferencia* ed I Török (Miskolc: Miskolci Egyetem) pp 105–15
- [10] MSZ EN 10088:2015-2 *Korrózióálló acélok 2. rész: Az általános felhasználású, korrózióálló acél finom- és durvalemezek és szalagok műszaki szállítási feltételei*
- [11] Dobránszky J and Kovács D 2016 Szemlézés a rozsdamentes acélok gyártásának európai kutatásából *Bányászati Kohászati Lapok - Kohászat* **149** 6–10
- [12] Dobránszky J and Sándor T 2008 Új trendek a korrózióálló acélok hegesztésében *Hegesztéstechnika* **19** 8–13
- [13] Bödök K 1997 *Az ötvözetlen, gyengén és erősen ötvözött acélok korrózióállósága, különös tekintettel azok hegeszthetőségére*. Corweld, Budapest.
- [14] Pálfi N, Berecz T, Fazakas É and Fábrián E R 2017 Mikrostrukturális változások 900 °C-on hűtött, majd alakított SAF 2507 típusú duplex korrózióálló acélban *OGÉ 2017: XXV. Nemzetközi Gépészeti Konferencia : 25th International Conference on Mechanical Engineering* (Kolozsvár: Erdélyi Magyar Műszaki Tudományos Társaság (EMT)) pp 303–6
- [15] Mészáros I and Bögre B 2019 Complex Study of Eutectoidal Phase Transformation of 2507-Type Super-Duplex Stainless Steel *Materials (Basel)* **12** 2205
- [16] Dobránszky J 2002 A duplex acélokban izotermikusan végbemenő fázisátalakulások *BÁNYÁSZATI KOHÁSZATI LAPOK-KOHÁSZAT* **135** 6–12
- [17] Halász G 2015 Korszerű háromkomponensű védőgázok bevezetésének és alkalmazásának tapasztalatai *Hegesztéstechnika* **26** 61–6
- [18] Varbai B, Pickle T and Májlinger K 2019 Effect of heat input and role of nitrogen on the phase evolution of 2205 duplex stainless steel weldment *Int. J. Press. Vessel. Pip.* **103** 952
- [19] Linde Gázkeverékek hegesztéshez. <https://www.lindegas.hu/shop/hu/hu-ig/gaz/hegeszto-gaz>, Utoljára megtekintve: 2019. augusztus 15.
- [20] Messer Védőgázok WIG-hegesztéshez. <https://www.messer.hu/vedogazok-wig-hegesztes>, Utoljára megtekintve: 2019. augusztus 15.
- [21] Du Toit M 2001 *The Behaviour of Nitrogen during the Autogenous Arc Welding of Stainless Steel*. PhD doktori értekezés, University of Pretoria
- [22] Rokanopoulou A, Skarvelis P and Papadimitriou G D 2019 Welding design methodology for optimization of phase balance in duplex stainless steels during autogenous arc welding under Ar-N2 atmosphere *Weld. World* **63** 3–10
- [23] Varbai B and Májlinger K 2019 Physical and Theoretical Modeling of the Nitrogen Content of Duplex Stainless Steel Weld Metal: Shielding Gas Composition and Heat Input Effects *Metals (Basel)* **9** 762
- [24] Hosseini V A, Wessman S, Hurtig K and Karlsson L 2016 Nitrogen loss and effects on microstructure in multipass TIG welding of a super duplex stainless steel *Mater. Des.* **98** 88–97
- [25] Woo I and Kikuchi Y 2002 Weldability of High Nitrogen Stainless Steel. *ISIJ Int.* **42** 1334–43
- [26] Zhao L, Tian Z L and Peng Y 2008 Control of nitrogen content and porosity in gas tungsten arc welding of high nitrogen steel *Sci. Technol. Weld. Join.* **14** 87–93
- [27] Anson D R, Pomfret R J and Hendry A 1996 Prediction of the Solubility of Nitrogen in Molten Duplex Stainless Steel *ISIJ Int.* **36** 750–8
- [28] Kobayashi Y, Todoroki H, Shiga N and Ishii T 2012 Solubility of Nitrogen in Fe-Cr-Ni-Mo Stainless Steel under a 1 atm N2 Gas Atmosphere *ISIJ Int.* **52** 1601–6
- [29] Messler Jr R W 2004 *Principles of Welding: Process, Physics, Chemistry, and Metallurgy*. Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA. ISBN-13: 978-0-471-25376-1
- [30] Makeitfrom UNS S32205 Stainless Steel Thermal properties. <https://www.makeitfrom.com/material-properties/UNS-S32205-Stainless-Steel>, Utoljára megtekintve: 2019. augusztus 15.
- [31] MatWeb Outokumpu 2205 Duplex Stainless Steel. <http://www.matweb.com/search/DataSheet.aspx?MatGUID=000b4e364a7d41b78d23ea8ede78491e>, Utoljára megtekintve: 2019. augusztus 15.
- [32] Outokumpu Forta LDX 2101. <http://steelfinder.outokumpu.com/properties/GradeDetail.aspx?OKGrade=LDX 2101&Category=Forta>, Utoljára megtekintve: 2019. augusztus 15.
- [33] Outokumpu Forta LDX 2404. <http://steelfinder.outokumpu.com/properties/GradeDetail.aspx?OKGrade=LDX 2404&Category=Forta>, Utoljára megtekintve: 2019. augusztus 15.
- [34] Mizukami H, Shirai Y, Yamanaka A and Watanabe T 2000 Prediction of Density of Stainless Steel *ISIJ Int.* **40** 987–94
- [35] Hertzman S, Pettersson R J, Blom R, Kivineva E and Eriksson J 1996 Influence of shielding gas composition and welding parameters on the N-content and corrosion properties of welds in N-alloyed stainless steel grades *ISIJ Int.* **36** 968–76

Varbai Balázs\*, Májlinger Kornél\*\*  
Budapesti Műszaki és Gazdaságtudományi Egyetem,  
Anyagtudomány és Technológia Tanszék