



MISKOLCI EGYETEM
GÉPÉSZMÉRNÖKI ÉS INFORMATIKAI KAR



TUDOMÁNYOS DIÁKKÖRI DOLGOZAT

Többsoros varratfelépítés esetén kialakuló lokális hőhatásövezeti zónák fizikai szimulációval történő vizsgálata nagyszilárdságú acélokon

Váradi Dávid

II. éves mesterszakos gépészmérnök hallgató

Konzulens:

Gáspár Marcell

tanársegéd

Anyagszerkezet-tani és Anyagtechnológiai Intézet

Miskolc, 2014

Tartalomjegyzék

Bevezetés.....	2
1. A nemesített nagyszilárdságú acélok és hegesztésük	4
1.1 A nemesített nagyszilárdságú acélok hegesztett kötésének hőhatásövezete	7
1.1.1 Durvaszemcsés sáv (CGHAZ)	9
1.1.2 Interkritikus sáv (ICHAZ)	9
1.1.3 Hőhatásövezet többsoros varratfelépítés esetén	10
1.1.4 Interkritikusan megeresztett durvaszemcsés sáv (ICCGHAZ)	11
1.2 A nemesített nagyszilárdságú acélok hegeszthetősége	12
2. A fizikai szimuláció bemutatása.....	16
2.1 A fizikai szimuláció fejlődése	16
2.2 A fizikai szimuláció alkalmazása a hőhatásövezet vizsgálatában.....	17
3. Többsoros varratfelépítés fizikai szimulációs kísérletsorozata	19
3.1 Hőciklus modell kiválasztása	19
3.1.1 Rykalin-3D hőciklus modell elméleti háttere.....	19
3.1.2 A hőterjedés folyamata.....	20
3.1.3 Hőforrás.....	20
3.2 Csúcshőmérsékletek megválasztása	22
3.3 Hűlési idők kiválasztása	23
3.4 Az interkritikusan megeresztett durvaszemcsés sáv vizsgálati hőciklusai.....	24
4. Anyagvizsgálati eredmények.....	29
4.1 Ütővizsgálat.....	29
4.1.1 Töretfelület vizsgálata elektronmikroszkóppal	31
4.2 Keménységvizsgálat.....	33
4.3 Optikai és elektronmikroszkópos vizsgálatok.....	34
4.3.1 Szövetszerkezet vizsgálata elektronmikroszkóppal	36
5. Összefoglalás	38
6. Köszönetnyilvánítás	40
Irodalomjegyzék.....	40

BEVEZETÉS

A hegesztett szerkezeteket tervező szakemberek körében egyre növekvő népszerűségnek örvend a nagyszilárdságú szerkezeti acélok alkalmazása. Ezek az anyagminőségek a nagy garantált szilárdságukhoz képest kedvező szívóssági és rendszerint elfogadható alakváltozási jellemzőkkel rendelkeznek [1].

A hegesztett acélszerkezeteket, beleértve a hegesztéssel készült gépalkatrészeket üzemeltetésük során jellemzően mechanikai igénybevételek terhelik. A nagyszilárdságú szerkezeti acélokból készült szerkezetek tervezésekor a folyáshatárra történő méretezés segítségével az említett anyagminőségekben rejlő lehetőségek maximálisan kihasználhatók. A nagyobb folyáshatárú alapanyagok alkalmazása egy adott hegesztett kivitelű gyártmányban kisebb szelvényvastagságok alkalmazását, valamint a sajáttömeg csökkentését teszik lehetővé. A szelvényvastagság csökkenésével anyagmegtakarítás érhető el, valamint a szelvényátmérő méretének redukálásából adódóan a varratméret is csökken, amely további költségmegtakarítást jelenthet a gyártás kivitelezése során. A sajáttömeg csökkenéséből származó előnyök különösen olyan mozgó szerkezetek esetében számottevőek, mint közúti járművek, földmunkagépek. Emellett még az alkalmazott anyagok szempontjából konzervatívnak tekintett szerkezetek, mint például a hidak esetén is egyre szélesebb körben alkalmaznak nagyszilárdságú acélokat olyan szerkezetek tervezése során, amelyeket a funkcionalitás mellett az esztétikai szempontok is motiválnak, mivel ezen anyagminőségek felhasználásával karcsúbb, esztétikusabb szerkezetek hozhatóak létre [2][3].

A nemesített nagyszilárdságú acélok kiváló szilárdsági jellemzői egy nem-egyensúlyi, részben megeresztett, martenzites szövetszerkezetnek, valamint a meleghegerlést követő edzésből, illetve a magas hőmérsékletű megeresztésből álló hőkezelésnek köszönhetők. Ezt a nem-egyensúlyi szövetszerkezetet azonban a hegesztési hőciklus irreverzibilisen megváltoztatja, ebből adódóan pedig egy rendkívül inhomogén mikroszerkezettel, illetve mechanikai tulajdonságokkal rendelkező hőhatásövezet jön létre, amelyben az alapanyaghoz képest csökkent szívósságú lokális sávok alakulnak ki [3]. Mivel ezeket a szilárdsági kategóriájú acélokat az esetek túlnyomó részében hegesztett szerkezetekben alkalmazzák, ezért ezen acélok hegeszthetősége kiemelt figyelmet igényel. A szakembereknek olyan hegesztéstechnológia kidolgozására kell törekedniük, amely biztosítja az alapanyagra

megkövetelt szilárdsági és szívóssági kritériumoknak megfelelő hegesztett kötés létrehozását [1].

A sikeres hegesztéstechnológia kidolgozásához az előbbiekben említett okok miatt a hegesztett kötés hőhatásövezetében lezajló, döntően kellemetlen változások ismerete is szükséges. A hőhatásövezet vizsgálatában nyújt segítséget a fizikai szimuláció. Az Anyagszerkezet-tani és Anyagtechnológiai Intézetben rendelkezésre álló GLEEBLE 3500 fizikai szimulátor segítségével laboratóriumi körülmények között lehetővé válik a hőhatásövezet különböző sávjainak előállítása az alapanyagból kimunkált próbatest teljes keresztmetszetében.

A dolgozatban bemutatott kutatómunka során a WELDOX 960 E (MSZ EN 10025-6 szerint S960QL) elnevezésű nemesített nagyszilárdságú acél szívósság szempontjából kritikus hőhatásövezeti sávjait, a szemcsedurvulási, az interkritikusan megeresztett, valamint a többsoros varratfelépítés esetén kialakuló ún. interkritikusan megeresztett durvaszemcsés sávokat állítottuk elő a védőgázos fogyóelektródás ívhegesztésre (ISO kód: 135) jellemző $t_{8,5/5}$ hűlési időtartományokra (2,5, 5, 15 és 30 s). A kritikus hőhatásövezeti sávok tulajdonságainak vizsgálatához optikai, valamint pásztázó elektronmikroszkóppal (SEM) készítettünk felvételeket, illetve makro- és mikrokeménységmérés, valamint Charpy-féle ütővizsgálat segítségével elemeztük a hegesztési paraméterek hőhatásövezetre gyakorolt hatásait.

1. A NEMESÍTETT NAGYSZILÁRDSÁGÚ ACÉLOK ÉS HEGESZTÉSÜK

A nagyszilárdságú acélok definiálásának több példája is van. Az egyik megfogalmazás szerint nagyszilárdságúnak azokat az acélokat nevezzük, melyek $R_{p0,2}$ feszültségértéke legalább 1,5-2-szeresen meghaladja a hagyományos szerkezeti (pl. S355) acélokat [4]. Pontosabb megfogalmazásra törekedtek azok a szakemberek, akik a nagyszilárdságú acélokat konvencionális (1. táblázat) és korszerű (2. táblázat) csoportokba rendezték [5].

1. táblázat A konvencionális acélok szilárdsági osztályai [5]

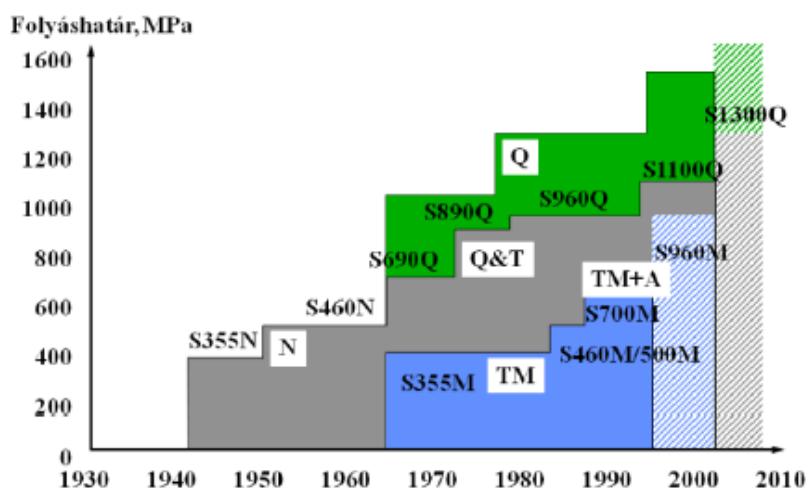
Szilárdsági osztály	Angol rövidítés	Szakító-szilárdság R_m , MPa	Szakító-szilárdság R_m , ksi	Folyáshatár $R_{p0,2}$ MPa	Anyagkonstans $k_m=R_m \cdot A_l$
Kis-szilárdságú acél	LSS	250-400	<60	<275	10000
Közepes-szilárdságú acél	MSS	400-600	60-90	275...500	10000
Nagy-szilárdságú acél	HSS	600-1200	90-180	500...1000	10000
Ultra-nagyszilárdságú acél	UHScS	1200-	>180	>1000	10000

A jól ismert és régóta felhasznált konvencionális nagyszilárdságú acéloktól (amelyeket közismertségüknél fogva legtöbbször a konvencionális jelző nélkül emlegetünk) a korszerű (nagyszilárdságú) acélokat az különbözteti meg, hogy fejlesztésükkor a tervezési (szilárdsági) követelmény mellett a gyártásra való alkalmasságra (adott esetben a szakadási nyúlással jellemzett alakváltozóképessegre) is kiemelt figyelmet fordítottak [5].

2. táblázat A korszerű nagyszilárdságú acélok (AHSS) második és harmadik generációja [5]

Szilárdsági osztály	Angol rövidítés	Szakító-szilárdság R_m , MPa	Szakító-szilárdság R_m , ksi	Folyáshatár $R_{p0,2}$ MPa	Anyagkonstans $k_m = R_m \cdot A_l$
Második generációs (extra-nagyszilárdságú) korszerű acélok	XHSS	600-1400	90..200	500-1300	40000
Közepes-szilárdságú acél	UHSS	850-1400	120-200	700-1300	60000

A XX. század első évtizedeiben elterjedt kezdetlegesebb, S235 jelű acéloktól napjainkra eljutottunk az 1000 MPa folyáshatárt meghaladó szerkezeti acélokig (1. ábra) [1].

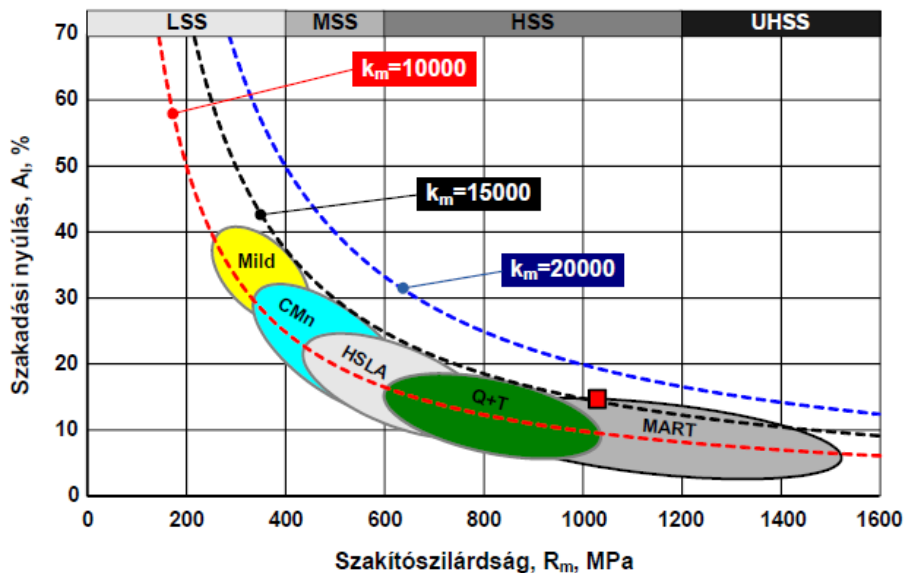


1. ábra Nagyszilárdságú szerkezeti acélok fejlődése [3][6]

A közelmúltban a szilárdságnövelést már nem pusztán a drága makroötvözással kívánták megoldani, hanem mindenekelőtt az acélokra vonatkozó fémtani ismeretek széleskörű felhasználására, a kikészítési technika fejlesztése (pl.: üstmetallurgia, mikroötvözés) mellett új gyártástechnológiai megoldások (nemesítő, vagy kvázinemesítő hőkezelések, termomechanikus kezelés) alkalmazására (vagyis olcsóbb megoldásokra) törekedtek. Az új technológiák segítségével a szakemberek nem csupán a hagyományos, makroötvözással szilárdságnövelt acélok szilárdsági tulajdonságait kielégítő, de azt meghaladó szilárdsági tulajdonságok elérésére képesek [7].

A szerkezeti acélok egyik legnagyobb szilárdsággal rendelkező csoportját a nemesített nagyszilárdságú acélok jelentik. A 2. ábrán látható diagram a szakadási nyúlás és a szakítószilárdság függvényében ábrázolja a különböző acéltípusokat. A vizsgálatunk tárgyát

képező WELDOX 960 E márkajelzésű acélhoz a 15650 anyagállandó tartozik, amelyet piros négyzet jelöl az ábrán. A diagramban szereplő szakítószilárdságot és fajlagos nyúlást 6 különböző adagszámú lemez műbizonylatán szereplő értékekből átlagolták ki (3. táblázat) [1].



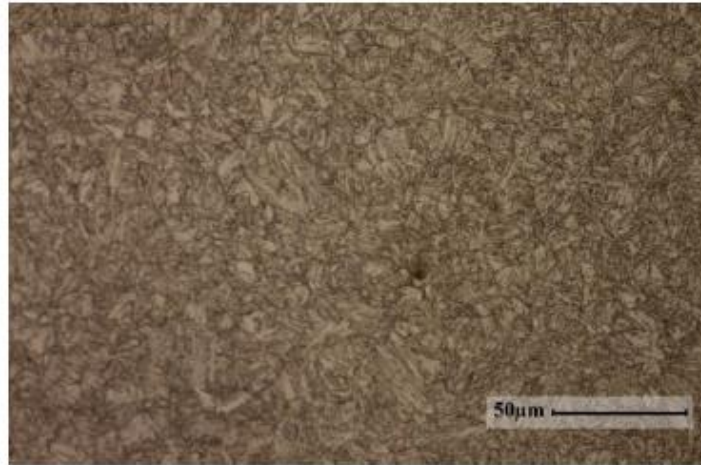
2. ábra A nemesített nagyszilárdságú acélok (Q+T) helye a szakadási nyúlás-szakítószilárdság diagramban (a piros négyzet a WELDOX 960 E jelű acél helyét jelöli) [1]

3. táblázat WELDOX 960 E hat db. műbizonylat alapján átlagolt vegyi összetétele tömegszázalékban

WELDOX 960	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni
	0,16%	0,23%	1,25%	0,009%	0,001%	0,20%	0,05%
Mo	V	Ti	Cu	Al	Nb	B	N
0,592%	0,042%	0,003%	0,01%	0,056%	0,015%	0,001%	0,0036%

A speciális gyártástechnológiával készülő nagyszilárdságú lemezek kiváló szilárdsági jellemzői egy nem-egyensúlyi, részben megeresztett, martenzites szövetszerkezetnek, valamint a meleghengert követő edzésből, illetve a magas hőmérsékletű megeresztésből álló hőkezelésnek köszönhetők. A hengerelt acéllemezt A_3 hőmérséklet feletti meleghengert követően viszonylag lassú hűtési sebesség mellett szobahőmérsékletre hűtik vissza, majd ezt követően újra A_3 hőmérséklet fölé hevítik, majd rövid ideig hőntartják. Ezt követően edzési folyamat következik, melynek során rendkívül intenzív hűtést (például vízűtést) alkalmaznak. Emiatt a szakirodalomban gyakran „vízedzésű” nagyszilárdságú acéloknak nevezik ezt a csoportot, valamint az alacsony karbontartalom miatt sokszor a „vakedzett” (vaknemesített) jelzővel látják el őket. A folyamatos hűtésű átalakulási diagramokat jobbra toló ötvözőknek (króm, molibdén) és a rendkívül intenzív hűtést lehetővé tevő gyártástechnológiának köszönhetően az edzési folyamat végén a lemez teljes (vagy

csaknem teljes) keresztmetszetben finomszemcsés martenzitté válik, amelyet a magas hőmérsékletű megeresztési folyamat során (részben) megeresztének. Ezt a szövetszerkezetet viszont a hegesztési hőciklus irreverzibilis módon megváltoztatja, így a valós hegesztett szerkezeteknél már nem válik visszaállíthatóvá [3][8].

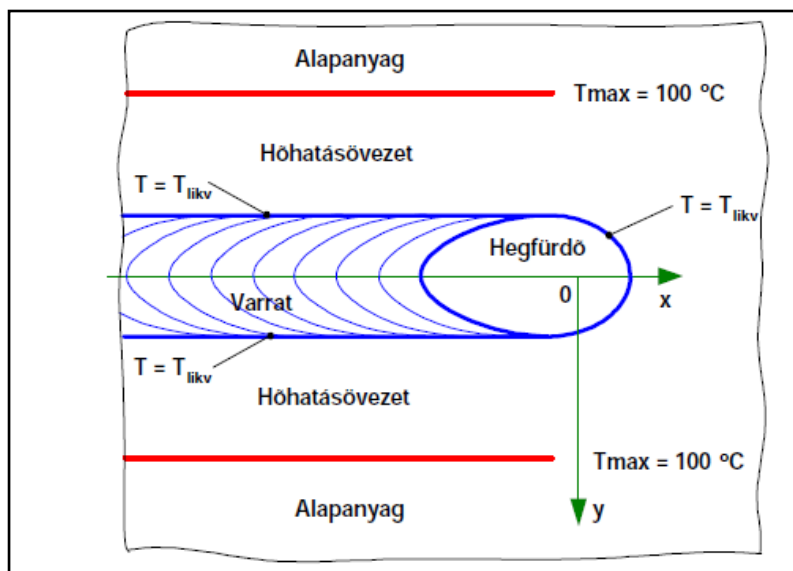


3. ábra WELDOX 960 E nagyszilárdságú alapanyag nem-egyensúlyi mikroszerkezete (N = 500x, 2% Nital) [1]

1.1 A nemesített nagyszilárdságú acélok hegesztett kötésének hőhatásövezete

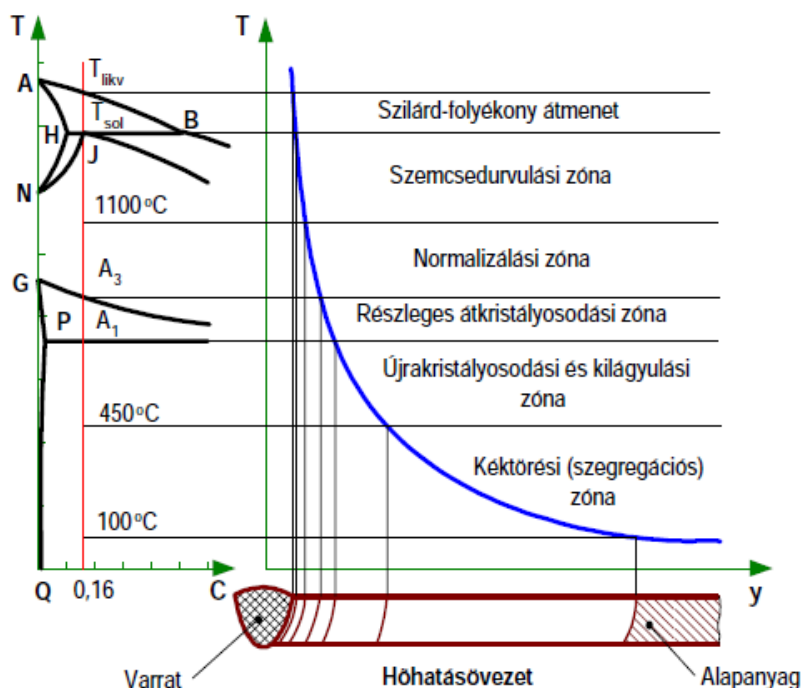
Hegesztés közben a hőforrással együtt mozgó hegfürdőt egy, a likviduszt nem meghaladó, nagy hőmérsékletű zóna vesz körül, amit hőhatásövezetnek (heat affected zone, HAZ) nevezünk (4. ábra). A hőhatásövezet alsó határhőmérséklete az a hőmérséklet, ami alatt már nem várható érdemleges mikroszerkezeti (szövetszerkezeti, szemcseszerkezeti, összetételi) változás. Ez acélok esetében 100 °C-ra tehető [9].

Mivel a hőhatásövezetben a hőmérséklet a felső és alsó határ között folyamatosan változik, ezért a hőhatásövezet a benne lejátszódó folyamatok különbözősége és a fémtani folyamatok különböző sebessége, ebből adódóan eltérő mértéke miatt nem lehet homogén szerkezetű, további sávokra (zónákra) való felosztásra van szükség [9].



4. ábra Az ömlesztő hegesztések hőhatásövezetének értelmezése [9]

A hőhatásövezet sávjainak vizsgálatához válasszuk ki a $C=0,16\%$ -os alapanyagkarbontartalmat! Ez azért is előnyös választás, mert ez az Fe-Fe₃C metastabil állapotára jellegzetes (J) pontjának karbon-koncentrációja, ahol a jól ismert peritektikus reakció után sem olvadékfázis, sem δ szilárd oldat nem marad vissza. Az 5. ábrán a Fe-Fe₃C állapotábra segítségével mutatjuk be egy általános szerkezeti acél hőhatásövezeti sávjait, amelyek közül a következőkben a szívósság szempontjából legkritikusabb sávokat ismertetem részletesen [9].



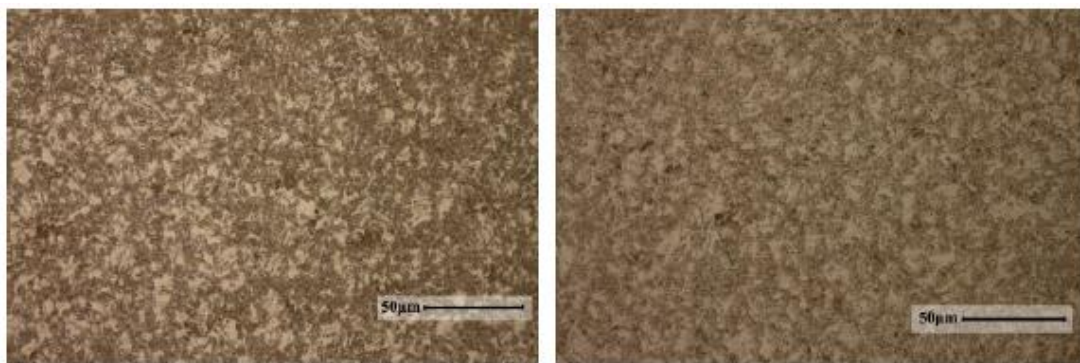
5. ábra A hőhatásövezet sávjai és származtatásuk $C=0,16\%$ karbontartalmú ötvöztelen lágyacél esetében [9]

1.1.1 Durvaszemcsés sáv (CGHAZ)

A durvaszemcsés sáv a nevének megfelelően nagyra nőtt ausztenit szemcsékből átalakult bomlástermékeket tartalmaz. Folyamatos hevítés során a durvaszemcsés sáv kialakulására jellemző nagy hevítési sebesség miatt az ausztenit képződés $A_{c1} \approx 750-800$ °C-on kezdődik, a teljes átalakulás pedig $A_{c3} \approx 950$ °C-on fejeződik be. Ez a sáv abból a szempontból is kritikusnak tekinthető, hogy a varratba kerülő hidrogén diffúzió útján a kialakuló csökkent szívósságú durvaszemcsés sávval együtt hidegrepedéseket okozhat. Kedvezőtlen körülmények egybeesésekor ebben a sávban nagymértékű szívósságcsökkenés, kismértékű szilárdságcsökkenés, és felkeményedés egyaránt előfordulhat [9][10].

1.1.2 Interkritikus sáv (ICHAZ)

A durvaszemcsés mellett található normalizált sávtól az alapanyag felé távolodva a hőmérséklet csökkenésével a hegesztési hőciklus hevítési szakaszában csak részben történik meg az ausztenites átalakulás, ezért egy meglehetősen heterogén szövetszerkezet alakul ki. . Az eredeti szemcsék határán létrejövő, γ - α átalakuláson átesett részek nagyobb karbontartalommal rendelkeznek, mivel ebben a hőmérséklet tartományban az ausztenit nagyobb karbonoldó-képességgel rendelkezik, mint az eredeti szövetszerkezet.



6. ábra Részlegesen átkristályosodott (interkritikus) sáv mikroszerkezete 5 és 15 s hűlési idő esetén ($T_{max} = 950$ °C, $N = 500\times$, 2% Nital) [11]

Az ausztenitesedett részek karbonkoncentrációja tovább nő diffúzió útján, amennyiben nagy vonalenergiát alkalmazunk, és a hőhatásövezetnek ez a zónája sokáig tartózkodik az interkritikus tartományban. Ezt követően a hűtési szakaszban ezek a karbonban dúsult, ausztenitké alakult részek az alapszövethez képest ridegebb szövetekké, vegyi összetételtől, valamint hűlési sebességtől függően perlitte, bainit vagy akár martenzitké alakulnak. Nemesített nagyszilárdságú acélok hegesztésekor az interkritikus sáv ausztenitké alakult

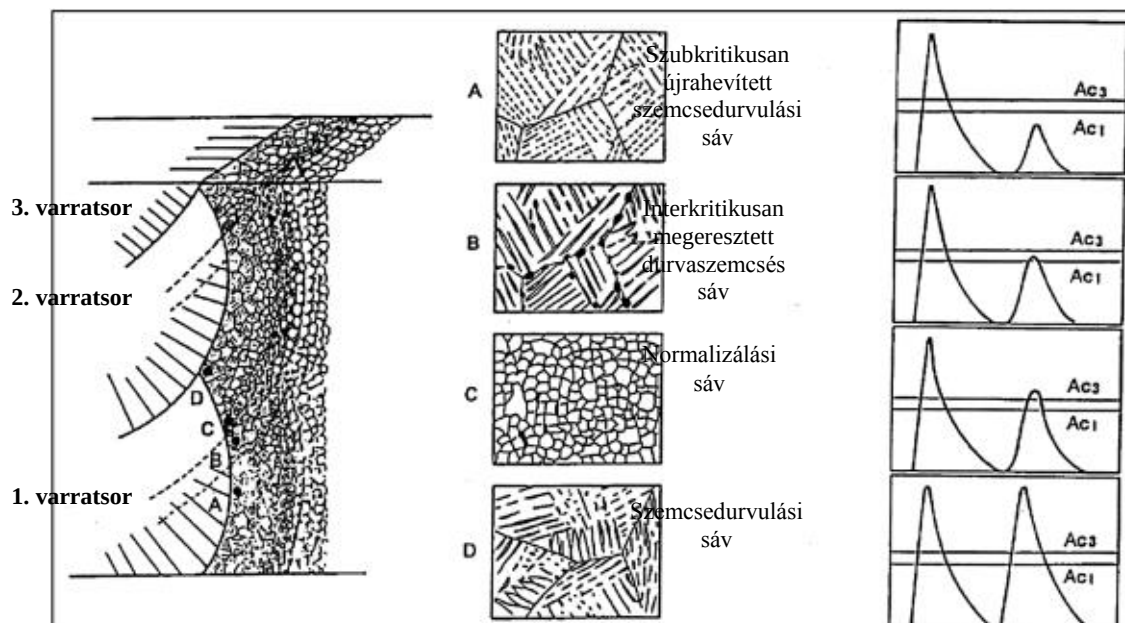
részeiből akár a durvaszemcsés sávot meghaladó keménységű, és ebből adódóan rideg martenzit keletkezhet. Eközben a hevítés során nem átalakult részek a hőciklus eredményeként megeresztődnek, ráadásul karbontartalmuk is csökken, ezért sok esetben kilágyulnak. A zónára jellemző fürtös szövetet a 6. ábra szemlélteti [10].

1.1.3 Hőhatásövezet többsoros varratfelépítés esetén

Többsoros varratfelépítés esetén a varrat, illetve annak hőhatásövezete még inkább inhomogénné válik, mivel a varratsorok tulajdonképpen rövid utóhőkezelést szenvednek el egymástól a hegesztett kötés létrehozása közben. Általánosságban két fontos, ridegedést elősegítő tényezőt érdemes megemlíteni:

- magas hőmérsékletű hőciklusok, amelyek szemcsedurvulást okoznak,
- részben ausztenitesítési csúcshőmérsékletek A_1 és A_3 között, amelyek martenzit-ausztenites szövet keletkezését segítik elő [12].

Egy tanulmány során többsoros varratfelépítésű, kis hőbevitellel hegesztett kötés szövetszerkezetét elemezték, melynek során megállapították, hogy a helyi törékeny sávok megjelenése az alacsony hőbevitel ellenére sem volt elkerülhető. Ez a jelenség a hőciklusokat és a vegyi összetételbeli változásokat is magába foglaló, komplex mechanizmus eredménye, melyet a 7. ábra segítségével szeretnék bemutatni. Az ábra a többsoros varratban bekövetkező mikroszerkezeti változásokat szemlélteti [13][14].



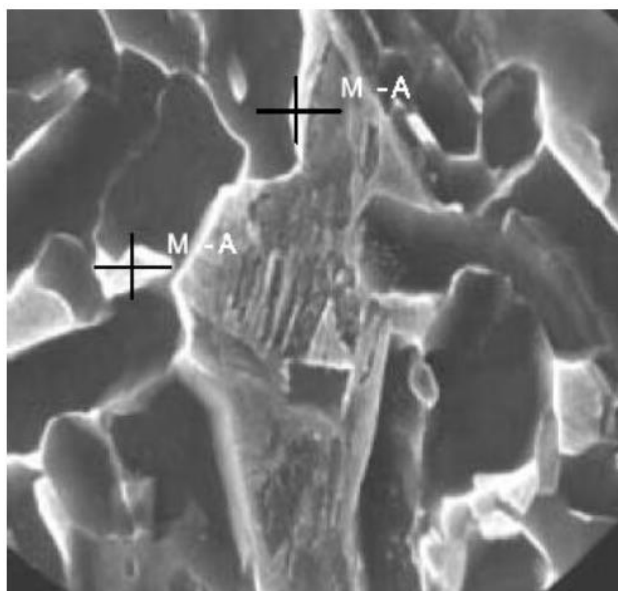
7. ábra Hegesztési hőciklusok által létrehozott mikroszerkezetek [15]

Az első hőciklus reprezentálja az első varratsort, amely megközelítőleg 1400 °C-os hőmérsékletre hevítette az A, B, C, D ábrákon található tartományokat, és melynek hatására szemcsedurvulás következett be [13].

Az éppen A_1 hőmérséklet alá hevült „A” zónát szubkritikusan újrahevített szemcsedurvulási zónának nevezzük. Az alapvető bázisszerkezet megmarad, azonban a másodlagos fázis szétbomolhat, melynek következtében a szövetszerkezet kilágyulásával kell számolni [13].

1.1.4 Interkritikusan megeresztett durvaszemcsés sáv (ICCGHAZ)

A 7. ábra „B” részletén a sáv újrahevítési hőmérséklete az interkritikus hőmérsékleti tartományban (A_1 és A_3 között) helyezkedett el. Ezt a zónát interkritikusan megeresztett durvaszemcsés sávnak nevezzük. A magas karbontartalmú régiókban részben újra-auszténitesítési folyamat játszódik le, továbbá ezeken a területeken nagy a rideg szövetszerkezet létrejöttének (martenzit-auszténit szigetek) esélye is. A 8. ábra a szemcsehatárokon elhelyezkedő martenzit-auszténit szigeteket szemlélteti. Ez a kritikus tartomány általában 3 mm távolságban helyezkedik el az első varratsor összeolvadási vonalától, hegesztéstechnológiától függően [13][14].



8. ábra A szemcsehatárokon elhelyezkedő martenzit-auszténit szigetek SEM képe, $N = 10000\times$ [16]

A M-A részek tulajdonságát alapvetően befolyásolja az előző hegesztési sor csúcshőmérséklete, valamint hűlési ideje. Rövid hűlési idők esetén elsősorban az M-A részek mennyisége befolyásolja a szívóssági jellemzőket, lassabb hűlés esetén pedig az alapszövet és a M-A részek keménysége közötti különbség a döntő. Az interkritikusan megeresztett

durvaszemcsés sávnak a teljes hegesztett kötés szívósságára gyakorolt kedvezőtlen hatását csökkenti, hogy ez a sáv nincs jelen a teljes lemezzvastagságban, hanem csak lokálisan fordul elő, miközben az interkritikus sáv teljes szelvényméretben jelen van [10].

A következő területek jelentik a többsoros varratfelépítésű hegesztett kötés hőhatásövezetének csökkent szívósságú részeit:

- a szemcsedurvulási sáv,
- interkritikus sáv,
- szubkritikusan újrahevített szemcsedurvulási sáv,
- interkritikusan megeresztett szemcsedurvulási sáv [13][15].

A többsoros varratfelépítéssel készült hegesztett kötés rendszerint kedvezőbb tulajdonságokkal rendelkezik, mint az egysoros felépítés, ilyen például a döntően finomabb szemcsemérettel rendelkező szövetszerkezet és az ebből adódó nagyobb szívóssági jellemzők, valamint a kisebb maradó feszültségek az egysoros varratfelépítéssel létrehozott hegesztett kötéshez képest. Ennek okai:

- a varrat szemcsenagysága finomodik a rákövetkező varratsorok hőciklusai által,
- a varratsoronkénti teljes hőbevitel csökken, ezáltal a szemcsedurvulás mértéke is csökken,
- a megelőző varratsorok némi előmelegítést biztosítanak, ezáltal megnövelve a $\Delta t_{8.5/5}$ kritikus hűtési időt,
- a rákövetkező varratsorok izzító hatással bírnak az őket megelőző varratsorokra, ezáltal csökkentve az előző sorok maradó feszültségeit [13].

1.2 A nemesített nagyszilárdságú acélok hegeszthetősége

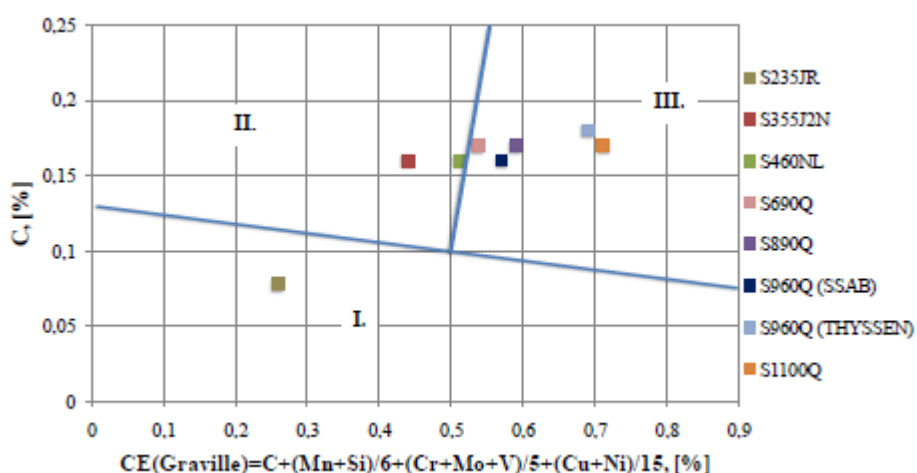
A nagyszilárdságú acélok hegesztésekor a hagyományos szerkezeti acélokhoz képest eltérő hegesztési koncepcióra van szükség. Ezen acélok hegesztésekor a nehézséget elsősorban az okozza, hogy a speciális gyártástechnológiával készülő nagyszilárdságú lemezek kiváló szilárdsági jellemzőiket egy nem-egyensúlyi, részben megeresztett martenzites szövetszerkezetnek köszönhetik, amelyet a hegesztés hőciklusa irreverzibilisen megváltoztat [1][3]. További nehézséget jelent, 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 [11].

A nemesített nagyszilárdságú acélok hegesztésének első számú nehézsége a varratba kerülő diffúzióképes hidrogéntartalommal kapcsolatos hidegrepedés. A hidrogén a fémekben jól oldódik, de vegyületet csak néhányal (Zr, Ti, V, Ta, Th) alkot, vagyis a vassal (és a Ni-lel, Al-mal, Co-tal, Cu-zel, Mo-nel) nem képez hidridet. A hidrogén a varratfémekben nagyon gyorsan képes diffundálni és nagyobb energiatartalmú hibahelyekhez (ponthibák, diszlokációk, szemcsehatárok) kötődve repedést vagy fokozott repedésveszélyt előidézni. A hibahelyeken csapdába ejtett és molekulárisá váló hidrogén a környező fémrészekre igen nagy nyomást fejt ki, a korlátozott alakváltozóképeség miatt húzófeszültség jelenlétében a hegesztett kötésben és a hőhatásövezetben előforduló rideg szövetekkel együtt hidegrepedéseket okozhat [1][9].

További nehézséget jelent, hogy az alapanyag magas szilárdságának okán az alapanyag szilárdságával megegyező hozaganyagok választéka jelentősen szűkül. Emellett túlzott hőbevitel, esetlegesen lengetés alkalmazásával mind a varrat, mind a hőhatásövezet kilágyulására és szívósságának csökkenésére kell számítani [11].

A 9. ábrán látható Graville diagram a szerkezeti acélokat három csoportra osztja. A diagram megalkotásánál a karbontartalom definiálásakor és a szilíciumot is tartalmazó Graville-féle karbonegyenérték meghatározásakor az ábra jobb oldalán lévő acéltípusok gyártóktól kapott műbizonylatán szereplő vegyi összetételeket vették alapul [3].



9. ábra A szerkezeti acélok hegeszthetőség szerinti felosztása a Graville diagram alapján [3]

Az I. övezetbe tartozó anyagminőségek gyakorlatilag problémamentesen hegeszthetők. Ide sorolhatók az S235 jelzésű acélok. A II. övezet acéljai (S355N, S460N) alulról korlátozott

hőbevitellel, a III. övezetbe eső acélok pedig felülről és alulról limitált hőbevitellel és egyidejű előmelegítéssel hegeszthetők. A diagram alapján a nagyszilárdságú acélok (S690Q-S1100Q) hegesztéséhez előmelegítés és kis vonalenergiát eredményező hegesztéstechnológia szükséges [3][17].

A korszerű nagyszilárdságú acélok kisebb karbonegyenértéke miatt a III. tartomány irányából a II. tartomány felé orientálódnak, ezért a hegesztéstechnológia kidolgozásakor akár az előmelegítési hőmérséklet csökkentése, akár teljes elhanyagolása is megfontolásra vehető [3].

A szerkezeti acélok csoportján belül jelentős karbonegyenértékkel rendelkező nemesített nagyszilárdságú acélok hegesztésekor az előmelegítés alkalmazásával a ridegedési hajlam, ezáltal pedig a hidegrepedések megjelenésének veszélye csökkenthető [3].

Ahogy korábban említettük, a nemesített nagyszilárdságú acélból készült hegesztett kötések hőhatásövezete meglehetősen inhomogén szerkezetű. A hőhatásövezetben kilágyult sáv is előfordul, amely keménysége akár 20 százalékkal is kisebb lehet az alapanyag keménységétől. Problémát jelent továbbá a hőhatásövezet bizonyos sávjainak felkeményedése is, amely koronaoldalon még a kilágyulásnál is jelentősebb mértékű lehet (400 HV). Többsoros varratfelépítés esetén az újabb hegesztési sorok megeresztő hatása egyértelműen jelentkezik, ezért egyoldali varratok esetén jól megfigyelhető a gyökoldal koronaoldalhoz képesti kilágyulása [3][17].

További problémát jelent, hogy a nagyobb ötvöző tartalommal rendelkező nemesített nagyszilárdságú acélok esetén a hűlési idő növelése az alsó-bainitet és martenzitet tartalmazó szövetszerkezet kialakulása helyett durva szemcseszerkezettel rendelkező, kis szívósságú felső bainites szövetszerkezetet eredményez, amelyben a viszonylag hosszú ideig tartó hőciklus hatására helyi rideg részek, ún. M-A szigetek is kialakulhatnak, amelyek tovább csökkentik a szívósságot [5].

A fent említett okok miatt a technológia tervezésekor a vonalenergia meghatározására kiemelt figyelmet kell fordítani. A lehetőségek szerint a vonalenergiát a hegesztési folyamat során egy állandó, alacsony értéken célszerű tartani, mivel csak így garantálható a hegesztett kötés megfelelő szilárdsága és szívóssága [3].

A technológiai paraméterek meghatározása mellett a nagyszilárdságú acéloknál a megfelelő hozaganyag kiválasztása is fontos feladat a hegesztőmérnök számára. Mivel a technológiai eredetű szilárdságnövelés a hegesztési folyamatban leolvadó hozaganyagok

esetében nem alkalmazható, ezért a hozaganyagok szilárdságnövelése csak a mikro- és makroötvöztetés kombinációjával lehetséges [3][17]. Általában a hozaganyagok gyártói jelentősnek mondható (2%) nikkel tartalmú, az alapanyaghoz képest nagyobb mangán, szilícium (esetenként króm) tartalmú huzalokat fejlesztettek ki. Az összetétel mellett a hozaganyag-választás egyik alapvető szempontja a „matching” kérdéskör. Szilárdsági matching esetén az adott elektródával készített varrat mechanikai jellemzői az alapanyagével megegyeznek vagy ahhoz nagyon közel állnak [9]. Amennyiben a tervezési előírások megengedik, az undermatching (a matchingtól eltérő) elven kiválasztott hozaganyag helyes technológiai stratégiát jelenthet, mivel ebben az esetben kisebb lesz a hidegrepedési hajlam, valamint az undermatching kedvező hatással bírhat a fáradási tulajdonságokra [3].

A technológia tervezést segíti az adott acéltípusra jellemző optimális $t_{8,5/5}$ hűlési időtartomány ismerete, amelynek segítségével meghatározhatóak azok a hegesztési paraméterek és hegesztési hőmérséklet tartomány, amelyekkel az elvárásoknak megfelelő hegesztett kötés létrehozható [11].

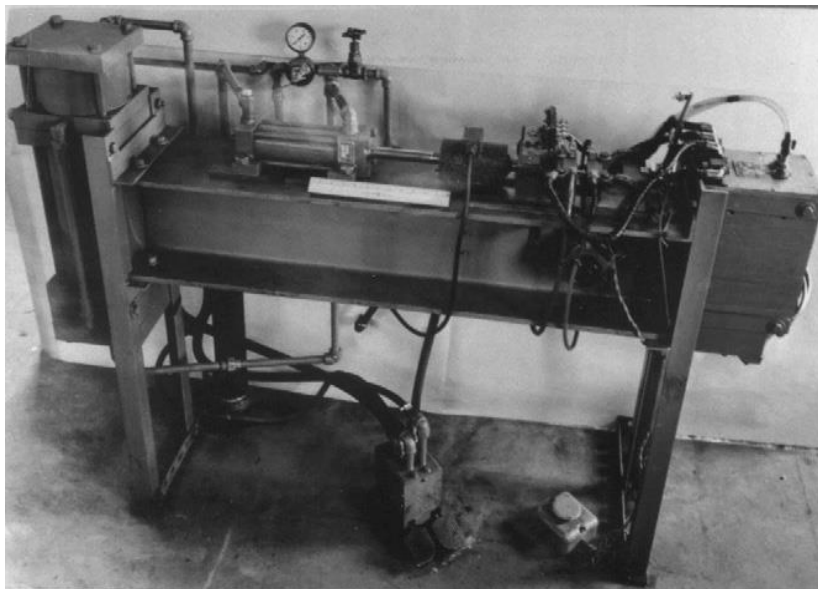
A kritikus $t_{8,5/5}$ időtartomány azon időtartamok halmaza, amelyek a varratnak és hőhatásövezetének 850 °C-ról 500 °C-ra történő lehűléséhez szükségesek. Ebben a szakaszban zajlanak le a legfontosabb szövetszerkezeti változások az acélban [18].

2. A FIZIKAI SZIMULÁCIÓ BEMUTATÁSA

Az anyagtechnológiák fizikai szimulációja olyan laboratóriumi körülmények között végzett vizsgálati technika, amely során pontosan reprodukálni tudjuk azokat a termikus és mechanikai folyamatokat, amelyek a tényleges feldolgozás során érik az adott anyagot. A későbbi felhasználás körülményeit megvalósítva az anyag vagy szerkezet működés közbeni viselkedését is vizsgálhatjuk, a hatásokat elemezhetjük [19][20].

2.1 A fizikai szimuláció fejlődése

A fémiparban alkalmazott fizikai szimuláció gyökerei a XX. század közepéig nyúlnak vissza. Eleinte maguk a kutatók tervezték, illetve építették meg a vizsgálataikhoz szükséges kísérleti berendezéseket, amelyek túlnyomó részben hegesztéstechnológiai problémák elemzésében nyújtottak segítséget a szakembereknek. A 10. ábrán egy ilyen, korai szimulációs berendezés látható. Az első szimulációs kísérleteket a Szovjetunióban, Kínában, Nagy-Britanniában és az Egyesült Államok kutatóintézeteiben végezték el, az 50-es évek második felében pedig megjelentek a kereskedelmi forgalomban is kapható fizikai szimulátorok [1][19][21].



10. ábra Korai hőhatásvezeti szimulátor az amerikai Renssealer Politechnikai Intézetben az 1950-es évek elején [19][22]

Mivel a fizikai szimuláció elsősorban a hegesztési folyamatok vizsgálatában játszott kiemelkedő szerepet, ezért olyan berendezésre volt szükség, amely a mérési feltételeket kielégítő környezetben volt képes a hőhatásvezeti zóna részeit reprodukálni. Az első olyan

kereskedelmi forgalomban kapható szimulátor, melyet erre a célra terveztek, az Egyesült Államokban gyártott GLEEBLE 510 elnevezésű rendszer volt. Képes volt a hegesztés hőciklusát reprodukálni, a berendezés segítségével tanulmányozni lehetett, hogy miként hat a bevitt hőmennyiség az alapanyag szövetszerkezetére. Először az ömledék megszilárdulás utáni állapotát kívánták megismételni, majd a figyelem a hegesztett kötés hőhatásövezetének vizsgálatára irányult. Gyors, 8000 °C/s hevítési sebességre volt képes, valamint egy pneumatikus működtetésű terhelő (húzó) rendszerrel volt ellátva, amely állandó sebességgel történő húzást tett lehetővé. Ebből következően képes volt melegszerkezet vizsgálatok elvégzésére is [19][22].

Az S235 szilárdsági kategóriához képest növelt szilárdságú acélokat (akkoriban még S355) a II. világháború után, a hajóiparban kezdtek el alkalmazni, ekkor azonban még nem rendelkeztek kellő információval a varratok, illetve azok hőhatásövezeteinek viselkedéséről és tulajdonságairól, ezért számos katasztrófa következett be a kötési hibákból vagy helytelen alkalmazásból kifolyóan. Így vált kiemelt fontosságúvá a hőhatásövezet vizsgálata szívóssági és törésmechanikai szempontból. Az 1950-es évektől már rendelkezésre állt olyan rendszer, melynek segítségével a valós hőhatásövezet szövetszerkezetével teljes mértékben megegyező mintát hoztak létre [19][23].

A Miskolci Egyetem Anyagszerkezet-tani és Anyagtechnológiai Intézetében felállított GLEEBLE 3500 termo-mechanikai szimulátor közvetlen ellenálláshevíítő rendszere akár $10\,000\text{ °C/s}$ sebességgel képes a próbatestek hevítésére, nagy hővezetőképességű befogói pedig akár $10\,000\text{ °C/s}$ hűtési sebességet is képesek produkálni az edzési opciónak megfelelő vizsgálati összeállítással (pl. folyadék-hűtésű próbatest). A szoftverben beállított hőciklus előállításához szükséges visszacsatolás a próbatestek felületéhez hegesztett termoelemek segítségével történik [1].

A GLEEBLE 3500 fizikai szimulátor alkalmazásával számos hagyományos és modern anyagvizsgálati módszer, illetve feladat megvalósítható, többek között: ömlesztő hegesztés hőhatásövezeti hőciklusainak szimulációja, sajtolás, kovácsolás, folyamatos öntés, porkohászat, fárasztás, kúszásvizsgálat stb [24].

2.2 A fizikai szimuláció alkalmazása a hőhatásövezet vizsgálatában

A valóságos hegesztési folyamattal szemben a fizikai szimulátor hőhatásövezeti moduljának (HAZ test) célja a hőhatásövezet különböző zónáinak előállítása a próbatest teljes keresztmetszetében, viszonylag nagy térfogaton [1]. Bár egyszerűbbnek és gyorsabbnak

tűnhet valós hegesztési folyamatból származó próbatestet vizsgálni, mint fizikai szimulációt alkalmazni, a valós folyamatban annyira nagyok a termikus gradiensek, hogy a varrat melletti rész minden tizedmilliméterén más és más szövetszerkezet alakul ki. A hőhatásövezet egy kis térfogata is különböző mikroszerkezetek sokaságát tartalmazza, így a hőhatásövezet sávjai egy tényleges hegesztett kötésen csak korlátozott mértékben lennének vizsgálhatók. Például a Charpy-V bemetszés rádiusza is túl nagy ahhoz, hogy egyetlen mikroszerkezetet tartalmazó anyagrészt lehessen kimunkálni a hőhatásövezetből [19][25]. Egy másik érv a fizikai szimuláció alkalmazása mellett, hogy lézersugaras hegesztés során a hevítési sebesség elérheti a 6000 °C/s-ot, a $t_{8,5/5}$ hűlési idő pedig gyakran 1 s alá csökken [1][26]. Ilyen esetben meglehetősen keskeny hőhatásövezet alakul ki, a különböző sávok pedig a vizsgálható tartományon kívülre esnek. A GLEEBLE azonban képes nagy mennyiségben homogén, egyetlen szövetszerkezettel rendelkező anyagmintát előállítani, és segítségével mind ütő-, és törésmechanikai, mind mikroszerkezeti vizsgálatokkal is tudjuk elemezni a különböző sávok sajátosságait [1][25].

A fizikai szimuláció segítségével reprodukálni tudjuk a többsörös varratfelépítés esetén létrejövő hőhatásövezeti sávokat is, amely a sávok inhomogenitása és összetettsége miatt hatalmas előnyt jelent a hegesztett kötés vizsgálata során.

Az Anyagszerkezet-tani és Anyagtechnológiai Intézetben folyamatban lévő kutatások részeként a fizikai szimulációs kísérleteinkben a fő célkitűzés a többsoros varratfelépítésre jellemző interkritikusan megeresztett durvaszemcsés sáv szimulációja, valamint ezen sáv tulajdonságainak vizsgálata volt.

3. TÖBBSOROS VARRATFELÉPÍTÉS FIZIKAI SZIMULÁCIÓS KÍSÉRLETSOROZATA

A szimulációs kísérletsorozat végrehajtását megelőzően a szükséges paraméterek minél pontosabb meghatározása döntő fontosságú a fizikai szimuláció megfelelőségének szempontjából, hiszen a cél a valós hőhatásövezeti sáv tulajdonságait minél inkább megközelítő hőhatásövezeti sáv létrehozása.

A kísérletsorozat megtervezése magában foglalta a hőciklus modell kiválasztását, a megfelelő csúcshőmérsékletek, illetve hűlési idők megválasztását. A GLEEBLE 3500 termomechanikus szimulátor QuickSim elnevezésű szoftvere a szükséges paraméterek megadása után automatikusan létrehozza a hőciklus előállításához szükséges számítógépes programot, amely a szimulációs folyamat belső szabályozását vezérli. Mivel azonban a GLEEBLE csak a hűlési szakaszt állítja elő az előzetesen megadott, konstans hőfizikai jellemzőkkel, ezért a pontos szabályozhatóság érdekében a kísérletsorozat elvégzése során manuálisan írtuk meg a szükséges programokat, amelyek már a hőciklusok hevítési részét is tartalmazták

3.1 Hőciklus modell kiválasztása

A QuickSim szoftverben több, a hegesztési hőciklus előállítására képes modell is a rendelkezésünkre áll (pl. Hannerz, Rosenthal, Rykalin). Választásunk 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 nagyttest-modellnél a háromdimenziós hővezetés dominál, a felületi hőátadás csekély jelentőségű.

3.1.1 Rykalin-3D hőciklus modell elméleti háttere

A fémekben végbemenő hőterjedési folyamatok elméletét a hőforrások sajátosságai alapján vezették le. A hegesztés során a hővezetés több tényező együttes hatásától függ. Hegesztés során a hőforrások (láng, villamos ív) által bevitt hő az alapanyag felületének csupán kis részét érinti, a fémekben a hővezetés folyamán terjed szét, amely függ a hőforrás alkalmazásának jellegétől, a fém hővezetőképességétől, valamint a fémfelület és a környezet hőcseréjétől [27].

3.1.2 A hőterjedés folyamata

Hőterjedés során a határfelületek a hő számára áthatolhatatlanak, vagy a környezetnek adják le azt. Hegesztés során a hőterjedési folyamatok a fém forrpontjához közel eső illetve a környező közeg hőmérséklete között folynak le. A valóságban a fém hőfizikai jellemzői (pl.: fajhő, hővezetési tényező) és a felületi hőátadási tényező a hőmérséklet függvényei, az elmélet megalkotása során azonban állandónak tételezzük fel ezen értékeket, valamint a fázis- és szövetátalakulások hőhatásait (látens hő) figyelmen kívül hagyjuk [27][28].

3.1.2.1 Hőterjedés szakaszai:

A hőterjedési folyamatában ívhegesztés során három időszak különböztethető meg:

- 1) Hőtelítődési időszak: a hőmérséklet tovább nő a hőforrással együtt mozgó mezőben.
- 2) Határértéket jellemző kvázistacionér állapot: az állandó sebességgel mozgó, állandó teljesítményű hőforrással együtt mozgó mező, a hőforrás hatása után megállapodik.
- 3) Hőmérséklet kiegyenlítődése: azon pontok, melyek hőmérséklete megközelítette a hőterjedés határértékét a hőforrás megszűnése után gyorsan hűlni kezdenek, míg azon pontok hőmérséklete, melyekre a hőforrás hője nem volt hatással a hőkiegyenlítődés hatására növekednek [27].

3.1.3 Hőforrás

A villamos ív közvetlenül a munkadarab egy kis felületével érintkezik. Ha a modell elméletének kidolgozása során figyelembe vesszük a munkadarab felületén az ív hőeloszlását illetve az ívfolt véges méreteit, a hőmérséklet eloszlásában csupán közvetlenül az ívvel határos övezetben történik változás, mely hatással van a hőhatásövezet alakjára, méretére, szövetszerkezetére valamint a beolvadási alakra is. Az ív hőmérséklet-eloszlásának hatása a hőforrástól távolodva kevésbé érzékelhető. Ebből kifolyólag a számítás során az ív hőmérséklet eloszlását figyelmen kívül hagyták és a villamos ívre egy állandó E_v J/mm teljesítményű összpontosított hőforrásként tekintettek, mely egy v mm/s állandó sebességgel egyenletesen, egyenes vonalúan mozog. Ezáltal a hőforrással együttmozgó koordinátákra vonatkozó összefüggés a következőképpen írható le [27]:

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

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 értelmezését a 4. táblázat tartalmazza [29]:

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

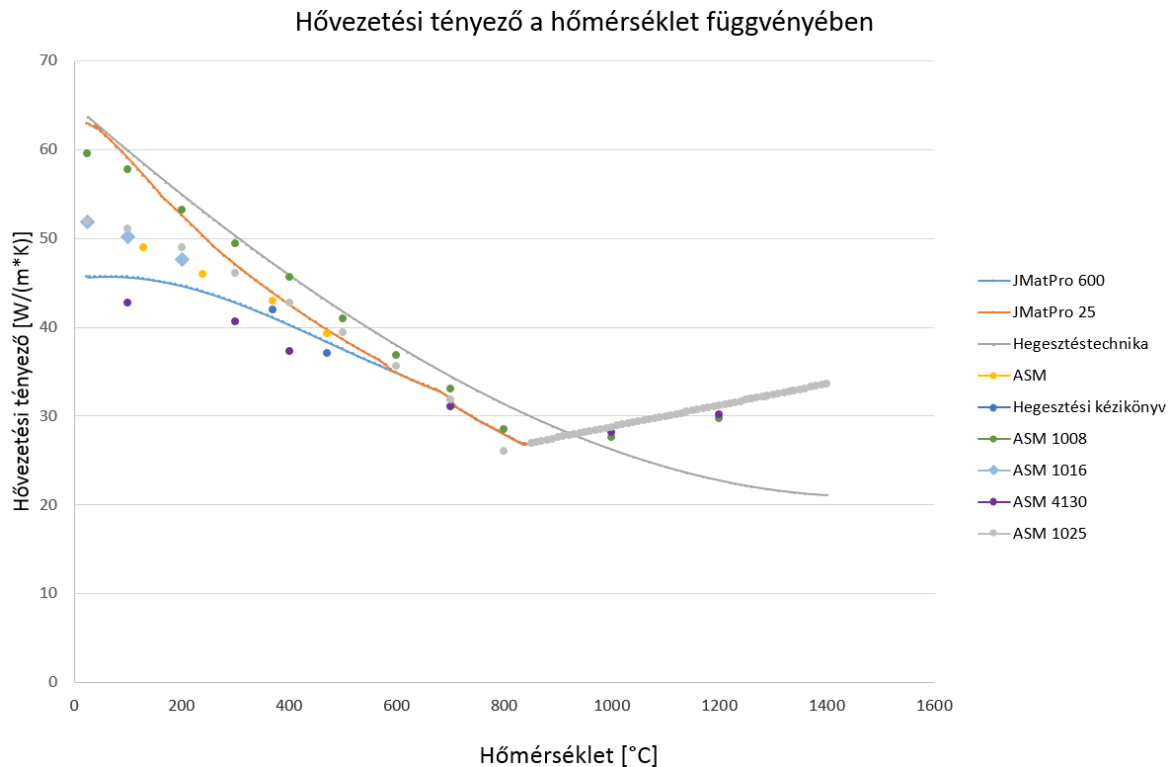
Megnevezés	E_v	λ	c_p	ρ	v
Jelölés	vonalenergia (fajl. hőbevitel)	hővezetési tényező	fajhő (p=áll)	sűrűség	hegesztési sebesség

Az összefüggés kiszámításához szükséges fizikai tényezők meghatározására különböző szoftverek, valamint a szakirodalom segítségével különböző empirikus és származtatott összefüggések közül is választhattunk. A fizikai tényezők meghatározása mérési úton is lehetséges, azonban ez a módszer sokkal idő- és költségigényesebb, mint az előbb említett lehetőségek. A 11. ábra különböző ajánlásokat tartalmaz az alapanyag hővezetési tényezőjére. A „JMatPro 25”, valamint „JMatPro 600” függvények a JMatPro® elnevezésű szoftver által kiszámolt értékeken alapulnak, attól függően, hogy az alapanyag gyártásakor alkalmaztak-e megeresztést. A JMatPro® egy olyan szimulációs szoftver, amely különböző ötvözetek fizikai és mechanikai jellemzőit képes kiszámítani a megfelelő paraméterek (pl. összetétel, gyártástechnológia, stb.) alapján. A Hegesztéstechnika című folyóiratban szereplő korábbi cikk az alábbi (4) összefüggést javasolja a hővezetési tényező kiszámítására:

$$\lambda = (0,0649822 - 5,2559 \cdot 10^{-5} \cdot T + 1,0454939 \cdot 10^{-8} \cdot T^2 + 3,3604852 \cdot 10^{-12} \cdot T^3), \quad (4)$$

ahol T [°C] az adott hőmérsékletet jelöli.

Az „ASM” jelölésű pontthalmazok az ASM Handbook vonatkozó kötetének ajánlásait tartalmazzák, a WELDOX 960 E alapanyaghoz hasonló összetételű szerkezeti acélokra vonatkozó hővezetési tényezőkre vonatkozóan.



11. ábra Különböző ajánlások az alapanyag hővezetési tényezőjére

Az összefüggéshez szükséges fizikai jellemzőket hosszas mérlegelés után a JMatPro elnevezésű szoftver segítségével adtuk meg, mivel a különböző forrásokból vett ajánlások összevetését követően ez bizonyult a feladat szempontjából legideálisabb megoldásnak. A fizikai jellemzők meghatározásánál a teljes hőmérséklet spektrumra vett átlagértékeket vettük alapul. Az 5. táblázat a szimuláció során használt hőfizikai jellemzők értékeit tartalmazza.

5. táblázat A szimuláció során alkalmazott hőfizikai jellemzők értékei

λ [J/ms°C]	c_p [J/(kg°C)]	ρ [kg/m ³]
37,8	690,2	7614,7

Az előmelegítési hőmérsékletet egy közepes vastagságú lemezre meghatározott CET szerinti minimális előmelegítési hőmérsékletre, 150 °C-ra választottuk, a vonalenergia értékeit pedig a hűlési idők függvényében határoztuk meg [3]. A 150 °C kiválasztását az is indokolta, hogy ennek az acélnek a hegesztésekor ez az ajánlott maximális rétegeközi hőmérséklet.

3.2 Csúcshőmérsékletek megválasztása

A hőhatásövezet szívósság szempontjából legkritikusabb sávjait a durvaszemcsés, az interkritikus, valamint az interkritikusan megeresztett durvaszemcsés sávok alkotják, ezért a kísérletsorozat során ezekre a sávokra összpontosítottunk. Az interkritikusan megeresztett durvaszemcsés sáv teljes hőciklusa a varrat többsoros jellegéből adódóan úgy alakul ki, hogy

a szemcsedurvulást elszenvedett alapanyag megeresztődik a következő varratsor interkritikus hőciklusától, ezért ennél a sávnál külön csúcshőmérséklet definiálása nem volt szükséges, hanem a kiválasztott durvaszemcsés és interkritikus sávokhoz tartozó csúcshőmérsékleteket vettük alapul

A szemcsedurvulási sáv csúcshőmérsékletét a likvidusz hőmérséklethez közel választottuk meg, hogy a hőhatásövezetben előforduló lehető legnagyobb szemcséket állítsuk elő. Korábbi tapasztalatok alapján figyelembe vettük az alapanyagra meghatározott NST (Nil Strength Temperature) értéket is, amely a zérus szilárdsághoz tartozó hőmérsékletet jelöli. Ezen a hőmérsékleten az anyag lényegében már nem képes terhelést elviselni. Az NST meghatározása szintén a GLEEBLE segítségével történt, a kísérleti eredmények szerint a WELDOX 960 E esetében ez a hőmérséklet 1403,8 °C-ra adódik. Az NST hőmérsékletet azért is érdemes figyelembe venni, mert a szimuláció során a hőtágulásból adódóan mindenféleképpen éri mechanikai terhelés a próbatestet [21]. A fent említett szempontok alapján a csúcshőmérsékletet 1350 °C-ra választottuk.

Az interkritikus sáv csúcshőmérsékletének meghatározásához előzetes szimulációkat végeztünk, mivel az A_1 és A_3 hőmérsékletek pontos értékei nem álltak rendelkezésünkre, ezek az értékek ráadásul a hevítési sebesség növelésével felfelé tolódnak. Az alapanyag JMatPro segítségével meghatározott ausztenitesítési diagramja segítségével az interkritikus zóna előállítására több lehetséges csúcshőmérsékletet választottunk ki, amelyek a következők voltak: 760, 780, 815 és 850 °C. Ezután 5 s-os hűlési idő alkalmazása mellett szimulációkat végeztünk a fent említett csúcshőmérsékletekkel, csiszolatokat készítettünk a próbatestek felületéről, majd pedig ütővizsgálatokat végeztünk, hogy megtaláljuk a legkisebb szívósság interkritikus sávhoz tartozó csúcshőmérsékletet

Ezek alapján, valamint korábbi előkísérleteink és szakirodalmi példák alátámasztásával az interkritikus sáv csúcshőmérsékletét 775 °C-ban határoztuk meg. Tapasztalataink alapján azonban a GLEEBLE kis hűlési idő esetén nem képes pontosan szabályozni a folyamatot, így a tényleges csúcshőmérséklet néhány °C-kal meghaladja az elméleti csúcshőmérséklet értékét. A fent említett tényezőket figyelembe véve a csúcshőmérsékletet 770 °C-ra választottuk, amely a szimulációk végrehajtásakor 775 °C csúcshőmérsékletű hőciklust eredményezett

3.3 Hűlési idők kiválasztása

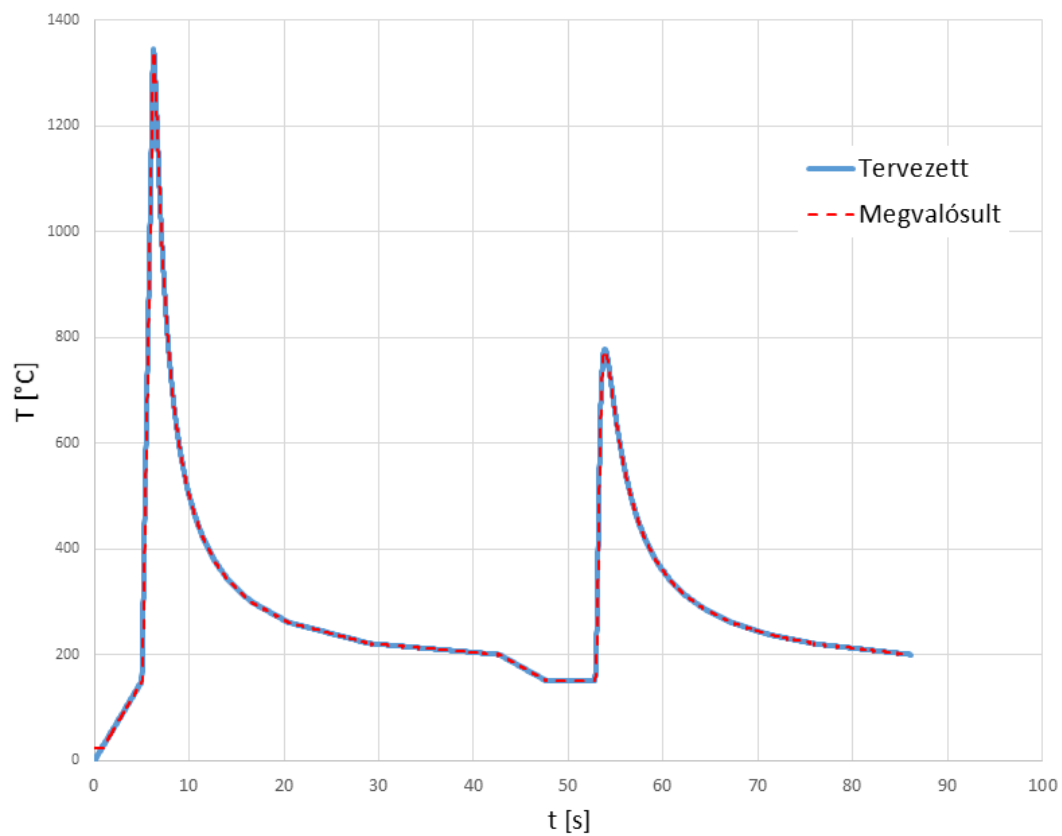
Az SSAB ajánlásai szerint az S960QL acél optimális $t_{8,5/5}$ hűlési időtartománya 5...15 s, azonban az Anyagszerkezet-tani és Anyagtechnológiai Intézetben végzett korábbi hegesztési

és szimulációs kísérletek során felmerült, hogy érdemes lenne az optimális időtartományon kívül eső hűlési idők hatását is megvizsgálni. Ennek megfelelően a vizsgálandó hűlési időket 2,5 s, 5 s, 15 s, valamint 30 s-ban határoztuk meg.

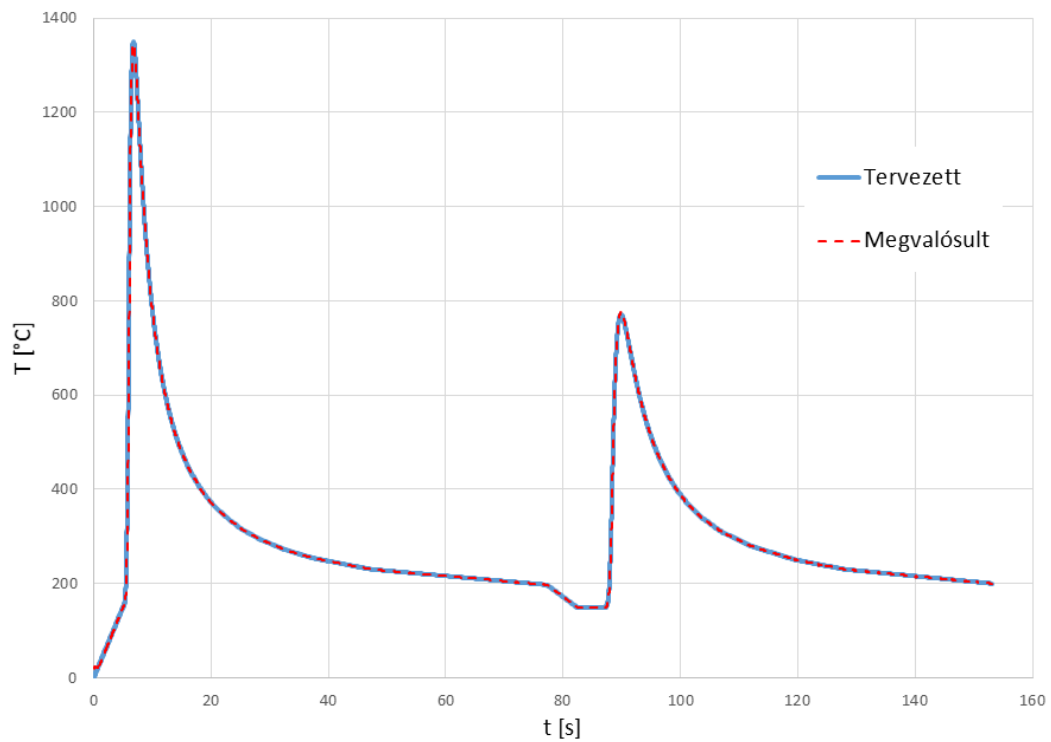
3.4 Az interkritikusan megeresztett durvaszemcsés sáv vizsgálati hőciklusai

A szükséges hegesztési paraméterek meghatározása után lehetőségünk nyílt a vizsgálati hőciklusok definiálására. A hőciklusokat a konzulensem által írt Excel program segítségével hoztuk létre. A függvények definiálása után a kapott értékekből megírtuk a hőciklusok előállításához szükséges programokat. A QuickSim szoftver lineáris interpolációt végzett az általunk megadott idő-hőmérséklet pontpárok között, így megvalósítva a hőciklust.

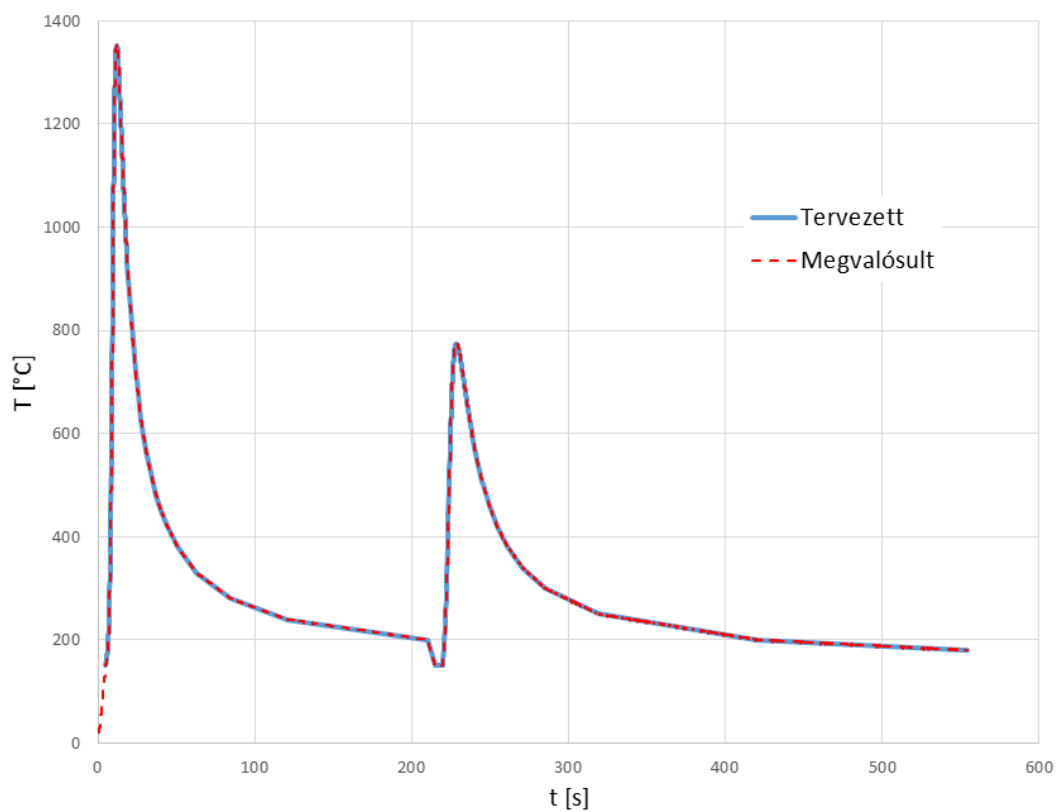
A hőciklusok definiálása, valamint a szükséges QuickSim programok megírása után elvégeztük a tervezett kísérletsorozatot. A WELDOX 960 E lemezből a szabványos Charpy-féle ütővizsgálathoz minimálisan szükséges 10x10 mm keresztmetszetű próbatesteket munkáltunk ki. A próbatestek hosszúságát a GLEEBLE alkalmazási kézikönyvében leírtak (min. 60 mm), valamint korábbi tapasztalataink figyelembevételével 70 mm-re választottuk. A próbatest hosszúságát az elérni kívánt hűlési sebesség alapján ajánlott kiválasztani. Minél hosszabb a próbatest, annál nagyobb felületen érintkezik a befogópofákkal, ebből adódóan intenzívebb hűlést lehet megvalósítani. Az Anyagszerkezet-tani és Anyagtechnológiai Intézetben végzett korábbi kísérletek azt igazolták, hogy a kívánt 5 s-os $t_{8,5/5}$ hűlési idő 70 mm hosszúságú próbatesttel biztonsággal kivitelezhető [29]. Az alábbi ábrák az interkritikusan megeresztett durvaszemcsés övezet tervezett, valamint megvalósult hőciklusait tartalmazzák a hűlési idő függvényében.



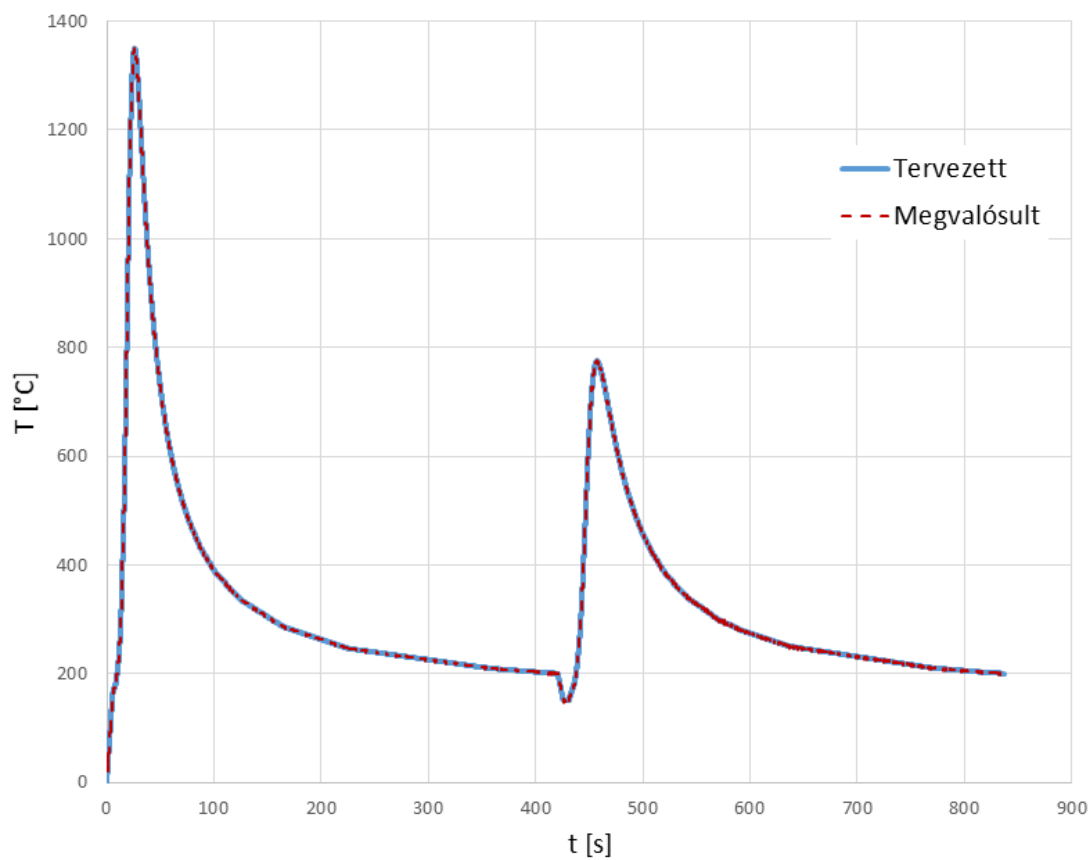
12. ábra Az ICCGHAZ hőciklusa $t_{8,5/5} = 2,5$ s esetén



13. ábra Az ICCGHAZ hőciklusa $t_{8,5/5} = 5$ s esetén



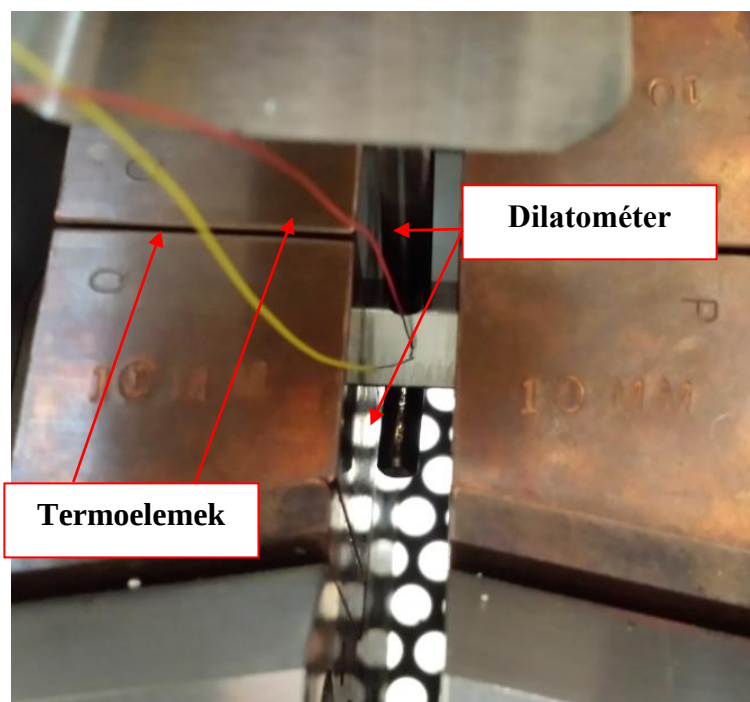
14. ábra Az ICCGHAZ hőciklusa $t_{8,5/5} = 15$ s esetén



15. ábra Az ICCGHAZ hőciklusa $t_{8,5/5} = 30$ s esetén

A hőciklusok közötti hirtelen hőmérsékletcsökkenést a tervezés során az időtakarékoság, valamint az Excel adatfeldolgozó képességének korlátai indokolták. 200 °C alatti hőmérsékleten már nem zajlanak számottevő szövetszerkezeti változások az anyagban, így a vizsgálatok, valamint a kiértékelés racionalizálása érdekében nem szenteltünk külön figyelmet a 200 °C alatti hőmérséklettartománynak. Ennek megfelelően a próbatestet 200 °C-ig a Rykalin-3D modell szerint hűtöttük, majd az anyagot 200 °C-ról 5 s alatt hűtöttük tovább 150 °C-ra, ahonnan 5 s-os hőntartást követően a második hőciklusra jellemző Rykalin-3D modell szerint terheltük tovább.

Hőhatásövezeti zónánként 7 próbatestet készítettünk, amely a három hőhatásövezeti zónára és négy hűlési időre vonatkoztatva összesen 84 próbatestet jelent. A sávonkénti 7 próbatestből hármat műszerezett ütővizsgálatra, hármat törésmechanikai vizsgálatok elvégzéséhez, egyet pedig optikai-, valamint elektronmikroszkópos vizsgálatokhoz, továbbá keménységméréshez használtunk fel. A 16. ábrán egy beszerelt próbatest látható, amelyhez dilatométert és termoelemet csatlakoztattunk.



16. ábra Szimuláció elvégzéséhez beszerelt próbatest dilatométerrel és termoelemekkel

A próbatestek középső részéhez hegesztett termoelemek feladata az előállítani kívánt hőmérséklet mérése mellett a folyamatos visszacsatolás biztosítása ahhoz a szabályozási folyamathoz, amely révén a hegesztési hőciklus megvalósul. A hűlési szakasz rendszerint nem szabadon a befogópofákban történik, hanem a tervezett és a megvalósuló hőciklus közti különbség függvényében a berendezés szakaszos energiabevittel hevíti a próbadarabot [29].

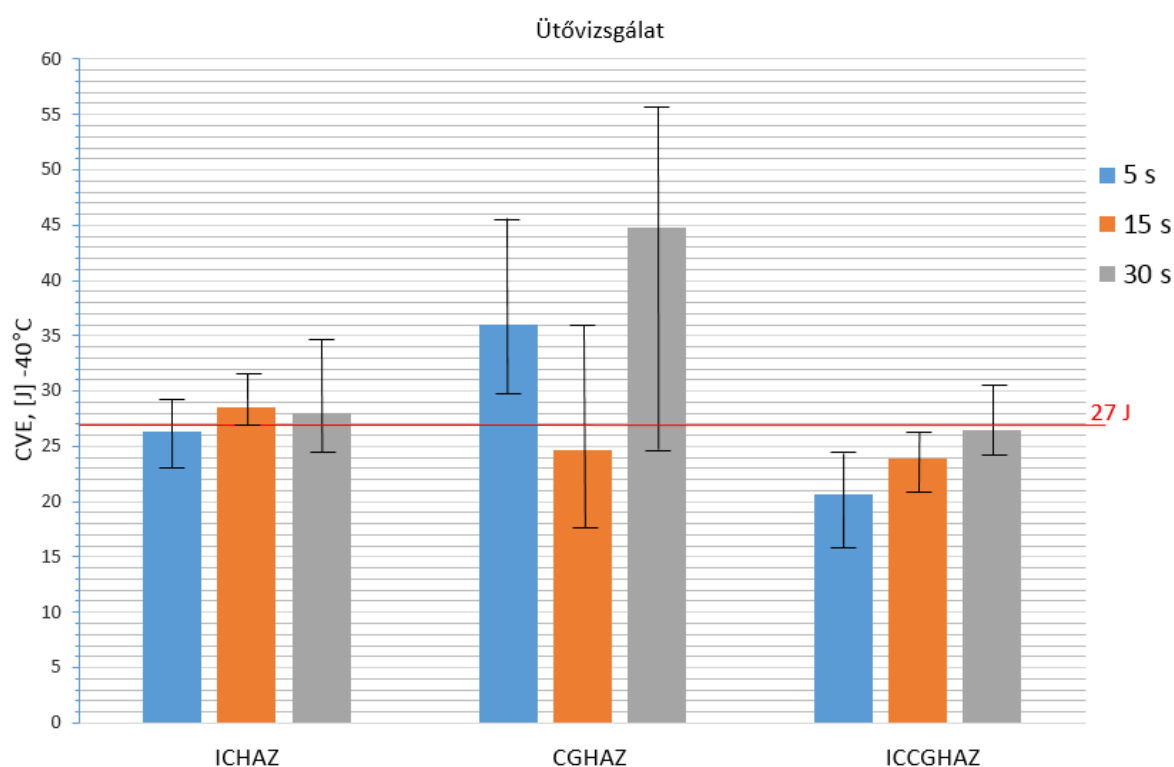
A hőmérséklettartománytól függően többféle termoelem is létezik. Annak ellenére, hogy egy durvaszemcsés övezet esetén a csúcshőmérséklet 1200 °C feletti érték lehet, a kísérletsorozat elvégzése során mindegyik hőhatásövezeti sáv előállításához K típusú, NiCr-Ni termoelemet alkalmaztunk, mivel korábbi tapasztalatok alapján a nagyobb hőmérsékletekhez ajánlott R típusú PtRh-Pt termoelemek a vizsgálat szempontjából fontos 850-500 °C tartományban, a kis termofeszültség miatt, komoly szabályozási problémákat okoztak [29]. A termoelemek felhegesztése egy speciális, erre a célra kifejlesztett hegesztő célgép segítségével történt.

4. ANYAGVIZSGÁLATI EREDMÉNYEK

A próbatestek középső részén előállított hőhatásvezeti sávok létrehozása után lehetőségünk nyílt a hegesztési paraméterek hatását célzó különböző anyagvizsgálatok elvégzésére.

4.1 Ütővizsgálat

Szabványos Charpy-V bemetszést készítettünk, majd az alapanyagra előírt $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ hőmérsékleten elvégeztük az ütővizsgálatokat. A különböző hőhatásvezeti sávok ütőmunkáinak átlagos értékeit a 17. ábra tartalmazza.



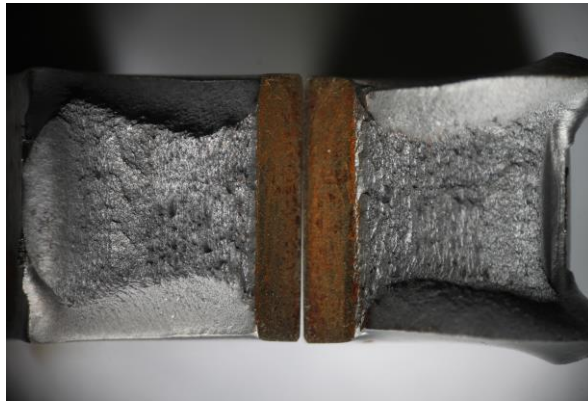
17. ábra A vizsgált hőhatásvezeti sávok szívóssága $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ -on

A fekete színnel jelölt szakaszok alsó és felső értéke a három mérésből álló sorozat legkisebb és legnagyobb értékeit, míg az oszlopok a mérések átlagértékeit jelölik. Az alapanyagra vonatkozó követelmény szerint (MSZ EN 10025-6) a vizsgálat tárgyát képező WELDOX 960 E acélnek $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ -on minimum 27 J ütőmunkát kell teljesítenie. A 2,5 s-os hűlési időhöz tartozó próbatesteken nem sikerült a kívánt zónát a darab teljes keresztmetszetében homogénen előállítani, ezért ezen próbatestek ütővizsgálati eredményeit nem szerepeltetjük az ütővizsgálati diagramban. Az interkritikus sáv szívósság szempontjából rendkívül kritikusnak mondható. A sávhoz tartozó próbatestek közül csak a $t_{8,5/5}=15\text{ s}$ -hoz

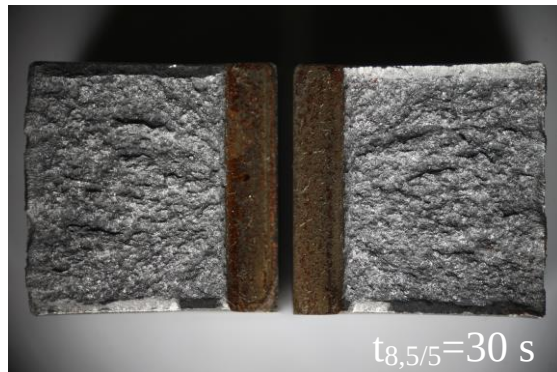
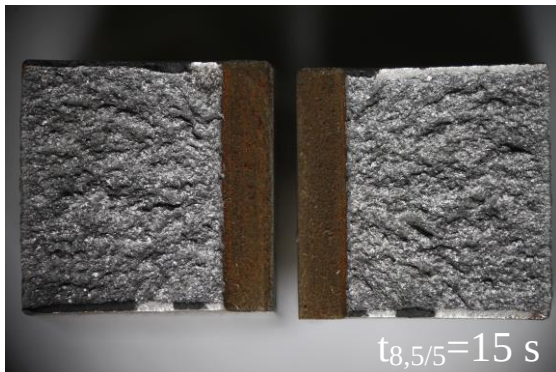
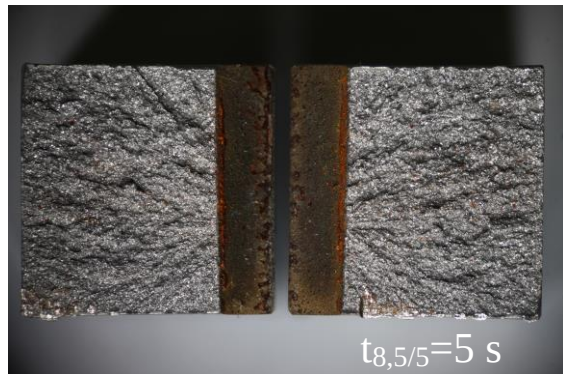
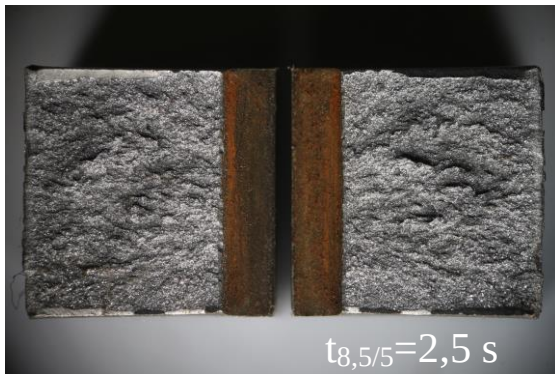
tartozó próbatestek teljesítették a megkövetelt 27 J ütőmunkát. Ebben az esetben is a legalacsonyabb ütőmunka érték mindösszesen 27 J volt. Az 5 s-os hűlési idő esetén az intenzív hűtés kedvez az ausztenitesedett részek martenzites átalakulásának, amely a ridegséget magyarázza, míg $t_{8,5/5} = 30$ s-nál a hűlési idő elég nagy ahhoz, hogy több karbon legyen képes az ausztenitesedett részekbe diffundálni, amely szintén a martenzit keletkezésének kedvez.

A durvaszemcsés sáv esetében a hűlési időtől függetlenül nagy szórási együtthatókat tapasztaltunk. Míg 5 s-os hűlési idő esetén két próbatest ütőmunkájának értéke 31,3 és 30,5 J volt, addig a harmadik próbatest 46,4 J ütőmunkát eredményezett. A 15 s-os hűlési idő esetén az ütőmunka értékei 17,6 J, 20,3 J és 35 J voltak, a 30 s-os hűlési idővel szimulált próbatesteknél pedig az 54 J, valamint az 55,8 J ütőmunkák értékei mellett a harmadik próbatest csak 24,6 J ütőmunkát produkált. A durvaszemcsés sáv ütővizsgálati eredményeinek pontosítása érdekében további ütővizsgálatokat tervezünk elvégezni. A kiugró értékektől eltekintve megállapítható, hogy a durvaszemcsés sáv esetében a 15 s-os hűlési időhöz tartozó próbatestek eredményezték a legkisebb ütőmunkát. Az előbb említett jelenség oka valószínűleg a szövetszerkezeti változásokban keresendő. Szívósság szempontjából a legkritikusabb sávot az interkritikusan megeresztett durvaszemcsés sáv jelentette, amelynek átlagos ütőmunka értékei mindhárom esetben elmaradtak a megkövetelt minimum szinttől. Az 5 és 15 s-os hűlési idővel szimulált próbatestek közül egyetlen próbatestnek sem sikerült teljesítenie a megkövetelt 27 J ütőmunkát, a 30 s-os hűlési idővel készült próbatestek közül is csupán egy teljesítette az előírt követelményt. Érdekes azonban kiemelni, hogy a szimulációval előállított hőhatásövezeti zónák szívóssága rendszerint kisebb, mint a valós hegesztett kötés hőhatásövezetében mért szívósság. Ennek oka, hogy szimulációval a kívánt zónákat olyan méretben állítjuk elő, amely jelentősen meghaladja a tényleges hegesztett kötésben mért kiterjedésüket [10]. Megállapítható, hogy az interkritikusan megeresztett durvaszemcsés sáv esetében a hűlési idő növelésével nőtt az anyag szívóssága.

Az ütővizsgálat elvégzése után a próbatestek töretfelületét is megvizsgáltuk. A 18. ábra az alapanyag töretfelületét tartalmazza, a 19. ábrán pedig az interkritikusan megeresztett durvaszemcsés sávhoz tartozó próbatestek töretfelületei láthatóak.



18. ábra Az alapanyag szívós töretfelülete

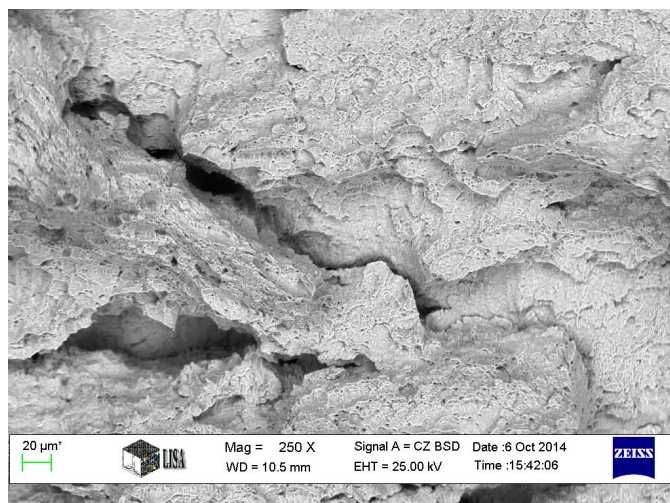


19. ábra Az interkritikusan megeresztett durvaszemcsés sáv különböző hűlési idejéhez tartozó próbatestek ridegen tört felületei

A töretfelületeket megvizsgálva megállapítható, hogy az interkritikusan megeresztett durvaszemcsés sávhoz tartozó próbatestek jelentősen ridegebben törtek, mint az alapanyagból kimunkált próbatestek, amely alátámasztja az ütővizsgálat során kapott eredményeket.

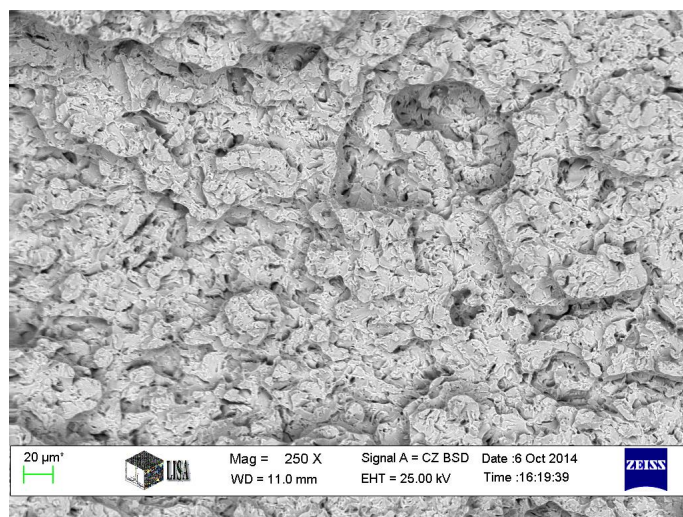
4.1.1 Töretfelület vizsgálata elektronmikroszkóppal

A különböző sávokhoz tartozó próbatestek töretfelületeit elektronmikroszkóp segítségével is megvizsgáltuk. A 20. ábra az alapanyag töretfelületét tartalmazza.



20. ábra Az alapanyag szívós töretfelülete (N = 250x)

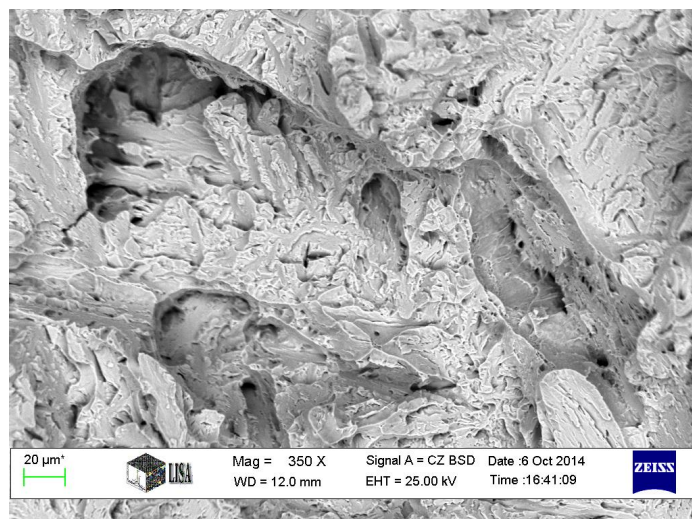
Az alapanyag töretfelületét megvizsgálva megállapítható, hogy az a várakozásoknak megfelelően döntően szívósan tört.



21. ábra Az interkritikus sávhoz tartozó próbatest rideg töretfelülete (N=250x)

A 21. ábrán látható interkritikus sávhoz tartozó próbatest töretfelületén ridegen tört, minimális képlékeny alakváltozás figyelhető meg. A sávra finomabb szemcseméret jellemző, azonban az anyag ridegen, síkok mentén tört. Szemcsehatáron gödröcskék találhatók, amelyek minimális szívósságra utalnak.

A 22. ábra az interkritikusan megeresztett durvaszemcsés sávhoz tartozó próbatest töretfelületét tartalmazza. Itt jóval több repedés figyelhető meg, mint az alapanyagban, illetve az interkritikus sávban. Megállapítható, hogy a képlékeny és rideg zónák váltakozva fordulnak elő az anyag keresztmetszetében.



22. ábra Az interkritikusan megeresztett durvaszemcsés sávhoz tartozó próbatest rideg töretfelülete (N=350x)

4.2 Keménységvizsgálat

Minden hőhatásövezet esetében 5 lenyomatot készítettünk HV10 vizsgálati terhelés mellett, átlagos keménységet kapva eredményül, mivel ekkora terhelési érték mellett a keletkezett szemcsék mérete miatt a lenyomat több szemcsét érint. A szimulált hőciklusokkal terhelt próbatesteket a termoelemek vonalában ketté fűrészeltük, a felületeken pedig a csiszolást és polírozást követően keménységet mértünk. A vizsgálat eredményeit a 6. táblázat tartalmazza.

6. táblázat Makro-keménységvizsgálati eredmények

Hőhatásövezeti sáv	T _{max} , °C	Keménység, HV10		
		t _{8.5/5} = 5 s	t _{8.5/5} = 15 s	t _{8.5/5} = 30 s
ICHAZ	775	323	323	311
CGHAZ	1350	427	409	386
ICCGHAZ	1350, 775	336	344	343
Alapanyag	-	330...340		

A feltételezett kritikus hűlési idő tartomány alsó és felső határértékénél mindegyik hőhatásövezeti sáv teljesíti az MSZ EN 15614-1 szabvány követelményét, amely a 3. anyagcsoportra többretegű, utólag nem hőkezelt kötésekben 450 HV maximális keménységet enged meg. A varakozásoknak megfelelően a hőhatásövezeti sávok közül a durvaszemcsés sáv viselkedett a legridegebben, 417 HV átlagos keménységgel. Megállapítható, hogy a durvaszemcsés sáv esetében a hűlési idő növelésével csökkent a keménység értéke. Az interkritikus, valamint az interkritikusan megeresztett durvaszemcsés sávok esetében nem tapasztaltunk számottevő különbséget a különböző hűlési idők átlagos keménységértékei

között. Keménység szempontjából az interkritikus sáv eredményezte a legkisebb értékeket, az interkritikusan megeresztett durvaszemcsés sáv átlag keménységértékei elérték, míg a durvaszemcsés sáv átlag keménységértékei meghaladták az alapanyag keménységét.

Az átlagos keménység meghatározása mellett megvizsgáltuk az ausztenites átalakuláson átesett részek, valamint az eredeti szövet keménységét is. A vizsgálatokat egy Mitutoyo mikrokeménységmérő berendezésen végeztük el a gépen előállítható legkisebb vizsgálati terhelés (0,01 kp) mellett. A vizsgálat elvégzését nehezíti, hogy az alapszövet is rendkívül finom szemcseméretű, ráadásul a megindult ausztenitesedési folyamat miatt az eredeti szövetrészek mérete még kisebb lesz, így a mikrokeménységmérő berendezéssel nehézséget jelent a lenyomatot a megfelelő tartományban elkészíteni. További nehézséget jelentett, hogy a berendezésen alkalmazható maximális nagyítás 400x. A vizsgálat eredményeit a 7. táblázat foglalja magában.

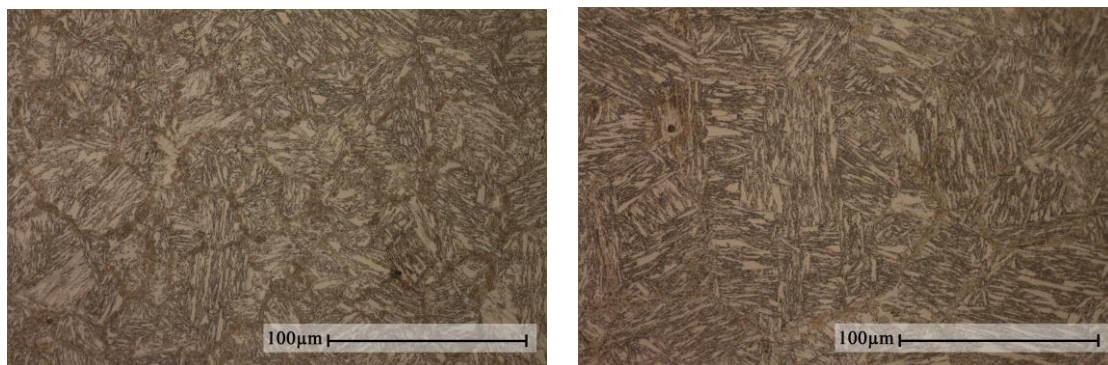
7. táblázat Mikro-keménységvizsgálati eredmények

Hőhatásövezeti sáv	lenyomat helye	Keménység, HVM0.1		
		$t_{8.5/5} = 5 \text{ s}$	$t_{8.5/5} = 15 \text{ s}$	$t_{8.5/5} = 30 \text{ s}$
ICHAZ	szemcsehatár	360	440	355
	szemcse belseje	301	283	267
ICCGHAZ	szemcsehatár	479	449	494
	szemcse belseje	355	327	313
Alapanyag	-	330...340		

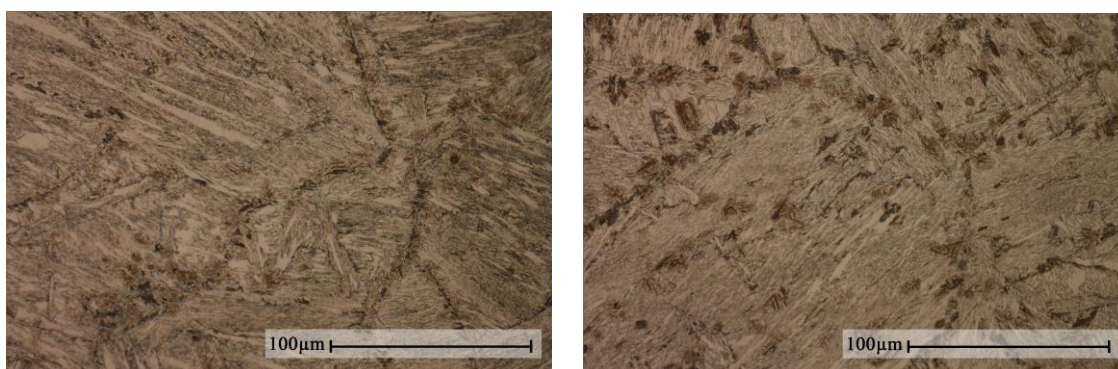
A mikrokeménység-vizsgálati eredményeket elemezve megállapítható, hogy a vizsgált hőhatásövezeti sávok esetén a hűlési idő növekedésével a szemcse belsejének átlagkeménysége csökkent a szövet megeresztődése miatt. Sikerült továbbá kimutatnunk, hogy az ausztenitesedett részek keménysége jelentősen meghaladta az alapanyagét, akár 500 HV keménységet is elérve, amely rendkívül rideg, martenzites szövetszerkezet jelenlétére utal, amely hálóként veszi körbe a kilágyult durva szemcséket az interkritikusan megeresztett durvaszemcsés sávban

4.3 Optikai és elektronmikroszkópos vizsgálatok

A mikroszkópos vizsgálatok elvégzéséhez az előzőleg lecsiszolt és polírozott próbatestek felületét 2%-os Nital marószert alkalmazásával marattuk meg. A 23. és 24. ábrán az interkritikusan megeresztett durvaszemcsés sáv szövetszerkezete látható a hűlési idő függvényében, N=500x nagyításban.



23. ábra Az interkritikusan megeresztett durvaszemcsés sáv szövetszerkezete 2,5 és 5 s hűlési idő esetén (N=500x, 2% Nital)

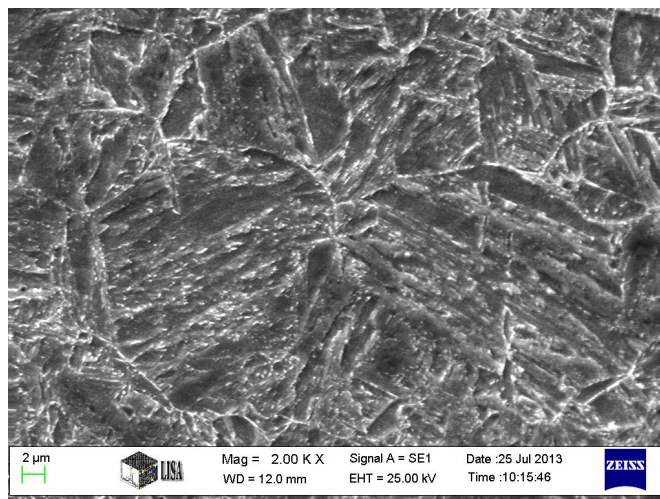


24. ábra Az interkritikusan megeresztett durvaszemcsés sáv szövetszerkezete 15 és 30 s hűlési idő esetén (N=500x, 2% Nital)

A durvaszemcsés sáv szövetszerkezete döntő mértékben megeresztett martenzitból áll, azonban hosszú, $t_{8,5/5}=30$ s-os hűlési idő esetén már számottevő bainit is megfigyelhető a durvaszemcsés martenzit mellett. A keménységvizsgálati eredményeinkből megállapítható, hogy a keletkező martenzit keménysége eléri, valamint a hűlési idő függvényében meg is haladhatja a 400 HV keménységet.

A második hegesztési hőciklus eredményeként a keletkezett durvaszemcsés martenzit megeresztődik, keménysége lecsökken, miközben a szemcsehatáron lezajlik a γ - α átalakulás, melynek eredményeképpen egy meglehetősen rideg, finom martenzites szövetszerkezet jön létre, melynek keménysége a vizsgálataink alapján jelentősen meghaladja a 400 HV-t, esetenként azonban az 500 HV keménységet is elérheti. Ezek az ausztenitesedett részek esetenként a szubszemcsehatárokon is megfigyelhetők. Továbbá, az optikai mikroszkópos felvételeket tanulmányozva megállapítottuk, hogy a hűlési idő növelésével a durvaszemcsés övezetben lévő szemcsék mérete is megnövekedett. A szemcsehatáron lévő átalakult részekben a martenzit és ausztenit mennyiségét a LePera maratás segítségével lehet pontosan kimutatni.

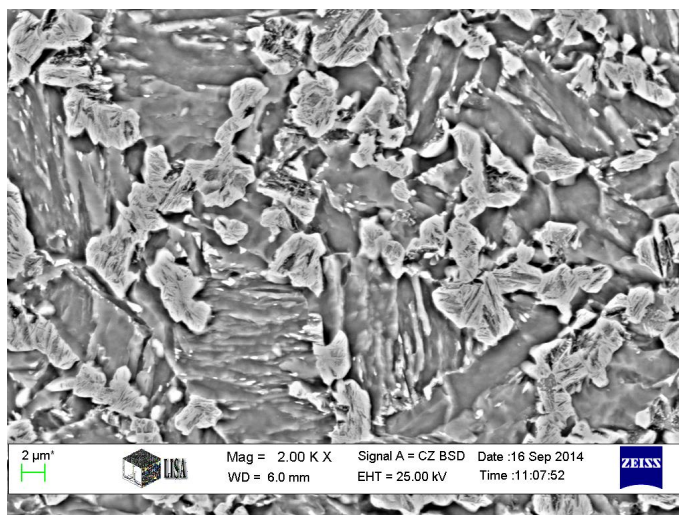
Az elektronmikroszkópos vizsgálatot ZEISS EVO MA10 típusú pásztázó elektronmikroszkóp segítségével végeztük el. A vizsgálandó felületeket a vizsgálat előtt vákuum-gőzölés segítségével egy vékony, egyenletes aranyréteggel borítottuk be, mivel a felületre felvitt arany javítja a felület vezetési tulajdonságait, ezáltal szebb és pontosabb képet eredményez a vizsgálat során.



25. ábra Az alapanyag szövetszerkezete (N=2000x)

Az elektronmikroszkópos vizsgálat során a 15 s-os hűlési idő esetén kialakult interkritikus, valamint interkritikusan megeresztett durvaszemcsés hőhatásövezeti sávokhoz tartozó próbatestek szövetszerkezetét tanulmányoztuk.

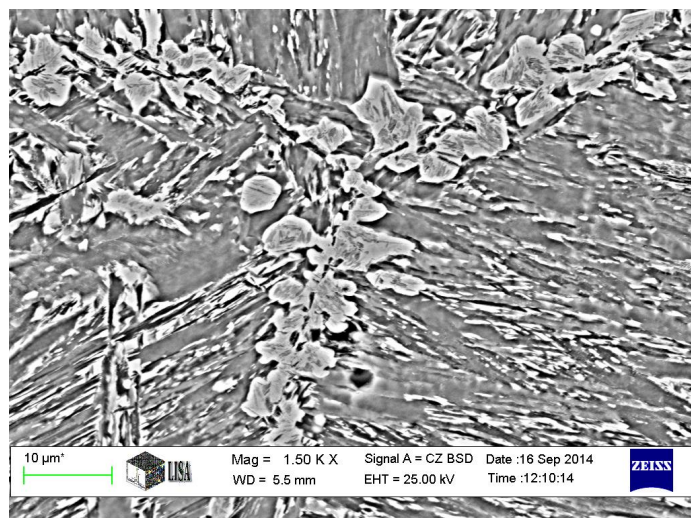
4.3.1 Szövetszerkezet vizsgálata elektronmikroszkóppal



26. ábra Az interkritikus sáv szövetszerkezete (N=2000x)

A 26. ábrán látható interkritikus sáv szemcsehatárain jól láthatóak az ausztenitesedett részek, mivel az egyfázisú szövetelemek kevésbé maródnak, mint a heterogén, megeresztett szövetszerkezet. Ezek a részek szintén megfigyelhetők az interkritikusan megeresztett

durvaszemcsés sáv szemcsehatárain is, ahol a megeresztett martenzit jobban maródott, mint a szemcsehatáron lévő finom tűs szerkezetű martenzit szigetek (27. ábra).



27. ábra Az interkritikusan megeresztett durvaszemcsés sáv szövetszerkezete (N=1500x)

5. ÖSSZEFOGLALÁS

A nemesített nagyszilárdságú acélok alkalmazása számos előnnyel jár, azonban hegesztésükkor a hagyományos szerkezeti acélokhöz képest eltérő hegesztési koncepcióra van szükség. Ezen anyagminőségek hegesztéstechnológiájának tervezésekor a hegesztési paramétereket célszerű a hőhatásövezetben bekövetkező, döntően kedvezőtlen változások figyelembevételével meghatározni. Az optimális hegesztési paraméterek meghatározásában nyújt segítséget a fizikai szimuláció, amellyel lehetővé válik nagy mennyiségben homogén, egyetlen szövetszerkezettel rendelkező anyagmintát előállítani, és különböző anyagvizsgálatokkal képesek vagyunk elemezni a hőhatásövezetben lévő eltérő mikroszerkezettel rendelkező sávok sajátosságait.

Az Anyagszerkezet-tani és Anyagtechnológiai Intézetben folyamatban lévő fizikai szimulációs kísérletek során előállítottuk a nemesített nagyszilárdságú acélok egysoros varratfelépítésére jellemző, védőgázos fogyóelektródás ívhegesztés során kialakuló kritikus hőhatásövezeti sávjait, a durvaszemcsés, valamint az interkritikus hőhatásövezeti sávokat, továbbá a többsoros varratfelépítésre jellemző interkritikusan megeresztett durvaszemcsés sávot. A fizikai szimulációval létrehozott próbatesteken ezután különböző anyagvizsgálatokat végeztünk. Szívósság szempontjából az interkritikusan megeresztett durvaszemcsés sáv bizonyult a legkritikusabbnak, érdemes azonban megjegyezni, hogy ez a sáv csupán lokális jelleggel fordul elő a hegesztett kötésben, míg az interkritikus sáv a lemezvastagság teljes keresztmetszetében megjelenik, amely bár nem annyira alacsony, de közel azonos ütőmunkát produkált, mint az interkritikusan megeresztett durvaszemcsés sáv. A durvaszemcsés sáv szívósságának pontosabb meghatározásához további vizsgálatok szükségesek, azonban megállapítható, hogy a 30 s-os hűlési időhöz tartozó próbatestek ütőmunkája sokkal kedvezőbb volt, mint az 5 és 15 s-os hűlési időhöz tartozó próbatesteké.

A keménységvizsgálatok során a vizsgált $t_{8,5/5}$ hűlési időintervallumban minden hőhatásövezet keménysége kisebb volt, mint az MSZ EN 15614-1 szabvány 3. táblázatában szereplő 450 HV határérték. A varakozásoknak megfelelően a hőhatásövezeti sávok közül a durvaszemcsés sáv keménysége volt a legnagyobb, a hűlési idő növelésével azonban csökkent a keménység értéke. Az interkritikus, valamint az interkritikusan megeresztett durvaszemcsés sávok esetében nem tapasztaltunk számottevő különbséget a különböző hűlési idők átlagos keménységértékei között. Keménység szempontjából az interkritikus sáv eredményezte a

legkisebb értékeket, mind a durvaszemcsés, mind az interkritikusan megeresztett durvaszemcsés sávok átlag keménységértékei meghaladták az alapanyag keménységét. A mikrokeménység-vizsgálati eredményeket elemezve megállapítottuk, hogy a vizsgált hőhatásövezeti sávok esetén a hűlési idő növekedésével a szemcse belsejének átlagkeménysége csökkent a szövetszerkezet megeresztődésének következményeképpen. Sikerült továbbá kimutatnunk, hogy az ausztenitesedett részek keménysége jelentősen meghaladta az alapanyagét, akár 500 HV keménységet is elérve, amely finom, tűs martenzites szövetszerkezet jelenlétére utal.

6. KÖSZÖNETNYILVÁNÍTÁS

A dolgozatban ismertetett kutató munka a TÁMOP-4.2.1.B-10/2/KONV-2010-0001 projekt eredményeire alapozva a TÁMOP-4.2.2/A-11/1-KONV-2012-0029 jelű projekt részeként – az Új Széchenyi Terv keretében – az Európai Unió támogatásával, az Európai Szociális Alap társfinanszírozásával valósult meg.

Irodalomjegyzék

- [1] Gáspár M., Balogh A.: A hegesztési paraméterek hőhatásövezetre gyakorolt hatásának fizikai szimulációval történő vizsgálata S960QL acél esetén, *Hegesztéstechnika I.*, 2014, pp. 21-28.
- [2] Komócsin M.: Nagyszilárdságú acélok és hegeszthetőségük, *Hegesztéstechnika* ISSN 1215-8372, Miskolc, 2002
- [3] Gáspár M., Balogh A.: A hegesztéstechnológiai paraméterablak nagyszilárdságú acélok hegesztésénél, *Miskolc, GÉP* 63:(11), 2012, pp. 11-16.
- [4] Biró I.: Nagyszilárdságú acélok megmunkálhatóságának vizsgálata, <https://tdk.bme.hu/GPK/GGY/Nagyszilardsagu-acelok-megmunkalhatosaganak>
- [5] Balogh A.; Prém L.; Gáspár M.: Hegesztett szerkezetek konvencionális és korszerű nagyszilárdságú acéljainak rendszerezése és hegesztési nehézségei, *GÉP* 64:(8), 2013, pp. 7-12.
- [6] OPTIM QC STRUCTURAL STEELS, <http://www.ruukki.com/optimqc>
- [7] Balogh A.; Prém L.: Az acélminőség, a hidegalakítási mérték és a ponthegeztési technológia egymásra hatása *Hegesztéstechnika*, XXIV, 2013, 1. szám, p.: 41-47.
- [8] Szunyogh, L.: Hegesztés és rokon technológiák. Kézikönyv, Gépipari Tudományos Egyesület, Budapest, 2007, p.: 436-437
- [9] Balogh A.: Ömlesztő hegesztések előadásjegyzet
- [10] Gáspár M., Balogh A.: Kritikus sávok a nagyszilárdságú acélok hegesztett kötéseinek hőhatásövezetében, 27. Hegesztési Konferencia, Budapest, 2014. május 22-24. pp. 195-212
- [11] Gáspár M.: Nemesített nagyszilárdságú acélok hőhatásövezeti zónáinak előállítás szimulált hegesztési hőciklusok segítségével, Miskolc, 2013, *Multidisziplináris tudományok*, 3. kötet, 2013 1. sz., pp. 27-38
- [12] S. E. Webster, S. V. Parker, P. E. Di Nunzio: The prediction of HAZ microstructures and properties in structural steel, Luxembourg, 2005, ISBN: 92-894-9593-6
- [13] Nuruddin, Ibrahim K.: Effect of welding thermal cycles on the heat affected zone microstructure and toughness of multi-pass welded pipeline steels, Cranfield, 2012
- [14] Zalazar, M., Quesada, H. J. and Asta, E. P.: Microstructure produced in the welding of steels for wide diameter pipes, *Welding International (UK)*, vol. 14, no. 1, 2000, pp. 48-52
- [15] Adams, C. M.: Cooling rates and peak temperatures in fusion welding, *Welding Journal*, vol. 37, no. 5, 1958, pp. 210.
- [16] Rojko, D. and Gliha, V.: The Influence of simulated thermal cycle on the formation of microstructures of multi-pass weld metal, *Metalurgija*, vol. 44, no. 1, 2005, pp. 19-24.

-
- [17] Balogh, A.; Gáspár M.: Nagyszilárdságú acélok hegesztésének standardtól eltérő koncepciója, Hegesztéstechnika, 2012/III., p.: 23-28.
- [18] Calculating cooling time $t_8/5$, <http://www.ewm-group.com/en/practical-knowledge/welding-calculators/cooling-time.html>
- [19] Szűcs K.: Fizikai szimuláció a hegesztéstechnológiákban, Miskolc, 2012
- [20] DSI Dynamic Systems Inc. homepage, Resources/What is Physical Simulation?, <http://gleeble.com/index.php/resources/what-is-physical-simulation.html>
- [21] Kuzsella L., Lukács J., Szűcs K.: Fizikai szimulációval végzett vizsgálatok S960QL jelű, nagy szilárdságú acélon, GÉP, LXIII. évf. 4. sz., 2012, p.:37-42.
- [22] Ferguson, D.; Chen, W.; Bonesteel, T.; Vosburgh J.: A look at physical simulation of metallurgical processes, past, present and future; Materials Science and Engineering A 499, 2009, p. 329-332.
- [23] Mandziej S. T.: Physical Simulation of Metallurgical Processes, Dynamic Systems Inc., 2. – 24. 5. 2007 Hradec nad Moravicí p. 105-106.
- [24] Lukács, J.; Nagy, Gy.; Harmati, I.; Kortárné, F. R.; Koncsik ZS.: Szemelvények a mérnöki szerkezetek integritása témaköréből. Szerk.: Lukács, J. Miskolci Egyetem, 2012. ISBN 978-963-358-000-4.
- [25] Adonyi Y.: Heat-Affected Zone Characterization by Physical Simulations, Welding Journal, 2006, p. 42-47.
- [26] Gleeble Application Note: Simulation of Laser Welding HAZ
- [27] Baraté B.: Nagyszilárdságú acélok hegesztésekor a hőhatásövezetben bekövetkező mikroszerkezeti változások vizsgálata fizikai szimulációval, TDK dolgozat, Miskolc, 2013
- [28] Rykalin, N. N.: Teplovie processzi pri szvarke, Vipuszk 2, Izdatelsztvo Akademii Nauk SZSZSZR, Moszkva, 1953. pp. 56.
- [29] Gáspár M.: Nagyszilárdságú acélból készült hegesztett kötések hőhatásövezetének vizsgálata fizikai szimulációval, Műszaki- és földtudományi szekció, Tavaszi Szél Konferencia, Sopron, 2013.05.31-06.02, pp. 179-184.