

S1300 ULTRA-NAGYSZILÁRDSÁGÚ ACÉL HŐHATÁS-ÖVEZETÉNEK FIZIKAI SZIMULÁCIÓS VIZSGÁLATAI

PHYSICAL SIMULATION OF HEAT AFFECTED ZONE OF S1300 ULTRAHIGH STRENGTH STEEL

Kovács Judit*, Lukács János**

ABSTRACT

Nowadays, there is an ever growing need for the wider application of high strength steels due to their favorable mechanical properties. To ensure higher strength and toughness properties the steel producers continuously develop new generations of high strength steels. The weldability of these steels has still challenges which are as follows: cold cracking sensitivity; reduction of strength and toughness of heat affected zone; filler material selection. During welding the steel may lose its outstanding properties what were provided by using various alloying elements, micro alloys, and different metallurgical methods. In real welded joints the critical parts of the heat affected zone have small extent so their properties can be limitedly analyzed. With the help of physical simulators, the different parts of the heat affected zone can be produced in a bigger size for different material tests. In our research work the weldability, especially the heat affected zone properties of an ultrahigh strength structural steel was discussed. During the heat affected zone simulations using Gleeble 3500 physical simulator, three relevant technological variants for gas metal arc welding (GMAW), $t_{8,5/5} = 5$ s, 15 s and 30 s were applied. The properties of the selected coarse grained, intercritical and intercritically reheated coarse grained zones were investigated by optical microscope and hardness tests.

1. BEVEZETÉS

Az elmúlt évtizedekben a hegesztett szerkezetek acéljai jelentős fejlődésen mentek keresztül. A fejlődés irányát elsősorban a szilárdság, azon belül is a folyáshatár növelése szabta meg. A szilárdság és a keménység között fennálló kapcsolatból következik, hogy a szilárdság növelése egyúttal az acél keménységét is növeli. A kutatók a szilárdság, a folyáshatár növelését a drága ötvözők alkalmazása helyett inkább különböző gyártástechnológiai fejlesztésekkel próbálták elérni. A normalizációs technológiában rejlő lehetőségek kimerülését követően megjelentek a légedzésű, majd a vízedzésű

nemesített acélok, végül pedig a termomechanikus kezeléssel gyártott nagyszilárdságú acélok is. Az acélgyártók mára odáig jutottak, hogy az 1900-as évek elején alkalmazott, a mai S235 jelű minőségnek megfelelő acélnál már négy-öttször nagyobb folyáshatárú szerkezeti acélokat képesek gyártani, sőt megjelentek már az 1300 MPa folyáshatárt is meghaladó típusok [1-3].

A nagyszilárdságú acélok használata lehetővé teszi a szerkezetek saját tömegének jelentős csökkenését, ezért számos területen alkalmazzák azokat, például csövezetékek, hajók, könnyűszerkezetek és nagy terhelésű hegesztett szerkezetek esetén, darukban és egyéb építőipari gépekben, az autógyártásban, teherautókban (1. ábra). Az ultra-nagyszilárdságú acélok tulajdonság együttese, például a nagy szilárdság, a kimagasló szívósság és az elfogadható alakváltozó képesség, alapvető fontosságú az említett iparágakban történő felhasználás során [4].



1. ábra A nagyszilárdságú szerkezeti acélok alkalmazása a járműiparban

2. HEGESZTÉSI NEHÉZSÉGEK

A nagyszilárdságú szerkezeti acélok hegesztésének nehézségei elsősorban a nem-egyensúlyi szövetszerkezetből adódnak. Ömlesztő hegesztés esetén ezt a szövetszerkezetet a hegesztés hőciklusa irreverzibilisen megváltoztatja, amelyet utókezeléssel már nem lehet helyreállítani. Ebből adódóan a hegesztett kötés inhomogén mikroszerkezettel, és az alapanyaghoz képest eltérő mechanikai tulajdonságokkal rendelkezik. Nehézséget jelent, hogy a hőhatásövezetben lokális jelleggel kialakuló rideg részek, különösen elegendő diffúzióképes hidrogéntartalommal párosulva, repedések kelet-

* PhD hallgató, Miskolci Egyetem Anyagszerkeztani és Anyagtechnológiai Intézet

** egyetemi tanár, Miskolci Egyetem Anyagszerkeztani és Anyagtechnológiai Intézet

kezésének helyei lehetnek. A hegesztésből adódó járulékos feszültségek és a kis alakváltozó képesség fokozottan növelik a repedésképződési hajlamot; az egyes esetekben megjelenő kilágyult zónák pedig a kötés teherviselő képességének romlását idézik elő [1],[2],[5].

A hozaganyagválasztás területe is sokkal összetettebb a nagyszilárdságú acélok esetén, mivel az alapanyag előállításakor alkalmazott gyártástechnológiát nem lehet a hegesztés során reprodukálni, ezért nehéz olyan hozaganyagot választani, amely egyidejűleg garantálja a varrat kellő szilárdságát, és a repedésképződés elkerüléséhez szükséges alakváltozó képességet. Továbbá, bizonyos szilárdság fölött, a szilárdsági kritériumnak már nem is biztos, hogy meg tudnak felelni a hozaganyagok [1],[2].

3. HŐHATÁSÖVEZET

A nemesített nagyszilárdságú acélok hőhatásövezete elsősorban a szívósságcsökkenés, másodsorban pedig a kilágyulás miatt okozhat problémát. Egy nagy-szilárdságú szerkezeti acélból készült hegesztett kötésben a ridegtörés a varrat mellett elsősorban a hőhatásövezetben következhet be, ahol a hegesztési hőciklusok új, (döntően) kedvezőtlen mikroszerkezetet hoznak létre. Többretegű varratok esetén, amikor a már kész varratot a következő sor részben megolvasztja, illetve a meg nem olvadt részeket áthőkezelet, sokkal összetettebb hőhatásövezeti sávok alakulnak ki [1],[2].

Bár a szerkezeti acélok hőhatásövezete több sávra osztható két kritikus sávot kell kiemelnünk, amelyeket általában a keménység és szívósság változás szempontjából vizsgálunk. Ez a két sáv a durvaszemcsés (DSZ) és az interkritikus (IK) sáv, többretegű varrat esetén pedig az interkritikus durvaszemcsés (IK DSZ) sáv.

4. A VIZSGÁLT ANYAGMINŐSÉG

A kutatómunkában vizsgált nagyszilárdságú acélhoz műbizonylat nem állt rendelkezésre, ezért vegyelemzést kellett végeznünk. Az elemzés alapján a vizsgálatokhoz használt szerkezeti acél kémiai összetételének mért értékei az 1. táblázatban láthatók.

1. táblázat A vizsgált acél kémiai összetétele

Kémiai összetétel [tömeg%]						
C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu
0,23	0,45	1,86	0,012	0,001	0,85	0,093
Ni	Mo	V	Ti	Al	Nb	Zr
2,43	0,360	0,030	0,002	0,063	<0,001	<0,001

Az acél átlagkeménysége 468 (HV10), ami alapján az S1300 kategóriába sorolható; a mért kémiai összetétel alapján számított karbonegyenértéke $CEV=0,956\%$ és $CET=0,56\%$. A szállítási állapotban, optikai mikroszkóppal készült felvételen, $N = 200x$ -os nagyításban, a 2. ábrán látható az ultra-nagyszilárdságú acélokra jellemző megeresztett martenzites szövetszerkezet.



2. ábra Az alapanyag szövetszerkezete, $N = 200x$

5. FIZIKAI SZIMULÁCIÓS VIZSGÁLATOK

A hőhatásövezet fizikai szimulációs vizsgálataihoz első lépésben ki kell választani egy hőciklus modellt. A kutatómunkában a választás a vastag lemezekre érvényes Rykalin-3D modellre esett, mivel az a kétdimenziós modellel szemben független a lemezvastagságtól, így kevesebb változó bonyolítja az eredmények értékelését. A hőciklusok előállításához szükség van az acél fizikai jellemzőire és a vizsgálandó hőhatásövezeti hőciklusok csúcshőmérsékletére.

Az elvégzett hőhatásövezeti vizsgálatok a Rykalin-3D modell felhasználásával és a hőmérsékletfüggő fizikai jellemzők figyelembevételével kiszámított idő-hőmérséklet pontok segítségével, a teljes hőhatásövezeti hőciklusok meghatározásával történtek. Ezt követően a fizikai szimulációs programokat a Miskolci Egyetem Anyagszerkezettani és Anyagtechnológiai Intézetében található Gleeble 3500 fizikai szimulátor manuális programozásával állítottuk elő.

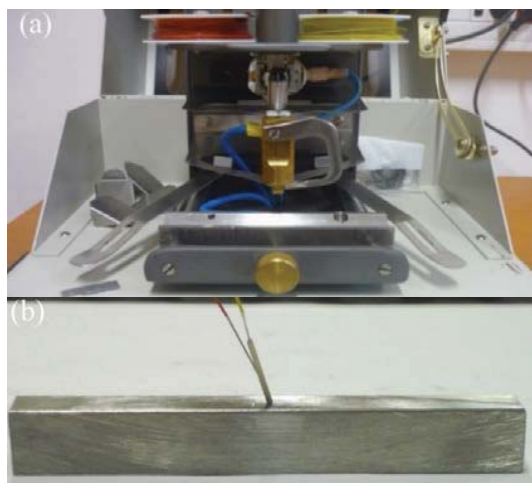
A vizsgálandó hőhatásövezeti hőciklusok csúcshőmérsékletének kiválasztásának fő szempontja az volt, hogy a hőhatásövezetben előforduló legkisebb szívóssággal rendelkező sávokat állítsuk elő, ezért a választásunk a durvaszemcsés, az interkritikus és – a komplex hőhatásövezeti sávok közül – a durvaszemcsés sáv A_{c1} és A_{c3} hőmérsékletek közé hevült, interkritikus megeresztett részére esett. A hőhatásövezet IK zónájának szimulációjához 775 °C , a DSZ sáv esetén, pedig 1350 °C csúcshőmérsékletet állítottunk be.

A hegesztési paraméterek és a hűlési időintervallum meghatározásához a huzalelektrodás védőgázos ív-hegesztést vettük alapul. A vizsgálatok során három különböző hűlési időt állítottunk be, ahhoz, hogy szimulálni tudjunk egy kis, egy közepes és egy nagy fajlagos hőbevitellel történő hegesztést. Ez alapján a választott hűlési időintervallumok $t_{8,5/5} = 5$ s, 15 s és 30 s voltak, a kísérleti programot a 2. táblázat foglalja össze.

2. táblázat A hőhatásövezeti vizsgálatok kísérleti programja

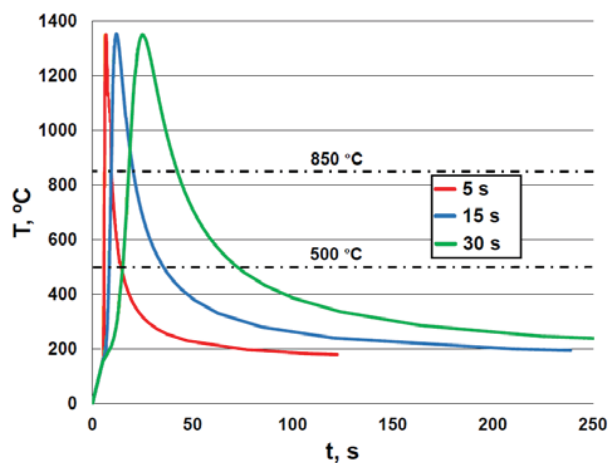
Hőhatásövezeti sáv	Csúcshőmérséklet, [°C]		$t_{8,5/5}$ hűlési idő, [s]
	T_{max1}	T_{max2}	
DSZ	1350	-	5, 15, 30
IK	775	-	5, 15, 30
IK DSZ	1350	775	5, 15, 30

A fizikai szimulációs kísérleteknél alkalmazott, próbatestek méretei a Gleeble kézikönyv ajánlásai alapján 10 mm x 10 mm x 70 mm voltak. A próbatestekre a szimulációs tesztek megkezdése előtt a K(NiCr-Ni) típusú termoelemeket egy célberendezéssel hegesztettük fel. A termoelem hegesztőgép és a próbatest a ráhegesztett termoelemekkel a 3. ábrán látható.

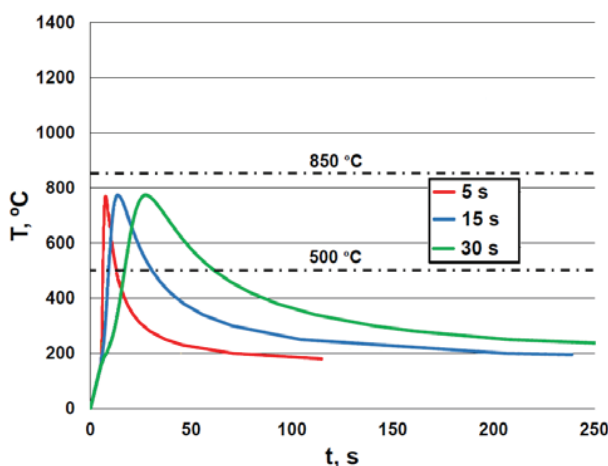


3. ábra Termoelem hegesztőgép (a), próbatest a ráhegesztett termoelemekkel (b) [6]

Mindegyik hőhatásövezeti sáv és hőciklus esetén előmelegítési/rétegekőzi hőmérsékletnek egységesen 150 °C-ot állítottunk be. A vizsgálatok vákuumban történtek, ez adta a védelmet az oxidáció és a dekarbonizáció ellen. A szükséges paraméterek meghatározása után a hőciklusok a Gleeble 3500 fizikai szimulátor szoftverében beprogramozhatók. A DSZ sáv előállítását célzó hőciklusokat a 4. ábra, az IK sávét pedig az 5. ábra szemlélteti; az IK DSZ sáv előállításához ezen hőciklusok kombinációit használtuk fel.



4. ábra A DSZ sáv előállítását célzó hőciklusok ($T_{max} = 1350$ °C)

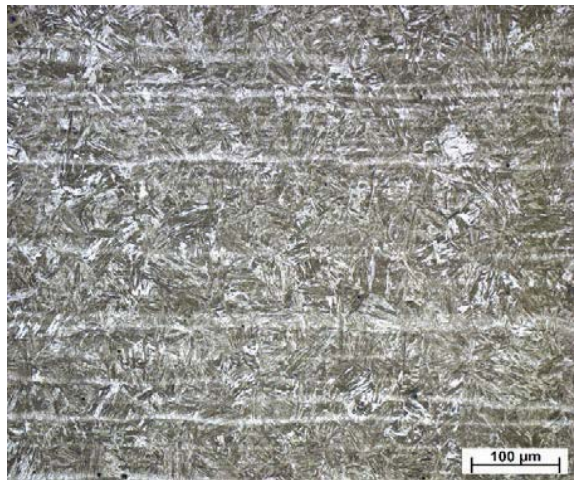


5. ábra Az IK sáv előállítását célzó hőciklusok ($T_{max} = 775$ °C)

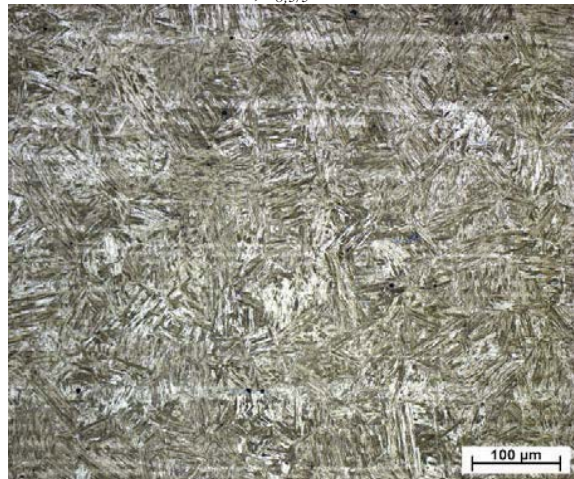
Az előre beprogramozott hűlési időket a réz befogópórák hőelvonó képességével sikerült elérni, amely körül egy vízűtésű befogószerkezet van. A hőelvonó képességet továbbá a befogópórák közötti távolság is befolyásolja. Ezt 10 mm-re választottuk, így a jelen mérési összeállítással a kívánt hűlési időket gond nélkül sikerült megvalósítani. Ezt követően minden egyes próbatestet a hőhatásövezeti sáv közepén, a termoelem mentén elvágtuk a későbbi anyagvizsgálatok számára. A próbatestek keresztmetszetén optikai mikroszkópos vizsgálatokat végeztünk, amelyhez a mintákat a csiszolást és polírozást követően Nitál (3%-os alkoholos HNO₃) marószerezellel készítettük elő. A maratás után a darabolt és Duracryl Plus kétkomponensű hidegbeágyazószerbe ágyazott mintákat mikroszerkezeti vizsgálatnak vetettük alá, Zeiss Observer D1 m optikai mikroszkóp segítségével. A mikroszkópos felvételek elkészítése után, annak érdekében, hogy a próbadarabok eredeti, illetve a szimulációt követő keménységét összehasonlíthassuk, HV10 keménységméréseket végeztünk, Reicherter UH 250 típusú keménységmérő berendezéssel.

6. MIKROSZERKEZETI VIZSGÁLATOK

A 6. ábrán a DSZ hőhatásövezeti sáv szövetképei láthatók a különböző hűlési idők szerint, $N = 200\times$ -os nagyításban.



a, $t_{8,5/5} = 5\text{ s}$



b, $t_{8,5/5} = 15\text{ s}$

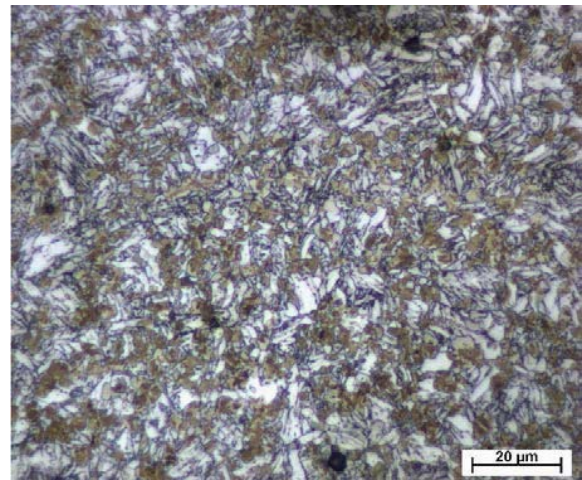


c, $t_{8,5/5} = 30\text{ s}$

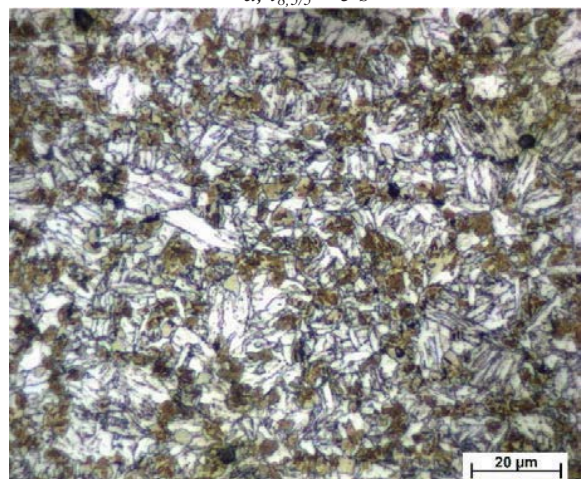
6. ábra DSZ sáv, $T_{max} = 1350\text{ °C}$, $N=200\times$

A szövetképeken az alapanyagra jellemző, alapvetően martenzites szövetszerkezet figyelhető meg.

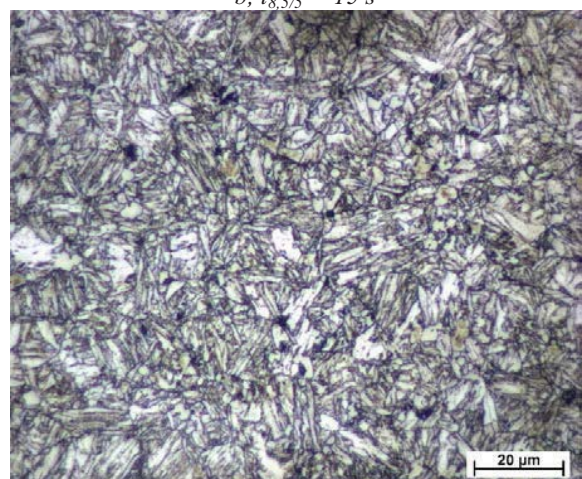
A 7. ábrán az A_1 és A_3 közé hevült IK hőhatásövezeti sáv szövetképei láthatók, ezúttal is a különböző hűlési idők szerint, $N = 1000\times$ -es nagyításban.



a, $t_{8,5/5} = 5\text{ s}$



b, $t_{8,5/5} = 15\text{ s}$

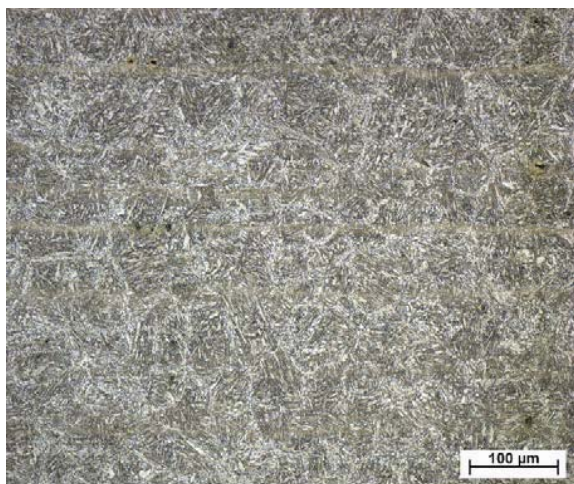


c, $t_{8,5/5} = 30\text{ s}$

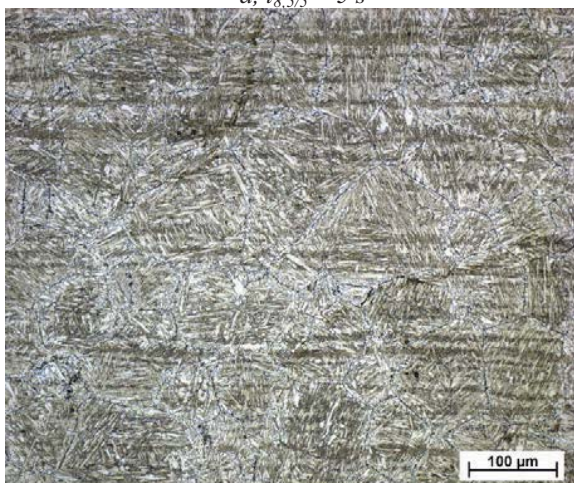
7. ábra IK sáv, $T_{max} = 775\text{ °C}$, $N=1000\times$

Mivel az IK hőhatásövezeti sáv esetén a hegesztési hőciklus hevítési szakaszában csak részben történik meg az ausztenites átalakulás, itt egy meglehetősen heterogén szövetszerkezet alakult ki. A 7. ábrán bemutatott felvételek alapján az 5 s-os és a 15 s-os hűlési idő esetén kialakuló mikroszerkezet közel azonos, viszont a 30 s-os hűlési idő esetén finom, tús szerkezet látható az ausztenitesedett részekben, amely kevésbé homogén, mint a rövidebb hűlési idők alkalmazásakor.

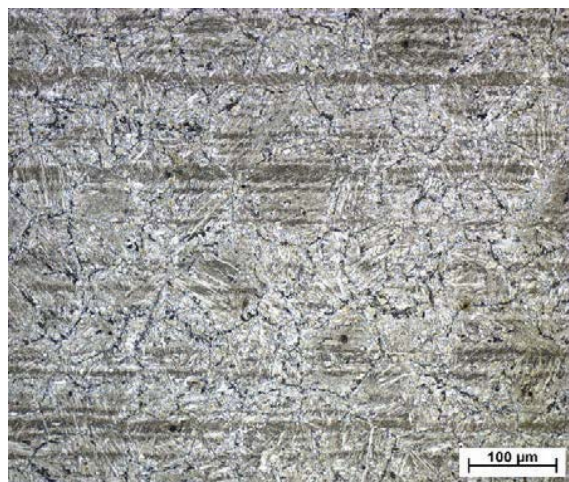
Az IK DSZ hőhatásövezeti sáv szövetekepei, ugyancsak a különböző hűlési idők szerint, $N = 200\times$ -os nagyításban, a 8. ábrán láthatók. Az első $1350\text{ }^{\circ}\text{C}$ csúcshőmérsékletű hőciklus után kialakult primer ausztenit szemcsék határán a második, interkritikus hőciklus hatására elindul az $\alpha\text{-}\gamma\text{-}\alpha$ átalakulás. A szemcsehatárokon lévő martenzit-ausztenit részek, nagy keménységük miatt, erősen ridegítik a szemcsehatárt. A szemcsék belsejében a korábbi martenzit szemcsékre jellemző tús, szerkezet a megeresztés ellenére is beazonosítható. A hűlési idő növelésével nő az ausztenitesedett részek mennyisége a primer ausztenit szemcsehatárokon.



a, $t_{8,5/5} = 5\text{ s}$



b, $t_{8,5/5} = 15\text{ s}$

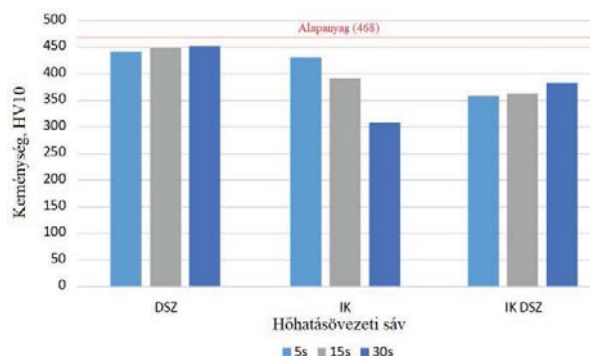


c, $t_{8,5/5} = 30\text{ s}$

8. ábra IK DSZ sáv, $T_{max1} = 1350\text{ }^{\circ}\text{C}$; $T_{max2} = 775\text{ }^{\circ}\text{C}$, $N=200\times$

7. KEMÉNYSÉGVIZSGÁLATOK

A keménységmérések (HV10) eredményeit a 9. ábrán szemléltetjük, míg a 3. táblázatban a mért keménységértékek átlagai láthatók, a különböző hőhatásövezeti sávok és a hűlési idők függvényében.



9. ábra Keménységvizsgálati eredmények

3. táblázat Keménységvizsgálati eredmények

Hőhatásövezeti sáv	$t_{8,5/5}$ hűlési idő, [s]	Átlag keménység
DSZ	5	442
	15	449
	30	452
IK	5	431
	15	392
	30	308
IK DSZ	5	359
	15	364
	30	383

Az összehasonlíthatóság érdekében, a 9. ábrán feltüntetettük az alapanyag keménységét is. Ez alapján jól látszik, hogy a hőhatásövezeti szimulációk után az acél kilágyult, a keménység egyik esetben sem éri el az alapanyag keménységét. A vizsgált szerkezeti acél eredeti keménységét legjobban a DSZ sáv keménysége közelíti meg. Ebben a sávban gyakran előfordul, hogy a keménység meghaladja az alapanyag keménységét, viszont az eredmények alapján a vizsgált S1300 ultra-nagyszilárdságú acél esetén ebben a sávban is kilágyulás figyelhető meg. Az IK sávban mért keménységértékek alapján megfigyelhető, hogy a hűlési idő növelése negatív hatással van a keménységre. A mért értékek alapján az 5 s-os és a 30 s-os hűlési idő között több mint 120 HV értékkel csökkent a keménység. Az IK DSZ sáv keménységére kedvező hatással van a hűlési idő növelése. Ebben a sávban is a legnagyobb kilágyulás 5 s-os hűlési idő esetén figyelhető meg, a legnagyobb keménységértékek pedig a 30 s-os hűlési időhöz tartoznak.

8. ÖSSZEFOGLALÁS

Vizsgálataink során, fizikai szimuláció segítségével, három különböző hőhatásövezeti sávot (DSZ, IK és IK DSZ) vizsgálatunk három különböző hűlési idővel (5 s, 15 s és 30 s) az adott ultra-nagyszilárdságú (S1300) acélból kimunkált próbatesteken. A hőhatásövezeti szimulációkat az Anyagszerkezet-tani és Anyag-technológiai Intézetben megtalálható Gleeble 3500 fizikai szimulátorral végeztük el. A sikeres hőciklusok után a próbatesteket előkészítettük optikai mikroszkópos és keménységvizsgálatokhoz.

Az eredmények alapján megállapítható, hogy a hőhatásövezeti szimulációk után a keménység egyik esetben sem érte el az alapanyag keménységét, a vizsgált ultra-nagyszilárdságú acél a hegesztési hőciklusok hatására kilágyult. Az IK sávban a hűlési idő növelése negatív hatással volt az anyag keménységére. A DSZ sáv esetében számottevő különbség nem volt a keménységértékek között, míg az IK DSZ sávban a hűlési idő növelése előnyösnek bizonyult. A kapott eredmények alapján elmondható, hogy a vizsgált ultra-nagyszilárdságú acél esetén érdemes rövidebb $t_{8,5/5}$ hűlési időt alkalmazni, mivel a hőhatásövezet leggyengébb része az IK sáv volt, viszont 5 s-os hűlési idő esetén a keménysége megközelítette a DSZ sáv keménységét. A rövidebb hűlési idő eléréséhez a hegesztés során érdemes lehet valamilyen sugaras

hegesztéstechnológiát, vagy huzalelektrodás védőgázos ívhegesztés esetén impulzus technológiát alkalmazni.

Az elvégzett vizsgálatok után azért, hogy pontosabban meghatározhatjuk a vizsgált anyag hegesztést követő tulajdonságait, a szilárdsági tulajdonságok vizsgálata mellett, az egyes hőhatásövezeti sávok szívóssági tulajdonságait is tervezzük elemezni.

9. KÖSZÖNETNYILVÁNÍTÁS

Szerzők köszönetet mondanak a PYLON-94 Gép- és Acélszerkezetgyártó Kft.-nek a kísérleteknél használt nagyszilárdságú acél biztosításáért.

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.

10. IRODALOM

- [1] Gáspár M.: Nemesített nagyszilárdságú szerkezeti acélok hegesztéstechnológiájának fizikai szimulációra alapozott fejlesztése. PhD értekezés, Miskolc, 2016., pp. 7-100.
- [2] Dobosy Á.: Tervezési határgörbék nagyszilárdságú acélokból készült, ismétlődő igénybevételű szerkezeti elemekhez. PhD értekezés, Miskolc, 2017., pp. 5-34.
- [3] Gáspár M.; Jámor P.: Termomechanikusan kezelt S960M nagyszilárdságú acél hőhatásövezetének fizikai szimulációra alapozott elemzése, HEGESZTÉSTECHNIKA 27: 2 pp. 30-35., 6 p. (2017)
- [4] 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.
- [5] Adonyi, Y.: Heat-affected zone characterization by physical simulations, Welding Journal, October 2006. pp. 42-47.
- [6] R. P. Sisodia, M. Gáspár: Physical Simulation-Based Characterization of HAZ Properties in Steels. Part 1. High-Strength Steels and Their Hardness Profiling, STRENGTH OF MATERIALS 51, 2019: 3 pp. 490-499., 10 p.