

NEMESÍTETT NAGYSZILÁRDSÁGÚ ACÉLOK HŐHATÁSÖVEZETI ZÓNÁINAK ELŐÁLLÍTÁSA SZIMULÁLT HEGESZTÉSI HŐCIKLUSOK SEGÍTSÉGÉVEL

Gáspár Marcell Gyula

PhD hallgató, Miskolci Egyetem, Mechanikai Technológiai Tanszék
3515 Miskolc, Miskolc-Egyetemváros, e-mail: gasparm@uni-miskolc.hu

Összefoglalás

A járműiparban fokozódó igény mutatkozik a nagyszilárdságú acélok egyre szélesebb körű alkalmazására. Mivel ezek az acélok leggyakrabban hegesztett szerkezetekben kerülnek felhasználásra, ezért a hegesztőmérnököknek kellő információval kell rendelkezniük ezeknek a hagyományos acélokhöz képest eltérő technológiai megoldásokat igénylő anyagoknak a hegesztéséről. Amikor a nagyszilárdságú szerkezeti acélok hegeszthetőségéről beszélünk, mindenképpen foglalkoznunk kell a célnak megfelelő hozaganyag megválasztásával, valamint a hegesztési paraméterek hőhatásövezetre gyakorolt hatásaival. Jelen cikk a fizikai szimuláció, mint hatékony vizsgálati lehetőség segítségével betekintést nyújt a nemesített nagyszilárdságú acélból készült hegesztett kötések hőhatásövezetének tulajdonságaiba, a különböző hőhatásövezeti zónák sajátosságaiba, valamint a hegesztési paraméterek szövet-szerkezetre gyakorolt hatásába.

Kulcsszavak: nagyszilárdságú acélok, fizikai szimuláció, hegesztés, hőhatásövezet, Gleeble

Abstract

There is a growing demand for the wider application of high strength steels in automotive industry. Since these steels are mostly used in welded structures, therefore welding engineers should have deep knowledge about the welding of high strength steels, requiring technological solutions different from mild steels. When the weldability of these steels is investigated, the selection of the appropriate filler metal and the effect of welding parameters on heat affected zone should be focused on. This paper aims to present the properties of HAZ of (Q+T) high strength steel joints by the use of physical simulation, while the effect of welding parameters ($t_{8,5/5}$ cooling times) on the different HAZ zones is also investigated.

Keywords: high strength steels, physical simulation, welding, heat affected zone, Gleeble

1. Bevezetés

A nemesített nagyszilárdságú szerkezeti acélok hegesztéstechnológiai paraméterablaka (weldability lobe) a hagyományos 355 MPa folyáshatárú szerkezeti acélokhöz képest jelentősen kisebb, ráadásul a szilárdság növelésével ez a tartomány tovább szűkül. A hegesztőmérnököknek egyértelműen olyan hegesztéstechnológia kidolgozására kell törekedniük,

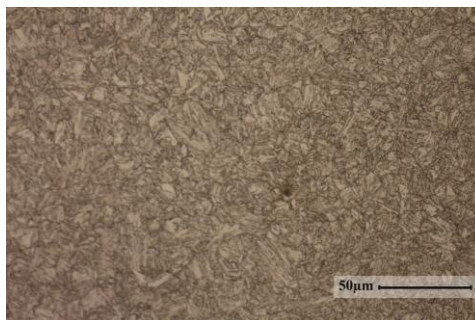
amely az alapanyag által meghatározott szilárdsági és szívóssági kritériumoknak megfelelő hegesztett kötést eredményez. Ezeknek az acéloknak a hegesztésekor a nehézséget elsősorban az okozza, hogy a speciális gyártástechnológiával készülő nagyszilárdságú lemezek kimagasló szilárdsági jellemzőiket egy nem-egyensúlyi, részben megeresztett martensites szövetszerkezetnek köszönhetik, amelyet a hegesztés hőciklusa irreverzibilisen megváltoztat. Ebből a tényből következik, hogy az alkalmazott hegesztési paraméterektől függő mértékben, több kedvezőtlen folyamat játszódhat le a hőhatásövezetben. A helyzetet nehezíti, hogy az alapanyag több hőkezelési ciklust is tartalmazó gyártástechnológiáját a hegesztési ömledéknél nem tudjuk reprodukálni, ezért a megfelelő varratulajdonságok eléréséhez az alapanyagét jelentősen meghaladó ötvöző tartalmú hozaganyagot kell alkalmazni.

Ebben a cikkben az aktív védőgáz aszfalgáz fűtőelektrodás ívhegesztésre (VFI, ISO számjel: 135) jellemző hegesztési paraméterek esetén létrejövő hőhatásövezettel foglalkozom részletesen. Tényleges hegesztett kötésben a különböző hőhatásövezeti zónák vizsgálata viszonylag nehéz, mivel kis szélességi méretűeknek köszönhetően az alkalmazható anyagvizsgáló módszerek száma korlátozott. A fizikai szimuláció olyan korszerű technika, amellyel a tényleges hegesztési folyamatot az alapanyagból kimunkált próbatesteken jól lehet reprodukálni, és a különböző hőhatásövezeti zónákat egyedülálló módon, a későbbi anyagvizsgálatok számára megkívánt méretben és térfogatban lehet előállítani. A következőkben a nemesített nagyszilárdságú acélok és a hozzájuk kapcsolódó hegesztéstechnológiai szempontok rövid ismertetését követően a GLEEBLE 3500 fizikai szimulátor adottságaira építve bemutatom a különböző hőhatásövezeti zónákra jellemző hőciklusok előállítását, illetve azoknak az alapanyag mikroszerkezetére gyakorolt hatását.

2. Nemesített nagyszilárdságú szerkezeti acélok tulajdonságai és hegeszthetősége

2.1. Az alapanyag tulajdonságai

A 960 MPa garantált minimális folyáshatárú WELDOX 960 nem-egyensúlyi mikroszerkezete az 1. ábrán szerepel.



1. ábra. WELDOX 960 nagyszilárdságú alapanyag nem-egyensúlyi mikroszerkezete
($N = 500\times$, 2% Nital)

A nemesített nagyszilárdságú acélok S960QL (MSZ EN 10025-6) csoportjához tartozó SSAB által gyártott WELDOX 960 márkajelzésű szerkezeti acél kimagasló szilárdsági jellemzőit az ötvöző tartalomnak és a meleghengert követő edzésből (Q), illetve magas

hőmérsékletű megeresztésből (HTT) álló (kétciklusú) hőkezelésnek köszönheti. A folyamatos hűtésű átalakulási diagramokat (CCT) különböző mértékben, de következetesen jobbra toló ötvözőknek és a rendkívül intenzív hűtést lehetővé tevő gyártástechnológiának köszönhetően az edzési folyamat végén a lemez teljes keresztmetszetben finomszemcsés martensitessé válik, amelyet a magas hőmérsékletű megeresztési folyamat során (az elérendő szilárdsági céltól függően részlegesen vagy teljesen) megeresztenek. Az így létrejövő nem-egyensúlyi szövetszerkezetet a hegesztés hőciklusa irreverzibilisen megváltoztatja, amelyet a hegesztést követően már nem lehet visszaállítani [1].

A fizikai szimulációs kísérletek során alkalmazott alapanyag vegyi összetételét, illetve a CEV és CET karbonegyenértéket az 1. táblázat foglalja össze.

1. táblázat. Az alapanyag összetétele (tömegszázalékban) a gyártói műbizonylat alapján

WELDOX 960	C 0,17%	Si 0,20%	Mn 1,23%	P 0,007%	S 0,002%	Cr 0,20%	Ni 0,06%	CEV 0,55
Mo 0,599%	V 0,041%	Ti 0,003%	Cu 0,01%	Al 0,053%	Nb 0,015%	B 0,001%	N 0,008%	CET 0,36

A 2. táblázatban szereplő mechanikai jellemzőkből látható, hogy a választott acél 1000 MPa folyáshatárt meghaladó szilárdsággal rendelkezik, az $R_{p0,2}/R_m$ viszony a hasonló szilárdsági kategóriájú nemesített nagyszilárdságú acélokra jellemző módon közelít az egyhez, valamint -40 °C -on kedvező ütőmunkával rendelkezik.

2. táblázat. Az alapanyag mechanikai tulajdonságai a gyártói műbizonylat szerint

WELDOX 960	$R_{p0,2}$	R_m	A_5	KV (-40 °C)
	MPa	MPa	%	J
	1058	1082	14	70

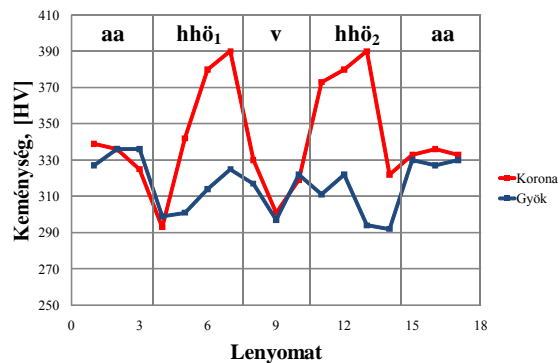
2.2. A hegesztéstechnológia sajátosságai

A nemesített nagyszilárdságú acélok hegesztésének első számú nehézsége a hidegrepedés, mivel a korlátozott alakváltozókéesség miatt a húzófeszültség jelenlétében a hidrogén a varratban és a hőhatásövezetben előforduló rideg szövetekkel együtt hidegrepedéseket okozhat. A hidegrepedések megjelenésének veszélye mellett a második feladat az alapanyagra jellemző szilárdsági tulajdonságok megőrzése, ami hegesztéskor a megszokottól jóval nagyobb technológiai fegyelmet kíván. Problémát jelent, hogy a szilárdság növelésével az alapanyag szilárdságával megegyező hozaganyagok választéka jelentősen szűkül, másrészt pedig túlzott hőbevitel, esetlegesen lengetés alkalmazásával mind a varrat, mind meg a hőhatásövezet kilágyulására és szívóosságának csökkenésére kell számítani.

Ezen okoknál fogva a nagyszilárdságú acélokat korlátozott vonalenergiával és előmelegítéssel célszerű hegeszteni, valamint többsoros hegesztés esetén gondot kell fordítani a rétegek közötti hőmérséklet korlátozására is. Az alkalmazható hegesztéstechnológiai paraméterablak, az ún. weldability lobe a szilárdság növelésével egyre jobban szűkül. A technológia tervezést segíti az adott acéltípusra jellemző optimális $t_{8,5/5}$ hűlési idő tartomány ismerete, amelynek segítségével meghatározhatjuk azokat a hegesztési paramétereket és hegesztési hőmérséklet tartományt, amelyekkel az elvárásoknak megfelelő hegesztett kötések kapha-

tunk. Az alapanyagot gyártó SSAB ajánlása szerint a WELDOX 960 esetén az optimális $t_{8,5/5}$ hűlési idő tartomány 5-15 s [13], amelynél egyes gyártók sok esetben még szűkebb tartományt írnak elő (pl. 6-10 s [4]). Amennyiben ennek a tartománynak az alsó határához közeledünk, megnövekszik a hidegrepedések megjelenésének kockázata, amennyiben pedig a felső határértéket meghaladjuk, szívósság és szilárdság csökkenésre kell felkészülni [1].

Egy PA pozícióban aktív védőgázos fogyóelektródás ívhegesztéssel (VFI, ISO 135) készült egyoldali, többsoros hegesztett kötés korona és gyökoldali keménységeloszlását szemlélteti a 2. ábra.



2. ábra. Egyoldali S960QL acél tompakötésének keménységeloszlása (VFI: ISO 135, PA pozíció, szimmetrikus, többsoros V varrat, $s = 15$ mm)

Látható, hogy a hőhatásövezet beolvadási vonalhoz közeleső részében az alapanyag 330-340 HV keménységét jelentősen meghaladó felkeményedett övezet van, amelynek keménysége kis hőbevitel esetén akár az MSZ EN ISO 15614 szabvány szerinti 450 HV határértéket is elérheti [2]. A nagy keménység az eldurvult szemcsemérettel párosulva pedig csökkent szívóssági jellemzőket eredményez. Ahogyan a diagramon látható, a felkeményedett övezetek mellett kilágyult zónák a hegesztett kötésben is előfordulhatnak. A kilágyulás mértéke a vonalenergia növelésével növekszik. Érdekes felhívni a figyelmet a többsoros varratfelépítésből adódó keménységbeli különbségre a korona- és a gyökoldal között, amely a gyököt követő hegesztési sorok megeresztő hatása miatt jön létre. A gyöksort erő hőkezelő hatás miatt lényegében a keménységcsúcsok teljesen eltűnnek.

Egy nemesített nagyszilárdságú szerkezeti acél hőhatásövezete az alábbi zónákból épülhet fel, amelyek közül a szubkritikus zóna csak a kiváló keményedésre alkalmas ötvözők nagyobb koncentrációban történő előfordulása esetén jellemző [9, 13]:

- durvaszemcsés övezet ($1100 \dots T_{likv}$),
- normalizált (finomszemcsés) övezet ($A_3 \dots 1100$ °C),
- részleges átkristályosodási (interkritikus) zóna ($A_1 \dots A_3$),
- szubkritikus zóna ($500 \dots A_1$).

A kötés hőhatásövezeti sávjának korlátozott kiterjedése miatt a kritikus zónák vizsgálatához szükséges méretű próbatestek hegesztéssel nem állíthatók elő, ezért a fizikai szimuláció adottságainak felhasználása mellett döntöttem.

3. Hegesztési hőciklus előállítás

A fizikai szimuláció egy olyan vizsgálati technika, amelynek segítségével valós technológiai folyamatok válnak reprodukálhatóvá laboratóriumi körülmények között (pl. hegesztés, kovácsolás, hőkezelés). A Mechanikai Technológiai Tanszéken rendelkezésre álló GLEEBLE 3500 fizikai szimulátor QuickSim elnevezésű szoftverében több, a hegesztési hőciklus előállítására szolgáló modell közül választhatunk (pl. Hannerz, Rosenthal, Rykalin). Az általam végzett kísérletek szempontjából a választásom a vastagabb lemezekre érvényes háromdimenziós hővezetést leíró Rykalin-3D modellre esett, amely lényegében egy félvégtelen test felületén lévő pontszerű hőforrás által létrehozott hőmérsékletmezőt ír le. Ennél az úgynevezett nagytest-modellnél a háromdimenziós hővezetés dominál, a felületi hőátadás csekély jelentőségű. A Rykalin-3D modellt az (1) összefüggés írja le:

$$T(R, x) = \frac{E_v}{2\pi\lambda R} e^{-\frac{v}{2a}(x+R)}, \quad (1)$$

melyben a helyvektor $R = x^2 + y^2 + z^2$ (2)

és a az ún. hőmérsékletvezetési tényező $a = \frac{\lambda}{c_p \rho}$. (3)

Az (1...3) összefüggésekben szereplő jelölések értelmezésére a 3. táblázatban kerül sor.

3. táblázat. Az (1...3) összefüggésekben szereplő mennyiségek

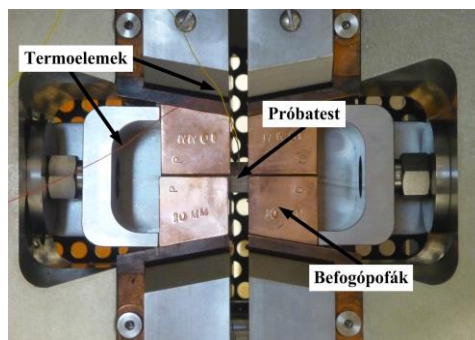
Megnevezés	E_v	λ	c_p	ρ	v
Jelölés	vonalenergia (fajl. hőbevitel)	hővezetési tényező	fajhő (p -áll)	sűrűség	hegesztési sebesség

Az (1) összefüggés átalakításával eljuthatunk a $t_{8,5/5}$ hűlési idők analitikus számítását leíró összefüggéshez, amelyet a hegesztéstechnológia tervezéséhez célszerű használni. A nagytest modell hőhatásövezeti tesztekhez történő választását indokolja, hogy az összefüggés a vékonylemezekre érvényes kétdimenziós modellel szemben független a lemezvastagságtól, így kevesebb változó bonyolítja az eredmények értékelését és felhasználhatóságát. A hőciklus definiálásához a hegesztési paramétereket korábbi, tényleges hegesztési kísérleteink eredményein alapulva adtam meg. A fizikai jellemzők (λ , c_p , ρ) megadásánál egy általános rendeltetésű szerkezeti acél anyagjellemzőit használtam fel, tekintettel arra, hogy gyengén ötvözött nagyszilárdságú acélt választottam kísérleteimhez.

Az előmelegítési hőmérsékletet a CET szerinti minimális előmelegítési hőmérséklettől nagyobbra, 200 °C-ra választottam, amelyet korábbi tapasztalataim valamint az adott acélra jellemző optimális $t_{8,5/5}$ hűlési idő tartomány ismerete eredményezte [4, 13]. A csúcshőmérsékletre vonatkozó hőtartási időt mindegyik kísérlet esetén 1 s-ra választottam, a hevítési sebességet pedig 500 °C/s-ra állítottam be. A hűlési idők szempontjából vizsgálandó hőmérséklet tartomány 850-500 °C volt, mivel az A_3 hőmérséklet a vizsgálati SSAB acélra jellemző karbontartalomnál ($C=0,17\%$) közel 850 °C, szemben a sokszor tévesen és leegyszerűsítően használt 800 °C-kal. Vizsgálataim során három jellegzetes hőhatásövezeti zóna szövetének növelt tömegű előállítását tűztem ki célul: szemcsedurvult övezet, normalizált övezet és részlegesen átkristályosodott övezet. Ennek megfelelően három jellemző csúcshőmérsékletet választottam ki (1350 °C, 950 °C, 800 °C). Ahogyan a korábbi fejezetben

írtam, az SSAB ajánlásai szerint az S960QL acél esetén az optimális $t_{8,5/5}$ hűlési idő tartomány 5...15 s. Ugyanakkor a Mechanikai Technológiai Tanszéken végzett korábbi hegesztési kísérleteink, illetve gyártói tapasztalatok [4] is megerősítettek abban, hogy sok esetben célszerűbb még ennél is szűkebb tartományt előírni. Úgy választottam meg a hegesztési paramétereket (lényegében a vonalenergiát és az előmelegítési hőmérsékletet), hogy pontosan a szélesebb hűlési idő tartomány két határértékét, azaz 5 és 15 s-ot állítsam elő. Ennek megfelelően a rövidebb hűlési idő elérése céljából 1015 J/mm, a másik határérték megvalósítása céljából pedig 3046 J/mm vonalenergiát alkalmaztam.

A 12 mm vastagságú WELDOX 960 lemezből a szokásos és szabványos Charpy-féle ütővizsgálathoz minimálisan szükséges 10x10 mm keresztmetszetű próbatesteket munkáltunk ki. Hőhatásvezetési zónánként 4 próbatestet készítettünk, amely a három hőhatásvezetési zónára és a két hűlési időre vetítve összesen 24 próbatestet jelentett. A zónánkénti 4 próbatestből egyet mikroszkópi felvételek készítéséhez és keménységméréshez használtam, a maradék háromból pedig a szimulációkat követő ütővizsgálati próbatestek készültek. Az eddigi tapasztalatok alapján fontosnak tartom kihangsúlyozni, hogy a szimulációhoz használt próbatestek nagyon precíz kimunkálására van szükség, amely a méretek pontos betartása mellett a hasáb oldalainak egymáshoz képesti merőlegességére is vonatkozik. Rossz felületi minőség, pontatlan, egymásra nem tökéletesen merőleges felületek esetén ugyanis a próbatest középső részén előállított hőhatásvezetési zóna szabálytalan alakú (pl. aszimmetrikus, ferde határfelületű) lesz. A próbatestek hosszúságát a GLEEBLE alkalmazási kézikönyvében leírtak figyelembevételével (min. 60 mm) 70 mm-re választottam. A próbatest hosszúságát az elérni kívánt hűlési sebesség alapján kell kiválasztani. Minél hosszabb a próbatest, annál nagyobb felületen érintkezik a befogópofákkal, annál intenzívebb hűlést lehet megvalósítani. Előkísérleteim azt igazolták, hogy a kívánt 5 s $t_{8,5/5}$ hűlési idő 70 mm hosszúságú próbatest mérettel biztonsággal kivitelezhető [7].



3. ábra. Vizsgálati elrendezés

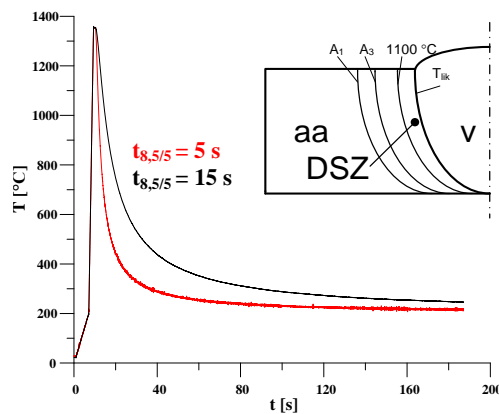
A próbatestek középső részéhez hegesztett termoelemek kettős funkcióval rendelkeznek: az előállítani kívánt hőmérséklet mérésén túl a termoelemek adják a folyamatos vizs-zacsatolást ahhoz a szabályozási folyamathoz, amely révén a hegesztési hőciklus megvalósul. Ez azt jelenti, hogy a hűlési szakasz rendszerint nem szabadon a befogópofákban történik, hanem közben a matematikai függvényt követő és a szimuláció során megvalósuló hőciklus függvényében a berendezés szakaszos energiabevittelal hevíti a próbadarabot. A szabályozási folyamat lefolyása a megvalósult hőciklust ábrázoló diagramon egyébként jól nyomon követhető. Lényeges, hogy a vizsgálatokhoz a hőmérséklet-tartománynak megfelele-

ló termoelemet válasszunk. Acélok esetén annak ellenére, hogy egy durvaszemcsés övezet esetén a csúcshőmérséklet 1200 °C feletti érték lehet, mindegyik hőhatásövezet előállításához K típusú NiCr-Ni termoelemet alkalmaztam, mivel a nagyobb hőmérsékletekhez ajánlott R típusú PtRh-Pt termoelemek a vizsgálat szempontjából fontos 850-500 °C tartományban már a kis termofeszültség miatt komoly szabályozási problémákat okoztak a berendezés számára. A termoelemek felülethez hegesztését követően a befogópofákba rögzített próbatesteken a vizsgálathoz szükséges vákuum előállítása utána lehet elindítani a szimulációt. A vákuum funkciója a felület oxidációjának és dekarbonizációjának elkerülése.

4. Hőhatásövezeti zónák tulajdonságai

4.1. Szemcsedurvulási zóna

A hőciklus definiálásakor a csúcshőmérsékletet a likvidusz hőmérsékletéhez (T_{lik}) közel választottam meg annak érdekében, hogy a hőhatásövezetben előforduló lehető legnagyobb szemcséket sikerüljön előállítani.

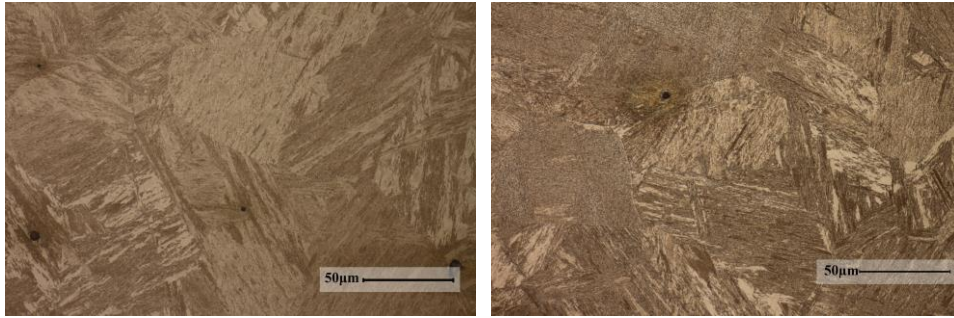


4. ábra. A durvaszemcsés (DSZ) övezet előállítását célzó hegesztési hőciklusok rövidebb és hosszabb kritikus hűlési idővel

Hidegrepedések szempontjából ez a legkedvezőtlenebb zóna, mivel a hőciklus hatására létrejövő nagy keménységű, durva szemcsékhez diffúzió útján eljuthat a hegfürdőbe esetlegesen bekerülő hidrogén. A csúcshőmérséklet megválasztásakor figyelembe vettem a WELDOX 960 alapanyagra szintén a GLEEBLE segítségével meghatározott ún. NST (Nil Strength Temperature) értéket, amely a zérus szilárdsághoz tartozó hőmérsékletet jelenti. Ezen a hőmérsékleten lényegében az anyag már egyáltalán nem tud elviselni terhelést. A kísérleti eredmények szerint a vizsgált acél esetében ez a hőmérséklet 1403,8 °C volt [6].

Bár a szemcsedurvulás jelensége az ötvözetlen szerkezetű acélok esetén már 1100 °C-tól kezdődően fennáll, az említett okok miatt a csúcshőmérsékletet 1350 °C-ra választottam. Azért is célszerű figyelembe venni az NST hőmérsékletet, mivel a hőtágulásból adódóan mindenképpen éri mechanikai terhelés a próbatestet. Még 1350 °C csúcshőmérséklet esetén is volt olyan sikertelen szimuláció, amikor a próbatest középső része deformálódott, illetve részben megömlött. A 4. ábrán látható 5 s $t_{8,5/5}$ hűlési időt eredményező görbe alsó szakaszának fűrészfogszerű ingadozásai a szabályozási folyamatra utalnak.

A hőciklus előállítását követően csiszolatokat készítettem a próbatetek felületéről. Az 5. ábrán bemutatott optikai mikroszkópi felvételeken látható, hogy a szimulációval a varratok hőhatásövezetében megfigyelt legnagyobb szemcséket sikerült előállítani, amelyek mérete akár a 100 μm -t is elérheti.



5. ábra. A szimulált durvaszemcsés övezet mikroszerkezete 5 és 15 s hűlési idő esetén ($T_{max} = 1350\text{ }^{\circ}\text{C}$, $N = 500x$, 2% Nital)

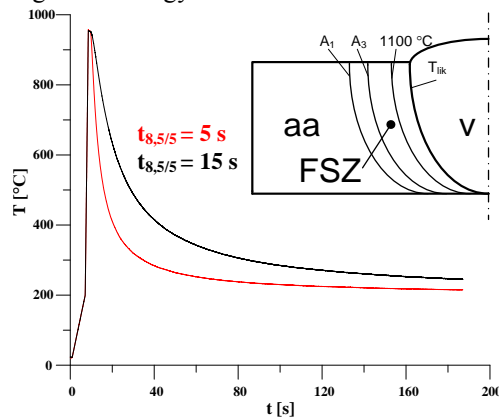
A különböző nagyítással készült mikroszkópi felvételeken az látható, hogy nagyobb hűlési idő esetén a durvaszemcsés övezet szélesebb kiterjedésű, valamint a szemcseméret is kissé nagyobb, mint az 5 s hűlési idővel végrehajtott szimuláció esetén. A szövetszerkezetben durvaszemcsés tűs martensit figyelhető meg, amely alacsony karbon tartalma ellenére ridegen viselkedik. A hűlési sebesség csökkenésével a szövetszerkezetben kis mennyiségben bainit jelenik meg. A durvaszemcsés övezet ridegségére vonatkozó várakozásainkat a keménységvizsgálat is megerősítette. Mindkét próbatest esetén a maratóst követően a 5 lenyomatot készítettem HV10 vizsgálati terhelés mellett, három lenyomatot a próbatest közepén a termoelemek vonalában, kettőt pedig a középső lenyomattól balra és jobbra. Az 5 s hűlési idővel hűlt próbatest durvaszemcsés övezetének átlagos keménysége 417, a 15 s hűlési idővel hűlt darabét pedig 385 volt.

4.2. Normalizált övezet

A normalizált övezet szimulációs előállításakor mindkét esetben olyan szövetszerkezet létrehozására törekedtem, amely a reális varratok hőhatásövezetében előforduló legfinomabb szemcseméretű zónára jellemző. Ismeretes, hogy hevítéskor az átalakulásokat jelző A_1 és A_3 hőmérsékletek a hevítési sebesség növekedésekor felfelé tolnak. Mivel nem rendelkezünk a vizsgált acélra vonatkozó austenitesítési diagrammal, ezért először 900 $^{\circ}\text{C}$ csúcshőmérsékletet választottam a finomszemcsés övezet előállításához. Az első szimulációval készített próbatest szövetvizsgálatából azt a következtetést vontam le, hogy 500 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ hevítési sebesség és 1 s hőntartás mellett még nem történik meg a teljes austenitesedés, ezért a további kísérletekhez a csúcshőmérsékletet 950 $^{\circ}\text{C}$ -ra módosítottam. A normalizált övezeteket eredményező hőciklusokat a 6. ábra szemlélteti.

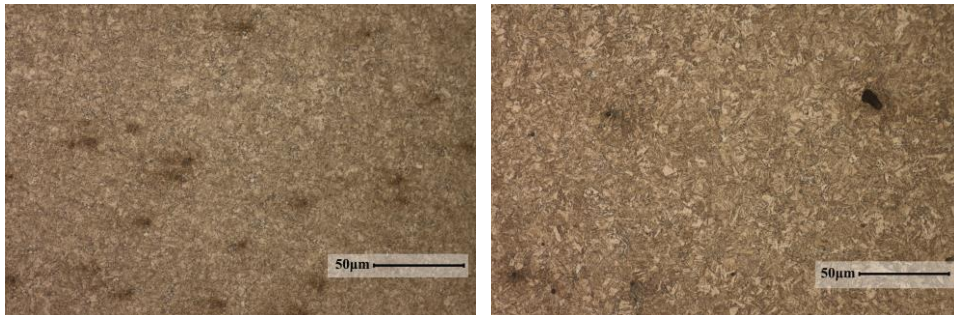
A különböző hűlési idővel jellemzett két hőciklus előállítását követően a durvaszemcsés övezethez hasonlóan a próbatetek egyik felületéről csiszolatot készítettem. A csiszolatokon látható, hogy még az alapanyagénál is kisebb méretű (3...5 μm) szemcséket sikerült előállítani. Azt tapasztaltam, hogy a lassabban hűlt próbatetek szemcsemérete kismérték-

ben nagyobb volt, illetve szövetszerkezete is megváltozott, valamint a korábbi szimulációknál tapasztaltaknak megfelelően nagyobb volt az előállított zóna szélessége.



6. ábra. A finomszemcsés (FSZ) övezet előállítását célzó hegesztési hőciklusok rövidebb és hosszabb kritikus hűlési idővel

A csiszolatokon elvégzett keménységvizsgálatok jelentős különbséget mutattak ki az 5 és 15 s $t_{8,5/5}$ hűlési idővel hűlt próbatestek között. Az előbbi esetben az átlagos keménység 417 volt, a második esetben pedig 363, amely mindösszesen 20-30 HV értékkel haladja meg az alapanyag keménységét. Érdeemes megjegyezni, hogy az 5 s hűlési idővel hűlt durvaszemcsés és finomszemcsés övezet átlagos keménysége között nem volt különbség. A 15 s hűlési idők esetében a finomszemcsés övezet átlagos keménysége azonban 20 HV értékkel volt kisebb a durvaszemcsés övezeténél, amely tapasztalataim szerint jelentősebb bainit mennyiség jelenlétére utal.

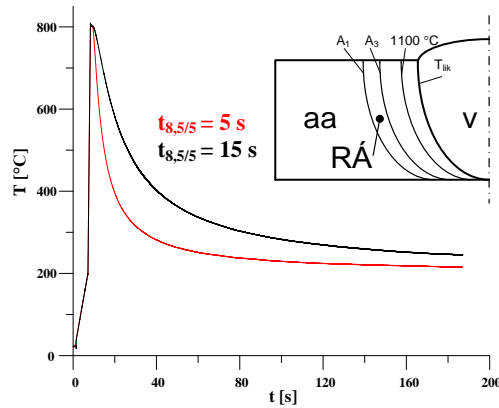


7. ábra. A szimulált finomszemcsés övezet mikroszerkezete 5 és 15 s hűlési idő esetén ($T_{max} = 950\text{ °C}$, $N = 500x$, 2% Nital)

4.3. Részleges átkristályosodási zóna

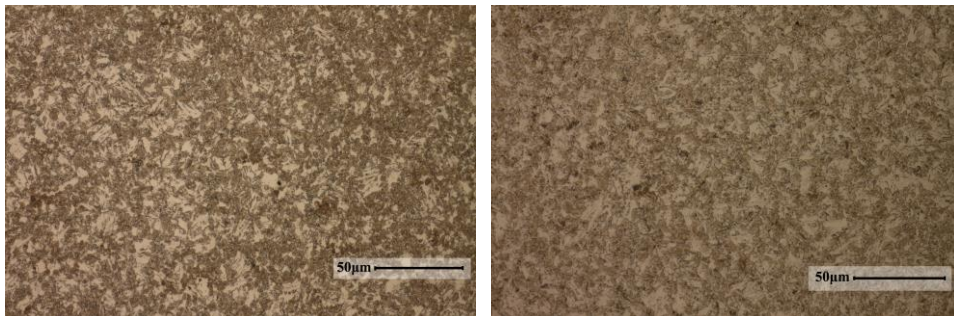
A részlegesen átkristályosodott zóna előállítása azért bizonyul nehéz feladatnak, mivel ennek a zónának a hőmérséklet tartománya a legszűkebb, ráadásul az austenitesedett részek és az eredeti szövet aránya csúcshőmérséklettől függően változik. Előkísérlet [7] során 750 °C csúcshőmérsékletet választottam ki, azonban ez a szimuláció az A_1 hőmérséklet

felfelé tolódása miatt nem bizonyult sikeresnek. Ezért a jelen cikkben bemutatandó hőhatásövezeti teszteknel a csúcshőmérsékletet 800 °C-ra módosítottam. A részleges átkristályosodási zónákat eredményező hőciklusokat a 8. ábra szemlélteti.



8. ábra. A részleges átkristályosodási (RÁ) zóna előállítását célzó hegesztési hőciklusok rövidebb és hosszabb kritikus hűlési idővel

A jellegzetes fűrtös szövetről készült mikroszkópi felvételeket a 10. ábra szemlélteti. A két különböző hűlési idővel előállított övezet mikroszerkezete között jellegzetes különbséget még 500x-os nagyításnál sem tapasztaltam. Hasonló azonosság volt megfigyelhető a keménységmérési eredményekben is. A 10 kp-os (98,1 N-os) terhelés esetén ugyanis a lenyomat már több szemcsét érint, ezért lényegében egy átlagos keménységet ad. Az 5 s hűlési idővel készült próbatétel esetén 347 HV, 15 s esetén pedig a keménység 351 HV volt. Nagyobb nagyítás (1000x) esetén még az is jól megfigyelhető, hogy a lassabban hűlt próbatétek esetén az austenitesedett részek aránya az alapszövethez képest nagyobb.



9. ábra. A szimulált részlegesen átkristályosodott övezet mikroszerkezete 5 és 15 s hűlési idő esetén ($T_{max} = 950 \text{ °C}$, $N = 500x$, 2% Nital)

Az átlagos keménység meghatározásán túl megvizsgáltam az austenitesedett részek és az eredeti szövet keménységét is. A vizsgálatokat egy Mitutoyo mikrokeménységmérő berendezésen végeztem el a gépen előállítható legkisebb vizsgálati terhelés (0,01 kp) mellett. A vizsgálat elvégzését nehezíti, hogy az alapszövet is rendkívül finom szemcséméretű, ráadásul a megindult austenitesedési folyamat miatt az eredeti szövetrészek mérete még

kisebb lesz. További nehézséget jelentett, hogy a berendezésen alkalmazható maximális nagyítás 400x. Az akadályokat végül sikerült leküzdeni, és azt tapasztaltam, hogy az austenitesedett részek keménysége eléri, sőt sok esetben meghaladja a 400 HV-t, miközben az eredeti szövet keménysége, szélső esetben akár 300 HV alá csökken, miközben az alapanyag keménysége 330...340 HV. A hűlési idő függvényében az austenitesedett részek szövetszerkezete rendkívül finom martensitből, esetenként bainitból áll, miközben az eredeti szövetrészek megeresztődnek, és szilárdságuk lecsökken. Ahogyan azt a szimulációk végrehajtásánál leírtam, a mikroszerkezeti és keménységvizsgálatokhoz szükséges próbatesten kívül övezetenként 3-3 további próbatesten is előállítottam a korábbiakban bemutatott hőciklusokat. Ezek a próbatestek Charpy-V ütővizsgálatokhoz kerülnek majd felhasználásra, amelyek elvégzése és értékelése a jelen cikk írásakor folyamatban van. Ebből adódóan a különböző hőhatásövezeti zónák szívósságáról csak később, egy következő cikk keretében számolok be.

5. Összefoglalás

Fizikai szimuláció alkalmazásával felnagyított térfogatban előállítottam a nemesített nagyszilárdságú acélok ívhegesztett kötésére jellemző különböző hőhatásövezeti zónákat, nevezetesen a durvaszemcsés, finomszemcsés és részlegesen átkristályosodott zónát. Mindhárom zónát az S960QL acélra korábban meghatározott optimális hűlési idő tartomány alsó ($t_{8,5/5} = 5$ s) és felső ($t_{8,5/5} = 15$ s) határértékére beállított hőciklussal szimuláltam. A mikroszkópi vizsgálatok megkönnyítése érdekében a GLEEBLE rendszer adottságait kihasználva az adott nagyszilárdságú acél folyamatos hűtésre érvényes átalakulási diagramjának (CCT) kísérleti meghatározását tervezem.

A hidegrepedések szempontjából legkritikusabb durvaszemcsés övezet beolvadási vonalhoz közeleső részének vizsgálatokor azt tapasztaltam, hogy a szemcsék mérete egy nagyságrenddel meghaladja az alapanyagét. A várakozásoknak megfelelően a rövidebb hűlési idővel végrehajtott szimuláció próbatestének felületén nagyobb keménységet mértem, azonban ez az érték még biztonsággal az MSZ EN 15614-1 szabvány 3. táblázatában szereplő 450 HV határérték alatt volt.

A szimulált normalizált övezetet a hegesztett kötésben előforduló legfinomabb szemcseszerkezet jellemzi. A keménységvizsgálat során azt tapasztaltam, hogy a gyorsabban hűtött próbatest átlagos keménysége megegyezett az 5 s kritikus hűlési időhöz tartozó durvaszemcsés övezet keménységével. Az eltérő hűlési idők szövetszerkezetre és keménységre gyakorolt hatása a finomszemcsés övezet esetén is szembevető volt.

A részlegesen átkristályosodott övezet tekintetében nem találtam szignifikáns különbséget az eltérő hűlési idővel hűlt próbatestek keménységében, azonban az austenitesedett térfogat aránya a $t_{8,5/5} = 15$ s esetén nagyobb volt. A fűrtös szövet két szövetelemének, a szimuláció során austenitesedett részek átalakulási termékeinek és a köztük elhelyezkedő, nem austenitesedett, csak megeresztett eredeti szövetnek a keménységét vizsgálva azt tapasztaltam, hogy az austenitesedett részek keménysége eléri az 5 s hűlési időhöz tartozó durvaszemcsés és finomszemcsés övezetek keménységét, miközben a megeresztett alapszövet kilágyul, tehát az A_1 és A_3 hőmérséklet közötti interkritikus hőmérsékletsávban egy, a kisebb szilárdságú acéloknál megszokottól eltérő, nagymértékben heterogén zóna alakul ki.

A kísérleti programot az ütővizsgálatok elvégzésével és értékelésével folytatom, amely a remények szerint nem csak a hasonló acélok hegesztéstechnológiájának kidolgozásához nyújt majd segítséget, de a későbbre tervezett törésmechanikai vizsgálatokat is megalapozza.

6. Köszönetnyilvánítás

Az ismertetett kutatómunka az Európai Unió és Magyarország támogatásával megvalósuló TÁMOP 4.2.4.A/2-11-1-2012-0001 azonosító számú „Nemzeti Kiválóság Program – Hazai hallgatói, illetve kutatói személyi támogatást biztosító rendszer kidolgozása és működtetése konvergencia program” című kiemelt projekt keretében valósult meg.

7. Irodalom

- [1] Gáspár, M., Balogh, A.: *GMAW experiments for advanced (Q+T) high strength steels*, Journal of Production Processes and Systems, Vol. 6 (1), University of Miskolc, Department of Materials Processing Technologies, 2013. pp. 9-24.
- [2] Gáspár, M., Balogh, A.: *Structural inhomogeneities in the heat affected zones of (Q+T) high strength steel joints*, XXVII. microCAD International Scientific Conference, Material Processing Technologies, University of Miskolc, Paper M3, 2013.
- [3] Rykalin, N. N.: *Teplovie processzi pri szvarke*, Vipuszk 2, Izdatelstvo Akademii Nauk SZSZSZR, Moszkva, 1953. pp. 56.
- [4] Sas, I.: *Gyakorlati tapasztalatok nagyszilárdságú acélok hegesztésében*, Fortaco Zrt., Hegesztési Nyári Egyetem, Miskolc, 2013.
- [5] Komócsin, M.: *Nagyszilárdságú acélok és hegeszthetőségük*, Hegesztéstechnika, XIII. évf. I. sz., 2002. pp. 5-9.
- [6] Kuzsella, L., Lukács, J., Szűcs, K.: *Fizikai szimulációval végzett vizsgálatok S960QL jelű, nagyszilárdságú acélon*, GÉP, LXIII. évf. 4. sz., 2012. pp. 37-42.
- [7] Gáspár, M.: *Nagyszilárdságú acélból készült hegesztett kötések hőhatásövezetének vizsgálata fizikai szimulációval*, Tavaszi Szél Konferencia, Sopron, 2013.
- [8] Érsek, L.: *Alvázak gyártása autódarukhoz nagyszilárdságú acélokból*, Hegesztéstechnika, XIX. évf. I. sz., 2008. pp. 37-42.
- [9] Winkler, F.: *Nagyszilárdságú finomszemcsés szerkezeti acélok hegesztése*, Hegesztéstechnika, III. évf. II. sz., 1992. pp. 17-31.
- [10] Adony, Y.: *Heat-affected zone characterization by physical simulations*, Welding Journal, 2006. October pp. 42-47.
- [11] Koritárné Fótos, R., Koncsik, Zs., Lukács, J.: *A fizikai szimuláció és alkalmazása az anyagtechnológiákban*, “Műszaki Tudomány az Észak-kelet Magyarországi Régióban” című konferencia, Szolnok, 2012.
- [12] Laudien, U., Müller, M., Schulze, G., Teske, T.: *Gefügerichtreihe Schweisstechnik*, Deutscher Verlag für Schweisstechnik (DVS) GmbH, Düsseldorf, 1979.
- [13] Nilson, T.: *Welding Guide of AHSS/UHSS for the automotive industry – A guide for the automotive industry*, SSAB Knowledge Service Center, Borlange, Sweden, 2012.