

Dr. Gáspár Marcell*

A durvaszemcsés övezet keménysége a hűlési idő függvényében szerkezeti acéloknál

The hardness of CGHAZ as a function of the cooling time in structural steels

*Anyagszerkeztani és Anyagtechnológiai Intézet Miskolci Egyetem,
3515 Miskolc-Egyetemváros
marcell.gaspar@uni-miskolc.hu

Absztrakt

Szerkezeti acélok ömlesztő hegesztésekor a hőhatásövezetben gyakran keményedés megy végbe, amelyet a hidegrepedési hajlam növekedésével szoktak összefüggésbe hozni. A hegesztéstechnológia tanúsítására vonatkozó szabvány ebből következően maximálisan megengedett keménységet ír elő. Jelen cikkben a durvaszemcsés sáv (DSZ) keményedését vizsgáltam különböző szerkezeti acélok esetén. A fizikai szimulációs kísérletek S355J2+N, P355NH, X52, L485MB, S500MLO, S960QL, S960M, S1100M, S1300QL anyagminőségekre terjedtek ki. A DSZ előállításához 1350 °C csúcshőmérsékletet állítottam be a Gleeble 3500 fizikai szimulátoron, a $t_{8/5}$ hűlési idő pedig 5 és 30 s között változott. Az előállított DSZ tulajdonságait mikroszkóppal és keménységvizsgálattal elemeztem, a kapott eredményeket pedig összevettem a szabvány követelményeivel. A keménységértékekre fektetett közelítő hatványfüggvények alapján a DSZ keménysége a vizsgált acéloknál becsülhető. 2. Az alapanyaghoz képest a keménységváltozás mértéke a rövid hűlési időt jelentő 5 s esetén acélkategóriától függően +154% és -5,5% között változott.

Kulcsszavak: szerkezeti acélok, fizikai szimuláció, hegesztés, keménység, hőhatásövezet

Abstract

During the fusion welding of structural steels, hardening often takes place in the heat-affected zone (HAZ), which is usually associated with an increase in the cold cracking sensitivity. The standard for the qualification of welding technology therefore prescribes a maximum permissible hardness. In this article, the hardening of the coarse-grained HAZ (CGHAZ) formed during the fusion welding of different types of structural steels is investigated. The physical simulation experiments covered the following material grades: S355J2+N, P355NH, X52, L485MB, S500MLO, S960QL, S960M, S1100M, S1300QL. For CGHAZ simulation, a peak temperature of 1350 °C was set in the Gleeble 3500 physical simulator, and the $t_{8/5}$ cooling time varied between 5 and 30 s. The properties of the produced CGHAZ were analysed by microscopic and hardness test, and the obtained results were compared with the requirements of the standard. Based on the approximate functions applied to the hardness values, the hardness of the CGHAZ can be estimated for the examined steels. Compared to the base material, the degree of hardness change varied between +154% and -5.5% depending on the steel category for a short cooling time of 5 s.

Keywords: structural steels, physical simulation, welding, hardness, heat-affected zone (HAZ)

1. Bevezetés

A szerkezeti acélok ömlesztő hegesztéstechnológiájának tanúsítására vonatkozó MSZ EN ISO 15614-1:2017 szabvány [1] egyik fontos eleme keménységvizsgálatok elvégzése a hegesztett kötésből kismunkált csiszolaton. A keménységvizsgálatok elvégzésének alapvető célja a hegesztett kötésben előforduló legnagyobb keménységérték meghatározása, amelyből következtetést lehet levonni a hidegrepedési hajlamra vonatkozóan. A hidegrepedési hajlam kialakulását alapvetően három okra szokták visszavezetni: hidrogén jelenléte, rideg, alakváltozásra képtelen (martenzites) szövetszerkezet és maradó húzófeszültségek, amelyekből a keménység alapvetően a szövetszerkezet ridegségéről és a martenzit jelenlétéről nyújt információt [2]. A szabvány maximálisan megengedett keménységet ír elő az MSZ CEN ISO/TR 15608:2021 szabvány [3] szerinti acélcsoportokra vonatkozóan. A megengedett keménység mértéke az acélcsoport mellett függ a hegesztett kötés hőkezelési állapotától is, nevezetesen, hogy a kötés kapott-e hegesztést követően utóhőkezelést. Az 1. és a 2. csoport esetében hőkezelés nélküli állapotban ez az érték 380 HV10, a 3. csoport esetén pedig 450 HV10 (1. táblázat). A szabvány ugyanakkor megjegyzi, hogy 890 MPa folyáshatár feletti acélok esetén külön keménység előírásra van szükség [1]. Ennek egyik oka, hogy ultra-nagyszilárdságú acéloknál (pl. S1300QL) előfordulhat, hogy az alapanyag keménysége meghaladja a 450 HV10 értéket [4]. A keményedés mellett az elvégzett keménységmérésekkel a hegesztett kötés kilágylt részeiről is nyerhető információ, amelyből következtetni lehet a teherviselőképeség esetleges csökkenésére.

1. táblázat

Az MSZ EN ISO 15614-1:2017 [1] szabvány szerint megengedett keménységértékek

Acélcsoport [3]	Hőkezelés nélkül	Hőkezeléssel
1 ^a , 2 ^b	380	320
3 ^b	450	380
4, 5	380	350
6	-	350
9.1	350	300
9.2	450	350
9.3	450	350

a Ha szükséges keménységmérés.

b $R_{\text{eH}} > 890$ MPa legkisebb előírt folyáshatárú acélok esetén külön kell az értékeket előírni.

c Egyes anyagok esetében elfogadhatók nagyobb értékek is, ha a hegesztéstechnológia vizsgálata előtt elő lettek írva.

Szerkezeti acélok hegesztett kötéseiben a varratban és a hőhatásövezetben egyaránt előfordulhatnak keményedett részek [5-7]. A legnagyobb keménységű részek általában a hőhatásövezetnek a durvaszemcsés és a finomszemcsés részében szoktak kialakulni, acélkategóriától és a $t_{8/5}$ hűlési időtől függően [8, 11, 12]. Jellemzően az ömlesztési vonalnál lévő részek tekinthetők problémásnak rövid hűlési idők esetén, mivel itt a legnagyobb a hűlési sebesség, valamint a nagy ausztenitesedési hőmérséklet és a hegesztési folyamat során eldurvult szemcseszerkezet kedvez a martenzites szövetszerkezet kialakulásának. A hegesztést megelőző előmelegítéssel csökkenthető a hőhatásövezet keményedésének mértéke és ezáltal a hidegrepedési veszély [7].

Jelen összefoglaló cikk korábban elvégzett fizikai szimulációs kísérletek [8-13] eredményeire alapozva vizsgálja a durvaszemcsés hőhatásövezeti sáv keményedési hajlamát különböző típusú és

szilárdsági kategóriájú szerkezeti acélok esetén. A vizsgált acélok között számos nagyszilárdságú típus van, amelyeknek legalább részben martenzites a szövetszerkezete és ebből adódóan fokozott a repedési veszély hegesztéskor. Különösen a nagy hűlési sebességgel jellemezhető sugártechnológiákkal [14] vagy ellenállás-ponthegeztéssel hegesztett nagyszilárdságú lemezek esetén növekszik meg a repedések megjelenésének kockázata [16].

2. Kísérleti munka

2.1 Alkalmazott alapanyagok és tulajdonságaik

A vizsgált szerkezeti acél alapanyagok gyártói műbizonylat szerinti vegyi összetételét a 2. táblázat tartalmazza.

A vegyi összetétel tekintetében érdemes kiemelni, hogy a termomechanikusan kezelt acélok (L485MB, S500MLO, S960M, S1100M) lényegesen kisebb ($C < 0,1\%$) karbontartalmúak, továbbá az edződési hajlamot növelő ötvözők (Cr, Mo) elsősorban a nagyszilárdságú acéloknál jelennek meg. A költséges nikkel érdemlegesen csak az S1300QL acélnál jelenik meg szilárdságnövelő ötvözőként. A mikroötvözők tekintetében a nagyszilárdságú acélokban az átédződési hajlamot javító ötvözőként megjelenik a bór, továbbá a termomechanikusan kezelt acélokban nagyobb arányban vannak jelen szemcsefinomító ötvözők (pl. Nb, V) [16].

A 3. táblázatban szereplő, gyártói műbizonylat szerinti mechanikai tulajdonságok közül érdemes kiemelni, hogy a szilárdság növekedésével a folyáshatár/szakítószilárdság ($R_{p0.2}/R_m$) viszony közelít az egyhez, az alakváltozóképeség pedig jelentősen csökken.

2. táblázat

A kísérletek során alkalmazott alapanyagok vegyi összetétele tömegszázalékban gyártói műbizonylat szerint (%)

Anyag	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo
S355J2+N	0,17	0,18	1,34	0,012	0,005	0,03	0,02	0,005
P355NH	0,15	0,36	1,22	0,01	0,003	0,17	0,07	0,04
X52	0,12	0,17	1,43	0,01	0,002	0,04	0,02	0,001
L485MB	0,07	0,35	1,68	0,02	0,004	0,02	0,01	0,003
S500MLO	≤0,14	≤0,6	≤1,7	≤0,02	≤0,01	*	≤2,00	*
S960QL	0,17	0,23	1,23	0,011	0,001	0,20	0,04	0,588
S960M	0,084	0,33	1,65	0,011	0,0005	0,61	0,03	0,290
S1100M	0,13	0,32	1,62	0,009	0,0015	0,63	0,32	0,62
S1300QL	0,23	0,45	1,86	0,012	0,001	0,85	2,43	0,36
Anyag	V	Ti	Cu	Al	Nb	B	CEV	CET
S355J2+N	0,005	0,005	0,03	0,027	0,010	0,000	0,40	0,31
P355NH	0,05	0,004	0,17	0,04	0,000	0,000	0,42	0,29
X52	0,006	0,002	0,01	0,03	0,003	0,000	0,37	0,27
L485MB	0,06	0,01	0,02	0,035	0,051	0,000	0,27	0,27
S500MLO	**	**	≤0,55	≥0,02	**	0,000	N/A	N/A
S960QL	0,041	0,004	0,01	0,061	0,017	0,001	0,54	0,36
S960M	0,078	0,014	0,01	0,038	0,035	0,001	0,56	0,31
S1100M	0,066	0,011	0,047	0,035	0,037	0,0014	0,68	0,39
S1300QL	0,030	0,002	0,093	0,063	<0,001	N/A	0,96	0,56

*Nb+V+Ti ≤ 0,26%, **Mo+Cr ≤ 0,65%

A 2. táblázatban szereplő adatok felhasználásával célszerű egy átfogó áttekintést adni az egyes acéltípusok Graville diagramon történő elhelyezkedéséről. Az 1. ábrán látható diagram az acélokat három csoportra osztja.

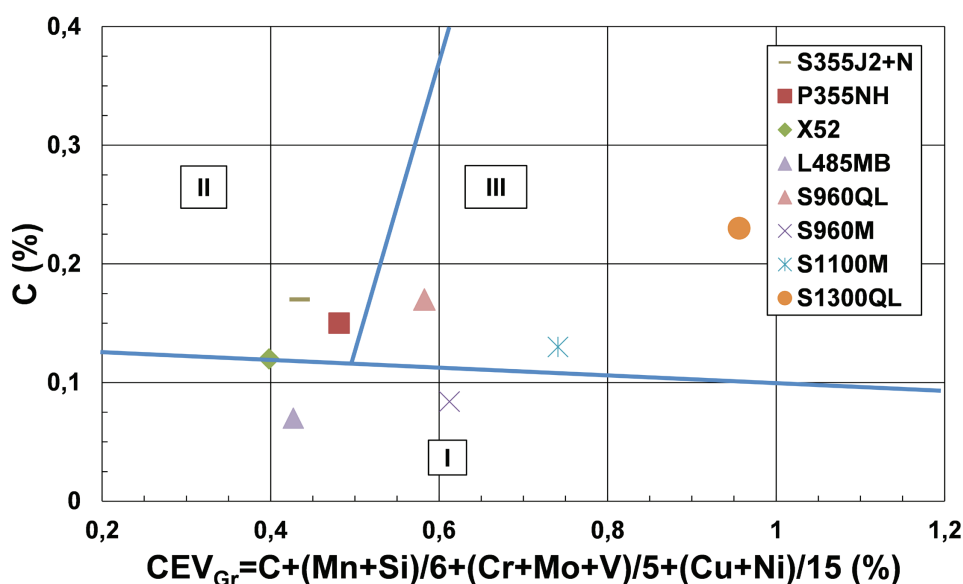
Az I. övezetbe tartozó acélok gyakorlatilag problémamentesen, minden külön intézkedés nélkül hegeszthetők. A II. övezet acéljai alulról korlátozott hőbevitellel, a III. övezetbe eső acélok limitált hőbevitellel és egyidejű előmelegítéssel hegeszthetők. Ez alapján látható, hogy a termomechanikusan kezelt acéloknál (L485MB, S960M) jellemzően hidegrepedések megjelenése nem várható,

a II. csoportba tartozó acéloknál (X52, S355J2+N, P355NH) már előfordulhat hidegrepedési veszély a lemezvastagságtól függően, ezért a hegesztési hőbevitel szabályozására van szükség. A legkockázatosabb kategóriába a vizsgált nemesített nagy- illetve ultra-nagyszilárdságú (S960QL, S1300QL) acélok tartoznak, amelyeket a viszonylag nagy karbon-tartalom és karbonegyenérték miatt fokozott hidegrepedési hajlam jellemez. Szintén ebbe a tartományba esik az S1100M ultra-nagyszilárdságú acél, amelynél a termomechanikus kezelés mellett viszonylag nagy mennyiségű ötvözőre van szükség a kívánt szilárdság eléréséhez. Annak ellenére, hogy a vizsgált offshore acél (S500MLO) pontos vegyi összetétele nem ismert, valószínűsíthetően az is az I. övezetbe esik, hasonlóan az L485MB anyagminőséghez, amellyel szilárdság, valamint gyártási mód (termomechanikus hengerlés) szempontjából közel azonosnak tekinthető [16].

3. táblázat

A kísérletek során alkalmazott alapanyagok mechanikai tulajdonságai gyártói műbizonylat szerint

Anyag	Jellemző méret, mm	R _{eh} ill. R _{p0.2} , MPa	R _m , MPa	R _{p0.2} /R _m	A ₅ , %	HV10	KV, J
S355J2+N	15	384	550	0,70	31,9	160	119 [-20 °C]
P355NH	12,5	386	552	0,70	25,5	158	213 [0 °C]
X52	6,4	395	599	0,66	32,4	172	173 [0 °C]
L485MB	12,5	508	600	0,85	24	221	153 [0 °C]
S500MLO	16	500	560 740	≤0,95	≥15	233	≥60 [-40 °C]
S960QL	15	1014	1053	0,96	14	340	75 [-40 °C]
S960M	15	1051	1058	0,99	16,9	345	177 [-40 °C]
S1100M	15	1193	1221	0,97	11,6	394	88 [-40 °C]
S1300QL	10	1300	1560	0,83	12	468	78 [-40 °C]



1. ábra A vizsgált szerkezeti acélok elhelyezkedése a Graville diagramban

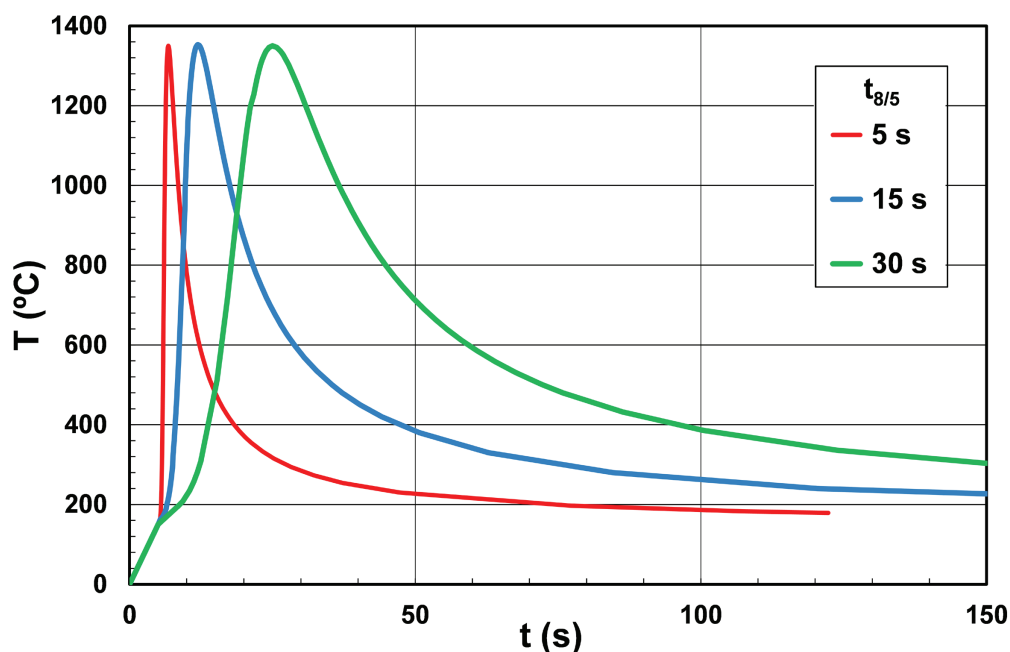
2.2 Kísérleti körülmények és alkalmazott paraméterek

A fizikai szimulációs kísérletek a hőhatásövezetben előforduló durvaszemcsés sáv előállítására irányultak. A választott csúcshőmérséklet mindegyik esetben 1350 °C volt abból a célból, hogy a hőhatásövezetben előforduló legdurvább szemcseszerkezetet lehessen előállítani. A tapasztalatok alapján ez az

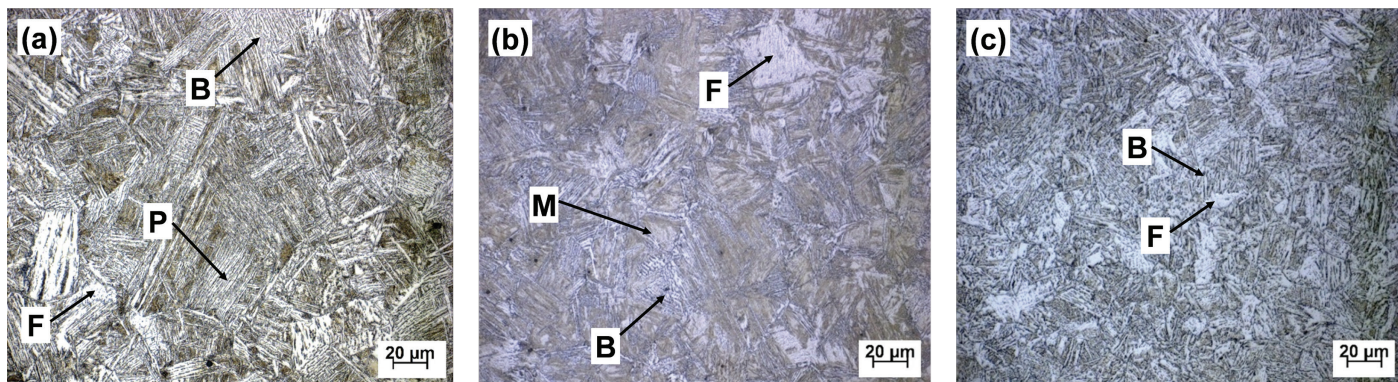
hőmérséklet, amely a hőhatásövezeti szimuláció során a termoelemek leolvadása nélkül, biztonsággal megvalósítható.

A $t_{8/5}$ hűlési idő hatását a huzalelektrodás védőgázos ívhegesztésre való tekintettel 5-30 s tartományban vizsgáltam. A Gleeble 3500 fizikai szimulátoron végzett kísérletek során a próbatest méret 10×10×70 mm, illetve 10×5×70 mm

volt, falvastagságtól függően. A próbatestek közepére K típusú termoelementet hegesztettünk a szimulációs folyamat szabályozása és a hőmérséklet ellenőrzése céljából. A hőciklusok előállítása a lemezvastagság és a hőbeviteli értékek függvényében a Rykalin-2D, illetve a Rykalin-3D modellek segítségével történt. A 2. ábra példaként szemlélteti az 5, 15 és 30 s hűlési időhöz tartozó hőciklusokat.



2. ábra A durvaszemcsés sáv előállítását célzó hőhatásövezeti hőciklusok



3. ábra Csőtávvezetékben alkalmazott acélok szimulált durvaszemcsés sávja ($T_{max} = 1350\text{ °C}$, $t_{8/5} = 5\text{ s}$):
(a) X52, (b) P355NH, (c) L485MB [13]

3. Anyagvizsgálati eredmények és értékelésük

3.1 Mikroszkópi vizsgálatok

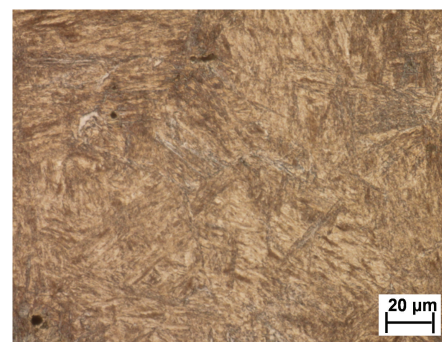
A keménységvizsgálatokat Reichert UH 250 típusú univerzális keménységmérő berendezésen végeztem el. A sikeres szimulációkat követően minden hőhatásövezeti sáv esetén a próbatesteket a termoelemek mentén kettévágtuk, a vágott felületeket pedig optikai mikroszkópos vizsgálathoz készítettük elő. Az előkészítés során a próbatesteket a köszörülést követően négy különböző érdességű csiszológázzal csiszoltuk, políroztuk és 2% Nital (HNO_3) marószerezettel marattuk. A vizsgálatok elvégzése Zeiss Axio Observer D1m típusú optikai mikroszkópon történt. A 3-6. ábrákon szereplő kiválasztott mikroszkópi felvételek a $t_{8/5} = 5\text{ s}$ hűlési időhöz tartozó szimulált durvaszemcsés sáv szövetszerkezetét mutatják, mivel a hidegrepedési veszély szempontjából releváns legnagyobb keménység és a martenzites szövetszerkezet alapvetően rövid hűlési idő esetén várható. A teljes $t_{8/5}$ hűlési időintervallumhoz tartozó mikroszkópi felvételek a csőtávvezeték acélok vonatkozásában a [12], az S355J2+N esetében a [8, 9], az S500MLO tekintetében a [10] a nagyszilárdságú acéloknál a [4, 8, 11, 12] szakirodalmi forrá-

sok tartalmazzák. A vizsgált csőtávvezeték acélok szimulált durvaszemcsés sávjáról készült optikai mikroszkópos felvételeket a 3. ábra tartalmazza. Az X52 és az L485MB esetén alapvetően egy bénites (B) szövetszerkezet figyelhető meg, csekély ferrittartalom (F) mellett, a P355NH esetében pedig a bénit, valamint a ferrit mellett martenzit (M) is megjelenik, összhangban a nagyobb karbon- és krómtartalommal. Az L485MB esetében az is megfigyelhető, hogy a szemcseszerkezet kevésbé durvul el a mikroötvezőknek (Nb, V, Ti) köszönhetően.

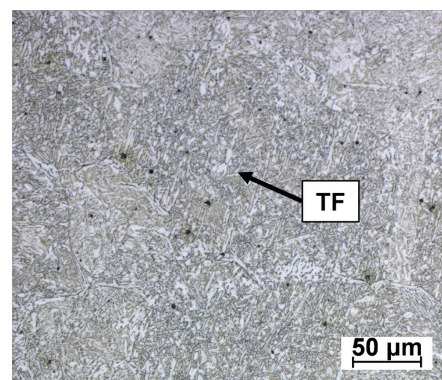
Az S355J2+N acél szimulált durvaszemcsés sávjának szövetszerkezetét a 4. ábra mutatja. A felvételen látható, hogy az eredetileg ferrit-perlites szövetszerkezet döntően martenzitessé alakul a rövid hűlési idő hatására, amely a keménységben (391 HV10) is megmutatkozik.

Az S500MLO offshore acél szimulált durvaszemcsés sávjának szövetszerkezetét az 5. ábra szemlélteti, amelyben tűs ferrit figyelhető meg, ami kis keménységet és rendkívül nagy szívósságot biztosít ennek az acélknak. Ebből adódóan a hegesztéstechnológia tervezésekor, beleértve a hozaganyag-választást is, cél a tűs ferrites szövetszerkezet elérése, amely az apró, diszperz eloszlású kiválasztásokból, mint heterogén kristályosodási csírából növekedik.

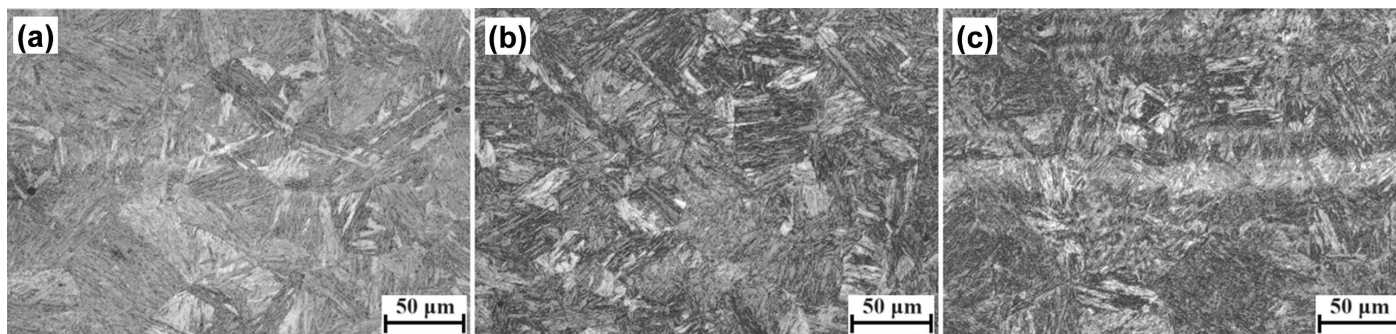
A nagyszilárdságú acélok esetében a szimulált durvaszemcsés sáv mikroszerkezetét a 6. ábra mutatja, amely mindhárom acél esetében alapvetően léces martenzites. Lényegében a teljes hűlési időspektrumra martenzites szövetszerkezet jellemző mindhárom acélnál [11, 12]. A hosszabb (30 s) hűlési idők esetén a keménységcsökkenés alapvetően a martenzit



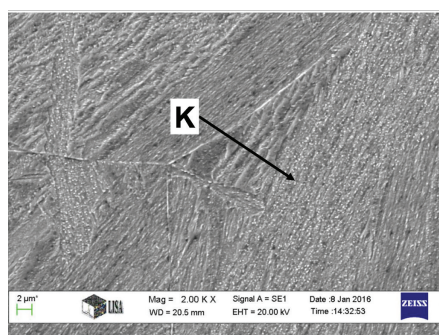
4. ábra S355J2+N
($T_{max} = 1350\text{ °C}$, $t_{8/5} = 5\text{ s}$) [8, 9]



5. ábra S500MLO
($T_{max} = 1350\text{ °C}$, $t_{8/5} = 5\text{ s}$) [10]



6. ábra Nagyszilárdságú acélok szimulált durvaszemcsés sávja ($T_{max} = 1350\text{ °C}$, $t_{8/5} = 5\text{ s}$):
(a) S960QL, (b) S1100M, (c) S1300QL [11, 12]



7. ábra Önmegeresztődés jelensége az S960QL acél szimulált durvaszemcsés sávjában ($T_{max} = 1350\text{ °C}$, $t_{8/5} = 30\text{ s}$) [12]

önmegeresztődésének eredménye, amelyet a 7. ábrán látható karbidkiválások (K) jeleznek [17], amelyeket pásztázó elektronmikroszkóppal sikerült beazonosítani. Az S960QL acél esetében felső-bénites szövetszerkezet mutatható ki 100 s hűlési időnél [12].

3.2 Keménységvizsgálatok

Az egyes acéltípusok szimulált durvaszemcsés sávjában mért keménységértékeket a vizsgált 5-30 s hűlési időintervallumra vonatkozóan a 8. ábra tartalmazza. A keménységértékekre fektetett görbék egyenleteit, valamint az alapanyagok keménységét és a maximális keménységértékeket a 4. táblázat tartalmazza. Az S1300QL acél esetében a vizsgált hűlési időintervallumban nem változott érdemben a keménység, ezért a táblázatban átlagérték szerepel. A

diagramon piros vonallal jelöltem az MSZ EN ISO 15614-1:2017 [1] szabvány szerint megengedett 380 HV10 és 450 HV10 keménységértékeket. A P355NH, X52, L485MB és S500MLO anyagminőségek (1. és 2. acélcsoport) esetén egy kivételtől eltekintve a keménység nem éri el a megengedett határértéket, ugyanakkor az S355J2+N acélnál az 5 s hűlési időhöz tartozó keménység meghaladja a 380 HV10 keménységet. A nagyszilárdságú acélok (3. acélcsoport) vonatkozásában 450 HV10 feletti értékek egyedül az S1300QL anyagminőségénél figyelhetők meg, amely alapanyagként is nagyobb keménységet mutat ettől az értéktől [11, 12]. A vizsgált acélok tekintetében, az S1300QL acél kivételével megállá-

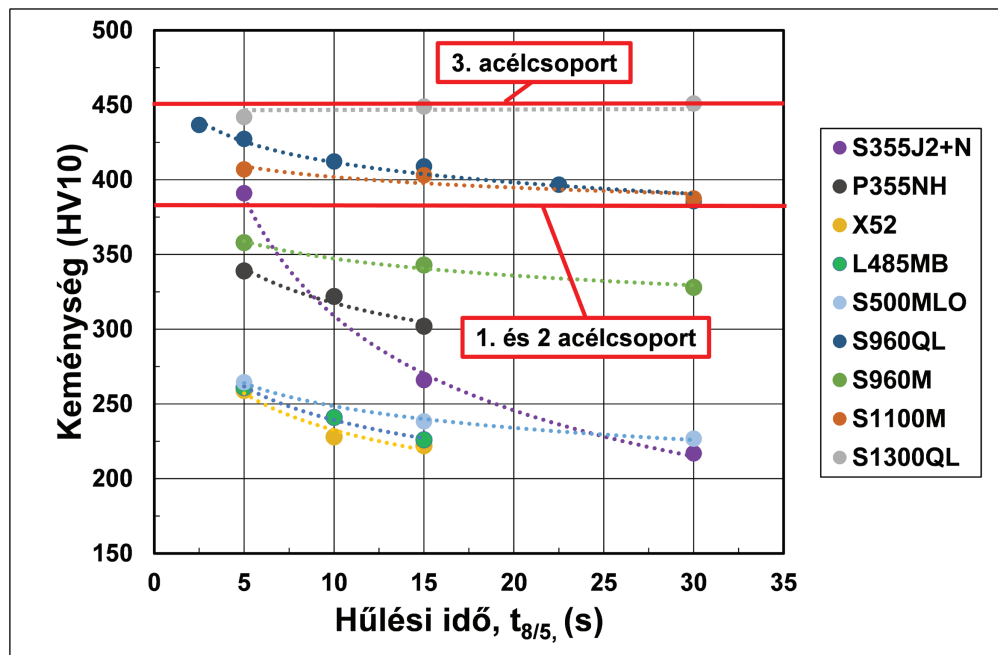
pítható, hogy a $t_{8/5}$ hűlési idő növekedésével a durvaszemcsés sáv keménysége csökken. Az S1300QL acél esetében a nagy karbon-egyenértékből és a teljes egészében martenzites szövetszerkezetből adódóan nem következik be kilágyulás ebben a tartományban. A vizsgált hűlési idő spektrumban a legnagyobb mértékű keményedés (+154%) az S355J2+N anyagminőség esetén tapasztalható, amely a martenzites szövetszerkezet jelenléte miatt a $t_{8/5} = 5\text{ s}$ -nál a többi hasonló szilárdságú acélhoz képest fokozott keményedést mutat. Az X52, az L485MB és az S500MLO anyagminőségekhez tartoznak a legkisebb keménységértékek, összhangban a ferrit-bénit tartalmú szövetszerkezettel. A három acél

4. táblázat

A kísérletek során alkalmazott alapanyagok mechanikai tulajdonságai

Acél	HV _{AA}	HV _{MAX}	Keményedés	Egyenlet	Közelítés
S355J2+N	154	391	+154%	$HV = 661,62 \cdot t_{8/5}^{-0,331}$	$R^2 = 0,99$
P355NH	158	339	+114%	$HV = 401,46 \cdot t_{8/5}^{-0,102}$	$R^2 = 0,96$
X52	172	259	+51%	$HV = 324,71 \cdot t_{8/5}^{-0,145}$	$R^2 = 0,96$
L485MB	221	261	+18%	$HV = 322,26 \cdot t_{8/5}^{-0,129}$	$R^2 = 0,99$
S500MLO	232	265	+14%	$HV = 303,54 \cdot t_{8/5}^{-0,087}$	$R^2 = 0,99$
S960QL	340	427	+26%	$HV = 459,70 \cdot t_{8/5}^{-0,048}$	$R^2 = 0,96$
S960M	336	358	+7%	$HV = 387,79 \cdot t_{8/5}^{-0,048}$	$R^2 = 0,98$
S1100M	394	407	+3%	$HV = 426,39 \cdot t_{8/5}^{-0,026}$	$R^2 = 0,80$
S1300QL	468	442	-5,5%	447*	N/A*

* Az S1300QL esetében átlagkeménység érték szerepel a táblázatban.



8. ábra A fizikailag szimulált durvaszemcsés sáv keménysége a $t_{8/5}$ hűlési idő függvényében

esetén azonos tendencia figyelhető meg. Ebből következően ezen anyagminőségek esetén a legkisebb a hidegrepedési veszély. A hőhatásövezet keménységértékeit az alapanyaggal összehasonlítva megfigyelhető, hogy az acélok jelentős részénél a durvaszemcsés sáv a vizsgált tartományban nagyobb keménységet mutat az alapanyagnál. Ezzel ellentétes tendencia figyelhető meg az S1300QL anyagminőségénél, amelynél mindegyik hűlési idő esetén kisebb a keménység az alapanyaghoz képest. Az alapanyaghoz képest csekély mértékű kilágyulás jelentkezik az S960M és az S1100M anyagminőségeknél 30 s hűlési időnél. Az alapanyaghoz képest a keménység mértéke a szilárdság növelésével jellemzően csökken (4. táblázat). Ez alól az S960QL anyagminőség kivétel.

4. Összefoglalás és következtetések

A vizsgált szerkezeti acélok fizikailag szimulált durvaszemcsés hőhatásövezeti sávjának kemény-

ségére vonatkozóan az alábbi megállapítások tehetők ($T_{max} = 1350$ °C, $t_{8/5} = 5...30$ s illetve $5...15$ s):

1. A vizsgált anyagminőségek közül az S355J2+N, P355NH, X52, L485MB, S500MLO, S960QL, S960M és az S1100M acél esetében a $t_{8/5}$ hűlési idő növelésével a durvaszemcsés sáv keménysége csökken. Az S1300QL ultra-nagyszilárdságú acélnál a hűlési időnek nincs érdemi hatása a durvaszemcsés sáv keménységére.
2. Az alapanyaghoz képest a keménységváltozás mértéke a rövid hűlési időt jelentő 5 s esetén acélkategóriától függően +154% és -5,5% között változik.
3. A P355NH, X52, L485MB és S500MLO anyagminőségek esetén a keménység nem éri el a megengedett határértéket, ugyanakkor az S355J2+N acélnál az 5 s hűlési időhöz tartozó keménység meghaladja a 380 HV10 keménységet. A fokozott keménység oka martenzit tartalommal magyarázható. Ebből adódóan ennél az acélnál közepes ($t_{8/5} = 15$ s) hűlési idő javasolt.

A nagyszilárdságú acélok vonatkozásában 450 HV10 feletti értékek egyedül az S1300QL anyagminőségénél figyelhetők meg, amely alapanyagként is nagyobb keménységet mutat ettől az értéktől. Ebből adódóan az MSZ EN ISO 15614-1 táblázatban szereplő keménységhatár nem tekinthető mérvadónak ennél az acélnál.

4. Kilágyulás figyelhető meg az S1300QL anyagminőségénél mindegyik hűlési időnél, valamint az S960M és S1100M anyagminőségeknél 30 s hűlési idő esetén. A kilágyulási jelenség miatt a nagyszilárdságú acéloknál, különösen az S1300QL esetében célszerű rövid (5 s) hűlési időt választani.
5. A nagyszilárdságú acélok (S960QL, S1100M, S1300QL) esetében a hűlési idő csak kis mértékben (-5,5 és +7% között) befolyásolja a durvaszemcsés sáv keménységét. Szintén csekély a $t_{8/5}$ hűlési idő hatása a termomechanikusan kezelt acélok (L485MB, S500MLO,

S960M, S1100M) keménységére, amelyeket kis karbontartalom jellemez.

6. A keménységértékekre fektetett közelítő hatványfüggvények alapján a durvaszemcsés sáv keménysége a vizsgált hűlési idő intervallumban az egyes acélok-nál becsülhető.
7. Az egyes acélokra vonatkozóan optimális $t_{8/5}$ hűlési időtartomány csak ütővizsgálati eredményekre alapozva határozható meg.

Köszönetnyilvánítás

A cikkben bemutatott kutatómunka a Magyar Tudományos Akadémia Bolyai János Kutatási Ösztöndíjának támogatásával valósult meg (Bo/00643/22/6). Jelen kézirat a XXXII. Nemzetközi Hegesztési Konferencián elhangzott előadás alapján a Magyar Hegesztési Egyesület (MAHEG) által publikálásra javasolt kézirat, a konferencia kiadványában megjelent konferenciakézikönyv kibővített változata.

Irodalomjegyzék

- [1] MSZ EN ISO 15614-1:2017 Fémek hegesztési utasítása és hegesztéstechnológiájának minősítése. A hegesztéstechnológia vizsgálata. 1. rész: Acélok ív- és lánghegesztése, valamint nikkel és ötvözetek ívhegesztése.
- [2] Kovács, M.: Áttekintés a hidrogén okozta repedésveszély elkerülésére okozott módszerekről, Hegesztéstechnika, XIV. évf. 4. sz., 2003. pp. 24-27.
- [3] MSZ CEN ISO/TR 15608:2021 Hegesztés. A fémek csoportosítási rendszerének irányelvei.
- [4] Kovács, J.; Lukács, J.: Effect of the Welding Thermal Cycles Based on Simulated Heat Affected Zone of S1300 Ultrahigh Strength Steel, Key Engineering Materials, 890, (2021) pp. 33-43.
- [5] Terdik, G.; Meilinger, Á.: Hőhatásövezeti sajátosságok S690QL acél alapanyag felrakóhegesztésénél, In: Koncsik, Zsuzsanna; Lukács, János (szerk.) Kutatási eredmények a Miskolci Egyetem Gépészmérnöki és Informatikai Karának Anyagszerkezet-tani és Anyagtechnológiai Intézetében, Miskolci Egyetem, (2023) pp. 75-84.
- [6] Palotás, B.: Az alapanyag, a technológia és a szerkezet egysége a hegesztett járművekben, Habilitációs téziszfüzet, 2017.
- [7] Mkanna, L.; Palotás, B.: Preheating temperature testing on HSS: Nagyszilárdságú acélok előmelegítési hőmérsékletének ellenőrzése, In: Gáti, József (szerk.) XXXI. Nemzetközi Hegesztési Konferencia, Budapest, Magyarország: Magyar Hegesztési Egyesület (2022) 143 p. pp. 98-108.
- [8] Gáspár, M.; Balogh, A.: S960QL vs S355J2+N: Hogyan befolyásolják a hegesztési paraméterek a hőhatásövezet tulajdonságait nagy- és normálszilárdságú szerkezeti acélok-nál? In: Palotás, Béla (szerk.) 28. Nemzetközi Hegesztési Konferencia, Dunaújváros, Magyarország: Dunaújvárosi Egyetem (2016) pp. 242-255.
- [9] Váradi, D.: Normalizált szerkezeti acélok hőhatásövezetének vizsgálata fizikai szimulációval, EWE/IWE diplomaterv, 2016 (témavezető: Dr. Gáspár Marcell).
- [10] Gáspár, M.; Kovács, J.; Sainio, J.; Tervo, H.; Javaheri, V.; Kaijalainen, A.: A többrétegű varratfelépítés hatásának elemzése fizikai szimulációval 500 MPa szilárdsági kategóriájú hajóacélnál, Hegesztéstechnika, 35:2, 2024. pp. T37-T42.
- [11] Kovács, J.: A hőbevitel hatásának kutatása ultra-nagyszilárdságú acélok tulajdonságaira védőgázos fagyóelektródás ívhegesztéskor, PhD értekezés, Miskolci Egyetem, 2024.
- [12] Gáspár, M.: Nemesített nagyszilárdságú szerkezeti acélok hegesztéstechnológiájának fizikai szimulációra alapozott fejlesztése, PhD értekezés, Miskolci Egyetem, 2016.
- [13] Gáspár, M.; Sisodia, R.; Dobosy, Á.; Németh, A.: Csótávvezetékben alkalmazott acélminőségek hegesztésekor kialakuló hőhatásövezet tulajdonságainak elemzése fizikai szimulációval, Hegesztéstechnika, 31:1, 2020. pp. 83-91.
- [14] Sisodia, R. P. S.: High Energy Beam Welding of Advanced High Strength Steels, PhD értekezés, 2021.
- [15] Májlinger, K.; Katula, L. T.; Varbai, B.: Global Approach on the Shear and Cross Tension Strength of Resistance Spot Welded Thin Steel Sheets, Periodica Polytechnica - Mechanical Engineering 67:4, 2023. pp. 315-339. Paper: 23184.
- [16] Gáspár, M.: A hőhatásövezet keményedési hajlama szerkezeti acélok ömlesztő hegesztésekor, In: Gáti, József; Gáspár, Marcell (szerk.) XXXII. Nemzetközi Hegesztési Konferencia, Budapest, Magyarország: Magyar Hegesztési Egyesület, 2024. pp. 59-66.
- [17] Porter, D. A.; Easterling, K. E.: Phase Transformations in Metals and Alloys, Second edition, Chapman and Hall, 2-6 Boundary Row, London SE1 8HN, UK 1996. ISBN 0-412-45030-5.