

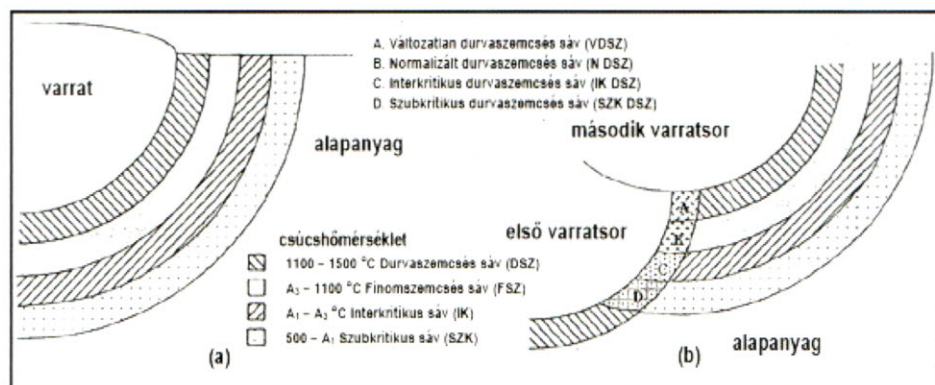
Gáspár Marcell, Raghawendra Sisodia, Dobosy Ádám, Németh Alexandra

Csőtávvezetékben alkalmazott acélminőségek hegesztésekor kialakuló hőhatásövezet tulajdonságainak elemzése fizikai szimulációval

Bevezetés

A magyarországi földgázszállító csőtávvezeték hálózat hossza közel 6000 km, átlagos életkora pedig meghaladja a 30 évet. A hazai nagynyomású földgázszállító távvezetékrendszer 25 hazai pontján – továbbá 4 határkeresztező betáplálási ponton és közel 400 kiadási ponton – köztük 5 határkeresztező kiadási ponton – végzi egyrészt a hazai termelésből, másrészt a külföldről származó földgáz átvételét és átadását [1]. A magyarországi földgázszállító csőtávvezeték rendszerek üzembiztos működéséhez a kiemelt minőségi elvárásokat teljesítő hegesztett kötések szükségesek. A csőtávvezeték szakaszok közötti hegesztett kötések egyrészt a rendszer telepítésének szakaszában készülnek, másrészt bizonyos időszakonként sor kerül az egyes csőszakaszok javítására és cseréjére. A hegesztő eljárások tekintetében a kézi ívhegesztést továbbra is használják, amely mellett egyre inkább elterjed a portöltetű huzalelektrodás védőgázos ívhegesztés, azon belül is a korszerű eljárásváltozatok alkalmazása [2, 3]. A hegesztéstechnológia tervezéséhez célszerű ismeretekkel rendelkezni a hegesztési paramétereknek a varrat és a hőhatásövezet szövetszerkezetére és mechanikai tulajdonságaira gyakorolt hatásáról, amelyet a hegesztőmérnökök rendszerint az eljárásvizsgálat keretében szereznek meg. Ez felértékelte a szerkezetintegritási szemlélet és az ahhoz tartozó módszerek és számítások szerepét [4, 5].

Cikkünkben a Magyarországon leggyakrabban alkalmazott három csőtávvezeték acélminőség (X52, P355NH, L485MB) hegeszthetőségét elemeztük, kézi ívhegesztés esetére, fizikai szimulációval. Az ipari gyakorlatban alkalmazott hegesztési paraméterek figyelembevételével a $t_{8/5} = 5 \dots 10$ s hűlési idő tartományt vizsgáltuk. A sikeresen elvégzett fizikai szimulációkat követően a szívósság szempontjából kritikus hőhatásövezeti sávok (durvaszemcsés, interkritikus,



1. ábra. A hőhatásövezet szerkezete egysoros és többsoros varratfelépítés esetén [8].

interkritikus durvaszemcsés) tulajdonságait optikai mikroszkópos vizsgálattal, keménységvizsgálattal és ütővizsgálattal elemeztük.

A hőhatásövezet szerkezete szénacélok esetén

Egy melegen hengerelt, ötvöztelen vagy gyengén ötvözött szénacél egyrétegű varratának hőhatásövezete általában esetben az alábbi sávokból épül fel [6, 7]:

- szilárd-folyékony átmenet ($T_s \dots T_l$),
- durvaszemcsés sáv (DSZ) ($1100 \text{ °C} \dots T_s$),
- finomszemcsés (normalizált) sáv ($A_3 \dots 1100 \text{ °C}$),
- interkritikus (részleges átkristályosodási) sáv ($A_1 \dots A_3$),
- szubkritikus (kilágulási) sáv ($500 \text{ °C} \dots A_1$),
- szegregációs sáv ($100 \text{ °C} \dots 500 \text{ °C}$).

Az egyrétegű és a többrétegű varratfelépítés esetén kialakuló (A_1 feletti) hőhatásövezet szerkezetét az 1. ábra szemlélteti [8].

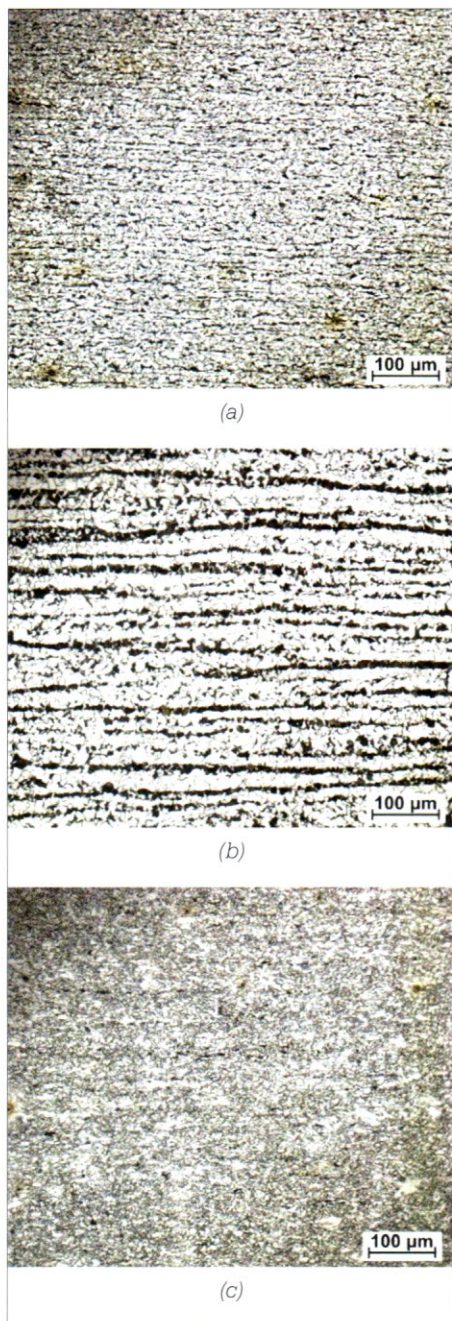
Szénacélok esetén a szívósságcsökkenés szempontjából veszélyes hőhatásövezeti zónák a durvaszemcsés sáv (DSZ), az interkritikus sáv (IK) és a többrétegű varratokban előforduló interkritikus durvaszemcsés sáv (IK DSZ). A durvaszemcsés sáv esetén a

csúcshőmérséklet közvetlenül az összeolvadási vonal mellett jóval meghaladja az A_3 hőmérsékletet, aminek következtében az ausztenit szemcsék (1100 °C felett) – az ötvözőtartalom függvényében – exponenciális ütemben kezdenek el durvulni. Ez a sáv egyrészt az eldurvult szemcsék és a szívósság szempontjából kedvezőtlen martenzites és/vagy felső bénites szövetszerkezet; másrészt pedig a hidegrepedések megjelenésének veszélye miatt is kritikus szénacélok esetén, mivel a varratba kerülő hidrogén diffúzió útján a durvaszemcsés sávba jutva hidegrepedéseket okozhat [10, 11].

Az, hogy a szívósság szempontjából a hőhatásövezet melyik része mondható kritikusnak, az alapvetően a vizsgált acél típusától függ. Általában a szénacélok hőhatásövezetében bekövetkező szívósságcsökkenésről mindenkinek a durvaszemcsés sáv jut az eszébe, azonban egyes acélkategóriák esetén az interkritikus sáv (IK) vizsgálata is érdekes lehet. A durvaszemcsés sáv mellett található normalizált sávtól az alapanyag felé távolodva, a hőmérséklet csökkenésével, a hegesztési hőciklus hevítési szakaszában csak részben történik meg az ausztenitesedés, ezért itt egy meglehetősen heterogén szövetszerkezet alakul ki. Ebben az interkritikus hőmérséklet tartományban az ausztenitesedés egy viszonylag összetettebb folyamat ered-

Anyag	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Ni	Mo	Cu	Ti	V	Nb
X52 (1.0499)	0,12	0,17	1,43	0,01	0,002	0,03	0,04	0,02	0,001	0,01	0,002	0,006	0,003
P355NH (1.0565)	0,15	0,36	1,22	0,01	0,003	0,04	0,17	0,07	0,04	0,17	0,004	0,05	0
L485MB (1.8977)	0,07	0,35	1,68	0,02	0,004	0,035	0,02	0,01	0,003	0,02	0,01	0,06	0,051

1. táblázat. Az alapanyagok vegyi összetétele tömegszázalékban gyártói műbizonylat szerint



2. ábra. A vizsgált alapanyagok szövetszerkezete (marószér: 2%-os Nital).

Anyag	Lemezvastagság, mm	R _{p0,2} , MPa	R _m , MPa	A ₅ , %	KV, J (0 °C)
X52	6,4	395	599	32,4	173
P355NH	12,5	386	552	25,5	213
L485MB	12,5	508	600	24	153

2. táblázat. Az alapanyagok lemezvastagsága és a gyártói műbizonylat szerinti mechanikai tulajdonságai.

képessége, mint az eredeti szövetszerkezet. Ezt követően, a hűtési szakaszban, ezek a karbonban dúsult, ausztenit alakult részek az alapszövethez képest ridegebb szövetekké, vegyi összetételétől és hűlési sebességtől függő tulajdonságú martenzitté alakulnak, amelyeket ferrit tartalmú, lágyabb szövetek vesznek körbe [10, 11].

Többrétegű varratfelépítés vagy hegesztéssel történő javítás esetén az egyrétegű varratfelépítésre jellemző hőhatásövezeti sávok kombinációja is előállhat [6]. Az IK DSZ lokális sávban a durvaszemcsés és az interkritikus sávokra jellemző kedvezőtlen tulajdonságok felerősítik egymást. Ennek a speciális sávnak a szívósságát általában a megeresztett durvaszemcsés mátrix szívóssága és a fázisátalakuláson átment rideg martenzit-auszenit (M-A) részek mennyisége, fajtája és eloszlása határozza meg [12][13]. Ezekre a részekre az IK sávnál kifejtett okok miatt jellemző, hogy nagyobb a karbon tartalmuk. Az A₁ és A₃ hőmérséklet-tartomány közötti újrahevítéskor az ausztenit a nagyobb karbon tartalmú helyeken képződik, ami a kis hőbevitelre jellemző gyors hűtési folyamat során martenzit tartalmú szövetelemekké alakulhat át, amelyekben sokszor finom, maradék ausztenit figyelhető meg. Az M-A részek tulajdonságát az előző hegesztési sor csúcshőmérséklete és hűlési ideje erőteljesen befolyásolja. Rövid hűlési idők esetén a szívóssági jellemzőket elsősorban az M-A részek mennyisége határozza meg, hosszabb hűlési idő esetén pedig az alapszövet és az M-A részek keménysége közötti különbség a döntő [13]. Az interkritikus megeresztett durvaszemcsés sávnak a teljes hegesztett kötés szívósságára gyakorolt kedvezőtlen hatását csökkenti, hogy ez a sáv nincs jelen a teljes lemezvastagságban, csak lokálisan fordul elő, miközben a durvaszemcsés és az interk-

ritikus sáv a teljes szelvényméretre jellemző. Ebből következően többrétegű varratfelépítés esetén az egyes sorok helyzetével befolyásolni tudjuk a lokális rideg részek (például IK DSZ) elhelyezkedését.

Kísérleti munka

Vizsgált alapanyagok

A kísérleti munka keretében vizsgált alapanyagok gyártói műbizonylat szerinti vegyi összetételét az 1. táblázat, mechanikai tulajdonságai a 2. táblázat foglalja össze.

A vizsgált alapanyagok szövetszerkezetéről készült optikai mikroszkópos felvételeket a 2. ábra tartalmazza.

A próbatest geometriai jellemzői

A szimulált hőhatásövezeti sávokhoz a P355NH és az L485MB anyagminőségek esetén a 3. ábrán látható 10×10×70 mm, az X52 anyagminőség esetén pedig 10×5×70 mm méretű, köszörült felületű próbatesteket alkalmaztunk, amelyekben a szabványos bemetszések elkészítését követően az ütővizsgálatok is elvégezhetőek. A 10×5 mm keresztmetszetű próbatestek esetén egyszerre két próbatestet helyeztünk be a vákuumkamrába, mivel a befogópofák alapvetően 10×10 mm méretű próbatestekhez készültek. Ellenőrzés céljából ilyen esetekben két termoelempárt alkalmaztunk, amelyekkel így egyidejűleg mindkét próbatesten tudtuk mérni a hőmérsékletet. Az elérendő hűtési sebesség a befogópofák hőelvonó képessége mellett a köztük lévő távolsággal is befolyásolható; a hőhatásövezeti vizsgálatához alapvetően 10 mm a javasolt távolság.

Vizsgálati paraméterek

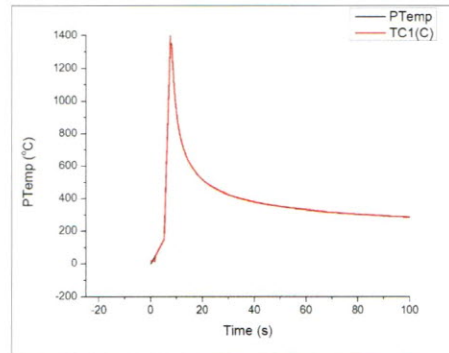
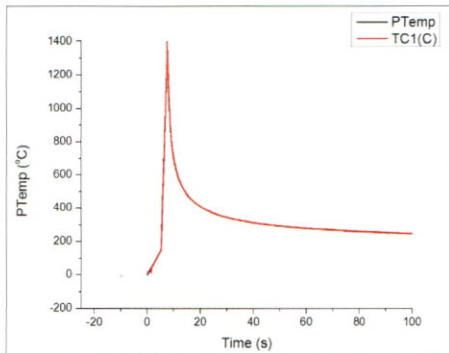
A szimulációs paraméterek meghatározásához az ipari gyakorlatban al-

ményeként megy végbe, amelyben az ausztenitcsíra képződése és növekedése a meghatározó [8]. Az eredeti szemcsék határán létrejövő, γ - α átalakuláson átment részeknek jellemzően nagyobb karbon tartalmuk van, mivel ebben a hőmérséklet tartományban az ausztenitnek nagyobb a karbonoldó

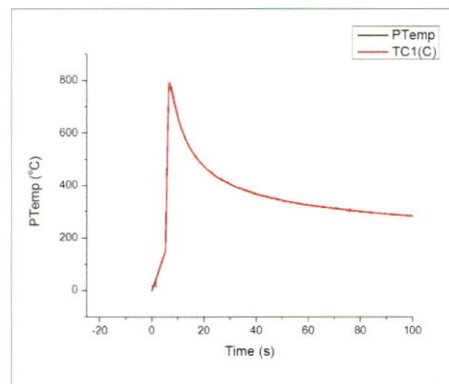
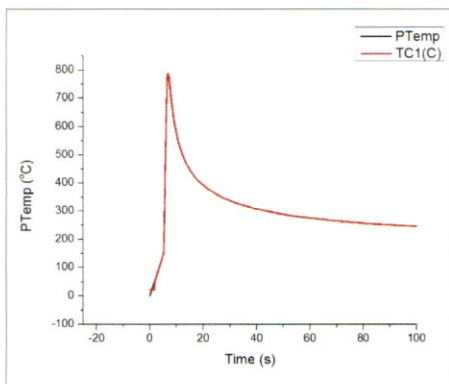
TUDOMÁNYOS PUBLIKÁCIÓK

Hőhatásövezeti sáv	Csúcshőmérséklet, °C		$t_{8/5}$ hűlési idő, s	Vizsgálati próbatestek száma	
	$T_{max,1}$	$T_{max,2}$		Ütővizsgálat	Keménységmérés, szövetszerkezet vizsgálat
DSZ	1350	-	5	4 darab	1 darab
			10	4 darab	1 darab
IK	775	-	5	4 darab	1 darab
			10	4 darab	1 darab
IK DSZ	1350	775	5	4 darab	1 darab
			10	4 darab	1 darab
Összes darabszám / csőtípus			30 darab		

3. táblázat. A hőhatásövezeti vizsgálatok kísérleti programja adott csőtípusra.



4. ábra. A durvaszemcsés (DSZ) sáv előállítására szolgáló hőciklus $t_{8/5} = 5$ s (a) és 10 s (b) esetén.



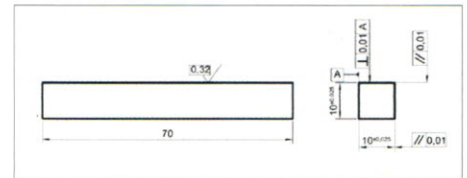
5. ábra. Az interkritikus (IK) sáv előállítására szolgáló hőciklus $t_{8/5} = 5$ s (a) és 10 s (b) s esetén.

kalmazott hegesztési utasításokon szereplő adatokat használtuk. A hegesztési folyamat hűlési szakaszát általában az A_3 hőmérsékletéről (ami az acél karbontartalmától függően általában 723–911 °C, kis karbontartalom esetén 800–900 °C közé tehető) 500 °C-ra történő hűlési idővel szokták jellemezni. Ennek a hűlési időnek a jelölése általában $t_{8/5}$, amelynek a számításának alapját a különböző hővezetési (Rykalin-féle) modellek adják [14]. Tekintettel arra, hogy a vizsgált csővezeték alapanyagok az ötvözetlen, illetve a gyengén ötvözött acélok csoportjába tartoznak, mindhárom anyagminőség esetén ugyanazokat, a hőmérséklet függvényében állandónak tekintett hőfizikai jellemzőket használtuk (hővezetési tényező:

$\lambda = 37,75$ W/(m·K); állandó nyomáson vett fajhő: $c_p = 690,24$ J/(kg·K); sűrűség: $\rho = 7614,74$ kg/m³) [15].

Az ipari partner által rendelkezésünkre bocsátott hegesztési utasításokon szereplő információk alapján arra a következtetésre jutottunk, hogy a vizsgált anyagminőségek és lemezvastagságok esetén a $t_{8/5}$ hűlési idő döntően az 5–10 s tartományba esik. A próbatestek számának csökkentése érdekében a maximálisan és a minimálisan előírt sorközi hőmérséklet értékek átlagát ($T = 150$ °C) vettük alapul a szimulációkhoz.

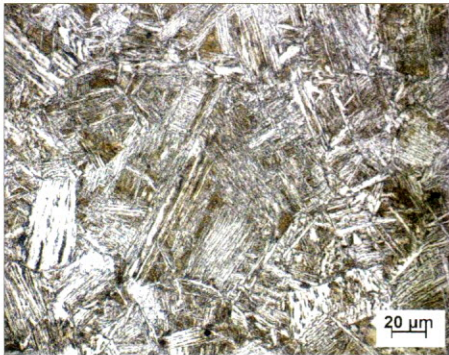
Korábbi fizikai szimulációs kísérleteinkre [6] és szakirodalmi ajánlásokra [12, 13] alapozva a szívóssági tulajdonságok szempontjából legkritikusabbnak ítélt sávok (DSZ, IK, IK



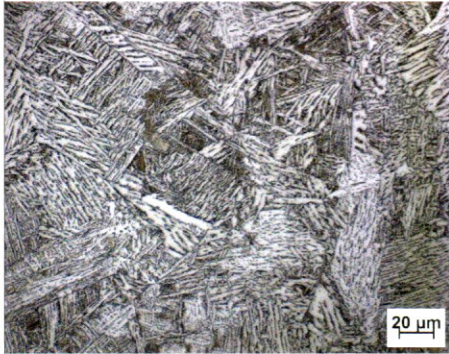
3. ábra. A fizikai szimulációkhoz alkalmazott négyzetes keresztmetszetű próbatest.

DSZ) előállítására törekedtünk. A durvaszemcsés (DSZ) sávhoz tartozó szimulációs hőciklus maximális hőmérsékletét úgy kell meghatározni, hogy annak hatására a lehető legnagyobb szemcsék jöjjenek létre. Ennek értéke $T_{max,DSZ} = 1350$ °C, míg az interkritikus (IK) sáv esetén a csúcshőmérsékletnek – ugyancsak a korábbi kísérletekre támaszkodva – $T_{max,IK} = 775$ °C értéket választottunk. Előzetes kísérleteink alapján ugyanis az A_1 és A_3 hőmérséklet közötti időintervallumon belül rendszerint ez a csúcshőmérséklet okozza a legkisebb szívósságot. Az interkritikus durvaszemcsés (IK DSZ) sáv előállításához a hőciklus modellben az 1350 °C-ra való hevítést követő hűtési szakaszt egy újabb 775 °C-ra történő hevítés követ, amely a többsoros varratfelépítés esetén jelentkező megeresztő hatást reprezentálja. A két csúcshőmérséklet között, az előzőekben indokolt módon, egy 150 °C-os sorközi hőmérsékletig kell visszahűteni a próbadarabot. Az így meghatározott paraméterek alapján a 3. táblázat tartalmazza a kísérleti programot, összegezve a szükséges próbadarab számokat is. A hegesztési hőciklusok előállításához 500 °C/s hevítési sebességet és 0,5 s hőntartási időt állítottunk be. A hűlési szakasz Rykalin-modell szerinti függvényét a Quicksim szoftver – a hőfizikai jellemzők, a $t_{8/5}$ hűlési idő és a hegesztési hőmérséklet alapján – automatikusan számolja.

A Quicksim szoftver segítségével előállított hőciklusokat a 4–5. ábrákon szemléltetjük. Az egyes diagramokon a fekete színnel jelölt görbe a

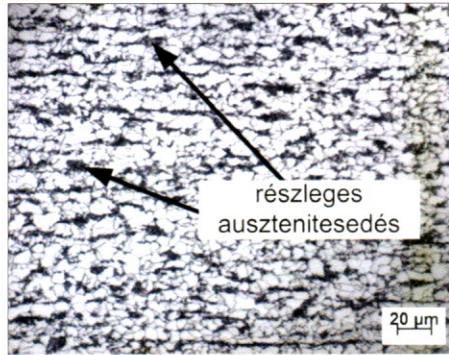


(a)

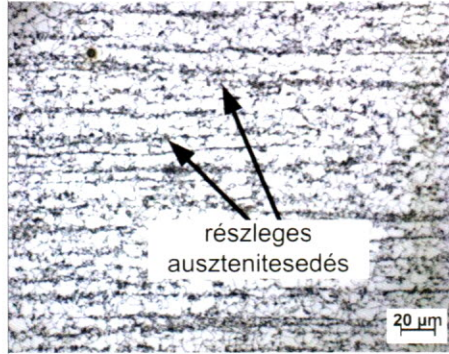


(b)

6. ábra. Az X52 jelű acél fizikai szimulációval előállított durvaszemcsés (DSZ) sávja $T_{max} = 1350\text{ °C}$, $t_{9/5} = 5\text{ s}$ (a) és 10 s (b) esetén (marószér: 2%-os Nital).

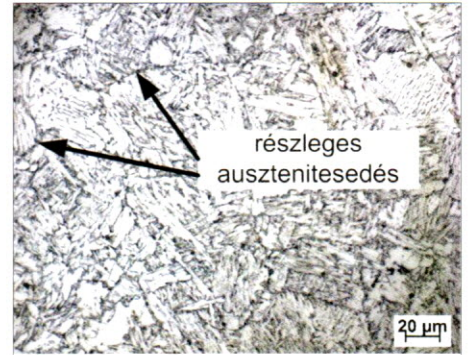


(a)



(b)

7. ábra. Az X52 jelű acél fizikai szimulációval előállított interkritikus (IK) sávja $T_{max} = 775\text{ °C}$, $t_{9/5} = 5\text{ s}$ (a) és 10 s (b) esetén (marószér: 2%-os Nital).

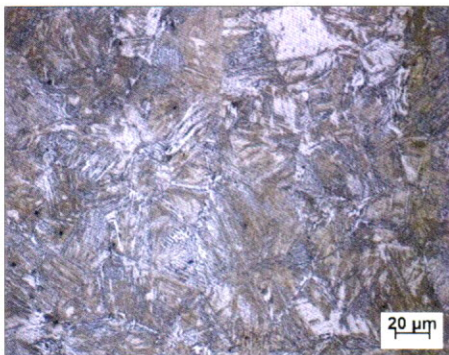


(a)

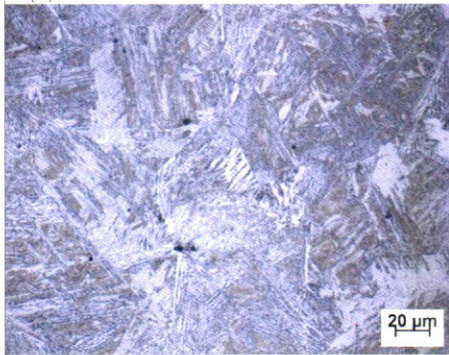


(b)

8. ábra. Az X52 jelű acél fizikai szimulációval előállított interkritikus durvaszemcsés (IK DSZ) sávja $T_{max} = 1350; 775\text{ °C}$, $t_{9/5} = 5\text{ s}$ (a) és 10 s (b) esetén (marószér: 2%-os Nital).

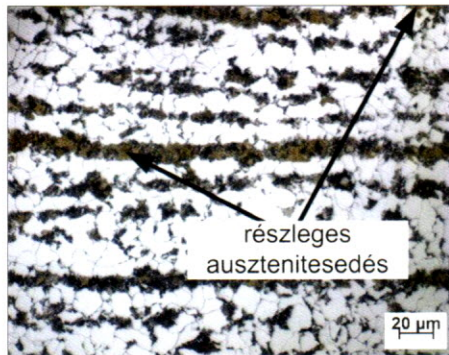


(a)

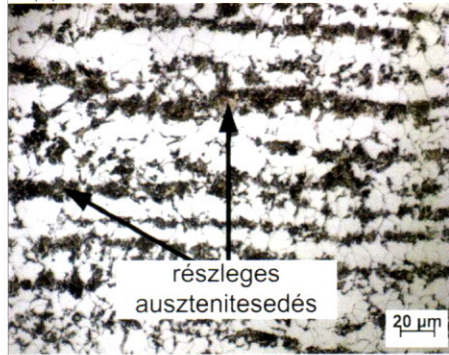


(b)

9. ábra. A P355NH jelű acél fizikai szimulációval előállított durvaszemcsés (DSZ) sávja $T_{max} = 1350\text{ °C}$, $t_{9/5} = 5\text{ s}$ (a) és 10 s (b) esetén (marószér: 2%-os Nital).

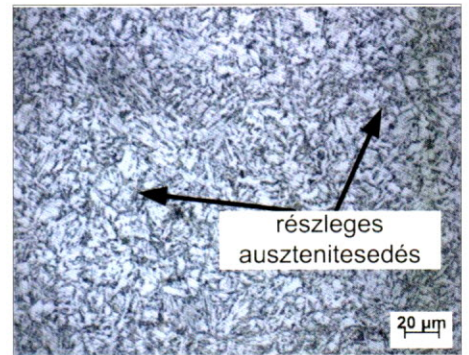


(a)

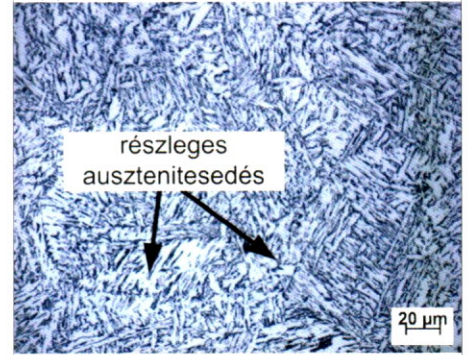


(b)

10. ábra. A P355NH jelű acél fizikai szimulációval előállított interkritikus (IK) sávja $T_{max} = 775\text{ °C}$, $t_{9/5} = 5\text{ s}$ (a) és 10 s (b) esetén (marószér: 2%-os Nital).

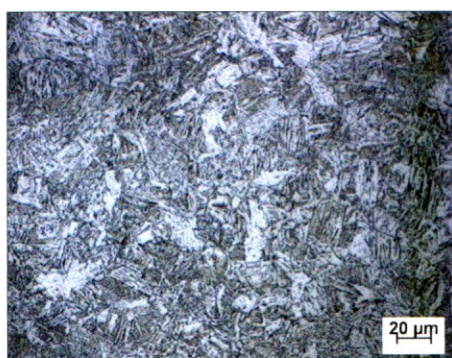


(a)

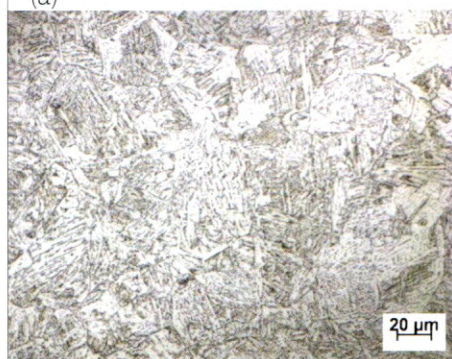


(b)

11. ábra. A P355NH jelű acél fizikai szimulációval előállított interkritikus durvaszemcsés (IK DSZ) sávja $T_{max} = 1350; 775\text{ °C}$, $t_{9/5} = 5\text{ s}$ (a) és 10 s (b) esetén (marószér: 2%-os Nital).

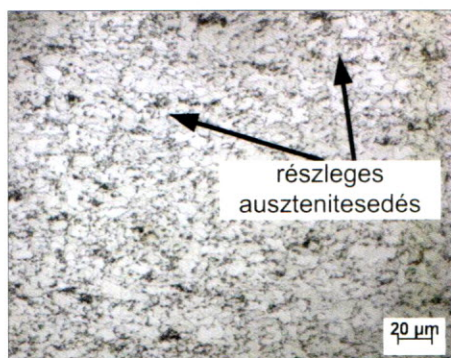


(a)

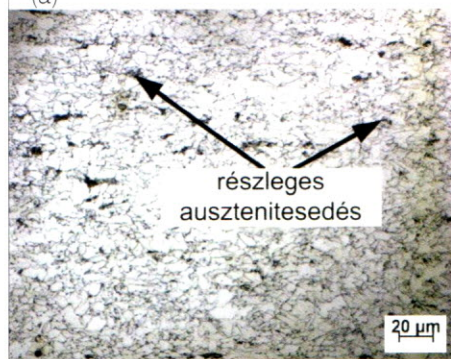


(b)

12. ábra. Az L485MB (c) jelű acél fizikai szimulációval előállított durvaszemcsés (DSZ) sávja $T_{max} = 1350\text{ °C}$, $t_{8/5} = 5\text{ s}$ (a) és 10 s (b) esetén (marószersz: 2%-os Nital).

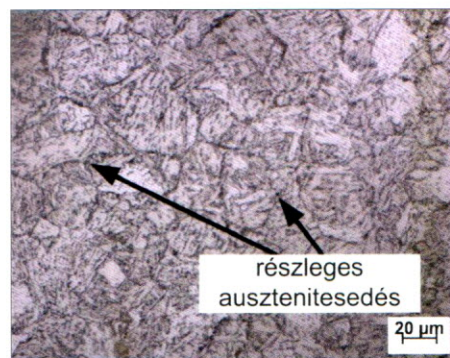


(a)

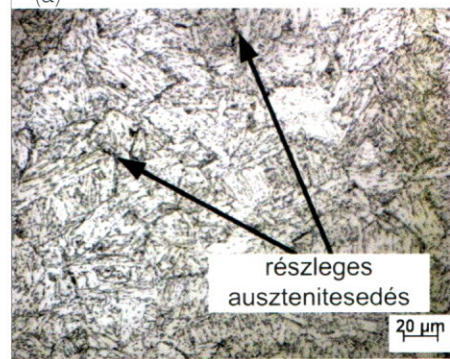


(b)

13. ábra. Az L485MB (c) jelű acél fizikai szimulációval előállított interkritikus (IK) sávja $T_{max} = 775\text{ °C}$, $t_{8/5} = 5\text{ s}$ (a) és 10 s (b) esetén (marószersz: 2%-os Nital).



(a)



(b)

14. ábra. Az L485MB jelű acél fizikai szimulációval előállított interkritikus durvaszemcsés (IK DSZ) sávja $T_{max} = 1350; 775\text{ °C}$, $t_{8/5} = 5\text{ s}$ (a) és 10 s (b) esetén (marószersz: 2%-os Nital).

T_{max} , °C	$t_{8/5}$, s	Keménység, HV10							Szórás	Szórási együttható, %
		1	2	3	4	5	Átlag			
1350	5	259	256	255	262	264	259	3,8	1,5	
	10	233	223	223	224	235	228	5,9	2,6	
775	5	181	184	183	181	180	182	1,6	0,9	
	10	184	184	175	178	175	179	4,5	2,5	
1350; 775	5	238	227	238	229	241	235	6,2	2,6	
	10	203	199	197	197	203	200	3,0	1,5	

4. táblázat. Az alapanyag átlagos keménysége: 172 HV10. A fizikai szimulációval előállított hőhatásvezetési sávok keménysége (HV10) az X52 jelű anyagminőség esetén.

T_{max} , °C	$t_{8/5}$, s	Keménység, HV10							Szórás	Szórási együttható, %
		1	2	3	4	5	Átlag			
1350	5	333	351	322	337	350	339	12,2	3,6	
	10	288	293	310	315	305	302	11,4	3,8	
775	5	200	198	208	191	199	199	6,1	3,0	
	10	177	180	170	167	182	175	6,5	3,7	
1350; 775	5	239	243	245	241	250	244	4,2	1,7	
	10	228	229	222	236	238	230	6,5	2,8	

5. táblázat. Az alapanyag átlagos keménysége: 158 HV10. A fizikai szimulációval előállított hőhatásvezetési sávok keménysége (HV10) a P355NH jelű anyagminőség esetén.

T_{max} , °C	$t_{8/5}$, s	Keménység, HV10							Szórás	Szórási együttható, %
		1	2	3	4	5	Átlag			
1350	5	256	263	267	251	270	261	7,8	3,0	
	10	235	254	241	236	239	241	7,6	3,2	
775	5	219	220	212	215	218	217	3,2	1,5	
	10	220	223	230	216	220	222	5,2	2,4	
1350; 775	5	249	258	259	260	275	260	9,4	3,6	
	10	249	248	239	250	248	247	4,4	1,8	

6. táblázat. Az alapanyag átlagos keménysége: 221 HV10

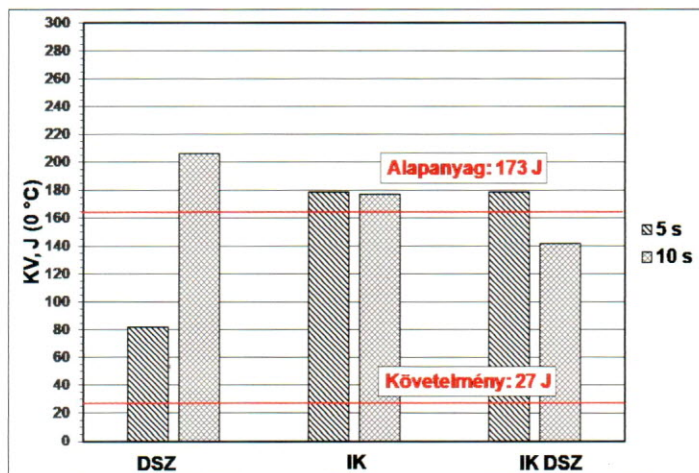
A fizikai szimulációval előállított hőhatásvezetési sávok keménysége (HV10) az L485MB jelű anyagminőség esetén.

programozott (PTemp), a piros pedig a mért (TC1(C)) hőmérséklet-idő értékeket jelöli. A két görbe egymással történő átfedése a szabályozás pontosságára, és ezáltal a szimuláció sikerességére utal. Az interkritikus durvaszemcsés sáv kettős hőciklusát a 4. és 5. ábrákon szereplő görbék egymás utáni futtatásával értük el, a 150 °C sorközi hőmérséklet figyelembevételével.

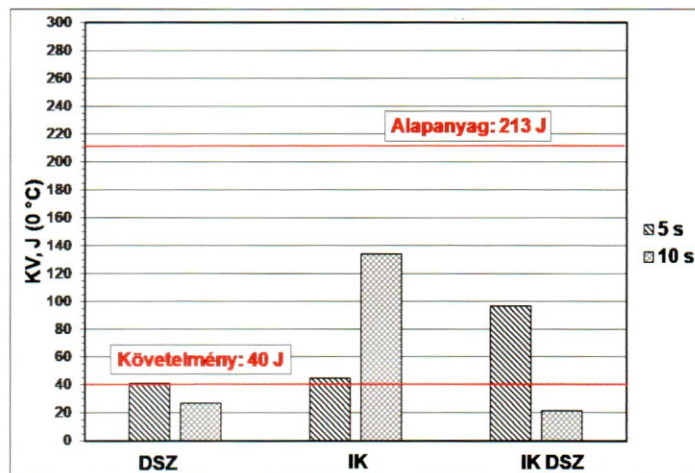
Anyagvizsgálati eredmények

Optikai mikroszkópos vizsgálatok

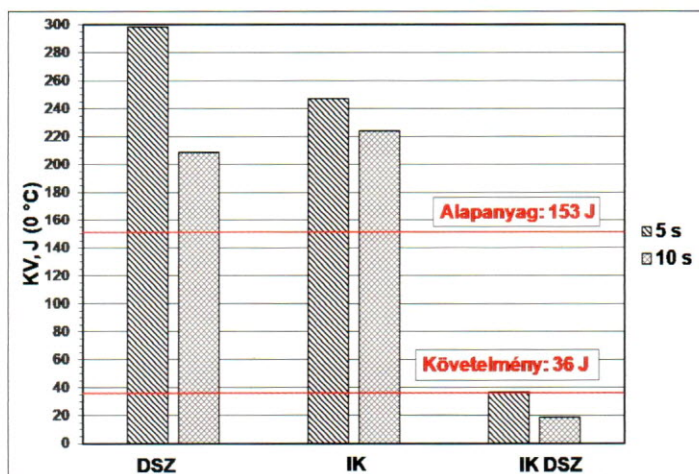
A sikeres szimulációkat követően minden hőhatásvezetési sáv esetén a próbatesteket a termoelemek mentén kettévágtuk, a vágott felületeket pedig optikai mikroszkópos vizsgálatokhoz készítettük elő. A vizsgálatokat Zeiss Axio Observer D1m típusú optikai mikroszkóppal végeztük el. A szimulált hőhatásvezetési sávokról készült optikai mikroszkópos felvételeket az X52 jelű acélminőség esetén az 6–8. ábrák, a P355NH acélminőség esetén a 9–11. ábrák, az L485MB acél esetén pedig a 12–14. ábrák szemléltetik.



15. ábra. A fizikai szimulációval előállított kritikus hőhatásövezeti sávok szívóssága az X52 jelű anyagminőség esetén (a saját vizsgálatok eredményei átszámolt értékek).



16. ábra. A fizikai szimulációval előállított kritikus hőhatásövezeti sávok szívóssága a P355NH jelű anyagminőség esetén.



17. ábra. A fizikai szimulációval előállított kritikus hőhatásövezeti sávok szívóssága az L485MB jelű anyagminőség esetén.

tunk, csekély ferrit és bénit tartalom mellett (6a. ábra). Ezzel szemben a hosszabb hűlési idő esetén a szövetszerkezet alapvetően bénites lesz kismértékű ferrittartalommal (6b. ábra).

- Az interkritikus hőhatásövezeti sávnak (7. ábra) jellegében az alapanyaghoz hasonló szövetszerkezete van, azzal a különbséggel, hogy a részleges ausztenitesedés jelei mutatkoznak a szövetszerkezetben. A szemcseméretben és a hűlési idők tekintetében nem tapasztaltunk érdemi különbséget.
- Az X52 anyagminőség interkritikus durvaszemcsés hőhatásövezeti sávjáról készült felvételek jellegükben hasonlóak a P355NH anyagminőséghez. A rövidebb hűlési idő esetén a martenzit megeresztődése és a szemcsehatárokon kis mértékben végbemenő, részleges α - γ - α átalakulás figyelhető meg (8a. ábra). A hosszabb hűlési idők esetén az eredeti szövetszerkezet szintén megeresztődik, a részleges átalakulás jelei viszont nem mutatkoznak a szemcsehatárokon (8b. ábra).

P355NH acélminőség:

- Az alapanyag eredeti ferrit-perlites szövetszerkezete (2.b ábra) ebben az esetben is jelentős változáson megy keresztül a hőhatásövezetben. A durvaszemcsés sáv (9. ábra) esetében mindkét hűlési idő esetén alapvetően egy vegyes, martenzit és bénit-tartalmú szövetszerkezet láthatunk, csekély ferrittartalom mellett. A $t_{8/5}$ hűlési idő növelésével nagyobb mennyiségű felső-bénit jelenik meg a szövetszerkezetben (9b. ábra). A szemcsék mérete az alapanyaghoz képest jelentősen megnövekszik az 1100 °C-ot jelentősen meghaladó csúcshőmérséklet, illet-

Keményésgvizsgálati eredmények

A mikroszkópi felvételek elkészítését követően, ugyanazokon a csiszolaton, Reichert UH250 típusú univerzális keményésgvizsgáló berendezés segítségével öt lenyomatot készítettünk, 98,06 N vizsgálati terheléssel. Az így kapott keményésgértékeket anyagminőségre, hőhatásövezeti sávra és hűlési időre vonatkoztatva átlagoltuk, az eredményeket pedig a 4–6. táblázatok foglaltuk össze.

Ütővizsgálati eredmények

A szimulációkat követően a $10 \times 10 \times 55$ mm és a $10 \times 5 \times 55$ mm méretű próbatesteken szabványos Charpy V-bemetsést munkáltunk ki. Sorozatonként három-három ütő próbatestet készítettünk, amelyeken PSD 300/150 típusú berendezéssel végeztük el az ütővizsgálatokat. A 0 °C-on mért ütőmunka átlagértékeket a 15–17. ábrákon mutatjuk be. A 0 °C-os vizsgálati hőmérséklet indoka, hogy a csótávvezetékek a földfelszín alatt üzemelnek. A diagramokon feltüntettük a műbizony-

lat szerinti ütőmunkát, valamint a vonatkozó alapanyag szabványokban a keresztirányban bemetszett alapanyag próbatestekre vonatkozó ütőmunka követelményt. Fontos megjegyezni, hogy az X52 anyagminőség esetében az összehasonlíthatóság érdekében – a mért eredmények 10×10 mm keresztmetszetű próbatestre átszámolt (kétszeres) értékeit szerepeltettük.

Az eredmények értékelése

Optikai mikroszkópos vizsgálatok

A szövetszerkezetéről készült felvételek igazolják, hogy a fizikai szimuláció segítségével sikerült előállítanunk a kívánt hőhatásövezeti sávokat.

X52 acélminőség:

- Az alapanyag eredeti, finomszemcsés ferrit-perlites szövetszerkezete (2a. ábra) jelentős változáson megy keresztül a hőhatásövezetben. A durvaszemcsés sáv esetében a rövid hűlési idő esetén alapvetően egy martenzites szövetszerkezetet látha-

TUDOMÁNYOS PUBLIKÁCIÓK

ve a szemcsefinomításért felelő mikroötvözők közül a titán, a vanádium és a nióbiium hiánya miatt. Egyedüli mikroötvözőként az alumíniumot alkalmazzák ennél az acéltípusnál, a szemcsefinomításért felelős alumínium-nitridek viszont a hegesztési hőfolyamat eredményeként feloldódnak.

- Az interkritikus hőhatásövezeti sávnak (10. ábra) jellegében az alapanyaghoz hasonló szövetszerkezete van. A szemcseméretben a várakozásoknak megfelelően nem tapasztaltunk érdemi különbséget. A mikroszkópi felvételeken megfigyelhető, hogy a ferrit szemcsék a 775 °C-os hőciklus hatására lényegében változatlanok maradnak, a perlit részek viszont a hegesztési hőbevitel hatására, az A_1 hőmérséklet felett, részben ausztenitté alakulnak, a hőciklus lehűlési szakasza során pedig a rövid hűlési idő függvényében martenzitet, bénitet és perlitet tartalmazó szövet keletkezik. A rövid hűlési idő esetén az átalakult részekben M-A szigetek jelennek meg.
- Az interkritikus durvaszemcsés sáv (11. ábra) esetén a martenzites-bénites szövetszerkezetben megeresztési folyamatok mennek végbe, és ausztenitesedéssel keresztül ment (alapvetően martenzites) részek figyelhetőek meg az A_1 hőmérsékletet meghaladó hőciklus hatására. Ezek a rideg fázisok nagyban felelősek a vizsgált hőhatásövezeti sáv kis szívósságáért.

L485MB acélminőség:

- Az L485MB jelű anyagminőség durvaszemcsés sávjának esetében a fizikai szimulációval előállított próbatesten, a P355NH-hoz képest kisebb karbontartalom miatt, alapvetően egy bénites-ferrites szövet szerkezet jelenik meg (12. ábra). A rövidebb hűlési idő esetén kis mértékben martenzit is található a szövetszerkezetben (12a. ábra). A mikroötvözőknek (Al, Ti, Nb, V) köszönhetően a szemcseszerkezet kevésbé durvult el, mint a P355NH anyagminőség esetén.
- Az interkritikus hőhatásövezeti sáv (13. ábra) alapvetően egy finomszemcsés, ferrit mátrixú szövetszerkezet figyelhető meg, amelyben a szemcsék határán α - γ - α átalakuláson keresztül finom szövetrészek láthatók.
- Az interkritikus durvaszemcsés sávban az 1350 °C hatására létrejött viszonylag nagyméretű szemcsék továbbra is alapvetően bénites szö-

vetszerkezetűek, az elsődleges ausztenit szemcsehatárain pedig jól megfigyelhetőek az interkritikus hőciklus eredményeként átkristályosított szövetrészek (14. ábra).

Keményességvizsgálatok

Összességében megállapítható, hogy mindegyik hőhatásövezeti sáv a teljes vizsgálati hűlési idő tartományban teljesítette az MSZ EN ISO 15614-1 szabvány követelményét, amely az 1. és a 2. anyagcsoportra egyaránt, többretű, utólag nem hőkezelt hegesztett kötésekben 380 HV10 maximális keménységet enged meg. A keménységértékekből következtetésként levonható, hogy a P355NH anyagminőségű acél hőhatásövezetének keménysége a vizsgált paramétertartományban szélesebb határok (339–175 HV10) között változik, mint az L485MB (261–217 HV10) és az X52 acéloké (259–179 HV10). Érdemes megjegyezni, hogy a P355NH acél a nagyobb karbontartalma miatt jobban hajlamos a keményedésre, mint a durvaszemcsés hőhatásövezet 300 HV10 értéket meghaladó keménysége jelez. Pozitívumként megállapítható továbbá, hogy a vizsgált anyagminőségek egyike sem hajlamos a kilágyulásra a vizsgált $t_{8/5}$ hűlési idő intervallumban.

Ütővizsgálati eredmények

Az eredmények részleteinek értékelését megelőzően érdemes kihangsúlyozni, hogy a fizikai szimuláció során a hőhatásövezet legkritikusabb részeinek előállítására törekedtünk. Egy valós hegesztett kötésen a kritikusabb hőhatásövezeti sávok mellett előnyös tulajdonságokkal bíró zónák (például normalizált sáv) is megtalálhatók. Ebből kifolyólag, valós hegesztett kötések esetén, a hőhatásövezetben bemetszett próbatesten mért ütőmunka értékek rendszerint meghaladják a szimulált hőhatásövezeti sávok szívósságát.

Az elvégzett hőhatásövezeti ütővizsgálatok alapján az egyes acélminőségekre vonatkozóan a következő megállapításokat tesszük.

X52 acélminőség:

- Az 5 s hűlési időhöz tartozó durvaszemcsés (DSZ) hőhatásövezetben mértük a legkisebb ütőmunkát, amely a rideg, viszonylag nagy karbontartalmú martenzites szövetszerkezettel van összefüggésben. Az interkritikus (IK), valamint az interkritikus durvaszemcsés (IK DSZ) hőhatásövezeti sáv

szívósságában nem találtunk jelentős különbséget az alapanyaghoz képest; egyedül az IK DSZ esetén a hosszabb hűlési idő esetén mértünk kisebb ütőmunkát.

P355NH acélminőség:

- A vizsgált acél hegesztett kötésre vonatkozó ütőmunka követelmény több esetben nem teljesült (DSZ: 10 s, IK: 5 s, IK DSZ: 10 s). A durvaszemcsés sávban mért kis ütőmunka összefüggésben van a martenzit jelenlétére utaló, az X52 anyagminőség esetében mértől nagyobb keménységgel.
- A durvaszemcsés (DSZ) és az interkritikus (IK) hőhatásövezeti sávok ütőmunkája jelentősen elmaradt az L485MB acél hőhatásövezetében mért értékektől. Ennek feltételezhető oka alapvetően az L485MB acélra jellemző kisebb karbontartalom és a szemcsefinomító ötvözők nagyobb arányú alkalmazása (lásd 1. táblázat).
- A hűlési idő növekedésével a durvaszemcsés (DSZ) sáv ütőmunkája csökken, amely feltételezésünk szerint a kialakuló felső-bénites szövetszerkezettel hozható összefüggésbe. Ezzel ellentétes tendencia figyelhető meg az interkritikus (IK) hőhatásövezetben, ahol a hűlési idő növekedésével nagyobb ütőmunka értékeket mértünk ebben a sávban. Ennek valószínűsíthető oka, hogy a rövidebb hűlési idő esetén a gyors hűtés miatt az ausztenitesedéssel átment szövetszerkezeti részek jelentős része martenzit-ausztenit (M-A) szigetekké alakult. Az interkritikus durvaszemcsés (IK DSZ) sáv esetében a sima durvaszemcsés sávhoz hasonló tendencia figyelhető meg, azaz a hűlési idő növekedésével az ütőmunka értéke csökken. Ennek oka, hogy az eldurvult szemcsék határán, lassabb hűtési viszonyok esetén, nagyobb mennyiségű M-A sziget keletkezik, továbbá javulnak a karbon-diffúzió feltételei (hosszabb idő áll rendelkezésre, valamint a koncentráció-különbség, mint hajtóerő is adott) a szemcsék belsőbb részei és a szemcsehatárok között. Ennek eredményeként a szemcsehatáron keményebb szövetrészek alakulnak ki, amelyek tovább ridegítik a durvaszemcsés szemcseszerkeze-

tet. Az IK DSZ sáv jellegében ennel az acélnál nem viselkedik ridegebben a többi sávhoz képest.

L485MB acélminőség:

- Ennél az acélnál kimagasló szívóssági tulajdonságokat mértünk mind a durvaszemcsés (DSZ), mind pedig az interkritikus (IK) hőhatásövezeti sávok esetén. A hűlési idő növelésével az ütőmunka kismértékű csökkenése volt megfigyelhető, mindkét sávban. A többi sávhoz képest az interkritikus durvaszemcsés (IK DSZ) sáv lényegesen ridegebben viselkedett. Nagyobb hűlési idők esetén az alapanyagra vonatkozó ütőmunka követelményt nem is sikerült teljesíteni, ugyanakkor a rövidebb hűlési idők esetén is a ridegtörés jelei (hasadásos törés) mutatkoztak az ütő próbatetek töretfelületein.

Következtetések

Az elvégzett fizikai szimulációs vizsgálatok alapján megállapítható, hogy az X52 jelű anyagminőséget az elvégzett vizsgálati eredmények alapján célszerű 8-10 s hűlési időt eredményező hegesztési paraméterekkel hegesztetni. Az interkritikus durvaszemcsés (IK DSZ) sáv ütőmunkája nem tér el jelentősen az alapanyagétól, ebből következően a többiregű varratfelépítésből és az esetleg varratjavításból származó többlet hőbevitel várhatóan nem eredményez jelentős szívósságcsökkenést a hőhatásövezetben.

A P355NH jelű acélminőség esetén a hőhatásövezetben az alapanyaghoz képest jelentős szívósságcsökkenés megy végbe. Ebből adódóan a hegesztéstechnológia tervezésekor a hőbevitel és a rétegek közötti hőmérséklet szigorú felső korlátozására van szükség.

Az L485MB jelű anyagminőség – egyrétegű varratfelépítés esetén – kevésbé érzékeny a hegesztési hőbevitelre, ugyanakkor többiregű varratok esetén olyan lokális rideg részek alakulhatnak ki a hőhatásövezetben (interkritikus durvaszemcsés sáv (IK DSZ)), amelyek az ütőmunka jelentős csökkenéséhez vezetnek. Ebből következően az L485MB anyagminőség esetén szigorúan kerülni kell a varratok utólagos javítását, amivel megakadályozható, hogy a hőhatásövezeti sávok kritikus kombinációja kialakuljon. Egy esetleges javítási technológiára a hibás varratok és a korábban létrejött hőhatásövezet egyidejű eltávolítását követően kerülhet sor.

Köszönetnyilvánítás

A cikkben ismertetett kutatómunka az EFOP-3.6.1-15-2016-00011 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. A kísérleti munka nem valósulhatott volna meg az FGSZ ZRt. támogatása nélkül.

Absztrakt

A magyarországi szénhidrogénszállító csőtávvezetékek rendszerek üzembiztos működéséhez a kiemelt minőségi elvárásokat teljesítő hegesztett kötések szükségesek. A csőtávvezetékek szakaszok közötti hegesztett kötések egyrészt a rendszer telepítésének szakaszában készülnek, másrészt bizonyos időszakokként sor kerül az egyes csőszakaszok javítására és cseréjére. A hegesztéstechnológia tervezéséhez elengedhetetlen ismeretekkel rendelkezni a hegesztési paraméterek szövetszerkezetre és mechanikai tulajdonságaira gyakorolt hatásáról. Jelen kutatómunka keretében a hegesztési paraméterek hőhatásövezeti tulajdonságokra gyakorolt hatását fizikai szimulációval vizsgáltuk. A kísérletekhez Gleeble 3500 típusú fizikai szimulátort alkalmaztunk. A három különböző alapanyagból (X52, P355NH, L485MB) a fizikai szimulációhoz szükséges $10 \times 5 \times 70$ mm illetve $10 \times 10 \times 70$ mm méretben munkáltunk ki próbatesteket. A vizsgált lemezvastagságok (6,4 és 12,5 mm) figyelembevételével az ipari gyakorlatban kézi ívhegesztésnél alkalmazott hegesztési paramétereket alapul véve a $t_{8/5} = 5 \dots 10$ s hűlési idő tartományt vizsgáltuk. A sikeresen elvégzett fizikai szimulációkat követően a szívósság szempontjából kritikus hőhatásövezeti sávok (durvaszemcsés, interkritikus, interkritikus durvaszemcsés) tulajdonságait optikai mikroszkópos vizsgálattal, keménységvizsgálattal és ütővizsgálattal elemeztük. A vizsgálatok alapján megállapítottuk, hogy az X52 anyagminőség és különösen a P355NH jelű acélcső esetén az alapanyaghoz képest jelentős mértékben kisebb a hőhatásövezet szívóssága. Az L485MB jelű anyagminőség – egyrétegű varratfelépítés esetén – kevésbé bizonyult érzékenynek a hegesztési hőbevitelre, ugyanakkor többiregű varratok esetén lokális rideg részek alakultak ki a hőhatásövezetben.

Abstract

For the safety operation of the Hungarian hydro-carbon transporting pipeline system appropriate welded joints are needed which fulfil the requirement of the high-level quality expectations. On the one hand, these pipeline sections are welded in the installation period, while there are generally some sections which are repaired or changed during the lifetime of these pipeline systems. During the design of the welding technology, knowledge is indispensable about the effect of welding parameters on the microstructure and mechanical properties of weld metal and heat-affected zone (HAZ). The welding engineers generally gain information about the properties of the welded joint during the standardized process related to the qualification of welding procedure. In present research work the HAZ characteristics were analysed by physical simulation. A Gleeble 3500 physical simulator was applied for the experiments. Specimens were manufactured from the three different materials (X52, P355NH, L485MB) in the recommended size for the experiments: $10 \times 5 \times 70$ mm and $10 \times 10 \times 70$ mm. By considering the applied welding parameters at shielded metal arc welding (SMAW) for the 6,4 and 12,5 mm plate thickness rates in industrial circumstances the $t_{8/5} = 5 \dots 10$ s cooling time interval was selected for the investigations. After the successful physical simulations, in terms of the toughness properties the critical HAZ subzones (coarse grained, intercritical, intercritical coarse grained) were examined by optical microscopic test, hardness test and Charpy V-notch pendulum impact test. Significant toughness reduction was observed in the investigated HAZ subzones at the X52 and especially at the P355NH grades. The L485MB material showed less sensitivity to the welding heat input in one pass welded joint, however local brittle zones (LBZ) were identified in the simulated HAZ of multirun welded joint.

Irodalomjegyzék

- Az FGSZ ZRt. éves jelentése, 2018. (https://fgsz.hu/file/documents/1/1616/fgsz_avesjelentes_2018_hu_fi-nal.pdf)
- Scsaurszki, T.: Csőtávvezetékek építés Magyarországon, Hegesztéstechnika, 21 (3), 2010. pp. 35-41.

TUDOMÁNYOS PUBLIKÁCIÓK

Virág, B.: Tökéletesebb technika: Csővezeték-hegesztés STT eljárással, MM Műszaki magazin, 15 (6), 2006. pp. 28-30.

Lukács, J., Nagy, Gy., Török, I.: The Role of Process Models, Flow Charts and Material Databases on the Structural Integrity of Transporting Steel Pipeline Systems, In: POKLUDA, J (szerk.) 17th European Conference on Fracture (ECF17): European conference on fracture, multilevel approach to fracture of resource, multilevel approach to fracture of materials, components and structures, Brno, Vutium Press, 2008. pp. 1986–1993.

Török, I., Lukács, J., Nagy, Gy.: Szénhidrogénszállító csőtávvezetéken előforduló hibák megengedett határértékeinek kísérleti vizsgálata, Gépgyártástechnológia, 38 (6), 1998. pp. 45-48.

Balogh, A., Dobosy, Á., Frigyk, G., Gáspár, M., Kuzsella, L., Lukács, J., Meilinger, Á., Nagy, Gy., Pósalaky, D., Prém, L., Török, I.: Hegeszthetőség

és a hegesztett kötések tulajdonságai – Kutatások járműipari acél és alumíniumötvözet anyagokon, Miskolci Egyetem, Miskolc, 2015.

Szunyogh, L. (szerk.): Hegesztés és rokon technológiák. Kézikönyv, Gépipari Tudományos Egyesület, Budapest, 2007.

Davis, C., King, J.: Cleavage initiation in intercritically reheated coarse-grained heat affected zone: Part I. Fractographic evidence. Metallurgical and Materials Transactions A 25, 1994 pp. 563–573. DOI: 10.1007/BF02651598

Káldor, M., Dobránszky, J.: Az eutektoidos acél ausztenitesedéséről, Bányászati és Kohászati Lapok, 127 (3-4), 1994. pp. 120–122.

Porter, D. A., Easterling, K. E.: Phase Transformations in Metals and Alloys. Second edition, Chapman and Hall, London, UK 1996.

Bhadesia, H. K. D. H, Honeycombe, R. W. K.: Steels Microstructure and Properties. Third Edition, Elsevier Linacre House, Oxford, UK, 2006.

Nevasmaa P: Evaluation of HAZ Toughness Properties in Modern Low Carbon Low Impurity 420, 550 and 700 MPa Yield Strength Thermomechanically Processed Steels with Emphasis on Local Brittle Zones. Lisensiaa-tintyo, University of Oulu, 1996.

Matsuda, F. et al: Review of Mechanical and Metallurgical Investigations of M-A Constituent in Welded Joint in Japan, Transactions of JWRI, 24 (1), 1995. pp. 1–24.

Balogh, A., Kirk, S., Görbe, Z.: Role of cooling time when steels to be welded requires controlled heat input. Gép, 50 (5), 1999. pp. 44–50.

Gáspár, M.: Nemesített nagyszilárdságú acélok hegesztéstechnológiájának fizikai szimulációra alapozott kutatása, PhD értekezés, 2016. (DOI: 10.14750/ME.2016.017)

*Gáspár Marcell egyetemi docens,
Raghawendra Sisodia tudományos segéd-
munkatárs, Dobosy Ádám adjunktus,
Németh Alexandra adjunktus*

Hőcserélő csövek vizsgálata DUET és DOLPHIN G3 készülékekkel

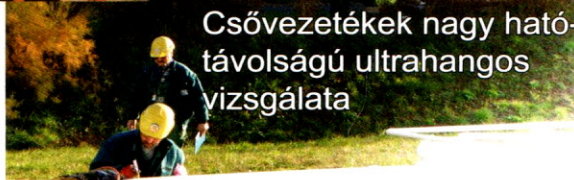


MÁTRA
diagnosztika
Anyagvizsgáló Kft.

Fázisvezérelt ultrahangos vizsgálat- TOFD módszer



Csővezetékek nagy hatótávolságú ultrahangos vizsgálata



Röntgensöves csőbenjáró 6"-18"



Helyszíni Digitális Radiográfiai vizsgálat



Elérhetőség:
3200 Gyöngyös Jókai út 55.
info@matradiagnostika.com
Tel.: 37-313-338
Fax: 37-500-338
www.matradiagnostika.com