

BUDAPESTI MŰSZAKI ÉS GAZDASÁGTUDOMÁNYI EGYETEM
GÉPÉSZMÉRNÖKI KAR
PATTANTYÚS-ÁBRAHÁM GÉZA GÉPÉSZETI TUDOMÁNYOK DOKTORI ISKOLA



A nitrogén szerepe a duplex korrózióálló acélok
hegesztésekor

Tézisfüzet

Készítette:

Varbai Balázs

okleveles gépészmérnök

hegesztő technológus szakmérnök

európai hegesztőmérnök (EWE)

nemzetközi hegesztőmérnök (IWE)

Témavezető:

Dr. habil. Májlinger Kornél
egyetemi docens

Budapest, 2019



*Az értekezés bírálatai és a védésről készült jegyzőkönyv a későbbiekben
a Budapesti Műszaki és Gazdaságtudományi Egyetem Gépészmérnöki
Karának Dékáni Hivatalában megtekinthetők*

BEVEZETÉS ÉS PROBLÉMAFELVETÉS

Rozsdamentes acélnak az MSZ EN 10088:2015 Korrózióálló acélok magyar és európai szabvány szerint azokat az acélokat nevezzük, melyek króm tartalma legalább 10,5 % és szént tartalma legfeljebb 1,2 %.

A Nemzetközi Rozsdamentes Acél Fórum (International Stainless Steel Forum, ISSF) 2018-as kimutatása [1] szerint a rozsdamentes acélok gyártása a 2018-as év végére világszinten elérte a 45,4 millió tonnát [2]. A rozsdamentes acélokat felhasználási területük szerint három csoportba szokás osztani: (i) korrózióálló acélok, (ii) hőálló acélok és (iii) kúszásálló acélok. Szintén az MSZ EN 10088-1 szabvány szerint a rozsdamentes acélok korrózióálló típusait a szövetszerkezetük alapján négy alcsoportba sorolhatók: (i) ausztenites, (ii) ausztenites-ferrites (duplex), (iii) ferrites, valamint (iv) martenzites és kiváláso-san keményíthető típusok.

A duplex korrózióálló acélok ötvözőként több nikkelt tartalmaznak, mint a ferrites típusok, de jellemzően kevesebbet, mint az ausztenitesek ($Ni = 1-9\%$). Ötvözőtartalmuk alapján négy főcsoportba sorolható: (i) Ni - és Mo -szegény sovány duplex acélok, (ii) $Cr = 22\%$, $Ni = 5\%$, $Mo = 3\%$ és $N = 0,20\%$ standard duplex acélok, (iii) növelt Cr - és W -tartalmú szuperduplex acélok, (iv) növelt Cr - és Mo -tartalmú hiperduplex acélok.

A duplex korrózióálló acélok felhasználása az 1990-es évek óta folyamatosan növekszik [3, 4], azonban a teljes rozsdamentesacél-felhasználást tekintve a duplex acéloké alig teszi ki az 1 %-ot [5, 6]. Ez az 1 % felhasználás mégis a rozsdamentes acélokkal kapcsolatos tönkremenetek 18 %-át jelenti az olaj- és gázipar területén [6].

A duplex acélokból az ideálisan egyenlő arányban jelen lévő ausztenites-ferrites szövetszerkezet egyesíti az ausztenites és ferrites korrózióálló acélok előnyeit, azaz a nagy szilárdságot és a korrózióállóságot [7, 8]. Az alapanyagban kialakuló, ideálisnak tekintett fázisarány a megfelelő arányban jelen lévő ausztenit- és ferritképző ötvözők és a helyesen megválasztott termikus ciklus eredménye.

A duplex acélok a rozsdamentes acélok klasszikus ötvözőin túl (Cr , Ni , Mo) nitrogénnel is nagymértékben ($N > 0,19\%$) ötvöztek. A N -ötvözés erősen javítja a lyukkorrózióal szembeni ellenállást és növeli a folyáshatárt ($R_{p0,2} = 500$ MPa). A nitrogén emellett ausztenitképző, intersticiós elem, aminek különöns jelentősége van a duplex acélok hegesztésekor.

A duplex acélok hegesztésére az ipari gyakorlatban széleskörűen alkalmazott eljárás a volfrámelektrodás, semleges védőgázos (TIG-) hegesztés. Általános esetben elmondható, hogy a duplex acélok TIG-hegesztéséhez elengedhetetlen a megfelelő hozaganyag és / vagy a nitrogéntartalmú (argon bázisú)

védőgáz alkalmazása. Az argon (Ar) védőgázhoz kevert N_2 disszociáció útján az ívplazmában atomos nitrogénné bomlik (N), mely atomos nitrogén az ömledékben oldódik [9]. A varratfémbe oldódott N a lehülési idő (hőbevitel) függvényében tudja kifejteni az ausztenitképző hatását. Kis hőbevitelű eljárások esetén (például lézersugaras hegesztés) a varratfém és a hőhatásövezet és a varratfém szinte teljesen ferrites marad [10, 11], ami a szívósság csökkenéséhez és Cr_2N kiválásokhoz vezethet. Abban az esetben, ha a nagyobb hőbevitelű eljárás hosszabb lehülési időt tesz lehetővé, a N ki tudja fejteni ausztenitképző, szilárdság- és korrózióállóság-növelő hatását. Azonban az összefüggés a védőgáz N_2 -tartalma, a varratfém oldott N -tartalma és az ausztenittartalom között nem minden esetben egyértelmű.

Başığit és szerzőtársai [12] különböző N_2 -tartalmú védőgázt alkalmaztak 2205 jelű duplex acél TIG-hegesztésekor. Méréseik alapján a varratfém átlagos ausztenittartalma 1,4 %-ot csökkent 3 % N_2 -tartalmú védőgáz alkalmazásakor az 1 % N_2 védőgázzal hegesztett varrathoz képest. A 6 % és 9 % N_2 -t tartalmazó védőgáz esetén a varratfém ausztenittartalma már 60 % fölé emelkedett. Nagyobb N_2 -tartalmú ($N_2 = 20$ %-ig) védőgázt alkalmaztak Westin és szerzőtársai [13] 2205 jelű duplex acél keskenyres TIG-hegesztése esetén. Méréseik alapján a varratfém ausztenittartalma ~ 2 %-ot csökkent 10 % N_2 -tartalmú védőgáz alkalmazásakor az 5 % N_2 védőgázzal hegesztett varrathoz képest. Pamuk és társa [14] N_2 -tartalmú gyökvédőgázt alkalmaztak 2205 alapanyag TIG-hegesztéséhez. A gyökoldalon mérhető ausztenittartalom csökkent a 10 % és 15 % N_2 -tartalmú gázvédelem esetében az Ar + 5 % N_2 gyökvédőgáz eredményéhez képest. Az argon védőgázhoz kevert N_2 nem egyértelmű hatását különböző kutatók eredményeinek bemutatásával szeretném demonstrálni, Ar + 5 % N_2 védőgáz és TIG-hegesztés esetén, különböző duplex alapanyagokra.

Westin kísérleteiben [13] az 5 % N_2 -t tartalmazó védőgáz esetében 62 % ausztenittartalom volt mérhető a varratfémbe. Igual Muñoz és társai [15] 82 % ausztenittartalmat mértek a varratfémbe, 2205 alapanyag TIG-hegesztése esetén, 5 % N_2 -tartalmú gázvédelem mellett. Migiakis és szerzőtársa [16] 73–83 % ausztenittartalmat mért a varratfémbe a hozaganyag típusától függően, UNS S32760 alapanyag esetén. Reyes-Hernández és társai [17] 73 % ausztenittartalmat mértek a varratfémbe, 2205 alapanyag esetén 5 % N_2 -tartalmú gázvédelem mellett. Bhatt és társai [18] 65 % ausztenittartalmat mértek a varratfémbe, U-50 ($\sim 22Cr-7Ni-3Mo$) jelű alapanyag esetén 5 % N_2 -tartalmú gázvédelem mellett.

Összefoglalva a nitrogén védőgázként történő alkalmazásának hatásait elmondható, hogy a nitrogén, mint ausztenitképző elem fázisarányra gyakorolt hatása az ívhegesztés esetén lezajló komplex folyamatok függvénye.

CÉLKITŰZÉSEK

Az argonhoz kevert nitrogén védőgáz hatásának tisztázása érdekében a komplex ívhegesztés folyamatot elemeire bontottam és az egyes elemek hatásait önmagában vizsgáltam a kialakuló ausztenittartalomra. Az egyes folyamatok értékelésének alapját a kiindulásként az alapanyagban oldott (N), és a TIG-hegesztés során a védőgázhoz kevert (N_2) nitrogén ausztenitképző hatásának vizsgálata jelenti.

- Ezek alapján céлом volt kimutatni, hogy duplex acélok esetén az alapanyagban lévő (N) és a védőgázhoz kevert (N_2) milyen kvalitatív és kvantitatív hatással bír a hegesztett varrat és a hőhatásövezet ausztenittartalmára, és ez a hatás hogyan függ a hegesztési technológiai tényezőktől.
- Céлом volt az alapanyagban lévő oldott N és az ívenergiával kapcsolatos lehűlési idő hatásának vizsgálata a hőhatásövezet ausztenittartalmára.
- A varratfémvel kapcsolatban céлом volt a hozaganyag nélküli, Ar védőgázzal végzett TIG-hegesztés esetén a nitrogéntartalom csökkenés mértékének meghatározása az ívenergia függvényében.
- Céлом volt egy modell kidolgozása, amivel meghatározható a védőgázhoz kevert N_2 hatása a varratfém teljes oldott N -tartalmára a hőbevitel függvényében.

A VIZSGÁLT ANYAGOK ÉS A KUTATÓMUNKA FELÉPÍTÉSE

A hegesztési kísérletek elvégzéséhez az ipari gyakorlatban leginkább elterjedt X2CrNiMoN22–5–3 (2205) jelű standard és két új típusú X2CrMnNiN21–5–1 (2101) és X2CrNiMnMoCuN24–4–3–2 (2404) sovány duplex acélokat választottam.

A kutatómunka felépítése a következő.

Az ausztenittartalom későbbi meghatározásához elengedhetetlen egy megfelelő metallográfiai vizsgálaton alapuló módszer kidolgozása az alapanyag, a hőhatásövezet és a varratfém ausztenittartalmának mérésére. Ehhez egy Beraha-II (85 mL HCl + 15 mL H₂O + 1 g K₂S₂O₅) marószerszerrel történő optimálisnak tekintett maratási ciklust határoztam meg a képelemző szoftverrel történő ausztenittartalom mennyiségének vizsgálatához.

Az alapanyagban oldott N és a hűlési idő hatásának vizsgálatához Gleeble termomechanikus szimulátorral készült minták és hozaganyag nélküli TIG-hegesztési (142-es) eljárással készített varratok hőhatásövezetének ausztenittartalmát vizsgáltam. A mért adatok alapján felállítottam egy összefüggést,

amellyel megadható a hőhatásövezetben kialakuló ausztenites fázis mennyisége a lehülési idő függvényében.

A varratfém vizsgálata során először különböző N_2 -tartalmú (0–50 %) Ar-alapú védőgázzal, 142-es eljárással készítettem varratokat. A teljes oldott N -tartalom és az ausztenittartalom eredményei alapján felállítottam egy modellt, amellyel megadható a varratfém oldott nitrogéntartalma a megszilárdulás után.

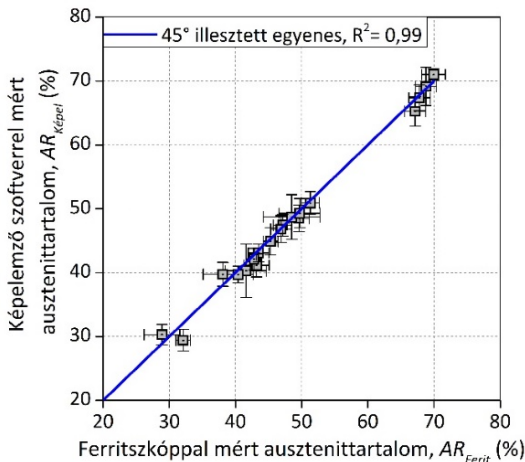
Ezután Ar védőgázzal és hozaganyag nélkül TIG-hegesztett minták varratfémének teljes oldott N -tartalmát, és ausztenittartalmát vizsgáltam az ívenergia függvényében, amely vizsgálat során célom volt egy összefüggés meghatározása a varratfémekben mérhető nitrogéncsökkenés és az alkalmazott ívenergia mennyiségek között.

A KUTATÓMUNKA EREDMÉNYEINEK BEMUTATÁSA

Az ausztenittartalom metallográfiai módszerrel történő meghatározása

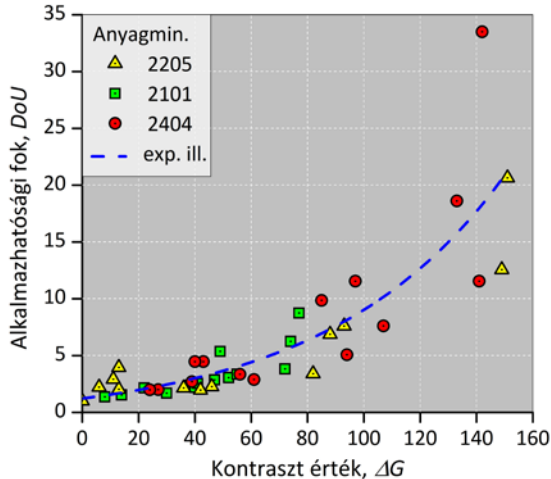
Az alapanyag, varratfém és hőhatásövezet ausztenittartalmának meghatározásához a szoftveres képelemzés használatát, azonban különös figyelmet kell fordítani a megfelelő kontraszt értékre az ausztenit és ferrit fázisok között, melyet Beraha-II marószert használata mellett vizsgáltam.

Mindhárom vizsgált anyagminőség esetére meghatároztam az ausztenit és ferrit fázisok között a legnagyobb kontrasztot adó maratási ciklust. A képelemző szoftverrel történő ausztenittartalom-meghatározást ezeken a mintákon végeztem el. Az így kapott ausztenittartalom értékét örvényáramos mérésen alapuló ferritszkópos méréssel (lásd 1. ábra), visszaszórtelektron-diffrakciós méréssel és ASTM E562-1 szerinti kézi pontszámolás módszerével validáltam.



1. ábra. Az optimális maratási ciklust követő képelemző szoftverrel ($AR_{Képel}$) és ferritszkóppal (AR_{Ferit}) mért varratfém ausztenittartalmak összehasonlítása.

A validálás értékeléséhez bevezettem a *DoU* („degree of usability”, alkalmazhatósági fok) mértékegység nélküli számot, amely a ferritszkópos mérés eredményére fajlagosít, és exponenciális összefüggést mutat a két fázis közötti kontrasztértékkel (ΔG) (lásd 2. ábra).



2. ábra. A *DoU* alkalmazhatósági fok a ΔG kontraszt értékek függvényében, Beraha-II típusú marószerszám alkalmazása esetén.

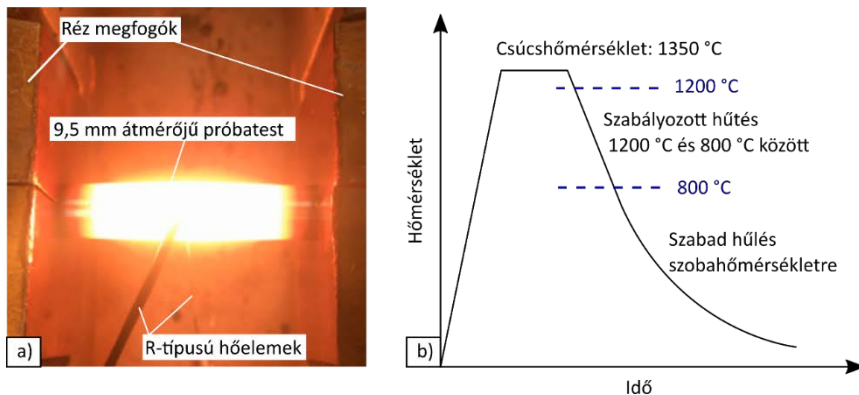
A validálás eredményeit összefoglalva megállapítottam, hogy a képelemző szoftverrel történő ausztenittartalom-meghatározáshoz, a vizsgált tartományon belül, a legnagyobb kontrasztot adó maratási ciklus tekinthető optimálisnak. Ezen eredményeim alapján fogalmaztam meg az 1. tézisemet.

A hőhatásövezet vizsgálata

A hőhatásövezet ausztenit- és nitrogéntartalmának vizsgálatához Gleeble termomechanikus szimulátorral készült (2205 alapanyag, lásd 3. ábra) és TIG-hegesztett (mindhárom vizsgált alapanyag) próbatesteket használtam. A Gleeble termomechanikus szimulátor segítségével a TIG-hegesztéshez képest szélesebb hőbeviteli tartományok is vizsgálhatók, programozott hőbevitellel.

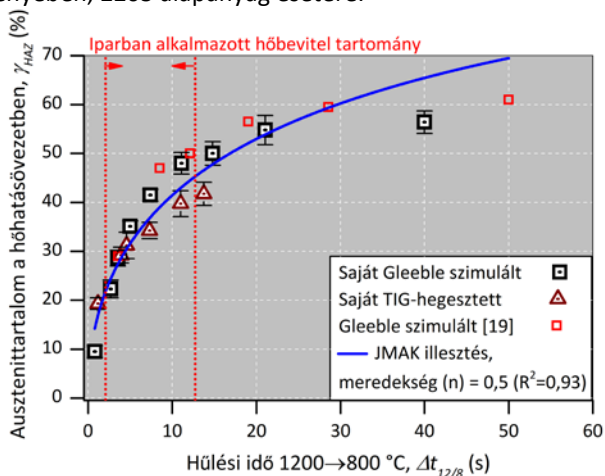
A Gleeble szimuláció során a mintadarabokat 10 s alatt 1350 °C csúcshőmérsékletre (tisztán ferrites tartomány) hevítettem, ahol argon atmoszférában 1 s ideig voltak hűn tartva. A különböző 1200 és 800 °C között eltelt kritikus hűlési idők ($\Delta t_{12/8}$) vizsgálata érdekében a mintadarabokat a hűntartás után vízhűtéssel, vagy fűvott levegővel hűtöttem.

A hozaganyag nélküli TIG-hegesztés esetén a $\Delta t_{12/8}$ kritikus hűlési időt hőelemmel és hőkamerával mértem.



3. ábra. A Gleeble fizikai szimuláció kísérleti elrendezése a) és az alkalmazott hőciklus sematikus ábrája b).

Eredményként azt találtam, hogy a hőhatásövezet ausztenittartalmára a hőbevitelből származtatható $\Delta t_{12/8}$ lehűlési idő van a legnagyobb hatással (lásd 4. ábra). A teljes oldott nitrogéntartalom a szilárd állapotú újrahevítéskor nem változik érdemben. A hőhatásövezet ausztenittartalmának becslésére meghatároztam egy nem izotermikus állapotra Johnson–Mehl–Avrami–Kolmogorov-egyenlet állandóit, amellyel a hőhatásövezet ausztenittartalma számítható, a $\Delta t_{12/8}$ függvényében, 2205 alapanyag esetére.



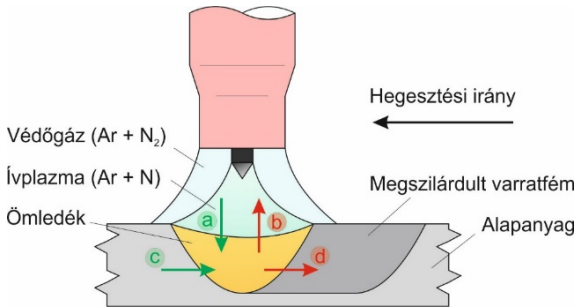
4. ábra. Az illesztett JMAK-egyenlet a hőhatásövezet ausztenittartalmának becslésére saját és [19] eredményei alapján, 2205 anyagminőségre.

Ezen eredményeim alapján fogalmaztam meg a 2. és 3. tézisemet.

A varratfém vizsgálata argon + nitrogén védőgázzal végzett TIG-hegesztés esetén

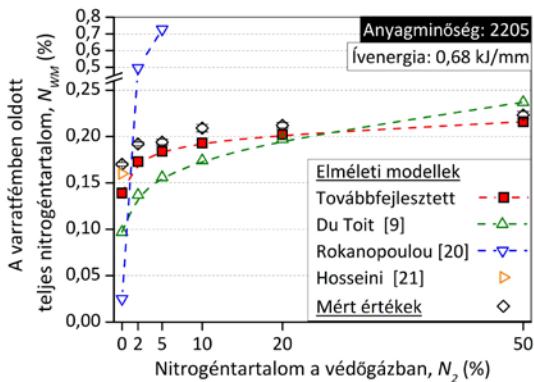
A varratfém ausztenit- és nitrogéntartalmának vizsgálatához hozaganyag nélküli TIG-hegesztést alkalmaztam két különböző ívenergiával (0,53 és 0,68 kJ/mm) és argon + 0–50 % nitrogéntartalmú védőgázzal, mindhárom vizsgált anyagminőség esetén.

A varratfémekben oldott nitrogéntartalom számítására korábbi modelleket alapul véve létrehoztam egy továbbfejlesztett modellt, melynek sematikus ábrája az 5. ábrán látható.



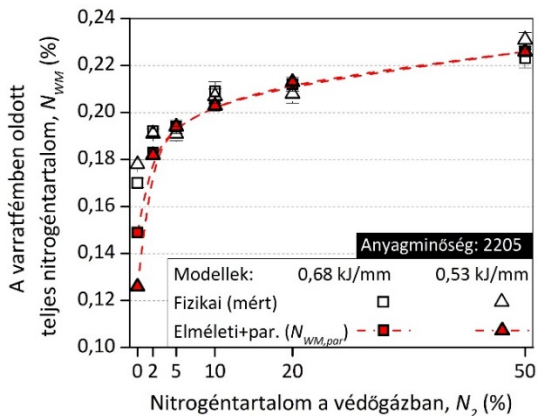
5. ábra. Az elméleti modell sematikus ábrája autogén TIG-hegesztés esetére.
 Atomos nitrogénabszorpció: (a) és (c) folyamat,
 nitrogéndeszorpció: (b) és (d) folyamat.

A továbbfejlesztett modell a korábbi modellekhez képest kisebb (< 10 %-os) eltéréssel adja meg a varratfém várható nitrogéntartalmát. A modellek összehasonlítása egy esetre (2205 alapanyag és 0,68 kJ/mm ívenergia) látható a 6. ábrán.



6. ábra. A saját továbbfejlesztett modell és a korábbi modellek [9, 20, 21] számításának összehasonlítása a varratfémekben mért nitrogéntartalommal.

A továbbfejlesztett modellt kiegészítettem egy, az alapanyag kezdeti nitrogén- és krómtartalmát figyelembe vevő saját paraméterrel. A paraméterrel kiegészített modell mindhárom anyagminőség és mindkét alkalmazot ívenergia esetén < 5 %-os eltéréssel adja meg a varratfémekben várható nitrogéntartalmat argon + nitrogén védőgázkeverékkel végzett TIG-hegesztés során (lásd 7. ábra, 2205 anyagminőségre).

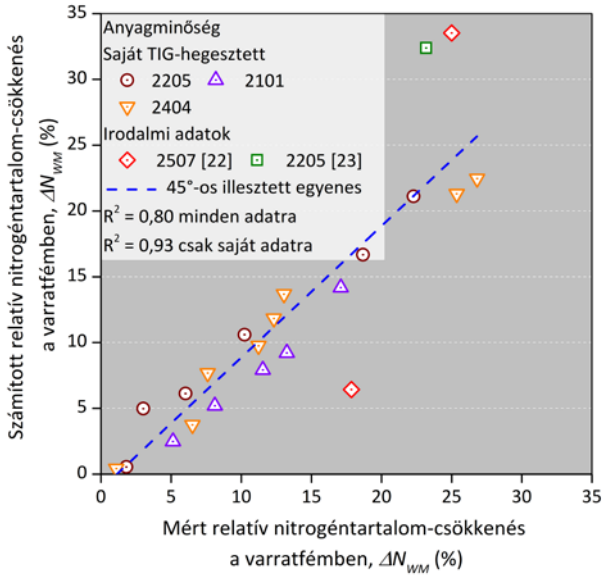


7. ábra. A saját paraméterrel kiegészített modell által becsült varratfém nitrogéntartalmak ($N_{WM,par}$) és a mért varratfém nitrogéntartalom (N_{WM}) értékek összehasonlítása.

Ezen eredményeim alapján fogalmaztam meg a 4. és 5. tézisemet.

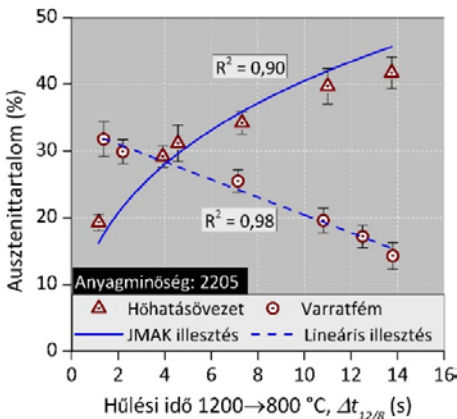
A varratfém vizsgálata argon védőgázzal végzett TIG-hegesztés esetén

A továbbfejlesztett és a saját paraméterrel kiegészített modell a nitrogénes védőgázok esetére ad megfelelő becslést. Ezért szélesebb ívenergiatartományra (0,25–2,95 kJ/mm), hozaganyag nélkül, argon védőgázzal végzett TIG-hegesztés esetén vizsgáltam a varratfémekben mérhető nitrogéntartalom-csökkenés mértékét. Meghatároztam egy egyenlet paramétereit, amely az alapanyag nitrogéntartalmának és az ömledék kristályosodási idejének ismeretében adja meg a varratfém nitrogéntartalmának százalékos csökkenését az alapanyag nitrogéntartalmához képest. Az általam meghatározott egyenlet jobb közelítést ad, mint a korábbi modellek, valamint többféle duplex alapanyagra is alkalmazható (lásd 8. ábra).



8. ábra. Az általam meghatározott egyenlet szerint számított és a mért, alapanyaghoz nitrogéntartalmához normalizált relatív varratfém nitrogéntartalom-csökkenés összehasonlítása, kiegészítve irodalmi adatokkal [22, 23] is.

Megállapítottam továbbá, hogy a hőhatásövezet ausztenittartalmának változásával ellentétben a varratfém esetén a növekvő ívenergia értékek csökkenő ausztenittartalmat eredményeznek (lásd 9. ábra, 2205 alapanyag esetére). Ennek fő oka a varratfémbe a növekvő ívenergiával csökkenő oldott nitrogéntartalom. Ezen eredményeim alapján fogalmaztam meg az 6. és 7. tézisemet.



9. ábra. Az argon védőgázzal autogén TIG-hegesztett hőhatásövezet és a varratfém ausztenittartalmának összehasonlítása a $\Delta t_{12/8}$ lehülési idő függvényében. A többi anyagminőségre az összefüggés az értekezésben látható.

TÉZISEK

1. TÉZIS

Új maratási eljárást dolgoztam ki az ausztenittartalom képelemző szoftverrel történő meghatározásához duplex acélok hozaganyag nélkül, volfrámelektrodás védőgázos ívhegesztéssel készült varratának metallográfiai csiszolatán. A Beraha-II marószer (85 mL H₂O + 15 mL HCl + 1 g K₂S₂O₅) használatakor az alábbi maratási ciklusok adják a legnagyobb kontrasztot a delta-ferrit és az ausztenit fázisok között:

- az X2CrNiMoN22–5–3 (1.4462) jelű acél esetén a 2 × 12 s,
- az X2CrMnNiN21–5–1 (1.4162) jelű acél esetén az 1 × 24 s,
- az X2CrNiMnMoCuN24–4–3–2 (1.4662) jelű acél esetén a 2 × 6 s.

A többszörös maratás esetén a két maratási lépést egymás után közvetlenül kell elvégezni a lépések közti etanolos mosást követően.

A legnagyobb kontrasztot adó felvételen képelemző szoftverrel meghatározott eredményeket mágneses mérési elven alapuló ferritszkópos méréssel, ASTM E562-11 szabvány szerinti kézi pontszámolás módszerével és visszaszórtelektron-diffrakció (EBSD) méréssel validáltam.

A validálás eredményei alapján a legnagyobb kontrasztot adó maratási ciklus tekinthető optimálisnak a képelemző szoftverrel történő ausztenittartalom-meghatározáshoz.

Kapcsolódó publikációk:

[S1] [S2] [S3] [S4] [S5] [S6]

2. TÉZIS

Az X2CrNiMoN22–5–3 (1.4462) jelű duplex acél hegesztése esetén a hőhatás-övezetben mérhető nitrogéntartalom érdemben nem változik, a hőhatásövezet kialakult ausztenittartalmára a $\Delta t_{12/8}$ kritikus hűlési idő van a legnagyobb hatással.

Kapcsolódó publikációk:

[S1] [S6]

3. TÉZIS

Meghatároztam, hogy az X2CrNiMoN22–5–3 (1.4462) jelű acél hegesztése során a hőhatásövezet ausztenittartalmának ($\gamma_{HAZ}(\%)$) becslésére az alábbi, nemizotermikus állapotra felírt, Johnson–Mehl–Avrami–Kolmogorov-típusú egyenlet használható a $\Delta t_{12/8}$ kritikus lehűlési idő ismeretében:

$$\gamma_{HAZ} = 100 \cdot (1 - \exp(k \cdot (\Delta t_{12/8})^n)) (\%)$$

ahol a folyamat sebességi állandója, $k = -0,17$ és az Avrami-kitevő, $n = 0,5$.

Kapcsolódó publikációk:

[S1] [S6]

4. TÉZIS

Továbbfejlesztettem egy modellt (a 6.1-6.27 egyenletek alapján), amely nagyobb pontossággal adja meg a varratfém várható nitrogéntartalmát (N_{WM}), mint a korábbi modellek. A modell érvényes az X2CrNiMoN22–5–3 (1.4462), X2CrMnNiN21–5–1 (1.4162) és X2CrNiMnMoCuN24–4–3–2 (1.4662) jelű duplex acélok, argon + 0–50 % nitrogéntartalmú védőgázzal történő, hozaganyag nélküli, volfrámelektrodás védőgázos ívhegesztésének esetére, amennyiben az alkalmazott ívenergia 0,53–0,68 kJ/mm értékek között marad.

A modell egyenleteinek kifejtése az értekezés 42.-47. oldalán található, azonos számozással.

Összefüggés	Mértékegység	Számozás az értekezésben
$N(g) \rightarrow \underline{N}$	-	6.1
$\frac{dN}{dt} = \frac{100AK_a}{\rho V} \left[N(g) - \frac{N_{WM}}{K} \right]$	-	6.2
$V = \frac{\pi}{6} h \left(3 \left(\frac{L}{2} \right)^2 + h^2 \right)$	m ³	6.3
$K_a = 3,5 \cdot 10^4$	kg/(m ² ·s·atm)	6.4
$\rho = 1000 \cdot \left(-7,2 \cdot 10^{-4} (T - T_m) + 7,04 \right)$	kg/m ³	6.5
$T = 1995$	K	6.6
$T_m = 1733$	K	6.7
$N(g) = \sqrt{P_{N_2}} \exp \left(- \frac{\Delta G^{\circ}_1}{RT_d} \right)$	atm	6.8
$P_{N_2} = \frac{N_2}{100}$	atm	6.9

Összefüggés	Mértékegység	Számozás az értekezésben
$\frac{1}{2}N_2 \rightarrow N(g)$	-	6.10
$\Delta G^\circ_1 = 362560 - 65,56T_d$	J/mol	6.11
$T_d = 1995$	K	6.12
$R = 8,314$	J/(mol·K)	6.13
$K = \frac{\sqrt{K'}}{K_1}$	K	6.14
$K' = \frac{(N_{eq})^2}{P_{N_2}}$	kg/(m ² ·s·atm)	6.15
$\log(N_{eq}) = -\frac{247}{T} - 1,22 - \left(\frac{4780}{T} - 1,51\right) \log f_{N,T} - \left(\frac{1760}{T} - 0,91\right) (\log f_{N,T})^2$	-	6.16
$\log f_{N,T} = \left(\frac{2538}{T} - 0,355\right) \cdot \log f_{N,1873}$	-	6.17
$\log f_{N,1873} = e_N^N \%N + e_N^{Mn} \%Mn + e_N^{Si} \%Si + e_N^P \%P + e_N^{Cr} \%Cr + e_N^{Mo} \%Mo + e_N^{Ni} \%Ni + (\gamma_N^{Cr} \%Cr^2 + \gamma_N^{Mn} \%Mn^2 + \gamma_N^{Mo} \%Mo^2 + \gamma_N^{Ni} \%Ni^2)$	-	6.18
$K_1 = \frac{N(g)}{\sqrt{P_{N_2}}}$	atm ²	6.19
$2N \rightarrow N_2$	-	6.20
$\frac{dN}{dt} = \frac{100AK_d}{\rho V} (N_{WM}^2 - N_{eq,steel}^2)$	-	6.21
$K_d = \frac{10^{(-6340/T+1.85)}}{1+130f_S}$	kg/(m ² ·s)	6.22
$\log f_S = Cr \left(-\frac{94,2}{T} + 0,040 \right)$	-	6.23
$N_{eq,steel} = \frac{\sqrt{P_{N_2}} \cdot \exp\left(-\frac{\Delta G^\circ_2}{RT}\right)}{f_{N,T}}$	%	6.24
$\Delta G^\circ_2 = 3598,2 + 23,89 \cdot T$	J/mol	6.25
$\frac{dN}{dt} = N \cdot \left(\frac{v}{L}\right)$	-	6.26
$\frac{dN}{dt} = -N_{WM} \left(\frac{v}{L}\right)$	-	6.27

Kapcsolódó publikációk:

[S1] [S4] [S7] [S8]

5. TÉZIS

Bevezettem egy, az alapanyag kezdeti nitrogén- és krómtartalmától függő paramétert ($N_{WM,par}$), amellyel a varratfém várható nitrogéntartalmának (N_{WM} , 4. tézis) előrejelzésére kidolgozott modell a varratfém nitrogéntartalmát a ténylegesen mért nitrogéntartalomhoz képest kevesebb, mint 5 %-os eltéréssel adja meg.

$$\text{Az általam bevezetett paraméter: } N_{WM,par} = N_{WM} + \left(\frac{N}{10} + \frac{Cr-22}{50} \right) (\%)$$

ahol N_{WM} a varratfémnek a modell által becsült nitrogéntartalma, N az alapanyag kezdeti nitrogéntartalma, Cr az alapanyag kezdeti krómtartalma. Minden mennyiség százalékban van értelmezve. Az $N_{WM,par}$ értékét megadó modell érvényes X2CrNiMoN22–5–3 (1.4462), X2CrMnNiN21–5–1 (1.4162) és X2CrNiMnMoCuN24–4–3–2 (1.4662) jelű duplex acélok, argon + 0–50 % nitrogéntartalmú védőgázzal történő, hozaganyag nélküli, volfrámelektródás védőgázos ívhegesztésének esetére, amennyiben az alkalmazott ívenergia 0,53–0,68 kJ/mm értékek között marad.

Kapcsolódó publikációk:

[S8] [S9]

6. TÉZIS

Meghatároztam egy, az alapanyag nitrogéntartalmától (N) függő egyenlet paramétereit, amely a kristályosodási idő (S_t) ismeretében megadja a varratfém nitrogéntartalma csökkenésének várható mértékét (ΔN_{WM}) X2CrNiMo22–5–3 (1.4462), X2CrMnNiN21–5–1 (1.4162) és X2CrNiMnMoCuN24–4–3–2 (1.4662) jelű duplex acélok argon védőgázzal, hozaganyag nélkül végzett volfrámelektródás védőgázos ívhegesztésének esetére. Az egyenlet paramétereit:

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

ahol S_t a kristályosodási idő másodpercben, és N az alapanyag nitrogéntartalma százalékban.

Kapcsolódó publikációk:

[S1] [S6]

7. TÉZIS

Az X2CrNiMo22–5–3 (1.4462), X2CrMnNiN21–5–1 (1.4162) és X2CrNiMnMoCuN24–4–3–2 (1.4662) jelű duplex korrózióálló acélok argon védőgázzal, hozaganyag nélkül végzett volfrámelektrodás védőgázos ívhegesztésének esetére megállapítottam, hogy a hőhatásövezet ausztenittartalmának változásával ellentétben, a növekvő ívenergia a varratfémbe csökkenő ausztenittartalmat okoz, melynek fő oka a növekvő ívenergiával a varratfémbe csökkenő nitrogéntartalom.

Kapcsolódó publikációk:

[S1] [S6]

A TÉZISEKHEZ KAPCSOLÓDÓ SAJÁT HIVATKOZÁSOK JEGYZÉKE

Folyóiratcikkek

- [S1] Varbai B, Adonyi Y, Baumer R, Pickle T, Dobránszky J, Májlinger K. Weldability of Duplex Stainless Steels - Thermal Cycle and Nitrogen Effects. *Welding Journal*. 2019;98(3):78–87. DOI:10.29391/2019.98.006, **WoS IF: 1,652, Q3**
- [S2] Varbai B, Pickle T, Májlinger K. Development and Comparison of Quantitative Phase Analysis for Duplex Stainless Steel Weld. *Periodica Polytechnica Mechanical Engineering*. 2018;62(3):247–253. 2018. DOI:10.3311/PPme.12234
- [S3] Varbai B, Mészáros I, Májlinger K. Effects of different backing gases on 2404 duplex stainless steel welds. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2018;426(1):012051. DOI:10.1088/1757-899X/426/1/012051
- [S4] Varbai B, Májlinger K. Physical and Theoretical Modeling of the Nitrogen Content of Duplex Stainless Steel Weld Metal: Shielding Gas Composition and Heat Input Effects. *Metals*. 2019;9(7):762. DOI:10.3390/met9070762, **WoS IF: 2,259, Q1**
- [S5] Varbai B, Májlinger K. Optimal etching sequence for austenite to ferrite ratio evaluation of two lean duplex stainless steel weldments. *Measurement*. 2019;147:106832. DOI:10.1016/j.measurement.2019.07.060, **WoS IF: 2,791, Q2**
- [S6] Varbai B, Pickle T, Májlinger K. Effect of heat input and role of nitrogen on the phase evolution of 2205 duplex stainless steel weldment. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*. 2019;176: 103952. DOI:10.1016/j.ijpvp.2019.103952, **WoS IF: 2,075, Q2**

- [S8] Varbai B, Májlinger K. A nitrogén szerepe a duplex acélok ívhegesztésekor. *Hegesztéstechnika*. 2019;30(3):63–67.

Konferenciatickk

- [S7] Varbai B, Lados L, Májlinger K. A védőgázhoz kevert nitrogén hatása duplex korrózióálló acélok volfrámelektrodás védőgázos ívhegesztésekor. In I. Barabás (Ed.), *XXVII. Nemzetközi Gépészeti Konferencia OGÉT 2019* (pp. 597–600). Nagyvárad, Románia: Erdélyi Magyar Tudományos Társaság. 2019.

Szóbeli előadás, még további cikk nélkül

- [S9] Varbai B, Májlinger K. Determining the effect of nitrogen addition to the shielding gas for duplex stainless steel welds microstructure. Szóbeli előadás. *72nd International Institute of Welding Annual Assembly and International Conference*. Pozsony. 2019.07.12.

SZAKIRODALMI HIVATKOZÁSOK

- [1] International Stainless Steel Forum. *Stainless Steel in Figures 2018*. Shanghai; 2018.
- [2] Chater J. The year in stainless steel: industry sees growth, but over-production still an issue. *Stainless Steel World*. 2019;31:28–31.
- [3] Yoshida T. Duplex Steel Market in Asia and NSSC 's Solution. *8th Duplex Stainless Steel Conference*. Beaune, France; 2010.
- [4] Boillot P, Peultier J. Use of stainless steels in the industry: recent and future developments. *Procedia Engineering*. 2014;83:309–321.
- [5] Liljas M. 80 Years With Duplex Steels, a Historic Review and Prospects for the Future. *6th European Stainless Steel Conference*. Helsinki, Finland: Jernkontoret; 2008.
- [6] Haldorsen LM. Welding duplex - challenges faced and experience gained. *Stainless Steel World*. 2016;53–58.
- [7] Gunn RN. *Duplex stainless steels : microstructure, properties and applications*. Abington: Abington Publishing; 1997.
- [8] Gutierrez I, Iza-Mendia A, Charles J, et al. Duplex stainless steels. 1st ed. In: Alvarez-Armas I, Degallaix-Moreuil S, editors. 1st ed. London, Hoboken: ISTE Ltd and John Wiley & Sons, Inc.; 2009.
- [9] du Toit M. The Behaviour of Nitrogen during the Autogenous Arc Welding of Stainless Steel. University of Pretoria. 2001. *PhD értekezés*.
- [10] Fábíán ER. Duplex acélok lézersugaras hegesztésekor bekövetkező szövetszerkezet-változások elemzése. Budapesti Műszaki és Gazdaságtudományi Egyetem. 2014. *Hegesztő technológus szakmérnöki szakkolgozat*.
- [11] Quiroz V, Gumenyuk A, Rethmeier M. Laser Beam Weldability of High-Manganese Austenitic and Duplex Stainless Steel Sheets. *Welding in the World*. 2012;56:9–20.
- [12] Başığit A, Kurt A. The Effects of Nitrogen Gas on Microstructural and Mechanical Properties of TIG Welded S32205 Duplex Stainless Steel. *Metals*. 2018;8:226.
- [13] Sales AM, Westin EM, Jarvis BL. Effect of nitrogen in shielding gas of keyhole GTAW on properties of duplex and superduplex welds. *Welding in the World*. 2017;61:1133–1140.
- [14] Pamuk S, Sojiphan K. Effects of argon-nitrogen backing gas ratios on microstructure and corrosion resistance of duplex stainless steel pipe ASTM A790 welds by gas tungsten arc

- welding process. *Materials Today: Proceedings*. 2018;5:9512–9518.
- [15] Igual Muñoz A, García Antón J, Guiñón JL, et al. Effect of nitrogen in Argon as a shielding gas on tungsten inert gas welds of duplex stainless steels. *Corrosion*. 2005;61:693–705.
- [16] Migiakis K, Papadimitriou GD. Effect of nitrogen and nickel on the microstructure and mechanical properties of plasma welded UNS S32760 super-duplex stainless steels. *Journal of Materials Science*. 2009;44:6372–6383.
- [17] Reyes-Hernández D, Manzano-Ramírez A, Encinas A, et al. Addition of nitrogen to GTAW welding duplex steel 2205 and its effect on fatigue strength and corrosion. *Fuel*. 2017;198:165–169.
- [18] Bhatt RBB, Kamat HSS, Ghosal SKK, et al. Influence of Nitrogen in the Shielding Gas on Corrosion Resistance of Duplex Stainless Steel Welds. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 1999;8:591–597.
- [19] Mei He BS. Evaluation of the Susceptibility of Duplex Stainless Steel 2205 to Hydrogen Assisted Cracking in REAC Systems. 2016. The Ohio State University. *MSc diplomamunka*.
- [20] Rokanopoulou A, Skarvelis P, Papadimitriou GD. Welding design methodology for optimization of phase balance in duplex stainless steels during autogenous arc welding under Ar–N₂ atmosphere. *Welding in the World*. 2019;63:3–10.
- [21] Hosseini VA, Wessman S, Hurtig K, et al. Nitrogen loss and effects on microstructure in multipass TIG welding of a super duplex stainless steel. *Materials and Design*. 2016;98:88–97.
- [22] Hosseini VA. Influence of multiple welding cycles on microstructure and corrosion resistance of a super duplex stainless steel. 2016. Höskolan Väst. *Licentiate értekezés*.
- [23] Hertzman S, Pettersson RJ, Blom R, et al. Influence of shielding gas composition and welding parameters on the N-content and corrosion properties of welds in N-alloyed stainless steel grades. *ISIJ International*. 1996;36:968–976.