

**MISKOLCI EGYETEM
GÉPÉSZMÉRNÖKI ÉS INFORMATIKAI KAR**



**NEMESÍTETT NAGYSZILÁRDSÁGÚ SZERKEZETI ACÉLOK
HEGESZTÉSTECHNOLÓGIÁJÁNAK FIZIKAI SZIMULÁCIÓRA
ALAPOZOTT FEJLESZTÉSE
PHD ÉRTEKEZÉS**

Készítette:

Gáspár Marcell Gyula

okleveles gépészmérnök, okleveles közgazdász,
okleveles hegesztő szakmérnök, EWE/IWE

**SÁLYI ISTVÁN GÉPÉSZETI TUDOMÁNYOK DOKTORI ISKOLA
GÉPÉSZETI ANYAGTUDOMÁNY, GYÁRTÁSI RENDSZEREK ÉS FOLYAMATOK
GÉPÉSZETI ANYAGTUDOMÁNY ÉS MECHANIKAI TECHNOLÓGIA
TÉMACSOPORT**

Doktori Iskola vezető:

Dr. Tisza Miklós

a műszaki tudomány doktora, egyetemi tanár

Témacsoport vezető:

Dr. Tisza Miklós

a műszaki tudomány doktora, egyetemi tanár

Tudományos vezető:

Dr. Balogh András

PhD, egyetemi docens

**Miskolc
2016**

TARTALOM

TARTALOM	I
TÉMAVEZETŐ AJÁNLÁSA	III
JELÖLÉSEK ÉS RÖVIDÍTÉSEK JEGYZÉKE.....	V
1. BEVEZETÉS, CÉLKITŰZÉSEK MEGFOGALMAZÁSA	1
1.1. Szerkezeti acélok fejlődése, fejlesztési tendenciák.....	1
1.2. A kutatómunka célkitűzései.....	5
2. NEMESÍTETT NAGYSZILÁRDSÁGÚ SZERKEZETI ACÉLOK ÉS HEGESZTÉSÜK	7
2.1. Szilárdságnövelési módszerek a Q+T acélokban.....	7
2.1.1. Szilárd oldatot alkotó ötvözők alkalmazása	7
2.1.2. Szemcsefinomítás.....	8
2.1.3. Allotróp átalakulás kihasználása	9
2.1.4. Az ötvözők szerepe a nemesített nagyszilárdságú acélokban	15
2.2. Gyártástechnológia	18
2.3. Rideg viselkedés	19
2.4. Hegesztési nehézségek	22
2.4.1. A hőhatásövezet tulajdonságai	23
2.4.2. Repedésképződési hajlam a varratban és a hőhatásövezetben.....	29
2.4.3. A hozaganyag-választás kérdésköre: matching.....	31
2.5. A hegesztéstechnológia tervezésének szempontjai.....	34
2.5.1. Az előmelegítési és a rétegközi hőmérséklet hatása	35
2.5.2. Vonalenergia	38
2.5.3. A kritikus $t_{8,5/5}$ hűlési idő értelmezése és szerepe a technológia tervezésében	38
2.5.4. Hegesztési munkatartomány.....	40
2.6. A szakirodalmi feldolgozásból levonható alapvető következtetések.....	41
3. A KUTATÁSOK SORÁN ALKALMAZOTT ANYAGVIZSGÁLATI MÓDSZEREK	42
3.1. A kisciklusú fárasztó vizsgálatok jellemzői.....	42
3.2. A nagyciklusú fárasztó vizsgálatok jellemzői	44
3.3. Fáradásos repedésterjedés.....	48
3.4. Műszerezett ütvizsgálatok	52
4. A HEGESZTÉSTECHNOLÓGIA FEJLESZTÉSE FIZIKAI SZIMULÁCIÓVAL.....	55
4.1. A Gleeble 3500 termomechanikus fizikai szimulátor.....	55
4.2. Hőhatásövezeti szimuláció	57
4.3. A hegesztési hőkiklus matematikai leírása	58

5. UNDERMATCHING HOZAGANYAG HATÁSÁNAK KÍSÉRLETI VIZSGÁLATA STATIKUS ÉS ISMÉTLŐDŐ IGÉNYBEVÉTEL ESETÉN	61
5.1. Az alkalmazott alapanyag tulajdonságai.....	61
5.2. Az alkalmazott hozaganyagok tulajdonságai.....	63
5.3. Hegesztési paraméterek és körülmények.....	64
5.4. Klasszikus anyagvizsgálati eredmények.....	65
5.5. Szakitóvizsgálatok optikai alakváltozásmérő rendszerrel.....	66
5.6. Kisciklusú fárasztóvizsgálatok és eredményeik.....	68
5.7. Nagyciklusú fárasztó vizsgálatok és eredményeik	71
5.8. Fáradásos repedésterjedési sebesség vizsgálatok és eredményeik.....	72
5.9. Következtetések.....	77
6. HŐHATÁSÖVEZETI SZÍVÓSSÁGCSÖKKENÉST KOMPENZÁLÓ HEGESZTÉS- TECHNOLÓGIA KIDOLGOZÁSA FIZIKAI SZIMULÁTORRAL.....	80
6.1. Hőciklus modell.....	80
6.2. Hőhatásövezeti vizsgálatok megtervezése.....	81
6.2.1. Csúcshőmérsékletek meghatározása	81
6.2.2. A $t_{8,5/5}$ hűlési idők megválasztása	83
6.3. Vizsgálati körülmények.....	84
6.4. Szimulációs próbatest fejlesztése a kis $t_{8,5/5}$ hűlési időkhöz tartozó ütőmunka meghatározásához	86
6.5. Anyagvizsgálati eredmények és azok értékelése	89
6.5.1. Mikroszkópos vizsgálatok.....	89
6.5.2. Dilatόμεteres görbék értékelése	91
6.5.3. Keménységvizsgálat	92
6.5.4. Műszerezett ütővizsgálatok.....	94
6.5.5. Következtetések	100
6.6. A hőhatásövezet szívósságának javítása helyi utóhőkezeléssel.....	100
7. TÉZISEK - ÚJ TUDOMÁNYOS EREDMÉNYEK.....	106
8. EREDMÉNYEK ÖSSZEFOGLALÁSA.....	108
9. IPARI HASZNOSÍTÁSI LEHETŐSÉGEK.....	111
10. SUMMARY	113
KÖSZÖNETNYILVÁNÍTÁS.....	115
IRODALOMJEGYZÉK	117
A DISSZERTÁCIÓHOZ KAPCSOLÓDÓ JELENTŐSEBB PUBLIKÁCIÓK.....	125
MELLÉKLETEK.....	128

TÉMAVEZETŐ AJÁNLÁSA

Gáspár Marcell Gyula egyetemi tanulmányait 2005-ben kezdte el a Miskolci Egyetem Gépészmérnöki és Informatikai Karán, ahol 2009-ben gépészmérnöki alapszakon, anyagtechnológiai szakirányon kitüntetéses BSc oklevelet, 2011-ben gépészmérnöki mesterszakon, hegesztéstechnológiai szakirányon kitüntetéses MSc diplomát szerzett. Párhuzamos képzés keretében 2012-ben közgazdász oklevelet, posztgraduális képzés keretében 2013-ban hegesztő szakmérnöki, valamint európai hegesztőmérnöki (EWE) és nemzetközi hegesztőmérnöki (IWE) képzettséget szerzett.

A kiemelkedően tehetséges és az intézet fő szakterületei, ezen belül is a hegesztés, az anyagtudomány és anyagvizsgálat iránt nagyfokú érdeklődést mutató hallgatóval 2007-ben kerültem kapcsolatba, mint szaktárgyi előadó, majd TDK konzulens és diplomaterv, illetve szakmérnöki diplomaterv tervezésvezető. A díjnyertes TDK dolgozat és országosan díjazott diplomaterv egyenes folytatásaként 2011-ben felvételt nyert az általam kiírt, a nagyszilárdságú acélok hegesztési kérdéseivel kapcsolatos doktori témára.

Ismeretségünk során bebizonyosodott, hogy a kiemelkedő tanulmányi eredményeket elérő, a közéletben is tevékeny hallgató kiváló szellemi adottságokkal rendelkezik, egyaránt otthonosan mozog a mérnöki tudományok elméleti és gyakorlati területein. Már hallgatóként bekapcsolódott a Mechanikai Technológiai Tanszék Nagyszilárdságú acélok hegesztése c. projektjébe, amely a jászberényi telephelyű, finn tulajdonú RUUKKI Tisza Zrt.-vel együttműködésben folyt. Ez a munka mélyítette el érdeklődését a nagyszilárdságú szerkezeti acélok tulajdonságai és hegesztési kérdései iránt, amelyet MSc diplomatervének, szakmérnöki diplomatervének és doktori tanulmányainak témájául választott.

Doktori tanulmányai során magasabb szintre emelte a tudományos kutatásban nélkülözhetetlen informatikai ismereteit (*Sysweld*). Kutatómunkájában elsőként használta a tanszékünkön 2012-ben installált *Gleeble* termomechanikus fizikai szimulátort a 960 MPa folyáshatárú nagyszilárdságú acélok hegesztése közben a hőhatásra instabilan viselkedő acél alapanyagokban végbemenő fémtani folyamatok tanulmányozására.

A doktorjelölt kutatót kiváló nyelvérzéke és kiemelkedő nyelvismerete (angol és francia nyelv) képessé teszi a szakirodalom hatékony tanulmányozására és a nemzetközi tudományos életben való aktív kommunikációra, amit hosszabb külföldi tanulmányútjai (Belgium, Finnország) során is bizonyított. Íráskészsége és előadói képessége magyar és angol nyelven kiemelkedő, ezt a doktori iskolában írt tanulmányaival és előadásaival többször bizonyította.

Az intézet egyik fő kutatási témája a korszerű nagyszilárdságú acélok autóipari alkalmazása, a vékony és normál (középvastag és vastag) lemezek hegesztési alkalmasságának és hegesztéstechnológiája fejlesztési lehetőségeinek vizsgálata. Gáspár Marcell Gyula már a doktori tanulmányainak elején bekapcsolódott az ezeket a területeket kutató projektekbe. Doktori disszertációja, amely a nemesítéssel gyártott, nagyszilárdságú, normál vastagságú acélok többrétegű varratos hegesztett kötéseiben végbemenő anyagszerkezeti változásokkal és az ezekből levonható technológiai következtetésekkel foglalkozik ehhez a kutatási területhez kapcsolódik. Tanársegédi éve alatt aktívan bekapcsolódott az Anyagszerkezet-tani és Anyagtechnológiai Intézet oktatási és oktatásszervező munkájába (jelenleg az intézet oktatási felelőse) és annak ma is megbecsült és sokra hivatott résztvevője.

Közel tízéves ismeretségünk során Gáspár Marcell Gyulát kiváló képességű, választott hivatása iránt mélyen elkötelezett, lelkes, művelt fiatalembernek ismertem meg, akinek szerteágazó tanulmányai mellett magas szintű közösségi munkára is futotta az idejéből. Eddigi kutatói munkásságával bizonyította, hogy birtokában van mindannak az elméleti és ipari gyakorlati ismereteknek, amelyekkel az interdiszciplináris jellegű kutatási területén elvégzett, tervezett kutatási módszerekkel megalapozott és helyes következtetésekre és eredményekre képes jutni. Doktori kutatómunkáját nagyfokú önállósággal, kivételes problémaelhárító és -megoldó képességgel és precizitással végezte. Figyelmet érdemel kiváló szervezőkészsége, amelyekkel a meglehetősen drága és munkaigényes kísérleteit az ipari és egyetemi kapcsolataiban rejlő lehetőségek kiaknázásával megszervezte és végrehajtotta. Külön kiemelendő az a kutatómunkában nélkülözhetetlen analízáló és szintetizáló képessége, amellyel az irodalmi háttérismeretekből és szerteágazó kísérleteinek eredményeiből helyes és tartalmas következtetéseket képes levonni.

Az előzők összefoglalásaként tudományos vezetői minőségemben (emellett korábbi oktatójaként és jelenlegi munkatársaként) meggyőződéssel vallom, hogy Gáspár Marcell Gyula tanársegéd PhD értekezésének elkészítésével az önálló, alkotó tudományos munka végzésére való alkalmasságát messzemenőig bizonyította. Kiváló elméleti és gyakorlati felkészültsége révén az intézet sokra hivatott oktatója, valamint a hazai és nemzetközi hegesztéstudományi szakterület kiváló művelője lehet.

Miskolc, 2016. március 16.

Dr. Balogh András
tudományos vezető

JELÖLÉSEK ÉS RÖVIDÍTÉSEK JEGYZÉKE

GÖRÖG BETŰS JELÖLÉSEK

α	Ferrit (a vas sztk rácsú szilárd oldata)	
β	A Manson-Coffin összefüggésben szereplő anyagi mérőszám	[-]
γ	Austenit (a vas szfk rácsú szilárd oldata)	
$\Delta\epsilon_p$	Képlékeny alakváltozási tartomány	[-]
$\Delta\sigma_D$	Állandó amplitúdójú kifáradási határ ($N = 5 \cdot 10^6$ ciklus)	[MPa]
$\Delta\sigma_{1E07}$	Az $1 \cdot 10^7$ ciklusszámhoz tartozó feszültség	[MPa]
ϵ	Mérnöki alakváltozás	[mm/mm]
ϵ_a	Teljes nyúlás amplitúdó	[-]
ϵ_{ae}	Rugalmas nyúlás amplitúdó	[-]
ϵ_{ap}	Képlékeny nyúlás amplitúdó	[-]
ϵ'_f	A Manson-Coffin összefüggésben szereplő fáradási képlékenységi együttható	[-]
η_t	Termikus hatásfok	[-]
ϕ	Hőáram	[W]
Φ	Valódi (logaritmikus) alakváltozás	[mm/mm]
λ	Hővezetési tényező	[W/(mm°C)]
ν	Poisson-tényező	[-]
ρ	Sűrűség	[g/mm ³]
σ'	Valódi feszültség	[MPa]
σ_a	Feszültség amplitúdó	[MPa]
σ_{cr}	Hasadásos töréshez vezető kritikus feszültség	[MPa]
σ'_f	A Basquin összefüggésben szereplő fáradási feszültségi együttható	[MPa]

LATIN BETŰS JELÖLÉSEK

a	Repedésméret	[mm]
a	Varrat vastagsági méret	[mm]
a_{cr}	Kritikus repedésméret	[mm]
b	A Basquin összefüggésben szereplő fáradási feszültségi kitevő	[-]
A_1	Átalakulási hőmérséklet egyensúlyi viszonyok esetén	[°C]
A_3	Átalakulási hőmérséklet egyensúlyi viszonyok esetén	[°C]
A_{c3}	A (γ - α) átalakulás kezdetének hőmérséklete a hűlési fázisban	[°C]
A_{r3}	Az (α - γ) átalakulás végének hőmérséklete a hevítési fázisban	[°C]

A_{80}	80 mm mérőhosszon mért teljes százalékos szakadási nyúlás	[mm]
A_5	Arányos rövid próbatesten mért százalékos szakadási nyúlás	[%]
A_L	Százalékos szakadási nyúlás L vizsgálati hossz	[%]
A_t	Törésig elviselt nyúlás	[%]
B	A próbatest vastagsága fáradásos repedésterjedésnél	[mm]
BA	Kiválással keményített	
$B_{S,TTT}$	Bainites átalakulás kezdeti hőmérséklete	[°C]
C_1	A Manson-Coffin összefüggésben szereplő anyagi mérőszám	[-]
C, C_m, C_n, C_p	A fáradásos repedésterjedés leírására szolgáló összefüggésekben szereplő konstansok	[-]
CCD	Analóg jelek továbbítására szolgáló elektronikai alkatrészlánc (Charge-Coupled Device)	
CCT	Folyamatos hűtésre érvényes átalakulási diagram (Continuous Cooling Transformation)	
CCT – W	Folyamatos hűtésre érvényes átalakulási diagram hegesztésnél	
CEV	EN 1011-2 A módszerben alkalmazott karbonegyenérték	[%]
CET	EN 1011-2 B módszerben alkalmazott karbonegyenérték	[%]
CEV _{Gr}	Graville-féle karbonegyenérték	[%]
COD	Repedéskinyílás (Crack tip Opening Displacement)	[mm]
c	A Manson-Coffin összefüggésben szereplő fáradási képlékenységi kitevő	[-]
c_p	Állandó nyomáson érvényes fajhő	[J/(g°C)]
d	Szemcseméret	[μ m]
da / dN	Fáradásos repedésterjedési sebesség	[mm/cikl.]
dQ	Az elemi kockában elnyelt hőmennyiség	[J]
D	Diffúzivitás (hőmérsékletvezetési tényező)	[m ² /s]
DBTT	Szívós-rideg viselkedés átmeneti hőmérséklete (Ductile-Brittle Transition Temperature)	[°C]
DQ	Direkt edzett (Direct Quenched)	
DSZ	Durvaszemcsés hőhatásövezeti sáv	
E	Húzó rugalmassági (Young) modulus	[MPa]
E_0	A húzó rugalmassági (Young) modulus kiinduló értéke	[MPa]
E_v	Vonalenergia	[J/mm]
f	Vizsgálati frekvencia	[f]
$F(t)$	Ütővizsgálat során mért erő változása az idő függvényében	[N]
ΔF	A terhelő erő tartománya a ΔK számításakor	[N]
F_{gy}	A képlékeny alakváltozás kezdetéhez tartozó erő ütővizsgálatnál	[N]
F_m	Az ütővizsgálat során mért maximális erő	[N]
HV	Vickers keménység	[-]
HV _{M 100%}	100% martensit becsült keménysége vegyi összetételből	[%]
HV _{B 100%}	100% bainit becsült keménysége vegyi összetételből	[%]
H_d	Diffúzióképes hidrogéntartalom	[ml/100g fém]
HTT	Nagy hőmérsékletű megeresztés (High Temperature Tempering)	

I	Áramerősség	[A]
IIW	Nemzetközi Hegesztési Intézet (International Institute of Welding)	
IK	Interkritikus (A_1 és A_3 közötti) hőhatásövezeti sáv	
IK DSZ	Interkritikusan megeresztett durvaszemcsés hőhatásövezeti sáv	
ΔK	Feszültségintenzitási tényező tartománya	[MPa m ^{1/2}]
ΔK_{th}	Feszültségintenzitási tényező tartományának küszöbértéke	[MPa m ^{1/2}]
ΔK_{fc}	Ciklikus törési szívósság	[MPa m ^{1/2}]
K_c	Törési szívósság	[MPa m ^{1/2}]
k	A szemcsehatár ellenállását jellemző anyagállandó	[MPa m ^{1/2}]
k_f	Alakítási szilárdság	[MPa]
k_m	Anyagkonstans	[MPa%]
KV	Charpy V-bemetszésű próbatesten mért ütőmunka	[J]
LBZ	Helyi törékeny zóna (Local Brittle Zone)	
LRTM	Lineárisan rugalmas törésmechanika	
LTT	Kis hőmérsékletű megeresztés (Low Temperature Tempering)	
m	Ütőgép kalapácsának tömege	[kg]
m, n, p	A fáradásos repedésterjedés leírására szolgáló összefüggésekben szereplő kitevők	[-]
M – A	Martensit – austenit sziget	
M_f	Martensites átalakulás befejező hőmérséklete	[°C]
M_s	Martensites átalakulás kezdő hőmérséklete	[°C]
NST	Zérus szilárdsághoz tartozó hőmérséklet (Nil-Strength Temperature)	[°C]
N_k	A Wöhler görbe töréspontjához tartozó igénybevételi szám	[ciklus]
N_t	Tönkremeneteli kritériumhoz tartozó igénybevételi szám	[ciklus]
Q	Edzett (Quenched)	
Q + T	Nemesített: edzett + közvetlenül A_1 alatt megeresztett	
R	Helyvektor	[m]
R	Terhelés aszimmetria tényező	[-]
RD	Hengerlési irány (Rolling Direction)	
R_0	Egykristály folyáshatára	[MPa]
R_p	Polikristallin fém folyáshatára	[MPa]
R_{diszl}	A diszlokációk szilárdságnövelő hatása	[MPa]
R_{karbid}	A diszperz karbidkiválások szilárdságnövelő hatása	[MPa]
r_{um}	Relatív undermatching	[%]
R_m	Szakítószilárdság	[MPa]
$R_{p0,2}$	Egyezményes folyáshatár	[MPa]
$R_{p0,2h}$	Hozaganyag egyezményes folyáshatára	[MPa]
$R_{p0,2a}$	Alapanyag egyezményes folyáshatára	[MPa]
s	Lemezvastagság	[mm]
s(t)	Ütőpróbatess behajlása	[m]
SWI	Semleges védőgázos volframelektrodos ívhegesztés (Gas Tungsten Arc Welding (GTAW))	
szfk	Szabályos felületen középpontos köbös rács	

sztk	Szabályos térben középpontos köbös rács	
t	Idő	[s]
TM	Termomechanikusan kezelt	
TPB	Három ponton terhelt hajlító (Three-Point Bending)	
TTT	Izotermás átalakulási diagram (Time-Temperature-Transformation)	
t _h	Hegesztési idő	[s]
t _{8,5/5}	850 °C-ról 500 °C-ra történő lehűlés ideje	[s]
T	Hőmérséklet	[°C]
T _e	Előmelegítési hőmérséklet	[°C]
T ₀	A tárgy kezdeti hőmérséklete	[°C]
T ₁	Az allotróp átalakulás kezdő hőmérséklete (dilatométeres vizsgálat)	[°C]
T ₂	Az allotróp átalakulás véghőmérséklete (dilatométeres vizsgálat)	[°C]
T _{liq}	Likvidus hőmérséklet	[°C]
T _{sol}	Solidus hőmérséklet	[°C]
T _{rétég}	Rétegek közötti hőmérséklet	[°C]
U	Hegesztési feszültség	[V]
v ₀	Az ütőgép kalapácsának sebessége az ütés pillanatában	[m/s]
v _e	Huzalelőtolási sebesség	[m/min]
v _h	Hegesztési sebesség	[cm/min]
V / V%	Térfogatszázalék	[%]
VHT	Charpy-féle V-bemetszésű, hőhatásövezetben bemetszett próbatest, a bemetszés vastagságirányban végigmenő	
VFI	Védőgázos fogyóelektródás ívhegesztés (Gas Metal Arc Welding (GMAW))	
VWT	Charpy-féle V-bemetszésű, varratban bemetszett próbatest, a bemetszés vastagságirányban végigmenő	
W	A próbatest jellemző mérete fáradásos repedésterjedésnél	[mm]
W _i	A repedésindulásra fordított energia ütvizsgálatnál	[J]
W _t	A repedésterjedésre fordított energia ütvizsgálatnál	[J]

1. BEVEZETÉS, CÉLKITŰZÉSEK MEGFOGALMAZÁSA

A hozzáférhetőség, a komplex tulajdonságok és nem utolsósorban az árviszonyok alapján a 21. század elején az ipari felhasználásban a fémcsoporton belül a vasötvözetek továbbra is megőrizték vezető szerepüket. A vasötvözetek, azon belül is az acélok széleskörű felhasználását több tényező is indokolja. Egyrészt a vas a földkéregben jelentős mennyiségben fordul elő, előállítási technológiája a többi fémhez képest egyszerűbben, energiatakarékosabban és kisebb CO₂ kibocsátással végezhető el, továbbá egyszerűen újrahasznosítható. Másrészt mechanikai, fizikai és kémiai ellenállása viszonylag tág határok között változtatható, ebből adódóan a felhasználói tulajdonság figyelembevételével az adott célra és feladatra megfelelő tulajdonságú acélt lehet előállítani. Egy adott fém felhasználását az előállítási ára jelentősen befolyásolja. Statisztikai adatok igazolják, hogy jó közelítéssel a felhasználni kívánt fém egységárának tízszeres növekedése, százszoros csökkenést eredményez a felhasználásban [1]. A felsorolt indokok miatt az anyagmérnökök egy jelentős részének figyelme napjainkban is arra irányul, hogy az acélokban rejlő lehetőségeket minél jobban ki lehessen aknázni.

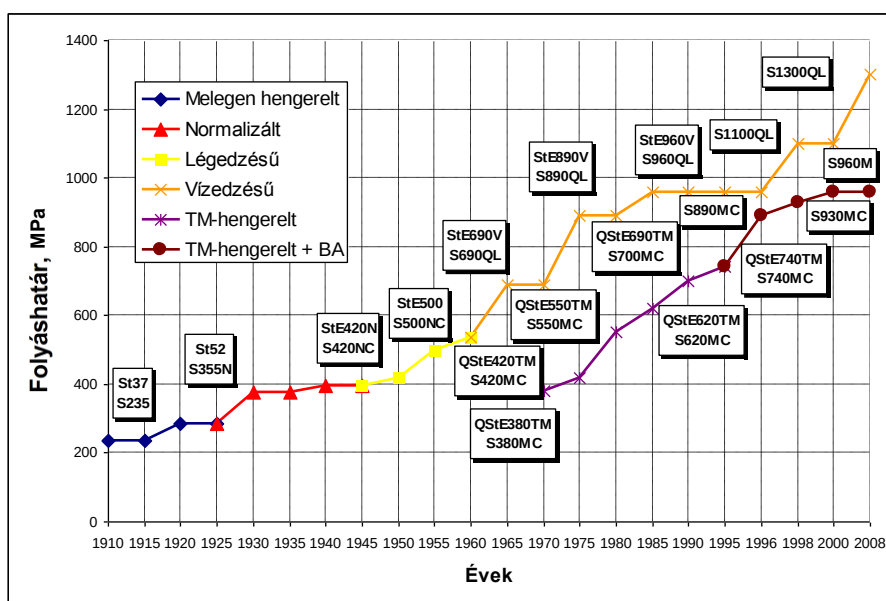
1.1. Szerkezeti acélok fejlődése, fejlesztési tendenciák

Az elmúlt évtizedekben a hegesztett szerkezetek acéljai jelentős fejlődésen mentek keresztül. A fejlődés irányát elsősorban a szilárdság, azon belül is elsősorban a folyáshatár növelése szabta meg [2]. A nagyszilárdságú szerkezeti acélok alkalmazása elsősorban mozgó szerkezetek esetén előnyös, ahol a környezetvédelmi szempontok miatt különösen fontos, hogy a szerkezet minél kisebb tömegű legyen. A nagyszilárdságú acélok felhasználásával elérhető kisebb szelvényméreteknek köszönhetően a jármű fogyasztása csökken, ezáltal kevesebb üzemanyagra van szükség, ami kisebb károsanyag-kibocsátást és kedvezőbb üzemeltetési költségeket eredményez. További előnyként jelentkezik, hogy a kisebb szelvényméreteknek köszönhetően kevesebb alapanyagra, hegesztési szempontból pedig kevesebb hozaganyagra van szükség [3], amely tovább csökkenti egy adott termék előállításának CO₂ lábnyomát [1]. A járműiparban a fogyasztáscsökkenés mellett a nagyszilárdságú acélok alkalmazása előnyt jelenthet mobil autódaruk esetén a nagyobb emelési magasság elérésében, illetve mezőgazdasági gépek esetén a kisebb sajáttömegnek köszönhető csökkent talajterhelés (roncsolódás) esetén is [4] [5]. Ráadásul a nagyszilárdságú acélok alkalmazása nemcsak a járműipar területén nyújt vonzó megoldást

BEVEZETÉS, CÉLKITŰZÉSEK MEGFOGALMAZÁSA

a tervezőmérnökök számára, hanem olyan gyártmányok esetén is, amelyeknél fontos, hogy a kisebb szelvényméreteknek köszönhetően a szerkezet minél karcsúbb megjelenésű legyen (például épületek, hidak) [6]. A hadi iparban a nagyszilárdságú acélokat előszeretettel alkalmazzák olyan esetekben, ahol fontos, hogy az adott szerkezet könnyen szállítható legyen (például mobil katonai hidak [7]).

A korszerű kohászati technológiáknak köszönhetően napjainkban már a szerkezeti acélok széles, 235-1300 MPa folyáshatár tartományban állnak rendelkezésre [1]. Az 1.1. ábrán látható, hogy a metallurgia és a gyártástechnológia fejlődésének köszönhetően az elmúlt száz év során a szerkezeti acélok folyáshatára mintegy megötszöröződött, és a fejlődés rendületlenül halad előre.



1.1. ábra. A szerkezeti acélok fejlődési trendje az elmúlt 100 évben [8]

A szakirodalom nem egységes abban, hogy milyen szilárdság felett nevezhetünk egy szerkezeti acélt nagyszilárdságúnak. Egyes irodalmak már az S355 szilárdsági kategóriánál nagyobb folyáshatárú acélokat növelt folyáshatárúnak, vagy nagyszilárdságúnak nevezik. A nagyszilárdságú acélok egyre szélesebb körű ipari felhasználását figyelembe véve, a 600 MPa szakítószilárdság ($R_{p0,2} = 500 \dots 1000$ MPa) feletti acélokat nagyszilárdságúnak, az 1200 MPa ($R_{p0,2} > 1000$ MPa) felettieket pedig ultra-nagyszilárdságúnak nevezhetjük (lásd az 5.1. ábrát is) (30).

A kutatók a szilárdság növelését a drága ötvözés helyett gyártástechnológiai fejlesztésekkel próbálták elérni. A normalizálási technológiában rejlő lehetőségek kimerítését követően megjelentek a nemesített és a termomechanikus kezeléssel gyártott nagyszilárdságú acélok. Az 1.1. ábrán látható, hogy a két technológia fejlődésével egyre nagyobb szilárdságú acélokat állítottak elő. Először egy adott szilárdsági kategóriájú acélt jellemzően edzésből és nagy hőmérsékletű megeresztésből álló nemesítési technológiával

BEVEZETÉS, CÉLKITŰZÉSEK MEGFOGALMAZÁSA

állítottak elő, amelyet – az eddigi tapasztalatok szerint – 10-20 év késéssel a termomechanikus kezeléssel is sikerült létrehozni.

A nagyszilárdságú acélok fejlődésével és felhasználásával kapcsolatban továbbra is sok kihívás áll a fejlesztőmérnökök és kutatók előtt. Ezek a kihívások az alábbi területekre terjednek ki:

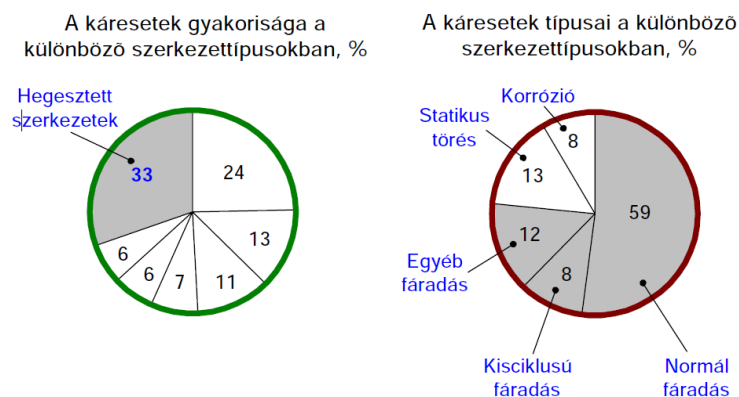
- egyre nagyobb folyáshatárral és egyre jobb felhasználói (mindenelőtt alakíthatósági és hegeszthetőségi) tulajdonságokkal rendelkező nagyszilárdságú acélok fejlesztése [1];
- a hegesztéstechnológia fejlesztése (hegesztési paraméterablak kiterjesztése, új eljárások és eljárásváltozatok alkalmazása, hozaganyagok fejlesztése) [9][10];
- az alakíthatóság, illetve alakítástechnológia fejlesztése [2] [11],
- a fáradási tulajdonságok ismerete, javítása [12];
- szemléletváltás a tervezésben, új méretezési módszerek alkalmazása [13];
- szabványok (például *Eurocode 3*) és más előírásrendszerek kiterjesztése [7].

Az acélgyártó vállalatok a felhasználói tulajdonságok javítása érdekében arra törekednek, hogy a gyártástechnológia fejlesztésével, az acélban lévő szennyező tartalom (mindenelőtt P, S) minimalizálásával, valamint megfelelő makro- és mikroötvözők kombinációjával olyan mikroszerkezetet állítsanak elő, amely a kimagasló szilárdság mellett lehetőség szerint kedvező szakadási nyúlást és kis hőmérsékleten is megfelelő szívósságot eredményez.

A nagyszilárdságú acélból készült szerkezetekben leggyakrabban alkalmazott kötéstechnológia a hegesztés, azon belül is az ömlesztő hegesztés. Az alapvető probléma abból adódik, hogy az acélgyártók által gondosan előállított mikroszerkezetet a hegesztés hőciklusa irreverzibilisen megváltoztatja, amelyet a hegesztést követően egyáltalán nem, vagy csak korlátozottan lehet visszaállítani. Ennek eredményeként a varratban és a hőhatásövezetben repedések jelenhetnek meg, valamint a hegesztésből származó hőbevitel következményekén a hegesztett kötésben az alapanyag mechanikai tulajdonságaihoz képest jelentős mértékű szívósság- és szilárdságcsökkenés alakulhat ki. Ezért a korszerű nagyszilárdságú acélok hegesztéséhez olyan hegesztéstechnológiát kell kidolgozni, amely a mikroszerkezetben a lehető legkisebb mértékű kedvezőtlen változást okozza.

A hegesztett szerkezetekben alkalmazott acélok fáradási tulajdonságainak ismerete napjainkban is a fejlesztők figyelmének középpontjában áll. Ezt indokolják azok a statisztikai elemzések, amelyekből az derült ki, hogy a törések legnagyobb számban hegesztett szerkezetekben következnek be. Egy távol keleti kutatók által elvégzett, több száz káreset statisztikai elemzésén alapuló felmérésben a törést okozó igénybevétel az esetek 79%-ában a fáradás valamilyen formájához kapcsolódott és csak 21 %-át okozta statikus vagy kvázistatikus igénybevétel (1.2. ábra). Mindez a fáradásra, mint a hegesztett szerkezetek tönkremeneteléért felelős károsodási folyamatra irányítja a figyelmet [14].

BEVEZETÉS, CÉLKITŰZÉSEK MEGFOGALMAZÁSA



1.2. ábra. Töréssel járó káresetek statisztikája [14]

Az ipari gyakorlatban egyre szélesebb körben alkalmazott nagyszilárdságú acélok fáradási tulajdonságairól jelenleg még hiányosak az ismereteink. A nagy szilárdságból származó előnyök statikus húzóterhelés esetén lényegében maximálisan kihasználhatók, azonban a helyzet már nem ennyire egyértelmű stabilitásvesztés (kihajlás, horpadás vagy kifordulás), illetve ismétlődő igénybevétel esetén. Az elmúlt években számos projekt foglalkozott a nagyszilárdságú szerkezeti acélok fáradásával, amelyek eredményei további kutató munkára adnak okot, mivel sok esetben a fáradási szilárdság értéke jóval a Eurocode 3-ban [15] szereplő megengedett határérték felettinek bizonyult [17][18]. Hegesztett kötések esetén a nagyszilárdságú acélok előnye még inkább korlátozott, ezért napjainkban a figyelem a hegesztést követő termikus és mechanikus utókezelések (például SWI/plazmaíves kezelés, tűkalapálás) felé irányul, amelyekkel a hegesztett kötések fáradási szilárdságát hatékonyan lehet növelni [12].

A nagyszilárdságú acélokban lévő lehetőségek teljes mértékű kiaknázásához, a technológia fejlesztése mellett, a tervezésben is szemléletváltásra van szükség. A hagyományos tervezési megközelítések nem alkalmasak arra, hogy egy stabilitási probléma esetén a nagyszilárdságú acélok alkalmazásával, kisebb szelvénymérettel, sajáttömeg csökkentést lehessen elérni. Éppen ezért fokozott figyelmet kell szentelni a megfelelő geometriai alak meghatározására (alakoptimalizálás), amellyel a szilárdság nyújtotta előnyök még jobban kihasználhatók [1][13].

A nagyszilárdságú acélok széleskörű felhasználását ma még a különböző méretezési kódok és szabványok is akadályozzák. Az acélfejlesztők részéről fokozódó igény mutatkozik a szabványalkotók felé, hogy az egyes acélkategóriákra vonatkozó előírások csak az elvárt teljesítmény szintekre (mechanikai jellemzők, felhasználói tulajdonságok) terjedjenek ki, és hagyják meg a lehetőségét annak, hogy egy-egy új acéltípus, illetve szilárdsági kategória kifejlesztéséhez az acélgyártók a gyártási folyamat paramétereinek és a kémiai összetételnek a legmegfelelőbb kombinációját megtalálják [1]. Régebben elsősorban a metallurgia határozta meg az acélok tulajdonságait, napjainkban azonban a hengerlési és hűtési lehetőségek fejlődésével számos technológiai megoldás nyílt meg az

BEVEZETÉS, CÉLKITŰZÉSEK MEGFOGALMAZÁSA

acélfejlesztők előtt [2]. Rendszerint az acélgyárak fejlesztéseit az előírások csak lassan követik. Példaként lehet említeni a nemesített nagyszilárdságú acélokra vonatkozó MSZ EN 10025-6 [16] szabványt, amelyben a 960 MPa folyáshatár kategória a legnagyobb szilárdsági szint, miközben napjainkban egyes acélgyártóknál már 1100 MPa és 1300 MPa folyáshatárú nemesített nagyszilárdságú szerkezeti acélok is elérhetők [9]. A nagyszilárdságú acélok alkalmazását jelentősen korlátozta, hogy sokáig a *Eurocode 3*-ban [15] szereplő méretezési előírásokat nem lehetett alkalmazni a nagyszilárdságú acélokra. Az említett szabvány 2006-ban megjelent 12. fejezete azonban már az $R_p/R_m \leq 0,95$, $A_5 > 10\%$ és $A_t \geq 15 \cdot R_p/E$ feltételek bevezetésével 700 MPa folyáshatárig lehetővé tette az előírásban szereplő összefüggések alkalmazását. Ugyanakkor a megengedhető feszültség maximuma továbbra is 160 MPa maradt, amely eredetileg a 240 MPa folyáshatárú (37 kp/mm^2 szakítószilárdságú) acélok legnagyobb (lúktető) kifáradási határa volt [7]. A Nemzetközi Hegesztési Intézet (IIW) előírásai valamelyest előbbre mutatóak, mivel ezekben a dokumentumokban a nagyszilárdságú acélokra vonatkozó ajánlások már 960 MPa folyáshatárig érvényesek [19].

Az előbbieken bemutatott rövid áttekintésből látható, hogy a nagyszilárdságú acélokból lévő lehetőségek kiaknázásában a felhasználói igények ellenére is még számos kihívás áll a fejlesztők előtt. Jelen kutatómunka – az említett témakörökön belül – a nagyszilárdságú szerkezeti acélok hegeszthetőségére és a hegesztéstechnológia fejlesztésére összpontosít.

1.2. A kutatómunka célkitűzései

Már a kutatómunka elején világossá vált számomra, hogy a doktori értekezés keretében nincs arra lehetőség, hogy minden releváns acéltípus hegesztési tulajdonságait elemezzem, ezért a választásom a Magyarországon jelenleg a hegesztett szerkezetekben alkalmazott egyik legnagyobb szilárdsági kategóriát jelentő, nemesített nagyszilárdságú szerkezeti acélokra, azon belül is az MSZ EN 10025-6 [16] szabvány szerinti S960QL szilárdsági kategóriára esett. A hegesztéstechnológia fejlesztésekor két területre: a hozaganyag-választás szerepének kérdéskörére és a hegesztési paraméterablak biztonságos meghatározására kívántam összpontosítani.

Ömlesztő hegesztés esetén a hegesztéstechnológia tervezésének egyik fontos eleme a célnak megfelelő hozaganyag kiválasztása. A nagyszilárdságú acélok esetén a hozaganyag-választás kérdésköre a rendelkezésre álló viszonylag szűkös hozaganyag-választék, továbbá a szerkezet kimagasló teherviselő-képessége miatt fokozottan felértékelődik.

- Ebből adódóan a kutatómunka elején célként fogalmaztam meg hegesztési kísérletek és a hozzájuk kapcsolódó anyagvizsgálatok elvégzésével a hozaganyag-választás kérdéskörének részletes elemzését, különös tekintettel a varrat és az alapanyag

BEVEZETÉS, CÉLKITŰZÉSEK MEGFOGALMAZÁSA

mechanikai jellemzőinek (szilárdság, nyúlás, ütmunka) összehangolási kérdéseire (*matching*).

- A hozaganyag-választás területét, tekintettel a hegesztett szerkezetek károsodási okai között szereplő fáradásra, különböző szilárdságú és alakváltozó képességű hozaganyagok felhasználásával elvégzett hegesztési kísérletek és a hozzájuk kapcsolódó fárasztó vizsgálatokon keresztül kívánom elemezni.

A disszertációban ismertetett kutatómunkának a hegesztési paraméterablak vizsgálatára szolgáló alapvető eszköze az Anyagszerkezet-tani és Anyagtechnológiai Intézetben rendelkezésre álló *Gleeble 3500* típusú fizikai szimulátor. A berendezés segítségével a hőhatásövezet kritikus sávjai meghatározhatók, és a későbbi anyagvizsgálatok számára elegendően nagy térfogatban, homogénen előállíthatók. A fizikai szimuláció a hagyományos módszerekhez képest lehetővé teszi a hegesztési paraméterablaknak a hőhatásövezet tulajdonságain alapuló, a helyi szintű szívósságcsökkenést kompenzáló tudatos tervezését. A módszer további előnye, hogy a költség- és időigényes hegesztési kísérletekhez képest viszonylag sok technológiai változat is reális időn belül és jól reprodukálható módon megvalósítható.

- Ebből következően a kutatómunka célja, a vizsgálat tárgyát képező acél ömlesztő hegesztési paraméterablakának vizsgálata, a hőhatásövezetben bekövetkező mikroszerkezeti változások és a még elfogadható mechanikai tulajdonságromlás (elsősorban szívósságcsökkenés) alapján.
- Az értekezésem egyik fontos feladatákként fogalmaztam meg a hegesztéstechnológiára irányuló olyan elvek és iránymutatások kidolgozását, amelyekkel a hőhatásövezetben bekövetkező helyi szintű szívósságcsökkenés hatása mérsékelhető, szükség esetén kompenzálható.
- Tekintettel arra, hogy a vizsgálati próbatesten a berendezéssel elérhető hűtési sebesség nagyban függ a próbatest geometriájától, ezért a kutatómunka célja olyan fizikai szimulációs próbatest kifejlesztése, amellyel a teljes ömlesztő hegesztési paramétertartományban, így az extrém rövid hűlési idők esetén (például gyöksor ívhegesztése előmelegítés nélkül, lézersugaras hegesztés) létrejövő hőhatásövezet szívóssága is vizsgálható.

2. NEMESÍTETT NAGYSZILÁRDSÁGÚ SZERKEZETI ACÉLOK ÉS HEGESZTÉSÜK

Az értekezésem célkitűzéseit szem előtt tartva ebben a fejezetben a szerkezeti acélok legnagyobb szilárdsági kategóriáját jelentő nemesített (Q+T) nagyszilárdságú acélok tulajdonságaival foglalkozom. Bemutatom az acélok gyártása során alkalmazott szilárdságnövelési módszereket, elemzem ezen acélok hegeszthetőségét és áttekintem a hegesztéstechnológia tervezésének szempontjait.

2.1. Szilárdságnövelési módszerek a Q+T acélokban

A többfázisú rendszerek, így az acélok szilárdságának növelésére is többféle módszer ismert [1][20][21]:

- szilárd oldatot alkotó ötvözők adagolása;
- szemcsefinomítás;
- képlékenyalakítás;
- hőkezelés:
 - o kiválasztott keményítés,
 - o allotróp átalakulások kihasználása;
- termomechanikus kezelés.

Sok esetben egy nagyszilárdságú acéltípus esetén az előzőekben felsorolt módszerek közül több szilárdságnövelő mechanizmust együttesen alkalmaznak, a legnagyobb szilárdságú acélokat például csak az említett módszerek valamilyen mértékű kombinációjával lehet előállítani. Ebben a fejezetben a terjedelmi korlátok miatt csak a nemesített nagyszilárdságú szerkezeti acélokban alkalmazott szilárdságnövelési módszereket mutatom be részletesen.

2.1.1. Szilárd oldatot alkotó ötvözők alkalmazása

A vassal szilárd oldatot képező ötvözők hatékonyan növelik az acél szilárdságát. Az ötvöző atomok ráctorzulást eredményeznek, amely nehezíti a diszlokációk mozgását, ezáltal pedig a szilárdság növekedéséhez vezetnek [1] [22].

Az atomok mérete eltér egymástól, így a helyigényük is különböző a kristályrácsban, ebből következően pedig különböző mértékű ráctorzulást okoznak. A szubsztitúciósan (helyettesítéssel) oldódó elemek a diszlokációk mozgásakor megnövelik a súrlódást, és

NEMESÍTETT NAGYSZILÁRDSÁGÚ SZERKEZETI ACÉLOK ÉS HEGESZTÉSÜK

menyiségük függvényében lineárisan növekszik a kritikus csúsztatófeszültség értéke. Méretben jelentősen eltérő elemek már akár kis koncentrációban is hatékonyan blokkolhatják a diszlokációk mozgását. A szubsztitúciósan oldott elemek csak az éldiszlokációk mozgását akadályozzák, mert az általuk okozott térfogatváltozás gömbszimmetrikus. A csavardiszlokációk körül csak nyírási alakváltozás van, térfogatváltozás nincs, ezért esetükben nem érvényesül a szubsztitúciósan oldott atomok térfogat-változtató hatása [20].

Az interstíciós (beékelődéses) szilárd oldatot alkotó elemek okozta szilárdságnövekedés lényegesen nagyobb, mint a szubsztitúciósan oldódó elemeké [22]. Már kis atomátmérőjű elemekkel is igen nagy rácstorzulást lehet elérni. Tekintettel arra, hogy az interstíciósan oldott atomok által okozott térfogatváltozás nem gömbszimmetrikus, torzító hatásuknak nyíróösszetevője is van, ezért az éldiszlokációk mellett a csavardiszlokációkat is akadályozzák a mozgásban [20] [22].

2.1.2. Szemcsefinomítás

A szemcsefinomítás az egyik leggyakrabban alkalmazott szilárdságnövelési módszer, a szakirodalom ennek eredményét gyakran a finomszemcsés acél jelzős szerkezettel írja le. Polikristályos fémek esetén a szemcsehatárok (elsősorban a nagyszögű szemcsehatárok) igen hatásosan akadályozzák a diszlokációk mozgását, ami a folyáshatár növekedését eredményezi. A szemcsehatároknál a csúszósíkok megszakadnak, így a szemcsén belül mozgó diszlokációk nem tudnak átjutni az egyik szemcséből a másikba, hanem a határok előtt feltorlódnak [20] [21]. Minél kisebb a szemcse méret, annál nagyobb lesz egy adott térfogatban található szemcsehatárok összfelülete, és ezzel egyre több lesz az akadály a diszlokációk mozgásával szemben. A *Hall-Petch* összefüggés a folyáshatár és a szemcsék mérete közötti kapcsolatot írja le [1]:

$$R_p = R_0 + \frac{k}{\sqrt{d}} \quad (2.1)$$

A szemcse méret csökkentésének előnye, hogy egyidejűleg növeli az acél szilárdságát és szívósságát. A szemcseszám alapvetően úgy növelhető, ha a kristályosodás egyidejűleg több csírán indul meg, ami a rendszer nagyobb mértékű túlhűtésével érhető el. Acélok esetén hőkezeléssel (például normalizálás) és termomechanikus kezeléssel a szemcse méret hatékonyan csökkenthető. A nemesített nagyszilárdságú szerkezeti acélokban az austenites tartomány alsó határáról történő edzést követően nagyon finom, 10-15 µm átlagos szemcse méretű mikroszerkezet alakul ki. Érdemes megjegyezni, hogy termomechanikus kezeléssel ez a szemcse méret még egy nagyságrenddel kisebbre, akár 1 µm alá is csökkenthető [3].

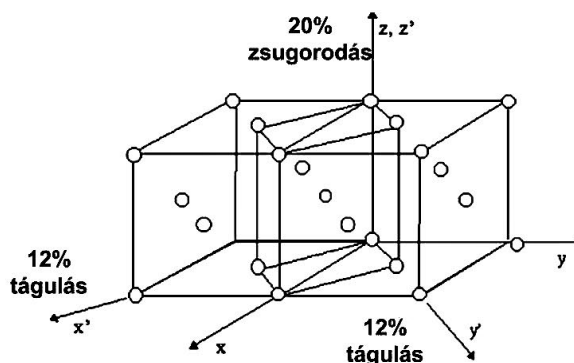
2.1.3. Allotróp átalakulás kihasználása

Az acélok szilárdságát hőkezeléssel, kiválasztott keményítés és/vagy allotróp átalakulás útján is hatékonyan lehet növelni. A következőkben a szilárdságot leghatékonyabban növelő allotróp átalakulással, a martensites szövetszerkezet kialakulásával foglalkozom részletesen. A martensites átalakulás inkubációs, lappangási idő nélküli, rendkívül gyorsan (800-1100 m/s) lejárászódo folyamat az allotróp átalakulással rendelkező fémekben, amely úgy mehet végbe a leggyorsabban, ha egyidejűleg több atom változtatja meg a helyét. A martensites átalakulás tulajdonságai az alábbiak szerint foglalhatók össze [20][23][24][25].

- A martensites átalakulás kooperatív atommozgással végbemenő, alapvetően diffúziómentes folyamat.
- A martensit összetétele megegyezik a szülőfázis, az austenit összetételével.
- A martensit és az austenit között szoros kristálytani kapcsolat van, az átalakulás az ún. habitus sík mentén történik, amely a martensit/austenit határfelület is egyben.
- Az átalakulást alakváltozás kíséri, amely felületi relief kialakulását eredményezi.
- A martensit szükségszerűen tartalmaz kristályhibákat.
- A homogén, egyfázisú austenitből rácsátbillenéssel, karbonban túltelített, egyfázisú martensites szövet keletkezik.

Az austenit és a martensit rács között reprodukálható kapcsolat van. A legtöbb esetben az austenit és a martensit legsűrűbben kitöltött atomsíkjai közel párhuzamosak egymással, és ezeken a síkokon a kristálytani irányok szintén közel párhuzamosak maradnak. Az austenit és a martensit egymással párhuzamos síkjain a legszorosabb a kristálytani kapcsolat, ezért az átalakulás is ezen síkok mentén megy végbe. Az austenit/martensit határfelületet habitus síknak nevezi a szakirodalom [22].

A martensites átalakulás alapvetően a Bain modellre vezethető vissza [22][23].



2.1. ábra. Bain modell [22]

A modell szemlélteti, hogy a felületen középpontos köbös ráccsal (szfk) rendelkező austenit hogyan tud a lehető legkevesebb atommozgás és legkisebb alakváltozás mellett

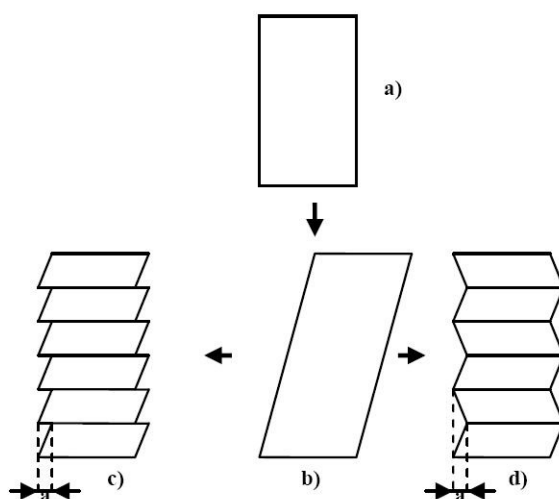
NEMESÍTETT NAGYSZILÁRDSÁGÚ SZERKEZETI ACÉLOK ÉS HEGESZTÉSÜK

térben középpontosan köbös ráccsá (sztk) alakulni. A 2.1. ábrán látható modellben x , y , z az eredeti felületen középpontos köbös rács, x' , y' , z' pedig a létrejövő térben középpontosan köbös rács tengelyeit jelöli.

Ahogy a modellben is látható, az elnyújtott sztk cella berajzolható két szfk cellába. A rácsparaméterek figyelembevételével, a térben középpontosan köbös ráccsá történő átalakulás az eredeti cella z irányban történő 20%-os zsugorodásával, valamint az x és az y tengelyek mentén történő tágulásával megy végbe [22].

Az átalakulás által kiváltott alakváltozás mechanikai feszültséget ébreszt mind a szülőfázisban, mind a martensit fázisban. A martensit kristály növekedésével a feszültség szintén növekedne, ami egyre jobban akadályozná az átalakulást. A martensit csíra növekedése tehát csak akkor lehetséges, ha a mechanikai feszültségek valamilyen mechanizmussal leépülnek. A feszültségek leépítése az alakváltozási mechanizmusokkal azonos módon történik [22].

A kooperatív atommozgás diszlokációs elcsúszással (*slip*) és ikerképződéssel/elfordulással (*twinning*) mehet végbe (2.2. ábra).



2.2. ábra. A martensites átalakulás végbemenetele diszlokációs csúszással (c) és ikerképződéssel (d) [22]

A diszlokációs csúszás mértéke rácsparaméternyi lehet, hogy szerkezeti változást ne okozzon a martensit kristályban. Az ilyen csúszást a „rácsfüggetlen nyírás” (*lattice invariant shear*) teszi lehetővé. Az ikerkristályok képződésével szintén nem változik meg a martensit rácsszerkezete, viszont a mechanikai feszültségek leépülnek. Mindkét mechanizmus lehetővé teszi, hogy a habitus sík ne szenvedjen makroszkópikus alakváltozást [22].

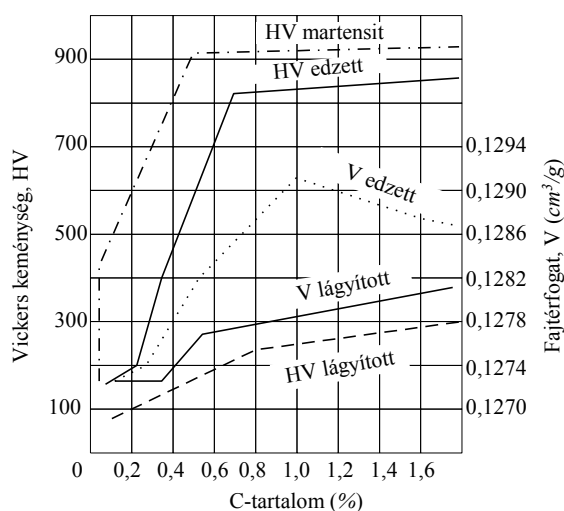
A martensit fázisban működő alakváltozási mechanizmusok miatt a martensit fázis kristályhibákat tartalmaz. Ha a feszültség diszlokációs csúszással épült le, a martensit tűk

NEMESÍTETT NAGYSZILÁRDSÁGÚ SZERKEZETI ACÉLOK ÉS HEGESZTÉSÜK

szélein megnövekedett diszlokáció-sűrűséget tapasztalunk. Amennyiben a feszültség ikerkristályok kialakulásával épült le, az ikerkristály-határok rétegződési hibákként jelentkeznek. A diszlokációk, illetve az ikerkristály-határok mellett a martensit fázis igen nagyszámú vakanciát is tartalmaz [22].

A kialakuló martensit keménységét az interstíciós formában oldott karbon atomok mennyisége jelentősen befolyásolja (2.3. ábra). A vasötvözetek *Heyn-Charpy* féle ikerdiagramjából [1] következik, hogy a ferrit sokkal kevesebb korbont tud oldatban tartani, mint az austenit. A térközepes köbös rács karbonoldó képessége szobahőmérsékleten mindösszesen a Q pontnak megfelelő 0,006% [24], miközben a nemesített nagyszilárdságú szerkezeti acélok esetén a karbontartalom a 0,1-0,2% közötti tartományban van. Ennél a karbontartalomnál átlagosan csak nagyságrendileg minden 50-200-ik elemi cella tartalmaz egy interstíciósan beékelődött karbon atomot [22]. Felmerül a kérdés, hogy a martensit keménységéhez és szilárdságához ez a viszonylag kevés karbon mégis milyen módon járul hozzá ilyen jelentősen.

A szabályos, felületen középpontos köbös rácsban két lehetséges interstíciós helyzet van, nevezetesen a négy atommal körülvelt tetraédes és a hat szomszédos atommal körülvelt oktaédes pozíció. Amennyiben feltételezzük, hogy a kristályrácsot alkotó atomok szorosan illeszkednek egymáshoz, a lapközepes rácsban a tetraédes interstíciós helyzetben mindösszesen 0,0568 nm, az oktaédes pozícióban pedig 0,1044 nm áll rendelkezésre, miközben a karbon atomok átmérője 0,154 nm. Ez azt eredményezi, hogy néhány karbon atom jelenléte esetén is már jelentős alakváltozást szenved a kristályrács, még a kedvezőbbnek bizonyuló oktaédes pozíciók esetén is [22].



2.3. ábra. A keménység és a fajtérfogat változása a karbontartalom függvényében [24]

A térközepes rácsban három oktaédes és hat tetraédes interstíciós hely van. A térközepes köbös rács különleges tulajdonsága, hogy a felületen középpontos köbös rácsban képest több interstíciós hellyel rendelkezik, ugyanakkor ezen helyek mérete

jelentősen kisebb. Ráadásul mérések igazolják, hogy a vasban interstíciós formában oldódó karbon és nitrogén elsősorban a kisebb méretű, a térközepes rács esetén a 0,0346 nm méretű oktaédes pozíciókban helyezkedik el [22]. Ebből következik, hogy viszonylag kisszámú interstíciósan beékelődött karbon atom is már jelentős rácstorzulást tud eredményezni. Ennek köszönhetően a martensites átalakulás során egy erősen túltelített interstíciós szilárd oldat jön létre. A rácstorzulás mértékétől függően megkülönböztethetünk tetragonális és köbös martensitet. A tetragonális martensit elsősorban a nagyobb (>0,2%) C-tartalmú acélokban keletkezik. A kis C-tartalmú acélokban létrejövő martensit, a kisebb rácstorzulás miatt, inkább köbös szerkezetűnek tekinthető.

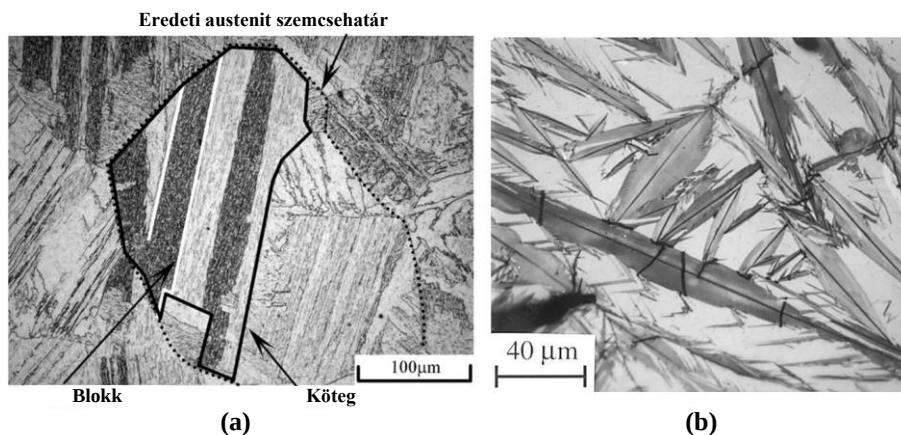
A martensites átalakulás termodinamikai szempontból viszonylag nagy hajtóerőt, túlhűtést igényel, amely abból következik, hogy a martensit képződésének hőmérséklete (M_s) jelentősen kisebb, mint az átalakulás termodinamikai egyensúlyi hőmérséklete (T_0). Ennek oka, hogy a hajtóerőnek az átalakulást kísérő nem kémiai energiaszükségletet is fedeznie kell (új határfelület keletkezése, mechanikai feszültségek a martensitben és az austenitben, határfelület mozgásából származó súrlódási energia) [22].

A martensit morfológiájának megismerése szempontjából, a martensit keletkezésére jellemző rendkívüli átalakulási sebesség miatt a martensit tűk, illetve lemezek keletkezésének körülményeit célszerű részletesebben is megvizsgálni. A keletkezés körülményei alapvetően meghatározzák az átalakulás során létrejövő tűk és lemezek számát, méretét és alakját, amelyek hatással vannak a martensit szilárdságára és szívósságára. A martensit csírák számának növelésével finomabb szerkezetű martensit jön létre, amely kedvezően hat a martensit szilárdságára és szívósságára. A martensites átalakulás nagyon gyors lefolyása miatt az átalakulást kísérleti úton tanulmányozni rendkívül nehéz. Villamos ellenállásméréssel sikerült kimutatni, hogy az átalakulás kezdetén az austenittel koherens, növekedésre képes martensit csíra jön létre. A martensit csírák számát, amely a martensit morfológiájára is hatással van, a diszlokáció-sűrűség alapvetően befolyásolja, és több elmélet is van a különböző típusú diszlokációk csíráképződésben betöltött szerepére [22].

A csíráképződést követően a martensit lemez rendkívül gyors növekedésnek indul, amíg nem találkozik egy másik lemezzel, vagy pedig egy nagyszögű szemcsehatárral. A martensit lemezek növekedésekor a diszlokációk szintén jelentős szerephez jutnak. A martensitet morfológiai szempontból megkülönböztethetjük tűs (*lath*), vagy lemezes (*plate*) martensitre. Tekintettel a nemesített nagyszilárdságú szerkezeti acélok viszonylag kis karbontartalmára, ezért a következőkben csak a tűs (más néven léces) martensittel foglalkozom részletesen. Transzmissziós elektronmikroszkóppal megfigyelték, hogy a kis karbontartalmú acélokban tűs martensit jön létre, amelyben a méhsejtszerű blokkok, illetve a szubszemcsék határain nagy diszlokáció-sűrűség figyelhető meg. A fokozott diszlokáció-sűrűség is hozzájárul a martensites átalakulás okozta szilárdságnövekedéshez [22]. A kis

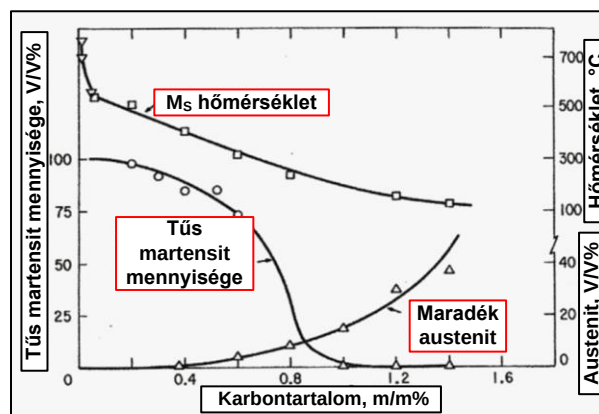
NEMESÍTETT NAGYSZILÁRDSÁGÚ SZERKEZETI ACÉLOK ÉS HEGESZTÉSÜK

karbontartalmú acélokban előforduló tűszerű martensit megjelenését tekintve vékony lencsékhez is hasonlítható. A 2.4. ábrán jól megfigyelhető a tűs és a lemezes martensit mikroszerkezete közötti különbség. Az utóbbi esetben az ikerképződéssel létrejött martensit lemezek közepén ún. midribek figyelhetők meg, ahonnan a lemezek növekedése elindult.



2.4. ábra. Optikai mikroszkópos felvétel egy $C = 0,005\%$ karbontartalmú tűs (lath) és egy $C = 1,86\%$ karbontartalmú lemezes (plate) martensitről [26]

Belső súrlódásos vizsgálatokkal kimutatták, hogy a tűs martensitben a cellák falában rendszerint a karbontartalom nagyobb, mint a cellákban, ami korlátozott karbon diffúzióra utal [22].



2.5. ábra. A tűs martensit és a maradék austenit mennyisége a karbontartalom függvényében [22]

A kis karbontartalmú acélokban a nagy M_s hőmérséklet esetén az átalakulás során felszabaduló hő szintén hatással lehet a karbon diffúziójára és a diszlokációk leépülésére. Ebből is következik, hogy a kis karbontartalmú acélokban szoros kapcsolat figyelhető meg az alsó-bainit és a martensit között, és szakavatott szemekre van szükség a két szövet megkülönböztetéséhez. Tűs martensit esetén a maradék austenit mennyisége viszonylag csekélynek mondható (2.5. ábra), amiből következően az oldalági növekedés és a keletkező

NEMESÍTETT NAGYSZILÁRDSÁGÚ SZERKEZETI ACÉLOK ÉS HEGESZTÉSÜK

martensit tűk közötti átalakulás mindenféle nehézség nélkül megy végbe [22]. Miközben a szemcseméret a diszlokáció-sűrűséggel szemben a martensitesírák számát nem befolyásolja, meghatározó szerepet tölt be a martensit tűk és lemezek végső méretében.

Tekintettel arra, hogy a nemesített nagyszilárdságú acélokat az edzést követően nagy hőmérsékleten megeresztk, ezért fontos a martensit megeresztésére is részletesebben kitérni. Megeresztéskor az edzés során keletkezett rácsfeszültségek csökkennek és a szövetszerkezet az egyensúlyi állapot irányába változik. E változások alapvetően a hőmérséklettől, illetve a hőtartás idejétől függnnek [24]. A kis karbontartalmú, gyengén ötvözött acélokbán a martensites átalakulás viszonylag nagy hőmérsékleten indul meg, amely mellett már a lehűtési (edzési) szakasz során (tehát nem a megeresztési hőciklus során) a karbon szegregációjára, vagy akár ϵ -karbid és cementit kiválására elegendő idő állhat rendelkezésre. A hexagonális szerkezetű ϵ -karbid a 0,2%-nál kisebb karbon tartalmú acélokra nem jellemző, mivel ebben az esetben a viszonylag nagy M_s hőmérséklet elegendőnek bizonyul a hűlési szakasz során a karbon túhatárookra történő diffúziójához. Ebből adódóan a megeresztési szakaszra az ϵ -karbid kiválásához nem marad elegendő oldott karbon. A 250-700 °C közötti megeresztési tartományban létrejövő, kezdetben léces szerkezetű, nagyobb hőmérsékleten begömbösödő cementit gyakran komplex $(FeM)_3C$ karbidok formájában van jelen [22].

Amennyiben az acél elegendő mennyiségben tartalmaz stabil karbidképző ötvözőket, akkor a karbidok az 500 °C feletti hőmérsékleten alakulnak ki, amelyen már a szubsztitúciós diffúzió meghatározóvá válik. Ezek a karbidok helyettesítik a kevésbé stabil cementitet, amely ezen a hőmérsékleten visszaoldódik, ahogyan a stabilabb karbidok kiválása létrejön. Az ötvözők karbidjainak hatása egy másodlagos keményedés formájában jelentkezik. A karbidok szilárdságnövelő hatása a méretüktől és az eloszlásuktól függ. A nemesített nagyszilárdságú szerkezetű acélokbán előforduló ötvözők között több karbidképző is megtalálható. A molibdén a hexagonális szerkezetű Mo_2C formájában, a króm a hexagonális szerkezetű Cr_7C_3 és a köbös szerkezetű $Cr_{23}C_6$ formájában képez karbidokat, mindegyik esetben 550 °C körüli hőmérsékleten. A legfinomabb karbidkiválások, amelyek a nemesített nagyszilárdságú szerkezetű acélokbán is megtalálhatók és a szemcsedurvulást akadályozzák: a VC, a NbC, és a TiC.

A nagyhőmérsékletű megeresztés (HTT) alatt a hőkezelési gyakorlat a 350 °C- A_1 hőmérséklet-intervallumot, kis hőmérsékletű megeresztés (LTT) alatt pedig a 350 °C alatti hőkezelést érti.

Egy 0,18% karbontartalmú martensit megeresztéskor kialakuló szövetszerkezetét a 2.6. ábra szemlélteti, amely jellegében megegyezik a disszertációm tárgyát képező nemesített nagyszilárdságú szerkezetű acélok mikroszerkezetével. A megeresztés hatására az eredeti martensit tűk határa megmarad, ugyanakkor a tűk belsejében lévő cellafalak eltűnnek és a diszlokációk rendeződnek.



2.6. ábra. Megeresztett tűs martensit a megmaradt tűk határfelületeivel ($N=2000\times$, $C=0,18\%$, $T_{meg} = 600\text{ }^{\circ}\text{C}$, $t_{meg}=10\text{ min}$) [27]

A nagy M_s hőmérsékletnek köszönhetően már az edzési szakasz során néhány karbon atom a diszlokációkba vagy a túhatárokra vándorol. Alapvetően csak a 0,2%-nál nagyobb karbontartalmú acélokban marad a karbon teljes mértékben oldatban. Érdekes módon azonban ez a jelenség nem hat kedvezőtlenül a keménységváltozásra. Az előbbieken leírtakból adódóan ezeknél az acéloknál a fő szilárdságnövelő mechanizmus elsősorban a finom tűs, illetve méhsejtszerű szerkezetből és a diszlokáció-sűrűségből adódik, és kevésbé az oldott állapotban lévő karbontól. Az előbbieket figyelembe véve ezen acélok folyáshatárát a *Gladman* által módosított *Hall-Petch* összefüggéssel lehet jellemezni [22]:

$$R_p = R_0 + \frac{k}{\sqrt{d}} + R_{diszl} + R_{karbid} \quad (2.2)$$

A d ebben az esetben az átlagos szemcseméret helyett sokszor a közepes cellaméretet, vagy tűméretet jelenti. Ezen acélok átlagos tűszélessége 2-3 μm körül alakul [22].

2.1.4. Az ötvözők szerepe a nemesített nagyszilárdságú acélokban

A karbon az acél alapvető alkotója, amely a szilárdságnövelésben játszik meghatározó szerepet. A szilárdságot oldott formában interstíciós ötvözőként, a fázisátalakulások (Fe_3C lemezek és korongok) és a megeresztés során pedig karbidok (cementit, ötvözők karbidjai) formájában növeli. Austenitképző ötvözőként csökkenti az M_s hőmérsékletet [28]. Mennyiségét a repedésveszély elkerülése érdekében a szerkezeti acélokban 0,2%-ban, a nagyszilárdságú hozaganyagok esetében – a varratban bekövetkező hidegrepedések megakadályozása céljából – még szigorúbban korlátozzák.

A mangán kedvező ára miatt az acél alapvető szilárdságnövelő ötvözője, amely egy bizonyos határig (kb. 1,5%) a szívósság csökkentése nélkül, szubsztitúciós ötvözés formájában növeli a szilárdságot [28]. További előnyös tulajdonságaként lehet megemlíteni, hogy az oxigénnel és a kénnel könnyen reakcióba lép, ami az acél mechanikai tulajdonságaira szintén kedvező hatással van, továbbá a melegrepedési

NEMESÍTETT NAGYSZILÁRDSÁGÚ SZERKEZETI ACÉLOK ÉS HEGESZTÉSÜK

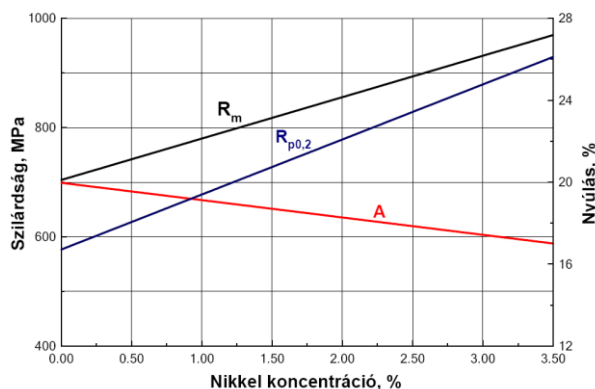
hajlamot csökkenti. Az edződési hajlamra gyakorolt hatása miatt a karbonegyenértékre (CEV , CET [29]) vonatkozó összefüggésekben szerepel. A nemesített nagyszilárdságú szerkezeti acélokra vonatkozó MSZ EN 10025-6 [16] szabvány a mangán mennyiségét 1,7%-ban korlátozza.

A szilícium erős dezoxidáló képessége miatt az acélok alapvető ötvözője [28]. A gyengén ötvözött acélokból szilárd oldatot alkotó ötvözőként a szilárdságot növeli, a szívósságot viszont jelentősen rontja. Szerepe a hidegrepedések keletkezésében ellentmondásos, ezért egyes karbonegyenérték összefüggésekben megtalálható (lásd a 2.19. ábrát is). Mennyiségét a nemesített nagyszilárdságú acélok esetén 0,8%-ban korlátozzák [16].

A króm ferrit-, karbid- ($Cr_{23}C_6$, Cr_7C_3 , Cr_3C_2) és oxidképző ötvöző [28]. Az átalakulási görbék jobbra tolásával az edződési hajlamot, ebből következően pedig a szilárdságot jelentősen növeli. A króm nem tekinthető „hegesztésbarát” ötvözőnek, ezért a jól hegeszthető acélokból általában nem, vagy csak 0,5%-ban szerepel. Mennyiségét a nemesített nagyszilárdságú acélokból 1,5%-ban korlátozzák, azonban a repedésképződési hajlam miatt az acélgyártók a maximális krómtartalmat rendszerint a határérték töredékére választják [16].

A molibdén a nemesített nagyszilárdságú acélok gyakran alkalmazott, ferrit- és karbidképző ötvözője [28]. A megeresztés során 550 °C felett keletkező, másodlagos keményedést okozó Mo_2C formájában hatékonyan növeli a megeresztésállóságot [22]. Többretegű varratfelépítés esetén fontos szerepet tölt be a szilárdsági jellemzők megőrzésében. A nemesített nagyszilárdságú acélokból a repedésképződési hajlam elkerülése miatt a mennyiségét 0,7%-ban korlátozzák [16].

A „hegesztésbarát” ötvözőnek tartott nikkel szubsztitúciós ötvöző formájában, az alakváltozási és szívóssági jellemzők jelentős romlása nélkül, hatékonyan növeli a szilárdságot. A repedés-megelőzés és a biztonságos üzemi viselkedés szempontjából elsőrendűen fontos nyúlást, szívósságot és átmeneti hőmérsékletet csak elfogadható mértékben rontja (2.7. ábra).



2.7. ábra. A nikkelötvöztetés mechanikai tulajdonságokra gyakorolt hatása (32)

NEMESÍTETT NAGYSZILÁRDSÁGÚ SZERKEZETI ACÉLOK ÉS HEGESZTÉSÜK

A nikkell mennyiségét a nemesített nagyszilárdságú szerkezeti acélokban 2%-ban [16], a hozzájuk tartozó hozaganyagokban pedig 2,8%-ban korlátozzák [30]. Ennek az az oka, hogy nagyobb mennyiségben a kénnel eutektikumot képezve növeli a melegrepedési hajlamot. A nikkell viszont a földkéregben előforduló ritka elemként meglehetősen drága, emiatt elsősorban a nagyszilárdságú hozaganyagokban alkalmazzák, az alapanyagok szilárdságát pedig inkább a gyártástechnológiával próbálják javítani, illetve az acélgyártás során a nikkell ötvözése helyett más, kevésbé drága ötvözőket használnak fel. A nikkelllel történő ötvözés mechanikai tulajdonságokra gyakorolt hatását a 2.7. ábra szemlélteti. Az alumínium erős dezoxidáló és nitridképző [28]. Az általa képzett viszonylag lágy oxidok és nitridek kristálycsírákat alkotnak, emiatt az alumínium a szemcsefinomításban is fontos szerepet tölt be; szemcsefinomító hatása azonban elmarad a titántól és a nióbiumtól [31]. Ötvözni csupán annyit szabad az acélba, amennyi az oxigén és a nitrogén megkötéséhez szükséges, mivel a maradék, oldatban maradt alumínium az alakváltozó képességet rontja. Az alumíniummal történő túlzott mértékű ötvözés elősegíti a felső bainites átalakulást, ami csökkenti a szívósságot, továbbá az alumínium a karbonban dúsult helyi törékeny zónák (M-A szigetek) kialakulásában is szerepet játszik [32].

A nióbium mikroötvözőként fontos szerepet tölt be a nagyszilárdságú acélokban. Nitrid- és karbonitridképző [28]. A létrejövő diszperz kiválások az austenit szemcsék durvulását hatékonyan akadályozzák a hőhatásövezetben. Már 0,02% mennyiségű nióbium is hatékonyan növeli egy közepes karbontartalmú acél folyáshatárát, kedvezően hat a szemcsés (granuláris) bainit és martensit képződésére [31]. A nemesített nagyszilárdságú acélokban a nióbium tartalmát 0,06%-ban korlátozzák [16]. Ugyanakkor érdemes megjegyezni, hogy a nióbiummal történő nagyobb mértékű (0,03% körüli) ötvözés az M-A szigetek kialakulását már elősegítheti [33].

A vanádium nitrid- és karbonitridképző [28]. Kiválások keményedés formájában, valamint szemcsefinomító hatásaként növeli a szilárdságot. A 0,13-0,15% körüli karbon- és 1% mangántartalom mellett már számítani kell a kiválások keményedésre, különösen akkor, ha a nitrogén tartalom meghaladja a 0,01%-ot [31]. Kimutatták, hogy szoros kapcsolat van a vanádium tartalom és az M-A szigetek mérete között. A nemesített nagyszilárdságú acélokban a maximálisan megengedett vanádium tartalom 0,12% [16].

A titán nitrid- és karbonitridképző, továbbá nagyon erős dezoxidens [28]. Jelentős szerepet tölt be a szemcsedurvulás mértékének csökkentésében a hőhatásövezetben. A kiválások keményedés mellett szerepet tölt be a szulfidok alakjának kedvező irányban történő formálásában is. Erős dezoxidáló jellege miatt hatása akkor érvényesül igazán, amennyiben az acél teljes mértékben (alumíniummal) csillapított [31]. A nitrogén megkötésében játszott szerepe miatt az acél öregedésállóságát javítja. A titán folyékony állapotban is reakcióba tud lépni a nitrogénnel, ebben az esetben viszont nagyméretű kiválások keletkeznek, amelyek kevésbé akadályozzák a szemcsedurvulást és a repedések

kiinduló helyei lehetnek [35]. A titán megengedett maximális mennyisége nemesített nagyszilárdságú acélokban 0,05% [16].

A cirkónium nitrid- és karbidképző ötvöző, továbbá dezoxidáló hatású [28]. A kén megkötésével csökkenti a melegrepedési veszélyt, ráadásul a keletkező zárványok alakja kedvezőbb lesz, ami az acél alakváltozó képességében is megjelenik [31]. A cirkónium megengedett maximális mennyisége nemesített nagyszilárdságú acélokban 0,15% [16].

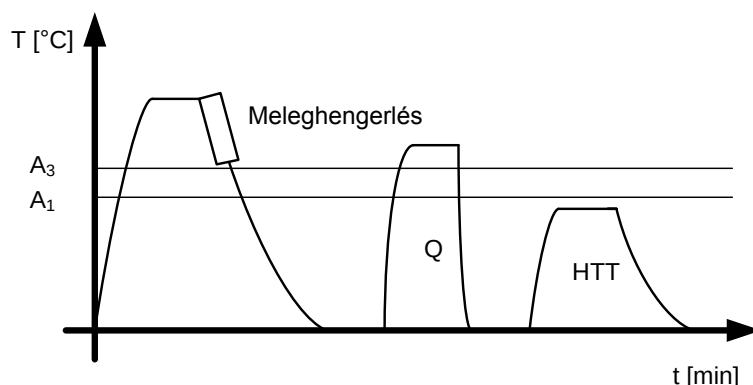
A bór a nemesített nagyszilárdságú acélok egyik elterjedt mikroötvözője. Erős nitrid-, de különösen erős karbidképző. A bór nagyon hatékonyan növeli az átedzhetőséget azáltal, hogy az austenit szemcsehatárán dúsulva akadályozza a proeutektoidos ferrit képződését [34]. További kedvező tulajdonsága, hogy finom karbidkiválások formájában jelentősen növeli az acél ütőmunkáját, szívósságát [36]. A bór oxid-, karbid- és nitridképző hajlama miatt csak nagyon pontosan szabályozott ötvözéssel érhető el, hogy az austenit átalakulásának akadályozásához szükséges 10...30 tömeg ppm elemi szabad bór rendelkezésre álljon, de mennyisége ezt ne haladja meg. A nagyobb mennyiségű bór ugyanis már boro-karbid $[\text{Fe}_{23}(\text{CB})_6]$ formájában kiválik, ami az austenit szemcsével inkoherens határral érintkezik, és a ferritképződést segítve, rontja az átedzhetőséget. Mennyiségét a nemesített nagyszilárdságú szerkezeti acélokban 0,005%-ban korlátozzák [16]. Ennek a kis mennyiségű bórnak a mikroötvözése egyben a bór alkalmazásának hátránya is, mivel az acélgyártás magas fokú szabályozottságát igényli; a nagyon kis koncentráció miatt a homogén adagösszetétel csak költséges technológiával érhető el.

2.2. Gyártástechnológia

A nemesített nagyszilárdságú szerkezeti acélok esetén a kimagasló szilárdságot a gondosan megválasztott ötvöző tartalom és a hőkezeléstechnológia együttes hatásával érik el. Az A_3 hőmérséklet feletti meleghengerlést követően viszonylag lassú hűtési sebesség alkalmazásával a hengerelt acéllemezt szobahőmérsékletre hűtik vissza, majd ezt követően újra A_3 fölé hevítik, és rövid ideig hőntartják, amíg a teljes keresztmetszet austenites szerkezetű lesz. Ilyenkor az acélgyártók arra törekednek, hogy az A_{c3} hőmérsékletet csak minimálisan lépjk túl, garantálva a lehűtést követően megcélzott finom ($\approx 10 \mu\text{m}$) szemcseméretet. A hőntartást követően egy edzési folyamat következik, amely során rendkívül intenzív hűtést (általában vízű hűtést) alkalmaznak. Ezért ezt a csoportot a szakirodalom gyakran „vízedzésű” nagyszilárdságú acélként nevezi, valamint a kis karbon-tartalom miatt sokszor a „vakedett” (helyesebben: vaknemesített) jelzővel látja el [36]. Az átedzhetőség növelése miatt ezekhez az acélokhöz az átalakulási diagramokat jelentősen jobbra toló ötvözőket, krómot és molibdént, esetenként nikkelt adagolnak, illetve az acélgyártók gyakran alkalmaznak mikroötvözőket.

NEMESÍTETT NAGYSZILÁRDSÁGÚ SZERKEZETI ACÉLOK ÉS HEGESZTÉSÜK

Egy ilyen nemesített nagyszilárdságú szerkezeti acél gyártásának folyamatát a 2.8. ábra szemlélteti.



2.8. ábra. A nemesített (Q+HTT) szerkezeti acélok szokásos gyártási folyamata

Az edzést követően a hőkezelés megeresztési szakaszában A_1 hőmérséklet alá hevítik az acélt, ahol egy hőtartást követő lassú lehűtés során nyeri el végső szövetszerkezetét, amely a kimagasló szilárdsági jellemzők mellett megfelelő szívóssági tulajdonságokkal és alakváltozási képességgel rendelkezik. Ezeknek az acéloknak a megeresztésekor nagy megeresztési hőmérsékletet, és viszonylag rövid hőtartási időt alkalmaznak. A megeresztési szakasz során a nagy megeresztési hőmérséklet miatt karbidképződés (például Mo_2C , Cr_{23}C_6) mehet végbe, ami kedvezően hat az acél szilárdsági tulajdonságaira. Az előzőekben ismertetett gyártástechnológiával előállított *Weldox 960 E* különböző lemezvastagságok esetén alkalmazott vegyi összetételét és mechanikai tulajdonságait statisztikus formában az M2 melléklet tartalmazza.

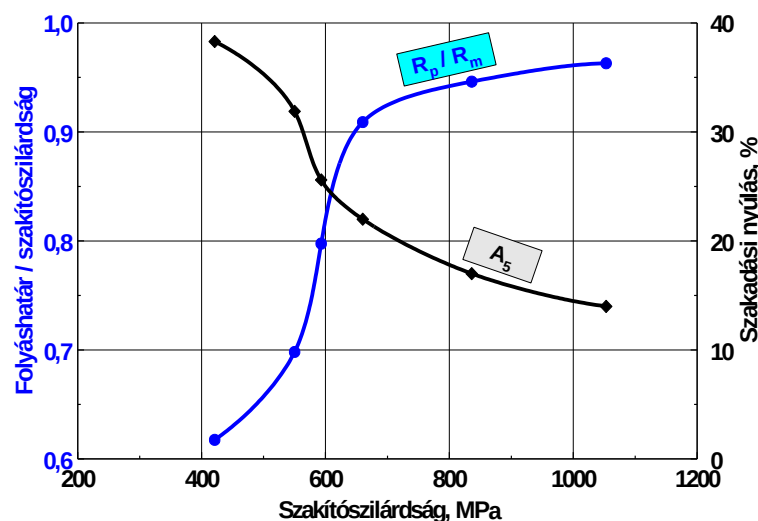
Érdemes megjegyezni, hogy napjainkban már a nagyobb vastagságú lemezek esetén is ismert olyan acélgyártási technológia, amellyel a meleghengerlést követően a hőkezelés során nem szükséges külön egy edzési hőciklust alkalmazni, hanem közvetlenül a hengerlés után vízedzést alkalmaznak, ezáltal a gyártás sokkal gazdaságosabbá tehető. Ezeket az acélokat a szakirodalomban direkt edzettként (DQ) említik [37] [38].

2.3. Rideg viselkedés

A nemesített nagyszilárdságú acélok gyártásakor és a hőbevitellel járó felhasználási technológiák során (például termikus vágás, hegesztés, meleggyengítés) fokozott körültekintéssel kell eljárni. A hagyományos acélokhöz képest a nemesített nagyszilárdságú acélok fokozott ridegedési hajlamát már az egyhez közeli R_p/R_m arány jelzi. A 2.9. ábra a különböző szilárdsági kategóriájú szerkezeti acélok R_p/R_m arányát és százalékos szakadási nyúlását szemlélteti a szakítószilárdság függvényében. Ebből adódóan a nemesített nagyszilárdságú acélok szakítódiaagramján az egyenletes nyúlás

NEMESÍTETT NAGYSZILÁRDSÁGÚ SZERKEZETI ACÉLOK ÉS HEGESZTÉSÜK

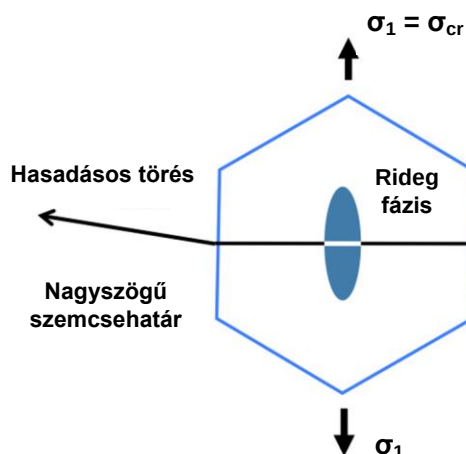
szakasza minimális, aminek következtében ezek az acélok rendkívül kis képlékeny tartalékkal rendelkeznek.



2.9. ábra. Az acélok szilárdságának hatása a ridegedési hajlamra

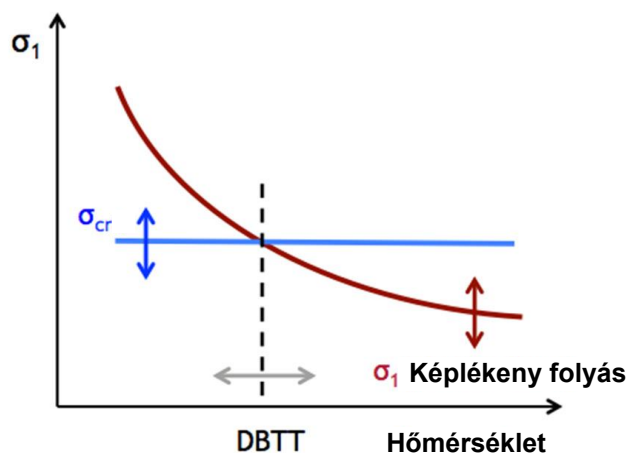
Az előzőekhez társul, hogy a nagyszilárdságú acélokban a kisméretű rideg fázisok – karbidok, martensit szigetek vagy esetenként zárványok – hasadásos töréshez vezethetnek, amennyiben a mátrix képlékeny folyása nagy mechanikai feszültséget ad át a rugalmasan terhelt rideg részen (2.10. ábra). Elegendően nagy feszültség esetén a rideg zóna és a mátrix határfelületén repedés jelenhet meg. A rideg zóna méretétől és a határfelület repedésmegállító képességétől függően a keletkező mikrorepedés hasadásos töréshez vezethet, amelynek terjedése egy nagyszögű szemcsehatárnál megállhat, kedvezőtlen esetben viszont továbbterjedhet a szomszédos szemcsébe. Amennyiben a nagyszögű szemcsehatárok között viszonylag jelentős távolság van (például a hegesztett kötés szemcsedurvult sávja), akkor a hasadásos törés megakadályozását elsősorban a rideg fázis méretének korlátozásával lehet megvalósítani. Finomszemcsés szerkezet esetén a repedésterjedés szempontjából elsősorban a nagyszögű szemcsehatárok repedésterjedést megállító képessége a döntő [1].

A 2.10. ábrán szemléltetett események az acélban statisztikai alapon következnek be. A nagyszilárdságú acél mikroszerkezetében különböző méretű és eloszlású rideg fázisok és a szemcseméret inhomogenitása figyelhető meg. Ebből adódóan az esetleges hasadásos törés megjelenését a leggyengébb láncszem elve alapján az említett rideg részek és a nagyobb méretű szemcsék elhelyezkedése határozza meg [1]. A bemetszések vagy a korábban létező makrorepedések tövében, a háromtengelyű húzó feszültségállapot miatt, a képlékeny folyáskor jelenlévő húzófeszültség mértéke jelentősen megnő. Például a Charpy V-bemetszés tövében lévő főfeszültség mértéke akár 2,5-szerese is lehet az adott anyagminőség egytengelyű húzó folyási feszültségének [39].



2.10. ábra. A hasadásos töréshez vezető kritikus események [1]

A 2.11. ábrán szereplő Yoffee diagram [40] alapján látható, hogy a szívós-rideg viselkedéshez tartozó átmeneti hőmérséklet (DBTT) felett hasadásos törés nem jelenik meg, mivel a főfeszültség értéke előbb éri el a folyási feszültséget a bemetszés előtt, mint a hasadásos törés terjedéséhez tartozó kritikus feszültség szintet. Az átmeneti hőmérséklet alatt éppen az előzők ellenkezője zajlik le.



2.11. ábra. Yoffee diagram: a képlékeny folyáshoz és hasadásos repedésterjedéshez szükséges főfeszültség a Charpy V-bemetszés alatt, a hőmérséklet függvényében [40]

Nagyszilárdságú acélokban a képlékeny folyáshoz tartozó feszültség szint nagyobb, ami az átmeneti hőmérséklet növekedését eredményezi. Ebből kifolyólag az acélgyártók arra törekednek, hogy a ridegtöréshez tartozó kritikus feszültség szintet növeljék, amelynek legalapvetőbb módja a szemcseszerkezet finomítása. A szilárdság növelése rendszerint kisebb törési szívósságot és kisebb kritikus repedésméretet eredményez [1].

A kisebb szilárdságú szerkezeti acélok esetén a szemcseszerkezet alapvetően ferrites, ahol a szemcsefinomítás jelensége egyszerűen magyarázható. A nemesített nagyszilárdságú acélokban a szilárdsági kategóriától függően, megeresztett állapotban tús

martensit és bainit figyelhető meg [41]. Ebben az esetben azonban az eredeti austenit szemcsehatárokon belül összetett szerkezet, kötegekből, blokkokból és martensit tűkből álló szubszemcsehatárok alakulnak ki (2.4. ábra). Ezek a tűhatárok kivételével mind nagyszögű szemcsehatároknak tekinthetők, amelyek az effektív szemcseméretre vannak hatással, ami alapvetően befolyásolja a hasadásos törés jelenségét. Az effektív szemcseméret az eredeti szemcsemérettől, az alakítás mértékétől, a vegyi összetételtől és a hűtési körülményektől függ. Az említett tényezők tudatos megválasztásával akár 1000 MPa folyáshatár feletti acél esetén is az effektív szemcseméret 1 μm -re való csökkentésével, kis átmeneti hőmérsékletet (DBTT) lehet elérni.

Az előbbi gondolatmenethez visszatérve célszerű felhívni a figyelmet arra, hogy a hasadásos töréshez szükséges kritikus feszültség szintet (σ_{cr}) elsősorban a mikroszerkezetben megtalálható legnagyobb szemcsék, és nem pedig az átlagos szemcseméret határozza meg [1]. Még a napjainkban alkalmazott korszerű kohászati technológiák esetén is nehézséget jelent az acélgyárak számára homogén, finom szemcseszerkezetet előállítani, amit ráadásul a későbbi hegesztési hőbevitellel jelentős mértékben megváltoztatunk. A nagyszilárdságú acélokra jellemző fokozott ridegedési hajlam miatt a hegesztéstechnológia tervezésekor a hagyományos acélokhöz képest körültekintőbben kell eljárni.

2.4. Hegesztési nehézségek

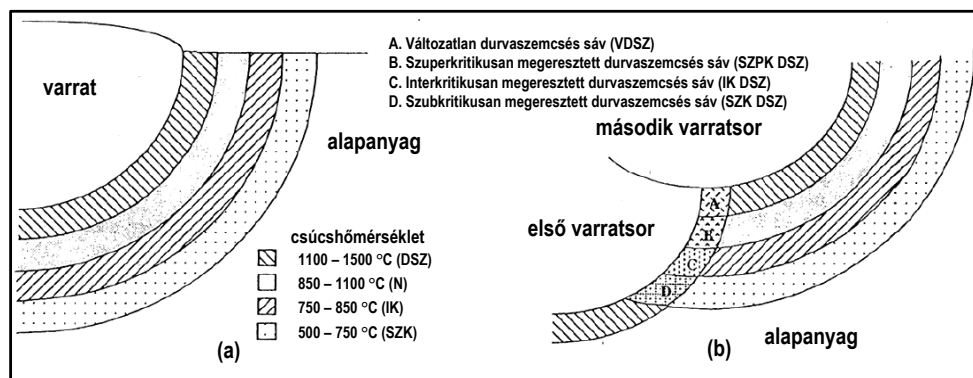
A nemesített nagyszilárdságú szerkezeti acélok hegesztésének nehézségei elsősorban a nem-egyensúlyi szövetszerkezetből adódnak, amely az acélhoz adagolt ötvözők és az alapanyag előállításakor alkalmazott nemesítés következménye. Ömlesztő hegesztés esetén a nem-egyensúlyi szövetszerkezetet a hegesztés hőciklusa irreverzibilisen megváltoztatja, amelyet utó(hő)kezeléssel már nem lehet helyreállítani. Ebből adódóan a hegesztett kötés hőhatásövezete rendkívül inhomogén mikroszerkezettel, és az alapanyaghoz képest eltérő mechanikai tulajdonságokkal rendelkezik. Nehézséget jelent, hogy a hőciklus eredményeként a hőhatásövezetben lokális jelleggel kialakuló rideg részek, különösen elegendő diffúzióképes hidrogéntartalommal párosulva, repedések keletkezésének helyei lehetnek. Továbbá, a hegesztésből adódó járulékos belső feszültségek és a nagyszilárdságú acélokra jellemző kis alakváltozó képesség együttesen fokozottan növelik a repedésképződési hajlamot. A hozaganyag-választás területe is sokkal összetettebb a nagyszilárdságú acélok esetén, mivel az alapanyag előállításakor alkalmazott gyártástechnológiát nem lehet a hegesztés során reprodukálni, ezért nehéz olyan hozaganyagot választani, amely egyidejűleg garantálja a varrat kellő szilárdságát, és a repedésképződés elkerüléséhez szükséges alakváltozó képességet.

2.4.1. A hőhatásövezet tulajdonságai

A nemesített nagyszilárdságú acélok hőhatásövezete elsősorban a szívósságcsökkenés, másodsorban pedig a kilágyulás miatt okozhat problémát. Egy nagyszilárdságú szerkezeti acélból készült hegesztett kötésben a ridegtörés a varrat mellett elsősorban a hőhatásövezetben következhet be, ahol a hegesztési hőciklusok új, (döntően) kedvezőtlen mikroszerkezetet hoznak létre. Egy melegen hengerelt szerkezeti acél egyrétegű varratának hőhatásövezete általános esetben az alábbi sávokból épül fel [36] [42][43][44]:

- szilárd-folyékony átmenet ($T_{sol} \dots T_{liq}$),
- durvaszemcsés sáv (1100...1400 °C),
- normalizált (finomszemcsés) sáv ($A_3 \dots 1100$ °C) ,
- interkritikus (részleges átkristályosodási) sáv ($A_1 \dots A_3$),
- szubkritikus (kilágyulási) sáv (500 °C ... A_1),
- szegregációs sáv (100 °C...500 °C).

A 2.12. ábra az egyrétegű és a többretegű varratfelépítés esetén kialakuló (A_1 feletti) hőhatásövezet szerkezetét szemlélteti.



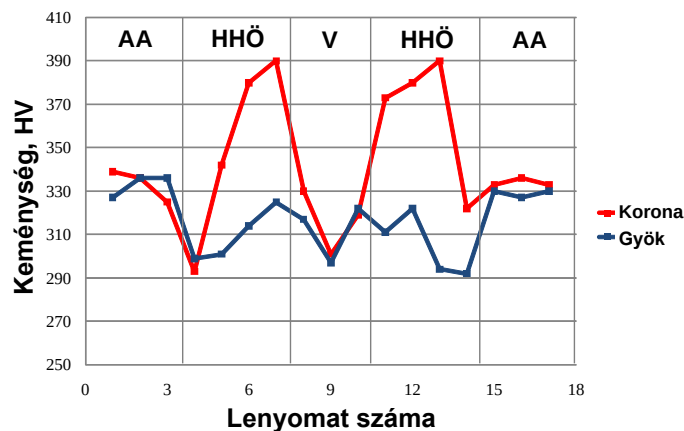
2.12. ábra. A hőhatásövezet szerkezete egyrétegű és többretegű varratfelépítés esetén [45]

2.4.1.1 A hőhatásövezet inhomogenitása

A nemesített nagyszilárdságú acéloknál a hőhatásövezet inhomogenitását a 2.13. ábrán szereplő korona- és gyökoldali keménységeloszlások jól szemléltetik. A hegesztési kísérlet során 15 mm vastagságú S960QL acéllemezeket hegesztettünk össze PA pozícióban, aktív védőgázos fogyóelektródás ívhegesztéssel (VFI [46], ISO kód: 135). A diagramon jól megfigyelhetők a hőhatásövezet egyes részeire jellemző keménységcsúcsok és keménységminimumok. A korona- és a gyökoldali keménységeloszlás összevetésekor látható, hogy mindkét oldalon kilágyulás figyelhető meg, amelynek következtében a keménység akár 300 HV10 alá csökkenhet. Ezzel szemben a maximális keménység tekintetében a két görbe számottevő eltérést mutat, ugyanis a koronaoldalra jellemző keménységcsúcsok a gyökoldalon egyáltalán nem tapasztalhatók. Ezt a többretegű hegesztés (jelen esetben 5 réteg és 9 sor az egyoldali V varratkialakítás és a korlátozott

NEMESÍTETT NAGYSZILÁRDSÁGÚ SZERKEZETI ACÉLOK ÉS HEGESZTÉSÜK

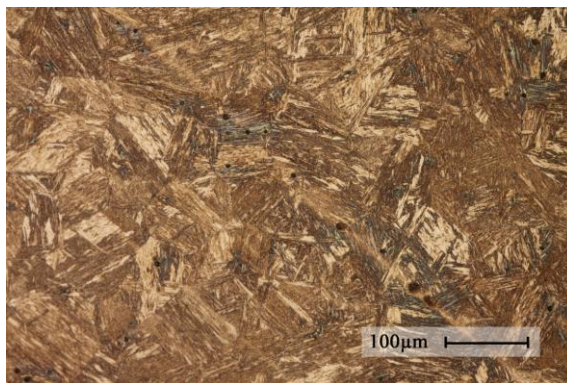
vonalenergia miatt) megeresztő hatása okozza, amely során az újabb hegesztési rétegek megereszti a korábban hegesztett varratrétegeket és azok hőhatásövezeteit (13).



2.13. ábra. S960QL lemezek egyoldali tompakötésének keménységeloszlása (VFI: ISO 135, PA pozíció, többretegű V varrat, $s = 15$ mm)

2.4.1.2 A durvaszemcsés sáv jellemzői

Bár a nagyobb vastagságú nagyszilárdságú acéllemezeken hegesztésekor viszonylag gyors, az edzéshez hasonló hűtési körülmények játszódnak le ($10\text{--}100\text{ °C/s}$), mégis az alapanyaghoz képest eltérő mikroszerkezet alakul ki [41]. Ennek a megeresztés hiánya mellett, elsődleges oka a hőciklus hatására eldurvult szemcseméret, amely egyrétegű varrat esetén a durvaszemcsés sávra (DSZ), többretegű varrat esetén pedig az interkritikusan megeresztett durvaszemcsés sávra (IK DSZ) jellemző. Tűs martensites szövetszerkezet alakul ki a hűtési körülmények függvényében változatos alsó- és felső-bainites szerkezettel együtt. A durvaszemcsés sáv esetén a csúcshőmérséklet közvetlenül az összeolvadási vonal mellett jóval meghaladja az A_{c3} hőmérsékletet, aminek következtében az austenit szemcsék (1100 °C felett) az ötvöző tartalom függvényében exponenciális ütemben kezdenek el növekedni [47]. Az így megnövekvő effektív szemcseméret kedvezőtlenül hat a hasadásos töréshez szükséges kritikus feszültség szintre, ami az alapanyagéhoz képest nagyobb átmeneti hőmérsékletet eredményez [1]. Az acélhoz adagolt mikroötvözők (Ti, Nb) segítségével a szemcsehatáron lévő diszperz kiválások hatékonyan akadályozzák a szemcsedurvulást, ezáltal a durvaszemcsés sáv kiterjedését [22][36][48]. Ez a sáv abból a szempontból is kritikusnak tekinthető, hogy a varratba kerülő hidrogén diffúzió útján a durvaszemcsés sávba jutva hidegrepedéseket okozhat [49]. Viszonylag hosszú ideig tartó hőciklus hatására helyi rideg részeket eredményező martensit-austenit (M-A) szigetek is kialakulhatnak, amelyek tovább csökkenthetik a szívósságot [48]. A szerkezeti acélok esetén rendszerint a durvaszemcsés sávban mérhető a legnagyobb keménység, mivel ebben a zónában a nagy austenitési hőmérséklet is kedvez a martensites átalakulásnak (2.14. ábra). Ebből adódóan hidegrepedés szempontjából a hőhatásövezet ezen sávja a legveszélyesebb.



2.14. ábra. Durvaszemcsés tűs martensites szövetszerkezet, S960QL ($N = 200\times$, 2% HNO_3)

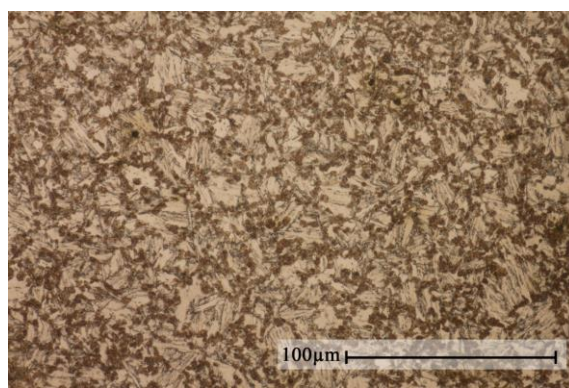
A nagyobb szilárdsági kategóriájú ($\geq \text{S690Q}$) nemesített nagyszilárdságú acélok hegesztésekor azonban előfordulhat, hogy a hőhatásövezet legnagyobb keménységű és szilárdságú része a durvaszemcsés sáv helyett a finomszemcsés sávban figyelhető meg. Ennek oka alapvetően a durvaszemcsés sávban és a normalizált sávban a nagyobb karbonegyenérték esetén kialakuló hasonló (alapvetően martensites) szövetszerkezetben keresendő, amely kiegészül a finom szemcseméretből következő szilárdság-, illetve keménységnövekedéssel. Fizikai szimulációs vizsgálatok során 690 MPa szilárdsági kategóriának megfelelő nemesített nagyszilárdságú acél esetén azt tapasztalták, hogy a beolvadási vonalhoz közeli, 1350 °C-ra hevült durvaszemcsés sáv keménysége megegyezett az 1100 °C-ra hevült finomszemcsés rész keménységével [50]. Saját fizikai szimulációs kísérleteim során S960QL alapanyagon előállított hőhatásövezeti sávok esetén azt tapasztaltam, hogy a rövidebb hűlési idők esetén ($t_{8,5/5} = 5 \text{ s}$) az 1350 °C és a 950 °C csúcshőmérsékletekhez tartozó durvaszemcsés, illetve normalizált sávok átlagos keménysége azonos volt (417 HV10), miközben nagyobb ($t_{8,5/5} = 15 \text{ s}$) hűlési idők esetén a finomszemcsés sávban 20-25 HV10 értékkel kisebb keménységet mértem (27). Ez utóbbi a nagy szemcseméret austenitet stabilizáló, ezáltal pedig a martensites átalakulásra gyakorolt hatásából következik [22]. Nevezetesen lassabb hűtési viszonyok esetén a normalizált sávban már több bainit figyelhető meg, mint a durvaszemcsés sávban. A leírtakból következően ezeknél az acéloknál a durvaszemcsés sáv mellett hidegrepedés szempontjából a normalizált sávot is célszerű megvizsgálni.

2.4.1.3 Az interkritikus sáv jellemzői

Az, hogy a szívósság szempontjából a hőhatásövezet melyik része mondható kritikusnak, az alapvetően a vizsgált nagyszilárdságú acél típusától függ. Általában a szerkezeti acélok hőhatásövezetében bekövetkező szívósságcsökkenésről mindenkinek a durvaszemcsés sáv jut eszébe, azonban nemesített nagyszilárdságú acélok hegesztésekor az interkritikus sáv (IK) vizsgálata is érdekes lehet. A durvaszemcsés mellett található normalizált sávtól az alapanyag felé távolodva a hőmérséklet csökkenésével a hegesztési

NEMESÍTETT NAGYSZILÁRDSÁGÚ SZERKEZETI ACÉLOK ÉS HEGESZTÉSÜK

hőciklus hevítési szakaszában csak részben történik meg az austenites átalakulás, ezért itt egy meglehetősen heterogén szövetszerkezet alakul ki (2.15. ábra). Kedvező esetekben (például alacsony ötvözőtartalom mellett) az így létrejött szövet jó mechanikai jellemzőkkel rendelkezik, ezért egyes nagyszilárdságú acélok esetén a szilárdsági jellemzők javítására interkritikus izzítást alkalmaznak [51]. A nemesített nagyszilárdságú acélokra jellemző, esetenként a 0,20% határértéket megközelítő karbontartalom, és az edződési hajlamot segítő ötvözők miatt ebben a sávban az alapanyaghoz képest szívósságcsökkenés alakulhat ki. Az eredeti szemcsék határán létrejövő, γ - α átalakuláson átment részek jellemzően nagyobb karbontartalommal rendelkeznek, mivel ebben a hőmérséklet tartományban az austenit nagyobb karbonoldóképességgel rendelkezik, mint az eredeti szövetszerkezet [47].



2.15. ábra. Részleges átkristályosodás az IK sávban, S960QL, ($N = 500\times$, 2% HNO_3)

Amennyiben nagy vonalenergiát alkalmazunk, és a hőhatásövezetnek ez a sávja sokáig tartózkodik az interkritikus tartományban, akkor diffúzió révén az austenitesedett részek karbonkoncentrációja tovább nő. Ezt követően a hűtési szakaszban ezek a karbonban dúsult, austenitté alakult részek az alapszövethez képest ridegebb szövetekké, vegyi összetételtől és hűlési sebességtől függő tulajdonságú martensitté alakulnak. Eközben a hevítés során nem átalakult részek a hőciklus eredményeként megeresztődnek, ráadásul karbontartalmuk is csökken, ezért sok esetben kilágyulnak [47]. A keletkezett rideg martensit szövetek mellett sok esetben maradék austenitet is ki lehet mutatni (M-A szigetek) [47]. Az átalakult, viszonylag lágy szövetszerkezet között elhelyezkedő rideg részek a hegesztett kötésben helyi törékeny zónákat jelentenek [47][48].

A szerkezeti acélok folyáshatárának növekedésével fokozottan kell figyelni a hőhatásövezet kilágyulási hajlamára, ami elsősorban az interkritikus (IK) és szubkritikus (SZK) sávokban fordulhat elő. A nemesített nagyszilárdságú acélok a megeresztésüknek köszönhetően a megeresztési hőmérséklet alatti hőciklus esetén kevésbé hajlamosak keménység-, illetve szilárdságcsökkenésre, ezért a szubkritikus sáv csak nagyobb vonalenergia esetén lesz hajlamos kilágyulásra [1].

2.4.1.4 *A többretegű varratok hőhatásövezete*

A 2.13. ábra arra is rávilágít, hogy az olyan szerkezeti acélok esetén, amelyek hegesztésekor a hőhatásövezetben jelentős változások mennek végbe, célszerű a többretegű varratfelépítés esetén kialakuló, sokkal összetettebb hőhatásövezet szerkezetével is részletesebben foglalkozni [42]. Többretegű varratfelépítés esetén az egyretegű varratfelépítésre jellemző hőhatásövezeti sávok kombinációja is előállhat. A 2.12. ábrán szereplő komplex hőhatásövezeti sávok közül rendszerint a durvaszemcsés sáv A_{c1} és A_{c3} hőmérsékletek közé hevült, interkritikusan megeresztett része a hegesztett kötés legkisebb szívósságú tartománya, annak ellenére, hogy az első hőciklus hatására kialakuló austenit szemcseméret mind a négy esetben azonos [42]. Ennek oka, hogy az IK DSZ lokális sávban a durvaszemcsés és az interkritikus sávokra jellemző kedvezőtlen tulajdonságok felerősítik egymást.

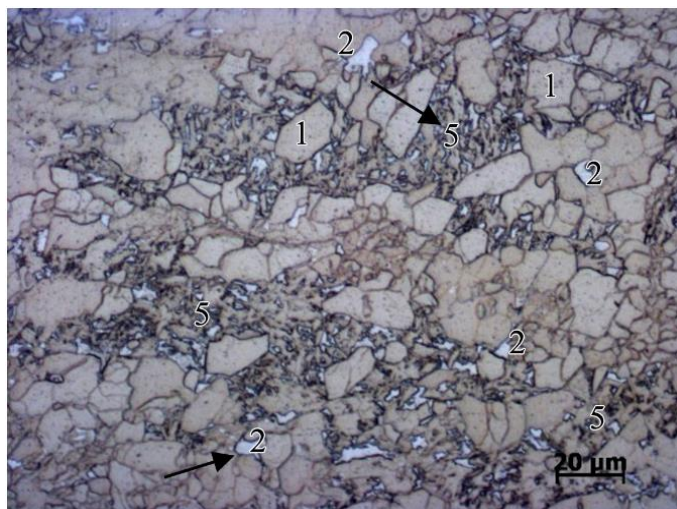
Ennek a speciális sávnak a szívósságát nemesített nagyszilárdságú acélok esetén a megeresztett durvaszemcsés mátrix szívóssága és az austenites átalakuláson átment rideg M-A részek mennyisége, fajtája és eloszlása határozza meg. Ezekre a részekre az IK sávnál kifejtett okok miatt jellemző, hogy nagyobb karbontartalommal rendelkeznek. Az A_{c1} és A_{c3} hőmérséklet-tartomány közötti újrahevítéskor az austenit a nagyobb karbontartalmú helyeken képződik, ami a lehűtés során martensitté alakul át, amelyek között sokszor finom, maradék austenit figyelhető meg. Az M-A részek tulajdonságát az előző hegesztési sor csúcshőmérséklete és hűlési ideje erőteljesen befolyásolja. Rövid hűlési idők esetén a szívóssági jellemzőket elsősorban az M-A részek mennyisége határozza meg, lassabb hűlési idő esetén pedig az alapszövet és az M-A részek keménysége közötti különbség a döntő [10]. Az interkritikusan megeresztett durvaszemcsés sávnak a teljes hegesztett kötés szívósságára gyakorolt kedvezőtlen hatását csökkenti, hogy ez a sáv nincs jelen a teljes lemezvastagságban, csak lokálisan fordul elő, miközben a durvaszemcsés és az interkritikus sáv a teljes szelvényméretre jellemző. Ebből következően többretegű varratfelépítés esetén az egyes sorok helyzetével befolyásolni tudjuk a lokális rideg részek (például IK DSZ) elhelyezkedését. A sorok egymáshoz viszonyított helyzetét precízen lehet szabályozni például a védőgázos fogyóelektródás ívhegesztés háromhuzalos tandem eljárásváltozatával. A három hőforrás helyzetének pontos beállításával, egyfajta utókezelés eredményeként a lokális rideg részek mérete csökkenthető, elhelyezkedésük pedig optimalizálható [42].

A nemesített nagyszilárdságú acélok hőhatásövezetben a helyi törékeny zónák (LBZ) elsősorban az interkritikus és az interkritikusan megeresztett durvaszemcsés sávokban alakulnak ki, de bizonyos hegesztési paraméterek esetén a durvaszemcsés sávban is problémát okozhatnak. Ezek a helyi törékeny részek a **Hiba! A hivatkozási forrás nem található.** fejezetben ismertetett módon hasadásos töréshez, ezzel a hegesztett szerkezet tönkremeneteléhez vezethetnek.

NEMESÍTETT NAGYSZILÁRDSÁGÚ SZERKEZETI ACÉLOK ÉS HEGESZTÉSÜK

Szerkezeti acélok esetén a nagy vonalenergiával történő hegesztés kedvezőtlen formájú, karbonban dús, nyújtott M-A részek keletkezését eredményezheti. A lokálisan rideg zónák különösen abban az esetben veszélyesek, amennyiben az őket körülvevő mátrix kis szívóssággal rendelkező (például felső-bainites) szövetszerkezete képtelen a keletkező repedést megállítani [48]. A helyi törékeny zónákat a szakirodalom többféleképpen definiálja [48]. A törésmechanikai megközelítés szerint az ilyen zónákra 0,1 mm alatti COD értékek jellemzők. Ez egy viszonylag egyszerű azonosítási módot jelent, ugyanakkor nem veszi figyelembe a tönkremenetel valódi metallurgiai okát. Ebből következően ezen zónák pontosabb definiálására van szükség, amelynek egyik lehetséges módja a következő: a többrétegű varratokban előforduló helyi törékeny zóna egy olyan, lokálisan rideg, a körülötte lévő mátrix mikroszerkezetétől eltérő területet jelent a hegesztett kötésben, amely egy esetenként előforduló, szokatlanul kis ütőmunkát eredményez egy viszonylag nagyszámú, kedvező ütőmunkával rendelkező vizsgálati mintában [48].

A lokálisan rideg zónák a hagyományos maratási és mikroszkópi módszerekkel viszonylag nehezen azonosíthatók. A *LePera* [52] által kifejlesztett, a DP-acélokban lévő martensit kiemelésére szolgáló maratási módszer segítségével az M-A részek a környezetüktől jól elkülöníthetők, a marószert megfelelő összetételi arányai mellett a bennük lévő martensit és austenit is megkülönböztethető.



2.16. ábra. M-A szigetek kimutatása *LePera* maratási módszerrel [53]

Az M-A részek kimutatására desztillált vízben oldott 1% metabiszulfátot célszerű 4% pikrinsavhoz keverni etilalkoholban; a maratást követően az M-A részek a körülöttük lévő szövettől jól elkülönülő fehér színben jelennek meg. Amennyiben ezen részek típusát is szeretnénk meghatározni, akkor 1% nátrium-biszulfátos maratásra van szükség, amely a maradék austenit részeket fehéren, a martensitet pedig barna színnel emeli ki. Ezek alkalmazásával, illetve a fejlett képalkotási módszereknek köszönhetően az M-A részek mennyisége, típusa és szívósságra gyakorolt hatása kellő alapossággal elemezhető [52]. A 2.16. ábra egy API X80 típusú, hőkezelt alapanyag mikroszerkezetét szemlélteti, amelyben

a fehér színű M-A szigetek jól azonosíthatók (1: proeutektoidos ferrit, 2: M-A sziget, 5: granuláris bainit).

2.4.2. Repedésképződési hajlam a varratban és a hőhatásövezetben

A nagyszilárdságú szerkezeti acélok egyik alapvető jellemzője, hogy a szilárdság növelésével az alakváltozó képesség csökken, ami fokozott ridegedési hajlamra utal. Az eredeti és a hegesztéstechnológiát követően kialakuló szövetszerkezet is több olyan, a **Hiba! A hivatkozási forrás nem található.** és 2.4.1 fejezetekben ismertetett sajátossággal rendelkezhet, amely az átmeneti hőmérséklet növekedését eredményezi. Ezekhez a hegesztéstechnológiával összefüggő repedések is hozzátársulhatnak [54].

Az ilyen acélokban a fejlett üstmetallurgiai eljárásoknak köszönhetően a szennyező tartalom minimális (az MSZ EN 10025-6 [16] alapján: $P \leq 0,025\%$, $S \leq 0,015\%$, L_1 kategóriában akár $P \leq 0,020\%$, $S \leq 0,010\%$), ezért hegesztéskor nem kell tartani melegrepedések (kristályosodási vagy likvációs repedések) megjelenésétől. Ezt a tényt erősíti az alapanyagokban 2%-ban korlátozott nikkeltartalom is, amely nagyobb mennyiségben és kén jelenlétében növelné a melegrepedési hajlamot.

A hegesztett szerkezetekben megjelenő repedések másik nagy csoportját képviselő hidegrepedések keletkezésének a veszélye viszont jelentősnek mondható; a szilárdság növekedésével a hidegrepedés-érzékenység fokozódik. A hidegrepedési hajlamot alapvetően három tényező együttes hatása befolyásolja [36]:

- a hőhatásövezet és a varrat szövetszerkezete és azok keménysége,
- a varratfém és a hőhatásövezet varrattal határos sávjának diffúzióképes hidrogéntartalma,
- a repedések terjedéséhez szükséges húzófeszültségek jelenléte.

A nemesített nagyszilárdságú acélok esetén a hegesztési hőciklus hatására a varrat határfelületéhez közel (a nagyobb szilárdsági kategóriák esetén közel 100%-ban) martensitet tartalmazó szövetszerkezet jön létre, amely a durvaszemcsés övezetben durva, tűs szerkezet formájában jelenik meg. A viszonylag nagy, IIW szerinti karbonegyenérték (CEV) [29]

$$CEV = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Cu + Ni}{15}, \quad (2.3)$$

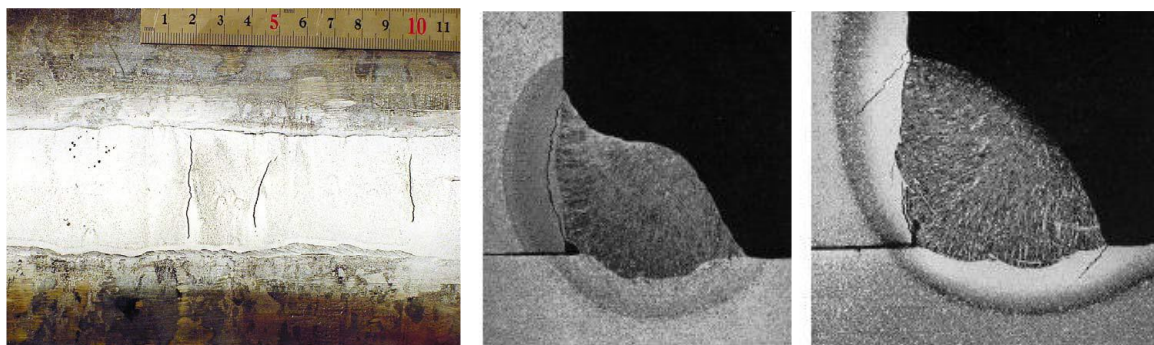
fokozott edződési hajlamra utal, amely a kutatómunka során bemutatott kísérleteknél alkalmazott S960QL acél esetén, alapanyaggyártótól függően 0,53 és 0,65% körül alakul.

A szövetszerkezet mellett a hidegrepedések megjelenését okozó másik tényező a hidrogén. Hidrogén származhat az acélgyártásból vagy a későbbi felhasználás (hegesztés, korrózióvédelem, nagy nyomású hidrogén gáz jelenléte stb.) során is bekerülhet a

hegesztett kötésbe. Hegesztés során az ívben lévő hidrogénmolekulák felbomlanak hidrogén atomokra, amelyek kicsiny méretük folytán a rácshézagokban diffúzió útján mozogni képesek. A diffúziós mozgáshoz szükséges aktiválási energia nagy hőmérsékleten hőenergia formájában rendelkezésre áll, azonban a hőmérséklet csökkenésével a hidrogén oldhatósága csökken. Elegendő idő esetén a kristályosodáskor oldhatatlanná vált hidrogén diffúzió útján igyekszik a fémfürdőből eltávozni. A hegesztési folyamatban többnyire nincs idő a diffúziós folyamat teljes lejátszódásához, ezért a nagy mennyiségű hidrogén a nagyobb hézagokkal rendelkező helyeken (például szemcsehatár, rácshibák, diszlokációs helyek) gyűlik össze. A hidrogén tehát arra kényszerül, hogy ismét kiváljon, lehetőleg molekuláris formában, azonban a hidrogén molekula átmérője jóval nagyobb a hidrogén atom átmérőjénél, ezért a molekuláris forma további diffúzióra képtelen. A hidrogénmolekulák feldúsulása az ilyen helyeken az anyagot ridegíti (a diszlokációk mozgását akadályozza), illetve a hidrogéngáz nyomása annyira megnő, hogy a szövetek közötti kötés helyileg felszakad, repedések jönnek létre [42][49]. A peremfeltételektől függően a keletkező repedések akár a gyors ridegtöréshez vezető, kritikus méretet is könnyebben elérhetik [1]. A hidrogéntartalom megfelelő hozaganyag választással, a hegesztendő felületek és környezetük tisztításával és tisztán tartásával, megfelelő minőségű védőgáz alkalmazásával, valamint a hegesztési paraméterek helyes megválasztásával jelentősen mérsékelhető.

A repedések terjedéséhez szükséges húzófeszültség a hőtágulásból adódó gátolt alakváltozás miatt minden hegesztett kötésben jelen van, ugyanakkor nagyságát a hegesztési paraméterek tudatos megválasztásával, a hegesztési sorrend optimalizálásával szinte minden (reális) szerkezetben mérsékelni lehet. Nemesített nagyszilárdságú acélok esetén a hidrogénnel kapcsolatos fokozott repedési hajlam oka a korábbiakban ismertetett tényezők mellett a növelt folyáshatár miatti nagyobb, háromtengelyű húzó maradó feszültségből is adódik.

A gyakorlati tapasztalatok szerint hidegrepedések a varratban és a hőhatásövezetben egyaránt előfordulhatnak. Gyakran a varratban keresztirányban jelentkeznek a lehűlést követően [49][55]. A hidegrepedések megjelenési formáit a 2.17. ábra szemlélteti.



2.17. ábra. Hegesztett kötésben megjelent hidegrepedés a varratban [49] és a hőhatásövezetben [56]

2.4.3. A hozaganyag-választás kérdésköre: *matching*

A találó magyar megfelelővel még nem rendelkező *matching* (M) kifejezés az alapanyag és a varrat különféle tulajdonságainak, elsősorban szilárdsági jellemzőinek (főként folyáshatár, szakítószilárdság) megfelelését, közeli azonosságát jelenti. A számos próbálkozás (például illeszkedési faktor, összetartozási mutató) ellenére a kifejezésnek máig nincs elfogadott magyar nyelvű megfelelője, és más nyelvekben is meghagyták az angol nyelvű kifejezést. Az alapanyag és a hozaganyag összehangolása komplex feladat, ahol a leggyakoribb a szilárdság szerinti megfeleltetés. A *matching* probléma az alapanyagok szilárdságának növelésével az utóbbi évtizedekben jelentősen felértékelődött. A hozaganyag-választás témaköre a nagyszilárdságú acéloknál sokkal összetettebb feladatnak bizonyul, mint a hagyományos szerkezeti acélok esetén. Az alapvető nehézséget az jelenti, hogy az alapanyag és a hozaganyag adott hegesztő eljárásra jellemző keveredési arányának megfelelően kialakuló varrat esetén az alapanyag gyártástechnológiájára jellemző mechanikai és hőkezelési folyamatokat nem lehet reprodukálni, a kimagasló szilárdsági jellemzők megvalósításának egyedüli lehetőségeként az ötvöztetés áll fenn. Ebből az következik, hogy a nemesített nagyszilárdságú acélok hegesztéséhez alkalmazott hozaganyagok vegyi összetétele jelentősen eltér az alapanyagokétól [10].

A hozaganyaggyártók előtti kihívás abban áll, hogy napjaink dinamikusan fejlődő korszerű nagyszilárdságú acéljaihoz a megfelelő makro- és mikroötvözők együttes hatásával, a karbon egyenérték túlzott növelésnek elkerülésével, és ezáltal a repedési hajlam kockázatának minimalizálásával fejlesszenek ki hozaganyagokat. A helyzetet jól szemlélteti, hogy sokáig az alapanyaggal azonos szilárdságú varratot eredményező hozaganyagok a 960 MPa folyáshatárú nemesített nagyszilárdságú acélokig álltak rendelkezésre, és csak napjainkban jelentek meg az 1100 MPa szilárdsági kategóriának megfelelő huzalelektrodák, miközben már egyes alapanyaggyártók 1300 MPa folyáshatárú szerkezeti acélokat is elő tudnak állítani [9][57].

A klasszikus értelemben vett *matching* lényege olyan hegesztett kötés létrehozása, amely mechanikai szempontból a legnagyobb homogenitással rendelkezik. Fontosnak tartom kiemelni, hogy a hegesztett kötés inhomogenitásából adódóan teljes mértékű azonosság sem vegyi összetételben, sem mechanikai tulajdonságokban nem érhető el. Igen gyakori jelenség, hogy a szakítószilárdsági *matching* esetén az alapanyag és a hozaganyag eltérő vegyi összetétele és gyártási módja miatt a folyáshatárok elég jelentősen eltérnek, vagyis a *matching* itt már nem teljesül (24). A *matching* nem teljesülését a *mismatch* terminus technicus fejezi ki. Ezekből adódóan *matching* esetén a szilárdsági azonosságot értik, amelyet általában a közepes szilárdsági kategóriákban ($360 < R_{p0,2} \leq 600 \dots 700$ MPa) alkalmaznak [58].

Overmatching (OM) esetén a hozaganyag szilárdsága meghaladja az alapanyagét, amelyet jellemzően hibakompenzációs stratégiából a hagyományos szerkezeti acélok

hegesztésénél alkalmaznak ($R_{p0,2} \leq 360$ MPa). Az *undermatching* (UM) elven történő hozaganyag-választásnál a hozaganyag szilárdsága elmarad az alapanyagétól. Ez elsősorban a nagyobb szilárdsági kategóriákra jellemző ($R_{p0,2} > 700$ MPa), azonban a hegesztett kötések az eljárásvizsgálati szabvány által megkövetelt szakítószilárdságot még így is teljesítik [59]. A következőkben, az összehasonlíthatóság érdekében, bevezetem a relatív *undermatching* fogalmát (32):

$$r_{um} = \left(1 - \frac{R_{p0,2h}}{R_{p0,2a}} \right) \cdot 100\% . \quad (2.4)$$

Tekintettel arra, hogy a varrat és az alapanyag teljes mértékű azonossága a leírt okok miatt a gyakorlatban nem valósítható meg, ezért amennyiben $r_{um} < 10\%$, akkor a hozaganyagot még *matching*-nek tekintjük.

2.4.3.1 A matching kérdéskör szerepének felértékelődése a nagyszilárdságú acélokban

Kísérleti eredmények és gyártói előírások igazolják, hogy a nagyszilárdságú acélok esetén nem minden esetben szükséges *matching* típusú hozaganyag fejlesztésére, illetve alkalmazására törekedni. Lehetnek olyan helyzetek, amikor az *undermatching* varrat esetén a hegesztett kötés a gyártásból adódó repedésképződésnek és a többnyire nem statikus jellegű üzemi terhelésnek képes jobban ellenállni. Továbbá, a kisebb szilárdságú varrat nagyobb alakváltozó képessége és a kisebb maradó feszültség csökkenti a réteges tépődés veszélyét [58]. Egy nagyszilárdságú acél hegesztéséhez történő hozaganyag-választáskor fokozottan előtérbe kell helyezni a hozaganyag százalékos szakadási nyúlását, szívóssági jellemzőit és diffúzióképes hidrogéntartalmát egyaránt.

Annak megítéléséhez, hogy egy adott típusú nagyszilárdságú acél hegesztéséhez célszerű-e *undermatching* típusú hozaganyagot választani a hőhatásövezet felépítését, tulajdonságait is figyelembe kell venni [60]. A teljes kötés szilárdsági és törési viselkedése szempontjából a hőhatásövezetben végbemenő kilágyulás (a varrat szilárdságával együtt) meghatározó lehet, amit a szerkezetintegritási számításoknál figyelembe kell venni [1]. Abban az esetben, ha a hőhatásövezet legkisebb szilárdsággal rendelkező része egybeesik a legkisebb szívóssággal rendelkező sávval, akkor *matching/overmatching* típusú kötések és ismétlődő/dinamikus igénybevétel esetén az alakváltozás a hőhatásövezet ezen részére koncentrálódik, ahol a repedés megjelenése és terjedése viszonylag hamar bekövetkezhet. Direkt edzett nagyszilárdságú acélok esetén a normalizált sáv gyakran a hőhatásövezet egyik kilágyult részét jelenti, amihez azonban a finom szemcseméretből adódóan kimagasló szívósság társul [61]. Ebből adódóan nem biztos, hogy ebben az esetben célszerű *undermatching* típusú hozaganyagot választani, mivel a varrat dendrites szerkezete várhatóan kisebb szívósságú és nagyobb repedési hajlamú, mint a finomszemcsés szerkezet. Olyan nagyszilárdságú acélok esetén azonban, ahol a

NEMESÍTETT NAGYSZILÁRDSÁGÚ SZERKEZETI ACÉLOK ÉS HEGESZTÉSÜK

hőhatásövezet kilágyult része egybeesik a hegesztett kötés legkisebb szívóssággal rendelkező részével (bizonyos acélok esetén ez az interkritikus sáv), célszerű lehet mérlegelni nagyobb alakváltozó képességű, *undermatching* típusú hozaganyag alkalmazását, amennyiben a hegesztés során létrejövő varrat kedvező szívóssággal és kisebb repedési hajlammal rendelkezik. Egy direkt edzett nagyszilárdságú acéllal azonos szilárdsági kategóriájú nemesített nagyszilárdságú acél esetén a hőhatásövezet általában kisebb szívósságú, emiatt terhelés esetén a hőhatásövezetben bekövetkező feszültségkoncentráció rideg viselkedéshez vezethet [1].

A [62] tanulmány felhívja a figyelmet arra, hogy bizonyos típusú nagyszilárdságú acélok esetén a kilágyult hőhatásövezeti részek törési szívóssága a varrat és az alapanyag közötti *mismatch* függvénye. A legkisebb törési szívósságot akkor tapasztalták, amikor a hőhatásövezet szilárdsága egyaránt elmaradt az alapanyag és a varrat szilárdságától. Az *undermatching* típusú hozaganyagok alkalmazhatóságára vonatkozó döntés meghozatalakor a kilágyult hőhatásövezeti részeknél a kilágyulás mértéke mellett, a kilágyult részek szélességét is figyelembe kell venni, mivel a kis kiterjedésű részek még jelentős szilárdságcsökkenés esetén is csak minimálisan hatnak a teljes kötés teherviselő képességére [62].

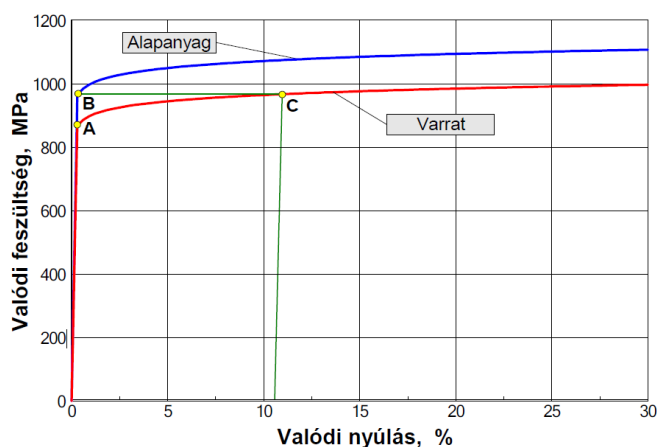
Egy másik tanulmány az *undermatching* varrattal készült hegesztett kötések kedvezőbb maradó feszültség eloszlására, illetve a kisebb karbonegyenérték és az ebből adódó kisebb előmelegítési hőmérséklet alkalmazhatóságára hívja fel a figyelmet [63]. A *relatív undermatching* (r_{um}) ideális mértéke a tervezési előírásoktól, illetve a varratok hegesztett szerkezetben történő elhelyezkedésétől jelentős mértékben függ. Egyes vélemények szerint a 690 MPa szilárdsági kategória esetén 10% *undermatching* még elfogadható lehet [64].

2.4.3.2 Az ideális *undermatching* varrat viselkedése külső terheléskor

Az előzőekben leírtakból következik, hogy a nemesített nagyszilárdságú acélok esetén az *undermatching* elv alkalmazása célravezető lehet, különösen abban az esetben, ha a hozaganyag szakadási nyúlása jelentősen meghaladja az alapanyagét. Vizsgáljuk meg a 2.18. ábrán, példaként, egy ideális, 10% relatív *undermatching*-gel készült hegesztett kötés valódi feszültség-valódi nyúlás diagramját (32). Húzóterhelés hatására a hegesztett kötés két fő alkotója, a varrat és az alapanyag mindaddig rugalmasan alakváltozik, amíg az *undermatching* elv szerinti kisebb folyáshatárú varrat eléri a folyáshatárát (A pont). Ezt követően a BC feszültség-szintig a varrat képlékenyen, az alapanyag rugalmasan alakváltozik. Ez a szakasz a kötés viselkedésében kritikusnak tekinthető, mivel az AC görbének megfelelően lényegében az összes nyúlás (az ábra szerint kb. 11 %) a varratra jut, amelynek így a képlékeny tartalékai csökkennek, és az a keményedés hatására még kissé ridegebbé is válik. A terhelés további növekedésekor a varrat és az alapanyag egyaránt képlékenyen nyúlik, csak míg az alapanyag közel a B pontból (az egyezményes

NEMESÍTETT NAGYSZILÁRDSÁGÚ SZERKEZETI ACÉLOK ÉS HEGESZTÉSÜK

folyáshatár definíciója szerint 0,2 %-ról), addig a varrat a szakadási nyúlásának harmadáról-feléről (C pont).



2.18. ábra. A hegesztett kötés ideális feszültség-nyúlás diagramja undermatching esetén

Ez a kritikusnak tekinthető állapot a hegesztett szerkezetekben is létrejöhet, ha az Eurocode 3 [15] szerinti méretezést a javasolt tönkremeneteli határállapotra (például szakítószilárdságra) végzik és a szakítószilárdság (R_m) osztott biztonsági tényezőit (γ_m , γ_M) kis értékre (1-re, vagy 1-nél alig nagyobbra) választják. Ebben az esetben a varrat képlékenyen alakváltozik, és kedvezőtlen esetben elszakadhat.

A leírtakból következik, hogy az *undermatching* elven történő hozaganyag-választás előnyeinek teljes mértékű kiaknázásához olyan hozaganyagok kifejlesztésére van szükség, amelyek a kisebb szilárdságuk mellett az alapanyagét jelentősen (min. 10%) meghaladó nyúlással rendelkeznek. A hozaganyag-gyártóknak érdemes megcélozni olyan hozaganyagok kifejlesztését, amelyek a nagyszilárdságú acélból készült hegesztett kötések 2.18. ábra szerinti viselkedését eredményezik. Fontos továbbá, hogy az ilyen típusú hegesztett kötések ismétlődő igénybevétellel szembeni ellenállása is megfelelő legyen.

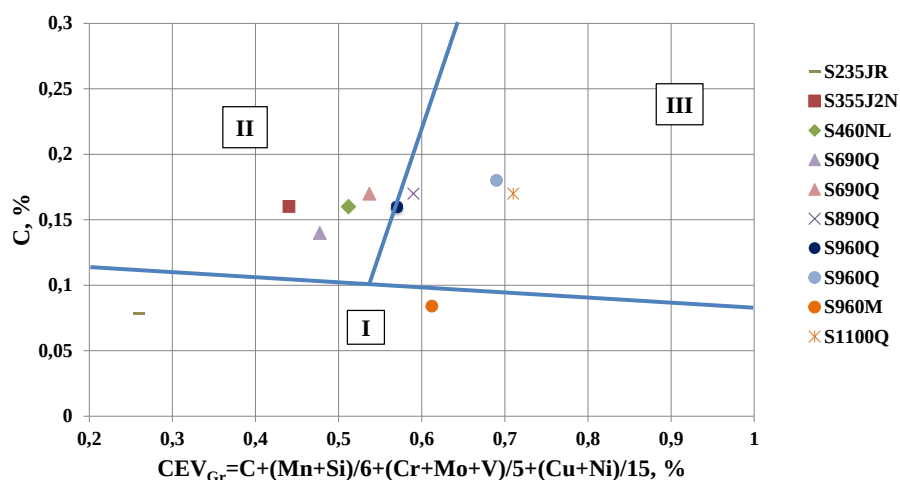
2.5. A hegesztéstechnológia tervezésének szempontjai

A 2.19. ábrán látható Graville diagram a szerkezeti acélokat három csoportra osztja [42]. A pontok berajzolásakor a Graville-féle karbonegyenérték meghatározásához az ábra jobb oldalán lévő acéltípusok gyártóitól kapott műbizonylatokon szereplő összetételeket vettem alapul. A diagram erőssége, hogy a japán és az amerikai (USA) felfogásnak megfelelően a karbonegyenérték meghatározásához a karbon és a szokásos ötvözők (Mn, Cr, V, Mo, Cu) mellett a szilíciumtartalmat is figyelembe veszi.

Az I. övezetbe tartozó acélok gyakorlatilag problémamentesen, minden külön intézkedés nélkül hegeszthetők. Ide az S235 jelzésű acélok sorolhatók. A II. övezet acéljai (S355N, S460N) alulról korlátozott hőbevitellel, a III. övezetbe eső acélok pedig limitált

NEMESÍTETT NAGYSZILÁRDSÁGÚ SZERKEZETI ACÉLOK ÉS HEGESZTÉSÜK

hőbevitellel és egyidejű előmelegítéssel hegeszthetők. A *Graville* diagram alapján a nemesített nagyszilárdságú acélok (S690Q, S960Q) hegesztéséhez előmelegítés és szabályozott vonalenergiájú technológia szükséges. Érdekes külön megemlíteni az új fejlesztésű termomechanikus acélokat (S960M), amelyek a *Graville* diagram alapján egy adott lemezvastagságig (a diagram alapján) előmelegítés nélkül hegeszthetők és az előzetes várakozások alapján a hőbevitel mértékére is kevésbé érzékenyek.



2.19. ábra. A karbontartalom és a karbonegyenérték hegeszthetőségre gyakorolt hatása a *Graville* diagramban

2.5.1. Az előmelegítési és a rétegek közötti hőmérséklet hatása

A nemesített nagyszilárdságú acélok hegesztésekor az előmelegítés alkalmazásával csökkenteni tudjuk a hűlési sebességet, aminek köszönhetően kisebb keménységű, illetve kevésbé rideg szövetszerkezet alakul ki a varratban és a hőhatásövezetben. Ugyanakkor előmelegítés alkalmazásával a nagyobb szilárdsági kategóriák esetén (például S960Q) a hőhatásövezetben a martensit megjelenését nem lehet elkerülni. Az előmelegítés alkalmazásának további előnye, hogy az előmelegítés a hegfürdő létidejét megnöveli, ezáltal a hidegrepedések keletkezésében fontos szerepet betöltő hidrogén távozásának teremt kedvező feltételeket [66]. Az előmelegítés kedvezően hat a hegesztett kötésben mindig jelenlévő maradó feszültségre is.

Ezeknél az acéloknál a gyöksor esetén különösen fontos előmelegítést alkalmazni, mivel a megfelelő résáthidalás biztosítása és a túlzott gyökátfolyás megakadályozása miatt (különösen kézi eljárás esetén) a vonalenergia szabályozására korlátozottak a lehetőségek. Amennyiben egy varrat többrétegű hegesztéssel készül és az egyes sorok között viszonylag nagy szünetidő telik el, akkor a töltősorok között is célszerű előmelegíteni.

NEMESÍTETT NAGYSZILÁRDSÁGÚ SZERKEZETI ACÉLOK ÉS HEGESZTÉSÜK

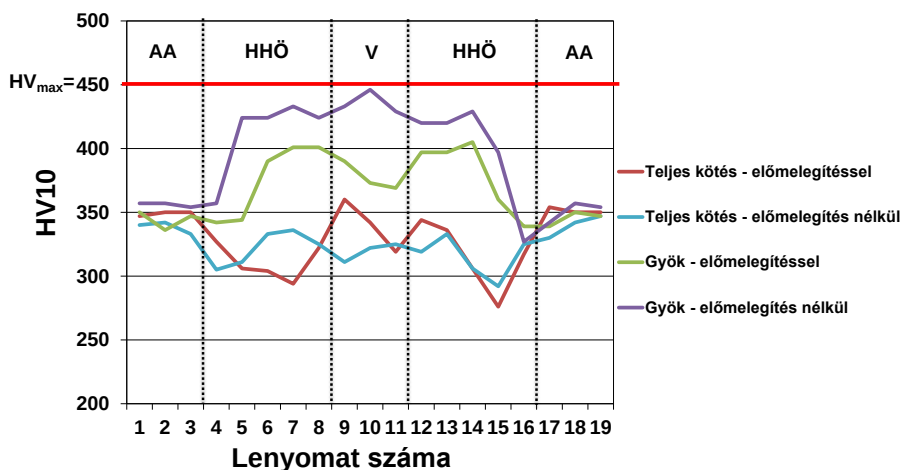
A finomszemcsés szerkezeti acélok hegesztésekor a minimális előmelegítési hőmérséklet meghatározásának több módszere [54][65] ismert, amelyek közül az MSZ EN 1011-2 [29] szabvány két módszert tartalmaz. Az „A” módszer a (2.3) összefüggésben szereplő IIW szerinti egyezményes karbon egyenértéket veszi alapul. Az eljárás során az előmelegítési hőmérséklet gyakorlatilag kiolvasható egy nomogramból a CEV, a vonalenergia, a kombinált lemezvastagság és a H_d (diffúzióképes hidrogéntartalom) ismeretében. A szabványban szereplő másik eljárás („B” módszer), amely már nemesített nagyszilárdságú acélokhoz is alkalmazható, az ún. *Uwer-Höhne* módszer. Ez az eljárás a CET karbon egyenértéket veszi alapul:

$$CET = C + \frac{Mn + Mo}{10} + \frac{Cr + Cu}{20} + \frac{Ni}{40}. \quad (2.5)$$

A CET összefüggés tágabb határok között alkalmazható, és $CET = 0,2 \dots 0,5\%$ közötti tartományban érvényes. Az előmelegítési hőmérséklet számításakor figyelembe kell venni az adott hegesztő eljárásra, illetve hozaganyagra jellemző diffúzióképes hidrogéntartalmat is. Ezek alapján az előmelegítési hőmérséklet a (2.6) összefüggéssel határozható meg.

$$T_e = 697 \cdot CET + 160 \cdot th\left(\frac{s}{35}\right) + 62 \cdot H_d^{0,35} + (53 \cdot CET - 32) \cdot E_v - 328 \quad (2.6)$$

A következőkben az előmelegítés nemesített nagyszilárdságú acélok hegesztett kötéseinek keménységére gyakorolt hatását egy kísérleti példán keresztül mutatom be (13). Saját kísérleteim során 15 mm vastagságú S960QL (*Weldox 960 E*) minőségű lemezeket hegesztettünk össze *Union X96* tömör huzalelektrodával, védőgázos fogyóelektrodás ívhegesztés alkalmazásával.



2.20. ábra. Az előmelegítés hatása a gyökoldali keménységre (HV10)

Az előmelegítési hőmérsékletet a CET, valamint gyártási tapasztalatok alapján $190\text{ }^{\circ}\text{C}$ -ban határoztam meg [55]. A 2.20. ábrán a zöld és lila színnel jelölt keménységgörbék meghatározásához csak a gyöksort készítettük el, így közvetlenül a gyöksor

NEMESÍTETT NAGYSZILÁRDSÁGÚ SZERKEZETI ACÉLOK ÉS HEGESZTÉSÜK

megeresztődése nélkül az előmelegítés gyöksorra gyakorolt hatását tudtam megvizsgálni. Előmelegítés alkalmazása nélkül a gyöksor keménysége a hőhatásövezet döntő részén és a varratban egyaránt 420 HV10 felett alakult, a csúscskeménység értéke pedig megközelítette a 450 HV10-et, amely az MSZ EN ISO 15614-1 [59] szabvány MSZ CR ISO 15608 [67] szerinti 3. anyagcsoportra vonatkozó maximálisan megengedett keménység. Ráadásul ez a maximális keménység a varratban fordult elő, ami a hegesztést követő maradó feszültséggel párosulva a repedési hajlamot jelentősen növeli. Előmelegítés alkalmazásával (190 °C) viszont a gyökoldali keménység 400 HV10 alatt tartható, aminek eredményeként a repedések megjelenésének kockázata csökken. Érdemes felhívni a figyelmet a többretegű hegesztés miatt az egyes rétegek között kialakuló megeresztő hatásra, ami a gyökoldal keménységét a varratban és a hőhatásövezetben egyaránt az alapanyagétól kisebbre, nevezetesen 280 HV10 és 340 HV10 közötti értékre csökkentette.

Az előzőekben ismertetett hegesztési kísérlet az előmelegítéssel, illetve az előmelegítés nélkül készült (teljes) hegesztett kötés gyökoldali keménysége között nem mutatott különbséget, illetve a hegesztett kötések mechanikai tulajdonságaiban (szakítószilárdság, ütőmunka) sem volt számottevő eltérés. A tényleges szerkezetek azonban merev megfogásokat tartalmazhatnak, amelyek hatására a termikus alakváltozások gátlása révén belső feszültségek alakulnak ki. Feltételezhető, hogy maradó feszültségek jelenlétében az előmelegítés nélkül hegesztett gyöksor hatására repedés alakulhat ki a varratban, vagy a hőhatásövezet kritikus sávjában. Ebben a kísérletben viszont a hegesztéstechnológia tanúsításához szükséges méretű lemezeket (350x150 mm) hegesztettem össze, tehát nem teljes hegesztett szerkezeten végeztem a kísérletet.

Az előmelegítési hőmérséklet alkalmazása mellett a hegesztési hőmérséklet tartományára vonatkozó másik fontos kritérium a rétegek közötti hőmérséklet korlátozása, amellyel a varrat és hőhatásövezet kilágyulását, illetve szívósságcsökkenését lehet elkerülni [5]. A szilárdság növekedésével ez az érték csökken, S960QL esetén a kísérleteinkhez használt 10-20 mm közötti lemezvastagság tartományban gyártói tapasztalatok alapján egészen 150 °C-ig [55] [68].

Egy másik, VFI technológiával végzett hegesztési kísérletnél ugyanezen az acéltípuson a rétegek közötti hőmérséklet hatását vizsgáltam, azonos hegesztési körülmények (egyedül a rétegek közötti hőmérséklet különbözött) között. Az egyik esetben a gyártói ajánlások és a $t_{8,5/5}$ hűlési idők figyelembevételével 150 °C-ban, a másik esetben pedig 250 °C-ban korlátoztam a rétegek közötti hőmérsékletet. A hegesztést követően elvégzett szakítóvizsgálatok során a két hegesztett kötés szakítószilárdságában nem tapasztaltam érdemi különbséget, továbbá a hegesztett kötés biztonsággal teljesítette az MSZ EN ISO 15614-1 [59] szabvány valamennyi követelményét. Ebből következően a 150 °C helyett nagyobb (200...250 °C) rétegek közötti hőmérséklet is elfogadhatónak bizonyulhat, ha a szilárdsági követelmények a mértékadóak.

2.5.2. Vonalenergia

A nemesített nagyszilárdságú acélok hegesztésekor a varrat és a hőhatásövezet megfelelő szilárdsági és szívóssági jellemzőinek biztosítása céljából a vonalenergia pontos szabályozására van szükség. A hőáram és a hegesztési sebesség hányadosaként értelmezett vonalenergiát az alábbi összefüggéssel lehet kifejezni [43]:

$$E_v = \frac{dE}{ds} = \frac{\phi}{v_h}. \quad (2.7)$$

A hőbevitelre igen érzékeny nemesített nagyszilárdságú acélok hegesztésekor a vonalenergiát alulról és felülről egyaránt korlátozni szükséges. Kisebb vonalenergia alkalmazásával csökkenteni lehet a kilágyulás és a hőhatásövezetben bekövetkező szívósságcsökkenés mértékét. Túlságosan kis vonalenergia esetén azonban a hidegrepedések kockázatát növeljük, amelyre a hegesztett kötésben maximálisan megengedett keménységértékek [59] is utalnak. A vonalenergia túlzott mértékű csökkenésével beolvadási hibák is előfordulhatnak. Ebből adódóan a nemesített nagyszilárdságú acélok hegesztéstechnológiájának tervezésekor meg kell találni a vonalenergia optimális tartományát, amelynek szélessége a szilárdság növelésével jelentősen leszűkül [69].

A gyakorlati tapasztalatok alapján kis vonalenergiával és húzott sorokkal célszerű a nemesített nagyszilárdságú acélok varratait elkészíteni. A kisebb keresztmetszetű, és egymáshoz képest elcsúsztatott varratsorokkal a hőhatásövezet kedvezőtlen tulajdonságú részei nem egy keresztmetszetben foglalnak helyet, ezáltal pedig a hegesztett kötés teherbírása kedvezőbb lesz [3]. A megfelelő vonalenergia betartása érdekében előfordulhat, hogy a gyártók a maximálisan megengedett varratsor szélességet előírják, amelynek a hegesztést követő ellenőrzése során az alkalmazott vonalenergia mértékére, illetve a hegesztők munkafegyelmére lehet következtetni [55].

2.5.3. A kritikus $t_{8,5/5}$ hűlési idő értelmezése és szerepe a technológia tervezésében

A hőhatásövezet mechanikai tulajdonságaiban a hegesztés során elért csúcshőmérsékletnek, az austenites tartományban való tartózkodási időnek, valamint az austenites tartományból való hűlési sebességnek döntő szerepe van. A hegesztéstechnológia tervezésekor a hegesztési paraméterek és az előmelegítési/rétegeközi hőmérséklet együttes figyelembevételének céljából a $t_{8,5/5}$ hűlési időt célszerű alkalmazni [70]. A hegesztési folyamat hűlési szakaszát általában az A_3 hőmérsékletéről (az acél karbontartalmától függően általában a vas-karbon állapotábrán lévő GS vonal alapján 723-911 °C, kis karbontartalom esetén 850-900 °C közé tehető) 500 °C-ra történő hűlési idővel jellemzik. Ennek a speciális hűlési időnek a jelölése általában $t_{8/5}$, amit a kétalkotós Fe-

NEMESÍTETT NAGYSZILÁRDSÁGÚ SZERKEZETI ACÉLOK ÉS HEGESZTÉSÜK

Fe_3C [24] diagram acélokra vonatkozó részének ismeretében helyesebb $t_{8,5/5}$ -el jelölni, mivel a nemesített nagyszilárdságú acélokban az austenit bomlása a 850-500 °C közötti hőmérséklettartományban valósul meg. A hegesztési hőciklus 800 és 850 °C közötti hűlési szakasza meglehetősen nagy meredekségű, ezért a $t_{8,5/5}$ és $t_{8/5}$ hűlési idők között minimális a különbség. Az elvi helyesség miatt a továbbiakban a kritikus hűlési időket $t_{8,5/5}$ -el jelölöm.

A hűlési sebesség, ebből következően pedig a $t_{8,5/5}$ hűlési idő a vonalenergiától, az előmelegítés hőmérsékletétől, a hegesztett kötés hővezetési tulajdonságaitól és vastagságától, az állandó nyomásra érvényes fajhőtől, a felületi hőátadási tényezőtől valamint a hővezetésben résztvevő (szerkezeti) elemek számától, illetve azok kiterjedésétől függ [36][66]. Az ívhegesztés során a hegesztendő tárgyban kialakuló hőmérsékletmezőt leíró *Rykalin* [71] modellből a $t_{8,5/5}$ hűlési idők számszerűsíthetők. A kritikus hűlési idők számításának alapját a különböző hővezetési modellek adják (lásd bővebben a 4.3. fejezetben). Vékony lemezek esetén kétdimenziós, középvastag és a vastag lemezek, valamint nagyméretű tárgyak esetén háromdimenziós hővezetés vehető figyelembe. A vékonylemez-modellre érvényes összefüggésnél a felületi hőátadás (konvekció) dominál, a hővezetés csekély jelentőségű [29]:

$$t_{8,5/5_{2D}} = \frac{\phi^2}{4 \cdot \pi \cdot \lambda \cdot c_p \cdot \rho \cdot v^2 \cdot s^2} \cdot \left[\frac{1}{(500 - T_0)^2} - \frac{1}{(850 - T_0)^2} \right]. \quad (2.8)$$

A háromdimenziós hővezetés a vastaglemezekre vonatkozik, ennél a nagytest-modellnél a hővezetés dominál, a felületi hőátadás csekély jelentőségű [29].

$$t_{8,5/5_{3D}} = \frac{\phi}{2 \cdot \pi \cdot \lambda \cdot v} \cdot \left[\frac{1}{500 - T_0} - \frac{1}{850 - T_0} \right] \quad (2.9)$$

Egy adott hegesztési feladathoz alkalmazható modell kiválasztásához a határ-lemezvastagságra vonatkozó összefüggést kell alkalmazni. A bemutatott összefüggések, ötvözetlen és gyengén ötvözött acélokra vonatkozó egyszerűsített változatai, illetve a határ-lemezvastagságra vonatkozó összefüggés megtalálható az MSZ EN 1011-2 [29] szabvány D mellékletében.

Egy adott acéltípuson belül (például nemesített nagyszilárdságú acélok) a szilárdság növekedésével a kiváló mechanikai jellemzők megőrzését biztosító optimális $t_{8,5/5}$ hűlési idő tartomány rendszerint szűkül. Miközben a gyártói ajánlások alapján az S355 szilárdsági kategóriák esetén akár 2-80 s közötti hűlési idő is megengedhető (például SSAB), addig a nemesített, a direkt edzett és a termomechanikusan kezelt szerkezeti acélok esetén a kritikus hűlési idők akár 5-10 s tartományra is szűkülhetnek. A szilárdsági jellemzők és a hegesztés során alkalmazott, speciális műszerrel mért hűlési idők kapcsolatát a Fortaco Zrt. (korábbi nevén RUUKKI Tisza Zrt.) által végzett hegesztési kísérletek jól szemléltetik. A

NEMESÍTETT NAGYSZILÁRDSÁGÚ SZERKEZETI ACÉLOK ÉS HEGESZTÉSÜK

hegesztést követő anyagvizsgálatoknál azt tapasztalták, hogy S960QL lemezek hegesztésekor már 12 s körüli hűlési idő esetén a szilárdság olyan mértékben lecsökkent, hogy a hegesztett kötéstől kimunkált próbatest szakítószilárdsága mindössze az alapanyag egyezményes folyáshatárával volt egyenlő [55].

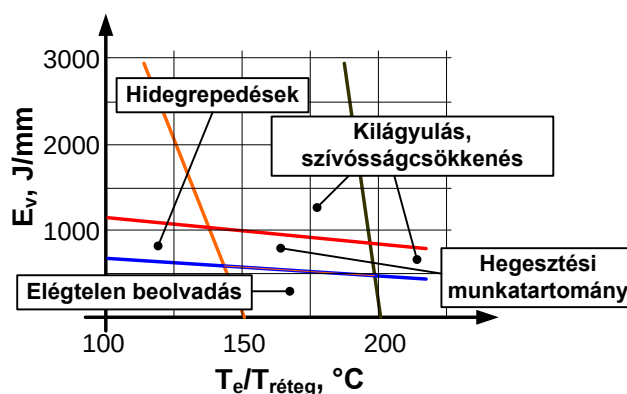
A $t_{8,5/5}$ hűlési idő szilárdságra gyakorolt hatását S960QL alapanyagon több alkalommal is vizsgáltam (13) (34) (36). A 2.1. táblázatban az általam végzett hegesztési kísérletek szakítószilárdságra vonatkozó eredményeit foglaltam össze, amelyekből látható, hogy 10 s hűlési idő felett gyakran a hegesztett kötések szakítószilárdsága elmarad a szabványok [16][59] által ezen acélkategória esetén megkövetelt 980 MPa értéktől.

2.1. táblázat. A $t_{8,5/5}$ hűlési idő hatása a hegesztett kötés szakítószilárdságára

$t_{8,5/5}$, s	5-6	6-10	10	15-20	20-30
R_m , MPa	1045	1025, 1036, 1040	977	992	951

2.5.4. Hegesztési munkatartomány

Szerkezeti acélok esetén a fejlesztő mérnökök a még elfogadható mechanikai jellemzőket eredményező hegesztési paramétereket a 2.21. ábrán példaként látható hegesztési tartományban adják meg, amelyben a vízszintes tengelyen az előmelegítési/rétegeközi hőmérséklet, függőleges tengelyen pedig a vonalenergia szerepel.



2.21. ábra. S960Q acélhoz tartozó hegesztéstechnológiai paraméterablak gyártói ajánlások alapján ($s = 15$ mm, $CET = 0,37$, egyoldali tompakötés, VFI)

A narancssárgával jelzett vonal az alapanyag (Weldox 960 E) összetételére meghatározott CET szerinti minimális előmelegítési hőmérsékletet jelöli, a feketével jelzett vonal pedig a maximális rétegeközi hőmérsékletet. A pirossal és kékkel jelzett görbék a $t_{8,5/5}$ hűlési idők hegesztési kísérleteken és alapanyag gyártói ajánlásokon alapuló időintervallumának alsó (6 s) és felső (10 s) határértékéhez tartozó vonalenergia, illetve előmelegítési/rétegeközi hőmérséklet értékek halmazát jelölik. A négy görbe által határolt terület a hegesztési munkatartomány.

A 2.21. ábrán látható hegesztési paramétertartományt a gyártók alapvetően hegesztési kísérletek alapján határozzák meg, a hegesztett kötésekben mért anyagvizsgálati eredményeket pedig a hegesztéstechnológia tervezésére vonatkozó és főként a repedéselkerülésre és a szilárdsági jellemzőkre koncentráló szabvány [59], a hegesztett kötések vizsgálatára vonatkozó előírások, továbbá az alapanyagra vonatkozó követelményekkel [16] történő összehasonlítás alapján értékelik. A szilárdságra vonatkozó követelmények teljesítése szempontjából ez alapvetően megfelelő módszert jelent. A hőhatásövezet szívósságával kapcsolatban viszont elnagyolja az egyes acéltípusok esetén előforduló, helyi szintű szívósságcsökkenés jelentőségét. A kísérletek során sok esetben olyan élkialakítást (pl. V, Y) alkalmaznak, amely nem teszi lehetővé a hőhatásövezet szívósságának komplexebb meghatározását. Az ütőpróbatest bemetszése a 2.4.1. fejezetben felsorolt hőhatásövezeti sávok egy jelentős részén, esetenként a varraton is keresztül halad, ebből következően a mérési eredmények csak hozzávetőleges információt szolgáltatnak a hőhatásövezet tényleges tulajdonságairól.

A 2.4. és a 2.5. fejezetekben leírtakból következik, hogy a nemesített nagyszilárdságú acélokból készült hegesztett szerkezetek gyártásakor a termelési mutatók helyett a minőségi követelményeket kellene előtérbe helyezni. A megfelelő minőségű alapanyag(ok) és hegesztési anyagok (hozaganyag, védőgáz) kiválasztásától kezdve a fokozott repedésképződési hajlam és szívósságcsökkenés miatt a gyártási folyamat minden fázisára kiemelt figyelmet kell fordítani. Ez magába foglalja a kötés-előkészítést, az alkalmazott hegesztési paraméterek és az előmelegítési/rétegek közti hőmérséklet rendszeres ellenőrzését, továbbá a fokozott körülményt a gyártás közbeni és a gyártást követő ellenőrzések, roncsolásmentes anyagvizsgálatok során [72][73].

2.6. *A szakirodalmi feldolgozásból levonható alapvető következtetések*

Az *undermatching* elv létjogosultságát a hőhatásövezet felépítése és a terhelési körülmények egyaránt befolyásolják. Az irodalmi áttekintés alapján az *undermatching* típusú hozaganyagok ígéretes lehetőséget jelenthetnek a nemesített nagyszilárdságú acélok hegesztéséhez. Az igénybevétel módjától függően kialakulhatnak olyan esetek, amelyeknél a kisebb alakváltozó képességű, ugyanakkor nagyobb szakadási nyúlású hozaganyag a hegesztett kötés biztonságosabb viselkedését eredményezi.

A vizsgált acélcsoport fokozott ridegedési hajlama (nagyobb karbonegyenérték és folyáshatár, rideg fázisok jelenléte) miatt – a szilárdsági szempontok és a hidegrepedések elkerülése mellett – a hőhatásövezetben bekövetkező szívósságcsökkenésre fokozottan kell figyelni. A hegesztési munkatartomány hegesztési kísérleteken alapuló meghatározása mellett komplexebb értékelési módszerre (fizikai szimuláció) van szükség, amellyel a helyi szintű szívósságcsökkenés is kimutatható, a hegesztéstechnológiával pedig kompenzálható.

3. A KUTATÁSOK SORÁN ALKALMAZOTT ANYAGVIZSGÁLATI MÓDSZEREK

Ebben a fejezetben, szem előtt tartva a disszertáció célkitűzéseit, azokba az (elsősorban) anyagvizsgálati módszerekbe és a hozzájuk tartozó elméleti ismeretekbe nyújtok rövid betekintést, amelyeket az 5. és a 6. fejezetekben ismertetésre kerülő kísérletek során felhasználtam. Először a kis- és nagyciklusú fárasztó vizsgálatok, illetve a fáradásos repedésterjedési sebességvizsgálatok főbb jellemzőit mutatom be. A fejezet második részében – a hőhatásövezetben bekövetkező szívósságcsökkenés számszerűsítése céljából – a műszerezett ütővizsgálat főbb jellemzőit foglalom össze.

3.1. A kisciklusú fárasztó vizsgálatok jellemzői

A hegesztett szerkezetek egyes helyein feszültségkoncentráció, túlterhelés következhet be, amely a szívós anyagok képlékeny alakváltozását okozhatja. Abban az esetben, ha a kedvezőtlen hatások többször is előfordulnak, a képlékeny alakváltozások is ismétlődnek, amelyek végül viszonylag kisszámú igénybevétel után repedések kialakulásához, majd töréshez vezethetnek. A jelentős technikai fejlődés következménye az is, hogy egyes berendezéseket a gyors erkölcsi elavulás miatt viszonylag rövid élettartamra tervezik. A méretezés tekintetében ez azt is jelenti, hogy a terhelések során a folyáshatárt meghaladó feszültségek fellépését, korlátozott számú ismétlődését is megengedik.

Amennyiben a tönkremeneteli ciklusszám nem haladja meg a 10^4 értéket, kisciklusú fáradásról beszélünk [74]. Ez a tartomány további két részre osztható; egyrészt az extra nagy terhelésű, vagy nagyon kis ciklusszámú ($N \leq 10^2$), másrészt a normál kisciklusú fáradás ($10^2 < N \leq 10^4$) szakaszára. Ez utóbbi jelenség a hegesztett acélszerkezetek esetében is előfordul, amelyekben a helyi feszültséggyűjtő helyek kiemelt jelentőséggel bírnak. E helyek között a szerkezet kialakításán túl a hegesztett kötés alakja és a varrat eltérései is szerepelnek. Tekintettel arra, hogy a varrat és a hőhatásövezet tulajdonságai nem egyeznek meg az alapanyagéval, indokolt a hegesztett kötések kisciklusú fárasztó vizsgálata is. Éppen ezért, a szerkezet terhelhetőségének megítélése szempontjából az alapanyag és a hegesztett kötés kisciklusú fáradással szembeni ellenállásának ismerete nélkülözhetetlen. A napjainkban alkalmazott nemesített nagyszilárdságú acélok esetében ezek a mérőszámok még csak minimális mértékben ismertek [75][76][77].

A kisciklusú fárasztással együtt járó makroszkópikus képlékeny alakváltozás következménye, hogy a feszültség és az alakváltozás közötti kapcsolat nem lineáris és

A KUTATÁSOK SORÁN ALKALMAZOTT ANYAGVIZSGÁLATI MÓDSZEREK

ciklusonként változhat. El kell dönteni, hogy a vizsgálatok során melyiket tartjuk állandó értéken; a feszültség vagy az alakváltozás amplitúdó legyen-e a vizsgálati paraméter. Az állandó névleges feszültség amplitúdójú (állandó terhelésamplitúdójú) vizsgálatok esetében a jelentős képlékeny alakváltozás miatt a névleges feszültség nem jellemzi kellően a próbatest feszültségi állapotát. Amennyiben a terhelés kicsi, és így a makroszkópikus képlékeny alakváltozás elhanyagolható, vagyis nagyciklusú a fárasztás, ez a módszer használható. Állandó valódi feszültség amplitúdójú vizsgálatok nagyon bonyolultak, ezért nem terjedtek el [78]. Az előbbieken felsorolt indokok miatt jelen kutatómunka során állandó teljes alakváltozás amplitúdójú vezérlést alkalmaztam. Ez a vizsgálattechnika a lehetséges megoldások közül a legkevésbé bonyolult, fizikailag is a leginkább megalapozott [79]. Ekkor az egyes ciklusokban a feszültség a vizsgált anyag keményedésének/lágyulásának megfelelően növekszik, illetve csökken.

A feszültség, illetve az alakváltozás időbeni változása rendszerint valamely egyszerű függvény (például szinusz, háromszög) alakját követi. A vizsgálatokhoz leggyakrabban tiszta lengő ($R = -1$) terhelést alkalmaznak, amelynek oka kettős. Egyrészt ez jelenti a legveszélyesebb igénybevételi módot, másrészt a kvázistatikus mérőszámokkal kiegészítve jól felhasználható a legtöbb méretezési feladat megoldásánál (22).

A kisciklusú fárasztóvizsgálatok elvégzésének legfontosabb lépései a következőkben foglalhatók össze. Megfelelő, kisciklusú fárasztásra alkalmas berendezés esetén az első lépés a próbatest befogása. A következő a nyúlásmérő felhelyezése, amit a vezérelt változó minimális és maximális értékének a beállítása követ. Kezdetben, legalább az első 10 ciklus során, célszerű a hiszterézis görbéket folyamatosan regisztrálni. Ezt követően elegendő egy-egy görbe felvétele. A hiszterézis görbe változatlansága (a telítődési állapot elérése) esetén a regisztrált hurkok száma csökkenthető. A repedések megjelenése azonban új helyzetet teremt, ismét változik a hiszterézis görbe alakja, indokolt felvételének sűrítése.

A kísérlet végének meghatározásában nem egységes a szakirodalom. Fizikailag az az álláspont a legmegalapozottabb, amelyik a kísérlet végét a terjedőképes repedés megjelenéséhez köti. Itt az alapvető problémát az jelenti, hogy valamely próbatestnél mekkora lehet a repedés mérete. Éppen ezért további kritériumok is elterjedtek. A kísérlet végének nagyon gyakran a próbatest teljes kettéválását tekintik. Használatos az állandósult (telítődési) állapothoz tartozó erő meghatározott (3; 10; 20)%-os csökkenése és a nyomó periódusban az inflexiós pont megjelenése a hiszterézis görbén [74]. Ez utóbbi a két berepedt próbatest rész egymáson történő felfekvésével kapcsolatos. A kísérletek előzőekben ismertetett menetéből következik, hogy az állandósult (telítődési) állapot kivételével a kisciklusú fárasztás a nagyciklusúval ellentétben állandó felügyeletet igényel.

A próbatesteken végzett mérésekből, illetve a regisztrált hiszterézis görbékből viszonylag sok adat meghatározható [80]. Az azonos anyagból kimunkált, azonos

A KUTATÁSOK SORÁN ALKALMAZOTT ANYAGVIZSGÁLATI MÓDSZEREK

geometriájú, de különböző teljes alakváltozás amplitúdóval fárasztott próbatestek eredményei együttesen jellemzik a kisciklusú fáradással szembeni ellenállást.

A szobahőmérsékleten végzett kisciklusú fáradás számszerűsítéséhez leggyakrabban a *Manson-Coffin* empirikus összefüggést alkalmazzák:

$$\Delta \varepsilon_p = \varepsilon'_f N_t^c, \text{ illetve } N_t^{\beta} \Delta \varepsilon_p = C_1. \quad (3.1)$$

A (3.1) összefüggés helyett szokás annak képlékeny alakváltozás amplitúdóra (ε_{ap}) értelmezett formáját is használni:

$$\varepsilon_{ap} = \varepsilon'_f \cdot N_t^c. \quad (3.2)$$

A (3.2) szerinti hatványfüggvényt kettős logaritmikus léptékben ábrázolva egyenest kapunk. A mért értékeket rendszeresen kiegészítik a rugalmas alakváltozásra vonatkozó adatokkal is. Mivel a rugalmas alakváltozásnál érvényes a *Hooke*-törvény, a feszültség amplitúdó és a rugalmas alakváltozás amplitúdó között az alábbi összefüggés adható meg:

$$\varepsilon_{ae} = \frac{\sigma_a}{E}. \quad (3.3)$$

A rugalmas nyúlás amplitúdójának (ε_{ae}) és a tönkremeneteli ciklusszámnak a kapcsolata szintén hatványfüggvénnyel írható fel:

$$\varepsilon_{ae} = \frac{\sigma'_f}{E} \cdot N_t^b. \quad (3.4)$$

A teljes alakváltozás amplitúdó (ε_a) a rugalmas és a képlékeny alakváltozás amplitúdó összege:

$$\varepsilon_a = \varepsilon_{ae} + \varepsilon_{ap} = \frac{\sigma'_f}{E} \cdot N_t^b + \varepsilon'_f \cdot N_t^c. \quad (3.5)$$

Az alakváltozás amplitúdók számszerűsítéséhez még azt a kiegészítést kell tenni, hogy a rugalmas alakváltozás amplitúdó értékét, amely viszonylag kicsi és a mérésnél felrajzolt hiszterézis görbékből a meghatározása bizonytalan, a (3.3) összefüggésből számítjuk; a képlékeny alakváltozás amplitúdót pedig az

$$\varepsilon_{ap} = \varepsilon_a - \varepsilon_{ae} \quad (3.6)$$

képletből határozzuk meg.

3.2. A nagyciklusú fárasztó vizsgálatok jellemzői

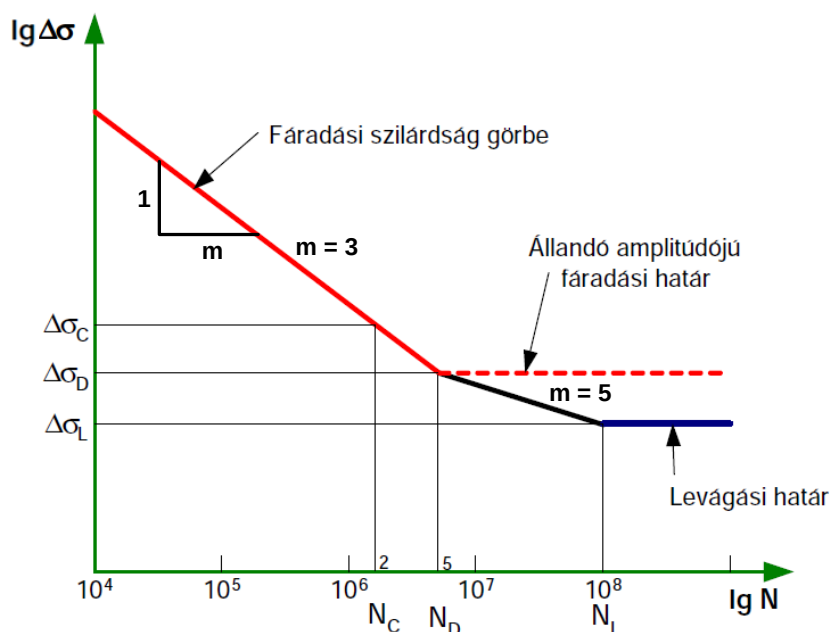
A hegesztett szerkezetek többségét hosszú, nem ritkán több évtizedes üzemeltetésre tervezik, igénybevételek pedig gyakran ismétlődő jellegű. Ez egyértelműen jellemző

A KUTATÁSOK SORÁN ALKALMAZOTT ANYAGVIZSGÁLATI MÓDSZEREK

például a járművekre, a járműipari szerkezeti elemekre, amelyek esetében a terhelések (igénybevételek) száma a teljes élettartam során több millió, illetve több tízmillió is lehet. Azokban az esetben, ha a terhelés viszonylag kicsi, a tönkremeneteli ciklusszám pedig – ezzel szoros összefüggésben – viszonylag nagy, 10^4 és 10^8 ciklus [15] közé esik, akkor nagyciklusú fáradásról beszélünk [80].

A nagyciklusú fárasztás során a próbatest makroszkopikusan csak rugalmas alakváltozást szenved, keresztmetszete állandónak tekinthető, a számított feszültség pedig gyakorlatilag valódi feszültség. A feszültség és az alakváltozás között rugalmas állapotban általában fennálló lineáris kapcsolat miatt a vizsgálati eredmények attól függetlenül, hogy a vizsgálatokat állandó feszültségre, vagy állandó alakváltozási amplitúdóra vezérlik, gyakorlatilag azonosnak tekinthetők. Ugyanakkor a károsodást okozó helyi képlékeny alakváltozás mértékét – és ezzel a mérési eredményeket – számos tényező befolyásolja. Ez egyértelműen azt jelenti, hogy a vizsgálati eredmények jelentős szórása miatt ugyanabban a kísérleti beállításban több próbatestet kell fárasztani, a mért adatokat pedig matematikai statisztikai módszerekkel kell értékelni [80]. Hegesztett kötések esetén a szórás jellemzően nagyobb, a bizonytalanság pedig fokozottabb.

A nagyciklusú fáradás esetén a mérnöki gyakorlatnak megfelelően fáradási határgörbék alkalmaznak, amelyek meghatározására több, általánosan elfogadott módszer ismert. A 3.1. ábra a *Eurocode 3* [15] normálfeszültség-tartományokhoz tartozó fáradási határgörbéjét mutatja be.



3.1. ábra. Fáradási szilárdsági görbék normálfeszültség-tartományokhoz [15][81]

Az egyes előírásokban található határgörbék különböző kialakítású hegesztett kötések (szerkezeti elem részleteken) elvégzett vizsgálatokon alapulnak, a görbék élettartam

A KUTATÁSOK SORÁN ALKALMAZOTT ANYAGVIZSGÁLATI MÓDSZEREK

szakaszra vonatkozó egyenlete pedig az ismert hatványfüggvénnyel írható le (*Basquin*), amelyben az m és az a az anyagminőségtől és a körülményektől függő állandók.

$$N_t (\Delta\sigma)^m = a. \quad (3.7)$$

A (3.7) összefüggés logaritmizálása és átrendezése után a

$$\lg(\Delta\sigma) = \frac{\lg(a)}{m} - \frac{1}{m} \lg(N_t) \quad (3.8)$$

alakhoz jutunk, amely kettős logaritmusos rendszerben egyenes, esetünkben a határgörbe élettartam szakaszának az egyenlete.

A vizsgálat tervezésekor és értékelésekor a tervezési határgörbék meghatározásához szükséges nagy próbatest számra, és hosszú vizsgálati időtartamra való tekintettel a JSME S 002-1981 előírás [82] szerinti ún. lépcsős módszert (*staircase method*) alkalmaztuk. Az előírás a vizsgálati és az értékelési tevékenységeket az élettartam és a kifáradási határ szakaszra különböző módon, de egymással összhangban határozza meg.

Az élettartam szakasz vizsgálati paramétereinek meghatározásához ismerni kell az $N = 5 \cdot 10^4$ és az $N = 1 \cdot 10^7$ ciklusszámokhoz tartozó fáradási szilárdság értékeket ($\Delta\sigma_{\text{felső}}$ és $\Delta\sigma_{\text{alsó}}$). Ezek az értékek az alkalmazni kívánt próbatesttel azonos típusú próbatesteken, megegyező feszültségállapotban (terhelés) és azonos vagy hasonló anyagminőségen elvégzett vizsgálatok adataiból becsülhetők. A két érték ismeretében az élettartam szakaszra alkalmazandó feszültség-tartomány lépcső számítható:

$$\Delta\sigma_I = \frac{\Delta\sigma_{\text{felső}} - \Delta\sigma_{\text{alsó}}}{3}. \quad (3.9)$$

A kezdő feszültség-tartomány a

$$\Delta\sigma_0 = \Delta\sigma_{\text{felső}} - \Delta\sigma_I, \quad (3.10)$$

a további feszültség-tartományok pedig a

$$\Delta\sigma_i = \Delta\sigma_0 + i\Delta\sigma_I \quad (3.11)$$

összefüggésekkel határozhatók meg ($i = \pm 1, \pm 2, \dots$).

A vizsgálatokat az így kapott feszültség-tartományokkal kell elvégezni, mindaddig, amíg egy feszültség-tartomány szinten, $N = 1 \cdot 10^7$ ciklus eléréséig nem következik be a törés. Ebből is adódik, hogy az i értéke alapvetően negatív, pozitív i érték alkalmazására csak akkor van szükség, ha a nem tört esethez tartozó feszültség-tartomány szint fölött nincs további négy szint. Az értékeléshez ezen a négy szinten meghatározott két-két, eltört próbatesten – vagyis összesen 8 próbatesten – kapott eredményre van szükség, magát a számítást pedig a legkisebb négyzetek módszerével kell elvégezni. Az eredmény, az

A KUTATÁSOK SORÁN ALKALMAZOTT ANYAGVIZSGÁLATI MÓDSZEREK

élettartam szakaszra vonatkozó egyenes tehát az 50% túlélési valószínűséghez tartozik. Az egyenes egyenletét a

$$\lg N = k_1 + k_2 \Delta \sigma \quad (3.12)$$

alakban felírva, a fáradási élettartamok logaritmusának becsült szórása:

$$s_{\lg N} = \left[\frac{1}{6} \sum_{i=1}^8 \{ \lg N_i - (k_1 + k_2 \Delta \sigma_i) \}^2 \right]^{\frac{1}{2}}, \quad (3.13)$$

a feszültség-tartományok becsült szórása pedig:

$$s_{\Delta \sigma} = \frac{1}{|k_2|} s_{\lg N}. \quad (3.14)$$

A kifáradási határ szakasz első feszültség-tartomány szintje, $\Delta \sigma(1)$, az a legnagyobb feszültség-szint, ahol az élettartam szakaszon végzett vizsgálat során nem következett be a törés. Abban az esetben, ha egy vagy több olyan feszültség-tartomány szint van, ahol az egyik próbatest tört, a másik nem, akkor ezek közül a legnagyobb feszültség-tartomány szint a $\Delta \sigma(1)$. Abban az esetben tehát, ha van legalább egy adatunk nem tört próbatestre, akkor ez a kifáradási határ szakasz első eredménye, a vizsgálat megismétlése nélkül. A kifáradási határ szakaszra alkalmazandó feszültség-tartomány lépcső a

$$\Delta \sigma_{II} = s_{\Delta \sigma}, \quad (3.15)$$

a további feszültség-tartományok pedig a

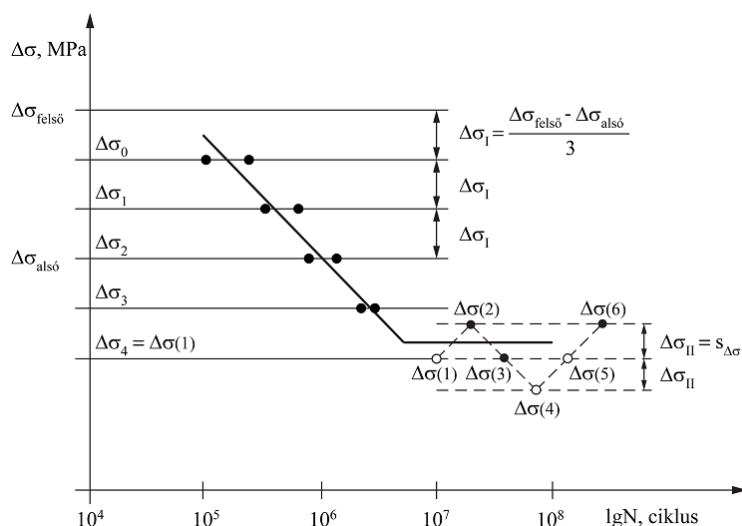
$$\Delta \sigma(j) = \Delta \sigma(j-1) \pm \Delta \sigma_{II}, \quad (3.16)$$

összefüggésekkel számolhatók ($j = 3, 4, \dots, 7$). A pozitív előjelet akkor kell alkalmazni, ha a $(j-1)$ -edik próbatest nem tört, ellenkező esetben a negatív előjel használandó. A hetedik szinten nem kell vizsgálatot végezni akkor, ha a kifáradási határ meghatározásához elegendő adat, vagyis 6 próbatestből származó releváns adat áll rendelkezésre.

Az 50% túléléshez tartozó kifáradási határ, másképpen a fáradási szilárdság értéke $N = 1 \cdot 10^7$ ciklusnál a következő összefüggéssel számítható:

$$\Delta \sigma_D = \frac{1}{6} \sum_{j=1}^6 \Delta \sigma(j). \quad (3.17)$$

A lépcsős módszert a leírásban alkalmazott jelölésekkel, az élettartam szakaszon a minimális 8, a kifáradási határ szakaszon pedig az ugyancsak minimális 6, tehát összesen 14 próbatest fárasztásával a 3.2. ábra szemlélteti.



3.2. ábra. A fáradási szilárdsági görbe meghatározása lépcsős módszerrel [82]

3.3. Fáradásos repedésterjedés

Az ismétlődő igénybevételű szerkezetek, különösen a hegesztett szerkezetek esetében a fáradásos törés bekövetkezésének gyakorisága meghaladja a statikus törését, ugyanakkor a klasszikus, Wöhler-görbén alapuló méretezési és ellenőrzési módszerek nem törekednek a károsodás, a tönkremeneteli folyamat követésére, hanem megengedett feszültségekkel számolnak. E feszültségek valamilyen törési (túlélési) valószínűséghez tartoznak, valamilyen kockázatvállalást tehát tükröznek. A szerkezetben lévő gyártási eredetű vagy üzemeltetés során keletkező eltérések/hibák figyelembevételére azonban nem alkalmasak. A legkülönbözőbb szerkezetek esetében ez indokolta a törésmechanikai szemléletmód előtérbe kerülését (22) [80].

Fáradásra való méretezés esetén a biztos élettartamra való méretezés azt feltételezi, hogy a szerkezet egésze, vagy egyes elemei hibamentesek, illetve, ha tartalmaznak is hibá(ka)t, akkor abból az alkalmazott igénybevételi szinten terjedő repedés nem keletkezik. Ezzel szemben a sérülésbiztos méretezés azon alapul, hogy az egyes szerkezetekben vannak repedések, és ezek a repedések növekednek. Ezen elv szerint a szerkezetnek a hiba felfedezéséig, pontosabban a hiba sorsáról való döntés meghozataláig viselnie kell a terhelést [83][84]. A sérülésbiztos méretezési filozófia előtérbe kerülését igazolja, hogy a biztos élettartamra való méretezés koncepciója sokszor bizonyult elégtelennek, amit a gyakorlatban előfordult sajnálatos káresetek igazolnak [85], továbbá a hegesztett szerkezetek folytonossági hiányoktól mentes gyártása a gyakorlatban csak elvben garantálható [86]. Gazdaságossági érveként lehet felhozni, hogy a maximális tervezési élettartam elérésekor végrehajtott szerkezeti elem csere esetén jelentős fel nem használt élettartam is elveszhet [87].

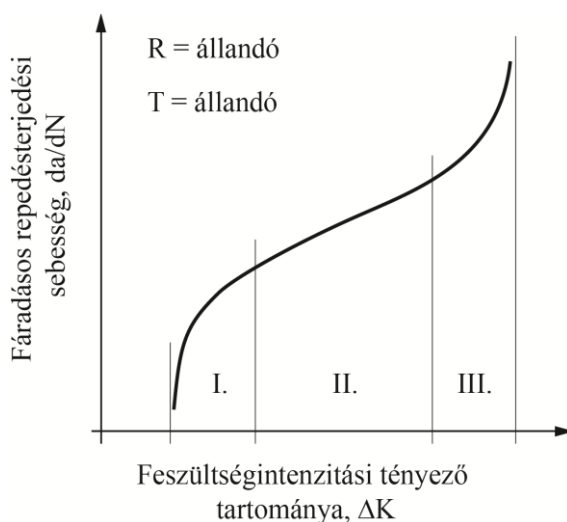
A KUTATÁSOK SORÁN ALKALMAZOTT ANYAGVIZSGÁLATI MÓDSZEREK

Az élettartambecslő rendszer [88] egyik alappillére az anyagot reprezentáló törésmechanikai mérőszámok köre. Hegesztett szerkezetek, különösen nagyszilárdságú anyagokból készülő szerkezetek esetében a lineárisan rugalmas törésmechanika (LRTM) elmélete használható a repedések veszélyességének megítélésére, ahol a feszültségállapot leírására a repedéscsúcs környezetében a feszültségintenzitási tényező tartományát (ΔK) használják [89]. Ennek megfelelően a szükséges anyagi mérőszámok a fáradásos repedésterjedés kinetikai diagramjából származtathatók [90], amelyeket fáradásos repedésterjedési sebesség vizsgálatok eredményeiből határozhatunk meg.

A fáradásos repedésterjedés leírására több modell ismert. A leggyakrabban alkalmazott, a feszültségintenzitási tényező tartományára épülő összefüggés általános alakja a következő:

$$\frac{da}{dN} = C_n f(\Delta K)^n. \quad (3.18)$$

Az (3.22) összefüggést – állandó terhelés aszimmetria tényező (R) és állandó hőmérséklet (T) esetén – kettős logaritmikus rendszerben ábrázolva a 3.3 ábrán látható jellegzetes görbét, a fáradásos repedésterjedés kinetikai diagramját kapjuk.



3.3. ábra. A fáradásos repedésterjedés kinetikai diagramja [80]

A rövid repedések kérdéskörére itt nem kitérve, a diagramon három tartomány különíthető el. A I. tartomány a repedés lassú terjedésének szakasza. Ennek bal oldali érintője a feszültségintenzitási tényező tartományának küszöbértéke (ΔK_{th}), amely alatt a repedés még nem terjedőképes. A II. tartomány a repedés stabil növekedésének, a III. pedig a repedés terjedésének rohamosan gyorsuló tartománya. Utóbbi jobb oldali érintője a feszültségintenzitási tényező tartományának kritikus értéke vagy ciklikus törési szívósság (ΔK_{fc}) [91][92]. A

A KUTATÁSOK SORÁN ALKALMAZOTT ANYAGVIZSGÁLATI MÓDSZEREK

$$\frac{da}{dN} = C_m (\Delta K^m - \Delta K_{th}^m) \quad (3.19)$$

összefüggés *Klesnil* és *Lukas* nevéhez köthető, a I. és a II. tartományokban használható megbízhatóan [93]. A legszélesebb körben ismert és alkalmazott

$$\frac{da}{dN} = C (\Delta K)^n \quad (3.20)$$

formula, a *Paris-Erdogan* képlet [94] a középső szakaszra érvényes, míg a

$$\frac{da}{dN} = \frac{C_p \Delta K^p}{(1-R)K_c - \Delta K}, \quad (3.21)$$

Forman összefüggés [95] a II. és a III. tartományokban alkalmazható.

A fáradásos repedésterjedési sebesség vizsgálatok során mérni kell a terjedő repedés méretét (a), számlálni kell az igénybevételi ciklusok számát (N), majd számítani kell a fáradásos repedésterjedési sebességet (da/dN). Ennek birtokában, a feszültségintenzitási tényező tartománya (ΔK) segítségével megadható a fáradásos repedésterjedés kinetikai diagramja, illetve általában annak egy része ($da/dN - \Delta K$), majd számíthatók az anyagi mérőszámok.

A feszültségintenzitási tényező tartományának számítására szolgáló összefüggés

$$\Delta K = \frac{\Delta F}{B\sqrt{W}} Y \left(\frac{a}{W} \right), \quad (3.22)$$

alakú, amelyben az $Y(a/W)$ függvények a próbatest típusától függenek, kézikönyvekben, szabványokban, illetve vizsgálatvezérlő szoftverek leírásaiban megtalálhatók.

A fáradásos repedésterjedési sebesség – a repedés méretének növekedése fárasztási ciklusonként – az összetartozó repedésméret - igénybevételi ciklusszám ($a-N$) adatok ismeretében határozható meg. Az alkalmazott módszernek három alapvető követelményt kell kielégítenie: a rendelkezésre álló $a-N$ adatok teljes intervallumában legyen alkalmazható; a deriváltak, vagyis a repedésterjedési sebesség értékek (da/dN) legyenek fizikailag értelmezhetők; a módszer csak a valós különbségeket (például hegesztés okozta változások) jelenítse meg, de azokat feltétlenül [80]. A gyakorlatban legelterjedtebben alkalmazott módszerek egyetlen mérésből származó meghatározott számú adatpárral, lépegetve számolnak. Ezek a módszerek az alapján különíthetők el, hogy az egyes deriváltak számításához hány adatpár szükséges. Így megkülönböztetünk 2, 3, 5, 7 és 11 (jellemzően tehát páratlan számú) pontos módszereket, amelyek mindegyike a felhasznált adatpárok számánál eggyel kisebb számú pontban nem ad eredményt. A konkrét alkalmazásoknál az adatpárok számának megválasztása két tényezőtől függ, a rendelkezésre álló repedésméret adatok átlagos lépésközétől, valamint a megjelenítendő

A KUTATÁSOK SORÁN ALKALMAZOTT ANYAGVIZSGÁLATI MÓDSZEREK

különbségektől. A repedésméret átlagos lépésközének csökkenése a számított deriváltak bizonytalanságát növeli, ezért kis lépésköz esetén több adatpárt célszerű figyelembe venni, míg a valós különbségek kimutatása jellemzően kevesebb adatpárt igényel. Nem véletlen tehát, hogy a 2 és a 7 pontos módszerek terjedtek el széles körben, amelyeket én is alkalmaztam, és amelyeket [96] alapján mutatok be.

A 2 pontos módszernél a repedésterjedési sebesség az

$$a_j = \frac{a_i - a_{i-1}}{2} \quad (3.23)$$

pontban az alábbi összefüggéssel számítható:

$$\left. \frac{da}{dN} \right|_{a_j} = \frac{a_i - a_{i-1}}{N_i - N_{i-1}}. \quad (3.24)$$

A 7 pontos módszernél az $a_{i-3} \leq a_i \leq a_{i+3}$ intervallumban érvényes közelítő függvény egyenlete:

$$a = b_0 + b_1 \left(\frac{N_i - C_1}{C_2} \right) + b_2 \left(\frac{N_i - C_1}{C_2} \right)^2, \quad (3.25)$$

ahol:

$$C_1 = \frac{N_{i+3} + N_{i-3}}{2}, \quad (3.26)$$

$$C_2 = \frac{N_{i+3} - N_{i-3}}{2}. \quad (3.27)$$

A repedésterjedési sebesség a közelítő függvény N_i -hez tartozó a_i helyettesítési értékénél

$$\left. \frac{da}{dN} \right|_{a_i} = \frac{b_1}{C_2} + 2b_2 \frac{N_i - C_3}{C_2^2}. \quad (3.28)$$

Összehasonlítva a két módszert megállapítható, hogy összehangoltan megválasztott repedéskövetési technika, mintavételi és/vagy adatrögzítési lépésköz, továbbá körültekintően elvégzett vizsgálat esetén azok egyenértékű eredményt szolgáltatnak.

Mindezek ismeretében és alapján, a feszültségintenzitási tényező tartományának küszöbértéke (ΔK_{th}) az alábbiak szerint határozható meg [96]. A 10^{-6} - 10^{-7} mm/ciklus repedésterjedési sebességét tartományba, illetve annak közvetlen környezetébe eső legalább 5 $\lg(da/dN)$ - $\lg(\Delta K)$ adatpárra, a legkisebb négyzetek módszerével egyenest kell fektetni. A kiszámolt változatok közül a legjobban illeszkedő egyenest kell kiválasztani, majd meg kell határozni annak 10^{-7} mm/ciklus repedésterjedési sebességhez tartozó helyettesítési értékét. Ez a helyettesítési érték az előírásnak megfelelő ΔK_{th} .

A KUTATÁSOK SORÁN ALKALMAZOTT ANYAGVIZSGÁLATI MÓDSZEREK

A fáradásos repedésterjedés kinetikai diagramjából elvben minden olyan formula származtatható, amely a (3.18) összefüggés szerinti. A leggyakrabban a (3.20) képlet szerinti *Paris-Erdogan* összefüggés paramétereit határozzák meg a legkisebb négyzetek módszerével, lineáris regresszióval. A (3.20) egyenlet a

$$\lg \frac{da}{dN} = \log C + n \lg(\Delta K) \quad (3.29)$$

alakra hozható, ami a $\lg(da/dN)$ - $\lg(\Delta K)$ rendszerben egy egyenes egyenlete. Ennek C és n paramétere, valamint a közelítés jóságáról informáló korrelációs együttható és/vagy korrelációs index az ismert módon számítható.

A ciklikus törési szívósság (ΔK_{fc}) a kritikus repedésméret segítségével, a (3.22) összefüggésnek megfelelően határozható meg. A kritikus repedésméret (a_{cr}) optikai vagy vizsgálatvezérlő szoftver segítségével a mért repedésmérethez köthető. Pontosabb eredményt kaphatunk akkor, ha a kritikus repedésméretet a próbatest töretfelületén mérjük. Az elérhető pontosság összhangban van azzal a jelentőséggel, amelyet a ΔK_{fc} érték hordoz.

A fáradásos repedésterjedési sebesség vizsgálatok elvégzésével fáradásos repedésterjedésre érvényes határgörbék (tervezési görbék) határozhatók meg, amelyek a 3.3. ábrán bemutatott kinetikai diagram valamilyen egyszerűsítésére épülnek [97]. Tekintettel arra, hogy a jelen disszertációban bemutatandó fáradásos repedésterjedési sebesség vizsgálatok elvégzésének alapvető célkitűzése a nagyszilárdságú acélból készült hegesztett kötés különböző részei repedésterjedéssel szembeni ellenállásának jellemzése, és nem kimondottan a tervezési határgörbék származtatása, ezért ennek a területnek az irodalmi összefoglalásától eltekintek. A tervezési görbék jellemző típusairól és felvételi módszereikről például a [98] irodalomban található összeállítás.

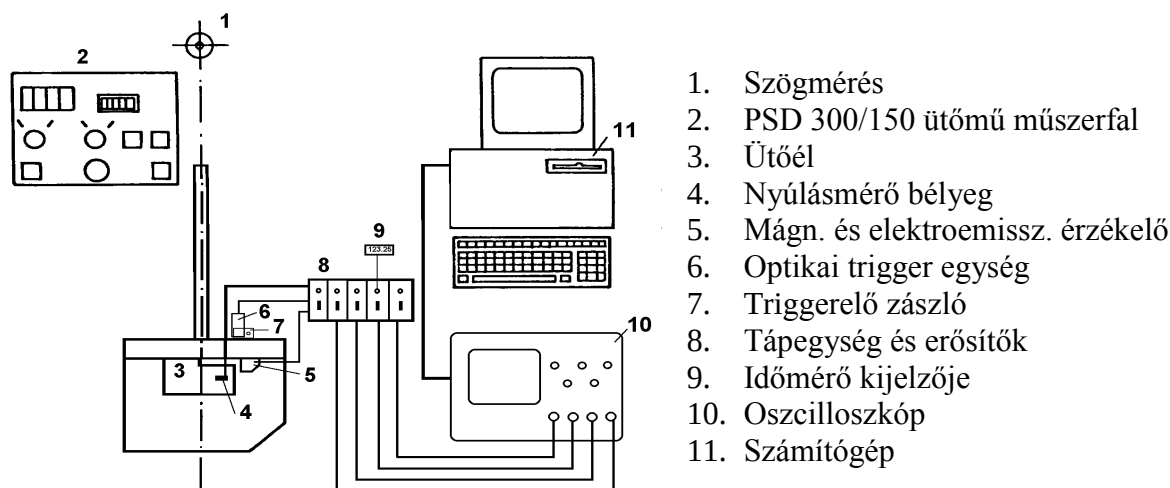
3.4. Műszerezett ütvizsgálatok

A hőhatásövezetben bekövetkező szívósságcsökkenésre hajlamos acélok esetén célszerű a szívóssági tulajdonságok teljes körű értékelését elvégezni. A klasszikus ütvizsgálat megjelenésétől kezdődően felmerült az erő vizsgálat közbeni regisztrálásának igénye. Az első műszerezett ütvizsgálatokat 1925-ben végezték, az igazán gyors fejlődés azonban csak a második világháborút követően indult meg, összefüggésben a mérőbéllyeges technika megjelenésével. Hazánkban a műszerezett ütvizsgálatok meghonosítása az 1960-as évek végén kezdődött és intenzív kutatási tevékenység indult el előbb a BME Mechanikai Technológiai Tanszékén, az 1970-es évek elejétől pedig a Miskolci Egyetem Mechanikai Technológiai Tanszékén, továbbá a VASKUT-ban és a KFKI-ban [110].

A Miskolci Egyetem Anyagszerkezet-tani és Anyagtechnológiai Intézetében az ütvizsgálat során lejátszódó törési folyamat mélyebb megértésére egy 300/150 típusú

A KUTATÁSOK SORÁN ALKALMAZOTT ANYAGVIZSGÁLATI MÓDSZEREK

300 J maximális energiájú és egy *CEAST Resil 25/15* típusú, 25 J maximális energiájú berendezés is rendelkezésre áll. A jelen kutatómunka során alkalmazott, a PSD 300/150 berendezésre épülő mérőrendszert a 3.4. ábra mutatja.

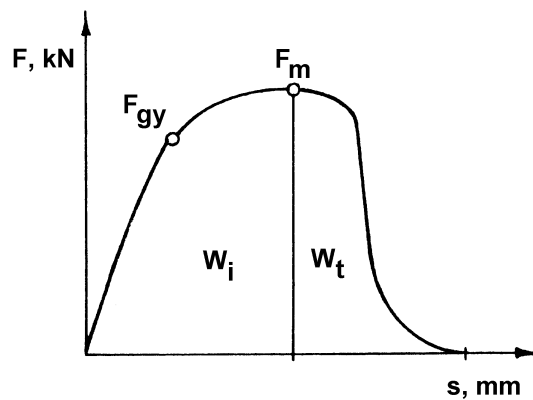


3.4. ábra. A műszerezett ütőmű és mérőrendszer felépítése [110]

Az ütőmű kialakítása lehetővé teszi, hogy a kalapács egy villanymotor segítségével tetszőleges helyzetbe emelhető, így az ütési sebesség a 0 és 5,5 m/s közötti intervallumban gyakorlatilag fokozatmentesen változtatható. Az erőmérés a vizsgálat közben az ingafejben elhelyezkedő ütőél (3) oldalfelületeire ragasztott nyúlásmérő bélyegek (4) segítségével történik. A mérési adatok rögzítése *Tektronix TDS 420A* típusú 4 csatornás digitális tárolós oszcilloszkóp segítségével történik. Az adatokat vagy közvetlenül számítógépe tároljuk el adatgyűjtő kártyával, vagy USB adathordozó segítségével mentjük el.

A hagyományos ütővizsgálathoz képest, amelynél a törésre fordított energiát, az ütőmunkát határozzuk meg, a műszerezett ütővizsgálatnál lehetőségünk van arra, hogy az anyagok viselkedéséről és a törési folyamatról további információkat szerezhessünk. A *Charpy V*-bemetszésű próbatesteken végzett műszerezett ütővizsgálat közben regisztrált erő-idő vagy számított erő-behajlás diagram (3.5. ábra) alapján lehetőség van a törési folyamat jellegzetes pontjainak kijelölésére (a képlékeny alakváltozás kezdete, maximális erő, instabil repedésterjedés kezdete, instabil repedésterjedés vége) [111]. Ezen karakterisztikus pontokhoz tartozó erő, energia és behajlás értékek meghatározásának módszere ma már érvényes szabványajánlásokban [112] is megtalálható.

Az Anyagszerkezetani és Anyagtechnológiai Intézetben folytatott kutatásokban az egyik hangsúlyos téma a repedésindulásra és a repedésterjesztésre fordított energiák meghatározása [113][114]. Ezen energiák szétválasztása a teljes törésre fordított munkából azzal a feltételezéssel történhet, hogy a repedésindulás a maximális erőnél következik be. Ehhez először a mérőbélyegen mért villamos feszültség-idő diagramból a mérőrendszerre jellemző kalibrációs konstans figyelembevételével meg kell határozni az erő-idő diagramot, ami alapján számítással jutunk el az erő-behajlás diagramig.



3.5. ábra. A törési energia szétválasztása repedésindulásra (W_i) és repedésterjesztésre (W_t) fordított energiákra [110]

A kalapács mindenkor sebessége a

$$v(t) = v_0 - \frac{1}{m} \int_{t=0}^t F(t) dt \quad (3.30)$$

összefüggéssel, a próbatest behajlása ($s(t)$) pedig, amely a vizsgálat értékelése szempontjából meghatározó időintervallumban megegyezik a kalapács elmozdulásával, a következő módon határozható meg:

$$s(t) = \int_{t=0}^t v(t) dt. \quad (3.31)$$

Ezek után a repedésindulásra fordított energia a

$$W_i = \int_{s=0}^{s_m} F(s) ds \quad (3.32)$$

összefüggés, és a repedésterjedésre fordított energia pedig a

$$W_t = \int_{s_m}^{s_t} F(s) ds \quad (3.33)$$

összefüggés szerinti.

Szakirodalmi példák igazolják, hogy a hőhatásövezet szívósságának vizsgálatakor a különböző hőhatásövezeti sávok tulajdonságainak mélyebb feltárásához a repedésindulásra és a repedésterjesztésre fordított energiák szétválasztása fontos információkat hordoz magában [48]. A műszerezett ütésvizsgálat a disszertációban bemutatott alkalmazási lehetőségen túl a dinamikus törésmechanikai jellemzők és azokhoz kapcsolódóan a repedésindulás feltételeinek vizsgálatára is alkalmas [115] [116].

4. A HEGESZTÉSTECHNOLÓGIA FEJLESZTÉSE FIZIKAI SZIMULÁCIÓVAL

Az egyre nagyobb szilárdságú szerkezeti acélok és a hozzájuk tartozó megfelelő hegesztéstechnológia kifejlesztésében a napjainkban rendelkezésre álló fizikai szimulátorok megkerülhetetlen lehetőséget jelentenek. Egy adott acél esetén a berendezés segítségével meg lehet határozni a hegesztési paraméterablakot, és elemezni lehet a vizsgálandó acél repedési hajlamát. Másrészről a fizikai szimuláció segítségével lehetőség nyílik az acélok tudatos, a hegesztéstechnológia kedvezőtlen hatásait figyelembe vevő, és az azt (például mikroötvözéssel) kompenzáló fejlesztésére.

4.1. *A Gleeble 3500 termomechanikus fizikai szimulátor*

Az anyagtechnológiai eljárások fizikai szimulációja olyan laboratóriumi körülmények között végzett vizsgálatokat jelent, amelyek során pontosan reprodukáljuk azokat a termikus és mechanikus folyamatokat, amelyek a valós műveletek során érik az adott anyagot. A fizikai szimuláció egy lehetséges definíciója a következő: a fizikai szimuláció nem más, mint a tényleges és a lehetséges ipari folyamatok megvalósítása, a valósággal egyező időléptékben és a valóságot megközelítő geometriai (térfogati) léptékben [99][100].

A fizikai szimuláció fémipari alkalmazására először a XX. század közepén találunk említést a szakirodalomban. Eleinte a kutatók maguk terveztek és építettek kísérleti berendezéseket, amelyekkel javarészt a hegesztés akkori problémaköreit vizsgálták. Ilyen irányú kísérletek zajlottak az egykori Szovjetunióban, a mai Ukrajnában, az E. O. Paton Hegesztési Intézetben, Kínában a Központi Vas és Acél Intézetben, Nagy-Britanniában a Hegesztési Intézetben, valamint az Amerikai Egyesült Államokban a Rensselaer Politechnikai Intézetben [101]. A fizikai szimulációt elsőként tehát a hegeszthetőségi vizsgálatokkal kapcsolatban alkalmazták. Olyan berendezésre volt szükség, amely képes a vizsgálandó hőhatásövezeti sáv homogén szerkezetű és elegendően nagy térfogatú előállítására. A berendezések a hideg- és melegrepedési vizsgálatokhoz szükséges anyagminták előállítására szintén alkalmasnak bizonyultak.

A hőhatásövezet szimulációjának első magyar vonatkozású sikerét a Vasipari Kutatóintézetben (VASKUT) *Rittinger János* érte el, aki 1966-67-ben egy olyan berendezést hozott létre, amely alkalmas volt a hegesztett kötés hőhatásövezetében végbemenő fázisátalakulások tanulmányozására, és lehetővé tette az átalakulási termékek mechanikai tulajdonságainak vizsgálatát. A berendezés egy 12×12 mm keresztmetszetű

A HEGESZTÉSTECHNOLÓGIA FEJLESZTÉSE FIZIKAI SZIMULÁCIÓVAL

hasáb hossz tengelyére merőleges síkjában hozta létre azt a hőciklust, amely hegesztésnél a hővezetés irányára merőleges, görbült felületen keletkezik, nagy hőmérsékleti gradiens mellett. A hevítésre egy 100 kVA teljesítményű tompahegesztő gép transzformátora szolgált, amely maximum 250 °C/s sebességgel hevítette fel a próbatestet, legfeljebb 1375 °C hőmérsékletre. A hűtést fűjt levegő, illetve vízpermet biztosította, amellyel a 850 °C-ról 500 °C-ra történő hűlés idejét 1,6-100 s között lehetett változtatni. A berendezés tartalmazott egy pneumatikus hengert, amellyel a próbatestet a hőciklus alatt maximum 20 kN erővel lehetett terhelni. A próbatest hőmérsékletét a felületére hegesztett termoelem szolgáltatta, a jelét az akkori műszertechnikai szinteknek megfelelő analóg műszer regisztrálta [102].

Az első olyan kereskedelmi forgalomban kapható szimulátor, amelyet hőhatásövezet fizikai szimulációjára terveztek és forgalmaztak, az USA-ban található *Dynamic Systems Inc.* (DSI) által gyártott *Gleeble 510* elnevezésű berendezés volt. A hőhatásövezet szimulációja mellett a folyamatosan fejlődő fizikai szimulációs berendezések új funkciókkal egészültek ki, amelyeknek köszönhetően a hegesztéstechnológia mellett más anyagtechnológiákban (hőkezelés, öntés, hideg és meleg képlékenyalakítás stb.) is hatékonyan lehet azokat alkalmazni. A növekvő igényeknek megfelelően folyamatosan megjelentek továbbfejlesztett rendszerek, ilyen fejlesztések eredménye lett a Miskolci Egyetem Anyagszerkeztani és Anyagtechnológiai Intézetében található *Gleeble 3500*-as rendszer megszületése is.



4.1. ábra. A *Gleeble 3500* termo-mechanikus fizikai szimulátor a Miskolci Egyetem Anyagszerkeztani és Anyagtechnológiai Intézetében

A 4.1. ábrán látható *Gleeble 3500* közvetlen ellenállásfűtéssel (a próbatest méreteitől függően) akár 10 000 °C/s sebességgel képes felhevíteni a próbadarabokat. Az állandósult állapot elérése érdekében, nagy pontossággal, állandó hőmérsékleten lehet tartani a próbatestet, amelynek a vizsgált részén egyenletes hőmérséklet-eloszlás valósítható meg. A próbatesteket nagy hővezetőképességű befogókba kell elhelyezni, amelyek a nagy hűtési

sebességet lehetővé teszik. Ez a próbatest méretétől és a hűtési körülményektől függően akár 10 000 °C/s-ot is jelenthet. Amennyiben a hűtés közben vákuum alkalmazása nem szükséges, a próbadarab felületén mért hűtési sebesség speciális vízfűgőny hűtéssel jelentősen fokozható. Tekintettel a jellemző próbatest méretekre, és az alkalmazott hevítési-hűtési technikára, a felületen és a darab belsejében lejátszódó hőciklus közötti különbségek rendszerint elhanyagolhatók. A kívánt hőciklus eléréséhez a visszacsatolást termoelemek biztosítják. A *Gleeble 3500* mechanikai rendszere egy teljesen integrált szervohidraulikus rendszer, amely 100 kN statikus nyomó-, vagy húzóerőt is képes kifejteni. Az elmozdulás maximális mértéke 100 mm, maximális sebessége pedig 2000 mm/s lehet. Erőmérő cellák, különféle intervallumokat felölelő hossz- és keresztirányú útdók biztosítják a visszacsatolást a mechanikai vizsgálati program pontos végrehajtásához [100].

A fizikai szimuláció alkalmazása különösen az ívhegesztési technológiák esetén előnyös. Miközben ellenállás-ponthegesztés esetén a hegesztési paraméterablak még nagyszámú hegesztési próba esetén is elfogadható időn belül behatárolható [51] [103], addig védőgázos fogyóelektródás ívhegesztés esetén, különösen többretegű varratoknál, ez rendkívül költség- és időigényes folyamat, mivel korlátozott számú hegesztési próba készíthető el, ráadásul a reprodukálhatóság is kevésbé biztosított. A fizikai szimulátorokkal viszont az alapanyagból kimunkált próbatesteken, jól reprodukálható módon, számos technológiai változat vizsgálható.

4.2. Hőhatásövezeti szimuláció

A nemesített nagyszilárdságú acélok nem-egyensúlyi szövetszerkezetét a hegesztés hőciklusa irreverzibilisen megváltoztatja, a hegesztési folyamat eredményeként pedig egy inhomogén mikroszerkezettel és mechanikai tulajdonságokkal rendelkező hőhatásövezet alakul ki. A hőhatásövezetben létrejövő sávok a valós hegesztett kötésben, csekély kiterjedésük miatt, csak korlátozottan vizsgálhatók. A fizikai szimuláció segítségével viszont az alapanyagból kimunkált próbatesteken a hőhatásövezet különböző részei, a későbbi anyagvizsgálatoknak kedvező mérettartományban precízen előállíthatók [104]. A berendezés előnye, hogy a többretegű varratfelépítés esetén létrejövő kombinált hőhatásövezeti sávok szimulációjára is képes.

A hőhatásövezet kritikus sávjainak szívósságát hagyományos módon egyedül a „fél-V” és a „K” varratok kvázi egyenesnek tekintett beolvadási vonalának oldalán lehet megvizsgálni (ahogy azt a *Chabelka* vizsgálat is alkalmazza), azonban ekkor is nagy a bizonytalanság, hogy az ütőpróbatess bemetszése pont a vizsgálni kívánt sávon halad-e keresztül. Ráadásul a szabványos ütőpróbatess bemetszésének sugara ($R = 0,25$ mm) is legtöbbször meghaladja egy-egy kritikus hőhatásövezeti sáv szélességét [104]. A fizikai szimulátor segítségével a kívánt hőhatásövezeti sávot, a befogópofák közötti távolság,

illetve a vizsgálati paraméterek függvényében, akár 5-6 mm szélességben, homogén szerkezetben elő lehet állítani. A hőhatásövezet különböző sávjaiban végbemenő hőfolyamatokat az ismert hegesztési hőciklus modellek (például *Hannerz*, *Rosenthal* [105], *Rykalin* [71]) segítségével lehet leírni, amelyek a berendezéshez fejlesztett *QuickSim* szoftverben is elérhetők. Emellett lehetőség van arra, hogy a szimulációhoz mérési úton, illetve végelelemes módszer segítségével meghatározott hőciklusokat alkalmazzunk. Ebben az esetben manuálisan, az adott hőciklus idő-hőmérséklet diszkrét pontjainak megadásával kell megírni a szimuláció programját. Az ismertetett módszerek segítségével lehetőség nyílik arra, hogy a hőhatásövezet hegesztéstechnológia szempontjából kritikus sávjait elő tudjuk állítani, ami alapján meg lehet határozni azokat a hegesztési paramétereket, amelyek a követelményeknek megfelelő mechanikai tulajdonságokkal rendelkező hőhatásövezetet, végeredményében pedig hegesztett kötést eredményeznek.

Amennyiben a szimulált hőhatásövezeti sávokon ütvizsgálatokat szeretnénk elvégezni, akkor célszerű 10x10x70 mm méretű próbatesteket alkalmazni. Az elérendő hűtési sebességet a befogópofák közötti távolsággal is tudjuk befolyásolni; a hőhatásövezeti vizsgálathoz alapvetően 10 mm a javasolt távolság, ami indokolt esetében akár 5 mm-re is lecsökkenthető [106]. Amennyiben a későbbi vizsgálatok, vagy az elérendő hűtési sebesség úgy kívánja, akkor (furattal ellátott) próbatestek is alkalmazhatók (lásd az M10 mellékletet). A hőhatásövezeti vizsgálatok alkalmazása összetett, szakértői tudást igénylő feladat, a berendezés helytelen használata estén hibás szimulációkra, ebből adódóan pedig nem helytálló következtetésekre juthatunk. A tényleges hegesztési kísérletek és a hőhatásövezeti szimulációk kapcsolatának feltárásához sok esetben összehasonlító mikroszerkezeti és keménységvizsgálatokat célszerű végezni [104].

4.3. A hegesztési hőciklus matematikai leírása

A hegesztési hőciklus matematikai leírásához a hővezetés differenciálegyenletének hegesztésre alkalmazható megoldására van szükség, amelyet 1941-ben *Rosenthal* [105] és 1947-ben *Rykalin* [71] publikált. A két egyenértékű modell közül Nyugat-Európában és Amerikában a *Rosenthal*, közép- és kelet-Európában és a szovjet utódállamokban a *Rykalin* egyenletek terjedtek el. Mivel a hegesztést meghatározó fő körülmények rendkívül változatosak, a hőterjedési esetek leírására a hőforrások és a hegesztendő tárgyak jellegzetességei alapján különböző modelleket [107] kell képezni. A hőforrások térbeli kiterjedése alapján a következő lehetőségek vannak:

- pontszerű (0D) hőforrás,
- vonalszerű (1D) hőforrás,
- foltszerű (2D) hőforrás,
- volumetrikus (3D) hőforrás.

A hőforrások haladási sebességet illetően a következő esetekkel kell számolni:

- álló hőforrás,
- lassan mozgó hőforrás,
- gyorsan mozgó hőforrás.

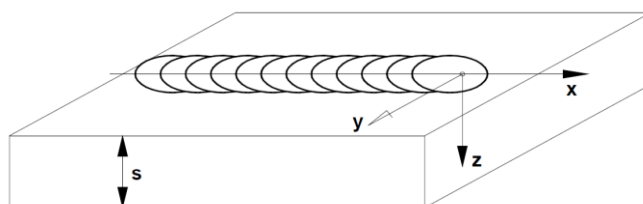
A hőforrás sebessége viszonylagos, mivel azt a hővezetés sebességéhez kell hasonlítani. Amennyiben a hőforrás gyorsabban mozog, mint ahogy a hőforrás haladási irányában a hő terjed, úgy gyors, ellenkező esetben lassú hőforrásról beszélünk. A hegesztendő tárgy a hőforráshoz hasonlóan nagy változatosságot mutat. A tárgyak teljes körű leírására a következő geometriai alakzatokat kell figyelembe venni:

- rúd (1D),
- vékony lemez (2D),
- középvastag lemez (2,5D),
- félvégtelen (nagyméretű) tárgy (3D).

Ha valamennyi esetet figyelembe vesszük és közülük nincsenek egymást kizáró esetek, akkor a lehetséges modellek száma 48-ra adódik. Ezek közül az ömlesztő hegesztések során három modellt szoktak kiemelni:

- vastag lemez, lassan mozgó, pontszerű hőforrás (3D vagy nagyttest-modell),
- vékony lemez, gyorsan mozgó, pontszerű hőforrás (2D vagy vékonylemez-modell),
- középvastag lemez, lassan mozgó, pontszerű hőforrás (2,5 vagy középvastaglemez-modell).

A hőfolyamatok leírására a 4.2. ábrán látható koordináta rendszert használják, amelyben a hőforrás a tárgy felszínén elhelyezkedő x tengely irányában halad egyenletes v sebességgel, az y és a z tengely az x tengelyre merőleges, olyan irányítottsággal, hogy jobbsodrású rendszert alkossanak, és a pozitív z tengely az anyagba irányuljon.



4.2. ábra. A modellek egységes koordináta rendszere [107]

Az előzőekben ismertetett modelleket az instacioner hővezetést leíró, térfogati hőforrás-eloszlás nélküli, Fourier-féle differenciálegyenletnek [108]

$$\rho c_p \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial z} \right), \quad (4.1)$$

hegesztési feladatokra történő megoldásához alkalmazzák [71]. Ehhez az alábbi egyszerűsítések, feltételezések bevezetése is szükséges [36]:

- az anyag homogén és izotróp,

- az anyag minden időpontban szilárd állapotban van,
- a fázisátalakulás során keletkező hő a hegesztési hőforráshoz képest elhanyagolható,
- a fizikai jellemzők a hőmérséklet függvényében állandók,
- a határfelületen nincs hőátadás (a határfelületek adiabatikusak),
- a hővezetés folytonos,
- a hegesztési hőforrás nulla térfogatú pontra, egyenesre vagy keresztmetszetre koncentrálódik.

Az előzőek közül szeretném kiemelni a fizikai jellemzők elhanyagolását, mint jelentősnek tekintett egyszerűsítést, amelyek a szerkezeti acélok esetén nagyban függenek a hőmérséklettől [109]. A közelítés pontossága azonban jelentősen javítható, ha a fizikai jellemzők hőmérsékletfüggő értékeit átlagoljuk [66].

Az előzőekben ismertetett egyszerűsítések figyelembevételével a differenciálegyenlet a

$$\frac{\partial T}{\partial t} = D \nabla^2 T, \quad (4.2)$$

alakra hozható [108], amelyben a diffúzivitás (hőmérsékletvezetési tényező) az alábbi összefüggéssel határozható meg:

$$D = \frac{\lambda}{c_p \rho}. \quad (4.3)$$

A peremfeltételek megadásával, azaz a megfelelő modell kiválasztásával a hővezetés differenciálegyenlete megoldható. A következőkben a kísérleti munka során alkalmazott *Rykalin-3D* [71] modellt mutatom be, eltekintve a részletes levezetéstől. Ebben a nagytömegű modellben a hővezetés domináns szerepe miatt a felületi hőátadás elhanyagolható. Egy félig végtelen test felületén lassan mozgó pontszerű hőforrás által létrehozott, állandósult állapotra érvényes hőmérsékletmező a

$$T(R, x) = T_0 + \frac{E_v}{2\pi\lambda R} e^{-\frac{v}{2D}(x+R)}, \quad (4.4)$$

összefüggéssel írható le, amelyben a háromdimenziós helyvektor:

$$R = \sqrt{x^2 + y^2 + z^2}. \quad (4.5)$$

A vizsgálandó acél fizikai jellemzőinek (λ , c_p , ρ) a helyvektornak (R) és a hegesztési paramétereknek (E_v , T_0) a függvényében a hőhatásövezet egyes sávjaiban végbemenő hőciklus függvények meghatározhatók. Az idő-hőmérséklet pontok ismeretében a szimulációs program összeállítható, a vezérelt termoelem pedig biztosítja a próbatestek középső részének teljes keresztmetszetében a hőhatásövezeti sáv homogén előállítását.

5. UNDERMATCHING HOZAGANYAG HATÁSÁNAK KÍSÉRLETI VIZSGÁLATA STATIKUS ÉS ISMÉTLŐDŐ IGÉNYBEVÉTEL ESETÉN

A hegesztési kísérletek elvégzésével egyrészt a *matching* kérdéskör vizsgálatát, másrészt a vizsgált nemesített nagyszilárdságú acélból készült, ismétlődő terhelésnek (kisciklusú fáradás, nagyciklusú fáradás, fáradásos repedésterjedés) kitett hegesztett kötések viselkedésének megismerését tűztem ki célul. A fáradásos repedésterjedési vizsgálatok elvégzésének további célja a hegesztett kötés különböző részei repedésterjedéssel szembeni ellenállásának összehasonlítása volt.

5.1. Az alkalmazott alapanyag tulajdonságai

A hegesztési kísérletekhez a svéd SSAB által gyártott 15 és 20 mm vastagságú, az MSZ EN 10025-6 [16] szerinti S960QL-nek megfelelő *Weldox 960 E* lemezeket használtam. A jelölésben az L a -40 °C-on garantált 27 J ütőmunkára utal, amelyet elsősorban a kén- és a foszfortartalom szigorúbb korlátozásával érnek el. A 15 mm vastagságú lemez vegyi összetételét az 5.1. táblázat tartalmazza (MSZ EN 10204 szabvány [117] szerinti 3.1-es műbizonylat alapján). A vizsgált alapanyagok vegyi összetételét és mechanikai tulajdonságait az M1 mellékletben szereplő gyártói műbizonylatok tartalmazzák. Visszautalva a 2.1.4. pontbeli elemzésre, célszerűnek tartom kiemelni a vizsgálandó szerkezeti acél szokásosnál nagyobb karbon, mangán és molibdén tartalmát, illetve az alkalmazott mikroötvözőket (B, V, Nb). A vizsgálandó alapanyaggal azonos gyártmányú, de különböző vastagságú lemezek vegyi összetételét az M2 melléklet tartalmazza.

5.1. táblázat. *Weldox 960 E* kohászati adagon mért vegyi összetétele tömegszázalékban a gyártói műbizonylat szerint

Weldox 960 E	C 0,17	Si 0,23	Mn 1,23	P 0,011	S 0,001	Cr 0,2	Ni 0,04
Mo 0,588	V 0,041	Ti 0,004	Cu 0,01	Al 0,061	Nb 0,017	B 0,001	N 0,002

A vegyi összetétel alapján – az Intézetünkkel kutatási kapcsolatban lévő finnországi Oulu Egyetemen összeállított program segítségével – az 5.2. táblázatban szereplő anyagi

UNDERMATCHING HOZAGANYAG HATÁSÁNAK KÍSÉRLETI VIZSGÁLATA

mérőszámokat határoztam meg, amelyeket a hegesztési kísérletek mellett a szimulációs kísérletek megtervezéséhez és az eredmények értékeléséhez is felhasználtam.

5.2. táblázat. Az alapanyag vegyi összetételéből meghatározható mérőszámok

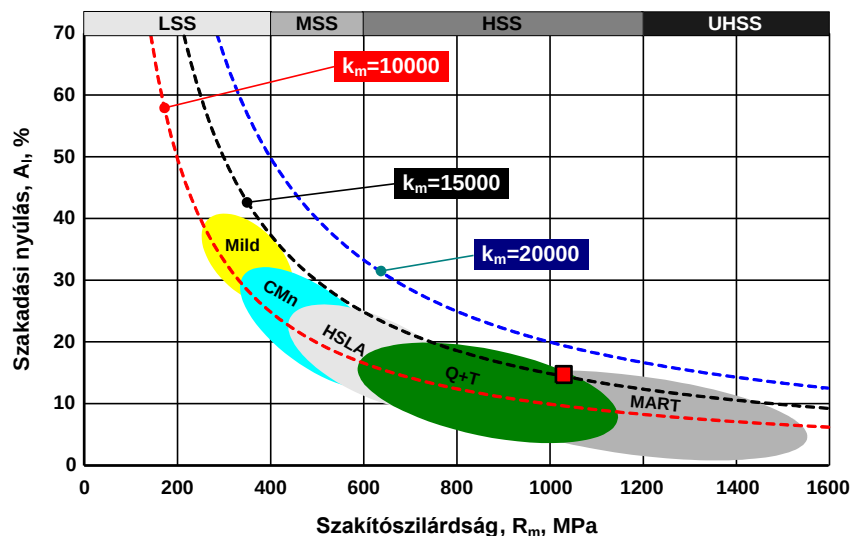
CEV	0,54%	A_{r3}	706 °C
CET	0,36%	A₁	719 °C
HV_M 100%	441 HV	B_{s, TTT}	609 °C
HV_B 100%	276 HV	B_{s, CCT}	553 °C
A₃	828 °C	M_s	431 °C
A_{c3}	853 °C	M_f	216 ±15 °C

A kísérletek során alkalmazott, 15 mm vastagságú *Weldox 960 E* acéllemez mechanikai tulajdonságait az 5.3. táblázat tartalmazza, amelyben szembevetendő, hogy a vizsgálandó acél egyezményes folyáshatárának és szakítószilárdságának viszonya 1-hez közeli érték.

5.3. táblázat. *Weldox 960 E* acéllemez mechanikai tulajdonságai gyártói műbizonylat szerint

R_{p0,2}, MPa	R_m, MPa	R_{p0,2}/R_m	A₅, %	KV_{-40 °C}, J
1014	1053	0,96	14	75

A vizsgált nemesített nagyszilárdságú acél további, szoftveres úton meghatározott anyagi mérőszámait, a folyamatos hűtésű átalakulási diagramokkal [118] együtt, az M3 melléklet tartalmazza. A vizsgálandó *Weldox 960 E* acélt a nagyszilárdságú acélok csoportosítására alkalmazott 5.1. ábrán [119] elhelyezve láthatjuk, hogy az a nagyszilárdságú acélok viszonylag kedvező anyagállandójú (k_m) acéljai között szerepel.



5.1. ábra. A kísérletek tárgyát képező *Weldox 960 E* acél helye az R_m - A_L diagramban

UNDERMATCHING HOZAGANYAG HATÁSÁNAK KÍSÉRLETI VIZSGÁLATA

A szakítószilárdság és a szakadási nyúlás ismeretében a 4.1 összefüggéssel a k_m értéke meghatározható; ennek alapján a *Weldox 960 E* anyagállandója 14742 MPa · % értékre adódik, amely lényegében megegyezik a *Weldox 700 E* és *Optim 700 QL* acélok anyagállandójával és meghaladja az SSAB DP 600, DP 800 és DP 1000 finomlemez kategóriáinak anyagállandóit (22).

$$k_m = R_m \cdot A_L \quad (5.1)$$

5.2. Az alkalmazott hozaganyagok tulajdonságai

A hegesztési kísérletek elvégzéséhez az *Union X96* jelölésű (MSZ EN ISO 16834 [30] szerinti G 89 5 M Mn4Ni2,5CrMo) *matching* és az eredetileg az S690QL szilárdsági kategóriához fejlesztett, *OK Tubrod 14.03* típusú (MSZ EN ISO 18276 [120] szerinti T 69 4 Mn2NiMo M M 2 H5), *undermatching* hozaganyagokat választottam. Az *undermatching* huzalelektróda kiválasztásakor a 2.4.3 fejezetben ismertetett szempontok figyelembevételével arra törekedtem, hogy a kisebb szilárdság mellett a százalékos szakadási nyúlása sokkal (közel 10%-kal) nagyobb legyen, mint a *matching* hozaganyagé. A hegesztési kísérletek során alkalmazott hozaganyagok vegyi összetételét (MSZ EN 10204 szabvány [117] szerinti 2.2-es, illetve 3.1-es típusú műbizonylat) és karbonegyenértékeit az 5.4. táblázat tartalmazza.

5.4. táblázat. A hozaganyagok vegyi összetétele és karbonegyenértékei tömegszázalékban

	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	V	Cu	Ti	Zr	Al	CEV	CET
X96	0,11	0,76	1,90	0,35	0,57	2,23	0,004	0,02	0,057	0,001	0,002	0,76	0,43
14.03	0,08	0,51	1,61	0,02	0,55	2,27	0,01	0,02	-	-	-	0,62	0,35

A két huzalelektróda közel azonos mennyiségű nikkelt tartalmaz. A választott *undermatching* huzalelektróda kisebb karbontartalommal rendelkezik, és nem tartalmaz krómot, ami kisebb repedésképződési hajlamot prognosztizál. Ehhez kapcsolódik, hogy az *undermatching* hozaganyag esetén a CET értéke lényegében megegyezik az alapanyagével (5.2. táblázat), a *matching* hozaganyag esetén azonban nagyobb. Az *Union X96* tömör huzalelektróda műbizonylatát az M4, az *OK Tubrod 14.03* fémportöltetű huzalelektróda gyártó által mért tipikus jellemzőit, illetve vegyi összetételét az M5 melléklet tartalmazza.

A kísérleteknél alkalmazott hozaganyagok mechanikai tulajdonságait, a (2.4)-es összefüggés szerint kiszámított relatív *undermatching* értékekkel együtt, az 5.5. táblázat foglalja össze.

 UNDERMATCHING HOZAGANYAG HATÁSÁNAK KÍSÉRLETI VIZSGÁLATA

5.5. táblázat. A hozaganyagok mechanikai tulajdonságai

	R_{p0,2}, MPa	R_m, MPa	A₅, %	KV-40 °C, J	r_{um}, %
X96	≥ 930	≥ 980	≥ 14	≥ 40	8,3
14.03	757	842	23	71	25,3

5.3. Hegesztési paraméterek és körülmények

A kísérletek során 15 és 20 mm vastagságú lemezeket alkalmaztunk, szimmetrikus X kötés kialakítás (kétoldali Y) és 80° leélezési szög mellett. A megszokott 60°-nál nagyobb leélezési szöget az indokolta, hogy a hegesztési kísérletek során elsősorban a hozaganyag hatásának elemzését tűzttem ki célul. A hegesztéstechnológia tervezésekor a 2.5. fejezetben leírtakat vettem figyelembe. A 2.5.1. fejezetben ismertetett előmelegítési hőmérséklet meghatározási („B”) módszer alapján ($H_d = 5 \text{ ml/100g}$ varratfém és kézi VFI esetén a fenti lemezvastagság tartományban a gyöksornál szokásos $E_v = 500 \text{ J/mm}$ feltételezésével) a 2.6 összefüggéssel meghatározott minimális előmelegítési hőmérsékleteket az 5.6. táblázat tartalmazza.

5.6. táblázat. Az MSZ EN 1011-2 szabvány „B” módszere alapján meghatározott minimális előmelegítési hőmérsékletek, °C

Alapanyag és hozaganyagok	s = 15 mm	s = 20 mm
Weldox 960 E	90	108
Union X96	141	159
OK Tubrod 14.03	83	101

Korábbi kísérleteim tapasztalatait is figyelembe véve, a hegesztett kötések tulajdonságai összehasonlíthatásának biztosítása érdekében, mindkét hozaganyag esetében a 15 mm vastagságú lemezeknél előmelegítési hőmérsékletnek 180 °C-ot, rétegeközi hőmérsékletnek pedig 150 °C-ot alkalmaztunk, amelyeket a kísérletek során hőkréták segítségével ellenőriztünk. A 20 mm vastagságú lemezek hegesztésekor, az előzőekben leírt szempontok alapján az előmelegítési hőmérsékletet 200 °C-ra állítottuk be. A hegesztési paraméterek kiválasztásakor mindkét lemezvastagság esetén arra törekedtem, hogy a $t_{8,5/5}$ hűlési idő a töltősorok esetén 7-8 s tartományban legyen, a gyöksor esetén pedig 5 s-nál ne legyen kevesebb.

A hegesztési kísérletek kivitelezésekor a hegesztési paraméterek (U , I , t_{heg} , v_e) rögzítésére minden esetben a *HKS Prozesstechnik* által fejlesztett WeldQAS folyamatfelügyelő rendszert alkalmaztam. A rendszer különböző szenzorok segítségével alkalmas a hegesztőkészüléken, illetve gázpalackon beállított paraméterek ellenőrzésére és rögzítésére. A hegesztett kötések az Anyagszerkezettani és Anyagtechnológiai Intézet

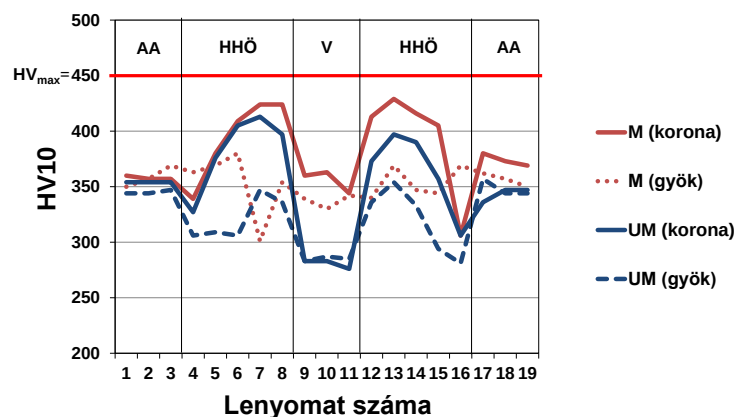
UNDERMATCHING HOZAGANYAG HATÁSÁNAK KÍSÉRLETI VIZSGÁLATA

Hegesztéstechnológiai Laboratóriumában rendelkezésre álló *Rehm MegaPuls 500 W* szinergikus hegesztőgépen készítettük el, MSZ EN ISO 14175 [121] szerinti M21 (82% Ar + 18% CO₂) védőgáz alkalmazásával. A hegesztési sebesség állandóságának biztosítása érdekében a kísérletek során a gyöksor kivételével hegesztőkocsit alkalmaztunk. A WeldQAS folyamatfelügyelő rendszer segítségével rögzített hegesztési paramétereket és a hegesztési kísérlet körülményeit az M6 melléklet tartalmazza.

5.4. Klasszikus anyagvizsgálati eredmények

A hegesztést követően a hegesztett kötéseken szakító- és keménységvizsgálatokat végeztem. Az alkalmazott lapos szakító próbatestek vizsgálati keresztmetszete 25x15 mm volt. Figyelembe véve a vizsgálandó acél 1000 MPa-t meghaladó szakítószilárdságát, a próbatesteket ZD 100 típusú hidraulikus anyagvizsgáló berendezésen szakítottuk el. A *matching* hegesztett kötés átlagos szakítószilárdsága 1070 MPa (± 3 MPa), az *undermatching* hegesztett kötés átlagos szakítószilárdsága 913 MPa (± 4 MPa) volt. Az előbbi esetben az első próbatest a varratban, a második a hőhatásövezetben, az utóbbi esetben mindkét próbatest a varratban szakadt.

A hegesztett kötésekben kimunkált csiszolatokról készült makrofelvételek az M6 mellékletben találhatók. A keménységvizsgálatok során 2-2 mm-rel a korona oldal alatt, valamint a lemezvastagság felénél lenyomatsorozatokat készítettünk. A keménységvizsgálatok eredményeit az 5.2. ábra szemlélteti.



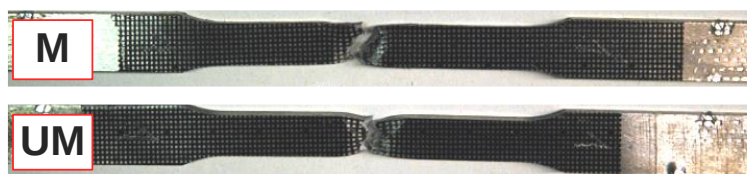
5.2. ábra A különböző szilárdságú hozaganyaggal készült hegesztett kötések keménységeloszlása (M: matching, UM: undermatching)

Az eredményekből megállapítható, hogy mindkét hegesztési próbadarab teljesítette az MSZ EN ISO 15614-1 [59] szabvány többretegű, utóhőkezelés nélküli varratokra meghatározott keménységi (450 HV10) előírását. A diagramon látható, hogy az *undermatching* varrat keménysége nem érte el a 300 HV10-et, miközben a *matching* varrat esetén 350 HV10 körüli értékeket mértünk.

5.5. Szakítóvizsgálatok optikai alakváltozásmérő rendszerrel

A hagyományos szakítóvizsgálat mellett egy speciális, optikai alakváltozásmérő rendszer segítségével részletesebben is megvizsgáltam a *matching* és az *undermatching* hegesztett kötések alakváltozásának folyamatát. Az eredetileg az alakítástechnológiák elemzéséhez fejlesztett *AutoGrid* elnevezésű optikai mérőrendszert a német *Vialux* fejlesztette. Az Intézet a berendezés alkalmazásában, különösen az alakítási határdiagramok felvételében jelentős tapasztalatokkal rendelkezik [122]. A négy darab nagyfelbontású, érzékeny, mobil mérőfejes CCD kamera képes a vizsgálandó munkadarab alakváltozásának folyamatos nyomon követésére. A vizsgálat végrehajtása előtt a próbatestek felületét egy négyzetes hálóval kell ellátni, amelyhez általában szitanyomásos nyomdatechnikát alkalmaznak. Fontos, hogy a méréshez felvitt háló az alakváltozásokat károsodás nélkül elviselje. A több kamera alkalmazásának célja a háló csomóponti 3D koordinátáinak pontos meghatározása. A berendezéshez rendelkezésre álló szoftver a háló alakváltozásából képes meghatározni a mérnöki és a valódi nyúlást.

Az egytengelyű statikus húzóterhelés következményeként végbemenő alakváltozási folyamat elemzéséhez a *matching* és az *undermatching* típusú hegesztett kötések közül lapos szakító próbatesteket munkáltunk ki. A próbatestek kimunkálásakor arra törekedtünk, hogy a hegesztett kötés két oldaláról azonos mértékű anyagot válasszunk le. A szakító próbatestek vizsgálati keresztmetszetét a szokásosnál kisebbre, 8,5x5 mm-re választottam, abból a célból, hogy az $F_{max} = 250$ kN terhelhetőségű, MTS 312 típusjelű, elektrohidraulikus anyagvizsgáló berendezéssel szakadásig lehessen terhelni azokat. A próbatestek felületére előzetesen 1x1 mm hálót vittünk fel. A vizsgálati elrendezés az M6 mellékletben, a lapos keresztirányú szakító próbatestekről a vizsgálatok elvégzése után készült felvételek az 5.3. ábrán láthatók.

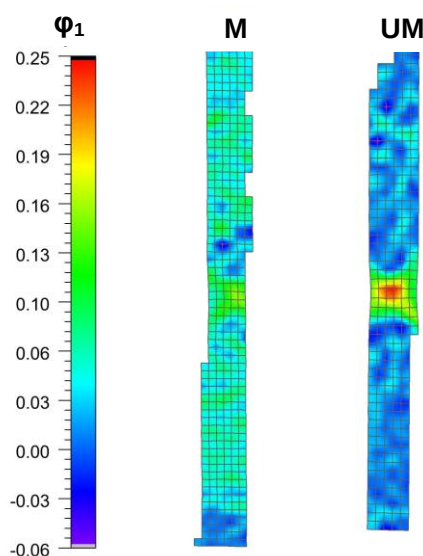


5.3. ábra. A vizsgálathoz behálózott lapos szakító próbatestek a szakadást követően

A berendezésen beállított állandó elmozdulási sebesség 0,2 mm/s volt. A *matching* hegesztett kötés szakítószilárdsága 1064 MPa értékre, az *undermatching* kötése pedig 854 MPa-ra adódott. A *matching* kötés a varrat szélén, az *undematching* a varrat közepén szakadt. A vizsgálat végrehajtásakor a kamerát úgy állítottuk be, hogy másodpercenként 5 felvétel készüljön. A szakítóvizsgálat elvégzését követően a szoftver a valódi nyúlás értékét a próbatesttel együtt maradó alakváltozást szenvedett háló minden csomópontjában kiszámította.

UNDERMATCHING HOZAGANYAG HATÁSÁNAK KÍSÉRLETI VIZSGÁLATA

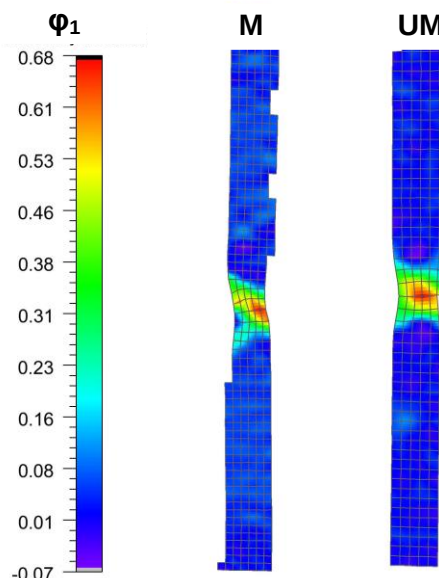
Az 5.4. ábrán, a *matching* és az *undermatching* hegesztett kötésekből kimunkált próbatesteken, a maximális erőnél mért valódi nyúlás értékek láthatók. Az ábrából következik, hogy az *undermatching* kötés esetén az alakváltozás zömében a varratra koncentrálódott. Ennek megfelelően a maximális erőnél a varratban mért valódi nyúlás mértéke a *matching* kötéshez képest nagyobb volt. Ez a jelenség összhangban van a 2.18. ábrával.



5.4. ábra. A maximális erőnél mért valódi nyúlás

Az *undermatching* kötés soros összeállítású heterogén kötésként fogható fel, amelynek elemeire ugyanaz a húzóerő hat. Amikor a próbatestre ható hosszirányú húzófeszültség a varrat anyagának folyáshatárát eléri, a varrat anyaga megfolyik és ez a varratszélességnek megfelelő nagyságú lokális maradó alakváltozást eredményez, miközben az alapanyag (és feltételezhetjük, hogy a hozzá közelálló szilárdságú hőhatásövezet) még rugalmas vagy kvázirugalmas állapotban van. A képlékeny alakváltozás a varratban (a keményedő anyagmodell szerint) a keményedési kitevőnek megfelelő enyhe szilárdságnövelést is okoz.

A *matching* típusú kötés esetén a kötés három alapvető része közel azonos szilárdságú és a húzóterhelés alatti viselkedését csak az esetleges (keskeny) kilágylt zónák befolyásolják. Az 5.4. ábra mutatja, hogy az alakváltozás eloszlása a próbatest hossza mentén közel homogén. Az 5.5. ábra a szakadás előtti pillanatban mért valódi nyúlás értékeket szemlélteti, amely alapján megállapítható, hogy a két próbatest esetén a mért legnagyobb valódi nyúlás közel azonos volt. Ez összhangban van a próbatesteken mért kontrakció értékekkel, amelyek mértéke mindkét esetben 41% volt. Ez azt jelenti, hogy a kontrakciót megelőzően, vagyis a képlékeny instabilitást elérésekor az *undermatching* varratnak nagyobb az alakváltozó képessége.



5.5. ábra. A szakadás pillanatában mért valódi nyúlás

Az optikai alakváltozásmérő rendszer segítségével feltárt jelenség megerősíti azt a feltételezésemet, hogy 10-25% mértékű relatív *undermatching*-gel rendelkező hozaganyag használata a biztonságot szolgálja, mivel az esetleges túlterheléskor a varrat képlékeny viselkedése, felkeményedés és képlékeny tartaléka segít elhárítani a hegesztett szerkezet váratlan törését. Az *undermatching* hozaganyag alkalmazásának előnye még szembeűnőbb a nem teljes keresztmetszetű tompavarratos és a sarokvarratos kötések esetében, ahol a kisebb varratszilárdság a nagyobb varratmérettel tetszés szerint kompenzálható.

5.6. Kisciklusú fárasztóvizsgálatok és eredményeik

A kisciklusú fárasztó vizsgálatokat szintén az MTS 312 típusjelű, elektrohidraulikus anyagvizsgáló berendezésen végeztük, a *TestStar II* vezérlő szoftver alkalmazásával. Az alkalmazott próbatest geometriát és a kisciklusú fárasztóvizsgálatok körülményeit az M7 melléklet tartalmazza. Az alakváltozás vezérléséhez, illetve méréséhez 10 mm mérőhosszúságú axiális nyúlásmérőt alkalmaztunk. A vizsgálatok szobahőmérsékleten, levegőn, laboratóriumi körülmények között folytak. A vezérelt teljes alakváltozás amplitúdó aszimmetria tényezője $R = -1$, a terhelési függvény alakja háromszög függvény volt; a vizsgálati frekvenciát 0,4 Hz-re választottuk. Tönkremeneteli kritériumnak a húzó oldali maximális erő 10%-os csökkenését állítottuk be.

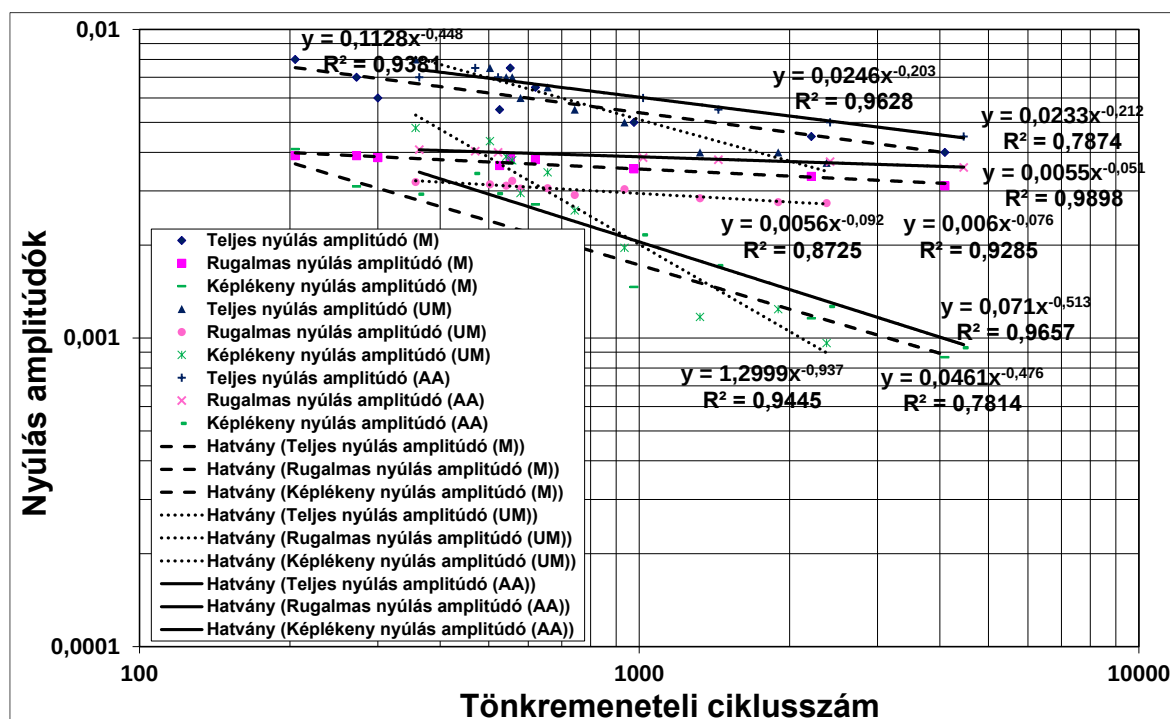
A számítógépi program tárolja a reprezentatív hiszterézis görbéket, egy-egy görbét száz-száz összetartozó ponthalmazzal jelenít meg. A tárolt adatok és diagramok tanulmányozása sok információt szolgáltat a berendezés szabályozó körének helyes beállítására, a berendezés állapotára, a vizsgált anyag fáradási keményedésére/lágyulására,

UNDERMATCHING HOZAGANYAG HATÁSÁNAK KÍSÉRLETI VIZSGÁLATA

a fáradási repedés megjelenésére és jelenlétére vonatkozóan. Az egyes próbatestek fárasztását követően a tárolt adatokat mindig elemeztük, megállapítva az esetleges eltéréseket, hiányosságokat, az eredmények felhasználhatóságát és növelve a vizsgálsorozat megbízhatóságát.

Az alapanyagból, illetve a 15 mm lemezvastagságú *matching* és *undermatching* hegesztett kötésből kimunkált 6 mm átmérőjű, hengeres kisciklusú fárasztó próbatesteket eltérő teljes nyúlás amplitúdóval tönkremenetelig fárasztottuk. Az alkalmazott tönkremeneteli kritérium esetén viszonylag nagyra tekinthető repedésméretig fárasztottunk. A próbatestek befogására MTS gyártmányú 680.01 típusú hidraulikus befogót, az alakváltozás mérésére pedig rövid mérőhosszúságú, axiális extenzométert alkalmaztunk. Ezt követően kigyűjtöttem a szükséges mérőszámokat, amelyek felhasználásával a nyúlás amplitúdó-tönkremeneteli ciklusszám, képlékeny nyúlás amplitúdó-feszültség amplitúdó kapcsolatokat a vizsgált alapanyagra és hegesztett kötésekre diagramokon ábrázoltam, majd meghatároztam a mennyiségek közötti függvénykapcsolatok paramétereit.

Az S960QL alapanyag, a *matching* és az *undermatching* hegesztett kötésen mért tönkremeneteli ciklusszámok és nyúlás amplitúdók felhasználásával rajzolt nyúlás amplitúdók-tönkremeneteli ciklusszámok közötti kapcsolatot az 5.6. ábra görbéi szemléltetik.



5.6. ábra. A kisciklusú fárasztó vizsgálat során mért nyúlás amplitúdók értékei a tönkremeneteli ciklusszám függvényében

 UNDERMATCHING HOZAGANYAG HATÁSÁNAK KÍSÉRLETI VIZSGÁLATA

A diagramban feltüntettem a közelítő függvények egyenleteit és azok korrelációs indexeinek négyzetét is. A hegesztett kötéseken mért nyúlás amplitúdó értékek nagyobb eltérésekkel helyezkednek el a regressziós közelítő függvények körül, mint az alapanyagnál. A nagyobb szóródás a hegesztett kötések inhomogén felépítésével magyarázható. A matching hegesztett kötés rugalmas és képlékeny nyúlás amplitúdói, ebből adódóan a teljes nyúlás amplitúdók is elmaradnak az alapanyagon mért értékekhez képest. A matching kötés ciklikus folyásgörbéje rendre az alapanyagé alatt halad, ami a hegesztett kötés alapanyaghoz képest kedvezőtlenebb mikroszerkezetével van összefüggésben (M7 és M11 melléklet). A hegesztéstechnológia fejlesztésével, illetve a technológia gondos betartásával a hegesztett kötések tönkremeneteli ciklusszámai (mindkét hozaganyag esetén) az alapanyagéhoz közelíthetők.

Az *undermatching* hegesztett kötés rugalmas nyúlás amplitúdója a vizsgált tartományban a *matching* hegesztett kötés és az alapanyag értéke alatt maradt. A képlékeny nyúlás amplitúdó viszont a kisebb ciklusszámok ($N_t \leq 1000$) esetén meghaladta az alapanyag és a *matching* hegesztett kötés vizsgálata során mért értékeket. Nagyobb ciklusszámok esetén azonban elmaradt a *matching* kötés kisciklusú fárasztásakor mért eredményektől. Ennek valószínű oka, hogy az *undermatching* kötés esetén a repedés kisebb ciklusszám alatt jelenik meg, viszont a repedéscsúcs környezetében lévő jelentős képlékenyzóna mérete miatt lassabban terjed, mint a nagyobb folyáshatárú varrat esetében. E két, egymással ellentétes hatás eredményezi az élettartamban megmutatkozó különbséget. Az *undermatching* kötésnél a teljes nyúlás amplitúdó a kisebb tönkremeneteli ciklusszámok ($N_t \leq 800$) esetén meghaladta a *matching* kötésen mért értéket, és elérte az alapanyag teljes nyúlás amplitúdóját.

A képlékeny nyúlás amplitúdó és a feszültség amplitúdók kapcsolatát leíró görbék az M7 mellékletben szerepelnek. A kisebb folyáshatárú varrattal készült hegesztett kötés feszültség amplitúdója jóval alacsonyabban haladt, mint a *matching* típusú varrat és az alapanyag feszültség amplitúdója.

A repedések megjelenésének helyét illetően érdemes megjegyezni, hogy a *matching* típusú hegesztett kötés esetében a repedés a hőhatásövezeten belül a szubkritikus és az interkritikus sáv határán, az *undermatching* kötés esetében pedig rendre a varratban keletkezett. A repedésekről készült felvételeket az M7 melléklet tartalmazza. Az optikai mikroszkópos vizsgálatok mellett a repedéskeletkezés körülményeinek feltárása céljából a repedések környezetében keménységmérést végeztem. A *matching* hegesztett kötés esetében a repedés környezetében mért keménység a hőhatásövezetben a 260-290 HV10 közötti tartományban volt, 330 HV10 alapanyag keménység és 350-360 HV10 körüli varratkeménység mellett. Az *undermatching* kötés esetében a repedések környezetében a vártnál kisebb (240-260 HV10) keménységeket mértem.

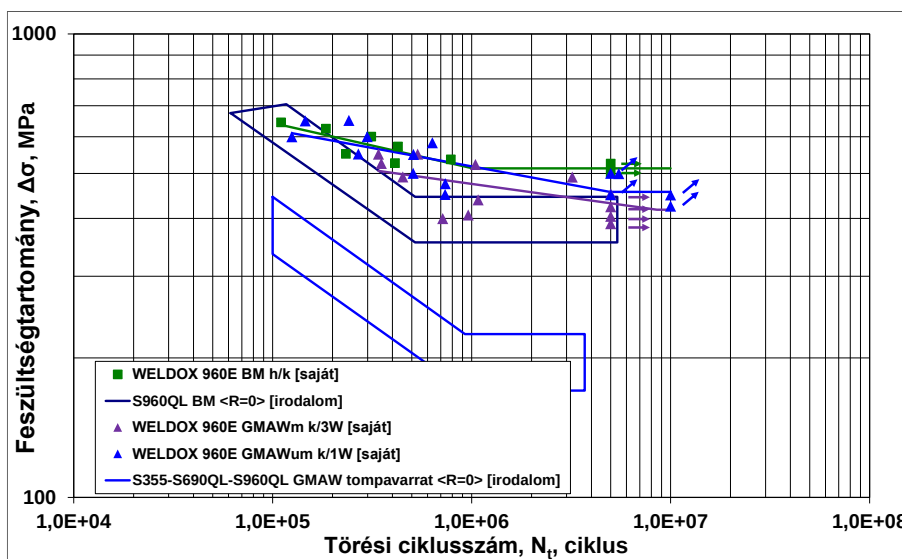
UNDERMATCHING HOZAGANYAG HATÁSÁNAK KÍSÉRLETI VIZSGÁLATA

Tekintettel arra, hogy a kisciklusú fáradás előfordulásakor a tervezői méretezés vagy ellenőrzés rendszerint a képlékeny nyúlás amplitúdó felhasználásával, a *Manson-Coffin* összefüggés alapján történik, indokolt a hegesztett kötésekben mért adatok meghatározása és alkalmazása. Ebben a tekintetben egy bizonyos ciklusszám alatt az *undermatching* típusú hegesztett kötés kedvezőbb választás lehet. Ugyanakkor szükséges megjegyezni, hogy a hegesztett kötések élettartama, heterogén szerkezetükből eredően, rendszerint elmarad az alapanyagokétól, a mért értékek szórása pedig rendre nagyobb.

5.7. Nagyciklusú fárasztó vizsgálatok és eredményeik

A nagyciklusú fárasztó vizsgálatokat a 3.2. fejezetben bemutatott módszer szerint végeztük el. Az alapanyag és a *matching* kötések vizsgálata során a próbatestek a 20 mm lemezvastagságú lemezekből és hegesztett kötésekben, az *undermatching* kötések esetén pedig a 15 mm lemezvastagságú hegesztett kötésekben munkáltuk ki. A nagyciklusú fárasztóvizsgálatokhoz alkalmazott lapos próbatestek geometriáját, illetve kimunkálásukat az alapanyagokból és a hegesztett kötésekben az M8 melléklet tartalmazza. A vizsgálatokat MTS 810 típusjelű, univerzális, elektrohidraulikus anyagvizsgáló berendezéssel végeztük. A vezérlési mód állandó terhelésamplitúdójú, a terhelési aszimmetria tényező pedig a teljes vizsgálatsorozatban állandó értékű, $R = 0,1$ volt. A vizsgálatokat szobahőmérsékleten, laboratóriumi körülmények között, és szinusz alakú terhelési függvénnyel végeztük; a terhelési frekvencia értéke $f = 30$ Hz volt.

A nagyciklusú fárasztóvizsgálatok eredményeit az 5.7. ábrán szereplő diagram (Wöhler görbék) segítségével, irodalmi adatokkal [123] [124] kiegészítve mutatom be.



5.7. ábra. Az alapanyagon és a hegesztett kötésekben végzett nagyciklusú fárasztóvizsgálatok eredményei

UNDERMATCHING HOZAGANYAG HATÁSÁNAK KÍSÉRLETI VIZSGÁLATA

Az adatok táblázatos formában az M8 mellékletben is megtalálhatók. Azoknak a próbatesteknek a táblázati sorában, amelyek a szokásosnak mondható $5 \cdot 10^6$, illetve $1 \cdot 10^7$ ciklusszámokat, továbbá az esetenként ezektől eltérő ciklusszámokat törés nélkül elviselték, „NEM tört” megjegyzés szerepel. Ezen próbatestek vizsgálati eredményeit, az elterjedt gyakorlatnak megfelelően, az ábrán nyíl ($\rightarrow$) jelöli. Fontos megjegyezni, hogy a [124] forrásban közölt, az S355, az S690QL és az S960QL anyagok VFI (GMAW) tompavarratos kötéseire összevontan vonatkozó intervallumok túlzottan általánosítónak tekinthetők, az összehasonlításokhoz mégis felhasználtam azokat. Az eredmények ismeretében megállapítható, hogy a vizsgált alapanyagon és hegesztett kötésekén mért eredmények, különösen az alapanyag és az *undermatching* kötés esetén, a Eurocode 3-ban [15] szereplő határgörbék felett helyezkednek el.

A nagyciklusú fárasztóvizsgálatok számszerűsített eredményeit, a (3.7) összefüggésen alapuló (3.8) összefüggés paramétereit (m és $\lg(a)$), valamint a görbék további jellemzőit, az 5.7. táblázat foglalja össze.

5.7. táblázat. A nagyciklusú fárasztóvizsgálatok számszerűsített eredményei

Anyagminőség	Kimunkálás / repedésterjedés	m	$\lg(a)$	N_k	$\Delta\sigma_D$
		–	–	ciklus	MPa
S960QL	BM h/k	10,288	33,887	$1,014 \cdot 10^7$	513
	GMAWm k/3W	16,722	50,737	$8,535 \cdot 10^7$	417
	GMAWum k/1W	12,594	40,185	$4,944 \cdot 10^7$	456

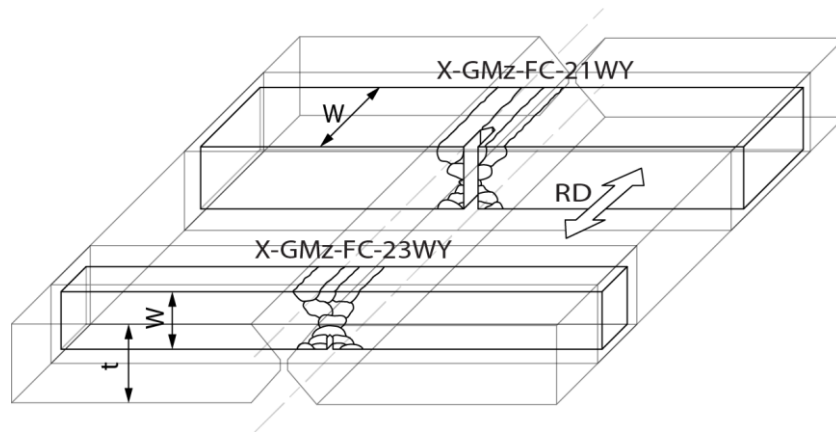
A vizsgált Weldox 960 E alapanyag nagyciklusú fáradással szembeni ellenállása kedvezőbb, mint a belőle készített *matching* és *undermatching* hegesztett kötéseké. Fontos eredménynek tekintem, hogy az acél *undermatching* (GMAWum) kötésének nagyciklusú fáradással szembeni ellenállása meghaladta a *matching* (GMAWm) kötés ellenállását, azaz az *undermatching* elven történő hozaganyag-választás nem volt káros hatással a hegesztett kötés nagyciklusú fáradással szembeni ellenállására. Összefoglalásként megállapítható, hogy az ismertett hegesztéstechnológiákkal a nagyciklusú fáradási tulajdonságok tekintetében is megfelelő minőségű hegesztett kötések készíthetők. Az eredmények igazolták továbbá, hogy a JSME szabványban [82] található 14 próbatestes módszer szellemiségében is alkalmazható a nagyciklusú fáradással szembeni ellenállást kifejező határgörbék meghatározására.

5.8. Fáradásos repedésterjedési sebesség vizsgálatok és eredményeik

A fáradásos repedésterjedési sebesség vizsgálatokat a 3.3. fejezetben leírtak szerint terveztem meg és végeztük el. A Weldox 960 E alapanyagon és a belőle készült 20 mm lemezvastagságú *matching* típusú hegesztett kötésekéből a repedésterjedési ellenállás

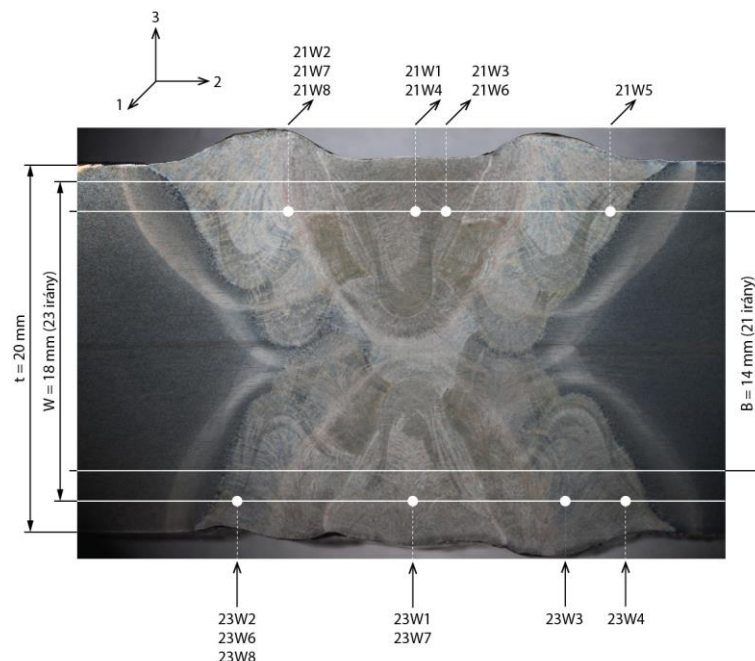
UNDERMATCHING HOZAGANYAG HATÁSÁNAK KÍSÉRLETI VIZSGÁLATA

jellemzése céljából három ponton terhelt hajlító (TPB) próbatesteket munkáltunk ki a hegesztett kötés különböző részeiből. A próbatestek darabszámát és névleges geometriai méreteit az M9 melléklet, a hegesztett kötésből történő kimunkálásuk helyét pedig az 5.8 ábra tartalmazza. Az ábrán RD a lemez alapanyagok hengerlési irányát jelöli.



5.8. ábra. A fáradásos repedésterjedési sebesség vizsgálatokhoz alkalmazott próbatestek kimunkálása a matching hegesztett kötéseiből

A hegesztett kötés egyes részeinek jellemzése, illetve a statisztikus megközelítés érdekében a bemetszések helyei, mindkét orientációban, a hegesztett kötés középvonalához képest változtak, amelyre az 5.9. ábra mutat példát (S960QL, 21W és 23W orientációk).



5.9. ábra. A bemetszések elhelyezése a 20 mm vastagságú matching hegesztett kötésen

A vizsgálatokra a [96] előírás alapján, MTS gyártmányú, univerzális, elektrohidraulikus anyagvizsgáló berendezésen (MTS 312) került sor. A vezérlési mód az előreprogramozott fázisban ΔK -csökkentéses, a repedésterjesztési fázisban pedig állandó terhelésamplitúdójú,

UNDERMATCHING HOZAGANYAG HATÁSÁNAK KÍSÉRLETI VIZSGÁLATA

a terhelés aszimmetria tényező a teljes vizsgálatsorozatban állandó értékű, $R = 0,1$ volt. A vizsgálatokat szobahőmérsékleten, laboratóriumi közegben és szinusz alakú terhelési függvénnyel végeztük, a terjedő repedést pedig optikai úton [100] követtük.

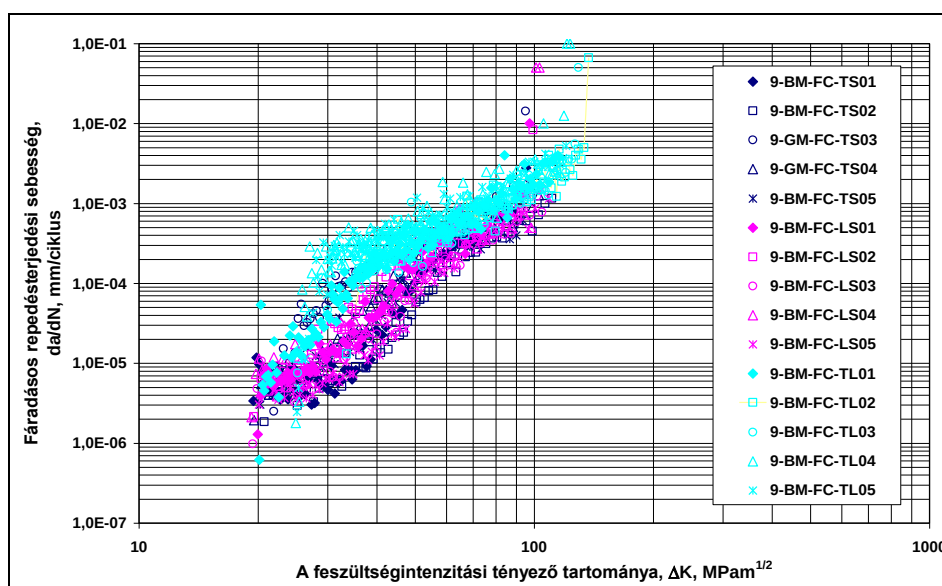
A vizsgálatok további lényeges adatait az 5.8. táblázat foglalja össze.

5.8. táblázat. A fáradásos repedésterjedési sebesség vizsgálatok legfontosabb jellemzői

Anyagminőség	Kimunkálás / repedésterjedés	Repedéskövetési módszer	ΔF	f
			kN	Hz
S960QL	BM T-S, L-S	optikai	3,0; 3,3	50-1
	BM T-L	optikai	9,9-11,9	20-1
	GMAW _m T-L/21W	optikai	3,6-6,4	50-1
	GMAW _m T-S/23W	optikai	11,25-15,3	20-1

A táblázat ΔF (kN) jelű oszlopa a terhelő erő tartományát tartalmazza, az intervallum, illetve a több konkrét érték megadása arra utal, hogy a terhelő erő tartománya egy adott vizsgálati csoporton belül nem minden próbatestre volt azonos. A táblázat f (Hz) jelű oszlopában a vizsgálat során alkalmazott frekvencia értékek szerepelnek, az egyes próbatesteken elvégzett vizsgálatok mindig a nagyobb frekvencia értékkel kezdődtek, amelyet – a vizsgálat közben – a terjedő repedés követhetősége érdekében, több lépésben csökkenteni kellett.

Az S960QL jelű alapanyagból, különböző orientációkban készült próbatesteken elvégzett fáradásos repedésterjedési sebesség vizsgálatok kinetikai diagramjait az 5.10. ábra mutatja be.

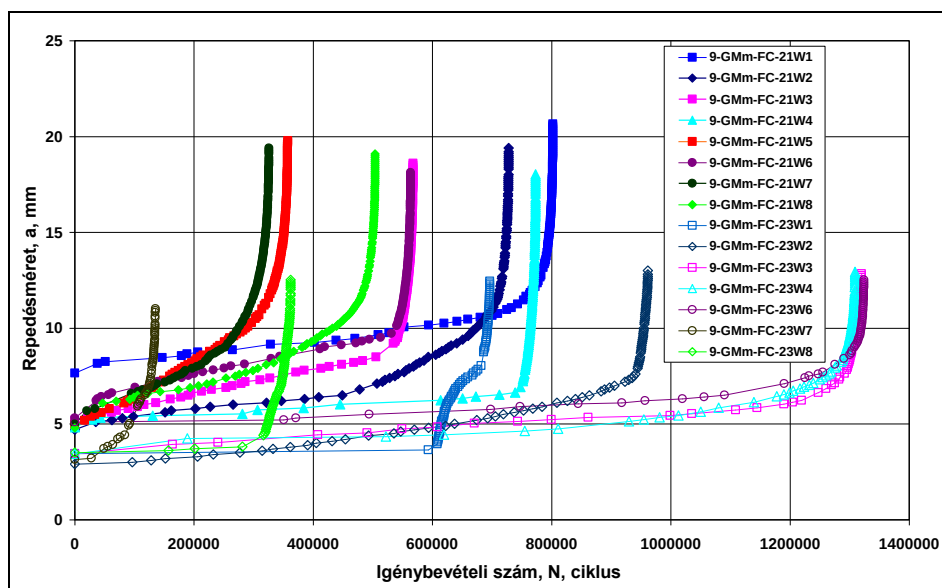


5.10. ábra. Alapanyag próbatesteken elvégzett fáradásos repedésterjedési sebesség vizsgálatok kinetikai diagramjai

UNDERMATCHING HOZAGANYAG HATÁSÁNAK KÍSÉRLETI VIZSGÁLATA

Az ehhez kapcsolódó eredményeket, illetve az alapanyagon és a hegesztett kötésen elvégzett fáradásos repedésterjedési sebesség vizsgálatok statisztikai mintáit az M9 mellékletben lévő táblázatok foglalják össze.

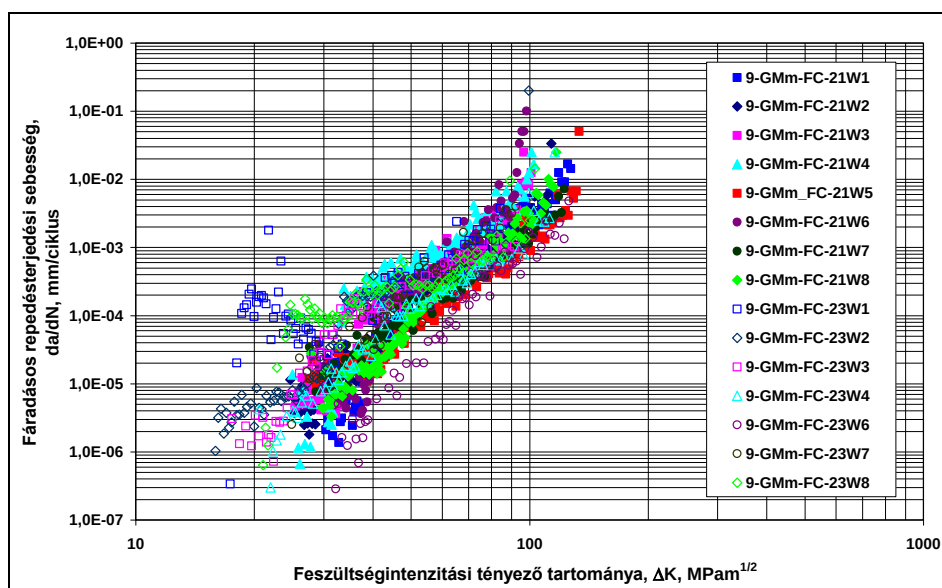
A 20 mm lemezvastagságú *matching* hegesztett kötéseiből készült próbatesteken elvégzett vizsgálatok repedésméret-igénybevételi szám görbéit az 5.11. ábra szemlélteti, négy elfárasztott próbatestet és egy töretfelületet pedig az M9 mellékletben láthatunk. A görbék töréspontjai kötődnek a különböző anyagszerkezettani sajátosságokat hordozó tartományokhoz. Az eltört próbatestek a bemetszések elhelyezésének változtatásait, a töretfelület a szimmetrikus repedésterjedést szemléltetik.



5.11. ábra. A *matching* hegesztett kötéseiből készült próbatesteken elvégzett fáradásos repedésterjedési sebesség vizsgálatok repedésméret-igénybevételi szám görbéi

A *matching* hegesztett kötésekből készült próbatesteken elvégzett vizsgálatok kinetikai diagramjait az 5.12. ábrán láthatjuk, az eredményeket pedig részletesen az M9 melléklet tartalmazza. A hegesztett kötésből kimunkált próbatestek tekintetében a két vizsgált irányban (21W és 23W), a különbség az alapanyaghoz hasonlóan nem bizonyult szignifikánsnak. A próbatestekről készült felvételek, amelyeken a repedések terjedése is jól beazonosítható, szintén az M9 mellékletben szerepelnek. Az 5.12. ábrán bemutatott kinetikai diagramok első, a kis repedésterjedési sebességekhez tartozó részei – különösen a 23W orientációban – jól mutatják a kötés eltérő helyeiről induló repedések közötti különbségeket. A kinetikai diagramokon látható, hogy a varratban bemetszett próbatestek esetén a repedések terjedése viszonylag nagy sebességgel indult meg. Amikor ezek a repedések elérik a néhány milliméteres méretet, a kezdeti különbségek kiegyenlítődnek. Ez azzal magyarázható, hogy a többrétegű varratfelépítés miatt a varrat belső rétegei megeresztesen mennek keresztül.

UNDERMATCHING HOZAGANYAG HATÁSÁNAK KÍSÉRLETI VIZSGÁLATA



5.12. ábra. A matching hegesztett kötésből kimunkált próbatesteken elvégzett fáradásos repedésterjedési sebesség vizsgálatok kinetikai diagramjai

A hegesztett kötés különböző részeinek összehasonlítása érdekében célszerű részletesebben megvizsgálni a 9-GMm-FC-23W1 jelű és a 9-GMm-FC-23W6 jelű próbatestek kinetikai diagramjait. Miközben az előbbi próbatestben a repedés a varratban keletkezett és végig a varratban terjedt tovább, addig a másik esetben a repedés a durvaszemcsés és a normalizált hőhatásövezeti sáv határán, viszonylag lassan/későn indult el, és lényegében a hőhatásövezet további részein áthaladva végig az alapanyagban terjedt tovább, egészen a tönkremenetelig. A 9-GMm-FC-23W4 és a 9-GMm-FC-23W6 próbatestek esetén hasonló volt a bemetszés helyzete, ebből adódóan a repedésterjedés is döntően a hegesztett kötés alapanyag részén ment végbe. Ugyanakkor a repedéskeletkezés körülményeiben eltérés tapasztalható. A 9-GMm-FC-23W4 próbatest esetén ugyanis a bemetszés tövében a hőhatásövezet kedvezőtlen mikroszerkezetű, interkritikus sávja helyezkedik el, ahol a repedésindulás korábban következik be, az alapanyagba érve azonban a repedésterjedési sebesség csökken. A hegesztett kötés egyes részeinek anyagszerkezettani különbségeit a vizsgálatok számszerűsített eredményeit tartalmazó táblázatban szereplő adatok (például ΔK_{fc}) is jól szemléltetik (M9 melléklet).

Az eredményekből következik, hogy a hegesztési hőbevitel jelentős hatással van a nemesített nagyszilárdságú acélból készült hegesztett kötések repedésterjedéssel szembeni ellenállására. Az elvégzett vizsgálatok során azoknak a próbatesteknek a repedésterjedéssel szembeni ellenállása volt kedvezőbb, amelyeken a repedés jelentős alapanyagrészen is áthaladt. A vizsgálatok eredményei alapján a varrat és a hőhatásövezet fáradásos repedésterjedéssel szembeni ellenállása az alapanyagétól elmaradt. Az eredmények összefoglalásaként megállapítható, hogy a vizsgált nagyszilárdságú acél és annak *matching* típusú hegesztett kötésének fáradásos repedésterjedése hordoz olyan sajátosságokat,

UNDERMATCHING HOZAGANYAG HATÁSÁNAK KÍSÉRLETI VIZSGÁLATA

amelyek a jobban ismert és szélesebb tartományban kutatót kisszilárdságú anyagok esetében nem fordulnak elő.

5.9. Következtetések

Az 5. fejezetben bemutatott statikus és ismétlődő igénybevételű vizsgálatok igazolták, hogy a nemesített nagyszilárdságú acélok esetén a hozaganyag-választás szerepe nagymértékben felértékelődik. Az alakváltozást mérő optikai mérőrendszerrel elvégzett szakítóvizsgálat rámutatott arra, hogy a kísérletek során alkalmazott *undermatching* hozaganyaggal készült varrat a maximális terhelő erő előtt nagyobb nyúláson megy keresztül, mivel az alakváltozás ebben az esetben a varratra koncentrálódik. Az *undermatching* hozaganyag egyik alapvető előnye, hogy a kisebb karbonegyenérték miatt kedvezőbb hegeszthetőségi tulajdonságokat (kisebb hidegrepedési hajlamot) eredményez, amelynek köszönhetően az előmelegítési hőmérséklet csökkenthető.

Az elvégzett kisciklusú fárasztóvizsgálatok ígéretes eredményeket adtak az *undermatching* típusú hozaganyagok alkalmazására a nagy nyúlás amplitúdójú, illetve kisebb ciklusszámú tartományokban ($N_t \leq 1000$). Ebből következik, hogy a nagyszilárdságú acélokban kisciklusú fáradás esetén lehetnek olyan körülmények, amikor az *undermatching* hozaganyagok a hegesztett kötés kedvezőbb viselkedését eredményezik. Az elvégzett nagyciklusú fárasztóvizsgálatok igazolták, hogy az *undermatching* típusú hegesztett kötés nagyciklusú fáradással szembeni ellenállása eléri, és esetenként meghaladja a *matching* típusú kötését és eléri az alapanyagét. A fáradásos repedésterjedési sebességvizsgálatok eredményeiből következik, hogy a *matching* típusú varrat és a hőhatásövezet repedésterjedéssel szembeni ellenállása a nemesített nagyszilárdságú acélokban jelentősen elmarad a finomszemcsés, megeresztett martensites szerkezetű alapanyagétól. Ezért az ismétlődő terhelésnek kitett hegesztett kötésekhez (lásd az 1.2. ábrát is) *undermatching* típusú, kedvezőbb repedésterjedéssel szembeni ellenállást biztosító hozaganyagok fejlesztésére kell törekedni.

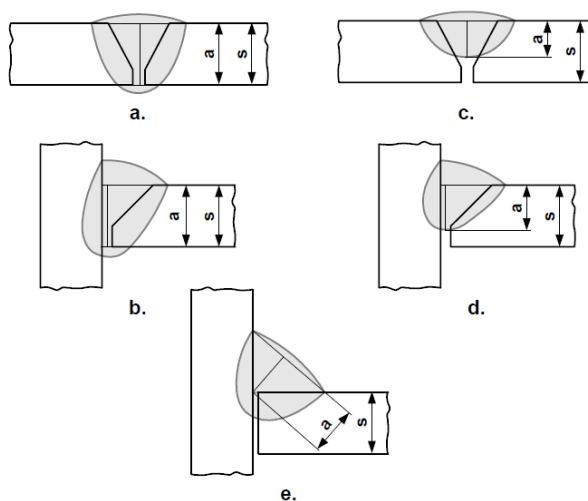
Amennyiben az *undermatching* hozaganyagok előzőekben leírt kedvező tulajdonságaitól eltekintünk, és csak a statikus teherviselő képességet vizsgáljuk, akkor mindenképpen célszerű a következőket is figyelembe venni. A szilárdsági *matching*-nek alapvetően csak a teljes átolvadású tompavarratos és a merőleges tompavarratos (más néven tompavarratos T) kötéseknek van értelme; a kötések teherbírását ugyanis a sarokvarratok és a részleges átolvadású tompavarratok esetében a hegesztőanyag szilárdsága mellett a varrat *a* jellemző vastagsági mérete is befolyásolja [125], ahogyan azt az 5.13. ábra illusztrálja.

A teljes átolvadású a. és b. kötéseknek a varratvastagság egyenlő lemezevastagsággal, a részleges átolvadású c. és d. típusú kötéseknek a varratvastagság minden esetben, az e.

UNDERMATCHING HOZAGANYAG HATÁSÁNAK KÍSÉRLETI VIZSGÁLATA

kötéseknél pedig néhány kivételtől eltekintve mindig kisebb a lemezvastagságnál. Ebből a gondolatmenetből arra a következtetésre juthatunk, hogy a nemesített nagyszilárdságú acéloknál:

- a részleges átolvadású tompavarratos és a sarokvarratos tompa- és T kötéseknel a szükséges teherbírást *undermatching* hozaganyaggal és a varratvastagság arányos megnövelésével célszerű biztosítani;
- a tompavarratoknál a varratvastagság adott, ilyen esetekben mérlegelni kell, hogy az *undermatching* hozaganyaggal létrehozott kötés kedvezőbb viselkedése kompenzálja-e a statikus terhelhetőség csökkenését [126].



5.13. ábra. Teljes (a és b) és részleges (c. és d.) átolvadású tompakötések és sarokvarratos T-kötés (e) varratának vastagsági mérete (a)

Az *undermatching* hozaganyaggal készített, teljes keresztmetszetre kiterjedő átolvadású varratok (5.13. ábra b. eset) teherbírás-csökkenése két módon is kiküszöbölhető, amennyiben nem sikerül a 2.18. ábrán bemutatott hozaganyagot kifejleszteni. Elsősorban a varratot a legnagyobb igénybevételű helytől célszerű távolabb elhelyezni; amennyiben ez nem megoldható, akkor a szükséges teherbíró képesség elérése a falvastagság helyi növelésével is biztosítható. A falvastagság helyi növelésének elve a hegesztett alumíniumszerkezetekre vonatkozó *Eurocode 9*-ben megtalálható [127], ahol ily módon a hegesztési hőhatásra kilágyló hőhatásövezet teherviselő képességét kompenzálják. Amennyiben a szilárdsági jellemző az egyezményes folyáshatár, és az igénybevétel keresztirányú húzás, akkor a varratkeresztmetszet a *relatív undermatching*-gel lineárisan növelendő. Rögzített szélességi méretek mellett a keresztmetszet-növelés (az alumínium szerkezetek analógiájára) hengerléssel vagy más melegalakítással előállítható falvastagság-növeléssel oldható meg (5.14. ábra).



5.14. ábra. Undermatching varrat kompenzálása falvastagság-növeléssel keresztirányú húzóterhelésnek alávetett hegesztett kötéseknél

Az előzőekben, illetve a 2.4.3. fejezetben leírtak alapján a nemesített nagyszilárdságú szerkezeti acélok hegesztéséhez gyártott és jelenleg még fejlesztés alatt álló hozaganyagokra a következő szempontok mérlegelését célszerű elvégezni.

1. Mivel az ebbe a csoportba tartozó acélok szilárdságát minimális ötvözés mellett mikroötvözéssel és főként kohászati gyártástechnológiával (szabályozott hűtés, különleges melegalakítás, utóhőkezelés kombinációja) érik el, az alapanyagokkal azonos szilárdítási mechanizmusra épülő hozaganyag-gyártási technológia nem lehetséges.
2. A más elven gyártott, tehát szükségszerűen más összetételű heganyagot adó hozaganyagokkal végzett hegesztés a kötés heterogenitását eredményezi, ami a kötés üzemi viselkedését kedvezőtlenül befolyásol(hat)ja.
3. A mechanikai jellemzők azonosságát kifejező (szilárdsági és alakváltozó-képességi) *matching* a nagyszilárdságú hegesztett kötésekben a valóságban sohasem érhető el, mivel a hőhatásövezetben kilágyulást és/vagy keményedést eredményező folyamatok egyaránt végbemehetnek, a varrat mikroszerkezete (részben vagy egészében dendrites kristályszerkezete) jelentősen eltér a nemesített alapanyagétól.
4. A *mismatch* esetek közül a kis és a közepes szilárdságú acéloknál megszokott és széles körben alkalmazott (szilárdsági) *overmatching* felesleges törési kockázatot jelent, ezért a nagyszilárdságú acéloknál alkalmazása nem javasolható.
5. A legfeljebb 25% relatív nagyságú (szilárdsági) *undermatching* hozaganyag az alapanyagét legalább 10%-kal meghaladó szakadási nyúlással rendelkező ömledékével a heterogén hegesztett kötés kisebb maradó feszültség szintjét és ezzel (is) összefüggésben kedvező törési viselkedését biztosíthatja (főként nehéz üzemi viszonyok, például dinamikus vagy ismétlődő terhelés esetén), ezért a hozaganyag-fejlesztés fő irányaként az *undermatching* elv előtérbe helyezése indokolt.
6. Az *undermatching* hozaganyag okozta teherbírás-csökkenést sarokvarratoknál és nem teljes átolvadású tompa- és merőleges tompakötéseknél a varratvastagság növelésével, tompavarratos kötéseknel alkalmas tervezési módszerek felhasználásával, vagy (ha megoldható) helyi falvastagság-növeléssel célszerű kompenzálni.

6. HŐHATÁSÖVEZETI SZÍVÓSSÁGCSÖKKENÉST KOMPENZÁLÓ HEGESZTÉS-TECHNOLÓGIA KIDOLGOZÁSA FIZIKAI SZIMULÁTORRAL

A disszertáció jelen fejezetében egy olyan fizikai szimulációs kísérletsorozatot mutatok be a hozzákapcsolódó anyagvizsgálati eredményekkel együtt, amely a nemesített nagyszilárdságú acélok hegesztéskor létrejövő inhomogén hőhatásövezet tulajdonságait, elsősorban elridegedését vizsgálja. Ennek keretében elemzem a hegesztési paraméterek hőhatásövezetre gyakorolt hatását, amely alapján olyan hegesztéstechnológiai megoldásokra teszek javaslatot, amelyek a hőhatásövezetben bekövetkező mechanikai tulajdonságromlás (elsősorban szívósságcsökkenés) minimalizálását eredményezik.

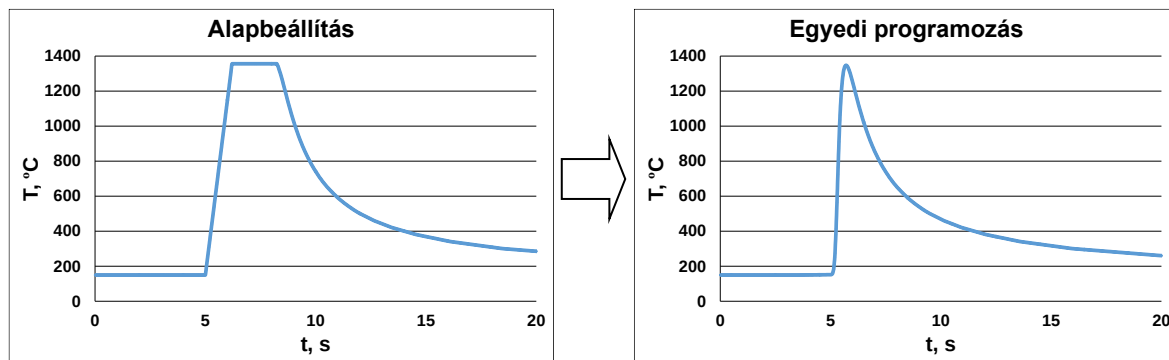
6.1. Hőciklus modell

A kísérletsorozat első lépéseként a hőciklusok előállítását célzó hőciklus modellt kell kiválasztani. A választásom a vastag lemezekre érvényes, háromdimenziós hővezetést leíró *Rykalin-3D* modellre esett. A nagyttest modell hőhatásövezeti vizsgálatokhoz történő választását indokolja, hogy a matematikai összefüggés a vékonylemezekre érvényes kétdimenziós modellel szemben (egy kritikus határ-falvastagság felett) független a lemezvastagságtól, így kevesebb változó bonyolítja az eredmények értékelését és felhasználhatóságát. A szimulációkhoz alkalmazott *Rykalin-3D* analitikus modell validált és megfelelő a feladat elvégzésére [104].

A hőhatásövezeti hőciklusok előállításához szükség volt a vizsgálandó S960QL acél fizikai jellemzőinek (λ , c_p , ρ) meghatározására. Az Oului Egyetemen lehetőségem nyílt a *JMatPro* szoftverben, a vegyi összetétel megadását követő matematikai modellezéssel a vizsgálandó acél hőmérsékletfüggő fizikai jellemzőinek becslésére. A program segítségével meghatározott fizikai jellemzőket az M3 melléklet tartalmazza. A szoftverrel meghatározott értékeket ezt követően a fizikai szimuláció szempontjából jellemző 20 °C és 1400 °C tartományra átlagoltam, amelynek eredményei a következőkre adódtak: $\lambda = 37,8 \text{ W/(m}^\circ\text{C)}$, $c_p = 690,2 \text{ J/(kg}^\circ\text{C)}$ és $\rho = 7614,7 \text{ kg/m}^3$ értékekre adódott.

A *Gleeble* fizikai szimulátor használatakor lehetőség van a kezelő szoftverben rendelkezésre álló egyszerűsített hőciklus modellek alkalmazására, amelyek csak a hőhatásövezeti hőciklus lehűlési szakaszát írják le (6.1. ábra, bal oldali diagram). Ekkor a felhasználónak a hevítési sebességet és a hőtartási időt külön meg kell adnia, amely erős

közelítést jelent a valós hőciklushoz képest. Ebből következően a kutatómunka során elvégzett hőhatásövezeti vizsgálatoknál a *Rykalin-3D* modell felhasználásával és a hőmérsékletfüggő fizikai jellemzők figyelembevételével kiszámított idő-hőmérséklet pontok segítségével, a teljes hőhatásövezeti hőciklusokat meghatároztam (6.1. ábra, jobb oldali diagram). Ezt követően a fizikai szimulációs programokat a berendezés manuális programozásával állítottam elő.



6.1. ábra. A teljes hőhatásövezeti hőciklus előállítása a *Rykalin-3D* modellel

6.2. Hőhatásövezeti vizsgálatok megtervezése

A vizsgálandó nemesített nagyszilárdságú szerkezeti acélból készült hegesztett kötések hőhatásövezetében bekövetkező mikroszerkezeti változások pontos meghatározásához a három, kritikusnak ígérkező hőhatásövezeti sáv: a durvaszemcsés, az interkritikus és az interkritikusan megeresztett durvaszemcsés sáv fizikai szimulációját tűztam ki célul, az ömlesztő hegesztések során alkalmazott hegesztési paramétertartományra.

6.2.1. Csúcshőmérsékletek meghatározása

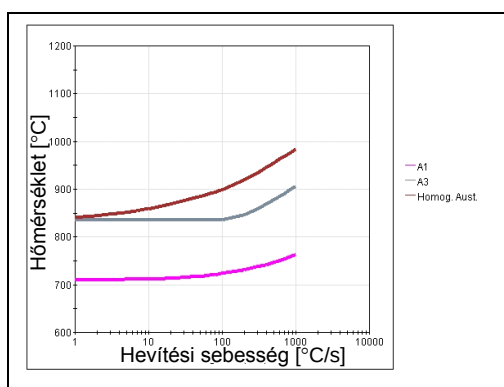
A vizsgálandó hőhatásövezeti hőciklusok csúcshőmérsékletének kiválasztásakor az a szempont vezérelt, hogy a hőhatásövezetben előforduló legkisebb szívóssággal rendelkező sávokat állítsam elő, amelyek alapján olyan hegesztéstechnológiát lehet kidolgozni, hogy a hőhatásövezet teljes egésze helyi szinten is teljesítse a tőle elvárt követelményeket.

A durvaszemcsés sáv csúcshőmérsékletének kiválasztásakor arra törekedtem, hogy a hőhatásövezetben előforduló legnagyobb méretű szemcséket állítsam elő. Ehhez szükség volt a zérus szilárdsághoz tartozó hőmérséklet (NST) meghatározására, amely a vizsgálandó acél esetén 1408 °C (20)[101]. Ez az a hőmérséklet, amelyen az anyag semmilyen mechanikai terhelést már nem képes elviselni, ebből következően ezen a hőmérsékleten már a hőtágulásból adódó feszültség miatt a vizsgálati kamrában a próbatest elszakadna. Ezt szem előtt tartva, valamint szakirodalmi példák [10][50][128][129] és

HŐHATÁSÖVEZETI SZÍVÓSSÁGCSÖKKENÉSET KOMPENZÁLÓ TECHNOLOGIA

előkísérletek (6)(25) alapján a durvaszemcsés sáv fizikai szimulációjához 1350 °C értéket választottam.

Az interkritikus sáv szimulációja az előzőhöz képest összetettebb feladatnak bizonyult. Az 5.2. táblázat átalakulási hőmérsékletekre vonatkozó adataiból látható, hogy a vizsgálandó acél esetén a becsült A_1 hőmérséklet 719 °C, az A_{c3} hőmérséklet pedig 853 °C. Ha figyelembe vesszük az adott acél *JMatPro* szoftverrel meghatározott austenitációs diagramját (6.2. ábra), akkor azt tapasztaljuk, hogy nagy, 1000 °C/s hevítési sebességek esetén az A_{c1} hőmérséklet akár 750 °C, az A_{c3} pedig akár 900 °C is lehet.



6.2. ábra. A vizsgálandó S960QL acél *JMatPro* szoftverrel meghatározott austenitációs diagramja

A leírtakból következik, hogy az interkritikus sáv szívósság szempontjából legkritikusabb részének szimulációjához a 719-900 °C közötti hőmérséklet tartományból célszerű a csúcshőmérsékletet megválasztani. Tekintettel arra, hogy a 750 °C csúcshőmérséklettel végzett előkísérleteim során nem sikerült homogén, részlegesen átkristályosodott sávot előállítani, ezért a 760 °C, 780 °C, 815 °C és 850 °C csúcshőmérsékleteket választottam ki a legkisebb szívósságú interkritikus sáv behatárolásához. Mindegyik interkritikus sávot 3 db, 10x10x70 mm próbatesten állítottam elő, a szimulációt követően pedig ezen próbatestek felhasználásával szabványos *Charpy V*-bemetszésű ütőpróbatesteket alakítottunk ki. A csúcshőmérsékletekhez tartozó, -15 °C-on végzett ütővizsgálatok átlageredményeit a 6.1. táblázat tartalmazza.

6.1. táblázat. A különböző csúcshőmérsékletekhez tartozó interkritikus sávok -15 °C-on mért ütőmunkája ($t_{8,5/5} = 5$ s)

T_{max} , °C	KV ₁ , J	KV ₂ , J	KV ₃ , J	KV _{átlag} , J	Szórás, J
760	16	24	24	21	4,6
780	26	25	22	24	2,1
815	38	41	41	40	1,7
850	41	35	47	41	6,0

HŐHATÁSÖVEZETI SZÍVÓSSÁGCSÖKKENÉSEET KOMPENZÁLÓ TECHNOLOGIA

A 6.1. táblázatban szereplő adatokból következik, hogy az interkritikus sáv legkisebb szívósságú részéhez az A_{c1} hőmérsékletéhez közeli 760...780 °C közötti csúcshőmérséklet tartomány tartozik. A csúcshőmérséklet kiválasztásakor azt is figyelembe kell venni, hogy a fizikai szimulációs vizsgálatok rendkívül érzékenyek a befogópofák állapotára és a próbatestek geometriai pontosságára. Ebből adódóan az A_{c1} hőmérsékletéhez túlságosan közeli csúcshőmérséklet választásakor fenn áll a veszélye, hogy a szimulált hőhatásövezet nem lesz homogén a próbatest teljes keresztmetszetében. A felsorolt indokok miatt az interkritikus sáv fizikai szimulációjához 775 °C csúcshőmérsékletet választottam, amelyet a táblázat adatai mellett más, szerkezeti acélon végzett fizikai szimulációs kísérletek is alátámasztanak [10][129][130].

6.2.2. $t_{8,5/5}$ hűlési idők megválasztása

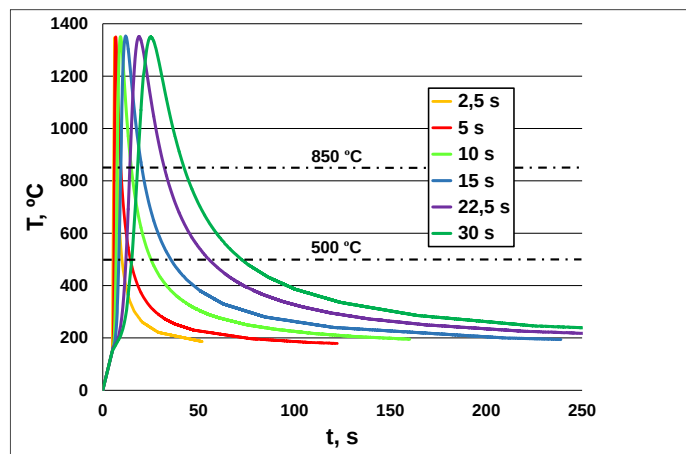
A hegesztési paraméterek hatásának elemzéséhez összesen hét ($t_{8,5/5} = 2,5$ s; 5 s; 10 s; 15 s; 22,5 s; 30 s és 100 s) hűlési időt választottam ki abból a megfontolásból, hogy a nagyszilárdságú szerkezeti acélok ömlesztő hegesztésére jellemző teljes technológiai skálát meg tudjam vizsgálni. A 2,5 s hűlési idő elsősorban a gyöksor hegesztése, a lézersugaras hegesztés [131], illetve a robotizált hegesztésekre jellemző nagy hegesztési sebességek esetén kialakuló vonalenergia szempontjából volt indokolt; a 30-100 s hűlési idő vizsgálata pedig elsősorban a fedettívű hegesztés szempontjából releváns. A vizsgálatok kivitelezhetősége okán fontos megemlíteni, hogy amennyiben az adott hőhatásövezeti sáv szívósságát is vizsgáljuk, akkor a szimulációhoz 10x10 mm méretű, négyzet keresztmetszetű próbatesteket kell alkalmazni, amelyekkel maximum az 5 s hűlési időhöz tartozó hűlési sebesség érhető el. Ettől nagyobb hűlési sebesség előállításához külső hűtés alkalmazására, és/vagy speciális próbatest kialakításra lehet szükség. A 100 s hűlési időhöz tartozó szimulációk rendkívül időigényesek, és viszonylag kevés hegesztési eljárás esetén relevánsak, ezért ennél a hűlési időnél nem mindegyik hőhatásövezeti sáv előállítását céloztam meg. Az elvégzett kísérleti programról a 6.2. táblázat nyújt áttekintést.

6.2. táblázat. A hőhatásövezeti vizsgálatok kísérleti programja

Hőhatásövezeti sáv	Csúcshőmérséklet, °C		$t_{8,5/5}$ hűlési idő, s
	$T_{max,1}$	$T_{max,2}$	
DSZ	1350	-	2,5; 5; 10; 15; 22,5; 30; 100
IK	775	-	2,5; 5; 10; 15; 22,5; 30
IK DSZ	1350	775	2,5; 5; 10; 15; 22,5; 30

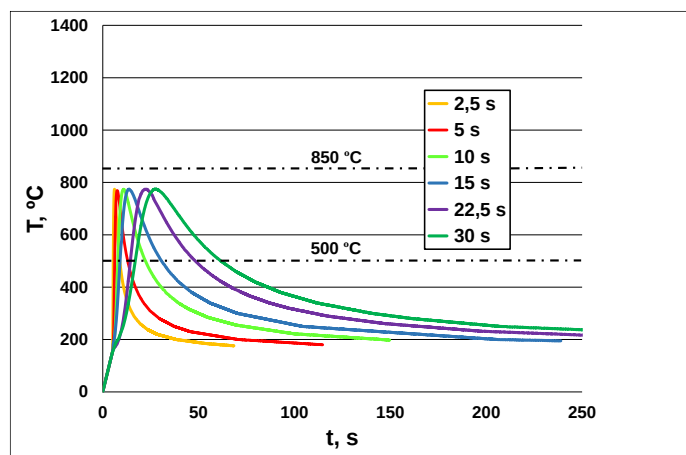
6.3. Vizsgálati körülmények

A csúcshőmérsékletek és a $t_{8,5/5}$ hűlési idők kiválasztását követően, a hőmérsékletfüggő fizikai jellemzők átlagértékének megadásával lehetőség nyílt a hőciklusok előállítására. Mindegyik hőhatásövezeti sáv és hőciklus esetén előmelegítési/rétegeközi hőmérsékletnek egységesen 150 °C-ot állítottam be.



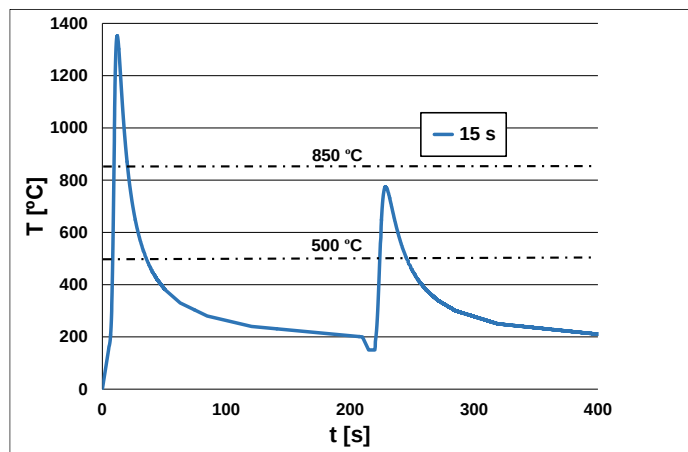
6.3. ábra. A durvaszemcsés sáv előállítását célzó hőciklusok ($T_{max} = 1350\text{ °C}$)

A durvaszemcsés sáv előállítását célzó hőciklusokat (a 100 s kivételével) a 6.3. ábra, az interkritikus sávokét pedig a 6.4. ábra szemlélteti.



6.4. ábra. Az interkritikus sáv előállítását célzó hőciklusok ($T_{max} = 775\text{ °C}$)

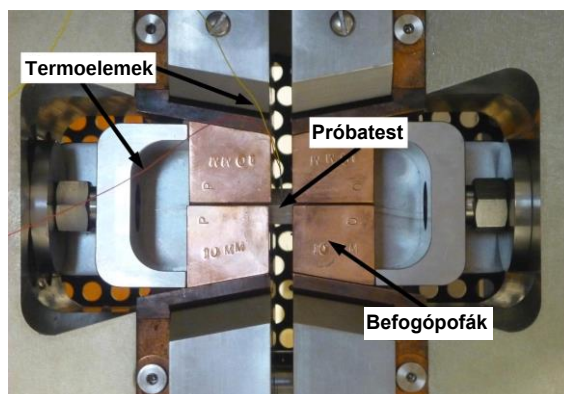
Az interkritikusan megeresztett durvaszemcsés sáv előállításához a 6.3. és a 6.4. ábrákon látható hőciklusok kombinációit használtam fel. Tekintettel arra, hogy viszonylag hosszú időre van szükség, amíg az első hőciklusok a hűtési szakaszuk során megközelítik a 150 °C-ot, ezért úgy döntöttem, hogy csak 200 °C-ig hűtöm a próbatesteket a *Rykalin-3D* modell szerint, amelyet követően 10 °C/s hűtési sebességet alkalmaztam 150 °C-ig, ahol 5 s hőntartást követően indultak el a második hőciklusok. Az áttekinthetőség érdekében a 6.5. ábrán ezúttal csak egy hűlési időhöz (15 s) tartozó görbét mutatok be.



6.5. ábra. Példa az interkritikusan megeresztett durvaszemcsés sáv hőciklusaira ($T_{\max 1} = 1350$; $T_{\max 2} = 775$ °C)

Az IK DSZ szimulációjakor a beprogramozott hőciklusok minél pontosabb megvalósítása érdekében, továbbá a későbbi adatfeldolgozás megkönnyítésére a nagyobb meredekségű szakaszokon 100 Hz, a kisebb meredekségű és a vízszintes szakaszokon pedig 10 Hz mintavételi frekvenciával dolgoztam.

A 15 mm vastagságú Weldom 960 E lemezből (a 2,5 s hűlési időhöz tartozó speciális próbatest kivételével) 10x10x70 mm méretű próbatesteket munkáltunk ki. Fontosnak tartom kihangsúlyozni, hogy a sikeres szimulációhoz a próbatestek rendkívül precíz kimunkálására volt szükség, amely a méretek pontos betartása mellett a hasáb oldalainak egymáshoz képesti merőlegességére és a felületi minőségre is vonatkozik. Ellenkező esetben a próbatest középső részén kialakuló hőhatásövezeti sáv szabálytalan alakú lesz. Ebből adódóan minden próbatest merőlegességét gondosan ellenőriztük, indokolt esetben pedig a szabályozási feladatokat ellátó termoelemek mellett, egy másik termoelem párt is felhegesztettem a próbatest átellenes oldalának felületére.



6.6. ábra. Vizsgálati elrendezés a 10x10x70 mm próbatesthez, dilatométer nélkül

Acéloknál annak ellenére, hogy egy durvaszemcsés sáv esetén a csúcshőmérséklet 1200 °C feletti értéket is elérhet, a Gleeble kézikönyve [106] K típusú NiCr-Ni termoelem

alkalmazását is lehetővé teszi, mivel a nagyobb hőmérsékletekhez ajánlott R típusú PtRh-Pt termoelemek a vizsgálat szempontjából fontos, 850-500 °C tartományban már a kis termofeszültség miatt komoly szabályozási problémákat okozhatnak. A termoelemek felülethez történt hegesztését követően a befogópofákba rögzített próbatesteken a vizsgálathoz szükséges vákuum előállítása után indítottam a szimulációkat. A vákuum funkciója a felület oxidációjának és dekarbonizációjának elkerülése. A kísérletek során alkalmazott alap vizsgálati elrendezést a 6.6. ábra mutatja, amelyet a durvaszemcsés sávok esetén a fázisátalakulások nyomon követésére dilatométerrel is kiegészítettünk.

6.4. Szimulációs próbatest fejlesztése a kis $t_{8,5/5}$ hűlési időkhöz tartozó ütőmunka meghatározásához

A Gleeble 3500 típusú fizikai szimulátorban a próbatestek hűtését alapvetően a réz befogópofák és az őket körülvevő vízzel hűtött befogó szerkezet biztosítja (6.6. ábra). A próbatesteken elérhető hevítési és hűtési sebesség a befogópofák anyaga és szerkezeti kialakítása mellett, a próbatest méretétől és a külső hűtés körülményeitől jelentősen függ [104]. A hőhatásövezet szívósságának vizsgálatát célzó hagyományos vizsgálati összeállítás (külső hűtés alkalmazása nélkül) és próbatest kialakítás (10x10x70 mm hasáb) mellett az elérhető legrövidebb hűlési időt ($t_{8,5/5} \approx 5$ s) előállító hűtési sebesség 60 °C/s, miközben a kis vonalenergiájú hegesztéseknél (például robotizált nagy hegesztési sebességű VFI, gyöksor hegesztése előmelegítés nélkül, lézersugaras hegesztés) a hűtési sebesség ezt az értéket jelentősen meghaladja. A nemesített nagyszilárdságú acélok esetén a hőhatásövezetben bekövetkező szilárdság- és szívósságcsökkenés elkerülése érdekében indokolt kis vonalenergiát alkalmazni.

Az előzőekből következően jogosan fogalmazódik meg az igény olyan próbatest alkalmazására, amellyel lehetőség nyílik a kis vonalenergia esetén kialakuló szimulált hőhatásövezet szívósságának vizsgálatára. Tekintettel arra, hogy a Gleeble 3500 berendezés lehetővé teszi külső hűtés alkalmazását, ezért egy olyan próbatest geometria kialakítását tűztem ki célul, amely a próbatest végén lévő furatokon keresztül kap külső hűtést. Ennek megtervezéséhez a folyamatos hűtésű átalakulási diagramok felvételére szolgáló furatos hengeres próbatest geometria segítséget jelentett (M10. melléklet), amelyhez a hűtőközeg szállítását célzó készülék is rendelkezésre áll. A szabványos Charpy V-bemetszésű ütővizsgálat elvégzését lehetővé tevő fizikai szimulációs próbatest kialakítását ebből adódóan úgy terveztem meg, hogy a meglévő hűtőkészüléket is csatlakoztatni lehessen hozzá.

Első lépésként megvizsgáltam, hogy a szabványos 10x10x55 mm méretű ütőpróbatest végén kialakított furatok milyen hatással vannak az ütővizsgálat eredményére, illetve a törési folyamatra.

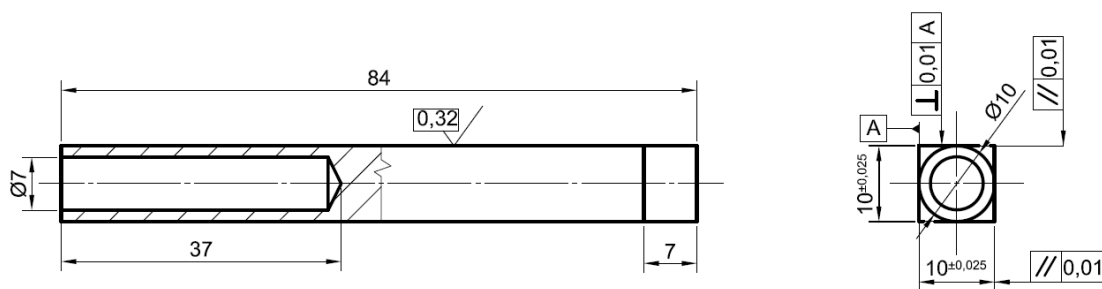
6.3. táblázat. A furat méretének hatása a -15 °C-on mért ütőmunkára

d, mm	l, mm	KV ₁ , J	KV ₂ , J	KV ₃ , J	KV _{átlag} , J	Szórás, J
6	0	133	160	133	142	15,6
	17,5	145	81	172	133	46,7
	20	176	187	201	188	12,5
	22,5	128	173	165	155	24,0
	25	146	117	94	119	26,1
7	22,5	136	148	149	144	7,2

Erre a célra a *Weldox 960 E* alapanyagból a szabványos ütővizsgálatnak megfelelő hosszúságú próbatesteket készítettünk, amelyeket különböző átmérőjű (d) és mélységű (l) furatokkal láttunk el. Ezt követően az ütővizsgálatokat -15 °C-on, PSD 300/150 típusú 300 J maximális energiájú berendezésen végeztük el. A speciális ütőpróbatesten mért ütőmunkákat a 6.3. táblázat tartalmazza.

Az ütőmunkák meghatározása mellett megvizsgáltam a próbatestek töretfelületeit is. Azt tapasztaltam, hogy a legnagyobb furatmélység esetén (l = 25 mm) a furat eltérítette a repedést, ami így részben a furatos rész keresztmetszetén haladt keresztül, miközben a 22,5 mm furatmélységű próbatestek esetén a furat érdemben nem befolyásolta az ütőmunka értékét. Tekintettel arra, hogy a furatátmérők tekintetében érdemleges különbséget nem tapasztaltam, ezért a későbbi fizikai szimulációs próbatestek mindegyikét – az intenzívebb hűtés elérése érdekében – 7 mm furattal készítettük el.

A geometria véglegesítését követően a vizsgálandó 15 mm vastagságú *Weldox 960 E* anyagminőségű lemezekből a 6.7. ábrán szemléltetett próbatesteket munkáltunk ki.

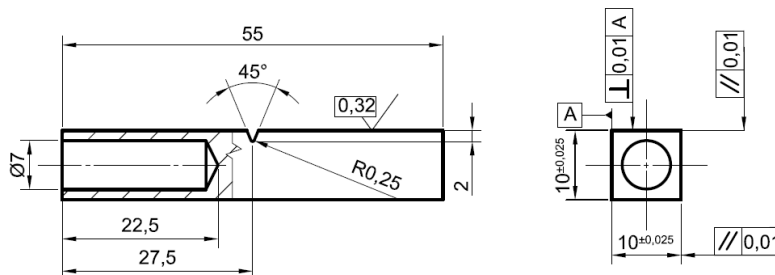


6.7. ábra. A hőhatásövezet szívósságának vizsgálatára alkalmas saját fejlesztésű Gleeble próbatest méretei

A fizikai szimulátort kiszolgáló ellenálláshegesztő célgéppel a próbatestek középső részén a darab átellenes felületeire 1-1 pár, K típusú (NiCr-Ni) termoelemet hegesztettünk fel. Bár a vizsgálat elvégzéséhez egy pár vezérlő termoelem is elegendő, az esetleges geometriai pontatlanságok és az azokból következő egyenlőtlen hőbevitel ellenőrzésére két pár termoelemet használtunk. A termoelemek felhegesztését követően a próbatesteket

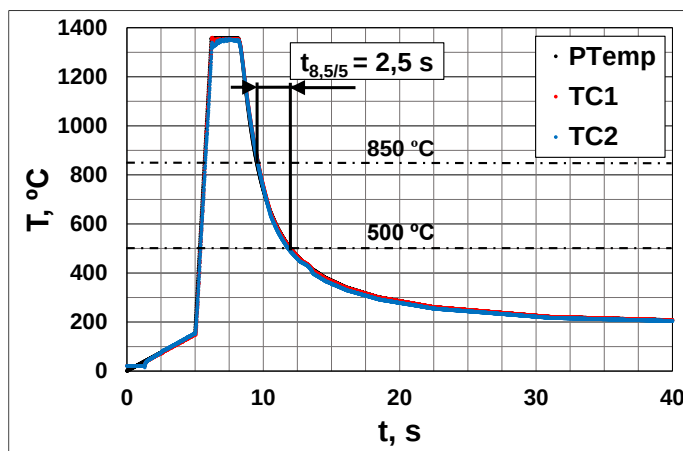
HŐHATÁSÖVEZETI SZÍVÓSSÁGCSÖKKENÉSET KOMPENZÁLÓ TECHNOLOGIA

behelyeztük a rézből készült befogópofákba és a hengeresre lemunkált végükhöz csatlakoztattuk a hűtőkészülék tömlőit (M10 melléklet). A befogópofák közötti távolságot a lehető legnagyobb hűtési sebesség elérése céljából a szokásos 10 mm helyett 7,5 mm-re állítottam, amelyre a szimulátor kézikönyve is lehetőséget ad [106]. A megfelelő hűtési sebesség elérése céljából hűtőközegként sűrített levegőt alkalmaztam. A szívósság vizsgálatához a 6.7. ábrán szereplő saját fejlesztésű Gleeble próbatestekből a 6.8. ábrán szereplő furatos ütőpróbatesteket készítettünk.



6.8. ábra. Furatos Charpy V-bemetszésű ütőpróbatest

Az első fizikai szimulációs vizsgálatoknál a próbatestek keresztmetszetéből készült csiszolatokon a felülethez közel nagyobb szemcseméretet mértem, mint a darabok belsejében. Ennek oka, hogy a próbatest hevítése a nagy hőmérsékletgradiens miatt vastagságirányban nem volt egyenletes, a darab belsejében a hőmérséklet a felületinél kisebb volt. Többszöri kísérlet után arra a megoldásra jutottam, hogy a furatos próbatest hőciklusába a csúcshőmérsékleten egy 2 s-os kiegyenlítő hőntartást kell beiktatni. Az előmelegítési hőmérsékletet korábbi tapasztalataim alapján 150 °C-ra állítottam be, hevítési sebességnek pedig a hegesztési folyamatra jellemzően viszonylag nagy értéket (1000 °C/s) választottam. A teljes keresztmetszetben homogén hőmérsékletelosztást biztosító hőntartási időt követően a Rykalin-3D modell szerinti hűtést állítottam be. A programozott és a próbatest két oldalán mért hőciklusokat a 6.9. ábra szemlélteti.



6.9. ábra. Programozott (PTemp) és a próbatest két oldalán mért (TC1 és TC2) hőciklusok

HŐHATÁSÖVEZETI SZÍVÓSSÁGCSÖKKENÉSET KOMPENZÁLÓ TECHNOLOGIA

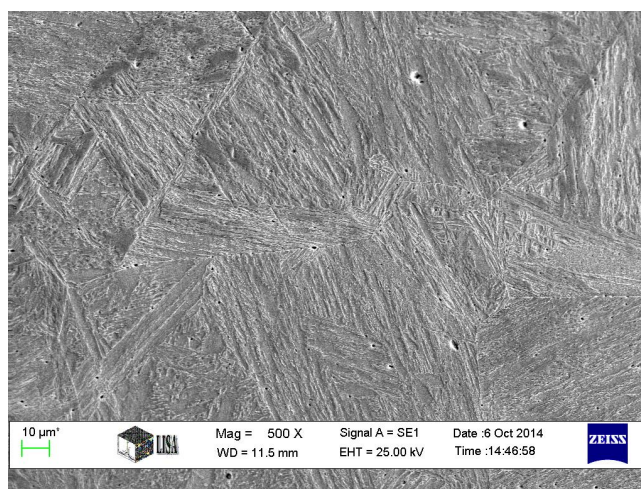
A diagramon látható, hogy a fekete színnel jelölt programozott hőciklus görbéjével szinte teljes átfedésben van a piros színnel jelölt vezérlő termoelem görbéje. Ez igazolja, hogy a 6.7. ábrán bemutatott próbatest geometriával, sűrített levegő alkalmazásával akár 2,5 s hűlési idő is megvalósítható, amely kétszer nagyobb hűtési sebességet és a hagyományos vizsgálati összeállítással szemben fele akkora hűlési időt jelent. Érdemes megjegyezni, hogy vízűtés alkalmazásával a hűlési idő még tovább csökkenthető.

6.5. Anyagvizsgálati eredmények és azok értékelése

A fizikai szimulátorral előállított hőhatásövezeti sávok tulajdonságait optikai és pásztázó elektronmikroszkópos vizsgálatokkal, dilatométeres méréstechnikával, makro- és mikrokeménység vizsgálatokkal, valamint műszerezett ütővizsgálatokkal elemeztem.

6.5.1. Mikroszkópos vizsgálatok

A mikroszkópi vizsgálatokat az Intézetben lévő Zeiss Axio Observer D1m típusú optikai és a Fémteni, Képlékenyalakítási és Nanotechnológiai Intézetben található Zeiss Evo MA10 típusú pásztázó elektronmikroszkóppal végeztük. A mintákat a csiszolást és a polírozást követően 2% Nital (salétromsav 2%-os alkoholos oldata) segítségével maratattuk meg. Az elektronmikroszkópos felvételeknél jellemzően hosszabb ideig tartó maratást alkalmaztunk, illetve a vizsgálandó felületeket arannyal gőzöltük be. Az M11 és az M12 mellékletekben szereplő felvételek a kívánt hőhatásövezeti sávok sikeres fizikai szimulációját igazolják, továbbá a hűlési időnek a hőhatásövezeti sávok mikroszerkezetére gyakorolt hatását mutatják. A 6.10. ábrán, példaként, a 15 s hűlési időhöz tartozó szövetszerkezetről készült pásztázó elektronmikroszkópos felvétel látható.



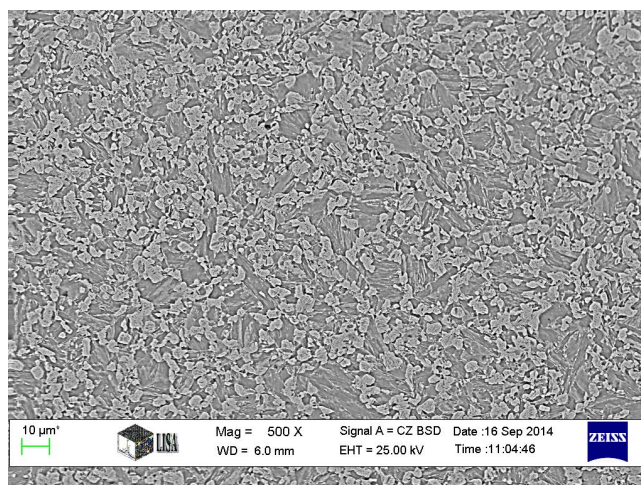
6.10. ábra. A 15 s hűlési időhöz tartozó durvaszemcsés sáv szövetszerkezete

HŐHATÁSÖVEZETI SZÍVÓSSÁGCSÖKKENÉSÉT KOMPENZÁLÓ TECHNOLOGIA

A felvételeken látható, hogy a durvaszemcsés sáv szövetszerkezetének vizsgálatakor a szolidus hőmérséklethez közeli felhevülés eredményeként a szemcsék mérete az eredeti 10 μm -hez képest egy nagyságrenddel, 100 μm fölé emelkedett. Az austenites tartományban eltöltött hosszabb időnek köszönhetően a hűlési idő növekedésével a szemcseméret láthatóan tovább növekedett. A 2,5-30 s hűlési időtartományban jól megfigyelhető a tús martensites és a blokkos szubszemcse szerkezet.

A hűlési idő csökkenésével a tús szerkezet finomodása tapasztalható. A nagyobb nagyítású ($N > 2000\times$) felvételeken kis hűlési időknél egyáltalán nincs karbid, míg a 15 s hűlési időknél alkalmanként, a 30 s körüli hűlési időknél pedig gyakorta karbidkiválások figyelhetők meg/jelentkeznek (M12 melléklet). Ez a martensit önmegeresztődésének következménye, amely lassabb hűtési körülmények között egy A_1 hőmérséklet alatti hőkezelés nélkül is végbemehet (lásd 2.1.3. fejezet, [22]). A 100 s hűlési időhöz tartozó elektronmikroszkópos felvételeken a tús martensit mellett a klasszikus felső bainitre jellemző szövetszerkezet jelenik meg.

A 6.11. ábrán látható A_1 és A_3 közé hevült interkritikus hőhatásövezeti sávról készült felvételen az α - γ - α átalakuláson átment, világosabb színezetű részek jól beazonosíthatók, amelyek homogén, finom martensitet (és maradék austenitet) tartalmazó szerkezetüknek köszönhetően kevésbé maródtak. A sötétebb részekben nem következett be az allotróp átalakulás, viszont a megeresztés hatása ezeken a területeken is megfigyelhető. A hűlési idő hatása a felvételeken elsősorban az átalakuláson átment martensit szigetek rendkívül finom mikroszerkezetében jelenik meg. A nagyobb, 15-30 s hűlési idők esetén ezekben a részekben finom, tús szerkezet látható, amely kevésbé homogén, mint a rövidebb hűlési idők esetén.

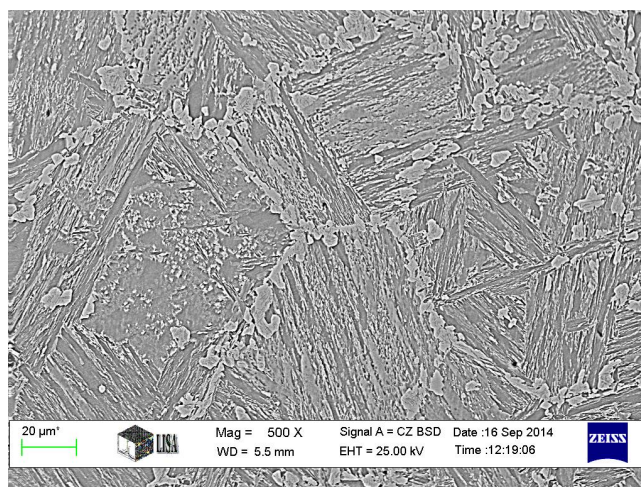


6.11. ábra. A 15 s hűlési időhöz tartozó interkritikus sáv mikroszerkezete

A 6.12. ábra az interkritikusan megeresztett durvaszemcsés sáv mikroszerkezetét mutatja be. Az első hőciklus eredményeként megnövekedett szemcsék hatásán a második, interkritikus hőciklus hatására elindul az α - γ - α átalakulás. Ezek a rendkívül finom

HŐHATÁSÖVEZETI SZÍVÓSSÁGCSÖKKENÉSET KOMPENZÁLÓ TECHNOLOGIA

martensitet és feltehetően austenitet is tartalmazó részek a nagy keménységüknek köszönhetően erősen ridegítik a szemcsehatárt. A szemcsék belsejében a korábbi martensit szemcsékre jellemző tűs, blokkos szerkezet a megeresztés ellenére is beazonosítható.



6.12. ábra. A 15 s hűlési időhöz tartozó interkritikusan megeresztett durvaszemcsés sáv mikroszerkezete

6.5.2. Dilatométeres görbék értékelése

A dilatométeres görbék részletes értékelése előtt a durvaszemcsés sávban lévő szövetek a *JMatPro* szoftver számításai alapján feltételezett arányát ismertetem (6.4. táblázat).

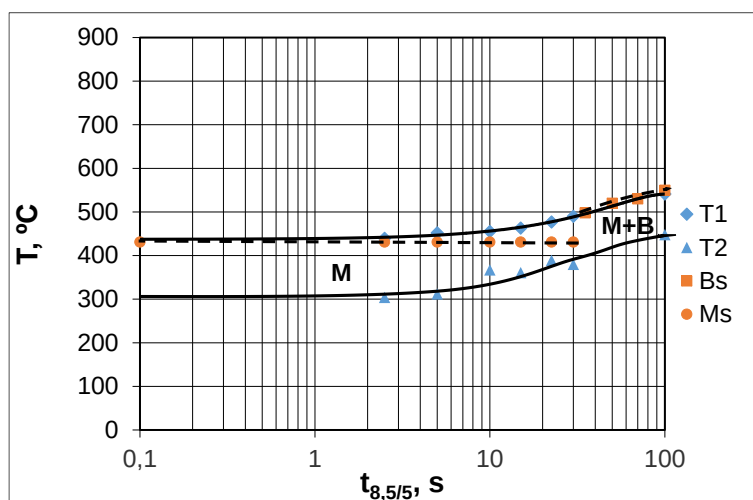
6.4. táblázat. A durvaszemcsés sáv szövetszerkezete a *JMatPro* szoftver számításai szerint

$t_{8,5/5}$, s	Szövetszerkezet
2,5-15	100% martensit
22,5	99% martensit, 1% bainit
30	98% martensit, 1% bainit
60	94% martensit, 6% bainit
100	73% martensit, 27% bainit

A szoftver az eredeti szövetszerkezet típusának (normalizált vagy nemesített), a hevítési sebességnek (500 °C/s), a maximális hőmérsékletnek (1350 °C) és a szemcseméretnek (100 µm) a megadásával képes a hegesztés során létrejövő szövetelemek arányát prognosztizálni. A szoftver számításai alapján a durvaszemcsés sáv esetében a vizsgált hűlési idő intervallumban alapvetően martensites szövetszerkezetre lehet számítani, és csak a lassabb hűtési körülmények esetén jelenik meg a bainit.

A durvaszemcsés sáv mikroszerkezetének átfogó elemzése érdekében a hőhatásövezeti szimulációk során a próbatestek átellenes felületeihez dilatométert is csatlakoztattunk,

abból a célból, hogy a fázisátalakulás kezdő és befejező hőmérsékletét meg lehessen határozni. Az átalakulási hőmérsékleteket a hűlési idő függvényében a 6.13. ábrán ábrázoltam. A szaggatott vonalak egyrészt az adott acélra vonatkozó, szoftver által meghatározott, 1350 °C austenitesítési hőmérsékletéhez tartozó, folyamatos hűtésű átalakulási diagramból (CCT, M3 melléklet) kivett bainites átalakulás kezdő hőmérsékletét jelölik, másrészt pedig az 5.2. táblázatban szereplő M_s hőmérsékletre utalnak. Az átalakulási görbékből és az előző fejezetekben bemutatott mikroszerkezeti vizsgálatokból következik, hogy a vizsgálandó acél hegesztett kötésének durvaszemcsés sávjában, lényegében az ívhegesztésre jellemző teljes hűlési idő spektrumban, alapvetően martensites szövetszerkezetre kell számítani, és a bainit csak a lassúbb hűlési idők esetén jelenik meg.

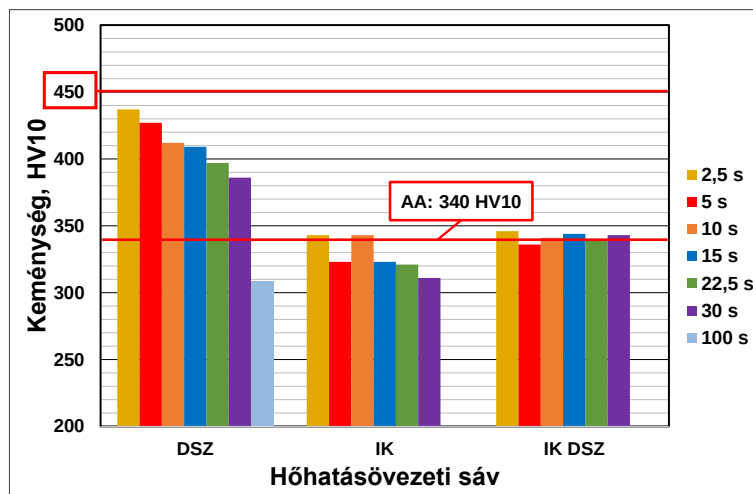


6.13. ábra. A durvaszemcsés sáv CCT-W diagramjának részlete

A 6.13. ábrán bemutatott CCT-W diagram a folyamatos hűtésre érvényes átalakulási diagramoktól (CCT) abban különbözik, hogy az átalakulási hőmérsékleteket a hegesztési hőciklus hűlési szakaszán pontról-pontra változó hűlési sebesség függvényében ábrázolja.

6.5.3. Keménységvizsgálat

A sikeres szimulációkat követően minden hőhatásövezet sáv esetén a próbatesteket a termoelemek mentén kettévágtuk, majd azokon – a maratást és a mikroszkópi felvételek elkészítését követően – Reichter UH250 típusú univerzális keménységvizsgáló berendezés segítségével öt lenyomatot készítettem. Az így kapott keménységértékeket hőhatásövezeti sávra és hűlési időre vonatkoztatva átlagoltam, az eredményeket a 6.14. ábrán foglaltam össze. Megállapítható, hogy mindegyik hőhatásövezeti sáv a teljes vizsgálati hűlési idő tartományban teljesítette az MSZ EN ISO 15614-1 [59] szabvány követelményét, amely a 3. anyagcsoportra többretegű, utólag nem hőkezelt hegesztett kötésekben 450 HV10 maximális keménységet enged meg. Az egyedi keménységmérések értékeit az M14 mellékletben foglaltam össze.



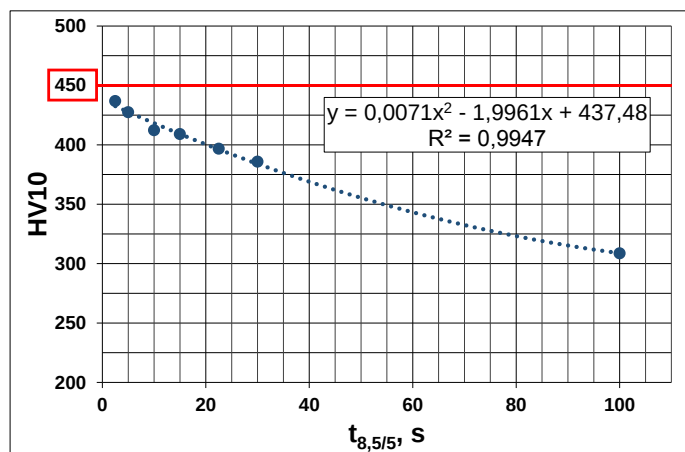
6.14. ábra. A hűlési idő hatása a hőhatásövezet keménységére, HV10

A vizsgált három hőhatásövezeti sáv tekintetében szembevetendő, hogy a hűlési idő elsősorban a durvaszemcsés sáv keménységére volt jelentős hatással, a többi sáv tekintetében hasonló tendencia nem jelentkezett. A durvaszemcsés sáv fokozott keménységére vonatkozó feltételezésemet a keménységvizsgálat is megerősítette. Az alapanyag 340 HV10 keménységéhez képest, a 100 s hűlési időhöz tartozó próbatest kivételével minden technológiai változat esetén nagyobb átlagos keménységet mértem. A maximálisan megengedett keménység tekintetében a 2,5 s hűlési idő szerinti technológia bizonyult a legkritikusabbnak, azonban ez sem érte el a 450 HV10 határértéket. Fontosnak tartom kihangsúlyozni, hogy a 6.14 ábrán szereplő mért keménységekhez képest a normalizált sávban akár nagyobb keménységek is előfordulhatnak, amelyek a 2,5 s hűlési idő esetén veszélyeztethetik az eljárásvizsgálat sikerét (lásd 2.4.1. fejezet). A durvaszemcsés sáv esetében a $t_{8,5/5}$ hűlési idő hatását diagramon is ábrázoltam (6.15. ábra), a keménység értékekre másodfokú polinomot fektetve.

Az interkritikus sáv tekintetében az alapanyagával közel azonos, esetenként kisebb átlagos keménységet mértem, miközben az interkritikusan megeresztett durvaszemcsés sáv esetén mért átlag keménység lényegében megegyezett az alapanyagával. Ennél a lokálisan előforduló hőhatásövezeti sávnál célszerű megemlíteni, hogy az eredetileg 400 HV10 keménységet is meghaladó szemcsék keménysége a második hőciklus eredményeként jelentősen lecsökkent.

Az átlagos keménység meghatározásán túl az interkritikus és az interkritikusan megeresztett durvaszemcsés sávok esetében megvizsgáltam az austenitesedett részek és az eredeti szövet keménységét is. A vizsgálatokra egy Mitutoyo mikrokeménységmérő berendezésen került sor, a gépen előállítható legkisebb vizsgálati terhelés (0,01 kp) mellett. A mikrokeménység vizsgálatok eredményeit az M14 mellékletben foglaltam össze. A vizsgálat elvégzését nehezítette, hogy az interkritikus sáv szemcseszerkezete rendkívül finom, és az austenites átalakuláson átment részek esetén a terhelés viszonylag kisméretű

lenyomatot eredményez, a berendezésen alkalmazható maximális nagyítás pedig 400x. Az interkritikus sávok esetében a hűlési idő növelésével az eredeti szemcsék megeresztődtek és keménységük 260-300 HV_{0,1} értékre csökkent, miközben az austenites átalakuláson átment M-A tartományok keménysége esetenként a 400 HV_{0,1}-et is meghaladta. Az interkritikusan megeresztett durvaszemcsés sáv esetében az első hőciklus eredményeként létrejövő szemcsék belsejében, a hűlési idő függvényében, a 360-310 HV_{0,1} tartományban mértem keménységet, miközben a szemcsehatáron mért értékek a 450 HV_{0,1} keménységet is meghaladták. Az austenites átalakuláson átment részek jelentős keménységét az indokolja, hogy a keletkezett austenit karbon koncentrációja nagyobb, mint a többi zónában, amelynek oka, hogy a csökkenő hőmérséklet hatására a γ szilárdoldatban növekszik a karbon oldhatósága [47]. Abban az esetben, ha a hűlési idő kellőképpen hosszú, a karbonban dús austenit részben kemény martensitté alakul át, az így kialakult szövetszerkezet az ún. „helyi törékeny zóna”, következésképpen nagyobb karbontartalom esetén az interkritikus övezet γ - α átalakuláson átment részeiben a hosszabb hűlési idők megnövekedett keménységet eredményezhetnek.



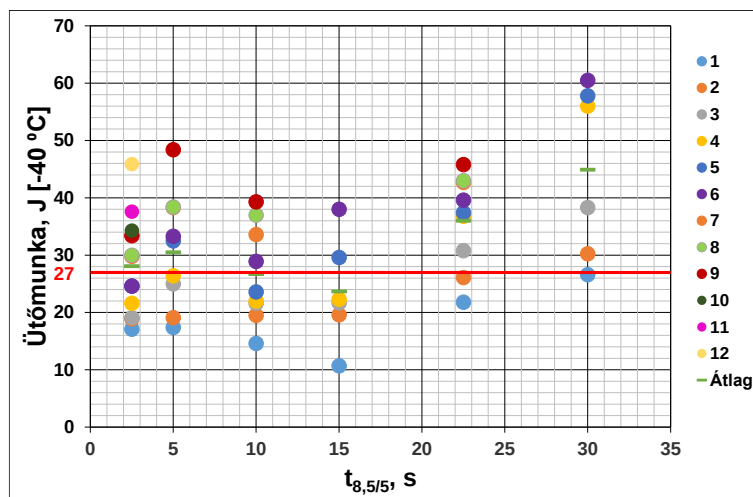
6.15. ábra. A durvaszemcsés sáv keménysége (HV10) a hűlési idő függvényében

6.5.4. Műszerezett ütővizsgálatok

Az alapanyagra vonatkozó követelmény szerint (MSZ EN 10025-6 [16]) a vizsgálat tárgyát képező S960QL szabványos jelölésű acélból keresztirányban kimunkált ütőpróbatesteknek -40 °C-on minimum 27 J ütőmunkát kell teljesíteniük. Ehhez képest az alapanyag gyártók ettől jóval szívósabb szövetszerkezet előállítását célozzák meg. Az általunk hossz- és keresztirányban kimunkált ütőpróbatesteken, a -40 °C hőmérsékleten mért átlagos ütőmunka, a finomszemcsés, megeresztett szerkezetnek köszönhetően, 167 J-ra adódott. A lemezből hossz- és keresztirányban kimunkált ütőpróbatestek szívósságában jelentős különbséget nem tapasztaltam. A szimulációkat követően szabványos Charpy V-bemetszést készítettünk, amelynek során kiemelt figyelmet fordítottam a bemetszések

HŐHATÁSÖVEZETI SZÍVÓSSÁGCSÖKKENÉSET KOMPENZÁLÓ TECHNOLOGIA

méretére és a bemetszések csúcsának 0,25 rádiuszú lekerekítésére (M15). Ennek érdekében a bemetszéseket huzalos szikraforgácsolással készítettük el. Az intézetben lévő PSD 300/150 típusú berendezéssel sorozatonként minimum öt műszerezett ütővizsgálatot végeztünk, a vizsgálandó acélra előírt $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ -on, az ütővizsgálatra jellemző nagy szórási együttható és a szimuláció (elsősorban próbatest geometriára vonatkozó) érzékenysége miatt. A 6.16. ábrán a hűlési időnek a durvaszemcsés sáv szívósságára gyakorolt hatását ábrázoltam.



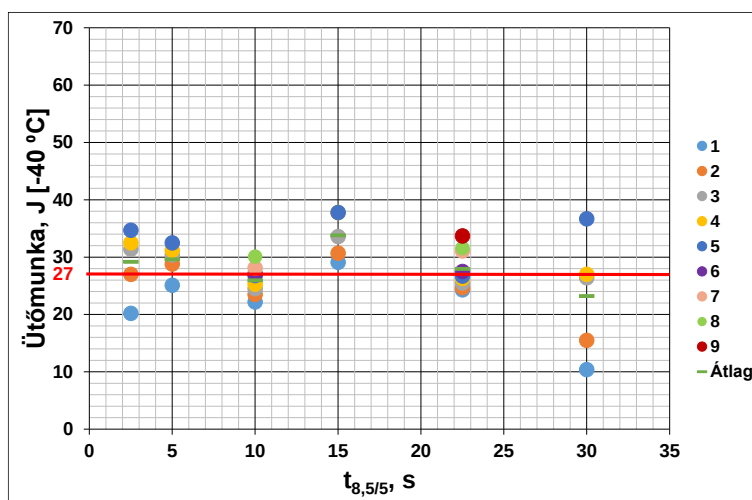
6.16. ábra. A DSZ sáv $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ -on mért ütőmunkája a hűlési idő függvényében

Az egyes értékeket figyelembe véve megállapítható, hogy a szimuláció eredményeként létrejövő, lényegében homogén szemcseszerkezet ellenére, az ütőmunka értékek viszonylag jelentős szórása figyelhető meg. Ez összefüggésbe hozható a bemetszés rádiuszának tövében lévő szemcsék méretével, orientációjával és mikroszerkezetével. A diagramon látható, hogy a szemcsedurulás és a durva, tűs martensites szövetszerkezet eredményeként az ütőmunka az alapanyagon mért 167 J töredékére, egy nagyságrenddel kisebbre csökkent. Az ütőmunkák átlagértékeit figyelembe véve látható, hogy a 10 s és 15 s hűlési idők esetén a durvaszemcsés sáv ütőmunkája a megkövetelt 27 J-t nem érte el. A hőhatásövezet szívóssága a 15 s hűlési időhöz képest a hűlési idő csökkentésével kis mértékben, a növelésével azonban fokozottabban javult annak ellenére, hogy a 2,5 és 30 s hűlési időtartományban a szövetszerkezet lényegében végig martensites volt. A nagyobb hűlési idők esetén tapasztalt kedvezőbb ütőmunka összefüggésbe hozható a martensit önmegeresztődésével, amely a viszonylag nagy M_s hőmérsékletnek (5.2. táblázat) és a kis hűtési sebességnek köszönhető. Az előző hűlési idők mellett a durvaszemcsés sáv esetében a szívósságot a 100 s hűlési idő esetén is megvizsgáltam. A vizsgálat során mért ütőmunkák (13,5 J; 18,7 J; 20 J és 23,7 J) közül minden egyes érték elmaradt a követelménytől. Ez összhangban van a rendkívüli mértékben megnövekedett szemcsemérettel, és a szövetszerkezetben a martensit mellett megjelenő, felső-bainitet is

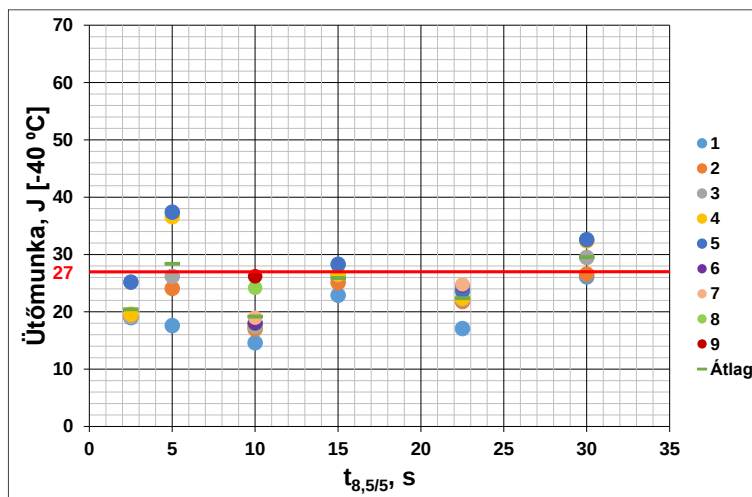
HŐHATÁSÖVEZETI SZÍVÓSSÁGCSÖKKENÉSET KOMPENZÁLÓ TECHNOLOGIA

tartalmazó mikroszerkezettel (M12), amely szintén a szívósság csökkenését eredményezheti [48].

Az interkritikus sáv ütővizsgálatakor (6.17. ábra) az eredmények kisebb szórását tapasztaltam, ami összefüggésbe hozható a finomabb szemcseszerkezettel. Megállapítható, hogy a hűlési idő ennek a sávnak a szívósságát érdemben nem befolyásolta, mivel az ütőmunkák minden technológiai változatnál a szívóssági követelmény környezetében, többször az alatt helyezkedtek el. A szívósság szempontjából a 30 s hűlési idő bizonyult a legkritikusabbnak, ahol a lassabb hűtés lehetőséget teremt a karbon diffúziójára, ebből következően pedig a nagyobb karbonoldó képességgel rendelkező austenitesedett részek karbon koncentrációja növekedése miatt az ütőmunka romlik.



6.17. ábra. Az IK sáv ütőmunkája a hűlési idő függvényében, -40 °C-on



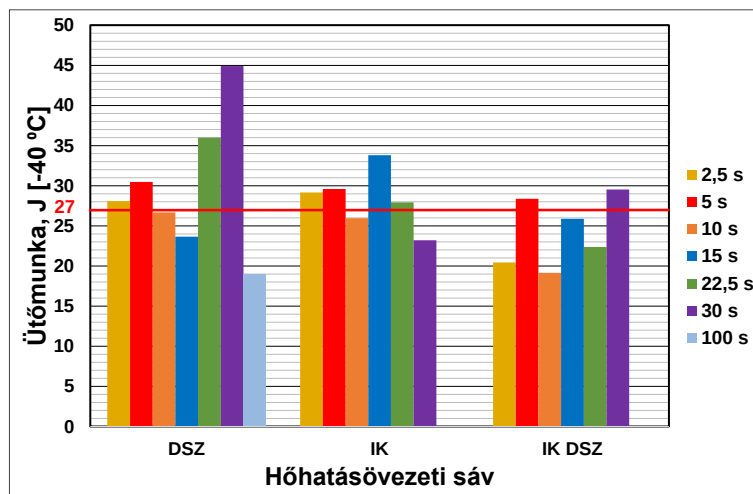
6.18. ábra. Az IK DSZ sáv ütőmunkája a hűlési idő függvényében, -40 °C-on

A többrétegű varrattal készült hegesztett kötésben lokálisan előforduló interkritikusan megeresztett durvaszemcsés sáv ütőmunkája az 5 s és a 30 s hűlési idő kivételével végig a

HŐHATÁSÖVEZETI SZÍVÓSSÁGCSÖKKENÉSET KOMPENZÁLÓ TECHNOLOGIA

27 J határérték alatt maradt (6.18. ábra). Ebből is következik, hogy többretegű varratoknál ez a hőhatásövezeti sáv jelenti a hegesztett kötés legkisebb szívósságú részét.

A hőhatásövezeti sávokon mért ütmunkáknak a vizsgált teljes $t_{8,5/5}$ hűlési időre vonatkoztatott átlagos értékeit a 6.19. ábrán foglaltam össze.



6.19. ábra. A különböző hőhatásövezeti sávok átlagos ütmunkája $T = -40\text{ °C}$ -on

Az eredményeket összefoglalva megállapítható, hogy az ömlesztő hegesztésre (elsősorban ívhegesztésekre) jellemző hegesztési paraméter tartományban minden vizsgált hőhatásövezeti sáv az alapanyagétól jelentősen kisebb ütmunkával rendelkezik. A vizsgált hőhatásövezeti sávok esetében a szívósság szempontjából, a lokális jelleggel előforduló, interkritikusan megeresztett durvaszemcsés sáv bizonyult a legveszélyesebbnek. Érdeemes megjegyezni, hogy az interkritikus sáv összességében a durvaszemcsés sávnál kisebb ütmunkával rendelkezik, tehát a szívósságcsökkenés szempontjából legalább olyan veszélyesnek tekinthető, mint a durvaszemcsés sáv. Érdekes jelenség, hogy a különböző hőhatásövezeti sávok nem ugyanannál a hűlési időnél mutatnak kedvezőbb (elfogadhatóbb) szívósságot, hanem lehetnek olyan paraméter kombinációk, amelyek kedvezően hatnak a durvaszemcsés sávra (például 22,5-30 s), ugyanakkor kevésbé előnyösek az interkritikus sáv esetében.

A fizikai szimulációval előállított hőhatásövezeti sávoknál tapasztalt drasztikus szívósságcsökkenés elemzésekor célszerű azt is figyelembe venni, hogy a tapasztalatok szerint [10] [130], a valós hegesztett kötések hőhatásövezetéhez képest a fizikai szimulációval előállított hőhatásövezeti sávok ütmunkája rendszerint kisebb szokott lenni. Ez egyrészt abból adódik, hogy egy tényleges hegesztett kötés hőhatásövezetében a vizsgált kritikus hőhatásövezeti sávok ekkora kiterjedésben, homogénen nem fordulnak elő. Ebből, valamint a hegesztett kötés felépítéséből adódóan nem lehet olyan ütpórbatestet készíteni, amelynek bemetszése pontosan egy adott hőhatásövezeti sávon, ráadásul annak is a legkisebb szívósságú részén haladjon keresztül. A durvaszemcsés sáv szimulációjakor ráadásul a szemcseméret gyakran meghaladja a tényleges

HŐHATÁSÖVEZETI SZÍVÓSSÁGCSÖKKENÉSET KOMPENZÁLÓ TECHNOLOGIA

hőhatásövezetben mért legnagyobb szemcsék méretét, mivel a fizikai szimuláció során a szemcsék növekedése a homogén felhevítésnek köszönhetően kevésbé gátolt. Ezt a gondolatmenetet igazolják a 6.5. táblázatban szerepeltetett ütmunka értékek, amelyeket a vizsgálandó nemesített nagyszilárdságú acélból készült tényleges hegesztett kötések varratának és hőhatásövezetének ütvizsgálatakor mértem (13)(33)(37). A táblázatban az 5-6 s és a 10 s hűlési időhöz tartozó oszlopok esetén csak az átlagos ütmunka értékek szerepelnek.

6.5. táblázat. Valós hegesztett kötésen mért ütmunka értékek -40 °C-on, J

t _{8,5/5} , s	5-6	6-10	10	10-15	15-20	20-30
VWT 1	45	43, 46, 49	42	38, 45, 47	40, 41, 42	37, 38, 39,
VHT 1/1	48	19, 33, 42	37	36, 42, 54	28, 33, 53	22, 27, 30

A táblázat adataiból látható, hogy tényleges hegesztett kötések esetén a hőhatásövezet ütmunkájának szórása még inkább jelentős. Az egyedileg mért kis ütmunka értékek azonban jelzik, hogy a hőhatásövezetben helyi szinten jelentős szívósságcsökkenés mehet végbe. A vonalenergia, és ebből következően a hűlési idő növelésével a varratsorok száma csökken, a hőhatásövezet kiterjedése pedig megnő. Ezek együttesen hozzájárulnak ahhoz, hogy a hőhatásövezet ütvizsgálatakor a hőhatásövezet kis szívósságú részei előtérbe kerüljenek. Ebből következik, hogy nagyobb (20...30 s) hűlési idők esetén a 27 J határértékhez közeli ütmunkát gyakrabban mértem. Az előbbieken kifejtett gondolatmenet, továbbá az elvégzett mikroszkópi vizsgálatok tükrében a fizikai szimulációval előállított hőhatásövezeti sávok tulajdonságai a tényleges hegesztett kötés hőhatásövezetének jellemzőivel összefüggésbe hozhatók.

A műszerezett ütvizsgálatok során az ütmunka mérése mellett, az egyes hőhatásövezeti sávok ridegedési hajlamának mélyebb megértéséhez, a 3.4. fejezetben leírtak szerint a repedésindulásra felhasznált energiát is meghatároztam. Az eredményeket a hűlési idő függvényében a 6.6. táblázatban foglaltam össze.

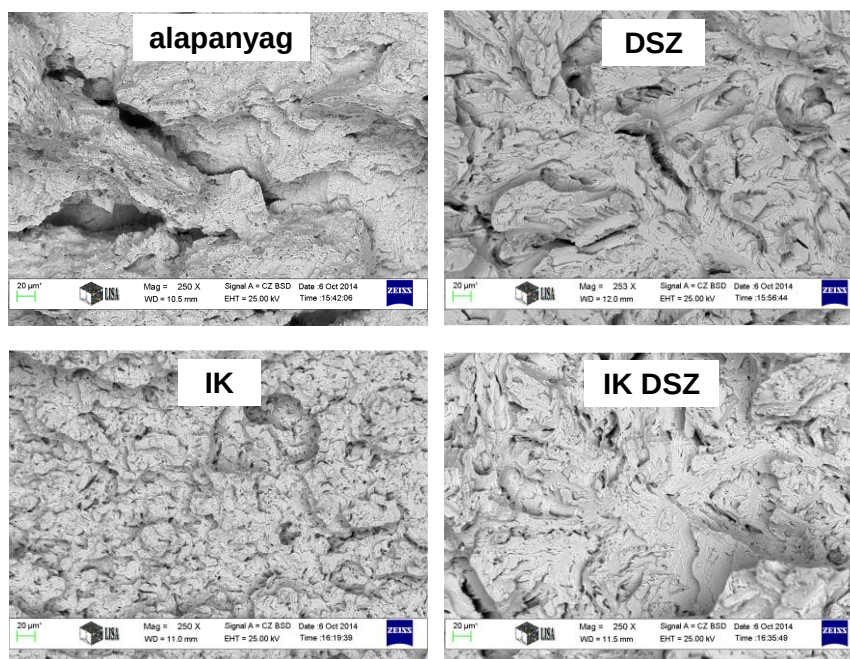
6.6. táblázat. A repedésinduláshoz felhasznált energia százalékos aránya (W_i) a teljes ütmunkához képest

t _{8,5/5} , s	2,5	5	10	15	22,5	30	Átlag
AA	-						25,9
V	-						71,7
DSZ	91,9	90,1	87,0	89,9	89,2	87,3	89,2
IK	90,7	84,2	80,7	77,4	81,5	79,2	82,3
IK DSZ	93,1	85,6	88,0	87,7	88,5	84,2	87,8

HŐHATÁSÖVEZETI SZÍVÓSSÁGCSÖKKENÉSET KOMPENZÁLÓ TECHNOLOGIA

Az egyes ütőpróbatestek esetén mért erő-behajlás diagramokat az M15, a próbatestek töretfelületeit pedig az M16 melléklet tartalmazza. A táblázatban szereplő adatokból következik, hogy az alapanyag a megeresztett martensites, rendkívüli finomszemcsés ($10\ \mu\text{m}$) szövetszerkezetnek köszönhetően szívósan viselkedik, és az ütővizsgálat során elnyelt energiának csak a negyede fordítódik a repedéskeletkezésre. Érdekes azonban megjegyezni, hogy az alapanyag erő-elmozdulás diagramján a nagy ütőmunka ellenére jellemzően előfordul egy instabil repedésterjedésre utaló rész. Tapasztalataim alapján az instabil repedésterjedés a 180 J ütőmunkánál nagyobb szívósságú alapanyag próbatestek esetén már nem jelentkezett. Az eredmények rámutatnak arra, hogy ezen acélok hőhatásövezete az alapanyaghoz és a varrathoz képest is ridegbben viselkedik.

A táblázat adatai alapján megállapítható, hogy a vizsgált hőhatásövezeti sávok mindegyik hűlési idő esetén meglehetősen ridegen viselkednek, mivel az ütővizsgálat során elnyelt energia több mint négyötöde a repedésindulásra fordítódott. A W_i értéke a durvaszemcsés sáv esetén volt a legnagyobb. A hűlési idő változása, az ütőmunkához hasonlóan, érdemben nem volt hatással a repedésindulásra felhasznált energia arányára. A W_i értéke még a 27 J követelményt teljesítő, nagyobb ütőmunkájú durvaszemcsés hőhatásövezeti sávok (például $t_{8,5/5} = 30\ \text{s}$) esetében sem csökkent érdemben a követelményt nem teljesítő, kisebb ütőmunkájú próbatestekhez képest. Az egyes hőhatásövezeti sávok rideg viselkedése a felvett erő-behajlás diagramokból (M17 melléklet) is látható. A hűlési időtől függetlenül minden esetben instabil repedésterjedéssel történik a törés, és csak a megeresztett mintáknál tapasztalható repedésmegállás és stabil repedésterjedés. Az egyes hőhatásövezeti sávok viselkedését a töretfelületről pásztázó elektron-mikroszkóppal készült felvételek is igazolják (6.20. ábra).



6.20. ábra. Az ütőpróbatestek töretfelületeiről készített SEM felvételek ($t_{8,5/5} = 15\ \text{s}$)

6.5.5. Következtetések

A nemesített nagyszilárdságú szerkezeti acélok kis szívósságú hőhatásövezeti sávjaiban a vizsgált hűlési idők esetén tapasztalt jelentős szívósságcsökkenés miatt a hegesztett kötés biztonságos viselkedését alapvetően a hőhatásövezet kiterjedésének csökkentésével, és nem az egyes sávok tulajdonságainak a módosításával lehet biztosítani. Ebből adódóan a lehető legkisebb olyan vonalenergiát célszerű alkalmazni, amely még nem vezet a hőhatásövezet és a varrat kritikus mértékű keményedéséhez (vagyis a 450 HV10-es kritérium betartható).

A nemesített nagyszilárdságú acélok és a hagyományos, normál szilárdságú szerkezeti acélok hőhatásövezeti tulajdonságainak összehasonlításakor a következőkre érdemes felhívni a figyelmet:

- A hegesztéssel együtt járó hőbevitel nagyobb mértékben rontja a nemesített nagyszilárdságú acélok szállítási állapotra jellemző kedvező szívósságát, mint ahogy az a maximum 355 MPa folyáshatárral jellemzett, első szilárdsági csoportba tartozó szerkezeti acéloknál tapasztalható.
- Mindkét szilárdságcsoporthoz közös jellemzője, hogy a durvaszemcsés hőhatásövezeti sáv mellett az interkritikusan megeresztett durvaszemcsés sáv is csökkent szívósságú.
- Az első szilárdságcsoporthoz tartozó szerkezeti acélokkal szemben, ahol a $t_{8,5/5}$ hűlésidő a hőhatásövezet egyes sávjainak jellemzőit érdemben befolyásolja [48], a nemesített nagyszilárdságú acéloknál csak a durvaszemcsés sávra gyakorol jelentősebb hatást. A nagyszilárdságú acéloknál a hűlési idő elsősorban a hőhatásövezeti sávok térbeli kiterjedését (jellemző méreteit) befolyásolja. Miközben a nemesített nagyszilárdságú acélok esetén az interkritikusan megeresztett durvaszemcsés sáv ütmunkája a teljes, vizsgált hűlési idő tartományban a legkisebb, addig az S355N acél esetében a kis hűlési időknél ez a sáv a szívósság szempontjából kevésbé mondható kritikusnak.
- Amíg a nemesített nagyszilárdságú acélok hőhatásövezetében az interkritikusan megeresztett durvaszemcsés sáv ütmunkája a hűlési időtől függetlenül a legkisebb, addig ez a sáv az első szilárdságcsoporthoz tartozó szerkezeti acéloknál kevésbé kritikus [48].

6.6. A hőhatásövezet szívósságának javítása helyi utóhőkezeléssel

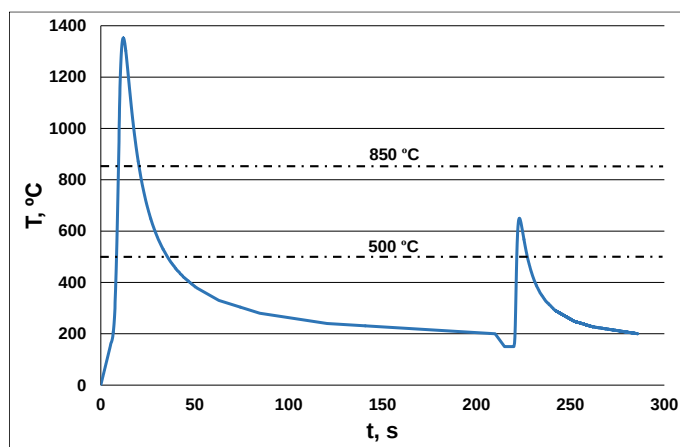
Az előző fejezetekben megfogalmazottakból következik, hogy a nemesített nagyszilárdságú acélok hőhatásövezetének tulajdonságait a hegesztési paraméterekkel csak korlátozottan tudjuk befolyásolni. A hőhatásövezetben bekövetkező szívósságcsökkenés, és sokszor a helyi szintű keményedés is minden hegesztési paraméterkombináció esetén

HŐHATÁSÖVEZETI SZÍVÓSSÁGCSÖKKENÉSÉT KOMPENZÁLÓ TECHNOLOGIA

bekövetkezik, amelyen csak utóhőkezeléssel lehet javítani. A nagyszilárdságú acélból készült hegesztett szerkezet teljes mértékű utóhőkezelése a méretkorlátok miatt az esetek döntő részében nem lehetséges, és az a szilárdsági tulajdonságok feltételezett romlása miatt is problémás lehet.

Semleges gázvédelmű volfrámelektrodos ívet a hegesztett kötések fáradási tulajdonságainak javítására gyakran alkalmaznak helyi utókezelésként. Az eljárásnak több módszere ismert. Az egyik változatnál, hozaganyaggal vagy anélkül a varratszélt és a hőhatásövezetet újraolvasztják, amellyel PA pozícióban a varrat – alapanyag átmenetnél lévő feszültségkoncentrációt jelentősen lehet csökkenteni. A másik esetben csak az átmeneti rész felhevítésére kerül sor, amely a kedvezőtlen húzó maradó feszültségek csökkentése révén a fáradási szilárdság növekedését eredményezi. Az SWI utókezelés sokszor a leghatékonyabb utókezelésnek bizonyul, amelyet napjainkban már a nagyszilárdságú szerkezeti acélok esetén is alkalmaznak [12] [18]. Ezek az ismeretek adták az ötletet a helyi szintű utóhőkezelés technológiájának kidolgozására és a hőhatásövezetre gyakorolt hatásának elemzésére, amelyhez a fizikai szimulátor nyújtotta lehetőségeket hívtam segítségül. Fontosnak tartom megemlíteni, hogy az SWI ív mellett más, helyi szintű hőbevitelt eredményező, de költségesebb hőforrás (például lézersugár, elektronsugár) is alkalmazható.

A következőkben ismertetésre kerülő fizikai szimulációs kísérleteknél a $t_{8,5/5} = 15$ s hűlési időhöz tartozó durvaszemcsés, interkritikus és az interkritikusan megeresztett durvaszemcsés hőhatásövezeti sávok utóhőkezelését vizsgáltam meg. A megeresztés hatásának vizsgálatát célzó szimulációs hőciklusokat a 6.21. - 6.23. ábrák szemléltetik.

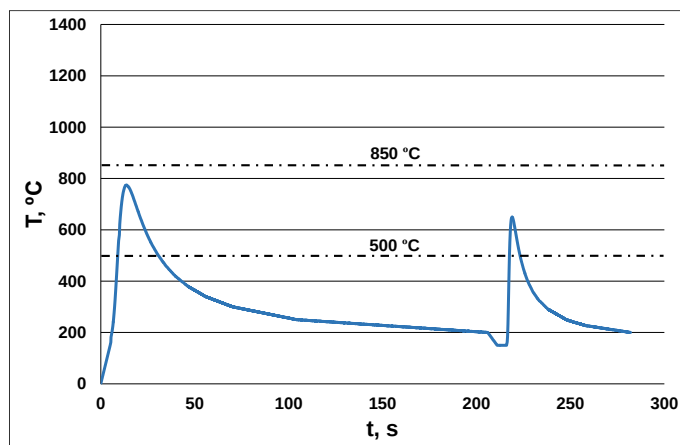


6.21. ábra. A DSZ sáv előállítására és megeresztésére szolgáló hőciklusok ($t_{8,5/5} = 15$ s)

A 15 s hűlési idő kiválasztásakor több szempont is szerepet játszott. Egyrészt ennél a hűlési időnél a három vizsgált hőhatásövezeti sáv egyaránt a határértékhez közeli, kis szívóssággal rendelkezik. Másrészt a 15 s lényegében a részletesebben vizsgált (2,5-30 s) hűlési idő spektrum közepén helyezkedik el, ebből adódóan pedig az eredményekből megfogalmazott következtetések akár a többi paraméterre is általánosíthatók. A

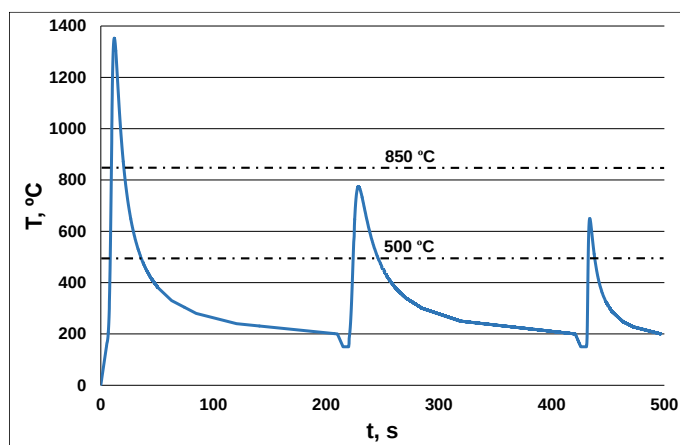
HŐHATÁSÖVEZETI SZÍVÓSSÁGCSÖKKENÉSÉT KOMPENZÁLÓ TECHNOLOGIA

megeresztési hőciklus csúcshőmérsékletének szándékoltan A_1 alatti hőmérsékletet, $650\text{ }^\circ\text{C}$ -ot választottam, amely a nemesített nagyszilárdságú acélok gyártásakor alkalmazott megeresztés hőmérséklettel összhangban van (lásd 2.2. fejezet). A második, ún. megeresztési hőciklus előállításakor kis hőbevitel megvalósítására törekedtem, ezért az 5 s-hoz tartozó hőciklus görbéket vettem alapul. Végezetül, azt is figyelembe vettem, hogy ez a hűlési idő még biztonsággal megvalósítható legyen az adott próbatest geometria ($10\times 10\times 70\text{ mm}$) esetén.



6.22. ábra. Az IK sáv előállítására és megeresztésére szolgáló hőciklusok ($t_{8,5/5} = 15\text{ s}$)

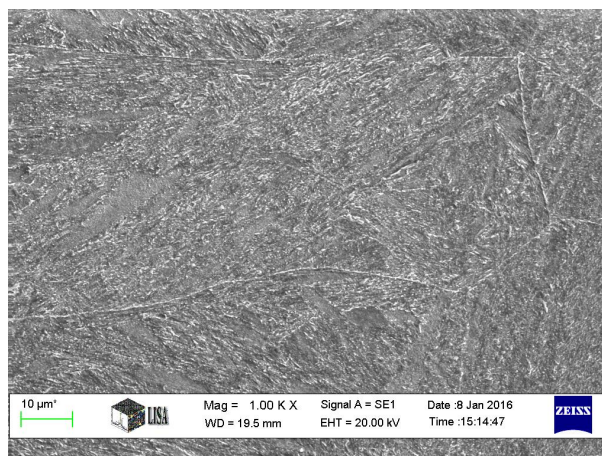
Bár az interkritikusan megeresztett durvaszemcsés sáv nem fordul elő a felületi varratsor(ok) hőhatásövezetében, csak a hegesztett kötés belső részein, mégis célszerű megvizsgálni, hogy a kötés legridegebb részének tekinthető sáv ütőmunkája a többretegű (minimum három rétegű) varratok esetében hogyan változik.



6.23. ábra. Az IKDSZ sáv előállítására és megeresztésére szolgáló hőciklusok ($t_{8,5/5} = 15\text{ s}$)

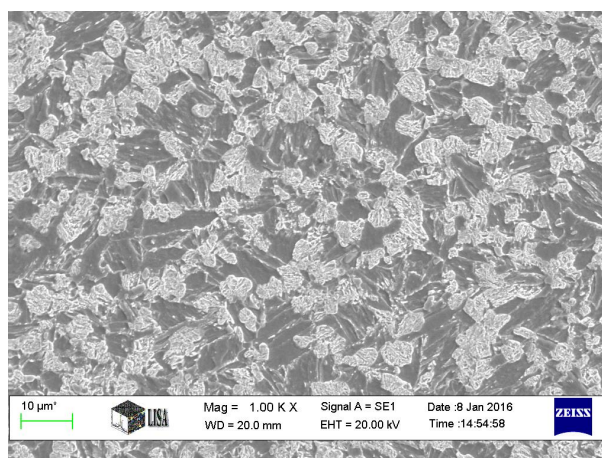
A csiszolatokról készült optikai és pásztázó elektronmikroszkópos felvételeken (6.24-6.26. ábrák) az utókezelés megeresztő hatása a hőhatásövezeti sávok fokozottabb maródásában is megfigyelhető. A 6.24. ábrán látható durvaszemcsés sáv mikroszerkezetének vizsgálatakor a kis karbontartalmú acélokra jellemző megeresztett

martensites szövetszerkezet figyelhető meg, amely (a szemcseméret kivételével) jellégében az alapanyag szövetszerkezetéhez hasonló.



6.24. ábra. A 15 s hűlési időhöz tartozó megeresztett DSZ mikroszerkezete

A 6.25. ábrán látható interkritikus sáv és a 6.26. ábrán bemutatott interkritikusan megeresztett durvaszemcsés sáv esetén az utókezelés hatása az M-A szigetek bomlásában, megeresztődésében tapasztalható. Ezeken a helyeken (IK DSZ, 30 s) esetenként finom karbidok jelenléte is megfigyelhető.

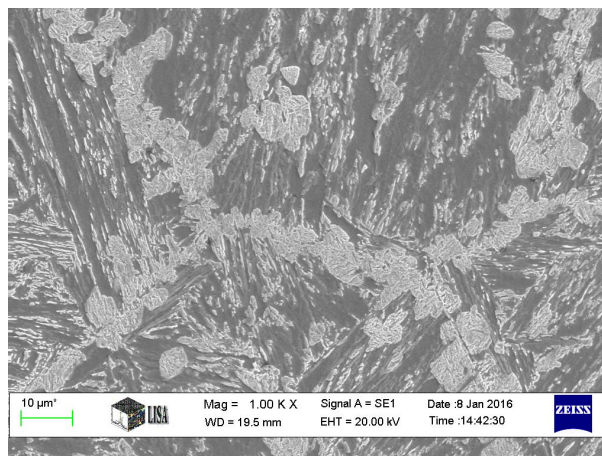


6.25. ábra. A 15 s hűlési időhöz tartozó IK mikroszerkezete

A csiszolatokon elvégzett keménységvizsgálat eredményeit a 6.7. táblázat foglalja össze.

6.7. táblázat. A megeresztési hőciklus hatása a hőhatásövezet átlagos keménységére

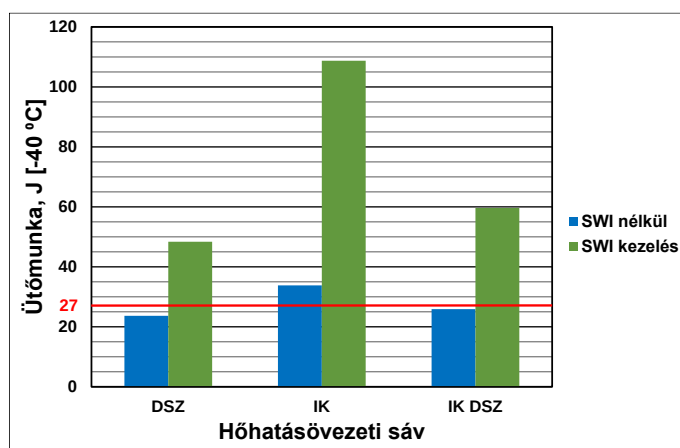
HV10	DSZ	IK	IK DSZ
megeresztés nélkül	409	323	344
$T_{\text{meg}} = 650\text{ }^{\circ}\text{C}$	346	298	328



6.26. ábra A 15 s hűlési időhöz tartozó megeresztett IK DSZ mikroszerkezete

A táblázatban lévő adatokból látható, hogy a megeresztési hőciklus a keménységet mindhárom hőhatásövezeti sáv esetén csökkentette. A legjelentősebb csökkenést a 400 HV10 feletti keménységű durvaszemcsés sáv esetében tapasztaltam, amelynek eredményeként a vizsgált hőhatásövezeti sávban az alapanyagot megközelítő keménységet sikerült megvalósítani. Ez kedvező hatással van a hőhatásövezet hidegrepedési hajlamára. A másik két sáv esetében a keménység az alapanyagon mért értékek alá csökkent, azonban a kilágyulás mértéke nem tekinthető kritikusnak, mivel a tényleges, egyoldali hegesztett kötések gyökoldalán mért keménységcsökkenés hasonló jelleget mutat (2.13. ábra). Az eredményekből megállapítható, hogy a megeresztés kedvező hatással volt a hőhatásövezet keménységére, mivel az utókezelés csökkenti a hidegrepedési hajlamot, a kilágyulás pedig a hegesztett kötés statikus teherviselő-képességét érdemben nem befolyásolja.

A megeresztésnek a hőhatásövezet szívósságára gyakorolt hatása még inkább szembetűnő (6.27. ábra).



6.27. ábra. A megeresztési hőciklus hatása a hőhatásövezet szívósságára, $t_{8,5/5} = 15$ s

A durvaszemcsés sáv megeresztésének eredményeként a megeresztett martensit ütőmunkája a nagyméretű szemcseszerkezet ellenére a kétszeresére, az interkritikus sáv

esetén pedig a háromszorosára növekszik. A helyi szinten előforduló, interkritikusan megeresztett durvaszemcsés sáv esetén a javulás szintén jelentős mértékű. Rendszerint ezek a lokális, rideg részek a háromnál többretegű varratok esetén egy olyan megeresztő hőcikluson mennek át, amely kedvezően hat a szívósságukra és ezek a zónák csak a takaróréteg alatti varratsorok hőhatásövezetében maradnak egy második, szubkritikus megeresztés nélkül. Az utókezelés kedvező hatását a törés jellegének szempontjából is megvizsgáltam. A 650 °C megeresztésen átment ütőpróbatetek M16 mellékletben látható töretfelületein a megeresztés kedvező hatása, különösen az interkritikus sáv esetén szembetűnő. A töretfelület és a műszerezett ütővizsgálat során rögzített diagram alapján az alapanyagéhoz hasonló (szívós) sajátosságok figyelhetők meg. A durvaszemcsés sáv esetében a repedésindításra fordított energia aránya 89,9%-ról 71%-ra, az interkritikus hőhatásövezeti sáv esetében 77,7%-ról 37,6%-ra, az interkritikusan megeresztett durvaszemcsés sáv esetében pedig 87,7%-ról 68,4%-ra csökkent (M15 melléklet). Az utóhőkezelés eredményeként az ütőmunka jelentős javulása mellett a hőhatásövezet szívósabb viselkedését a W_i értékének jelentős csökkenése is igazolja, különösen az interkritikus hőhatásövezeti sáv esetén, ahol nagyságrendileg az alapanyag szívósságát sikerült elérni. Ennél a sávnál a vizsgált öt ütőpróbatestből három esetén az erő-elmozdulás diagramokon instabil repedésterjedésre utaló jel egyáltalán nem jelentkezett. Az utókezelés elvégzésével a hegesztett kötések korona oldalán található hőhatásövezeti rész szívóssága a DSZ és az IK DSZ sávok esetén a varrat szívósságának szintjére, az IK esetén pedig az alapanyagét megközelítő szintre emelhető.

Az előzőek tükrében jogosan vetődhet fel a kérdés, hogy egy helyi szintű utóhőkezelés a hegesztett kötés tulajdonságait hogyan tudja érdemben befolyásolni. A többretegű varratfelépítésből adódóan az utókezelés a gyök, illetve a töltő sorok esetén a többszöri hőbevitel hatására automatikusan bekövetkezik, azonban a korona oldalon (kétoldali varratoknál a két koronaoldalon) az előzőekben bemutatott, kedvezőnek bizonyuló megeresztés elvégzéséhez egy külön hőforrásra van szükség. Az utóhőkezelés előírását annak ellenére is érdemes megfontolni, hogy helyi hőbevitelt eredményező technológiáról van szó, mivel a hegesztett szerkezetekben ismétlődő igénybevétel esetén rendszerint a varratdudor-alapanyag átmenet feszültséggyűjtő helyként, a repedéskeletkezés kiinduló helyeként szerepel. Ebből adódóan a hegesztett kötés ezen részén a hőhatásövezet helyi szívósságának jelentőségét egyáltalán nem szabad elhanyagolni.

Az utókezelés sikeres megvalósítását a 650 °C-ban maximalizált hőmérséklet betartása érdekében jól szabályozható hőforrással, ellenőrzött előtolási sebességgel, ideális esetben termokamerás nyomon követéssel kell megvalósítani. Az A₁-A₃ közötti (interkritikus) utókezelés ugyanis szövetszerkezeti változással járna és ezért, a 6.5.4. fejezetben bemutatott eredményekkel összhangban, a szívósságot csökkenthetné/ronthatná.

7. TÉZISEK - ÚJ TUDOMÁNYOS EREDMÉNYEK

- T1. Az ütvizsgálatokhoz használt fizikai szimulációs próbatest geometriájának célirányos módosításával olyan külső hűtésű fizikai szimulációs próbatestet fejlesztettem, amellyel a $t_{8,5/5} = 5$ s-nál rövidebb hűlési idejű hőhatásövezeti sávok szívóssága megbízhatóan vizsgálható (20)(23).
- T2. Fizikai szimulációs alapú és valós hegesztési kísérletekkel bizonyítottam, hogy a nemesített nagyszilárdságú szerkezeti acélok hegesztéséhez, a hőhatásövezetben bekövetkező jelentős szívósságcsökkenés miatt, a kritikus $t_{8,5/5}$ hűlésidő szűk, 5-10 s tartományának betartása szükséges. A hűlési idő intervallumának alsó határértéke a megengedettnél nagyobb keményedés elkerülését célozza, a felső határértéke pedig biztosítja, hogy az egyensúlytól távol eső, termikusan instabil szövetszerkezet változása a hőhatásövezet kritikus sávjaiban egy elfogadható mértéket ne haladjon meg (4)(13)(21)(25)(27).
- T3. Az elvégzett fizikai szimulációs kísérletek és anyagvizsgálatok eredményei alapján megállapítható, hogy a nemesített nagyszilárdságú szerkezeti acélok hőhatásövezetének szívóssága szempontjából egyrétegű hegesztésnél a durvaszemcsés sáv és az interkritikus sáv, többretegű hegesztésnél az interkritikusan megeresztett durvaszemcsés sáv (mikro)szerkezete egyaránt meghatározó. A többretegű varratos kötésekben a hőhatásövezet legridegebb része az interkritikusan megeresztett durvaszemcsés sáv, amelynek a kötés szívósságára gyakorolt kedvezőtlen hatását a kötéskialakítás és a hegesztéstechnológia tudatos tervezésével csökkenteni szükséges (4)(21)(25)(27).
- T4. Műszerezett ütvizsgálatokkal megállapítottam, hogy a nemesített nagyszilárdságú acélok hőhatásövezeti sávjaiban bekövetkező helyi szintű, kritikus mértékű szívósságcsökkenést nem lehet elkerülni, és mértékét a $t_{8,5/5}$ hűlési idővel érdemben nem lehet befolyásolni. A hűlési idő hatása elsősorban a kritikus hőhatásövezeti sávok szélesség irányú kiterjedésének változásában jelenik meg (4)(21).

- T5. Kísérleti úton bizonyítottam, hogy a nemesített nagyszilárdságú szerkezeti acélok hőhatásövezetének szívóssága helyi hőbevitelű, jól szabályozható és ellenőrizhető utókezeléssel – a durvaszemcsés, az interkritikus és az interkritikusan megeresztett durvaszemcsés sáv esetében egyaránt – jelentősen javítható (3).

8. EREDMÉNYEK ÖSSZEFOGLALÁSA

Értekezésemben a normál és a középvastag falvastagságtartományban használt, nemesített nagyszilárdságú acélok hegesztési, hegeszthetőségi kérdéseivel foglalkoztam. Munkám első részében átfogó irodalmi áttekintést adtam a nagyszilárdságú acélokban alkalmazott szilárdságnövelési módszerekről, továbbá a nemesített nagyszilárdságú acélok hegeszthetőségéről, és a hegesztéstechnológia tervezésének szempontjairól. Az ipari gyakorlatban, különösen a járműipar területén, egyre nagyobb arányban alkalmaznak nagyszilárdságú acélokat. Az egyes gyártmányok fejlesztésekor a tervezőmérnökök arra törekednek, hogy az egyes részekeségeken alkalmazott acélokat nagyobb szilárdsági kategóriákkal váltsák fel. A nemesített nagyszilárdságú acélok hegesztése azonban a hagyományos acélokhöz képest új szemléletmódot igényel.

Az elvégzett hegesztési kísérletekhez kapcsolódóan a disszertációban bemutatott kisciklusú és nagyciklusú fárasztóvizsgálatok, továbbá fáradásos repedésterjedési sebesség vizsgálatok új információkat szolgáltatottak a nemesített nagyszilárdságú acélok napjainkban még kevésbé ismert, ismétlődő igénybevételek esetén bekövetkező viselkedéséről.

A vonatkozó irodalomból levont következtetéseim és a vizsgált nemesített nagyszilárdságú szerkezeti acélon elvégzett hegesztési kísérletek, valamint a hozzájuk kapcsolódó anyagvizsgálatok alapján a nemesített nagyszilárdságú acélok hegesztésekor a hegesztőmérnököknek és a hozaganyaggyártóknak is célszerű előtérbe helyezni az *undermatching* elv alkalmazását. Az alapanyag szakadási nyúlását jelentősen (minimum 10%-kal) meghaladó szakadási nyúlású, kisebb szilárdságú hozaganyag alkalmazásával, nem-statisztikus igénybevételeknél is, a hegesztett szerkezet biztonságosabb üzemi viselkedését lehet biztosítani. A kisebb szilárdságból adódó csökkent statikus teherviselő képesség ugyanakkor az értekezésben bemutatott módszerekkel kompenzálható. Napjainkban ilyen ideálisnak mondható, *undermatching* hozaganyagok még csak korlátozottan állnak rendelkezésre, azonban a hegesztési kísérleteknél – a fenti feltételeket legjobban megközelítő hozaganyag kiválasztásával – az *undermatching* elv létjogosultságát sikerült igazolnom. A kisciklusú és a nagyciklusú fárasztóvizsgálatokkal sikerült bizonyítanom, hogy az *undermatching* hozaganyag bizonyos terhelési körülmények között előnyös lehet, továbbá megállapítható, hogy a fárasztóvizsgálatok során az *undermatching* hozaganyaggal hegesztett kötés semmiképpen sem viselkedik rosszabbul.

A hőhatásövezeti szimulációk és a tényleges hegesztési kísérletek esetén is sikerült teljesíteni a hidegrepedések elkerülését célzó, a nemesített nagyszilárdságú acélok többrétű varratos hegesztett kötéseiben utóhőkezelési nélküli állapotra vonatkozó, 450 HV10 maximális keménységet megengedő követelményt. Még a $t_{8,5/5} = 2,5$ s hűlési időhöz tartozó próbatestek keménysége sem érte el ezt az értéket. A szimulált hőhatásövezeti sávokon és a tényleges hegesztett kötésen elvégzett keménységvizsgálatok alapján kiemelhető, hogy a nemesített nagyszilárdságú acéloknál – a hagyományos acéloktól eltérően – a rövidebb ($t_{8,5/5} \approx 5$ s) hűlési idők esetén előfordulhat, hogy a hegesztett kötés legnagyobb keménységű része a durvaszemcsés sáv helyett a finomszemcsés sávban helyezkedik el. A hidegrepedések jellemzően a varratban és a hőhatásövezet durvaszemcsés sávjában jelennek meg. Ebből következően a szabványalkotóknak célszerű lehet a 450 HV10 követelmény újragondolását megfontolni.

A hőhatásövezetet fizikai szimulációja keretében elvégzett kísérletsorozat rávilágított arra, hogy a gondos kohászati technológiák eredményeként létrejövő, megeresztett martensites szövetszerkezetet a hegesztés hőciklusa irreverzibilisen megváltoztatja, amelynek következményeként a hőhatásövezet egyes részeinek ütmunkája az alapanyag kimagasló ütmunkájának töredékére csökken. A $t_{8,5/5}$ hűlési időtől lényegében függetlenül, a hőhatásövezet durvaszemcsés és interkritikus sávjának szívóssága kritikus mértékben lecsökken. Ennek alapvető oka, hogy a folyamatos hűtésű átalakulási diagramokat jobbra toló ötvözők, továbbá a szemcsedurulás és ahhoz kapcsolódó nagy austenitesítési hőmérséklet austenitet stabilizáló hatása miatt, az ívhegesztés során alkalmazott hegesztési paraméterek ($t_{8,5/5} = 2,5-30$ s) esetén, a hőhatásövezetben a martensit megjelenését nem lehet elkerülni, amely a szívósság csökkenéséhez vezet. Ráadásul, a rendkívül lassú hűtési körülmények között ($t_{8,5/5} = 100$ s) a martensit mellett megjelenő felső bainites szövetszerkezet is a szívósság romlását eredményezi.

A hagyományos, kisszilárdságú acélok hőhatásövezetéhez képest, a nemesített nagyszilárdságú acélok interkritikus hőhatásövezeti sávjában a γ - α átalakuláson átment rideg részekben is nagy keménységű, finom martensites szerkezet jelenik meg, ami a körülöttük lévő megeresztett részekkel együtt egy olyan heterogén mikroszerkezetet eredményez, amely esetenként a durvaszemcsés sáv ütmunkájánál is kisebb szívósságot eredményez. Ehhez kapcsolódóan az elvégzett kisciklusú fárasztóvizsgálatok eredményeinek értékelésekor azt tapasztaltam, hogy *matching* kötéseknel ismétlődő igénybevétel esetén ennek a sávnak a környezetéből indultak el a repedések. Többrétű varratfelépítéskor a két kritikus hőhatásövezeti sáv kombinációja, az ún. interkritikusan megeresztett durvaszemcsés sáv is előfordulhat, amelynek ütmunkája szinte a teljes hegesztési paramétertartományban a követelmény alatt marad. Ezen részek kedvezőtlen hatásának csökkentését a kötéskialakítás és a varratfelépítés tudatos megtervezésével, valamint a megszokottól eltérő hegesztéstechnológiák alkalmazásával tudjuk elérni. Az előzőekből következően a hegesztéstechnológia tervezésekor a hidegrepedések

megjelenését nem veszélyeztető, lehető legkisebb vonalenergiát, illetve $t_{8,5/5}$ hűlési időt célszerű előírni, amelyekkel ha az egyes hőhatásövezeti sávok szívósságát érdemben nem is tudjuk befolyásolni, de legalább a csökkent ütmunkájú részek kiterjedését minimalizálhatjuk.

A *matching* kötésen elvégzett fáradásos repedésterjedési sebességvizsgálatok is rámutattak a nemesített nagyszilárdságú acélok és hegesztett kötéseik fokozott ridegedési hajlamára. A fáradásos repedésterjedéssel szemben kedvező ellenállást biztosító alapanyaghoz képest a nemesített nagyszilárdságú acélok varratában és a hőhatásövezet egyes részeiben is kisebb ciklusszámok esetén jelennek meg, és a kezdeti szakaszban gyorsabban terjedtek a repedések.

A fizikai szimulációs vizsgálatok arra is rámutattak, hogy a hőhatásövezet szívósságának érdemleges javítására egyedül utóhőkezelés (például volfrámíves utóhevítés) alkalmazásával van lehetőség, amellyel a hőhatásövezet ütmunkáját a vizsgált sávok túlzott kilágyulása nélkül hatékonyan lehet növelni. Ennek megvalósításához jól szabályozható hőforrásra van szükség, mivel az A_1 hőmérsékletet meghaladó hevítés már károsan hat a durvaszemcsés és az interkritikus sávok szívósságára. A helyi szintű utóhőkezelés létjogosultságát indokolja, hogy a méretkorlátok miatt a teljes szerkezet utóhőkezelése a gyakorlatban nem valósítható meg. Továbbá, nagyobb lemezvastagságok esetén a belső hőhatásövezeti rétegek utóhőkezelését az egyes töltősorok elvégzik, ebből adódóan leginkább a koronaoldali hőhatásövezet igényli az utóhőkezelés alkalmazását.

9. IPARI HASZNOSÍTÁSI LEHETŐSÉGEK

Napjainkban a hegesztőmérnökök ismerete a nagyszilárdságú acélok hegeszthetőségéről még meglehetősen hiányos. Ezen acélok hegesztéséhez gyakorlati útmutatók, tanácsok már sok esetben elérhetők, azonban a hegesztési hőbevitel okozta hatásokról és ezen acélokból készült hegesztett kötések dinamikus és ismétlődő igénybevétel közbeni viselkedéséről elegendő információ jelenleg még nem áll rendelkezésre. Éppen ezért jelen disszertáció alapvető célja olyan ismeretek összefoglalása, amely az ipari szakemberek számára is hasznos információkat szolgáltat (25)(35).

Az *undermatching* hozaganyagok hatását vizsgáló fejezetben bemutatott eredmények hasznos információul szolgálnak a hozaganyag-fejlesztők, továbbá a hegesztett szerkezeteket tervező mérnökök számára. A nemesített nagyszilárdságú acélból készült hegesztett kötésekben kimunkált próbatesteken elvégzett kisciklusú és nagyciklusú fárasztóvizsgálatok, valamint a fáradásos repedésterjedési sebesség vizsgálatok eredményei felhasználhatók a nemesített nagyszilárdságú acélból készült hegesztett szerkezetek tervezéséhez.

A fizikai szimulációs vizsgálatokhoz kapcsolódóan érdemes kitérni arra, hogy az elvégzett műszerezett ütővizsgálatok során a -40 °C -on megkövetelt 27 J ütőmunkát jóval meghaladó próbatestek is jellemzően ridegen viselkedtek. Az ütővizsgálat során elnyelt energia repedésindulásra fordított aránya ezen próbatestek esetén is, a kisebb szívósságúakhoz hasonlóan, $80\text{--}90\%$ körül volt. Ebből következően érdemes kritikusan végiggondolni, hogy a 27 J -os követelmény mennyire biztosítja negatív hőmérsékleten egy nagyszilárdságú acélból készült hegesztett szerkezet dinamikus igénybevétellel szembeni ellenállását és üzembiztos viselkedését. A szimulált hőhatásövezeti sávokon elvégzett ütővizsgálati eredmények arra is rávilágítottak, hogy nemesített nagyszilárdságú acélok esetén a hegesztőmérnököknek a vonalenergia felülről történő korlátozását és a teljes hegesztési folyamat minőségirányítását kell előtérbe helyezniük.

Az értekezésben bemutatott eredmények a hegesztéssel foglalkozó szakemberek mellett az acélfejlesztéssel foglalkozó anyagmérnökök számára is fontos információkkal szolgálnak. A vizsgált nemesített nagyszilárdságú szerkezeti acél szövetszerkezetében a hegesztési hőciklus hatására, a jelenleg alkalmazott ötvözők mellett is bekövetkező, kedvezőtlen mikroszerkezeti változások, és az ezekből adódó mechanikai tulajdonságromlás részletes ismerete alapot jelenthet olyan, új típusú acélok kifejlesztéséhez, amelyek a gyártástechnológia vagy az ötvözők megváltoztatásával a

hegesztési hőbevitelre kevésbé érzékenyek. A fizikai szimulátorral elvégzett kísérletsorozat, különösen a hegesztési hőciklusok szimulációjánál alkalmazott módszer és a hőhatásövezeti sávok tulajdonságaira rámutató anyagvizsgálatok, más korszerű nagyszilárdságú acél hegeszthetőségének elemzésére is alkalmazhatók. A fizikai szimuláció a nemesített nagyszilárdságú acélok folyáshatárát napjainkban már megközelítő, az alapanyag szabványokban jelenleg még nem is szereplő, új fejlesztésű nagyszilárdságú acélok (például S960M) hegeszthetőségének vizsgálatára is lehetőséget teremt. Ezen acélok a *Graville* diagram (2.19. ábra) alapján, kisebb hidegrepedési hajlamuknak köszönhetően, rendkívül ígéretesnek bizonyulnak. A kutatómunka során kifejlesztett, rövid $t_{8,5/5}$ hűlési időkhöz tartozó hőhatásövezeti sávok szívósságának meghatározására szolgáló fizikai szimulációs próbatest geometria alkalmazható más típusú acélok vizsgálatához, továbbá a nagy energiasűrűségű, ebből adódóan kis vonalenergiát eredményező hegesztő eljárások (például lézersugaras hegesztés) szövetszerkezetre gyakorolt hatásának elemzésére.

Ismert tény, hogy a hegesztett szerkezetekben a varrat-alapanyag átmenet ismétlődő igénybevétel esetén feszültséggyűjtő helyként, döntő szerepet tölt be a repedéskeletkezésben. Ezért a kutatás egy lehetséges folytatásaként érdemes megvizsgálni, hogy az utókezelés alkalmazása a szívósság növelése mellett mennyiben járul hozzá a maradó feszültség csökkentéséhez és a fáradási tulajdonságok javításához.

Miskolc, 2016. március 16.

Gáspár Marcell Gyula

okleveles gépészmérnök, okleveles közgazdász
okleveles hegesztő szakmérnök, EWE/IWE

10. SUMMARY

In my PhD thesis I have focused the weldability of quenched and tempered (Q+T) high strength steels, applied in normal and medium plate thickness. In the first part of my thesis I provided a comprehensive literature overview about the strengthening mechanisms, the welding difficulties and the aspects of welding technology planning related to quenched and tempered steels. Nowadays, there is a growing demand for the wider application of high strength steels, especially in vehicle industry. During the product development, design engineers aim to change normal steels to higher strength categories. However, the welding of high strength steels requires a new conception compared to mild steels.

The results of low cycle, high cycle and fatigue crack growth tests performed on the base material, matched and undermatched welded joints provide new information about the behaviour of high strength steels in cyclic loading conditions.

On the basis of the literature review and the welding experiments with the conventional and special material testing methods, it can be concluded that undermatching conception is applicable to high strength steels. If the elongation of undermatched filler metal is significantly higher (by 10% at least) than the base material, the safer operation of welded structure can be ensured in non-static loading conditions. The lower static load bearing capacity can be compensated by several methods presented in my thesis. Nowadays, this kind of undermatched filler metals are available to a limited extend, although I managed to justify with welding experiments the possible advantageous behaviour of undermatched welded joints. Low and high cycle fatigue tests presented that there are loading conditions when undermatched filler metals can be advantageous for the fatigue behaviour of welded joint.

In the analysed $t_{8.5/5}$ cooling time interval the performed heat-affected zone (HAZ) tests by physical simulator and the welding experiments also fulfilled the maximum allowed 450 HV10 requirement of the governing standard. Even in case of $t_{8.5/5} = 2.5$ s the peak hardness of simulated coarse grained HAZ did not reach this level. Although it is important to note that in case of Q+T steel when short cooling time ($t_{8.5/5} \approx 5$ s) is applied the peak hardness values are measured in the fine-grained HAZ. Cold cracks can be observed in the weld and heat-affected zones. Therefore experts, responsible for standards, should consider the revision of the 450 HV10 requirement.

The performed HAZ tests verified that the welding heat cycle irreversibly changes the tempered martensitic microstructure of Q+T steels, resulting extremely low impact energy in the critical HAZ areas compared to the outstanding toughness of the base material. Essentially, independently from the applied $t_{8,5/5}$ cooling time the Charpy-V energy of coarse-grained (CG) and intercritical (IC) HAZ critically reduces. During conventional arc welding processes ($t_{8,5/5} = 2,5-30$ s) martensite cannot be avoided in the heat-affected zone due to the alloying elements pushing CCT curves to the right, and the grain growth together with the high austenizing temperature. Furthermore, the upper-bainite, forming in longer ($t_{8,5/5} = 100$ s) cooling time, also leads to lower impact energy.

Compared to mild steels in the ICHAZ of Q+T steels fine martensitic islands can be observed with high hardness, resulting together with the tempered areas a heterogeneous microstructure. This zone has similarly low impact energy as CGHAZ, furthermore in the performed low-cycle fatigue (LCF) tests on matching joints the cracks generally initiated in this zone, or in subcritical HAZ (SCHAZ), which is the neighbour of ICHAZ. In multipass welded joints intercritically reheated coarse grained zones (ICCGHAZ) can form, the impact energy of which was essentially under the requirement in the investigated whole $t_{8,5/5}$ interval. The unfavourable effect of this local zone can be compensated by conscious joint design and the application of innovative welding technologies. The performed fatigue crack growth (FCG) tests also highlighted the increased brittle characteristics of the weld and HAZ of Q+T high strength steel welded joints. All things considered it can be concluded that Q+T high strength steel should be welded by the possible lowest linear energy which does not cause cold cracking. Although the properties of the critical HAZ areas cannot be significantly improved, their extension can be minimized.

On the basis of physical simulation tests it seems that postweld heat treatment (PWHT) is the only solution for the effective development of HAZ toughness. By the application of precisely controlled PWHT, strictly under A_1 temperature, the impact energy of the investigated HAZ areas can be significantly developed without excessive softening. The relevance of PWHT is justified since the heat treating of the whole welded structure cannot be performed due to the size limitations. Furthermore, the PWHT of the inner HAZ parts are made by the heat input of the filler passes, so only the face side demands the application of tempering.

KÖSZÖNETNYILVÁNÍTÁS

Elsőként szeretném köszönetemet kifejezni témavezetőmnek Dr. Balogh András egyetemi docensnek az értekezés szakmai tartalmában nyújtott segítségéért, építő kritikai megjegyzéseirért, a többéves aktív közös publikációs tevékenységért és a hegesztés iránti elköteleződéselem hallgatói korom óta tartó erősítéséért.

Köszönet illeti Dr. Lukács János professzor urat, aki intézet- és laborvezetőként a kutatómunkához szükséges személyi és tárgyi feltételeket biztosította, továbbá a nagyciklusú fárasztóvizsgálatok, a fáradásos repedésterjedés és a fizikai szimuláció témaköreihez kapcsolódóan az eredmények értékelését szakmai konzultációival segítette.

Köszönetemet szeretném kifejezni Dr. Tisza Miklós professzor úrnak, aki tanszékvezetőként és a Sályi István Gépészeti Tudományok Doktori Iskola vezetőjeként szakmai tanácsaival és pályázati oldalról is aktívan segítette a munkámat. Köszönet illeti Dr. Nagy Gyula egyetemi docens urat a kisciklusú fárasztó vizsgálatok elvégzésében nyújtott segítségéért, továbbá Dr. Kovács Péter Zoltán egyetemi docens urat az optikai alakváltozás mérőrendszer alkalmazásához biztosított szakmai támogatásáért.

A hőhatásövezet fizikai szimulációjában a finnországi Oulu Egyetemen szerzett tapasztalataimért ezen a helyen is szeretném megköszönni Dr. David Porter professzor és Juha Uusitalo fejlesztőmérnök segítségét. Az Intézetben található berendezés sikeres és eredményes használatában való közreműködéséért köszönet illeti Dr. Kuzsella László egyetemi docens urat.

A következőkben szeretném köszönetemet kifejezni az Intézet valamennyi oktató és dolgozó munkatársának az értekezés megvalósításában a maga területén nyújtott segítségért. Az Intézet műhely- és labor dolgozói közül szeretném kiemelten megköszönni Szentpéteri László és Csukás Géza anyagvizsgáló mérnököknek a mérések végrehajtása során, Kecskés Sándor műhelyvezetőnek a próbatestek legyártás során és Petrovics Andrásnak a hegesztési kísérletek során végzett precíz és szakszerű munkáját, továbbá Csurilláné Balogh Ágnesnek a csiszolatok és a hozzájuk kapcsolódó optikai mikroszkópos felvételek készítésében nyújtott közreműködését.

Köszönetemet szeretném kifejezni a Fémteni és Képlékenyalakítástani Intézeti Tanszék részéről Kovács Árpád mérnök tanárnak a pásztázó elektronmikroszkóppal készített felvételekért.

Külön szeretném megköszönni a Fortaco Zrt-nek (korábbi nevén RUUKKI Tisza Zrt., illetve Aprítógépgyár) a hegesztési és fizikai szimulációs kísérletekhez és a publikációs tevékenységemhez nyújtott támogatását, a vállalat hegesztőmérnökeivel, Sas Illéssel és Csuhaj Péterrel történt szakmai konzultációkat. Az ütőpróbatestek precíz és térítésmentes bemetszését ezúton is köszönöm a Patec Precision Kft-nek.

Ezúton szeretném megköszönni középiskolai tanárainknak, hogy a Földes Ferenc Gimnázium falai között a reál és a humán tárgyak tekintetében egyaránt biztos alapot teremtettek egyetemi tanulmányaimhoz és a PhD dolgozatom elkészítéséhez.

És végül, de nem utolsó sorban szeretném megköszönni menyasszonyomnak és családomnak a tanulmányaimban és a PhD értekezésem elkészítésében nyújtott sokoldalú támogatásukat és megértő türelmüket.

Köszönet illeti a **TÁMOP-4.2.1.B-10/2/KONV-2010-0001**, a **TÁMOP-4.2.2/A-11/1-KONV-2012-0029** és a **TÁMOP 4.2.4.A/2-11-1-2012-0001** jelű, az Új Széchenyi Terv keretében, az Európai Unió támogatásával, az Európai Szociális Alap társfinanszírozásával megvalósult projekteket, amelyek nagyban hozzájárultak kutatásaim finanszírozásához.

IRODALOMJEGYZÉK

- [1] Porter, D. A.: *Weldable high-strength steels: challenges and engineering applications*, Portevin lecture, IIW 2015 International Conference on High Strength Steels – Challenges and Applications, Helsinki, Finland, 2-3. July 2015, Paper IIW 2015 0102 13p.
- [2] Tisza, M.: *Járműipari anyagfejlesztések*, GÉP, LXIII. évf. 4. szám, 2012. pp. 3-10.
- [3] Komócsin, M.: *Nagyszilárdságú acélok és hegeszthetőségük*, Hegesztéstechnika, XIII. évf. 1 sz., 2002. pp. 5-9.
- [4] Ohlsson, A.: *Applications in high strength steels – Possibilities on new segments*, IIW 2015 International Conference on High Strength Steels – Challenges and Applications, Helsinki, Finland, 2-3. July 2015, Paper IIW 2015 Plenary Lecture.
- [5] Érsek, L.: *Alvázak gyártása autódarukhoz nagyszilárdságú acélokból*, Hegesztéstechnika, XIX. évf. 1. sz., 2008. pp. 37-41.
- [6] Bursi, O. S., Kumar, A. et al.: *Design and integrity assessment of high strength tubular structures for extreme loading conditions*, Research programme of the Research Fund for Coal and Steel, RFSR-CT-2008-00035, 2011.
- [7] Johansson, B., Collin, P.: *Eurocode for high strength steel and applicants in construction*, Lulea University of Technology, Sweden, 2005.
- [8] Gerster, P.: *MAG-Schweissen hochfester Feinkornstähle im Fahrzeugkranbau*, Vortrag-Grossen Schweisstechnischen Tagung 2000 in Nürnberg.
- [9] Weglowski, M.: *Modern toughness steels – their properties and advantages*, Biuletyn Instytutu Spawalnictwa, February 2012, pp. 25-36.
- [10] Laitinen, R.: *Improvement of weld HAZ toughness at low heat input by controlling the distribution of M-A constituents*, PhD Dissertation, University of Oulu, 2006. pp. 164.
- [11] Lukács, Zs.: *Nagyszilárdságú acélok visszazugóztatásának modellezése és vizsgálata*, PhD értekezés, Miskolci Egyetem, 2014. p. 112.
- [12] Érsek, L.: *A hegesztett nagyszilárdságú acélok fáradási szilárdságának növelése utólagos kezelési eljárások alkalmazásával*, Hegesztéstechnika, XVII. évf. 3. sz., 2006. pp. 13 – 17.
- [13] Farkas, J., Jármái, K.: *High strength steel application for welded stiffened plate structure of a fixed storage tank roof*, IIW 2015 International Conference Programme High Strength Steels - Challenges and Applications, Helsinki, Finnország, 2015.07.02-2015.07.03, Paper IIW 2015 1001 7 p.
- [14] Metals Handbook, Volume 19.: *Fatigue and Fracture*, USA, ASM International, 1996.

-
- [15] MSZ EN 1993-1-1:2009: *Eurocode 3: Acélszerkezetek tervezése*, 1-1, Általános és az épületekre vonatkozó szabályok, 2009.
- [16] MSZ EN 10025-6+A1: *Melegen hengerelt termékek szerkezeti acélokból 6. rész: Nagy folyáshatárú szerkezeti acélokból készült, nemesített lapos termékek műszaki szállítási feltételei*, 2009.
- [17] Pijpers, R. J. M., Kolstein, M. H., Romeijn, A., Bijlaard, F. S. K.: *Fatigue experiments on very high strength steel base material and transverse butt welds*, Advanced Steel Construction, 5. No. 1, 2007. pp. 14-32.
- [18] Lagerqvist, O. et al: *Efficient lifting equipment with extra high-strength steel*, Final report, European Commission Technical Steel Research, 2007.
- [19] Hobbacher, A. F.: *Recommendations for Fatigue Design of Welded Joints and Components*, Springer, IIW-2259-15 ex XIII-2460-13/XV-1440-13, 2016. p. 139.
- [20] Artinger, I.: *A szilárdságnövelés lehetőségei*, Elektronikus tankönyv, Budapesti Műszaki és Gazdaságtudományi Egyetem, 2010.
- [21] Nagy, Gy.: *Anyagtudomány alapjai*, előadásjegyzet, Sályi István Gépészeti Tudományok Doktori Iskola, 2011. p. 104.
- [22] 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).
- [23] Zorkóczy, B.: *Metallográfia és Anyagvizsgálat*, Tankönyvkiadó Vállalat, Budapest, 1968. p. 475.
- [24] Tisza, M.: *Az anyagtudomány alapjai*, Miskolci Egyetemi Kiadó, Miskolc, 2008. pp. 1-285. (ISBN 978 963 661 844 5).
- [25] Benke, M.: *CuAlNi alapú alakemlékező ötvözetek fémteni folyamatainak vizsgálata*, PhD értekezés, Kerpely Antal Anyagtudományok és Technológiák Doktori Iskola, Miskolci Egyetem, 2010.
- [26] Yeddu, H. K.: *Martensitic Transformations in Steels – A 3D Phase-field Study*, Doctoral Thesis, KTH Industrial Engineering and Management, Stockholm, 2012.
- [27] Metals Handbook, Volume 8.: *Mechanical Testing and Evaluation*, ASM International, USA, 1973.
- [28] Komócsin, M.: *Gépipari Anyagismeret*, Ötödik, átdolgozott kiadás, COKOM Kft., Miskolc, 2008.
- [29] MSZ EN 1011-2: *Hegesztés. Ajánlások fémek hegesztéséhez. 2. rész: Ferrites acélok ívhegesztése*, 2001.
- [30] MSZ EN ISO 16834: *Hegesztőanyagok. Huzalelektrodák, hegesztőhuzalok, hegesztőpálcák és hegesztési ömledék nagy szilárdságú acélok védőgázos ívhegesztéséhez. Osztályba sorolás*, 2012.
- [31] Metals Handbook, Volume 1.: *Properties and Selection: Iron, Steels, and High Performance alloys*, ASM International, 1990.
- [32] Matsuda, F. et al: *Review of Mechanical and Metallurgical Investigations of M-A Constituent in Welded Joint in Japan*, Transactions of JWRI, Osaka University, Japan, 1995.

-
- [33]Li, Y. et al: *The effect of Vanadium and Niobium on the Properties and Microstructure of the Intercritically Reheated Coarse Grained Heat Affected Zone in Low Carbon Microalloyed Steels*, ISIJ International, Vol. 41, No. 1, 2001. pp. 46-55.
 - [34]Simon, B.: *Bórral mikroötvözött nemesíthető szerkezeti acélok hegeszthetősége*, Egyetemi Doktori Értekezés, 1994.
 - [35]Chen, Y. T. et al: *Microstructure and mechanical property development in the simulated heat affected zone of V treated HSLA steels*, Acta Metallurgica Sinica, Vol. 19., No. 1., 2006. pp. 57-76.
 - [36]Szunyogh, L. et al.: *Hegesztés és rokon technológiák Kézikönyv*, Gépipari Tudományos Egyesület, Budapest, 2007.
 - [37]Kömi, J.: *Hot-Rolled Ultra-High-Strength Steels of Ruukki*, Trainers' training, Raahe, Finland, June 14, 2011.
 - [38]Laitinen, R.: *Welding of High and Ultra High Strength Steels*, Trainers' training, Raahe, Finland, June 14, 2011.
 - [39]Knott, J.F.: *Quantifying the quality of steel*, Hatfield Memorial Lecture, Ironmaking and Steelmaking, 35 Issue 4 2008. pp. 264-282.
 - [40]Morris Jr., J.W.: *Metallurgical control of the ductile-brittle transition in high-strength structural steels*, Proceedings of the 1998 MRS Fall Meeting - The Symposium "Advanced Catalytic Materials-1998"; Boston, MA, USA. Materials Research Society Symposium, Proceedings, 539, 1999. pp. 23-27.
 - [41]Laudien, U., Müller, M., Shulze, G., Teske, T.: *Gefügerichtreihe, Schweisstechnik*, Deutscher Verlag für Schweisstechnik (DVS) GmbH, Düsseldorf, 1979.
 - [42]Metals Handbook, Volume 6.: *Welding, Brazing and Soldering*, ASM International, USA, 1995.
 - [43]Balogh, A., Sárvári, J., Schäffer, J., Tisza, M.: *Mechanikai Technológiák*, 4. kiadás, Miskolci Egyetemi Kiadó, Miskolc, pp. 143-270.
 - [44]Romvári, P.: *Hegesztéstechnológia. I. rész. A hegesztés fizikai és metallurgiai alapjai*, Tankönyvkiadó, Budapest, 1980. pp. 5-148.
 - [45]Davis, C., King, J.: *Cleavage initiation in intercritically reheated coarse-grained heat affected zone: Part I. Fractographic evidence*, Metallurgical and Materials Transactions A 25A, 1994 March pp. 563–573.
 - [46]Balogh, A.: *Ömlesztő hegesztő eljárások*, Oktatási segédlet. Miskolci Egyetem Továbbképzési Központ, 2001. pp. 1-266.
 - [47]Bhadesia, H. K. D. H, Honeycombe, R. W. K.: *Steels Microstructure and Properties*, Third Edition, Elsevier Linacre House, Hordan Hill, Oxford OX2 8DP, UK, 2006.
 - [48]Nevasmaa P: *Evaluation of HAZ Toughness Properties in Modern Low Carbon Low Impurity 420, 550 and 700 MPa Yield Strength Thermomechanically Processed Steels with Emphasis on Local Brittle Zones*, Lisensiaatintyö, University of Oulu, 1996. pp. 176.
 - [49]Nevasmaa, P.: *Predictive model for the prevention of weld metal hydrogen cracking in high-strength multipass welds*, PhD Dissertation, University of Oulu, Finland, 2003.

-
- [50] Dunne, D. P., Pang, W.: *Heat Affected Zone Hardness of Welded Low Carbon Quenched and Tempered Steels*, IIW IX-2523-15, 2015.
- [51] Prém, L.: *A technológia befolyása nagyszilárdságú DP acélok ponthegesztett kötéseinek szerkezetére*, 27. Hegesztési Konferencia, Óbudai Egyetem, Budapest, 2014. pp. 1-16. (ISBN:978-963-08-8585-0).
- [52] LePera, F. S.: *Improved etching technique to emphasize martensite and bainite in high-strength*, Dual-Phase steels, Journal of Metals, March 1980. pp. 38–39.
- [53] Araujo Silva, R., Guimaraes de Souza, L. F., Morales, E. V., Rios, P. R., Souza Bott, I.: *Formation of Microphases and Constituents from Remaining Austenite Decomposition in API X80 Steel Under Different Processing Condition*, Materials Research, Vol. 18., No. 5., São Carlos, September-October 2015. pp. 909-917.
- [54] Palotás, B.: *A finom szemcsés acélok hegeszthetősége*, Acélszerkezetek, MAGÉSZ, XII. évf. 2. sz., 2015. pp. 59-67.
- [55] Sas, I.: *Növelt folyáshatárú acélok hegesztésének gyakorlati tapasztalatai a RUUKKI Tisza ZRt.-ben*, Cloos Szimpózium, Óbudai Egyetem, 2009.
- [56] <https://inspektorkimpalan.wordpress.com/2015/08/18/welding-imperfection-cracks> (Letöltés dátuma: 2016. március 5.).
- [57] Fiedler, M., Rauch, R., Schnitzer, R., Ernst, W., Simader, G., Wagner, J.: *The alform welding system: The world's first system for high-strength welded strength welded structures*, IIW 2015 International Conference on High Strength Steels – Challenges and Applications, Helsinki, Finland, 2-3. July 2015, Paper IIW 2015 0704 5p.
- [58] Structural Welding Code – Steel (AWS D1.1/D1.1.M:2006).
- [59] MSZ EN ISO 15614-1: *Fémek hegesztési utasítása és hegesztéstechnológiájának minősítése. A hegesztéstechnológia vizsgálata. 1. rész: Acélok ív- és gázhegesztése, valamint nikkel és ötvözetek ívhegesztése*, 2004.
- [60] Pisarski, H. G., Dolby, R. E.: *The significance of softened HAZ in high strength structural steels*, Welding in the World, Vol. 47, No. 5/6, 2003. pp. 32-40.
- [61] Skirko, T., Björk, T.: *Welding Metallurgy and Fusion Line Softening of Direct Quenched Ultra-High-Strength Steel*, IIW 2015 International Conference on High Strength Steels – Challenges and Applications, Helsinki, Finland, 2-3. July 2015, Paper IIW 2015 1101.
- [62] Rodrigues, D.M., Menezes, L.F., Loureiro, A., Fernandes, J.V.: *Numerical study of plastic behaviour in tension of welds in high strength steels*, International Journal of Plasticity, Vol. 20. 2004. pp. 1-18.
- [63] Umekuni, A., Masubuchi, K.: *Usefulness of Undermatched Welds for High Strength Steels*. Welding Journal, Vol. 76, No 7, 1997. pp. 256-263.
- [64] Satoh, K.; Toyoda, M.: *Joint Strength of Heavy Plates with Lower Strength Weld Metal*, Welding Journal, No. 9. 1975. pp. 311s-319s.
- [65] Kovács, M.: *Áttekintés a hidrogén okozta repedésveszély elkerülésére okozott módszerekről*, Hegesztéstechnika, XIV. évf. 4. sz., 2003. pp. 24-27.
- [66] Béres, L., Komócsin, M.: *Acélok, öntöttvasak javító- és felrakó hegesztése*, Harmadik kiadás, O Pont-Nemes Kft., Budapest, 1995.

-
- [67] PD CEN ISO/TR 15608: *Hegesztés. A fémek csoportosítási rendszerének irányelvei*, 2013.
- [68] Terex Demag: *Gyártási és szállítási előírások*, 2008.
- [69] Pirinen, M.: *The effects of welding heat input on the usability of high strength steels in welded structures*, Thesis for the degree of Doctor of Science (Technology), Lappeenranta University of Technology, Finland, 2013.
- [70] Balogh, A., Kirk, S., Görbe, Z.: *Role of cooling time when steels to be welded requires controlled heat input*, GÉP, L. évf. 5. sz. 1999.
- [71] Rykalin, N. N.: *Teplovie processzi pri szvarke*, Vüpuszk 2, Izdatelsztvo Akademii Nauk SzSzSzR, Moszkva, 1953. pp. 56.
- [72] Gremsperger, G.: *A hegesztés minőségbiztosítása*, Dunaújvárosi Főiskola, 2000.
- [73] Kristóf, Cs.: *Extra nagy szilárdságú acélok hegesztésének minőségbiztosítása*, Hegesztéstechnika, XII. évf. 4. sz., 2001. pp. 25-28.
- [74] Czoboly E., Ginsztler J., Havas I.: *Ismeretek a kisciklusú és a termikus fáradásról*, GÉP, XXXVI. évf. 1984/7. pp. 241-253.
- [75] Dobosy, Á., Nagy, Gy., Lukács, J.: *Low cycle fatigue resistance of quenched and tempered high strength steels*, Production Processes and Systems, Vol. 7 No. 1 2014. pp. 31-40.
- [76] Jesus, A. M. P. et al.: *A comparison of the fatigue behaviour between S355 and S690 steel grades*, Journal of Constructional Steel Reseach, Vol. 79, 2012. pp. 140-150.
- [77] Glodez, S., Knez, M., Jezernik, N., Kramberger, J.: *Fatigue and fracture behaviour of high strength steel S1100Q*, Engineering Failure Analysis, Vol. 16, 2009, pp. 2348-2356.
- [78] Gillemot, L.: *Low-Cycle Fatigue by Constant Amplitude True Mean Stress*, Periodica Polytechnica, 1966/2. pp. 77-94.
- [79] Slot, T., Stentz, R. H., Berling, J. T.: *Controlled-Strain Testing Procedures. Manual on Low Cycle Fatigue Testing*, ASTM STP 465, American Society for Testing and Materials, 1969. p.100-128. (ISBN-EB 978-0-8031-4582-5).
- [80] Lukács, J., Nagy, Gy., Harmati, I., Fótos, R., Koncsik, Zs.: *Szemelvények a mérnöki szerkezetek integritása témaköréből*, Miskolci Egyetem, Miskolc 2012. (ISBN 978-963-358-000-4).
- [81] Balogh, A.: *Hegesztett kapcsolatok fáradása*, Oktatási segédlet, Hegesztő Szakmérnöki Jegyzet, 2002, p. 26.
- [82] Nakazawa, H., Kodama, S.: *Statistical S-N testing method with 14 specimens: JSME standard method for determination of S-N curves*, Statistical research on fatigue and fracture, Current Japanese materials research – Vol. 2. Elsevier Applied Science and The Society of Materials Science, Japan, 1987. pp. 59-69.
- [83] Hoepfner, D.W., Krupp, W.E.: *Prediction of component life by application of fatigue crack growth knowledge*, Engineering Fracture Mechanics, 1974, Vol. 6, pp. 47-70.
- [84] Radaj, D.: *Assessment of fatigue strength of welded structures based on local parameters*, Fatigue design 1995, Helsinki, 5-8 September, 1995. Eds.: Marquis, G., Solin, J. Technical Research Centre of Finland, Espoo, 1995, Vol. III, pp. 349-366.

-
- [85] Zsáry, Á.: *Méretezés kifáradásra a gépészetben*, Műszaki Könyvkiadó, Budapest, 1965.
- [86] Hellier, C. J. (Ed.): *Handbook of Nondestructive Evaluation*, Second Edition, McGraw-Hill Companies, Inc., 2013.
- [87] Pickard, A. C.: *Component lifting*, Materials Science and Technology, September, 1987, Vol. 3, pp. 743-749.
- [88] Lukács, J.: *Dimensions of lifetime management*, Materials Science Forum, Vols. 473-474, 2005. pp. 361-368.
- [89] Merkblatt DVS 2401 Teil 1: *Bruchmechanische Bewertung von Fehlern in Schweissverbindungen*, Grundlagen und Vorgehensweise, Október, 1982.
- [90] Blumenauer, H., Pusch, G.: *Technische Bruchmechanik*, Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig-Stuttgart, 1993.
- [91] Broek, D.: *The practical use of fracture mechanics*, Kluwer Academic Publishers, 1988.
- [92] Czoboly, E., Fehérvári, A., Havas, I., Kovács, K., Pesti, L., Platthy, P., Rittinger, J., Tóth, L., Tranta, F., Zolnay, G.: *Fémek és szerkezetek törése*, Alkalmazott törésmechanika. Szerk.: Zolnay, G., Tóth, L., Gépipari Tudományos Egyesület, Budapest, 1986.
- [93] Klesnil, M., Lukas, P.: *Effect of stress cycle asymmetry on fatigue crack growth*, Materials Science and Engineering, 9., 1972. pp. 231-240.
- [94] Paris, P., Erdogan, F.: *A critical analysis of crack propagation laws*, Journal of Basic Engineering, Transactions of the ASME, December 1963. pp. 528-534.
- [95] Forman, R. G., Kearney, V. E., Engle, R. M.: *Numerical analysis of crack propagation in cyclic-loaded structures*, Journal of Basic Engineering, Transactions of the ASME, September 1967. pp. 459-464.
- [96] ASTM E647 - 11e1: *Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates*, 2011.
- [97] Lukács, J.: *Fatigue crack propagation limit curves for different metallic and nonmetallic materials*, Materials Science Forum, Vols. 414-415, 2003. pp. 31-36.
- [98] Lukács, J.: *Repedést tartalmazó hegesztett kötések megbízhatósága ismétlődő igénybevétel esetén*, Kandidátusi értekezés, Miskolc-Budapest, 1992. p. 121.
- [99] Verő B.: *A fizikai és matematikai szimuláció helye és szerepe a műszaki anyagtudományban*, Bányászati és Kohászati Lapok, 145. évf. 1. szám, 2012. pp. 2-6.
- [100] Koritárné Fótos, R., Koncsik, Zs., Lukács, J.: *A fizikai szimuláció és alkalmazása az anyagtechnológiákban*, „Műszaki Tudomány az Észak-Kelet Magyarországi Régióban” című konferencia, Szolnok, 2012.
- [101] Kuzsella L., Lukács J., Szücs K.: *Fizikai szimulációval végzett vizsgálatok S960QL jelű, nagy szilárdságú acélon*, GÉP, LXIII. évf. 11. sz., 2012. pp. 37-42.
- [102] Fehérvári, A., Gáti, J., Tóth, L.: *In memoriam Rittinger János*, Proceedings, 27. Hegesztési Konferencia, Budapest, 2014. pp. 3-18.

-
- [103] Szabó, P.: *Vékonylemezek ellenálláspontkötéseinek minőségcentrikus optimalizálása*, PhD értekezés, Miskolci Egyetem, 2002. p. 113.
- [104] Adonyi, Y.: *Heat-affected zone characterization by physical simulations*, *Welding Journal*, October 2006. pp. 42-47.
- [105] Rosenthal, D.: *Mathematical theory of heat distribution during welding and cutting*, *Welding Journal*, *Welding Research Supplement*, 1941. pp. 220s-234s.
- [106] DSI Inc.: *Operation Manual*, Gleeble 3500 User Guide.
- [107] Balogh, A.: *A hegesztés hőfolyamatai*, Oktatási segédlet, Hegesztő Szakmérnöki Jegyzet, 2010, p. 18.
- [108] Louhenkilpi, S., Felde I.: *Anyagtudományi folyamatszimuláció - Hőátadás modellezése*, Aalto University, Helsinki, Finland, 2011.
- [109] Görbe, Z.: *Hőfizikai jellemzők hőmérsékletfüggésének hatása a hegesztési varratok*, *Hegesztéstechnika*, X. évf. 3. sz., 1999. pp. 11-15.
- [110] Lenkeyné Bíró, Gy.: *Ütővizsgálat információtartalma – Hagyományos, műszerezett*, GÉP, IL. évf. 7-8. sz. 1997. pp. 55-64.
- [111] Gál, I., Kocsisné Baán, M., Lenkeyné Bíró, Gy., Lukács, J., Marosné Berkes, M., Nagy, Gy., Tisza, M.: *Anyagvizsgálat*, Miskolci Egyetemi Kiadó, Miskolc, 2008.
- [112] MSZ EN ISO 14556: *Acél. Charpy-féle ingás ütővizsgálat. Műszeres vizsgálati módszer*, 2001.
- [113] Tóth, L., Romvári, P.: *Műszerezett ütővizsgálattal felvett erő-idő diagramok értékelése*, GÉP, 1976/12., pp. 442-445.
- [114] Lenkeyné Bíró, Gy., Winkler, S., Tóth, L., Blauel, J.G.: *Investigations on the brittle to ductile fracture behaviour of base metal, weld metal and HAZ material by instrumented impact testing*, 1st International Conference on Welding Technology, Materials and Material Testing, Fracture Mechanics and Quality Management., Bécs, Ausztria, 1997.09.22-1997.09.24. Vienna: E and FN Spon, 1997. pp. 423-432.
- [115] Lenkeyné Bíró, Gy.: *Dinamikus törésmechanikai jellemzők mérése műszerezett ütővizsgálattal*, Kandidátusi értekezés, 1994. p. 104.
- [116] Marosné Berkes, M., Kaulics, N., Lenkeyné Bíró, Gy., Arató, P.: *SiAlON kerámiák mechanikai viselkedésének jellemzése műszerezett ütővizsgálattal*, *Anyagvizsgálók Lapja* 14:(4), 2004. pp. 114-119.
- [117] MSZ EN 10204: *Fémtermékek. A vizsgálati bizonylatok típusai*, 2005.
- [118] Kuzsella, L., Réger, M.: *Nagyszilárdságú acélok fázisátalakulásainak meghatározása fizikai szimuláció és matematikai modellezés segítségével*, XXII. Nemzetközi Gépészeti Találkozó, Nagyszeben, 2014.04.24-27. pp. 213-216.
- [119] Chung, J., Kwon, O.: *Development of high performance auto steels at Posco steels*, *Proc. of the 9th ICTP Conference*, Gyeongju-Korea, 7-11. September 2008. pp. 3-8.
- [120] MSZ EN ISO 18276: *Hegesztőanyagok. Porbeles elektródák nagy szilárdságú acélok védőgázos és védőgáz nélküli ívhegesztéséhez. Osztályba sorolás*, 2006.

-
- [121] MSZ EN ISO 14175: *Hegesztőanyagok. Gázok és gázkeverékek ömlesztő hegesztéshez és rokon eljárásokhoz*, 2008.
- [122] Kovács, P. Z.: *Alakítási határdiagramok elméleti és kísérleti elemzése*, PhD értekezés, 2012. p. 114.
- [123] Stemne, D., Nartstrom, T., Hrnhez, B.: *SSAB Welding Handbook – A guide to better welding of hardox and weldox*, SSAB Oxelösund AB, 2013.
- [124] Hamme, U., Hauser, J., Kern, A., Schriever, U.: *Einsatz hochfester Baustähle im Mobilkranbau*, Stahlbau. 69 No. 4, 2000. pp. 295-305.
- [125] Balogh A.: *Hegesztett kötések méretezése*, Oktatási segédlet. Miskolci Egyetem Továbbképzési Központ. 2002. pp. 1-112.
- [126] Miller, D. K.: *Use undermatching weld metal where advantageous*, The James F. Lincoln Arc Welding Foundation, Welding Innovation, Vol. XIV. No. 1., 1997.
- [127] MSZ EN 1999-1-2:2000: *Eurocode 9: Alumíniumszerkezetek tervezése*. 1-2. rész: Általános szabályok.
- [128] Bereczki, P., Palotás, B: *Növelt folyáshatárú acélok hegesztésének modellezése*, Tudomány hete, Műszaki szekció, Dunaújvárosi Főiskola, 2013.
- [129] Heikkilä, S. et al: *Hardness Profiles of Quenched Steel Heat Affected Zones*, Materials Science Forum Vol. 762, Trans Tech Publications, Switzerland, 2013. pp. 722-727.
- [130] Laitinen, R. et al: *Physical Simulation for Evaluating Heat-Affected Zone Toughness of High and Ultra-High Strength Steels*, Materials Science Forum Vol. 762, Trans Tech Publications, Switzerland, 2013. pp. 711-716.
- [131] DSI Inc.: *Simulation of Laser Welding HAZ*, Gleeble Application Notes.

A DISSZERTÁCIÓHOZ KAPCSOLÓDÓ JELENTŐSEBB PUBLIKÁCIÓK**IDEGEN NYELVŰ**

- (1) Lukács, J., Dobosy, Á., Gáspár, M.: *Fatigue crack propagation limit curves for high strength steels and their welded joints, and the applicability of these curves for ECA calculations*, IIW 2016 International Conference, The Total Life Cycle of Welded Components, Melbourne, Australia, 14-15th July 2016. (megjelenés alatt)
- (2) Dobosy, Á., Gáspár, M., Nagy, Gy.: *The mismatch effect on LCF resistance of Q+T high strength steels and their welded joints*, 8th International Conference on Low Cycle Fatigue, DVM, Dresden, Germany, 27-29. June 2017. (megjelenés alatt)
- (3) Gáspár, M., Balogh, A. Dobosy, Á.: *Effect of postweld heat treatment on HAZ toughness of Q+T high strength steels*, XXXth microCAD International Scientific Conference, University of Miskolc, Miskolc, Hungary, 21-22. April 2016. D2_5 8p.
- (4) Gáspár, M., Balogh, A., Sas, I.: *Physical simulation aided process optimisation aimed sufficient HAZ toughness for quenched and tempered AHSS*, IIW 2015 International Conference on High Strength Steels – Challenges and Applications, Helsinki, Finland, 2-3. July 2015, Paper IIW 2015 1504 7p.
- (5) Gáspár, M., Dobosy, Á., Lukács, J., Sas, I.: *Behaviour of undermatched AHS steel welded joints under static and cyclic loading conditions*, IIW 2015 International Conference on High Strength Steels – Challenges and Applications, Helsinki, Finland, 2-3. July 2015, Paper IIW 2015 1801 8p.
- (6) Lukács, J., Kuzsella, L., Koncsik, Zs., Gáspár, M., Meilinger, Á.: *Role of the Physical Simulation for the Estimation of the Weldability of High Strength Steels and Aluminium Alloys*, Materials Science Forum, Vol. 812., 2015. pp. 149-154, DOI: 10.4028.
- (7) Gáspár, M.: *Application of instrumented Charpy V-notch impact test for the investigation of simulated HAZ*, Young welding Professionals International Conference (YPIC), Budapest, Hungary, 7-8 October 2015.
- (8) Gáspár, M., Balogh, A.: *The effect of $t_{8.5/5}$ cooling time on the critical HAZ areas of high strength steel welded joints*, International Engineering Symposium at Bánki (IESB), 20th November 2014.
- (9) Gáspár, M.: *The analysis of HAZ of high strength steel welded joint by physical simulation*, Young welding Professionals International Conference (YPIC), Budapest, Hungary, 17-20. September 2014.
- (10) Gáspár, M., Balogh, A.: *Behaviour of mismatch welded joints when undermatching filler metal is used*, Journal of Production Processes and Systems, Vol. 7 No. 1, 2014. pp. 63-76.

A DISSZERTÁCIÓHOZ KAPCSOLÓDÓ JELENTŐSEBB PUBLIKÁCIÓK

- (11) Gáspár, M., Lukács, J.: *Fatigue crack growth resistance of S960QL high strength steel and its GMAW welded joints*, Journal of Production Processes and Systems, University of Miskolc, Vol. 7 No. 1, 2014. pp. 41-52.
- (12) Lukács, J., Gáspár, M.: *Fatigue Crack Propagation Limit Curves for High Strength Steels and their Application for Engineering Critical Assessment Calculations*, Advanced Materials Research, Vol. 891-892., 11th International Fatigue Congress, Melbourne, Australia, 2-7 March 2014. DOI 10.4028.
- (13) Gáspár, M., Balogh, A.: *GMAW experiments for advanced (Q+T) high strength steels*, Journal of Production Processes and Systems, University of Miskolc, Vol. 6 No. 1, 2013. pp. 9-24.
- (14) Gáspár, M., Balogh, A.: *Structural inhomogeneities in the heat affected zones of (Q+T) high strength steel joints*, XXVIIth microCAD International Scientific Conference, University of Miskolc, Miskolc, Hungary, 21-22. March 2013., Paper M3. (ISBN 978-963-358-018-9)
- (15) Gáspár, M., Balogh, A.: *Efficient Increase of the Productivity of GMA Welding of AHSS Using Flux Cored Wire*, Design, Fabrication and Economy of Metal Structures, Springer, Miskolc, 24-26. April 2013, pp. 463-468.
- (16) Gáspár, M., Balogh, A.: *Experimental investigation on the effect of controlled linear energy applied to the welding of high strength steels*, XXVIth microCAD International Scientific Conference, University of Miskolc, Miskolc, Hungary, 29-30. March 2012., Paper M3. (ISBN 978-963-661-773-8)
- (17) Gáspár, M., Balogh, A.: *Effect of weld build-up on high strength steel joints*, 8th International Conference of PhD Students, Miskolc, Hungary, 6-10. August 2012, Paper D7.
- (18) Balogh, A., Török, I., Gáspár, M., Juhász, D.: *Present State and Future of Advanced High Strength Steels*, Production Processes and Systems, Vol. 5 No. 1., 2012. pp. 79-90.
- (19) Gáspár, M., Illés, B.: *High Strength Steels in Mobile Cranes*, 4th International Doctoral Students Workshop on Logistics, Otto von Guericke University, Magdeburg, Germany, 28 June 2011, pp. 103-108.

MAGYAR NYELVŰ

- (20) Gáspár, M., Balogh, A.: *Gleeble próbatest fejlesztése a szimulált hőhatásövezet szívósságának vizsgálatához*, GÉP, LXVII. évf. 1-2. sz., 2016. pp. 19-22.
- (21) Gáspár, M., Balogh, A.: *Fizikai szimulátorral előállított S960QL hőhatásövezeti sávok szívósságának elemzése műszerezett ütésvizsgálatok segítségével*, Hegesztéstechnika, XXVI. évf. 4. sz., 2015. pp. 51-64.
- (22) Balogh, A., Dobosy, Á., Frigyik, G., Gáspár, M., Kuzsella, L., Lukács, J., Meilinger, Á., Nagy, Gy., Pósalaky, D., Prém, L., Török, I.: *Hegesztethetőség és a hegesztett kötések tulajdonságai: Kutatások járműipari acél és alumíniumötvözet anyagokon*, Miskolci Egyetem, 2015. 324 p. (ISBN 978-963-358-081-3)
- (23) Gáspár, M.: *Próbatest fejlesztése kis fajlagos hőbevitellel készült hegesztett kötések hőhatásövezetének fizikai szimulációjához*, Tavaszi Szél Konferencia

- Absztraktkötet, Doktoranduszok Országos Szövetsége, Eger, 2015.04.10-12. p. 326. (ISBN 978-963-397-702-6)
- (24) Balogh, A., Gáspár, M.: *A matching kérdéskör: hozaganyagválasztás a konvencionális és korszerű nagyszilárdságú acélok hegesztéséhez*, Hegesztéstechnika, XXV. évf. 3. sz., 2014. pp. 75-80.
- (25) Gáspár, M., Balogh, A., *Kritikus sávok a nagyszilárdságú acélok hegesztett kötéseinek hőhatásövezetében*, 27. Hegesztési Konferencia, Óbudai Egyetem, Budapest, Magyarország, 2014. pp. 195-212. (ISBN 978-963-088-585-0)
- (26) Gáspár, M., Kuzsella, L., Koncsik, Zs., Lukács, J.: *Hegeszthetőségi problémák megoldása fizikai szimulációval*, 7. Anyagvizsgálat a Gyakorlatban Szakmai Szeminárium, Kecskemét, 2014.06.19-20.
- (27) Gáspár, M., Balogh, A.: *A hegesztési paraméterek hőhatásövezetre gyakorolt hatásának fizikai szimulációval történő vizsgálata S960QL esetén*, Hegesztéstechnika, XXV. évf. 1. sz., 2014. pp. 21-28.
- (28) Gáspár, M.: *Nemesített nagyszilárdságú acélok hőhatásövezeti zónáinak előállítása szimulált hegesztési hőciklusok segítségével*, Multidiszciplináris Tudományok, 3. évf. 1. sz., Miskolci Egyetem, 2013. pp. 27-38.
- (29) Gáspár, M.: *Nagyszilárdságú acélból készült hegesztett kötések hőhatásövezetének vizsgálata fizikai szimulációval*, Tavaszi Szél Konferencia, Doktoranduszok Országos Szövetsége, Sopron, 2013. pp. 179-184.
- (30) Balogh, A., Gáspár, M., Prém, L.: *A hegesztett szerkezetek konvencionális és korszerű nagyszilárdságú acéljainak rendszerezése és hegesztési nehézségei*, GÉP, 64. évf. 8. sz., 2013. pp. 7-12.
- (31) Gáspár, M.: *A nemesített állapotú nagyszilárdságú acélok hagyományostól eltérő hegesztési megoldásai középvastag lemezeknél*, Hegesztő Szakmérnöki Diplomaterv (témavezető: Dr. Balogh András), 2013.
- (32) Balogh, A., Gáspár, M.: *Nagyszilárdságú acélok hegesztésének standardtól eltérő koncepciója*, Hegesztéstechnika, XXIII. évf. 3. sz., 2012. pp. 23-28.
- (33) Gáspár, M., Balogh, A.: *Hegesztéstechnológiai paraméterablak nagyszilárdságú acélok hegesztésénél*, GÉP, LXIII. évf. 11. sz., 2012. pp. 11-16.
- (34) Gáspár, M., Balogh, A.: *A vonalenergia optimális tartománya nemesített nagyszilárdságú acélok hegesztésekor*, 26. Hegesztési Konferencia és Hegesztéstechnikai Kiállítás, Óbudai Egyetem, Budapest, 2012.05.10-12., pp. 173-180. (ISBN 978-615-501-828-2)
- (35) Gáspár, M., Balogh, A.: *Feszíthető technológiai határok nagyszilárdságú acélok ívhegesztésekor*, Hegesztési Felelősök XIV. Országos Tanácskozása, 2012.09.20-21.
- (36) Gáspár, M.: *A hűlési idő szerepe nagyszilárdságú acél hegesztése során*, Diáktudomány: A Miskolci Egyetem Tudományos Diákköri Munkáiból, 1. évf., 2011. pp. 46-50.
- (37) Gáspár, M.: *Nagyszilárdságú, nemesített nagyszilárdságú acélok hegesztése*, MSc Diplomamunka, 2011.

MELLÉKLETEK

- M1 S960QL alapaanyag műbizonylatok a 15 és a 20 mm vastagságú lemezekhez
- M2 S960QL alapanyag tulajdonságainak összegzése táblázatos formában
- M3 A JMatPro programmal meghatározott jellemzők
- M4 Matching hozaganyag műbizonylat
- M5 Undermatching hozaganyag műbizonylat
- M6 Hegesztési kísérletek
- M7 Kiegészítés a kisciklusú fárasztóvizsgálatokhoz
- M8 Kiegészítés a nagyciklusú fárasztóvizsgálatokhoz
- M9 Kiegészítés a fáradásos repedésterjedési sebesség vizsgálatokhoz
- M10 Fizikai szimulációs próbatest geometriák
- M11 Optikai mikroszkópos vizsgálatok
- M12 Elektronmikroszkópos vizsgálatok
- M13 Dilatométeres vizsgálatok
- M14 Keménységvizsgálatok
- M15 Műszerezetett ütvizsgálatok
- M16 Töretfelületről készült felvételek
- M17 Expanzió

SSAB

Inspection certificate EN 10 204 - 3.1		A02	Issuing department Quality inspection		A05	Purchaser order no		A07	Our order no 10181216-10		A08	Invoice no		A19	Certificate no and date 14688559 2014-02-14		A03			
Purchaser SSAB EMEA AB Oxelösund 61380 Oxelösund Sverige				A11 16288		Product Structural steel		B01		Marking (Stamping) Steel grade, Manufacturer, MATERIAL ID, -		B06 OX		Standard/rules Steel grade WELDOX 980 E		B02				
Quantity 1		B08	Dimensions [mm] T 15 W 2000 L 4000		B09-B11 Weight [kg] 942		Customer marks		B12		Deliv. Cond. Q		B16 Internal code 20431		B18					
Consignee SSAB EMEA AB C/o EU-IMMO Logistikskai Center Kft. Almfa str 17 Györ 9027 Hungary				A06		B15														
MATERIAL ID 108540-368492																	B07			
Chemical composition																	C93-C99			
Heat no 108540		C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	V	Ti	Cu	Al	Nb	B	N	C71-C82 Carbon equivalent etc			
		.17	.23	1.23	.011	.001	.20	.04	.588	.041	.004	.01	.061	.017	.001	.002				
Testtype		C04	Millcode	C00	Specimen position		C01	Specimen position	C02	Direct- tion	C03	Temp [degr C]	C10	Specimen type	C05	Treat- ment	C06	Delivery condition	Test results	
Tensile Test		708728	Top end	Transvers		Top end	Transvers	Top end	Transvers	Top end	Transvers	Top end	Transvers	Top end	Transvers	Top end	Transvers	Top end	C11 Rm [MPa] 1014	
																		C12 Rm [MPa] 1053	C13 A5 [%] 14	
Impact test		708728	Top end	Transvers		Top end	Transvers	Top end	Transvers	Top end	Transvers	Top end	Transvers	Top end	Transvers	Top end	Transvers	Top end	C42 E [J] 93	C43 Ave [J] 75
B02: EN 10025-6/S960QL																				
EN 10025-6, OPTION 30																				
*) KSK LV-NR 3, REV 5																				
OX																				
It is hereby certified that the material described above complies with the requirements of the order.																				
TQ1 CE																				
This certificate is produced with EDP and valid without signature																				
Quality Inspection Department/ Ivarsson /H Brnting																				
A22																				
WELDOX [®] HIGH STRENGTH STEEL www.weldox.com																				
A04																				

SSAB

Page 1 (1)

SSAB Oxelösund AB, SE-613 80 Oxelösund, Sweden

Inspection EN 10 204 - 3.1		A02 Issuing department Quality inspection		A05 Purchaser order no 9003750		A07 Our order no 10112116		A08 Certificate no and date 13164149 2010-12-03		A03	
Consignee RUUKKI TISZA ZRT Sportpalya 1 Str P O Box 65 JASZBERENY 5101 Hungary				Product Structural steel		B01 Marking (Stamping) Steel grade, Trade mark, PLATE ID NO		B06 Standard/rules Steel grade		B02 OX WELDOX 960 E	
Dimensions [mm] T 20		W 2500		B09-B1 Weight [kg] 2355		B12 PLATE ID NO 096417-048646		B07 Deliv. Cond. Q		B16 Internal code 20034	
Purchaser RUUKKI TISZA ZRT Sportpalya 1 Str P O Box 65 JASZBERENY				A11 Customer marks HU142221						B15	
Chemical composition Heat no 096417											
C Si Mn P S Cr Ni Mo V Ti Cu Al Nb B N .16 .23 1.25 .008 .001 .20 .04 .605 .040 .004 .01 .060 .016 .001 .003											
C71-C92 Carbon equivalent etc		C93-C99									
Test type Millcode C04		Specimen position C01		Direction C02		Treatment B05		Specimen type C10		Test results C03	
Tensile Test 539485 Tail end		Transvers		Delivery condition		Rectangular		C11 Rp0.2 [MPa] 1007		C12 Rm [MPa] 1053	
Impact test 539485 Tail end		Transvers		Delivery condition		Charpy-V 10x10		C42 E [J] 97		C43 Ave [J] 105	
Ultrasonic testing: Satisfactory results according to: SEL 072 CLASS 3											
ID NR. 493 855 40 "H" B02: EN 10025-6/S960QL EN 10025-6, OPTION 30											



It is hereby certified that the material described above complies with the requirements of the order.

201

TQ 1 CE

0045-CPD-0637

This certificate is produced with EDP and valid without signature
 Quality Inspection Department / I Ivarsson / H Bränting

Z02



12 / 20.11

ALAPANYAG TULAJDONSÁGAI

WELDOX 960 E jelölésű lemezek vegyi összetétele tömegszázalékban MSZ EN 10204 szerinti 3.1 műbizonylatok alapján

Lemezvastagság, mm	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	V
Követelmény MSZ EN 10025-6 szerint	0,10	0,80	1,70	0,020	0,010	1,50	2,0	0,70	0,12
8	0,16	0,25	1,24	0,01	0,001	0,2	0,05	0,591	0,047
10	0,16	0,23	1,28	0,01	0,001	0,2	0,04	0,581	0,036
12	0,17	0,20	1,23	0,007	0,002	0,2	0,06	0,599	0,041
15 (A)	0,17	0,23	1,23	0,011	0,001	0,2	0,04	0,588	0,041
15 (B)	0,16	0,22	1,24	0,009	0,001	0,19	0,05	0,581	0,041
20	0,16	0,23	1,25	0,008	0,001	0,2	0,04	0,605	0,04
Átlag	0,16	0,23	1,25	0,009	0,001	0,20	0,05	0,592	0,042

Lemezvastagság, mm	N	Ti	Cu	Al	Nb	B	CEV	CEV Grav	CET	CEII
Követelmény MSZ EN 10025-6 szerint	0,015	0,05	0,50	-	0,06	0,005	0,82	-	-	-
8	0,002	0,003	0,01	0,06	0,017	0,001	0,54	0,58	0,35	0,71
10	0,003	0,002	0,01	0,055	0,014	0,001	0,54	0,58	0,36	0,71
12	0,008	0,003	0,01	0,053	0,015	0,001	0,55	0,58	0,36	0,72
15 (A)	0,002	0,004	0,01	0,061	0,017	0,001	0,54	0,58	0,36	0,72
15 (B)	0,003	0,004	0,01	0,056	0,016	0,001	0,53	0,57	0,35	0,70
20	0,003	0,004	0,01	0,06	0,016	0,001	0,54	0,58	0,36	0,72
Átlag	0,004	0,003	0,010	0,056	0,015	0,001	0,54	0,58	0,36	0,72

WELDOX 960 E jelölésű lemezek mechanikai tulajdonságai MSZ EN 10204 szerinti 3.1 műbizonylatok alapján

Lemezvastagság, mm	R _{p0,2} , MPa	R _m , MPa	A ₅ , %	KV(-40 °C), J
Követelmény MSZ EN 10025-6 szerint	960	980-1150	10	27 J
8	1032	1062	14	100
10	992	1047	13	67
12	1058	1082	14	70
15 (A)	1003	1061	16	79
15 (B)	1007	1045	16	141
20	1007	1053	16	105
Átlag	1016,5	1058,3	14,8	93,7

Műszerezett szakítóvizsgálatok eredményei

- hengeres próbatest, $d = 10 \text{ mm}$
- MTS 322 (250 kN)

Próbatest jele	Szakítószilárdság, R_m , MPa	Folyáshatár, R_{p02} , MPa	Szakadási nyúlás, A, %	Keresztmetszet csökkenés, Z, %
S 960 QL 11	1046	1003	16,25	68,8
S 960 QL 12	1031	989	15,75	69,0
S 960 QL 13	1036	991	16,75	70,3
S 960 QL 21	1041	1000	18,5	68,6
S 960 QL 22	1035	999	18,0	67,5
S 960 QL 23	1034	991	16,25	69,0

Próbatest jele	Szakítószilárdság, R_m , MPa	Folyáshatár, R_{p02} , MPa	Szakadási nyúlás, A, %	Keresztmetszet csökkenés, Z, %
S 960 QL 11_13 pt. átlaga	1037,67	994,33	16,083	69,37
S 960 QL 11-13 pt. szórása	7,638	7,572	0,2887	0,814
S 960 QL 11-13 pt. szórási együtthatója, %	0,736	0,762	1,795	1,17
S 960 QL 21-23 pt. átlaga	1036,67	996,67	17,583	68,37
S 960 QL 21-23 pt. szórása	3,786	4,933	1,1815	0,777
S 960 QL 21-23 pt. szórási együtthatója, %	0,365	0,495	6,720	1,14
S 960 QL 11_23 pt. átlaga	1037,17	995,5	16,833	68,87
S 960 QL 11-23 pt. szórása	5,419	5,857	1,1255	0,898
S 960 QL 11-23 pt. szórási együtthatója, %	0,522	0,588	6,686	1,30

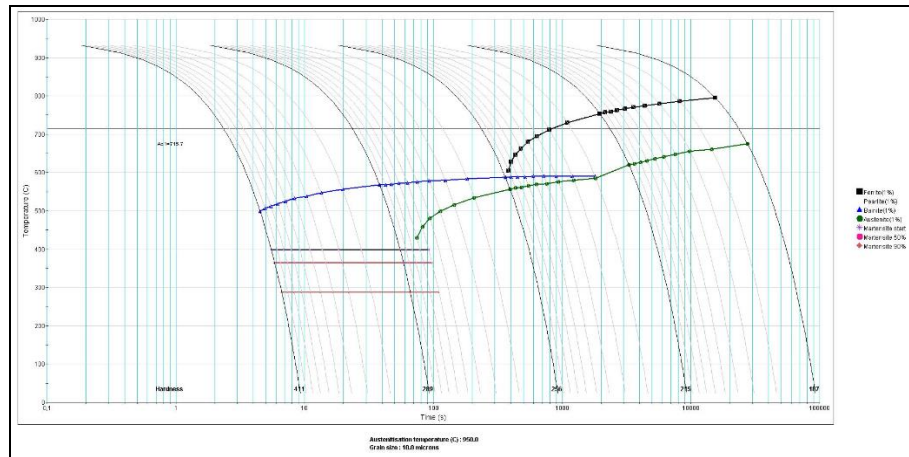
Próbatest jele	Rugalmassági modulus, E, MPa
S 960 QL 11	214000
S 960 QL 12	212000
S 960 QL 13	200000
S 960 QL 21	212000
S 960 QL 22	208000
S 960 QL 23	214000

Próbatest jele	Rugalmassági modulus, E, MPa
S 960 QL 11_13 pt. átlaga	208667
S 960 QL 11-13 pt. szórása	7571,878
S 960 QL 11-13 pt. szórási együtthatója, %	0,363
S 960 QL 21-23 pt. átlaga	211333
S 960 QL 21-23 pt. szórása	3055,05
S 960 QL 21-23 pt. szórási együtthatója, %	1,45
S 960 QL 11_23 pt. átlaga	210000
S 960 QL 11-23 pt. szórása	5366,563
S 960 QL 11-23 pt. szórási együtthatója, %	2,56

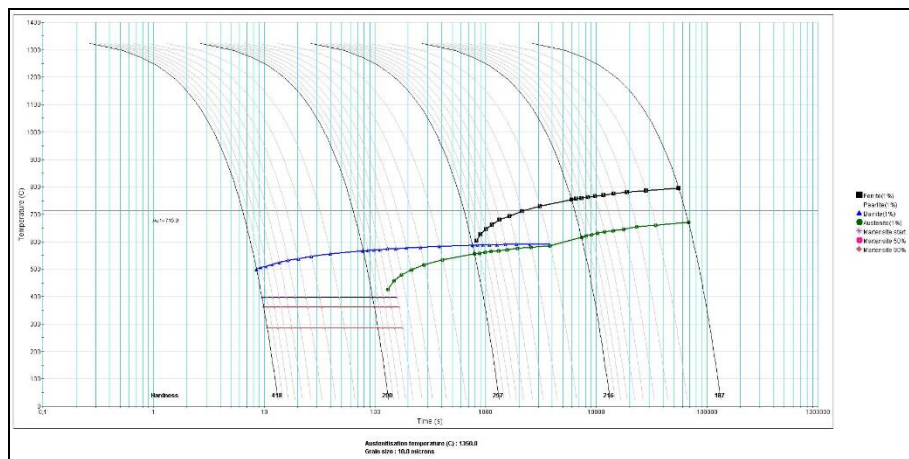
A JMATPRO PROGRAMMAL MEGHATÁROZOTT ANYAGJELLEMZŐK

Folyamatos hűtésű átalakulási diagram

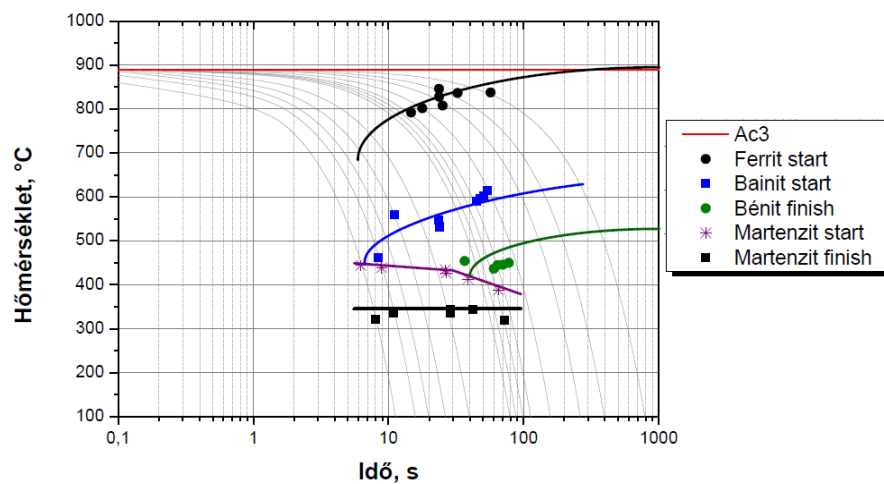
S960QL, $T_{\text{aust}} = 950\text{ °C}$, $d = 10\text{ }\mu\text{m}$



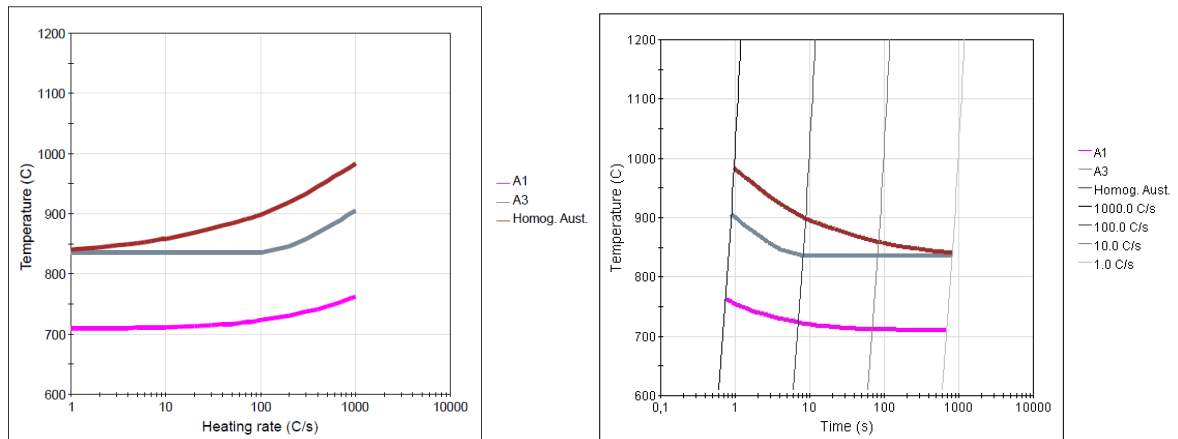
S960QL, $T_{\text{aust}} = 1350\text{ °C}$, $d = 100\text{ }\mu\text{m}$



S960QL, $T_{\text{aust}} = 890\text{ °C}$, $d = 50\text{ }\mu\text{m}$ [47]



Austenitesítési diagram (S960QL)



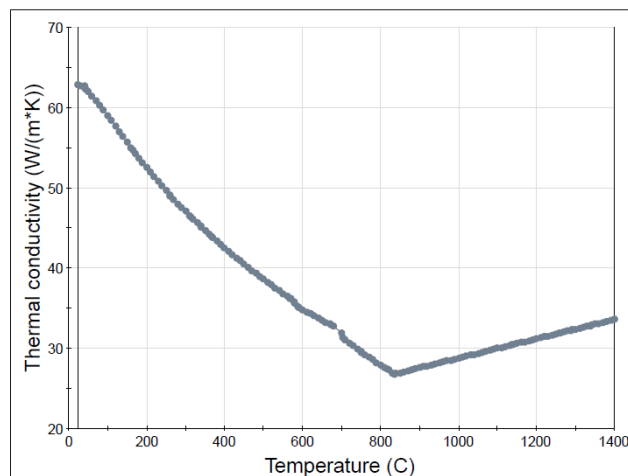
Szövetek aránya szobahőmérsékleten (S960QL)

$v_{\text{hev}} = 500 \text{ }^{\circ}\text{C/s}$

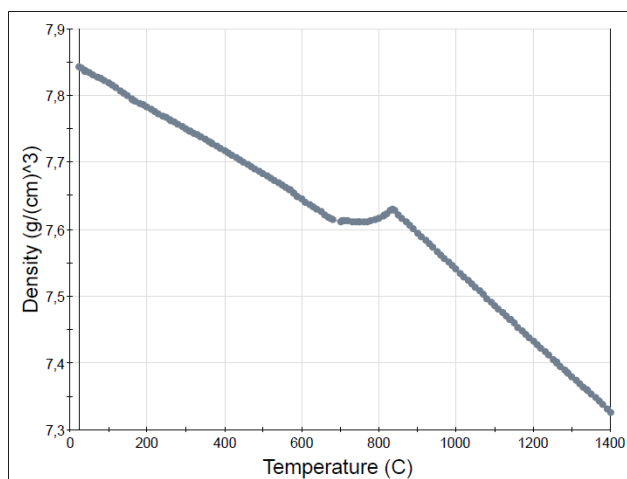
Kiindulási állapot: edzett + megeresztett

$t_{8,5/5}, \text{ s}$	Durvaszemcsés sáv ($d = 100 \text{ } \mu\text{m}$, $T_{\text{max}} = 1350 \text{ }^{\circ}\text{C}$)	Finomszemcsés sáv ($d = 5 \text{ } \mu\text{m}$, $T_{\text{max}} = 950 \text{ }^{\circ}\text{C}$)
2,5	100% martensit	
5	100% martensit	73% martensit, 27% bainit
10	100% martensit	
15	100% martensit	87% bainit, 13% martensit
22,5	99% martensit, 1% bainit	
30	98% martensit, 2% bainit	98% bainit, 2% martensit
60	94% martensit, 6% bainit	
100	73% martensit, 27% bainit	

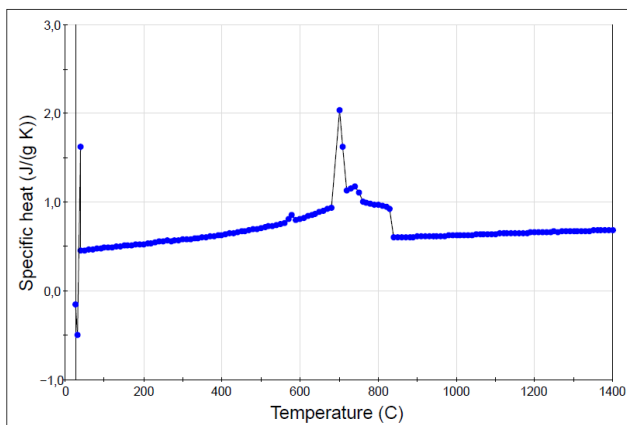
Hővezetési tényező (S960QL)



Sűrűség (S960QL)



Fajhő (p = áll) (S960QL)





Böhler Kereskedelmi KFT

Jedlik Anyos ut 25.
2330 DUNAHARASZTI 1 Pf. 110
Ungarn

Abnahmeprüfzeugnis 3.1**Inspection certificate 3.1**

nach / as per : EN 10204

Nr. No. : 2012-2001533902-900007-023

Rev. 0

Seite / Page : 1 / 1

Bestell-Nr.	PO no.	4501808000	vom / of 02.03.2012
Auftrags-Nr.	Order no.	1001341896	
Lieferschein/Pos./Splitt	Delivery note/pos./splitt	2001533902/000060/900007	vom / of 05.03.2012
Produkt	Product	SG-Drahtelektrode / GMAW wire electrode	
Handelsname	Trade name	UNION X 96	350012 526C1
Normbezeichnung	Standard designation	AWS A5.28: ER120S-G EN ISO 16834-A - G 89 5 M Mn4Ni2,5CrMo	1H45C20G 0015
Abmessung	Dimension	1,2 mm	
Charge	Heat no.	98267	
Liefermenge	Quantity	5346,0 KG	

Chemische Analyse in % des Walzdrahtes**Chemical composition in % of the hot rolled wire**

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	V	Cu	Ti	Al	Zr	
0,10	0,81	1,94	0,015	0,011	0,52	0,53	2,28	< 0,01	0,06	0,06	< 0,01	< 0,01	

Mechanische Gütewerte**Mechanical properties**

Zugversuch		Tensile test					
T	ReL / Rp 0,2 MPa	Rp 1,0 MPa	Rm MPa	A (Lo = 5d) %	Z %	WBH PWHT	Bemerkung Remarks
20°C	≥ 930		≥ 980	≥ 14			M21
Kerbschlagbiegeversuch		Impact test					
T	Kerbschlagarbeit Impact energy KV / J	Mittelwert Average KV / J	Laterale Breitung Lateral expansion mm	Duktiler Bruchanteil Shear fracture %	WBH PWHT	Bemerkung Remarks	
-50°C	≥ 47					M21	
20°C	≥ 80						

Dieses Zeugnis wurde maschinell erstellt und gilt auch ohne Unterschrift.
This certificate was issued by DP-equipment and does not require signature.

Ort / Town

Datum / Date

Hamm

06.03.2012

Abnahmebeauftragter / Authorized representative

Lahrmann

Böhler Schweißtechnik Deutschland GmbH

Umsatz: D-59067 Hamm

Postfach 2351 D-59015 Hamm

T. +49 2381 271-22

F. +49 2381 271-402

www.boehler-schweisstechnik-deutschland.de

Geschäftsführer

Johannes

Jürgen Orsler

Peter Puschkarski

Bankkonten

Deutsche Bank AG, Hamm

Konto 66098900 BLZ 41070049

BIC (Swift Code) DEUTDE33HAN

IBAN DE98 4107 0049 0066 0993 30

Commerzbank AG, Hamm

Konto 40131490 BLZ 41040218

BIC (Swift Code) COBADE33HAN

IBAN DE18 4104 0218 0301 3149 21



Sitz der Gesellschaft: Hamm; -R3 2139

Finanzamt Neuss USt-IDNr.: DE 612 13927; Steuernummer 122 5706 4545; Werkszufahrt Hafenstraße 2

824/2012

OK Tubrod 14.03 FCAW

DOI: 10.14750/ME.2016.017

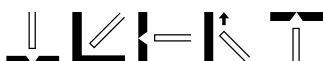
Type Metal-cored E110C-G

Description

OK Tubrod 14.03 is a metal-cored wire alloyed with nickel and molybdenum to provide extra high strength with good notch ductility down to -40°C. Shielding gas Ar + 20% CO₂. Typical applications for OK Tubrod 14.03 are offshore jack-up structures and the general fabrication of high-tensile steels.

Welding current

DC-



Classifications

SFA/AWS A5.28	E110C-G
EN 12535	T 69 4 Mn2NiMo M M 2 H10

Typical all weld metal composition, %

C	Si	Mn	Ni	Mo
0.07	0.6	1.7	2.3	0.6

Typical mech. properties all weld metal

Yield stress, MPa	757
Tensile strength, MPa	842
Elongation, %	23

Charpy V

Test temps, °C	Impact values, J
-40	71

Approvals

DB	42.039.23
VdTÜV	
U	42.039/4

Welding parameters

Diameter, mm	Welding current, A	Arc voltage, V
1.2	100-320	16-32
1.4	120-380	16-34
1.6	140-450	18-36



SZAKÉRTŐI MINŐSÉGI BIZONYÍTVÁNY/ INSPECTION CERTIFICATE

szerint/acc to EN 10204 - 3.1

Kelt/Date: 2016-02-18

Bizonylat száma/Cert no: EC24209995 rev. 0

Rendelésünk/Our order:

Hivatkozásunk/Our ref:

Vevő száma/Cust no: NA

Vevő rendelési dátuma/Your date:

Vevő rendelési száma/Your order:

Vevő hivatkozása/Your ref:

Vevő fax száma/Your fax:

Vevő e-mail címe/Your e-mail:

Számla címe/Invoice address

Miskolci Egyetem
MISKOLCI EGYETEM
PÁLYÁZATI IRODA A/1.124
3515 MISKOLC - EGYETEMVÁROS

A bizonylat címzettje/Cert receiverSzállítási cím/Delivery address

MISKOLCI EGYETEM
PÁLYÁZATI IRODA A/1.124
3515 MISKOLC - EGYETEMVÁROS

SZÁLLÍTOTT TERMÉK/DELIVERED PRODUCT

Márkanév/Brand: ESAB
Megnevezés/Desc: OK Tubrod 14.03 1.2mm 16kg
Cikkszám/Item no: **1403127630**
Adagszám/Lot no: **PN338080**
Mennyiség/Quantity:

BESOROLÁSOK/CLASSIFICATIONS

SFA/AWS A5.36: E111T15-M21A4-G
EN ISO 18276-A: T 69 4 Mn2NiMo M M 2 H5

VEGYELEMZÉS/ CHEMICAL ANALYSIS

All weld metal

Segédanyag/Auxiliary: M21 (EN ISO 14175)

C	0.08%
Si	0.51%
Mn	1.61%
P	0.008%
S	0.008%
Cr	0.02%
Ni	2.27%
Mo	0.55%
Cu	0.02%
V	0.01%

MEGJEGYZÉSEK/COMMENTS

A terméket az EN ISO 9001 szabványnak megfelelő minőségbiztosítási rendszerrel összhangban szállítottuk.

A bizonylat elektronikusan készült, aláírás nélkül érvényes.

Legyen szíves érdeklődésével keresse:

ESAB Kft, Tereztér 55-57/C, H-1062, Budapest, +36 1 20 44 182

Product supplied under a QA Programme fulfilling the EN ISO 9001 standard.

This certificate is produced electronically and is valid without signature.

Please refer any queries to: (see above)

Érvényesség/Validation

Dariusz Kijowski

Quality Assurance Manager

HEGESZTÉSI KÍSÉRLETEK

Folyamatfelügyelő rendszerrel rögzített hegesztési paraméterek a 20 mm lemezvastagságú matching kötés esetén

Ssz.	T _e /réteg, °C	I, A	U, V	v _h , cm/min	E _v , J/mm	t _{8,5/5} , s
1	200	96	17,3	11	727	6,7
2	180	194	22	27	764	6,5
3	150	304	29,1	45	945	7,2
4	150	308	29,4	45	968	7,4
5	150	311	29,2	45	971	7,4
6	150	303	29,5	45	958	7,3
7	150	308	29,3	45	966	7,4
8	150	304	30,5	45	992	7,6
9	150	308	30,5	45	1003	7,7
10	150	298	30,4	45	969	7,4
11	150	298	30,7	45	977	7,5
12	150	305	30,4	45	990	7,6

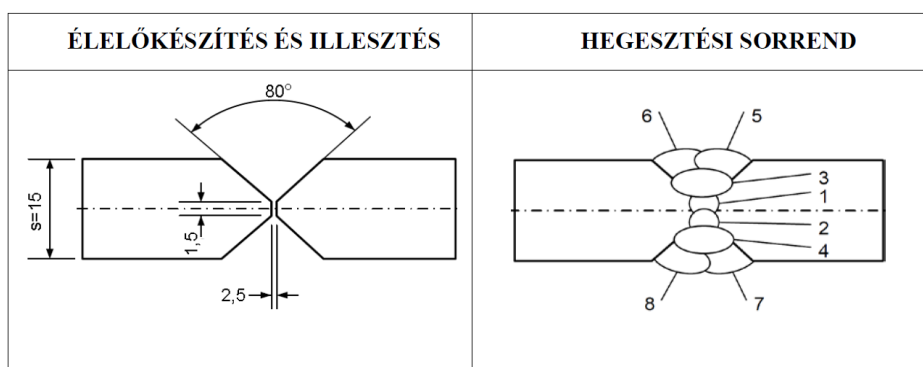
Folyamatfelügyelő rendszerrel rögzített hegesztési paraméterek a 15 mm lemezvastagságú matching kötés esetén

Ssz.	T _e /réteg, °C	I, A	U, V	v _h , cm/min	E _v , J/mm	t _{8,5/5} , s
1	180	127	18,7	20	570	5
2	180	174	20,0	20	836	7,4
3	150	305	29,7	45	966	8,3
4	150	307	28,9	45	945	8,0
5	150	302	28,9	45	932	7,8
6	150	298	28,7	45	913	7,5
7	150	288	28,8	45	917	7,5
8	150	299	28,8	45	917	7,5

Folyamatfelügyelő rendszerrel rögzített hegesztési paraméterek az undermatching kötés esetén

Ssz.	T _e /réteg, °C	I, A	U, V	v _h , cm/min	E _v , J/mm	t _{8,5/5} , s
1	180	118	18,9	18	595	5
2	180	155	18,9	20	703	6
3	150	290	31	45	959	8,2
4	150	291	31	45	962	8,2
5	150	292	31	45	966	8,2
6	150	291	31	45	962	8,2
7	150	290	30	45	928	7,9
8	150	291	30	45	931	7,9

Élelőkészítés és varratfelépítés



A kísérletek során alkalmazott Rehm MegaPuls 500 W típusú védőgázos fogyóelektródás ívhegesztő berendezés és a kísérleti összeállítás



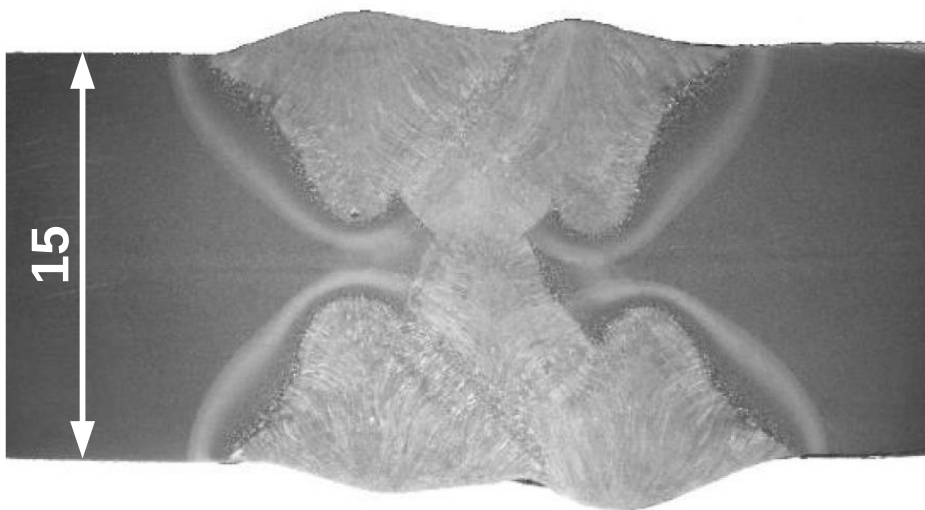
A hegesztési paraméterek rögzítésére alkalmazott HKS folyamatfelügyelő rendszer



A 20 mm lemezvastagságú matching hegesztett kötés keresztmetszetéről készült makrocsiszolati felvétel (2% HNO₃)



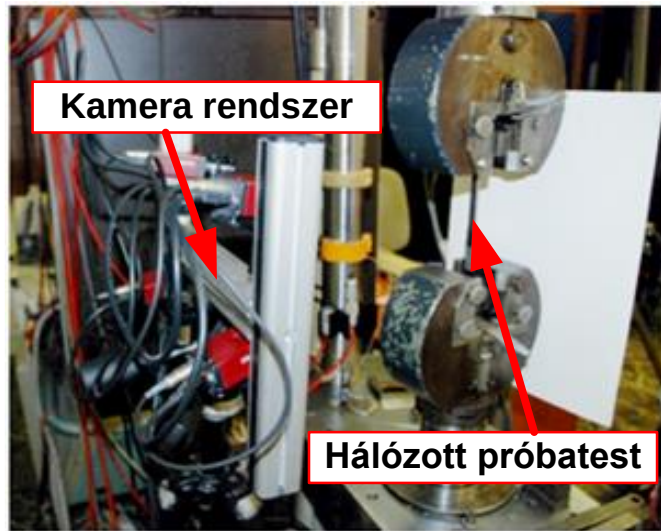
A 15 mm lemezvastagságú undermatching hegesztett kötés keresztmetszetéről készült makrocsiszolati felvétel (2% HNO₃)



Kiegészítés az optikai alakváltozásmérő rendszerrel végzett szakítóvizsgálatokhoz

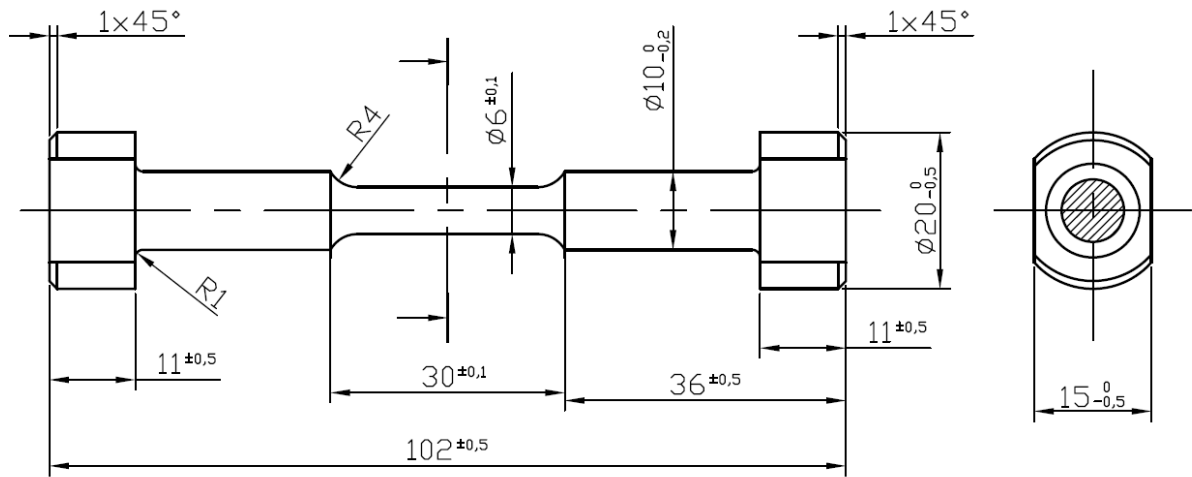
Kötés	Szakadás helye	F _{max} , N	R _m , MPa	b ₀ , mm	a ₀ , mm	b _u , mm	a _u , mm	Z, %
M	Varratszél	45559	1064	8,65	4,95	7,01	3,61	40,9
UM	Varratközép	35528	854	8,4	4,95	6,83	3,6	40,9

Az alakváltózási folyamat kamerás nyomonkövetése szakítóvizsgálat közben

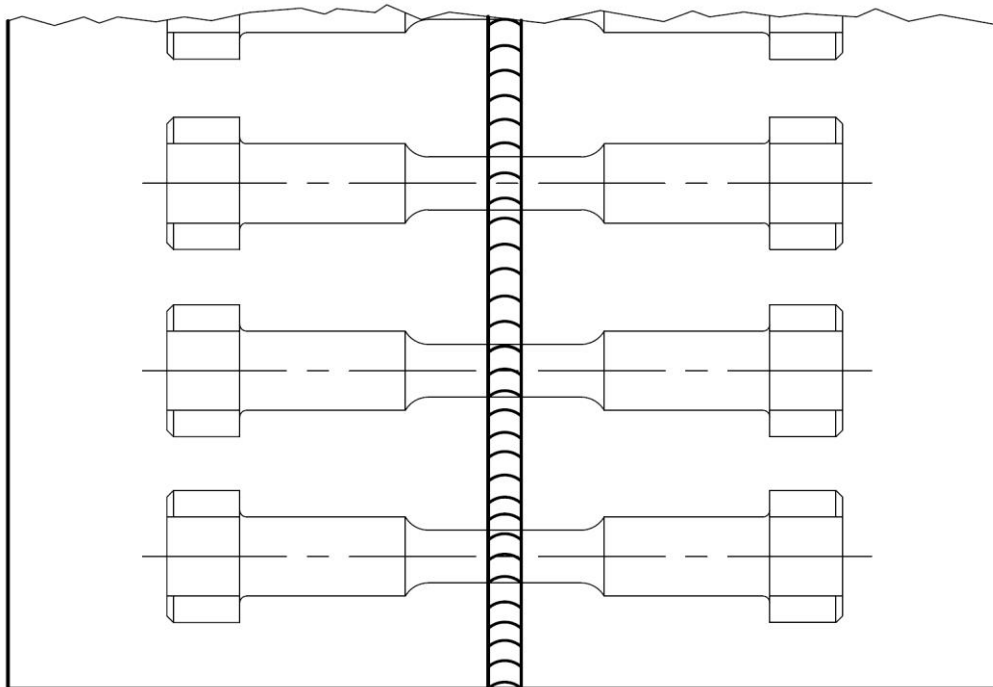


KIEGÉSZÍTÉS A KISCIKLUSÚ FÁRASZTÓVIZSGÁLATOKHOZ

A kisciklusú fárasztóvizsgálatok során alkalmazott próbatest geometria



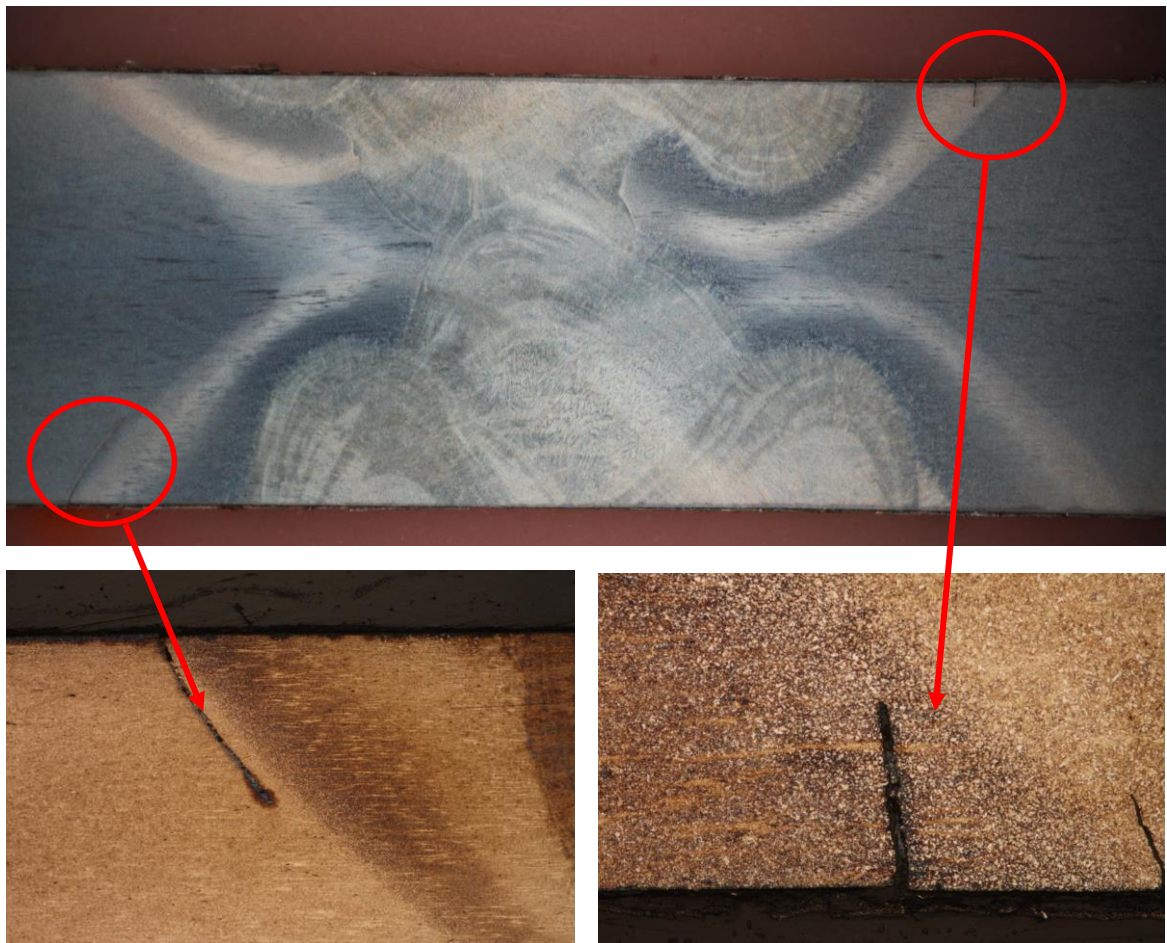
Kisciklusú fárasztó próbatestek kivétele a hegesztett kötésből



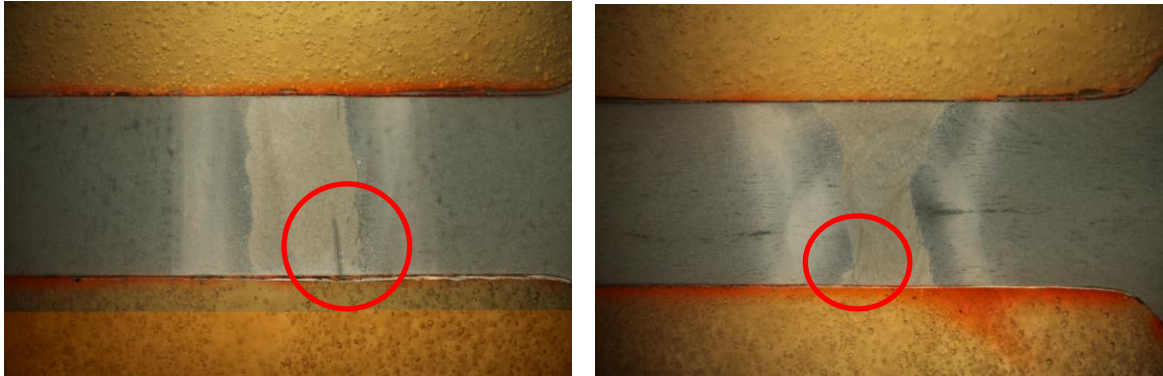
A kisciklusú fárasztóvizsgálatok során alkalmazott MTS 312 típusjelű univerzális, elektrohidraulikus anyagvizsgáló rendszer



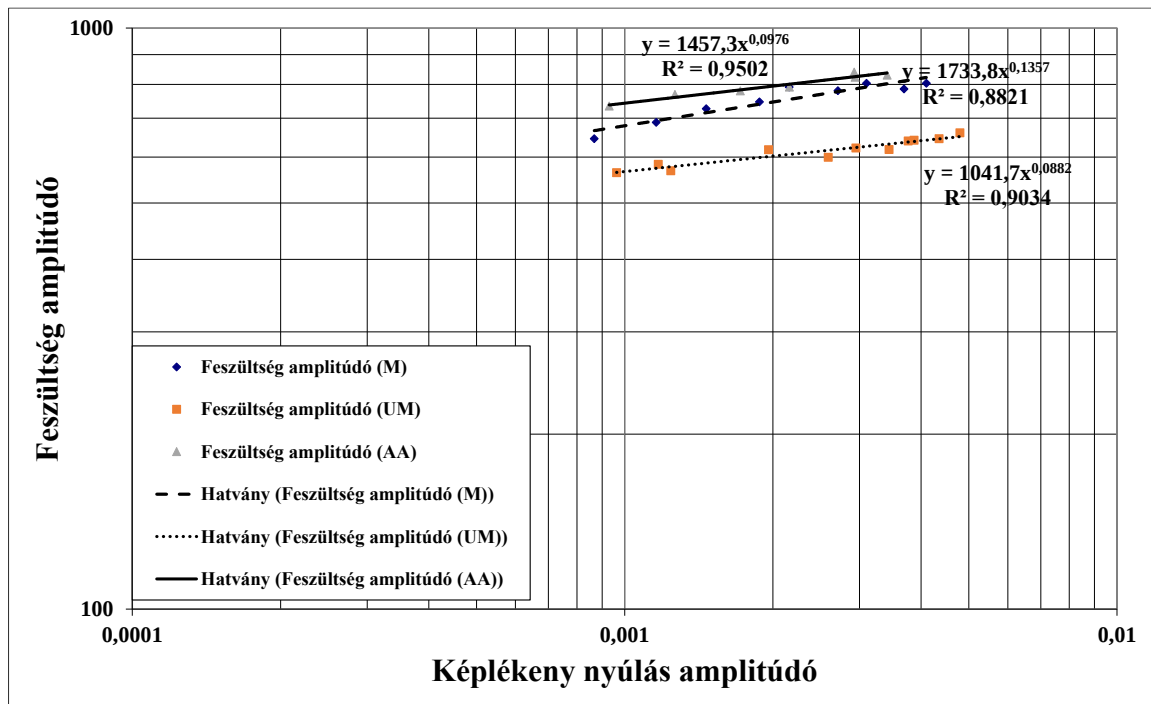
A repedések keletkezésének jellemző helye a matching hegesztett kötéseknél esetén



A repedések keletkezésének jellemző helye az undermatching hegesztett kötéseknél

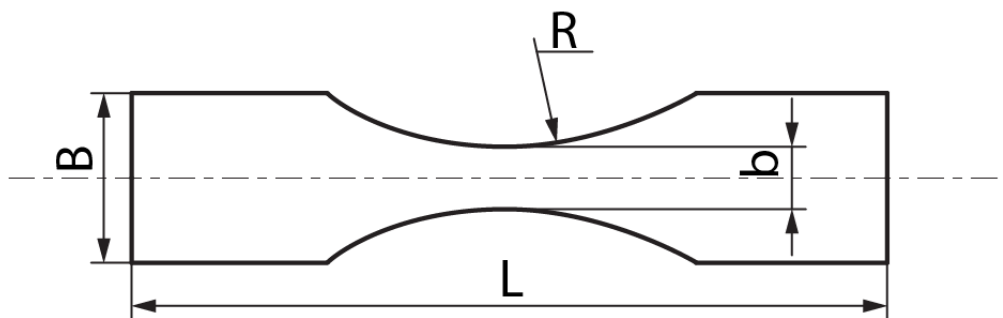


A feszültség amplitúdó és a képlékeny nyúlás amplitúdó kapcsolata



KIEGÉSZÍTÉS A NAGYCIKLUSÚ FÁRASZTÓVIZSGÁLATOKHOZ

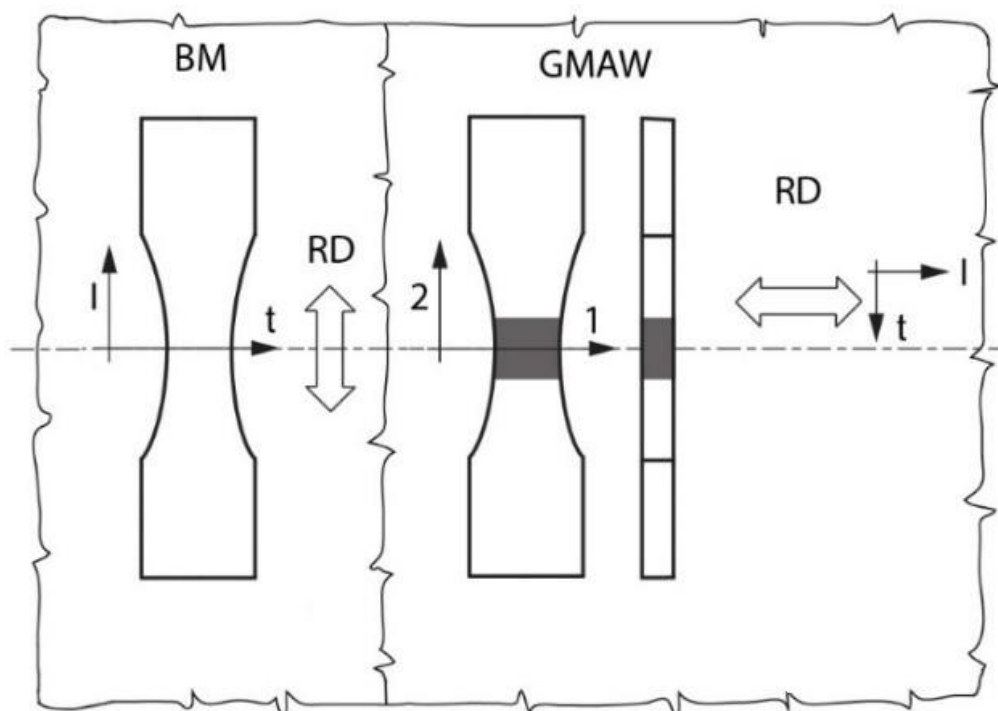
A nagyciklusú fárasztóvizsgálatok során alkalmazott lapos próbatest geometria



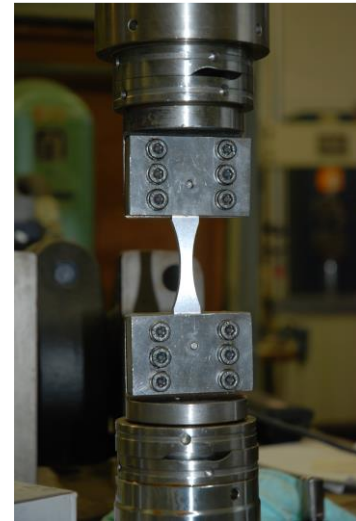
A vizsgálatok során alkalmazott próbatestek jellemző méretei

Anyagminőség	Kimunkálás, repedésterjedés	t mm	b mm	l mm	B mm	L mm	R mm
S960QL	BM h/k	6	8; 5,5	–	18	150	60
	GMAWm k/3W	6	7,75	–	18	150	60
	GMAWum k/1W	6	7,5	–	18	150	60

Nagyciklusú fárasztóvizsgálatok során alkalmazott próbatestek kimunkálása



A nagyciklusú fárasztóvizsgálatok során alkalmazott MTS 810 típusjelű univerzális, elektrohidraulikus anyagvizsgáló rendszer



Az S960QL jelű acél alapanyagon elvégzett nagyciklusú fárasztóvizsgálatok adatai és eredményei (BM h/k)

A próbatest jele		t	b	ΔF	$\Delta \sigma$	N_t	Megjegyzés
rövid	hosszú	mm	mm	N	MPa	ciklus	
902	9-BM-HC-01	5,75	7,75	25470	572	426726	–
903	9-BM-HC-02	5,8	7,75	27000	601	313183	–
907	9-BM-HC-03	5,96	7,89	24750	526	411854	–
910	9-BM-HC-04	5,92	7,86	29070	625	185125	–
911	9-BM-HC-05	5,97	7,86	30240	644	110111	–
912	9-BM-HC-06	5,96	8,08	25830	536	785860	–
918	9-BM-HC-07	5,97	5,39	16110	501	5000000	NEM tört
919	9-BM-HC-08	5,97	5,31	16650	525	5000000	NEM tört
920	9-BM-HC-09	5,96	5,48	18000	551	233205	–

A Weldox 960 E jelű acél alapanyagból kimunkált próbatestek a fárasztóvizsgálatok után



A matching hegesztett kötésből kimunkált próbatesteken elvégzett nagyciklusú fárasztóvizsgálatok adatai és eredményei (GMAWm k/3W)

A próbatest jele		t	b	ΔF	$\Delta \sigma$	N_t	Törés helye / megjegyzés
rövid	hosszú	mm	mm	N	MPa	ciklus	
H01	9-GMm-HC-3W01	5,9	7,45	21600	491	450384	varrat
H02	9-GMm-HC-3W02	5,9	7,65	19800	439	1078390	varrat
H03	9-GMm-HC-3W03	6,05	7,4	23400	523	1044764	hőhatásövezet
H04	9-GMm-HC-3W04	5,85	7,7	18000	400	715343	hőhatásövezet
H05	9-GMm-HC-3W05	5,9	8,1	21600	452	5000000	NEM tört
H06	9-GMm-HC-3W06	6	7,7	18000	390	5000000	NEM tört
H07	9-GMm-HC-3W07	5,95	7,7	24075	525	351689	hőhatásövezet
H08	9-GMm-HC-3W08	5,95	7,75	25380	550	339886	varrat
H09	9-GMm-HC-3W09	5,95	7,7	22500	491	3203555	hőhatásövezet
H10	9-GMm-HC-3W10	5,95	7,75	25380	550	535311	hőhatásövezet
H11	9-GMm-HC-3W11	5,95	7,85	19800	424	5000000	NEM tört
H12	9-GMm-HC-3W12	6	7,65	18675	407	961722	varrat
H13	9-GMm-HC-3W13	6	7,7	18675	404	5000000	NEM tört
H14	9-GMm-HC-3W14	6	7,75	22860	492	1892740	törés fejben

A matching hegesztett kötésből kimunkált próbatestek a nagyciklusú fárasztóvizsgálatok elvégzése után (GMAWm k/3W)

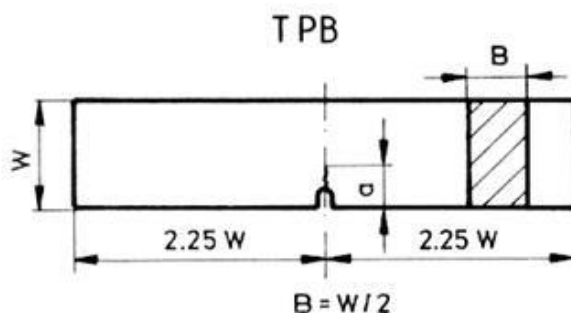


Az undermatching hegesztett kötésből kimunkált próbatesteken elvégzett nagyciklusú fárasztóvizsgálatok adatai és eredményei (GMAWum k/1W)

A próbatest jele		t	b	ΔF	$\Delta \sigma$	N_t	Törés helye / megjegyzés
rövid	hosszú	mm	mm	N	MPa	ciklus	
UM21	9-GMum-HC-1W01	5,98	7,56	24840	549	509491	hőhatásövezet
UM22	9-GMum-HC-1W02	5,99	7,48	22410	500	507882	hőhatásövezet
UM23	9-GMum-HC-1W03	5,99	7,77	20970	451	735392	varrat
UM24	9-GMum-HC-1W04	5,98	7,71	25380	550	539799	törés fejben / repedés közepén
UM25	9-GMum-HC-1W05	5,98	7,59	22680	500	5487370	varrat
UM26	9-GMum-HC-1W06	5,96	7,52	26100	582	634524	hőhatásövezet
UM27	9-GMum-HC-1W07	5,99	7,75	20880	450	5000000	NEM tört
UM28	9-GMum-HC-1W08	5,99	7,48	26910	601	298539	varrat
UM29	9-GMum-HC-1W09	5,98	7,49	22410	500	5000000	NEM tört
UM210	9-GMum-HC-1W10	5,99	7,46	26820	600	124935	varrat
UM211	9-GMum-HC-1W11	5,99	7,62	20520	450	10000000	NEM tört
UM212	9-GMum-HC-1W12	5,99	7,53	24840	551	269533	varrat
UM213	9-GMum-HC-1W13	5,98	7,63	21690	475	736693	varrat
UM214	9-GMum-HC-1W14	5,98	7,47	29070	651	241631	varrat
UM215	9-GMum-HC-1W15	5,99	7,45	28980	649	145602	varrat
UM216	9-GMum-HC-1W16	5,99	7,51	19125	425	10000000	NEM tört

KIEGÉSZÍTÉS A FÁRADÁSOS REPEDÉSTERJEDÉSI SEBESSÉG VIZSGÁLATOKHOZ

A fáradásos repedésterjedési sebesség vizsgálatok során alkalmazott lapos próbatest geometria



A vizsgálatok során alkalmazott próbatestek jellemző méretei

Anyagminőség	Kimunkálás / repedésterjedés	A próbatestek		W	B
		típusa	darabszáma	mm	mm
S960QL	BM T-S, L-S	TPB	5; 5	14,6	7,3
	BM T-L	TPB	5	28	14
	GMAW _m T-L/21W	TPB	8	29	14,5
	GMAW _m T-S/23W	TPB	7	18	9

Az alapanyagból készült, különböző orientációjú próbatesteken elvégzett fáradásos repedésterjedési sebesség vizsgálatok eredményei

A próbatest jele		C	n	Korrelációs index	ΔK_{fc}
rövid	hosszú	MPa m ^{1/2} , mm/ciklus			MPa m ^{1/2}
A1_11	9-BM-FC-TS01	9,850 E-14	5,228	0,9855	95,4
A1_12	9-BM-FC-TS02	2,094 E-12	4,328	0,9847	110,8
A1_13	9-BM-FC-TS03	9,052 E-09	2,625	0,9640	95,0
A1_14	9-BM-FC-TS04	2,807 E-11	3,876	0,9824	102,8
A1_15	9-BM-FC-TS05	4,558 E-11	3,738	0,9740	97,0
A2_21	9-BM-FC-LS01	2,235 E-11	3,970	0,9814	97,4
A2_22	9-BM-FC-LS02	6,387 E-11	3,764	0,9768	99,2
A2_23	9-BM-FC-LS03	4,077 E-11	3,689	0,9847	104,7
A2_24	9-BM-FC-LS04	2,594 E-10	3,298	0,9674	103,1
A2_25	9-BM-FC-LS05	1,119 E-11	3,956	0,9789	109,0
B1	9-BM-FC-TL01	2,917 E-11	3,500	0,9660	115,6
B2	9-BM-FC-TL02	3,988 E-08	2,309	0,9412	137,2
B3	9-BM-FC-TL03	2,890 E-08	2,370	0,9479	129,3
B4	9-BM-FC-TL04	1,823 E-07	2,046	0,9261	123,2
B5	9-BM-FC-TL05	2,365 E-07	1,980	0,9428	120,3

A matching hegesztett kötésből kimunkált próbatestek a fáradásos repedésterjedési vizsgálatok után és egy próbatest (9-GMm-FC-21W3) töretfelülete



A matching hegesztett kötésből készült próbatesteken elvégzett fáradásos repedésterjedési sebesség vizsgálatok eredményei

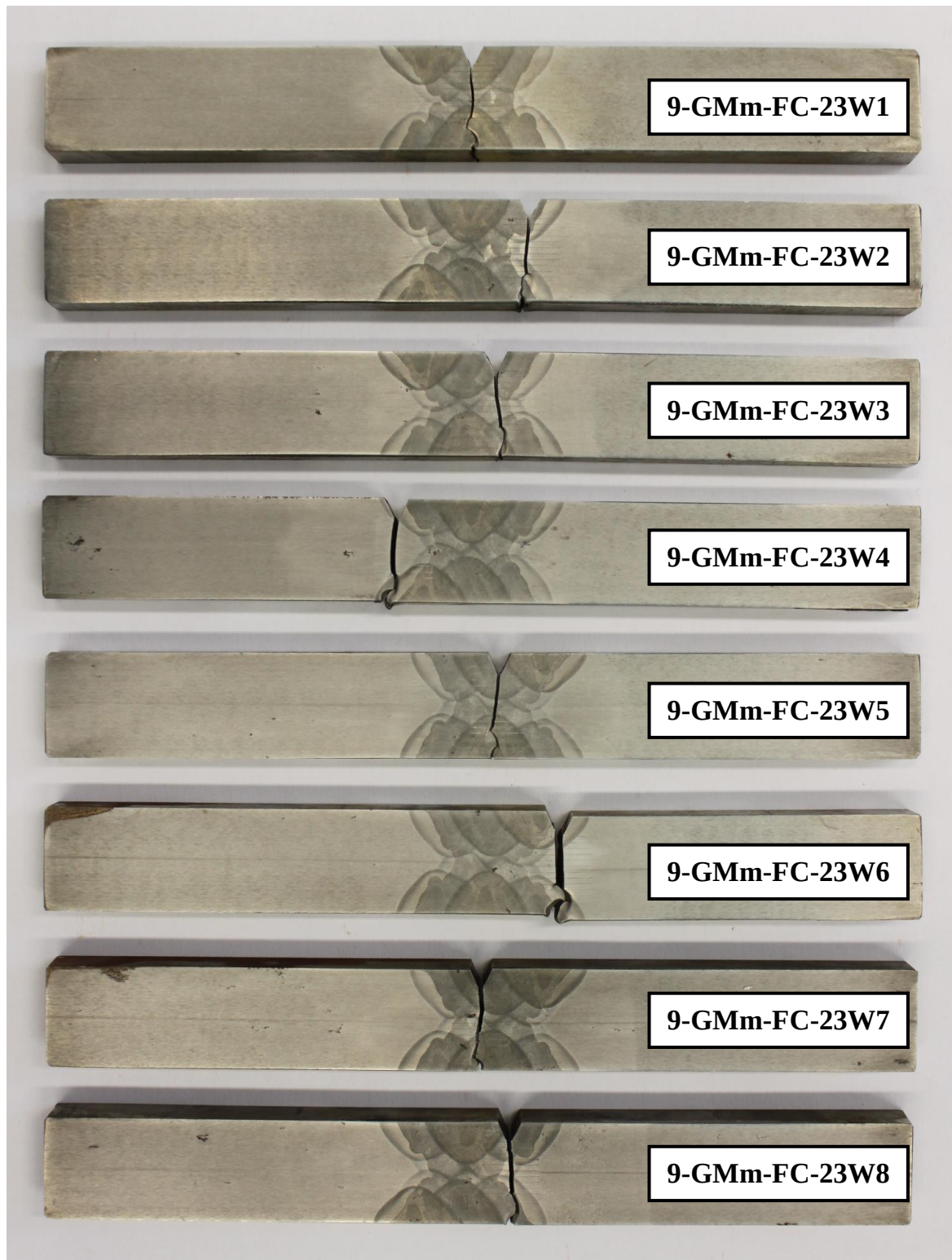
A próbatest jele		C	n	Korrelációs	ΔK_{fc}
rövid	hosszú	MPa m ^{1/2} , mm/ciklus		index	MPa m ^{1/2}
11	9-GMm-FC-21W1	1,052 E-12	4,760	0,9743	128,46
12	9-GMm-FC-21W2	1,035 E-12	4,766	0,9798	115,46
13	9-GMm-FC-21W3	8,694 E-11	3,848	0,9530	101,82
14	9-GMm-FC-21W4	7,066 E-10	3,466	0,9665	103,28
15	9-GMm-FC-21W5	1,999 E-12	4,420	0,9834	134,85
16	9-GMm-FC-21W6	1,864 E-12	4,772	0,9548	98,98
17	9-GMm-FC-21W7	6,791 E-12	4,200	0,9832	123,43
209	9-GMm-FC-21W8	6,678 E-14	5,330	0,9897	117,79
201	9-GMm-FC-23W1	2,918 E-11	4,133	0,9501	85,46
202	9-GMm-FC-23W2	4,914 E-11	3,878	0,9514	102,72
203	9-GMm-FC-23W3	5,287 E-12	4,454	0,9492	92,90
204	9-GMm-FC-23W4	5,100 E-12	4,288	0,9756	117,81
206	9-GMm-FC-23W6	9,698 E-16	6,035	0,9794	127,70
207	9-GMm-FC-23W7	1,270 E-11	4,262	0,9521	93,34
208	9-GMm-FC-23W8	4,660 E-08	2,255	0,8915	104,58

Az alapanyagon és a matching hegesztett kötésen elvégzett fáradásos repedésterjedési sebesség vizsgálatok eredményeiből képzett statisztikai minták

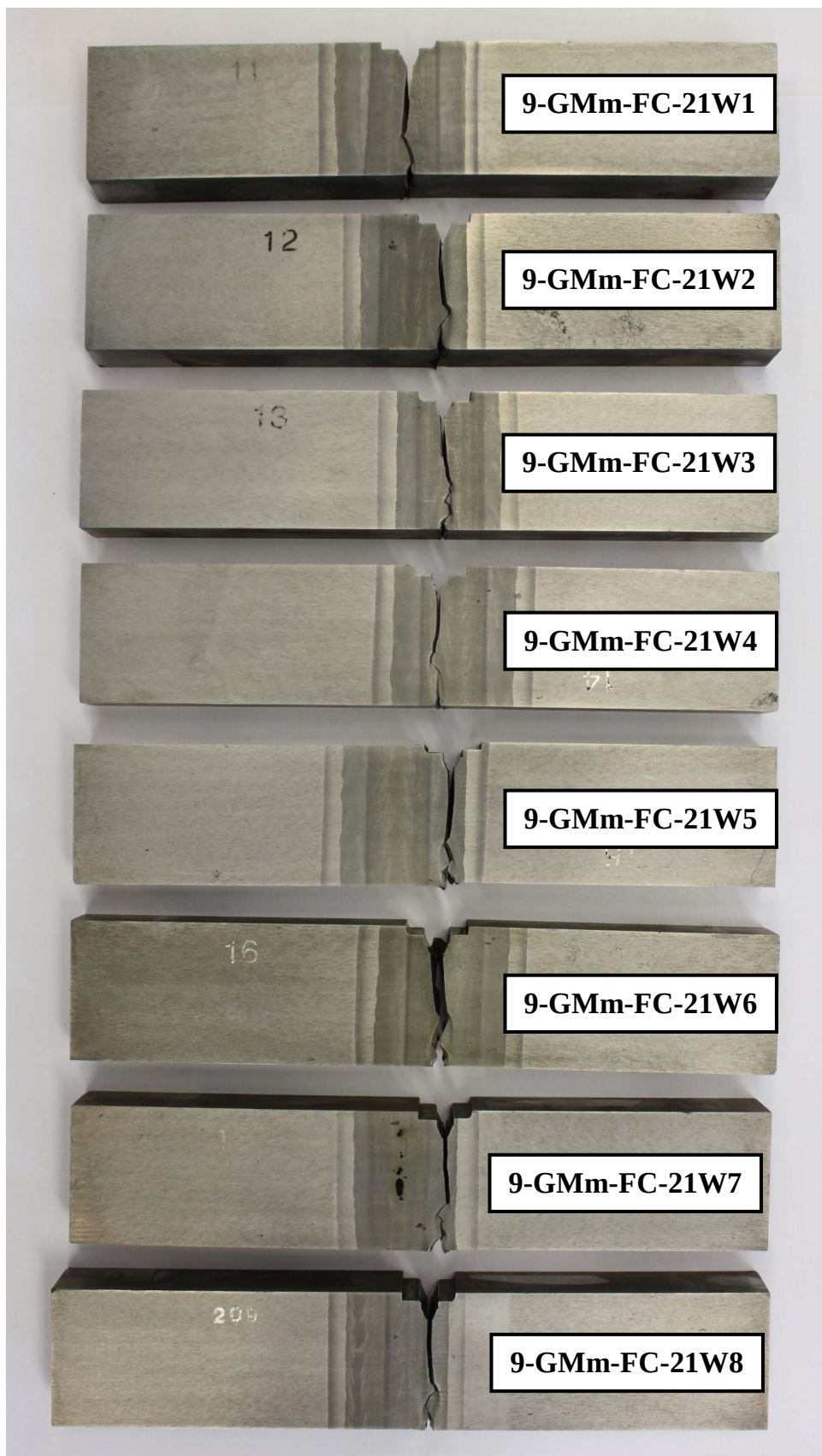
Minta mérőszám – orientáció	A minta elemszáma	Átlag	Szórás	Szórási együttható
S960QL alapanyag				
$n - T-S$	5	3,959	0,946	0,2390
$n - L-S$	5	3,735	0,273	0,0731
$n - T-S$ és $L-S$	10	3,847	0,667	0,1734
$n - T-L$	5	2,441	0,615	0,2519
$\Delta K_{fc} - T-S$	5	100,22	6,685	0,0667
$\Delta K_{fc} - L-S$	5	102,68	4,574	0,0446
$\Delta K_{fc} - T-S$ és $L-S$	10	101,45	5,553	0,0547
$\Delta K_{fc} - L-T$	5	125,11	8,385	0,0670
S960QL VFI (GMAWm) kötések				
$n - 21W$	8	4,445	0,594	0,134
$n - 23W$	7	4,186	1,106	0,264
$n - 21W$ és $23W$	15	4,324	0,847	0,196
$\Delta K_{fc} - 21W$	8	115,51	13,203	0,114
$\Delta K_{fc} - 23W$	7	103,50	14,906	0,144
$\Delta K_{fc} - 21W$ és $23W$	15	109,91	14,860	0,135

Az előző táblázatban dőlt karakterekkel szerepelnek azok a minták, amelyek között az eltérések ($\varepsilon = 0,05$ kétoldali szinten) nem voltak szignifikánsak, így azokat egy mintába összevontam.

A matching hegesztett kötésből kimunkált, T-S/23W típusú próbatestek fényképe a fáradásos repedésterjedést követően

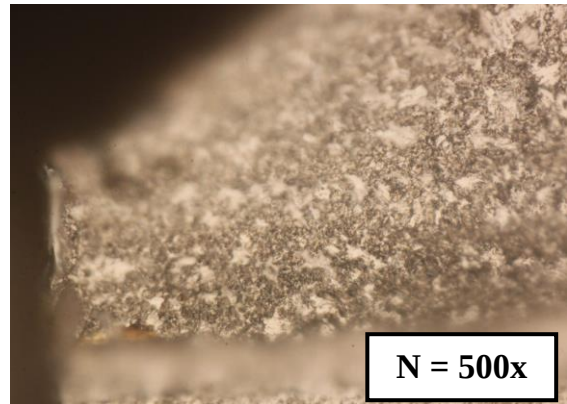
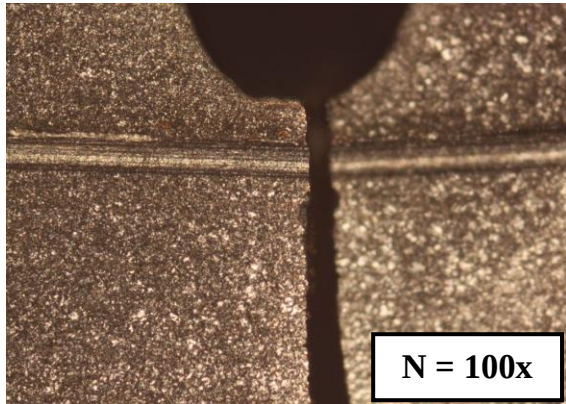


A matching hegesztett kötésből kimunkált, T-L/21W típusú próbatestek a fáradásos repedésterjedést követően



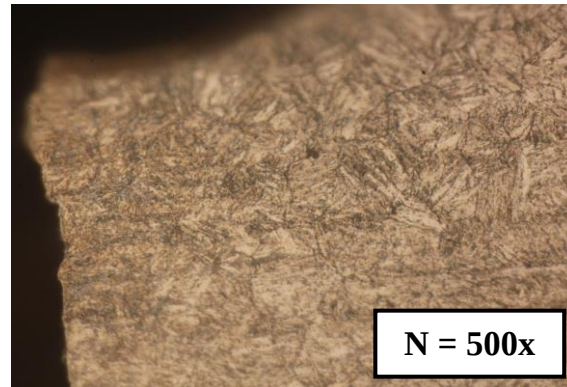
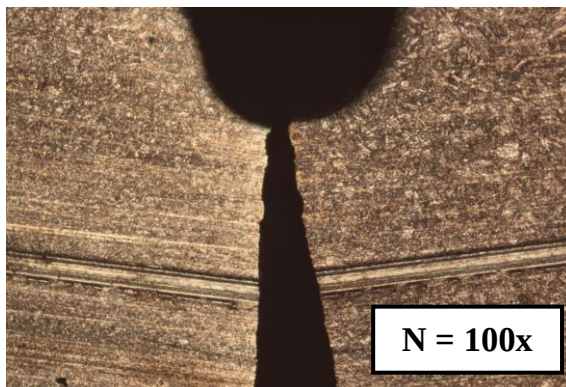
A matching hegesztett kötésből kimunkált, 9-GMm-FC-23W4 számú próbatest mikroszerkezete a repedéskeletkezés környezetében (2% HNO₃)

- interkritikus hőhatásövezeti sáv kezdete



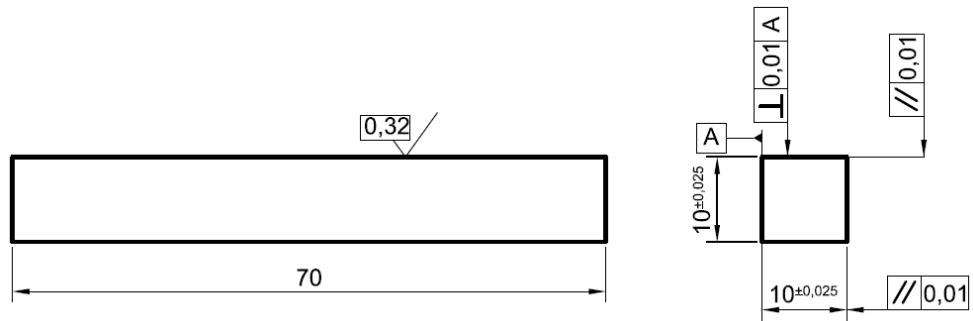
A matching hegesztett kötésből kimunkált, 9-GMm-FC-23W6 számú próbatest mikroszerkezete a repedéskeletkezés környezetében (2% HNO₃)

- durvaszemcsés hőhatásövezeti sáv széle, normalizált sáv kezdete

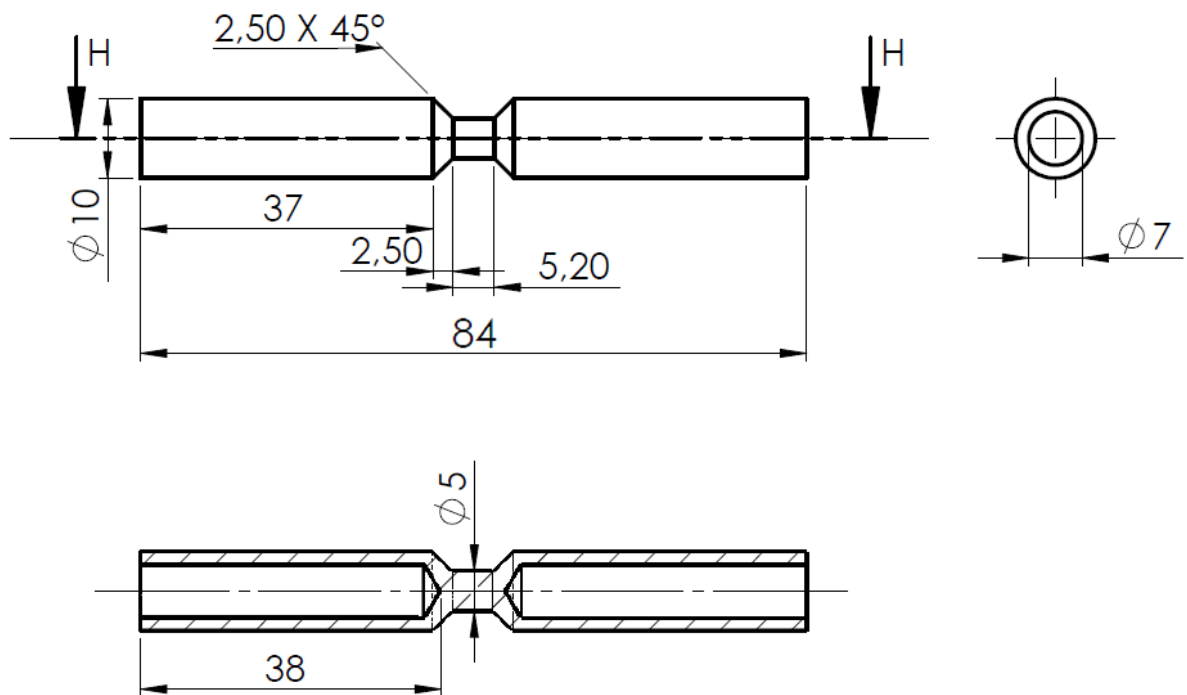


FIZIKAI SZIMULÁCIÓS PRÓBATEST GEOMETRIÁK

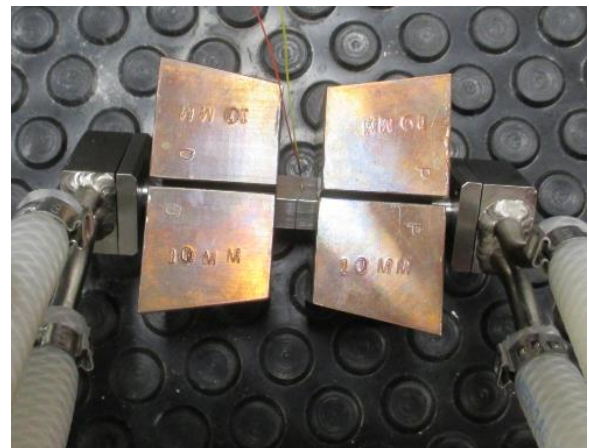
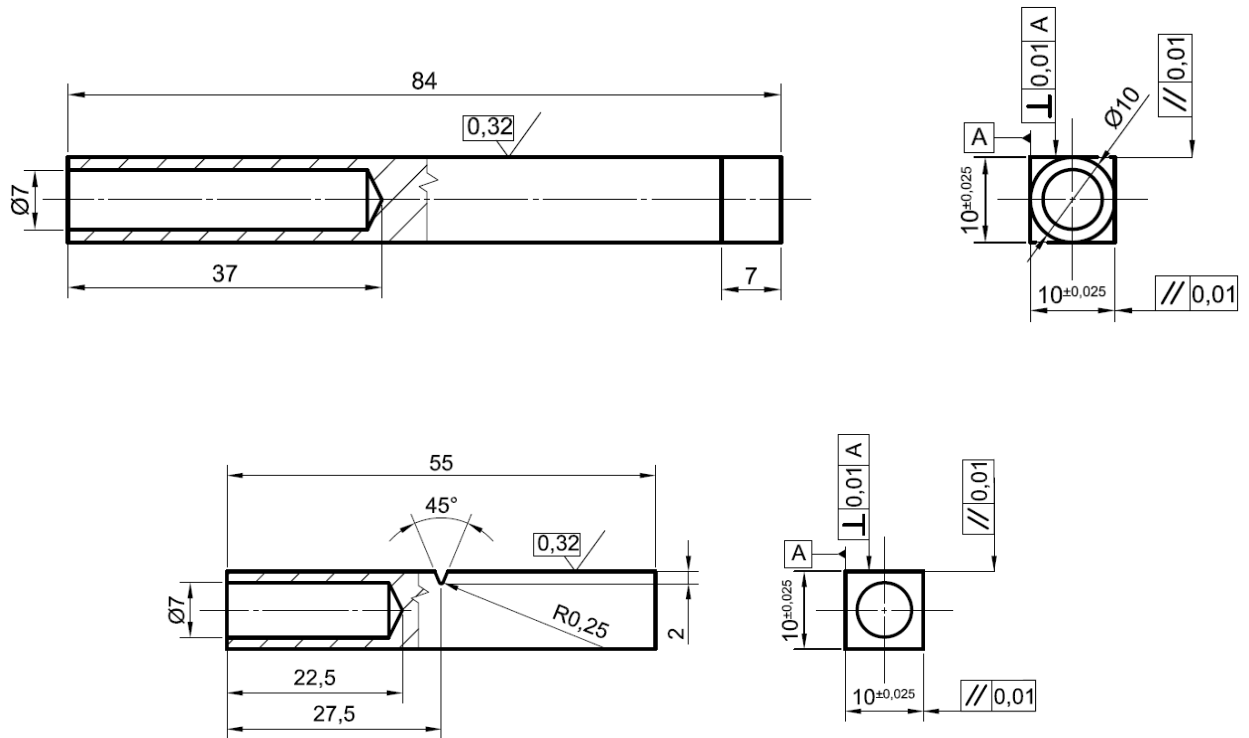
Négyszög keresztmetszetű



Kör keresztmetszetű, furatos



Négyszög keresztmetszetű furatos próbatest (saját fejlesztés)



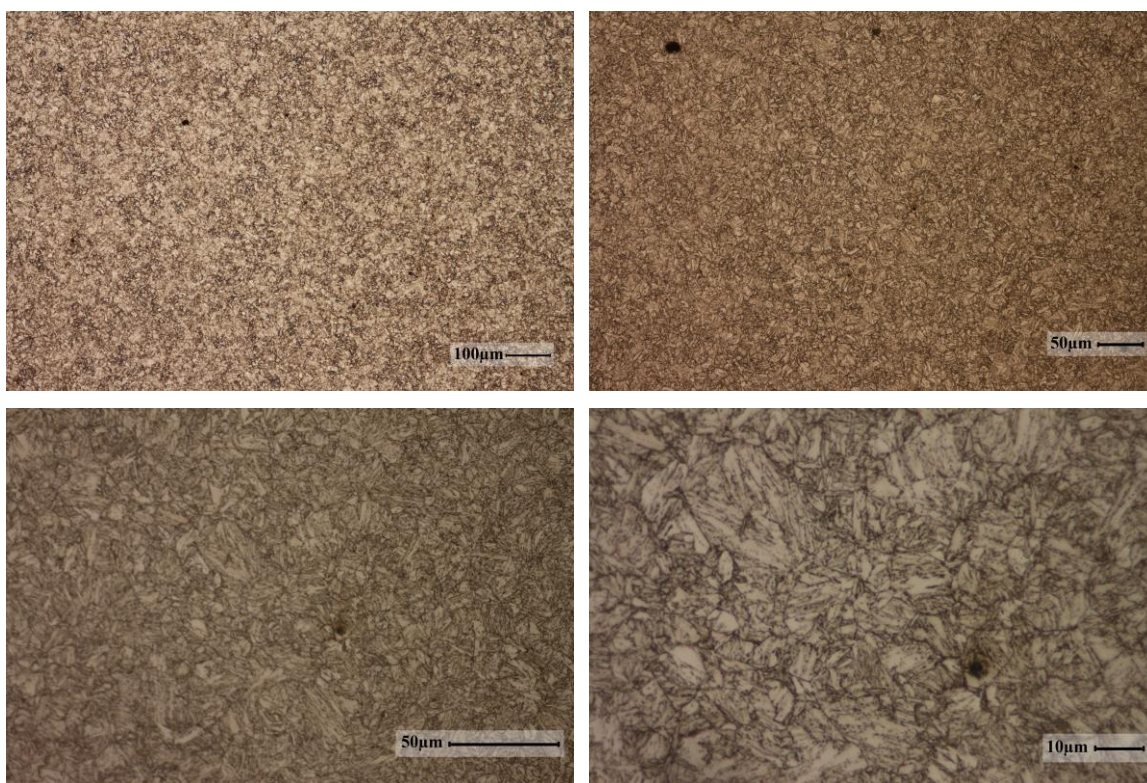
OPTIKAI MIKROSZKÓPOS SZÖVETSZERKEZETI VIZSGÁLATOK

Berendezés: Zeiss Axio Observer D1m optikai mikroszkóp

Előkészítés: csiszolás, polírozás, maratás: 2% Nital.

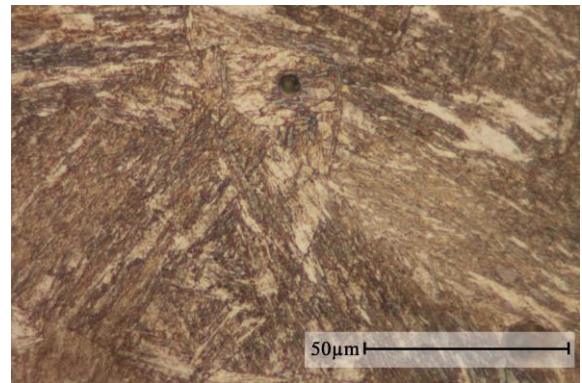
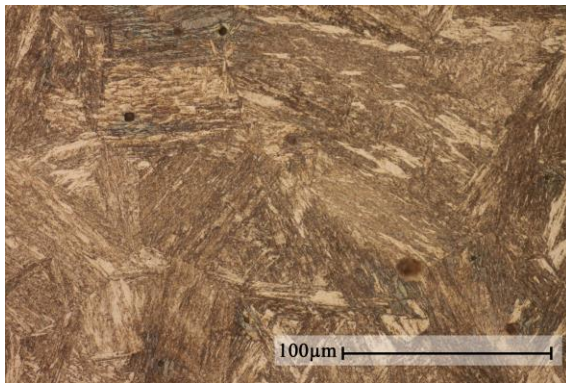
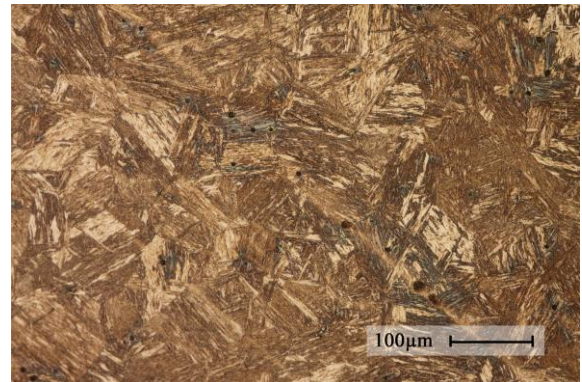
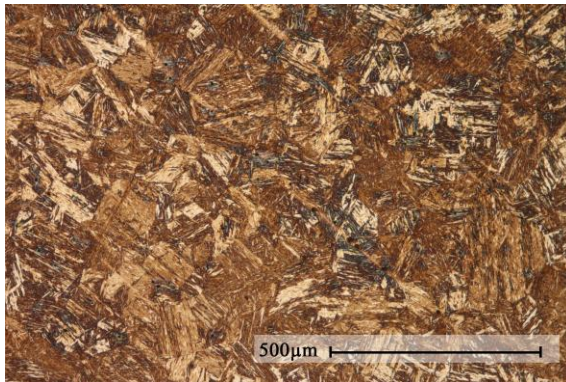
Nagyítás: 100x (bal felső), 200x (jobb felső), 500x (bal alsó), 1000x (jobb alsó)

ALAPANYAG

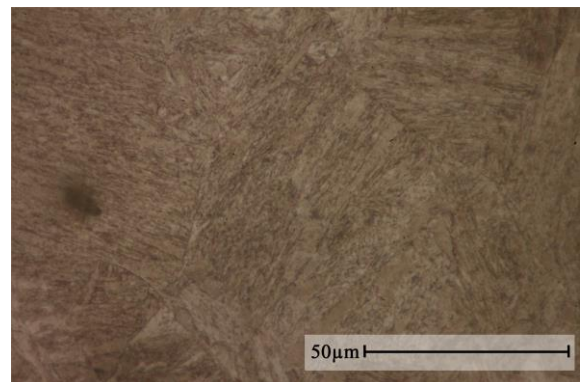
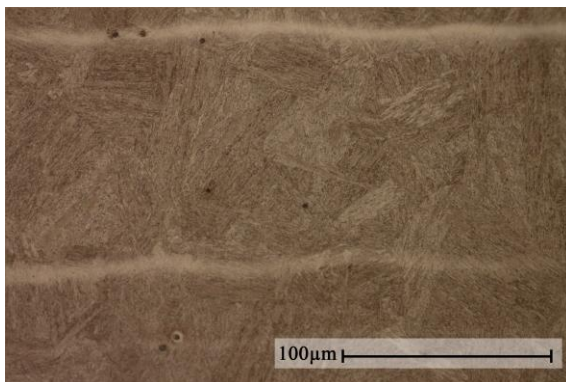
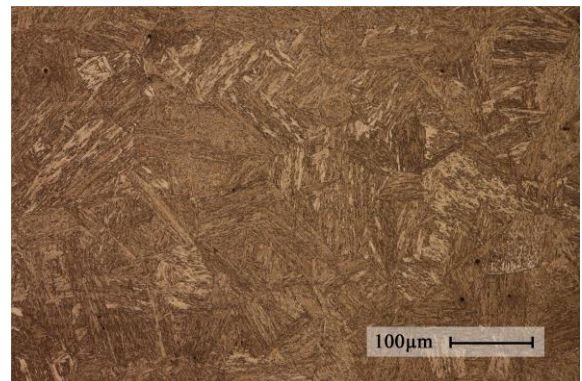


DURVASZEMCSÉS HŐHATÁSÖVEZETI SÁV ($T_{\max} = 1350\text{ }^{\circ}\text{C}$)

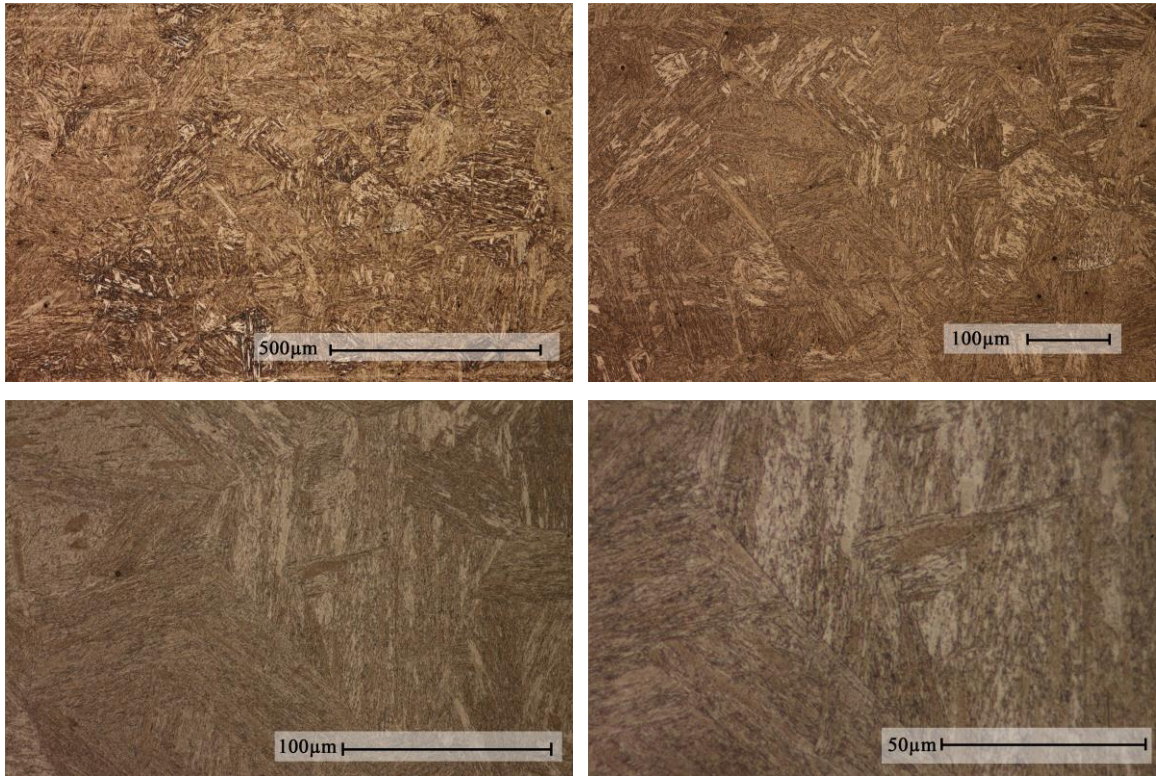
$t_{8,5/5} = 2,5\text{ s}$



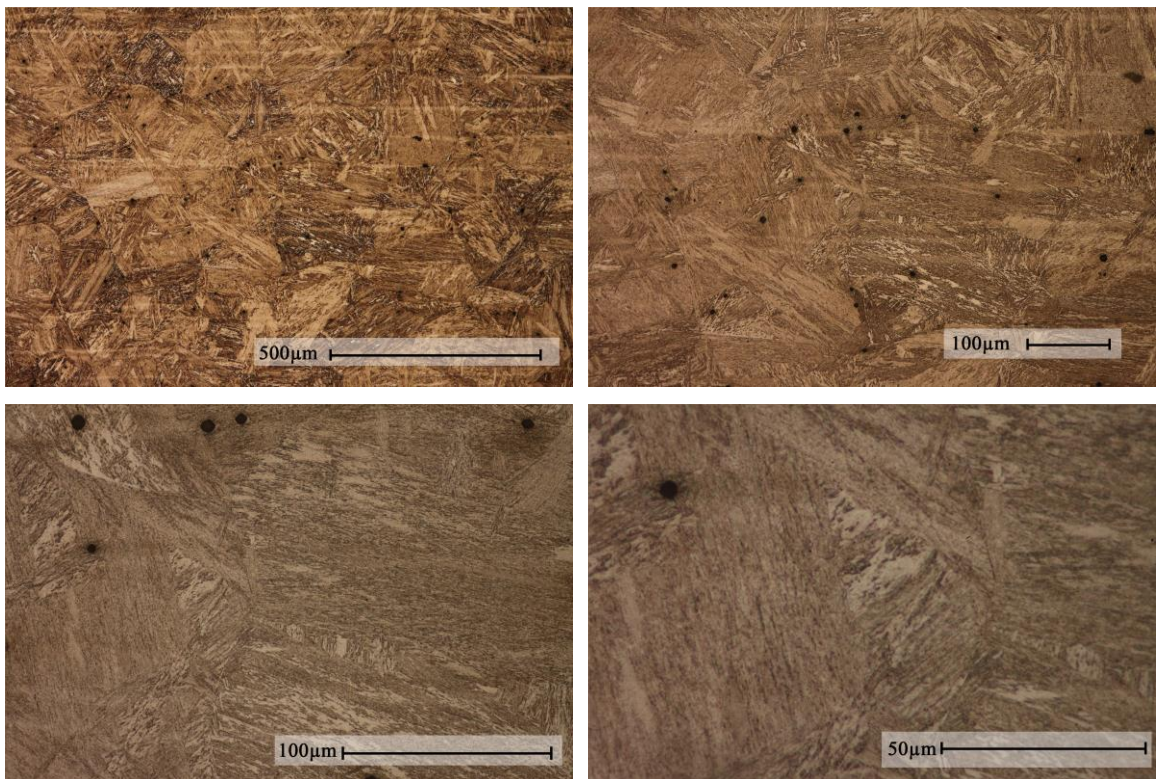
$t_{8,5/5} = 5\text{ s}$



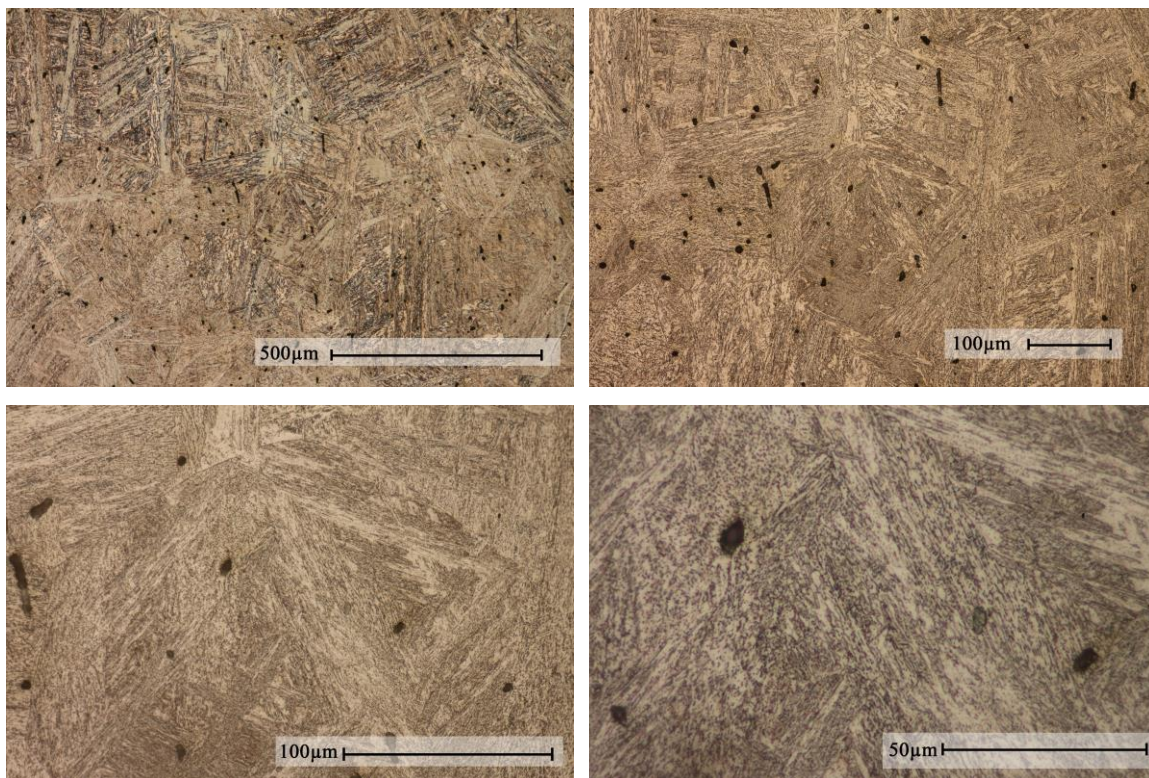
$$t_{8,5/5} = 15 \text{ s}$$



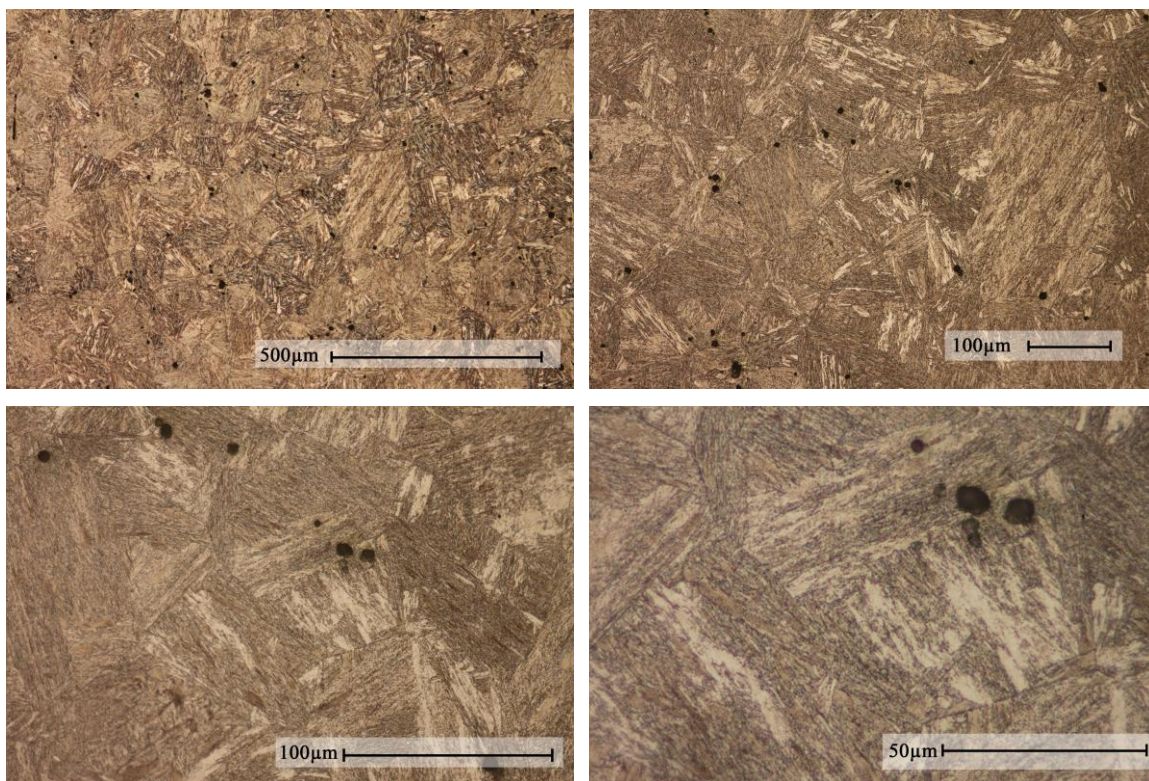
$$t_{8,5/5} = 30 \text{ s}$$



$$t_{8,5/5} = 100 \text{ s}$$

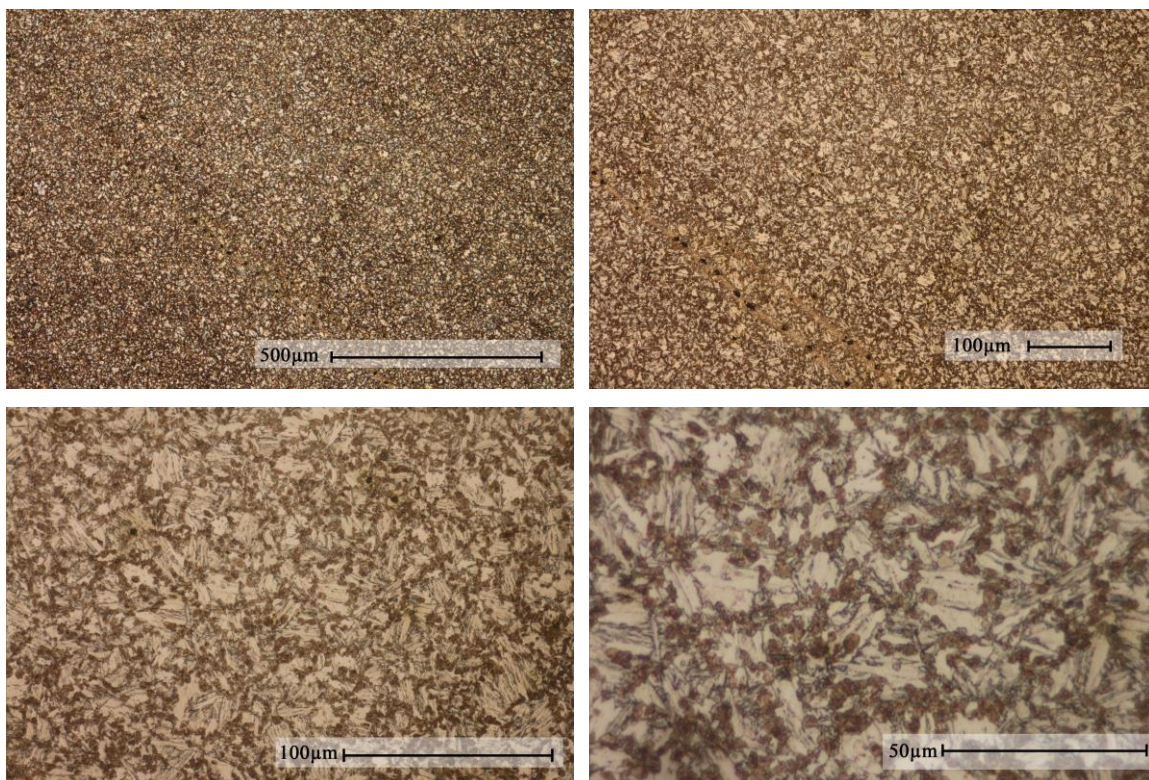


$$t_{8,5/5} = 15 \text{ s } (T_{\text{meg}} = 650 \text{ }^{\circ}\text{C})$$

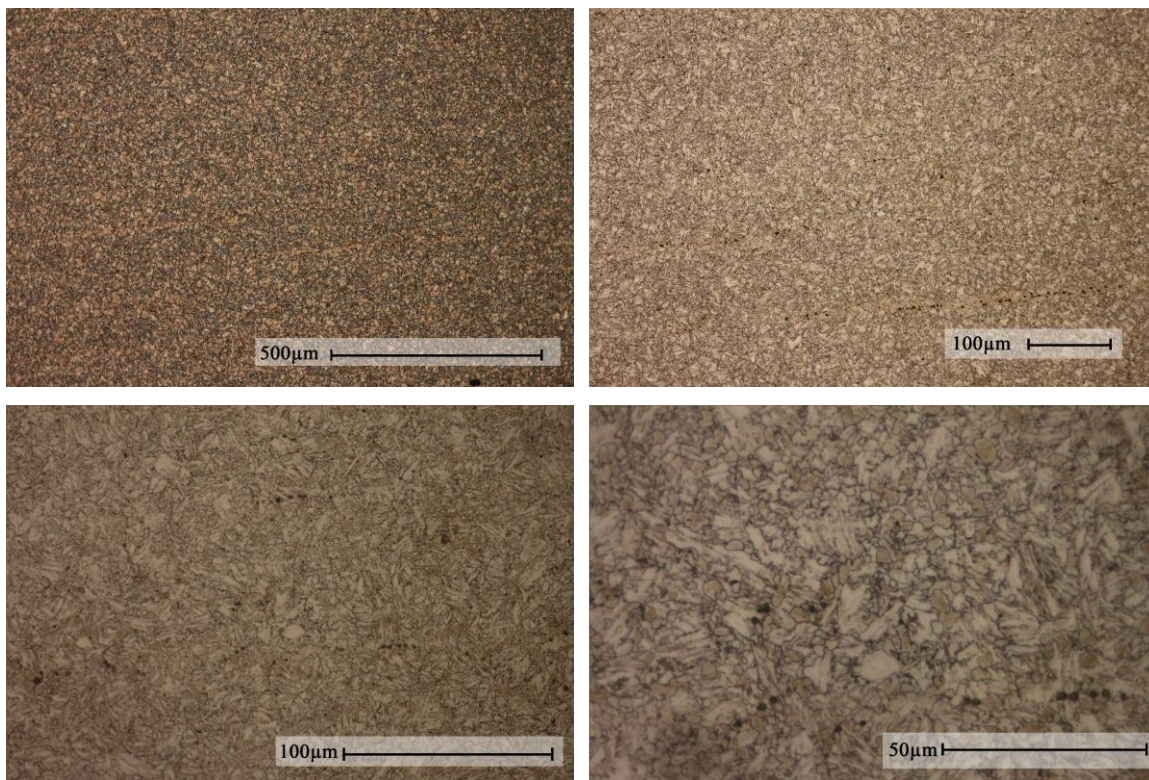


INTERKRITIKUS HŐHATÁSÖVEZETI SÁV ($T_{\max} = 775\text{ }^{\circ}\text{C}$)

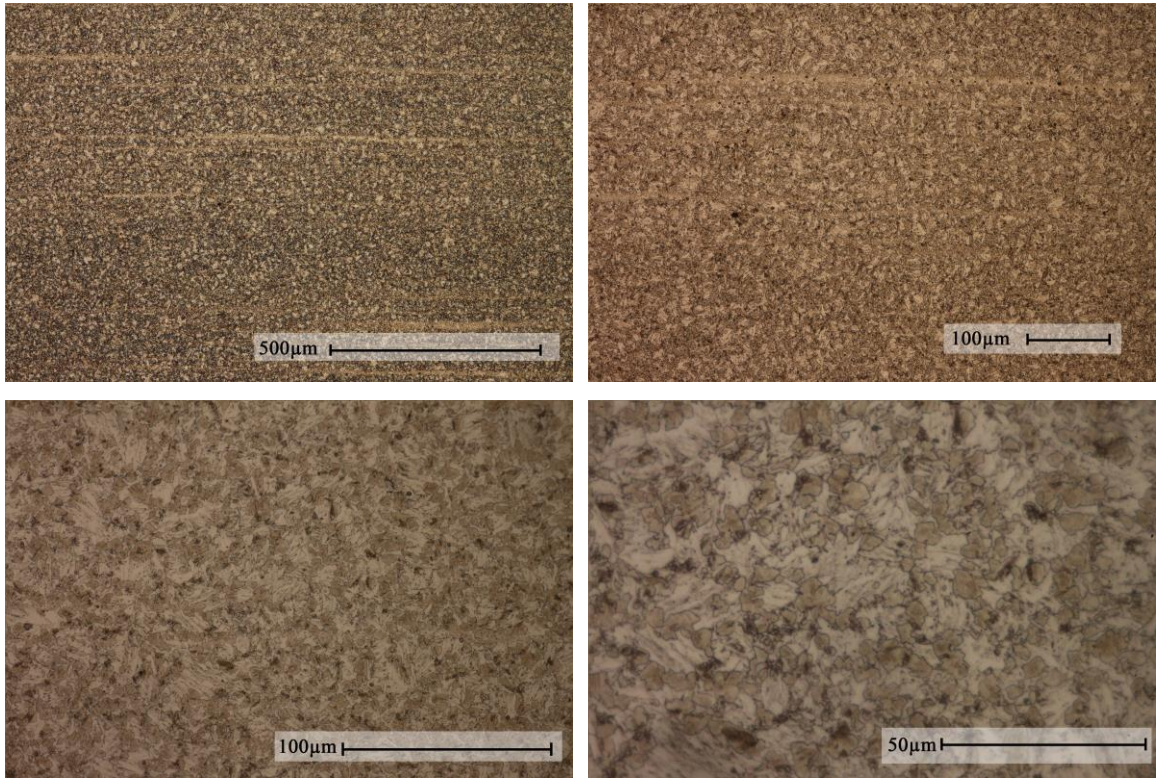
$t_{8,5/5} = 2,5\text{ s}$



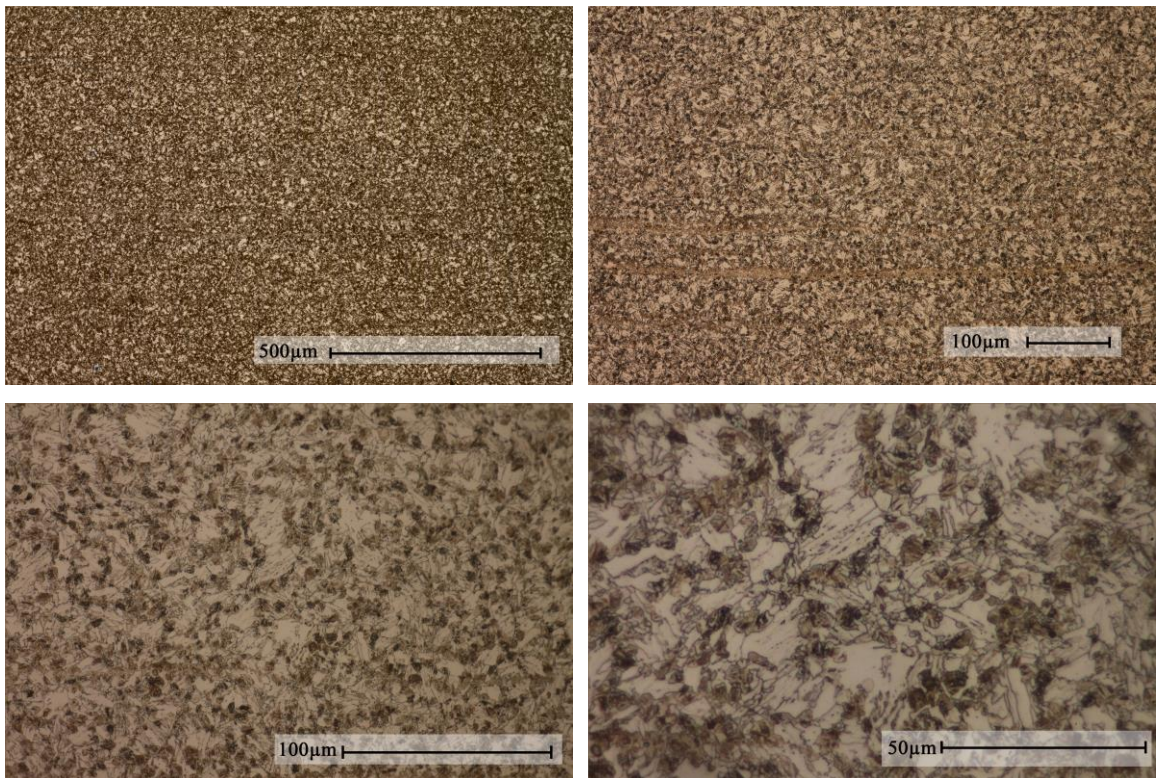
$t_{8,5/5} = 5\text{ s}$



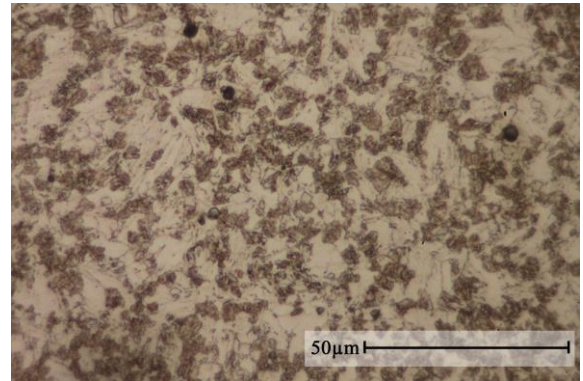
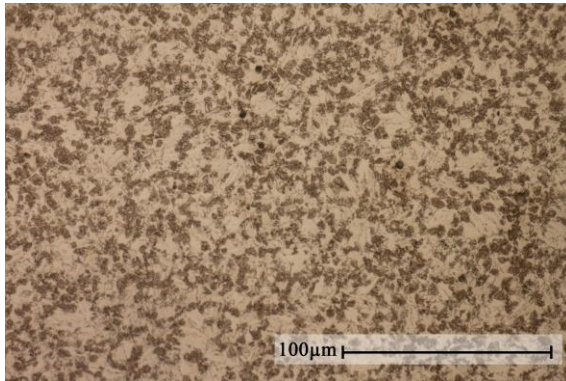
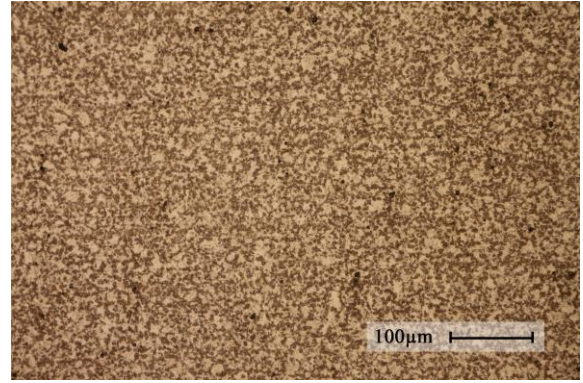
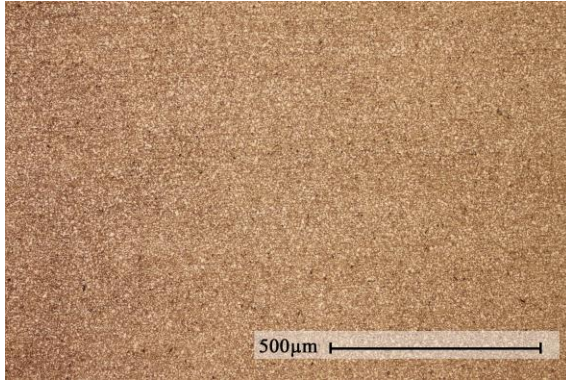
$t_{8,5/5} = 15 \text{ s}$



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

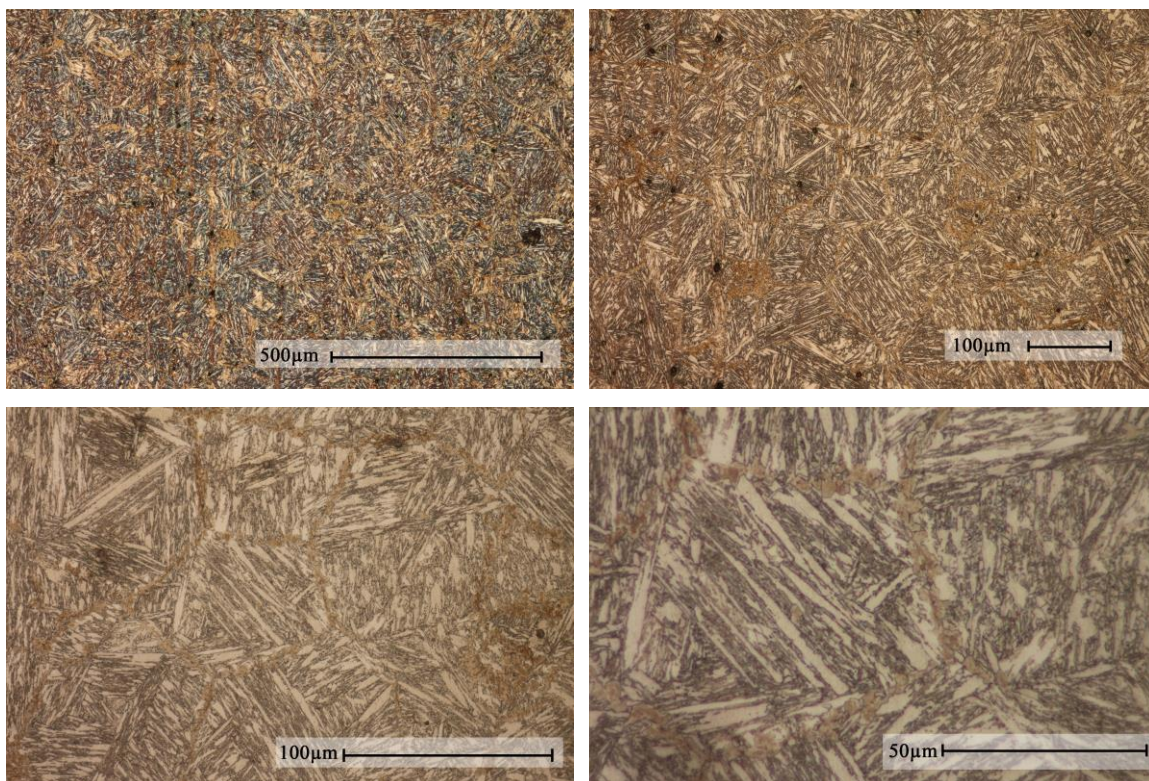


$t_{8,5/5} = 15 \text{ s}$ ($T_{meg} = 650 \text{ °C}$)

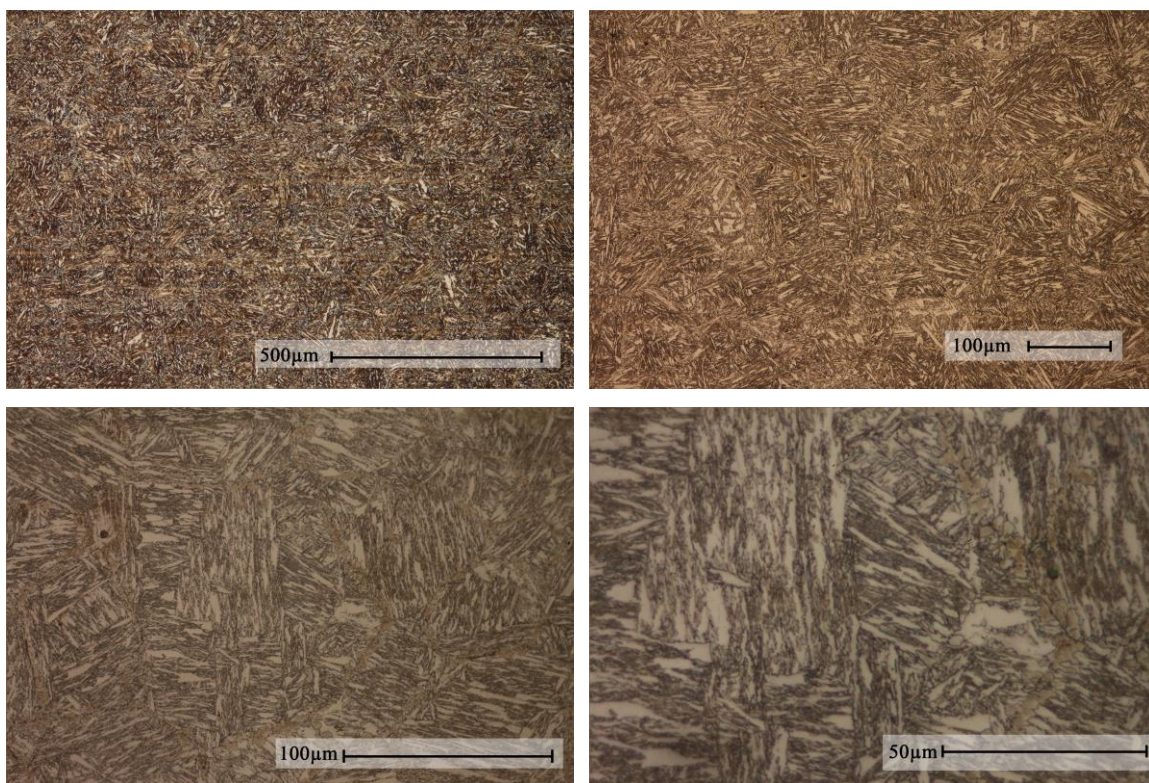


INTERKRITIKUSAN MEGERESZTETT DURVASZEMCSÉS SÁV ($T_{\max,1} = 1350\text{ }^{\circ}\text{C}$;
 $T_{\max,2} = 775\text{ }^{\circ}\text{C}$)

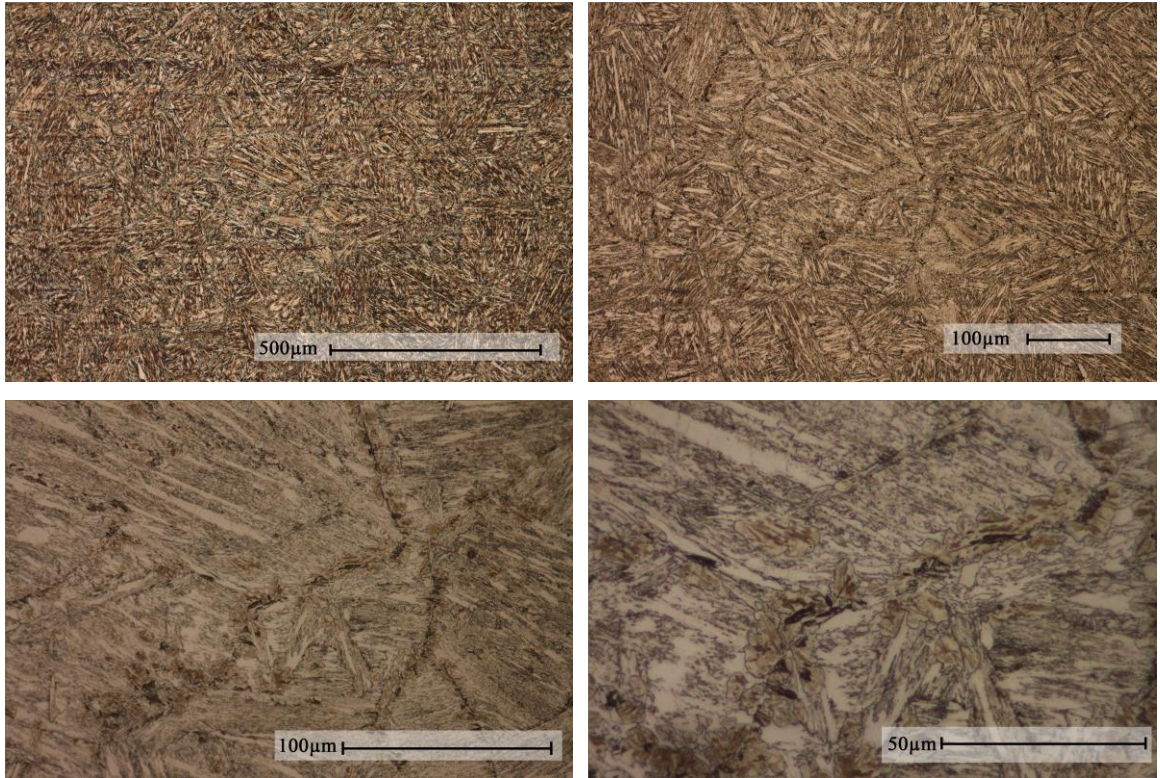
$$t_{8,5/5} = 2,5\text{ s}$$



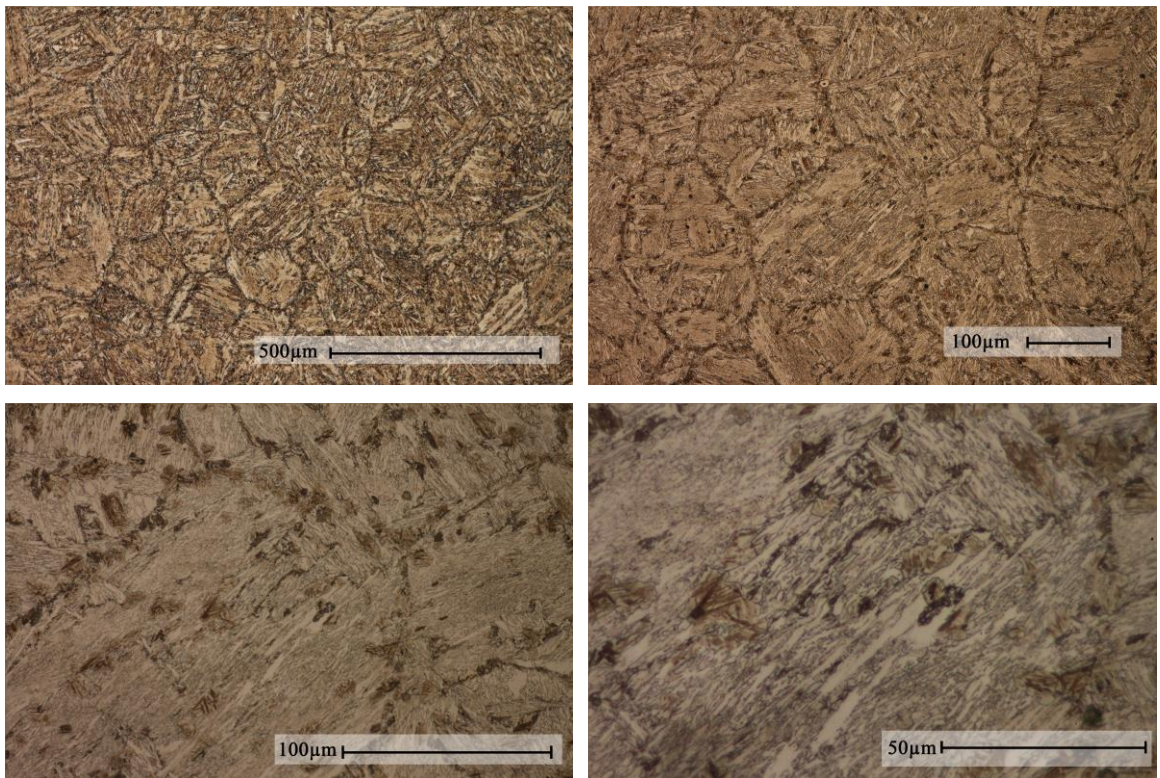
$$t_{8,5/5} = 5\text{ s}$$



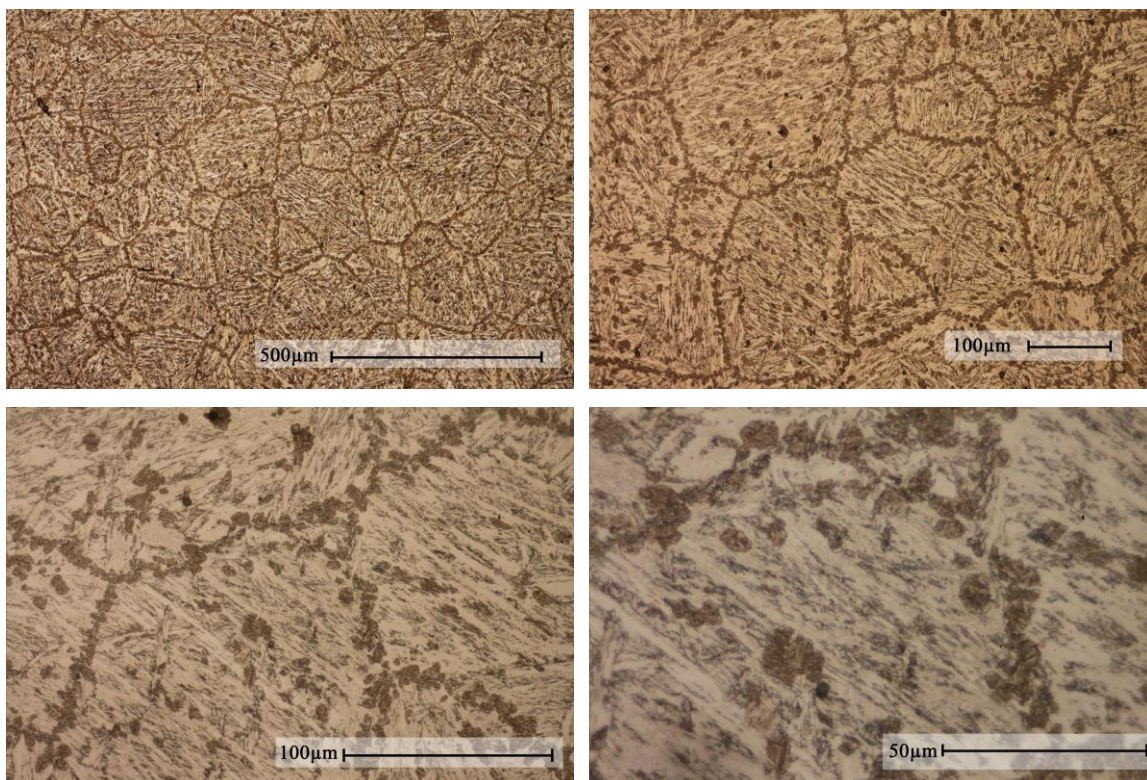
$t_{8,5/5} = 15 \text{ s}$



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

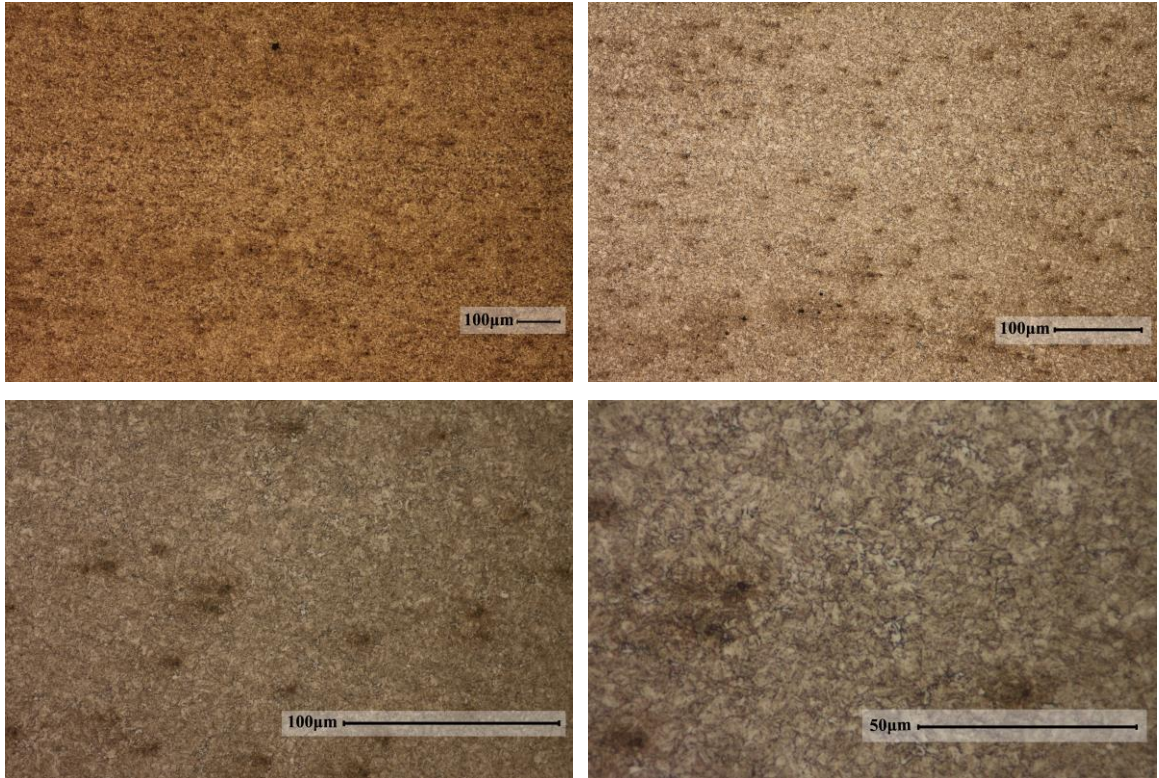


$$t_{8,5/5} = 15 \text{ s } (T_{\text{meg}} = 650 \text{ } ^\circ\text{C})$$

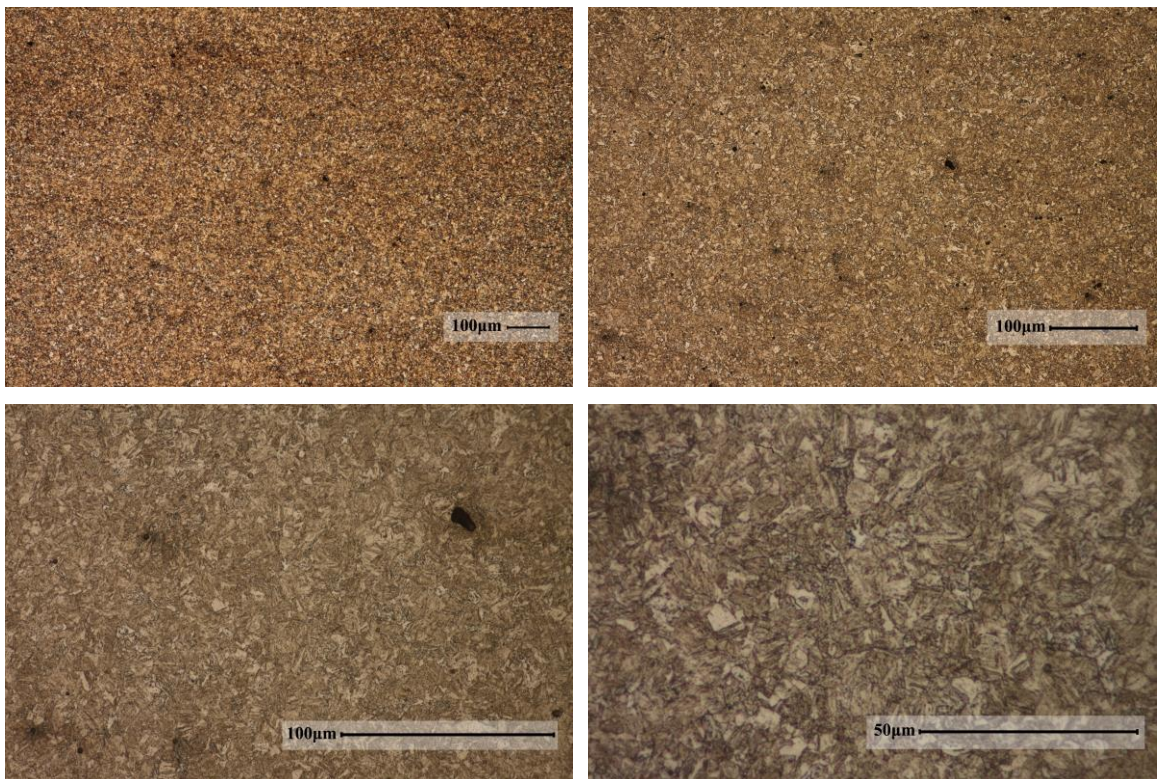


NORMALIZÁLT HŐHATÁSÖVEZETI SÁV MIKROSZERKEZETE ($T_{\max} = 950\text{ }^{\circ}\text{C}$)

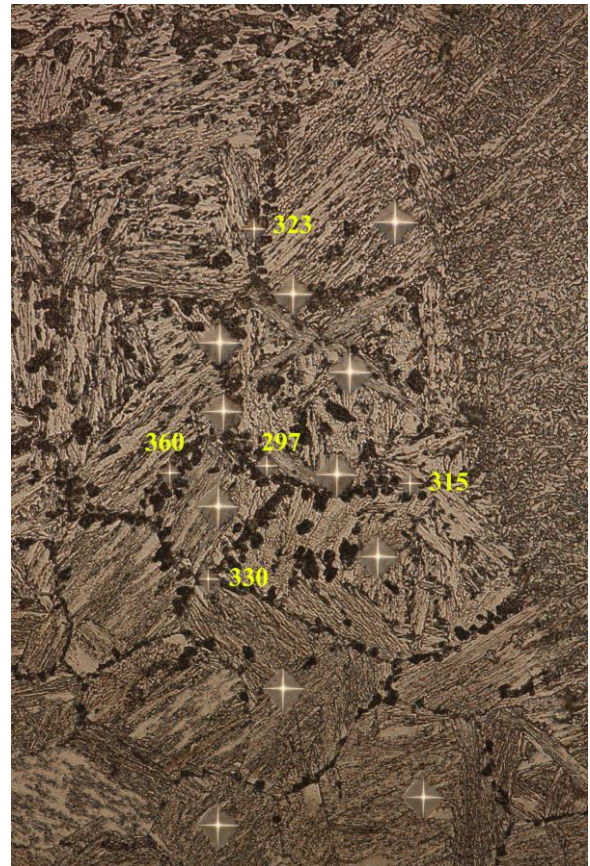
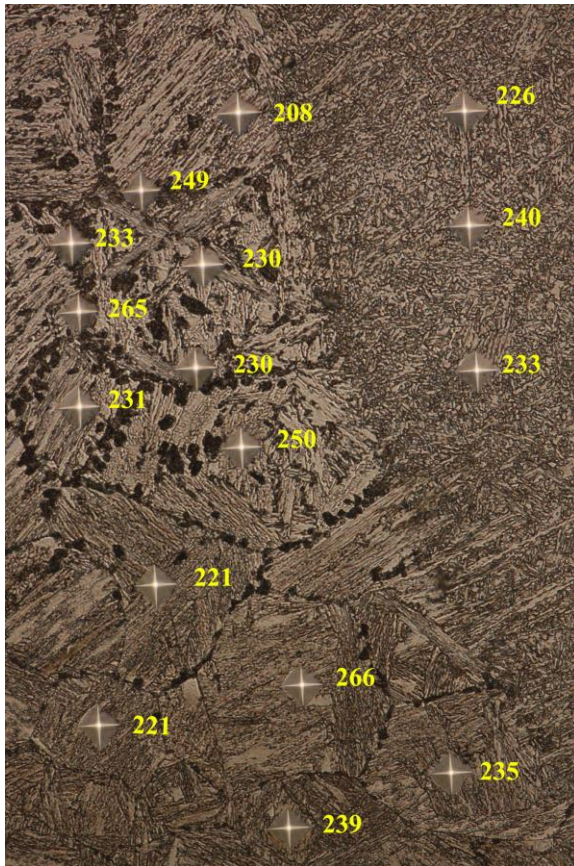
$$t_{8,5/5} = 5\text{ s}$$



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

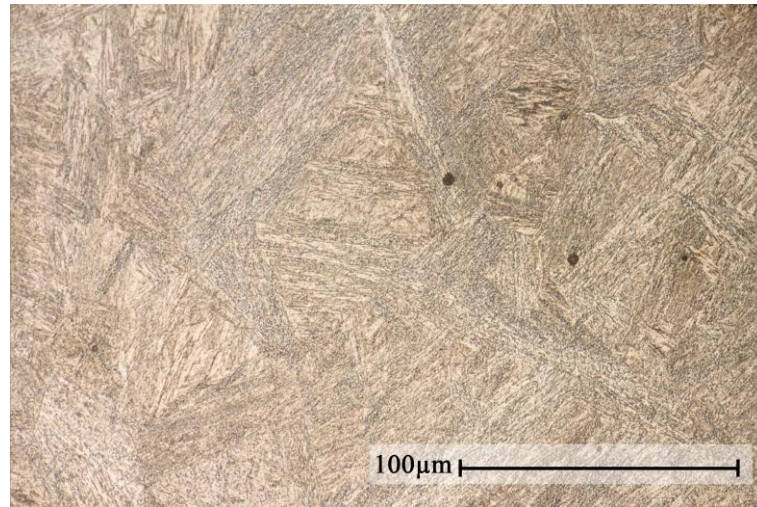


INTERKRITIKUSAN MEGERESZETT DURVASZEMCSÉS SÁV, VALÓS
HEGESZTETT KÖTÉS, (N = 200X)

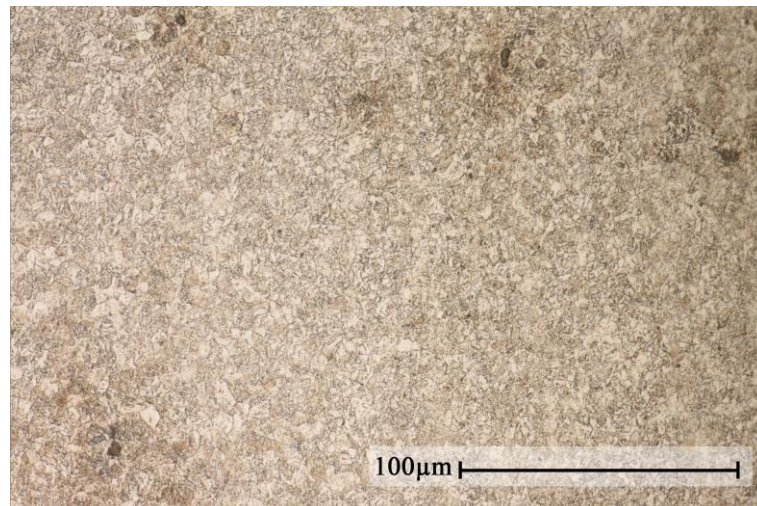


HŐHATÁSÖVEZET MIKROSZERKEZETE, VALÓS HEGESZTETT KÖTÉS

Durvaszemcsés sáv (N = 500x)



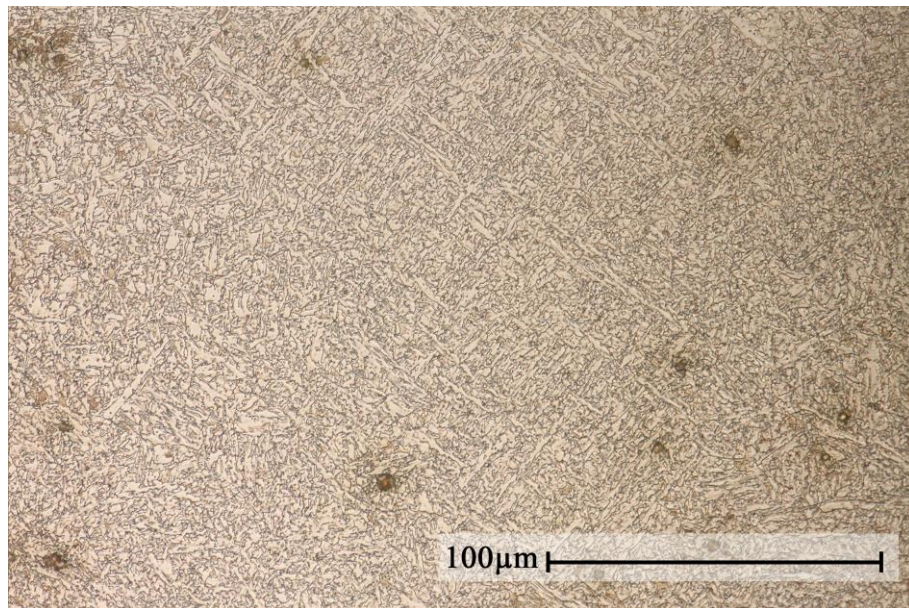
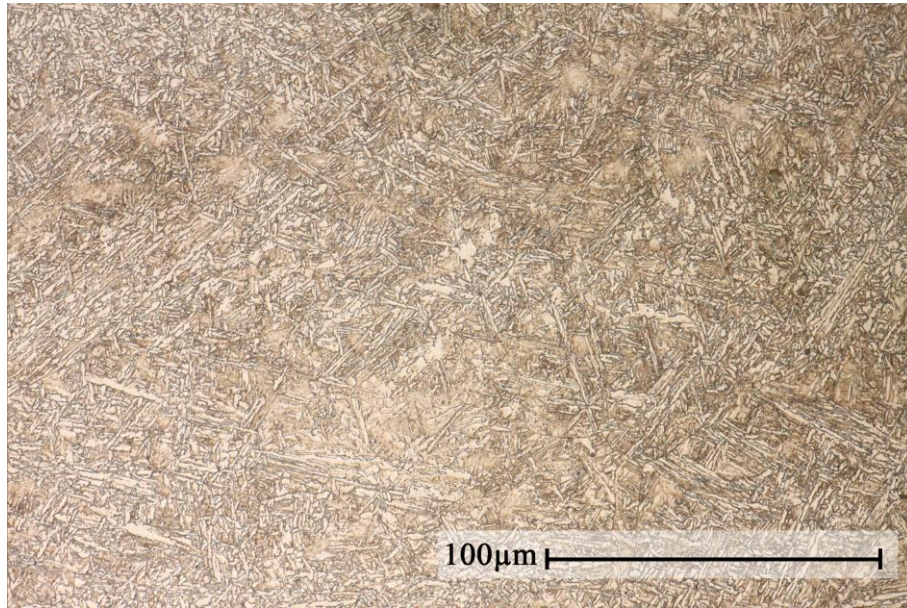
Normalizált sáv (N = 500x)



Szubkritikus + interkritikus sáv (N = 200x)



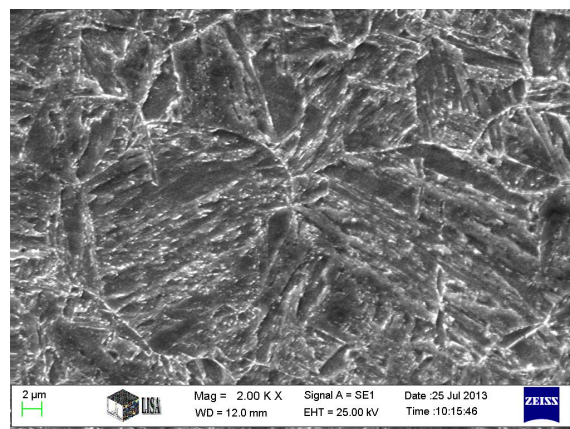
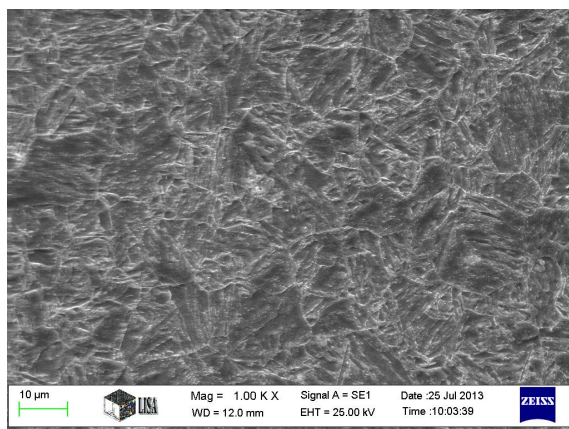
VARRAT MIKROSZERKEZETE (N = 500x)



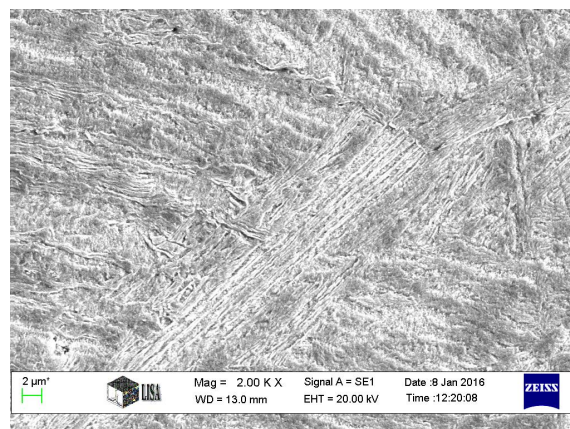
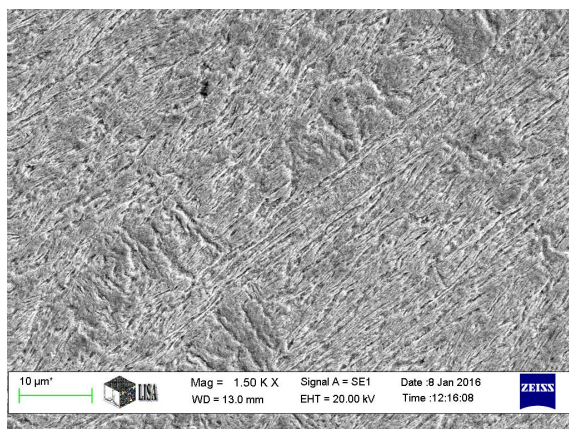
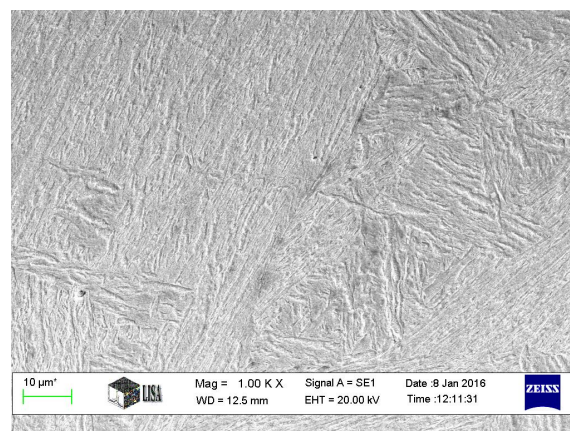
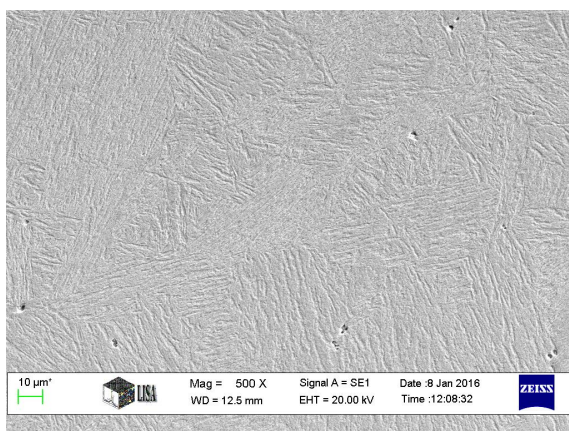
ELEKTRONMIKOSZKÓPOS SZÖVETSZERKEZETI VIZSGÁLATOK

Berendezés: Zeiss EVO MA10 pásztázó elektronmikroszkóp

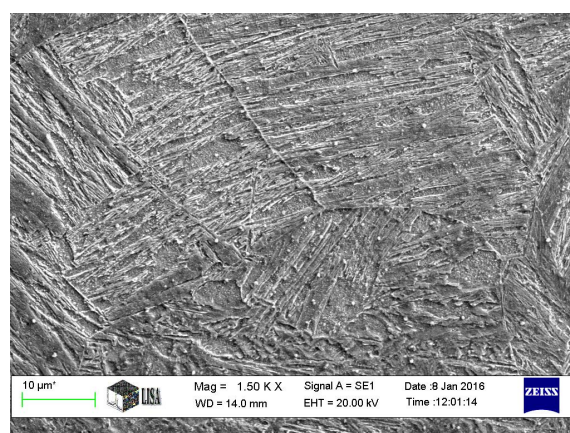
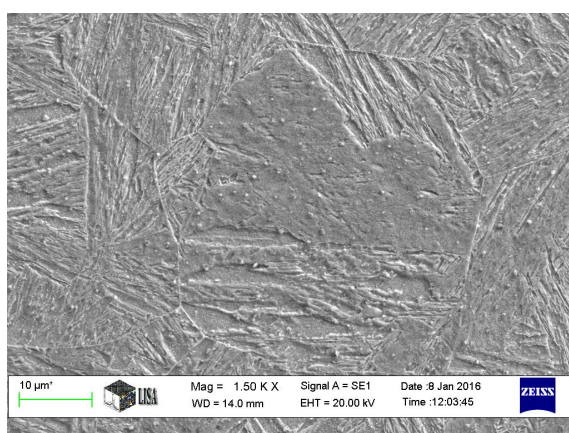
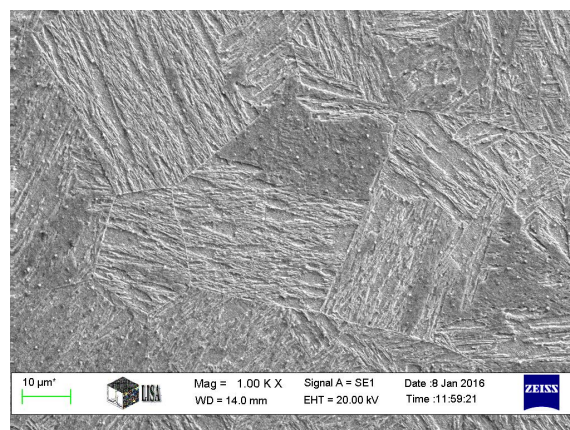
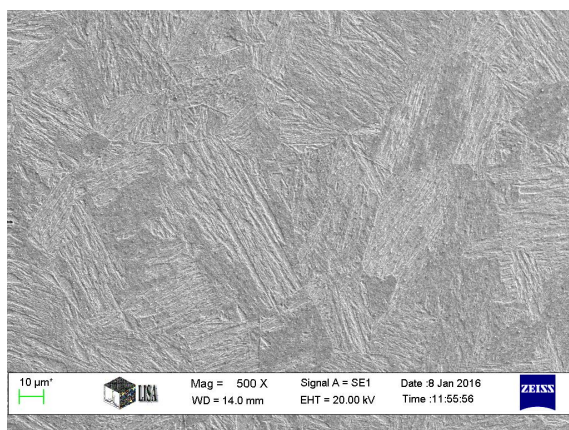
Előkészítés: csiszolás, polírozás, maratás: 2% Nital, aranygőzölés

ALAPANYAGDURVASZEMCSÉS HŐHATÁSÖVEZETI SÁV ($T_{\max} = 1350\text{ }^{\circ}\text{C}$)

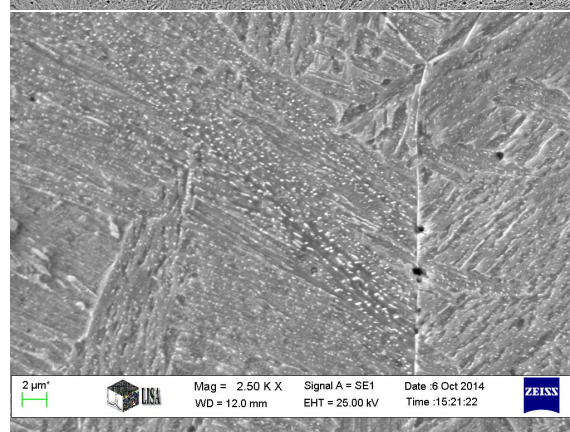
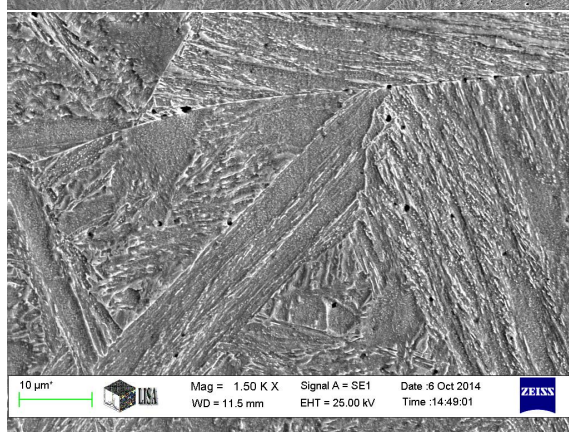
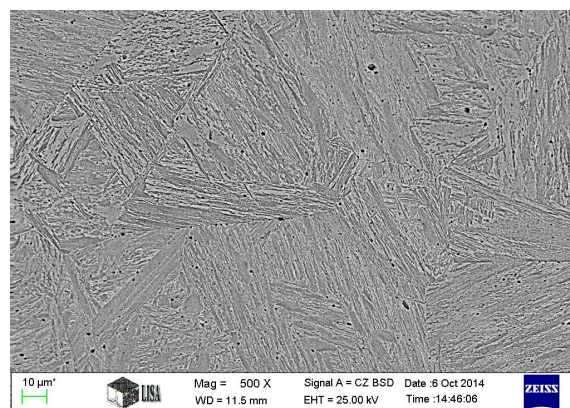
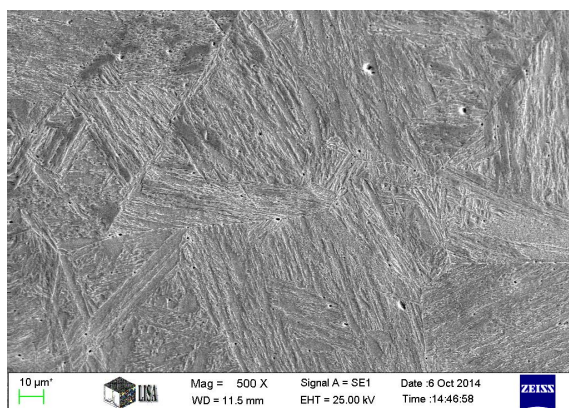
$$t_{8,5/5} = 2,5\text{ s}$$



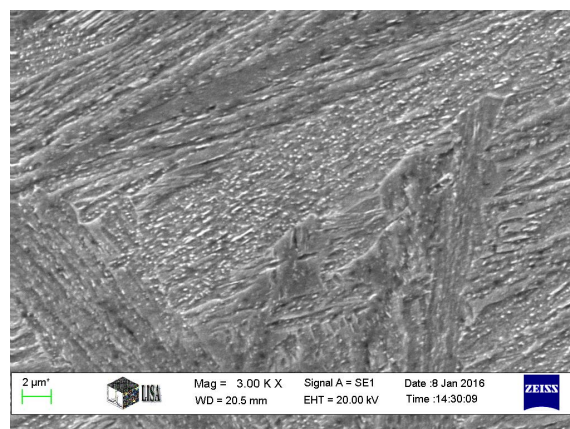
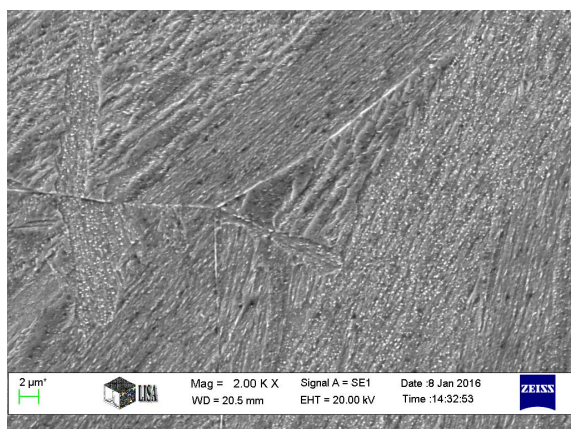
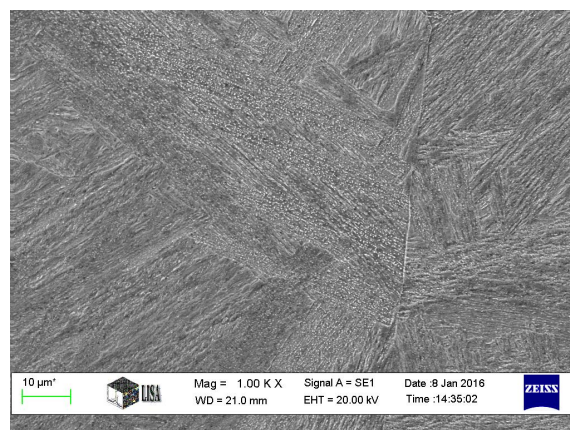
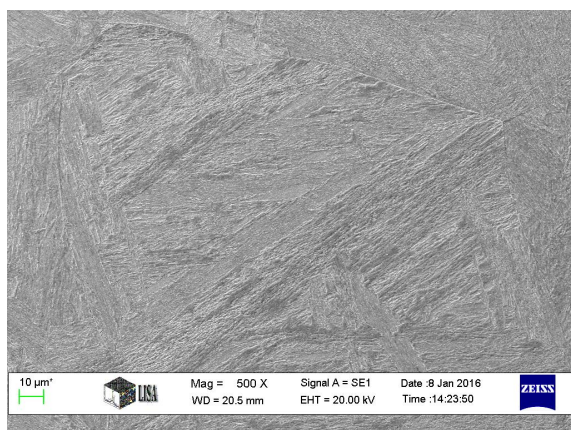
$$t_{8,5/5} = 5 \text{ s}$$



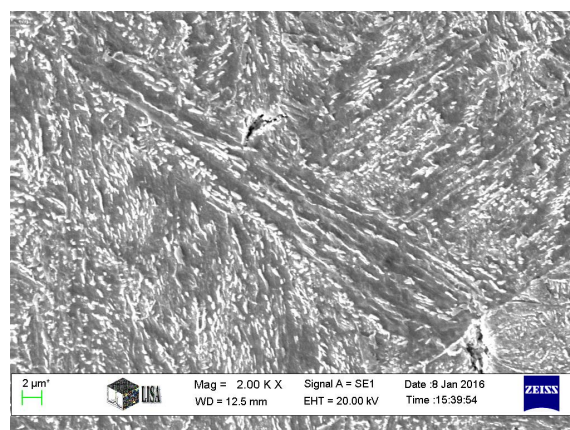
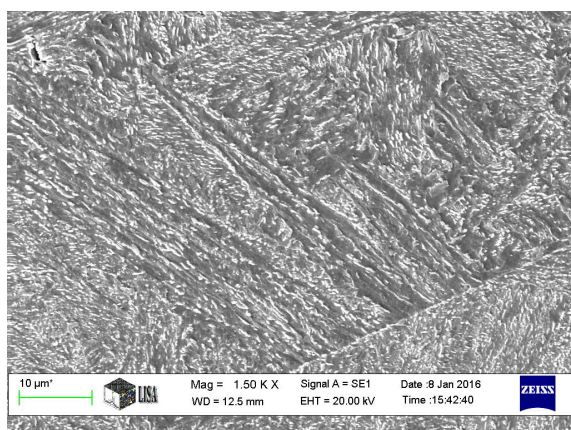
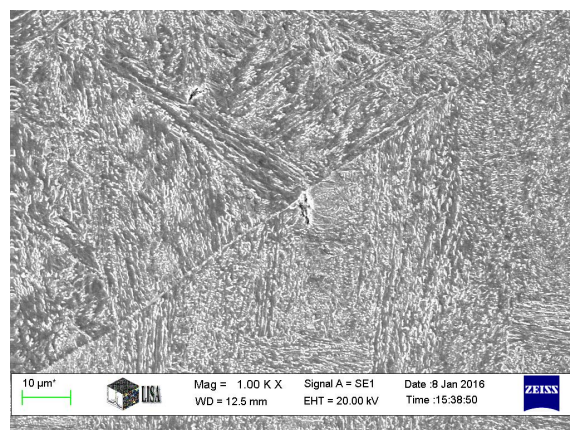
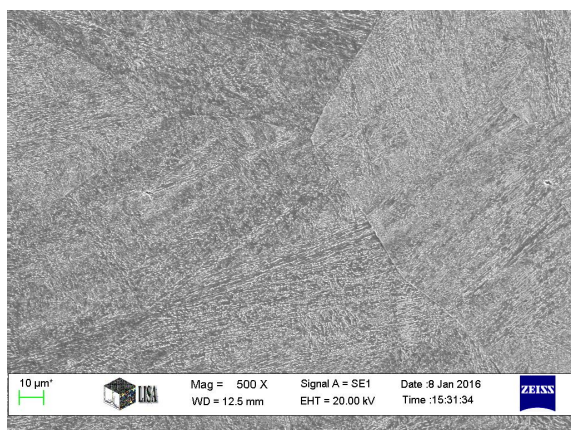
$$t_{8,5/5} = 15 \text{ s}$$



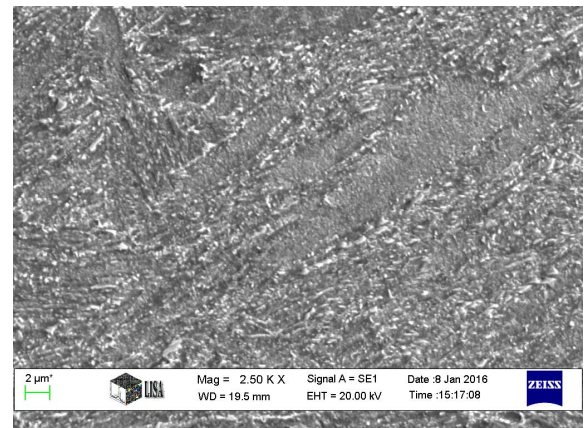
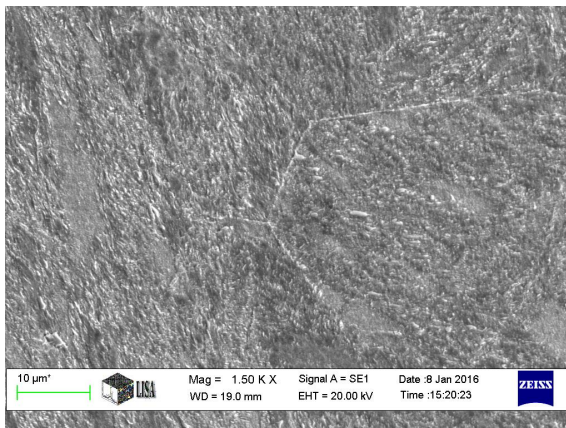
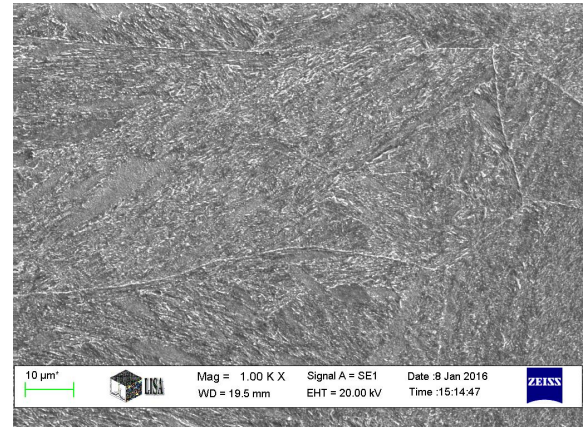
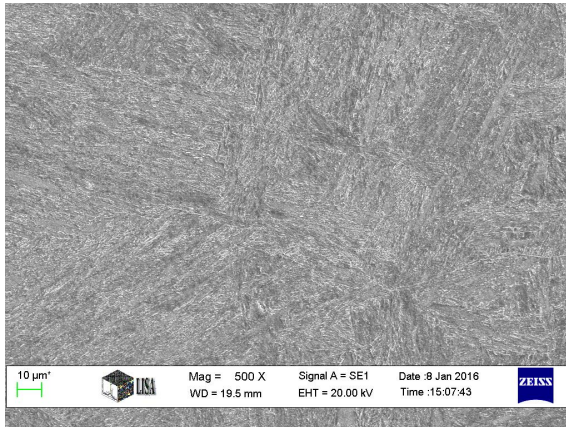
$$t_{8,5/5} = 30 \text{ s}$$



$$t_{8,5/5} = 100 \text{ s}$$

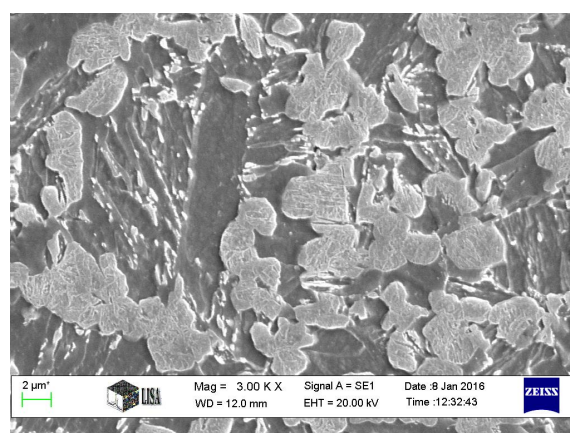
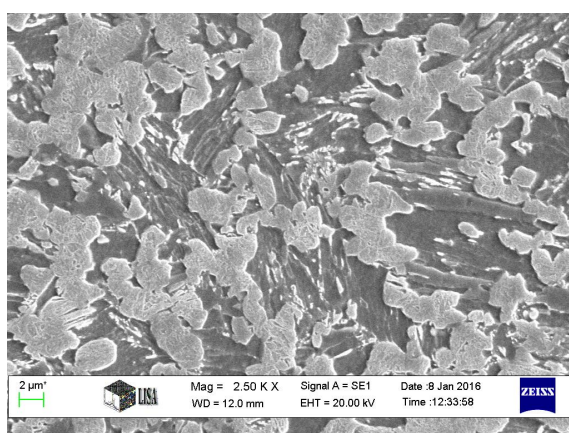
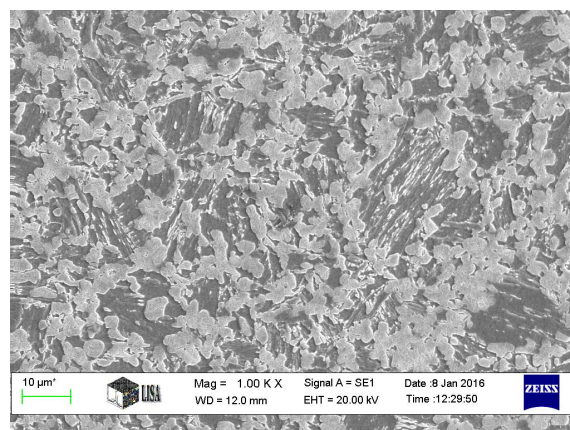
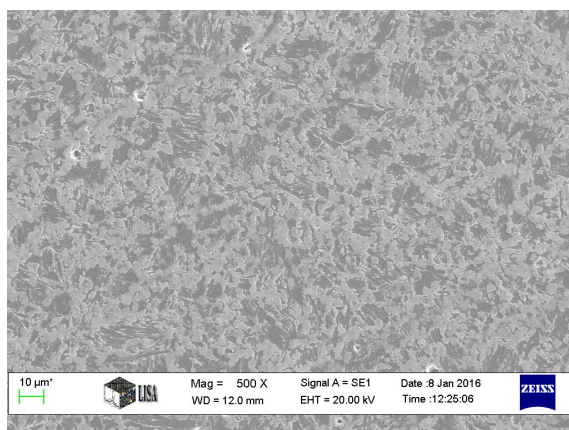


$$t_{8,5/5} = 15 \text{ s } (T_{\text{meg}} = 650 \text{ }^{\circ}\text{C})$$

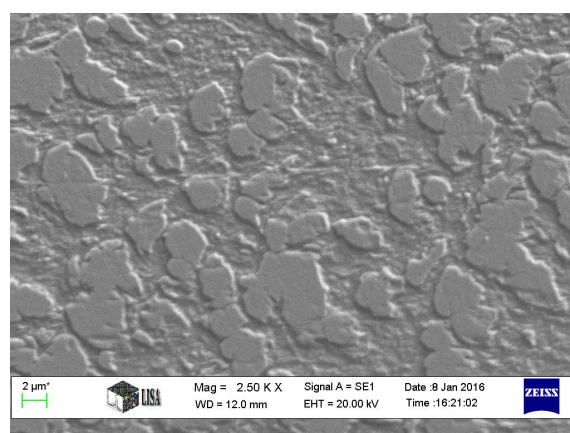
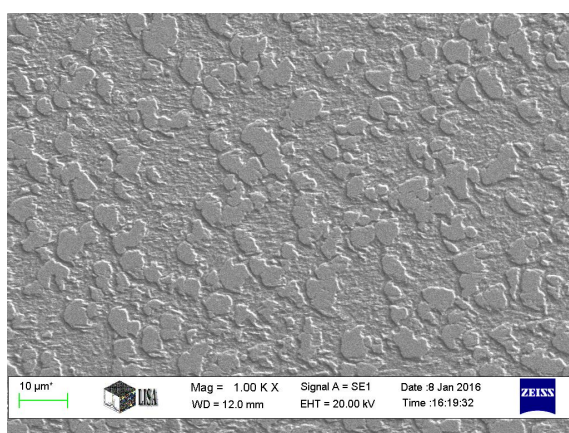
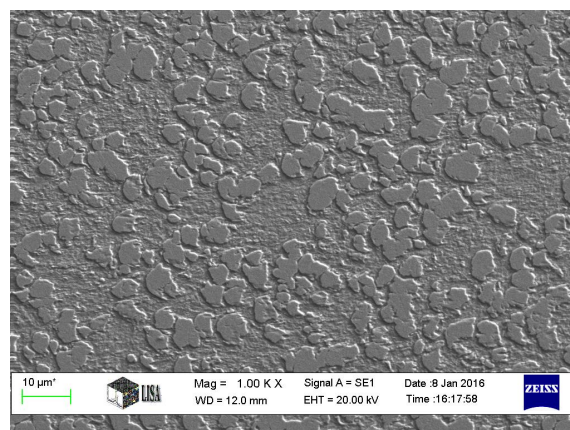
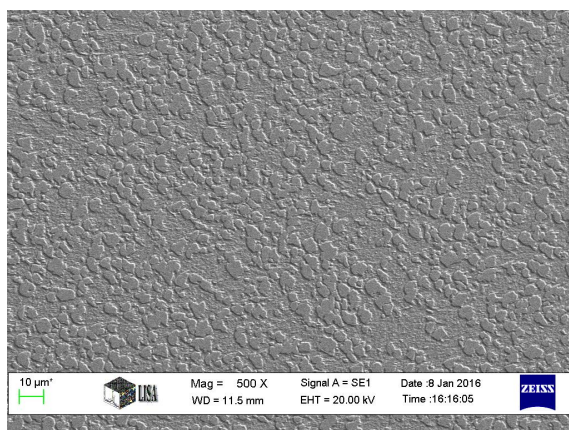


INTERKRITIKUS HŐHATÁSÖVEZETI SÁV ($T_{\max} = 775\text{ °C}$)

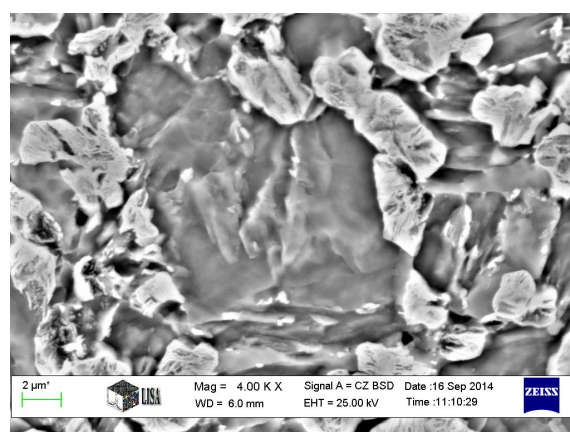
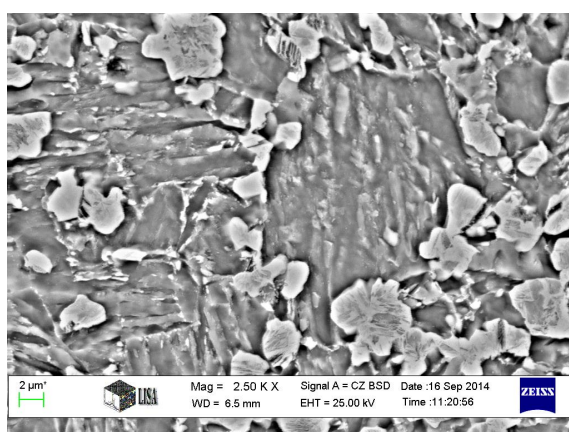
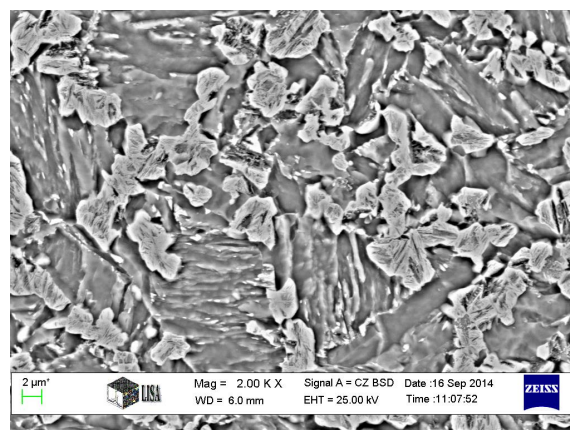
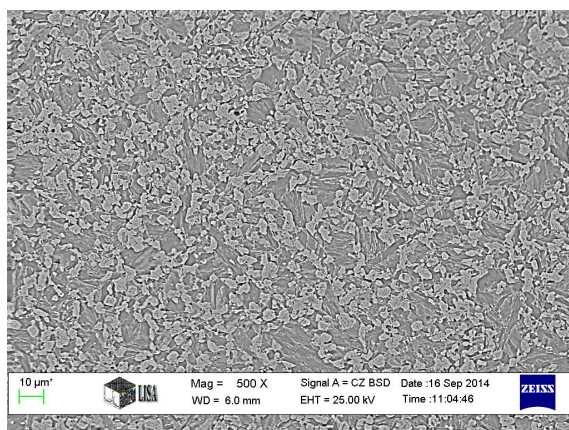
$$t_{8,5/5} = 2,5\text{ s}$$



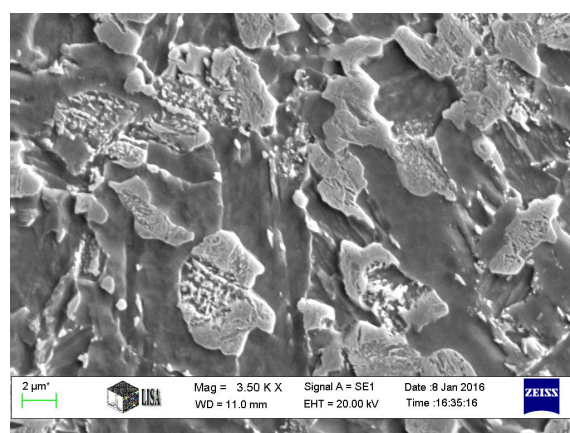
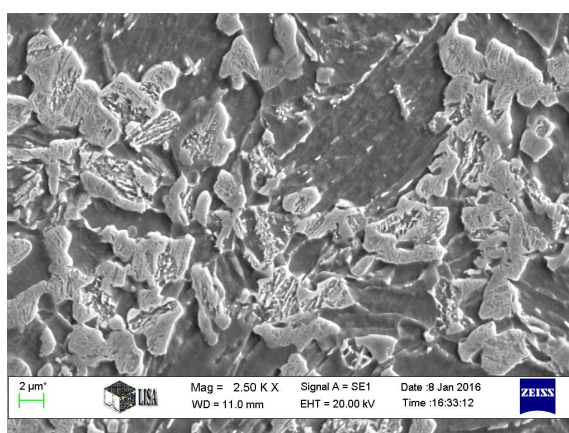
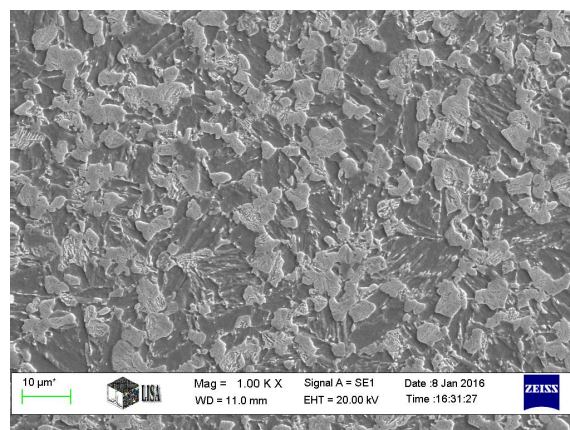
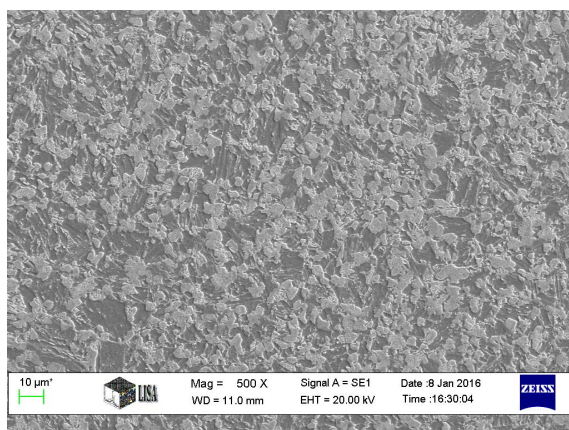
$$t_{8,5/5} = 5\text{ s}$$



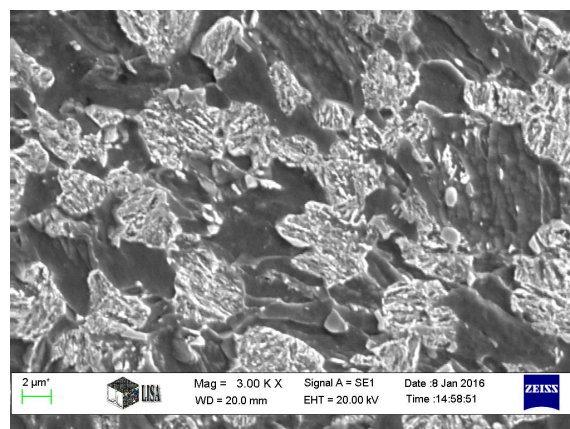
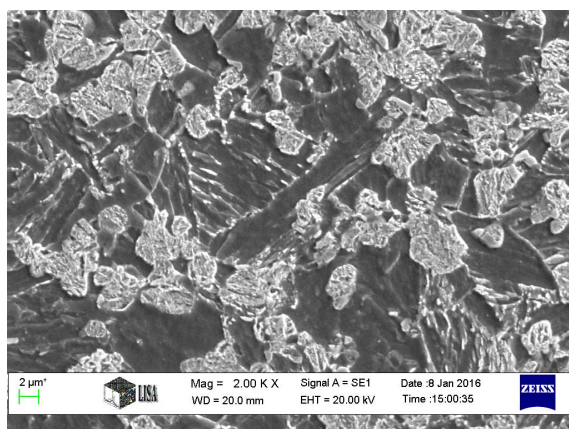
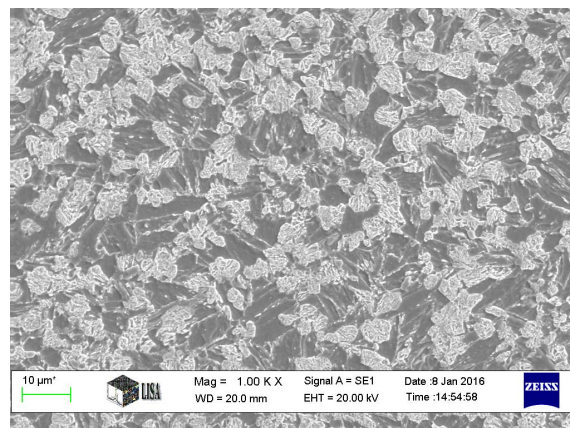
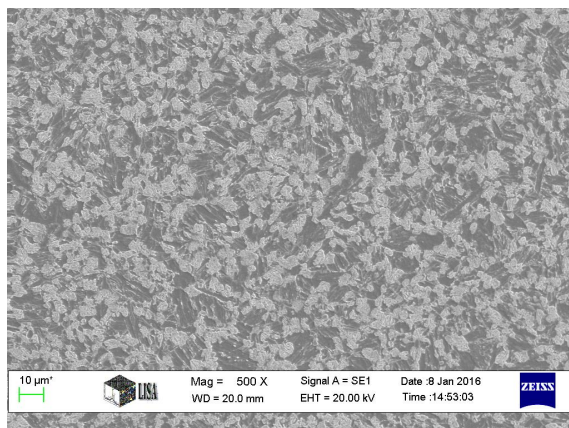
$$t_{8,5/5} = 15 \text{ s}$$



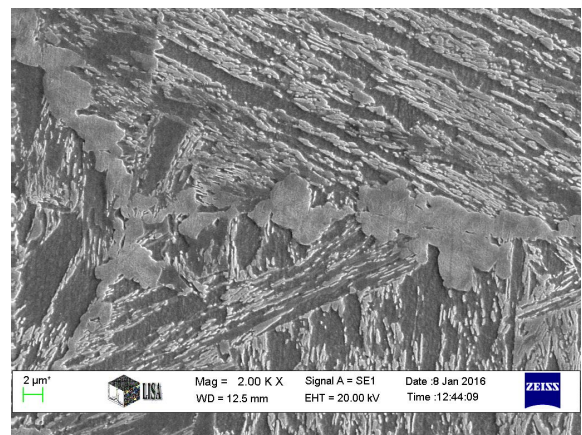
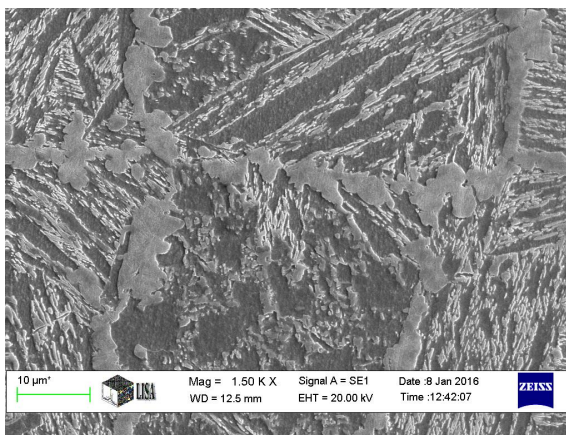
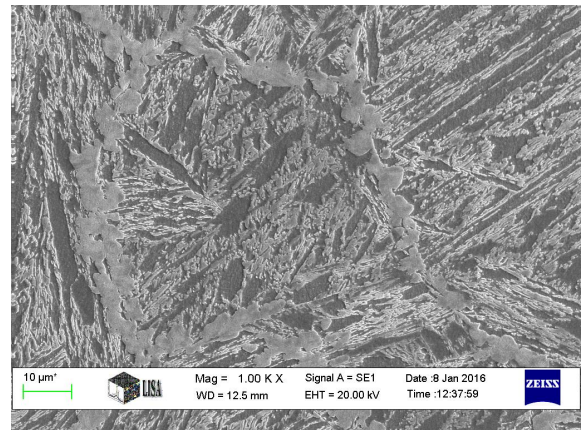
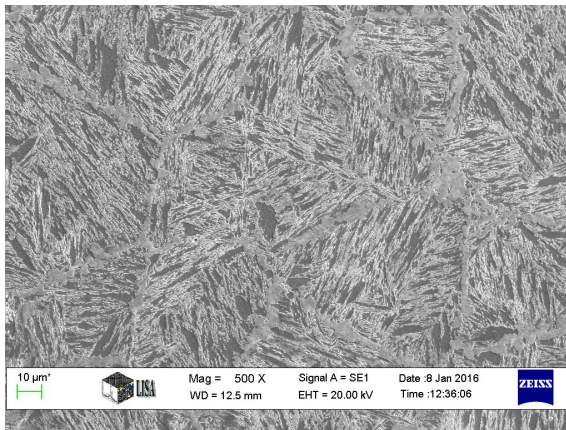
$$t_{8,5/5} = 30 \text{ s}$$



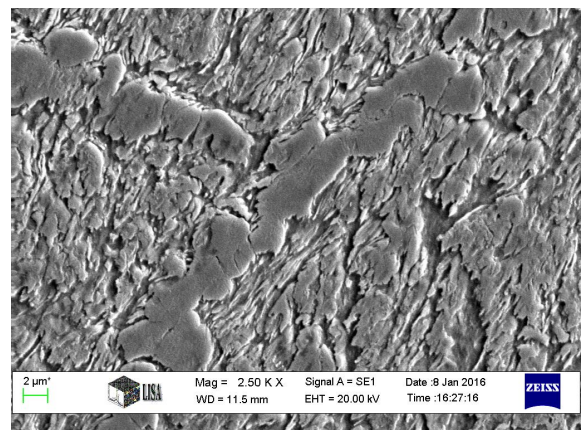
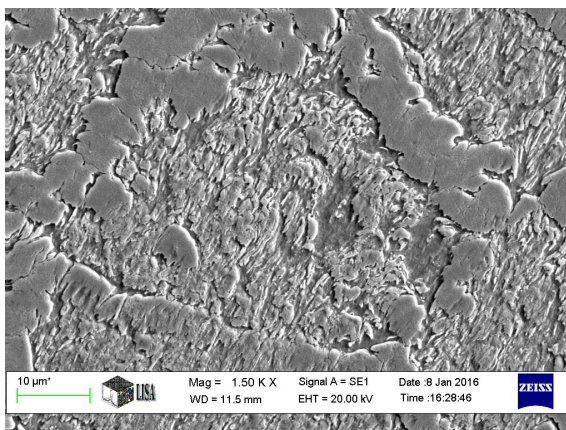
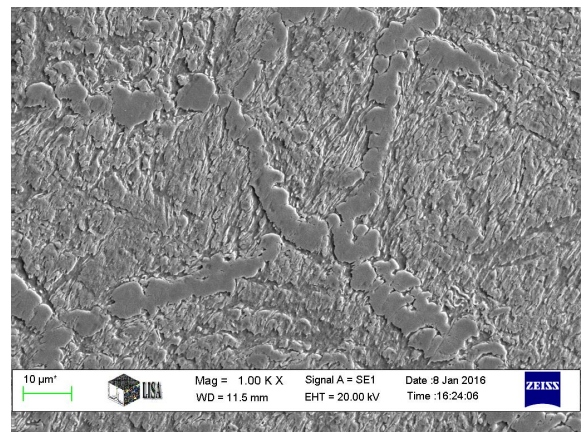
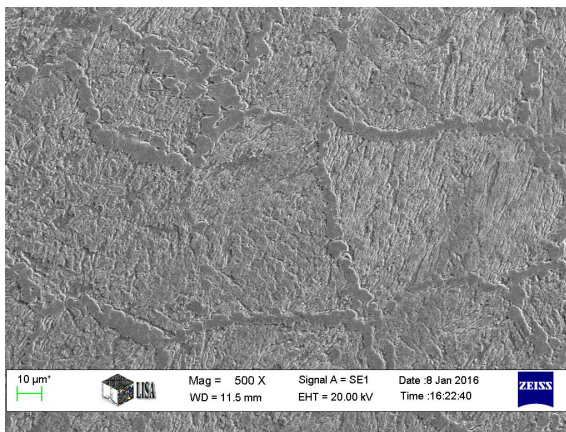
$$t_{8,5/5} = 15 \text{ s } (T_{\text{meg}} = 650 \text{ }^{\circ}\text{C})$$



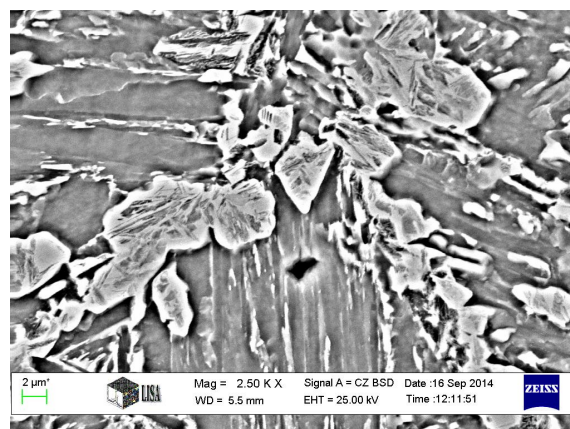
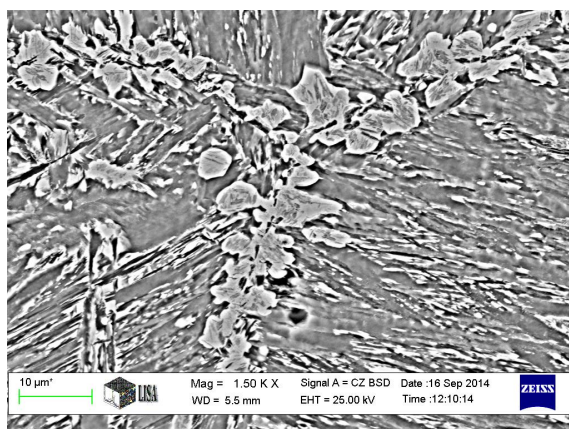
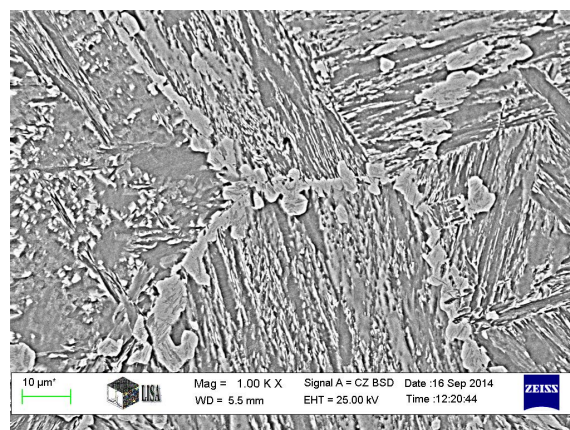
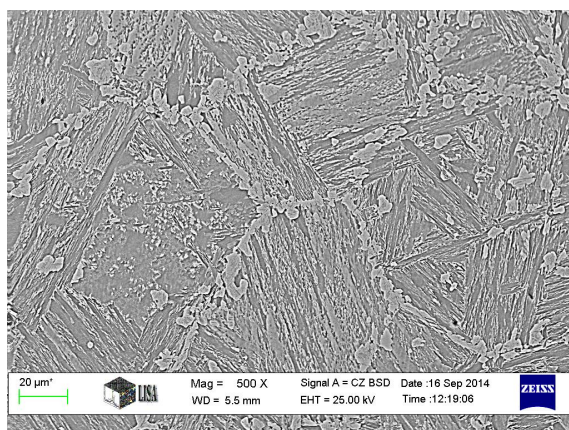
INTERKRITIKUSAN MEGERESZTETT DURVASZEMCSÉS SÁV ($T_{\max,1} = 1350\text{ }^{\circ}\text{C}$;
 $T_{\max,2} = 775\text{ }^{\circ}\text{C}$) $t_{8,5/5} = 2,5\text{ s}$



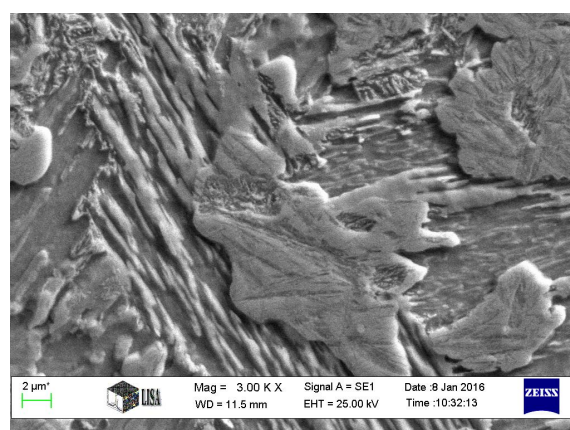
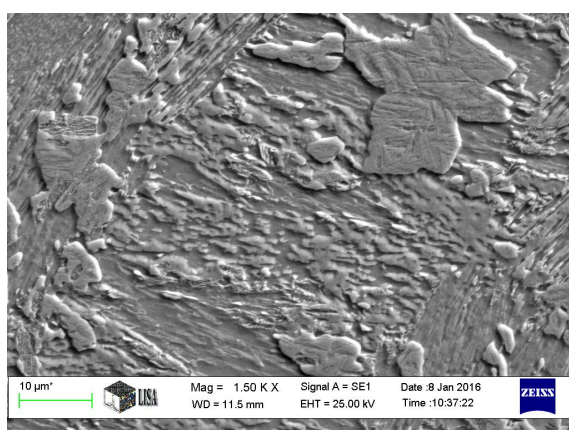
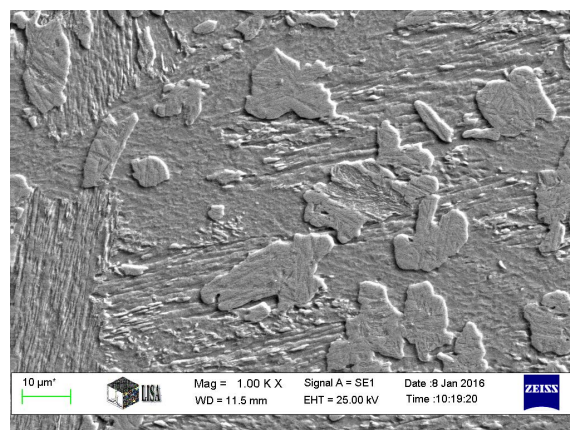
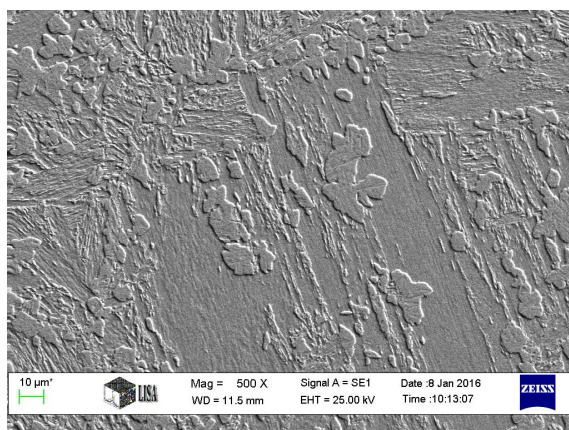
$t_{8,5/5} = 5\text{ s}$



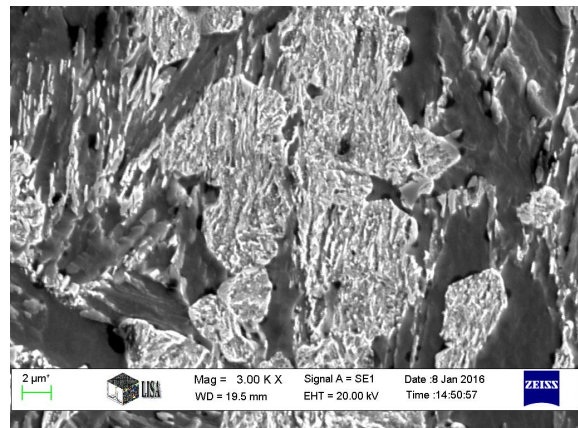
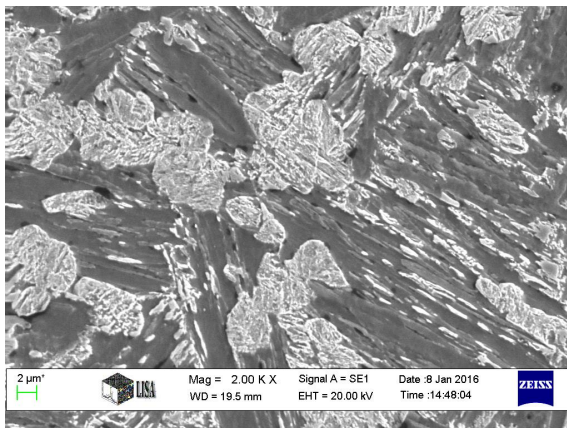
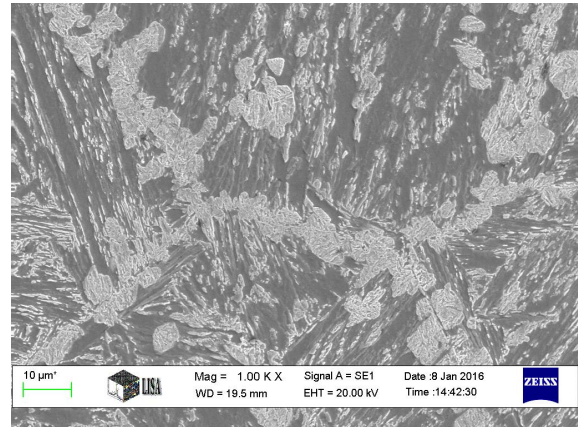
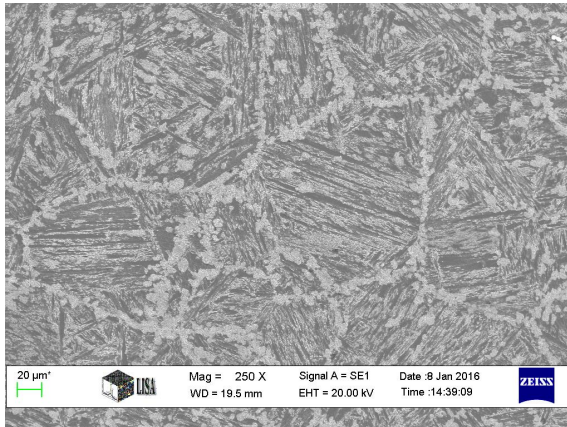
$$t_{8,5/5} = 15 \text{ s}$$



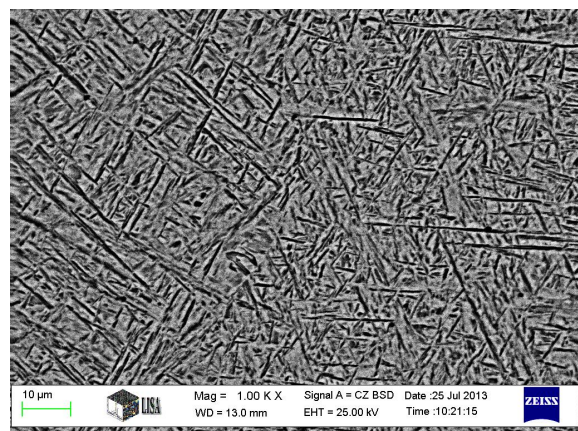
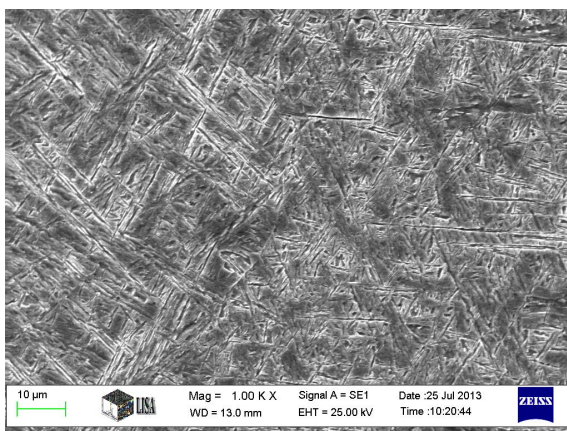
$$t_{8,5/5} = 30 \text{ s}$$



$$t_{8,5/5} = 15 \text{ s } (T_{\text{meg}} = 650 \text{ }^{\circ}\text{C})$$

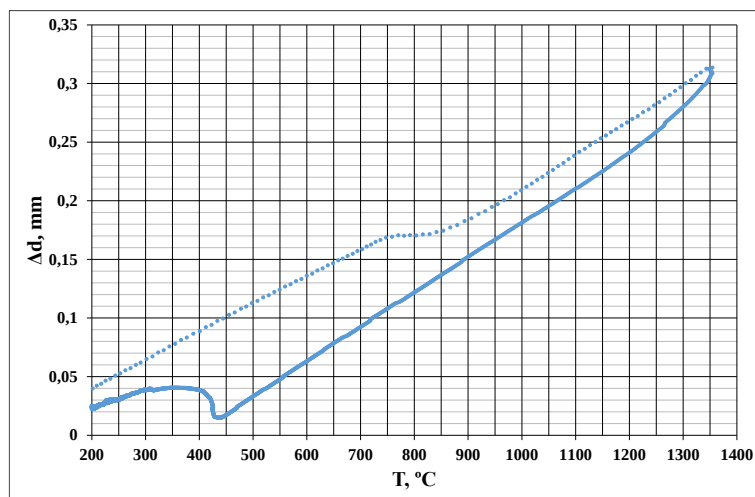


VARRAT MIKROSZERKEZETE

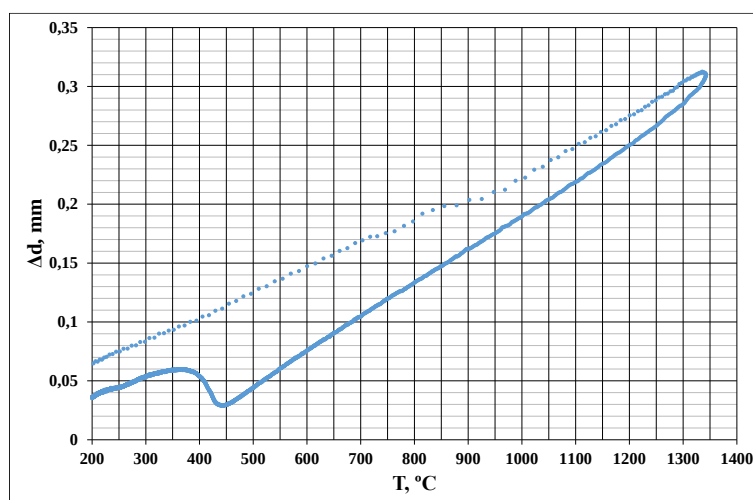


DILATOMÉTERES GÖRBÉK**DURVASZEMCSÉS HŐHATÁSÖVEZETI SÁV ($T_{\max} = 1350\text{ }^{\circ}\text{C}$)**

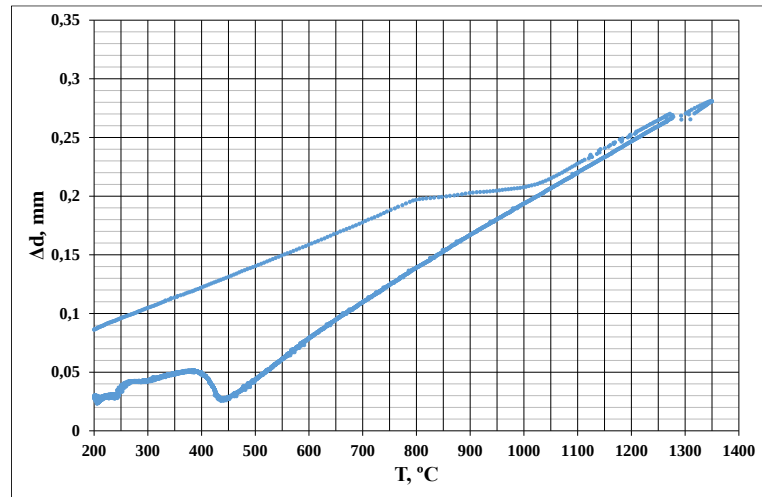
$$t_{8,5/5} = 2,5\text{ s}$$



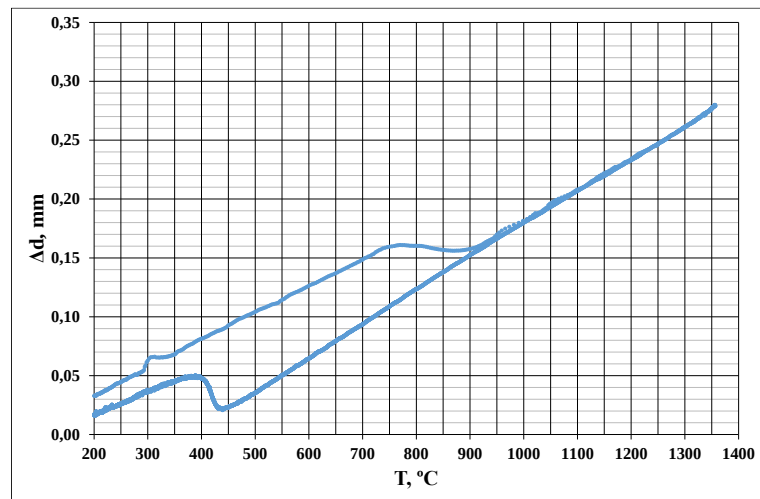
$$t_{8,5/5} = 5\text{ s}$$



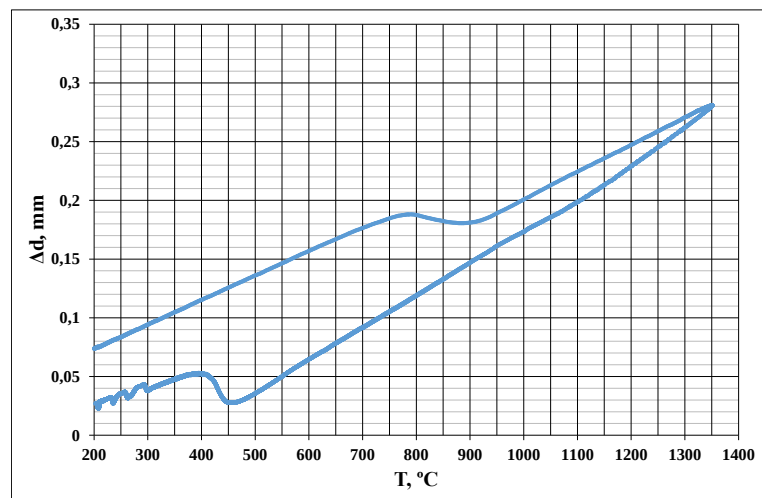
$$t_{8,5/5} = 10\text{ s}$$



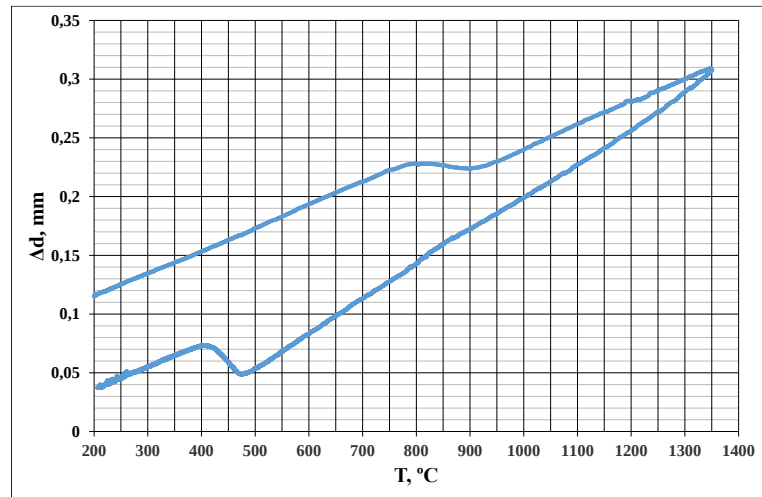
$$t_{8,5/5} = 15 \text{ s}$$



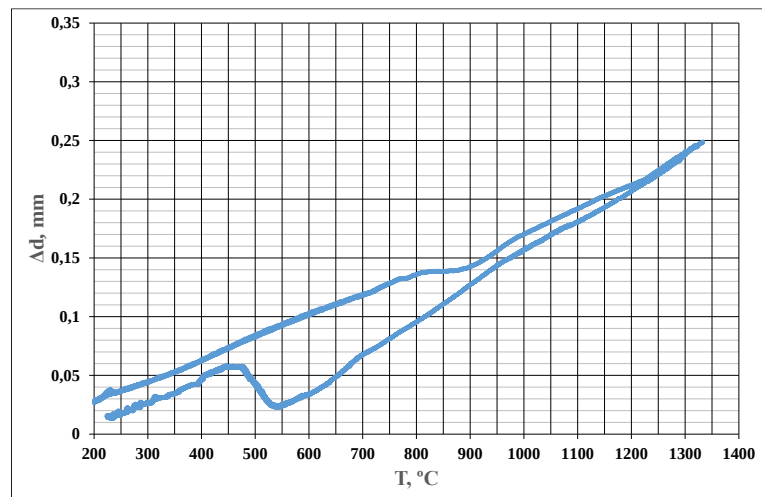
$$t_{8,5/5} = 22,5 \text{ s}$$



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



$$t_{8,5/5} = 100 \text{ s}$$



KEMÉNYSÉGVIZSGÁLATOK

Makro keménységvizsgálat

- UH 250 típusú keménység vizsgáló berendezés
- Terhelés: HV10

Próbatest száma	T _{max} , °C	t _{8,5/5} , s	HV10					Átlag	Szórás
			1	2	3	4	5		
228	1350	2,5	445,3	431,6	435	435,2	436,7	437	5,1
6	1350	5	423,4	430	420,2	428,3	435	427	5,8
118	1350	10	407	409,3	413,9	412,4	418,6	412	4,5
15	1350	15	413,7	404,7	404,7	403,2	418,7	409	6,8
125	1350	22,5	401,7	387,2	401,5	397,3	395,8	397	5,9
25	1350	30	383	387,2	387,2	380,2	391,2	386	4,2
241	1350	100	308	314	308	309,6	303,6	309	3,7
229	775	2,5	351,7	337,4	350,4	339,7	334,1	343	7,9
54	775	5	334	315,6	328,4	314,5	321,9	323	8,3
134	775	10	334	355,4	336,3	345,6	344,4	343	8,5
59	775	15	323	321,9	316,6	331,7	324	323	5,4
141	775	22,5	312,5	323	325,1	323	320,8	321	4,9
69	775	30	324	300,5	317,6	298,6	313,5	311	11,0
219	1350; 775	2,5	349,2	351,7	344,4	339,7	343,3	346	4,8
77	1350; 775	5	323	330,6	344,4	340,9	340,9	336	8,9
149	1350; 775	10	324,1	359,1	356,6	342,1	325,1	341	16,7
83	1350; 775	15	342,1	344,4	334	355,3	343,3	344	7,6
159	1350; 775	22,5	331,7	339,7	351,7	338,6	337,4	340	7,3
91	1350; 775	30	337,4	344,4	342,1	337,4	351,7	343	5,9
253	1350; 650	15, 5	338,8	351,2	353,1	340,5	344	346	6,4
259	775; 650	15, 5	295	303,6	297,8	299,3	292,2	298	4,3
264	1350; 775; 650	15, 5	327	333,6	314,2	327	338,8	328	9,2

Mikro keménységvizsgálat

- Mitutoyo mikrokeménységmérő
- Terhelés: HV0,1

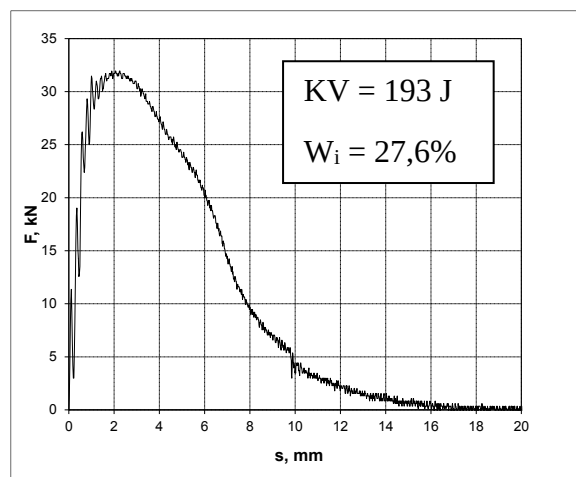
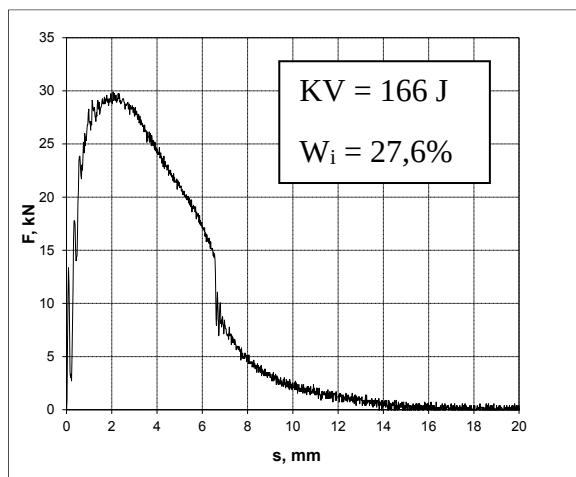
Próbatest száma	T _{max} , °C	t _{8,5,5} , s	Lenyomat helye	HV0,1							Átlag	Szórás
229	775	2,5	átalakult	437	438	450	421	442	422	422	433	11,5
			megeresztett	350	390	371	391	401	371	413	384	21,2
54	775	5	átalakult	353	373	395	381	369	323	353	364	23,4
			megeresztett	329	310	306	302	280	281	323	304	18,9
134	775	10	átalakult	396	370	340	320	347	346	357	354	24,1
			megeresztett	280	277	262	273	284	272	271	274	7,1
59	775	15	átalakult	381	451	428	492	453	436	414	436	34,7
			megeresztett	315	264	283	271	281	311	301	289	19,8
141	775	22,5	átalakult	396	368	426	487	449	405	363	413	44,4
			megeresztett	291	320	302	290	311	305	288	301	12,0
69	775	30	átalakult	350	311	371	406	398	424	358	374	38,5
			megeresztett	271	258	251	238	256	285	294	265	19,7
219	1350; 775	2,5	átalakult	491	590	522	514	500	453	585	522	49,8
			megeresztett	333	332	292	305	336	300	337	319	19,4
77	1350; 775	5	átalakult	492	402	545	534	491	437	454	479	51,7
			megeresztett	321	336	379	395	372	324	356	355	28,7
149	1350; 775	10	átalakult	461	494	404	464	434	421	442	446	30,0
			megeresztett	330	287	284	302	352	294	329	311	26,0
83	1350; 775	15	átalakult	406	533	449	496	417	420	421	449	47,9
			megeresztett	337	323	336	363	299	306	312	325	22,1
159	1350; 775	22,5	átalakult	570	585	601	614	594	540	573	582	24,2
			megeresztett	269	287	277	302	281	305	301	289	14,0
91	1350; 775	30	átalakult	526	464	478	551	502	442	501	495	37,1
			megeresztett	329	321	374	289	275	287	301	311	33,8

MŰSZEREZETT ÜTŐVIZSGÁLATOK

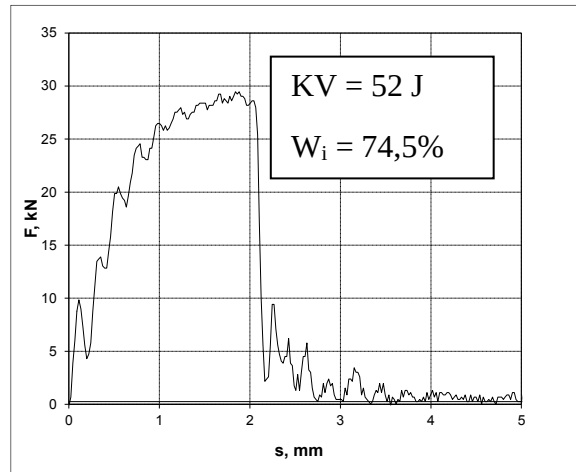
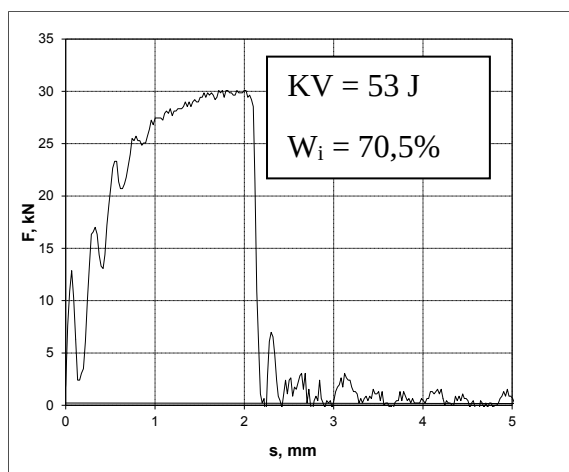
Berendezés: PSD 300/150 típusú Charpy-féle ütésvizsgáló berendezés

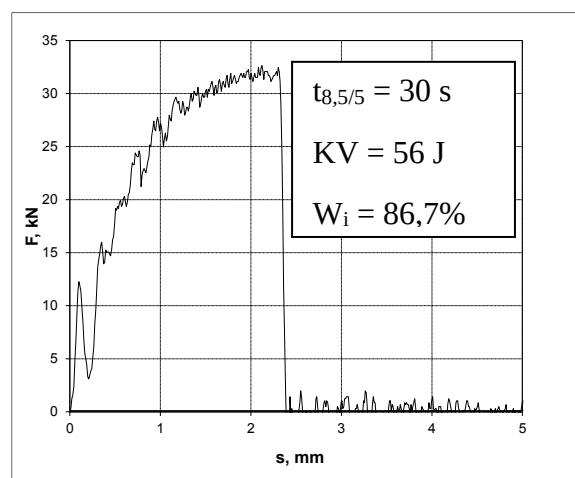
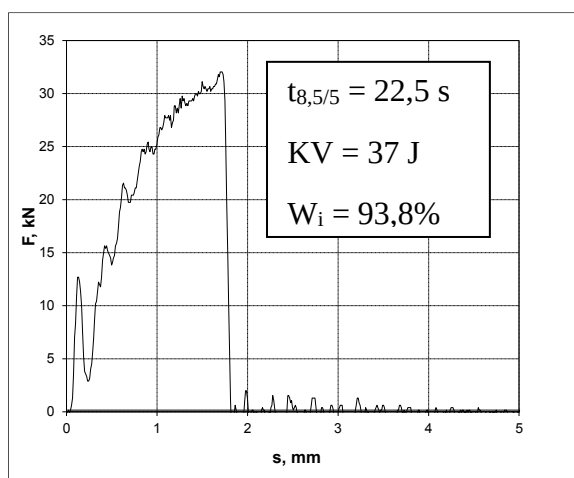
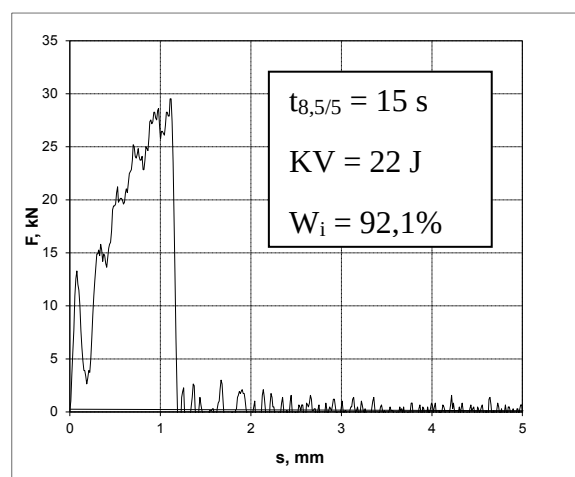
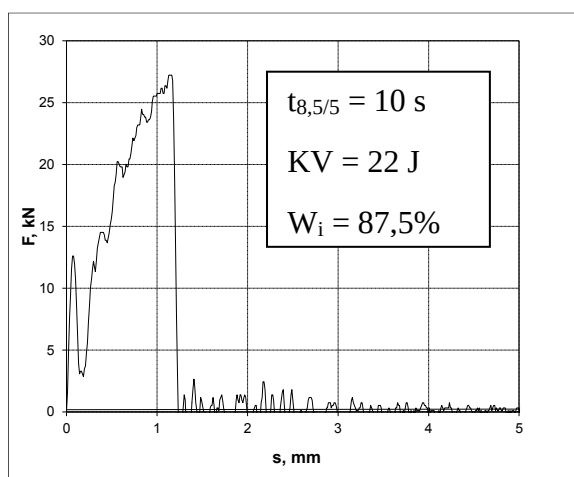
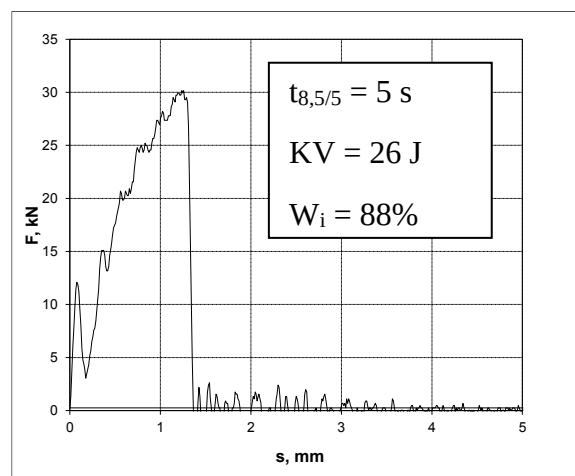
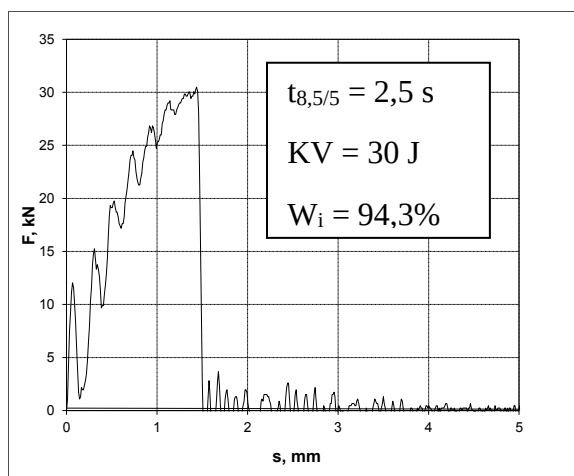
Maximális energia: 300 J

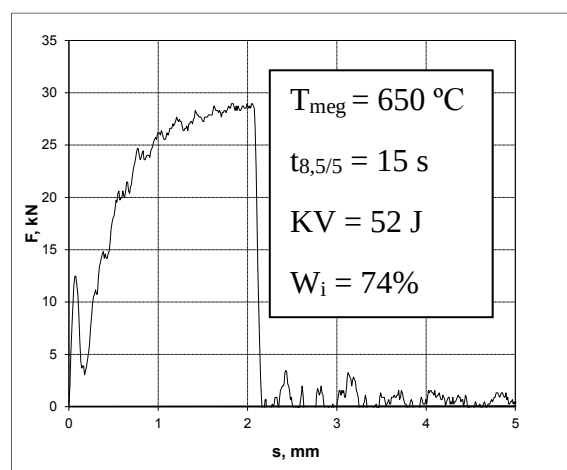
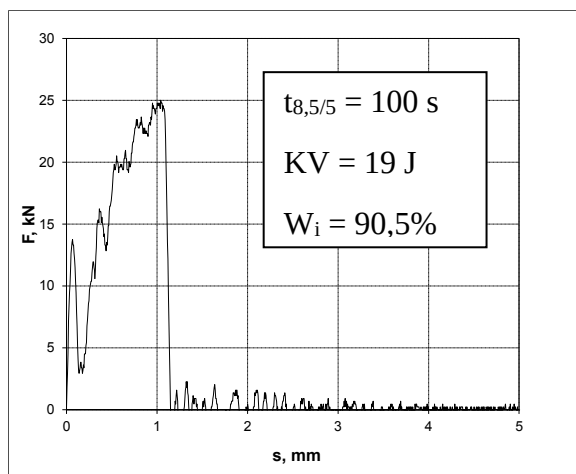
ALAPANYAG



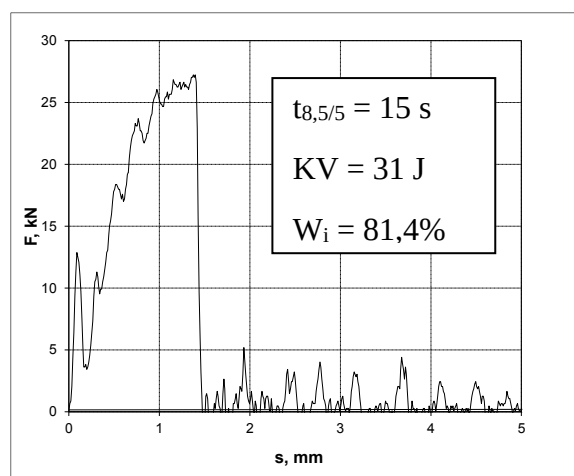
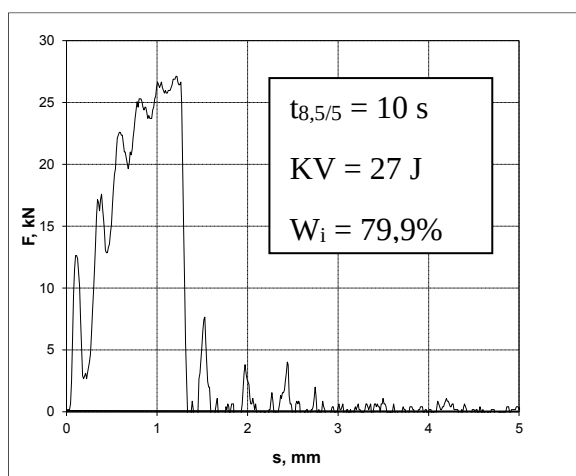
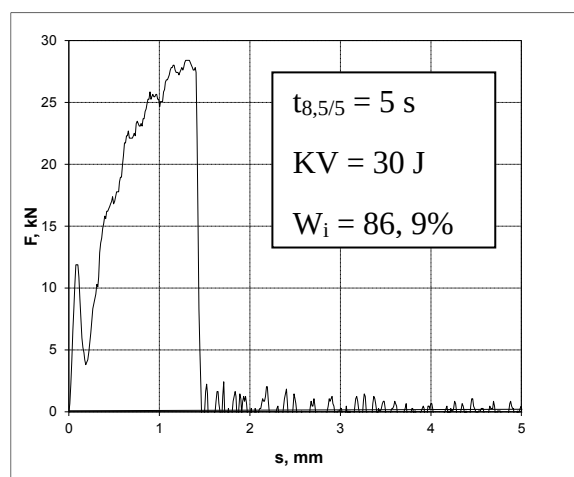
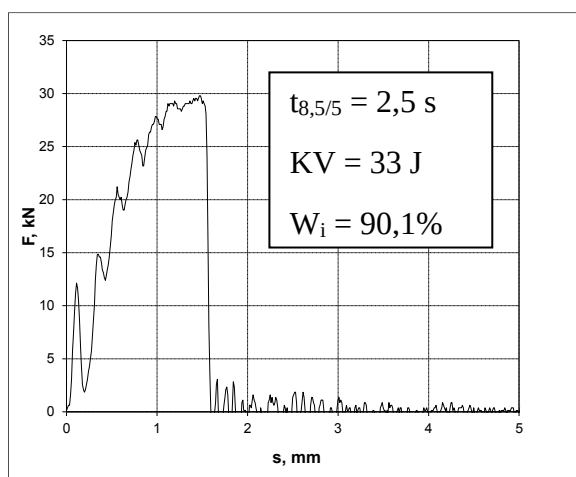
VARRAT

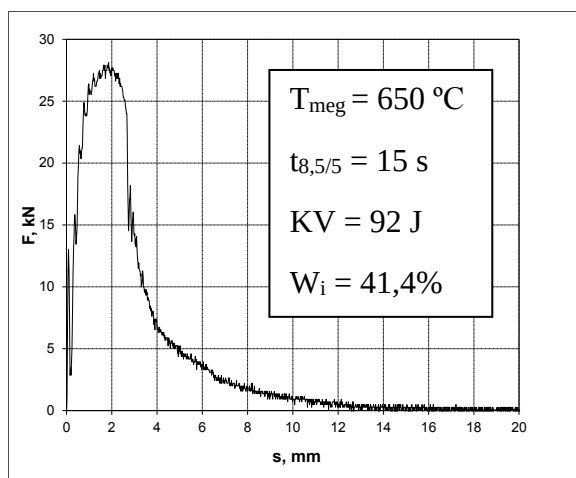
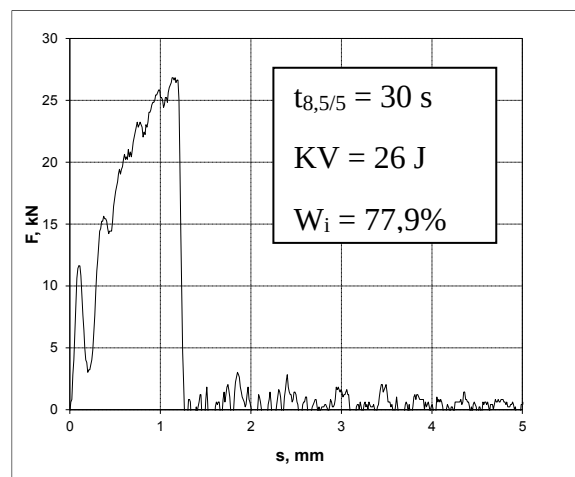
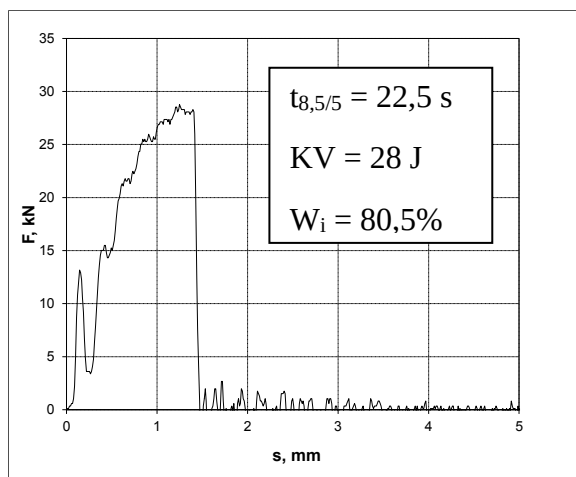


DURVASZEMCSÉS HŐHATÁSÖVEZETI SÁV ($T_{\max} = 1350\text{ }^{\circ}\text{C}$)

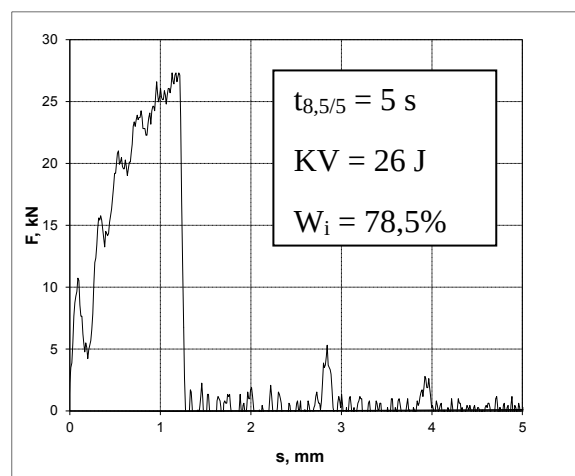
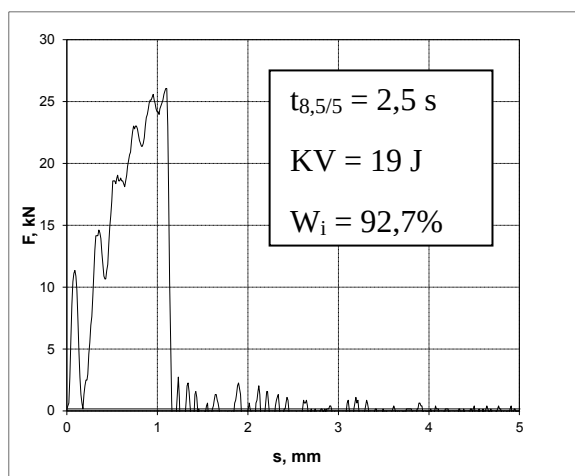


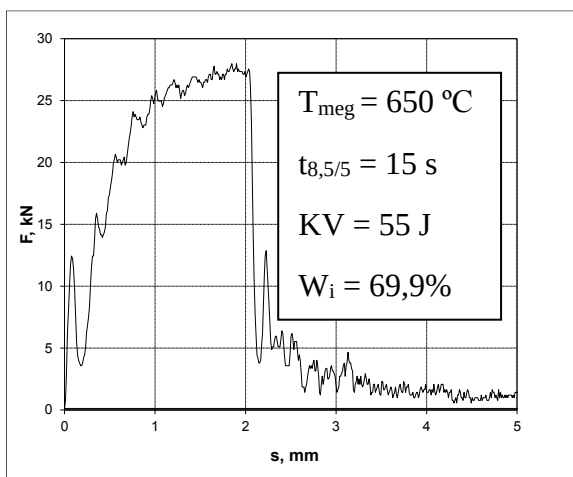
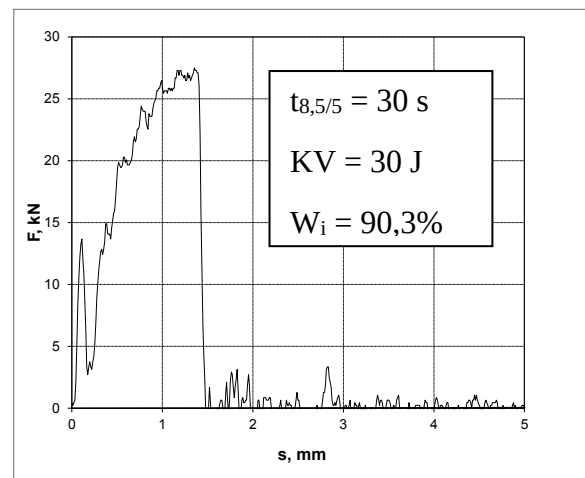
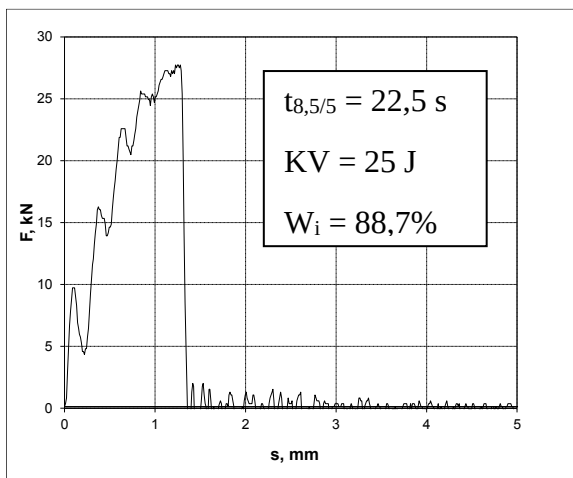
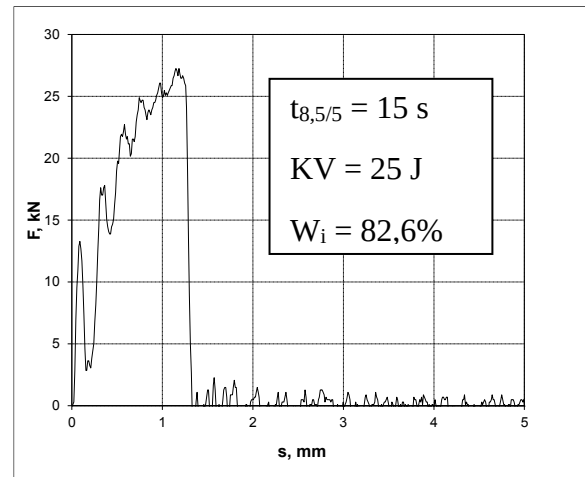
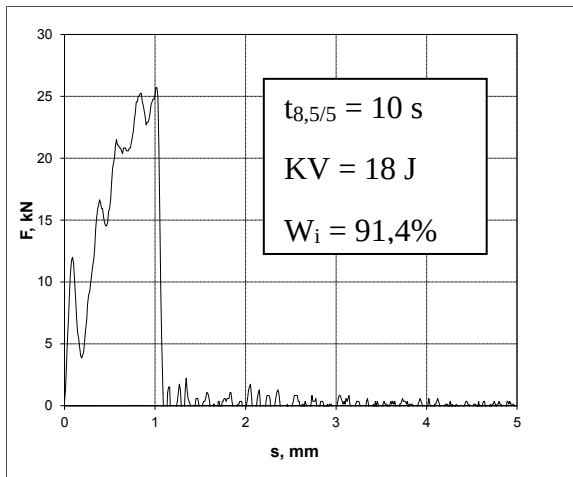
INTERKRITIKUS HŐHATÁSÖVEZETI SÁV ($T_{\text{max}} = 775 \text{ °C}$)





INTERKRITIKUSAN MEGERESZTETT DURVASZEMCSÉS HŐHATÁSÖVEZETI SÁV
($T_{\text{max},1} = 1350 \text{ °C}$; $T_{\text{max},1} = 775 \text{ °C}$)





A műszerezett ütésvizsgálat során rögzített maximális erő ($F_{\max}$, kN) mértéke

$t_{8,5/5}$, s	2,5	5	10	15	22,5	30	Átlag
alapanyag	-						30,5
varrat	-						30,2
DSZ	29,5	31,1	27,7	29,1	31,7	31,6	30,1
IK	27,7	28,3	26,5	27,8	27,7	27,8	27,6
IK DSZ	24,7	26,9	26,6	27,3	26,0	27,3	26,5

Az alapanyag műszerezett ütésvizsgálata során meghatározott értékek

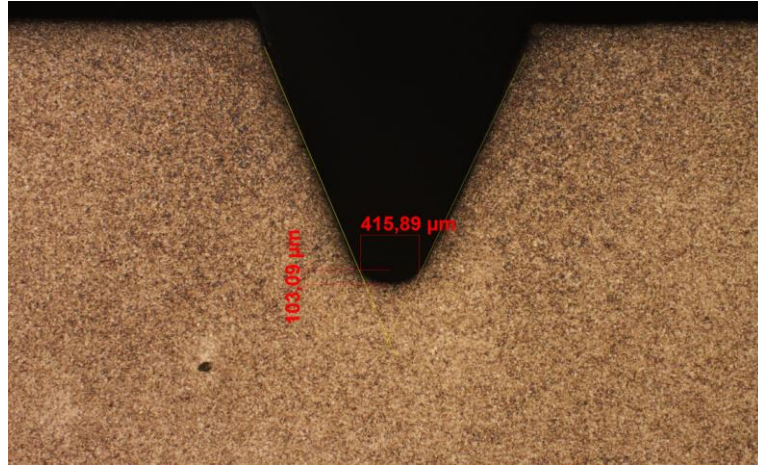
Mérés	KV, J	$F_{\max}$, kN	W_i , %	W_i , J	W_t , %	W_t , J
1	166	29,9	27,6	45,8	72,4	120,0
2	172	30,6	28,2	48,5	71,8	123,5
3	170	30,7	22,9	39,0	77,1	131,3
4	156	30,8	25,1	39,1	74,9	116,6
5	156	31,9	28,9	45,0	71,1	110,7
6	193	32,0	21,1	40,7	78,9	152,3
7	119	27,5	29,9	35,7	70,1	83,7
8	193	30,8	23,8	45,9	76,2	147,1
Átlag	166	30,5	25,9	42,5	74,1	123,2

A varrat műszerezett ütésvizsgálata során meghatározott értékek

Mérés	KV, J	$F_{\max}$, kN	W_i , %	W_i , J	W_t , %	W_t , J
1	55	-	-	-	-	-
2	52	29,5	74,5	39,0	25,5	13,4
3	53	30,1	70,5	37,6	29,5	15,8
4	52	31,3	75,0	39,0	25,0	13,0
5	56	30,0	66,8	37,2	33,2	18,5
Átlag	54	30,2	71,7	38,2	28,3	15,2

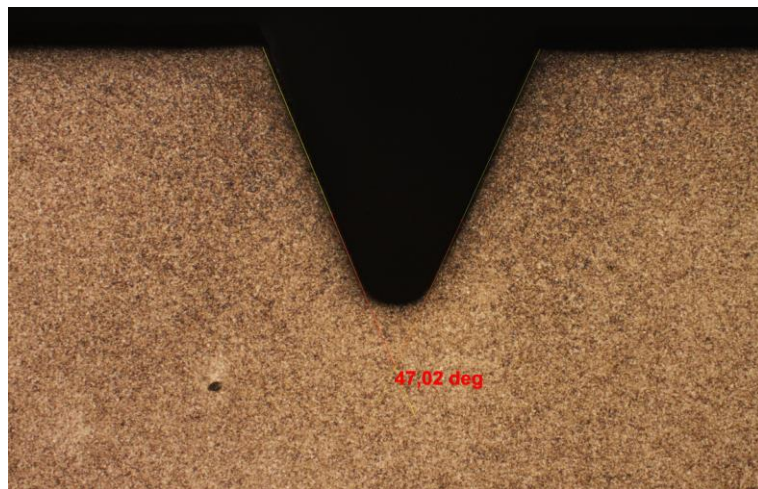
Bemetszés lekerekítési sugarának mérése

- MSZ EN 10045-1 szerinti követelmény: $R0,25^{+/-0,025}$
- Mért érték: $R0,27$



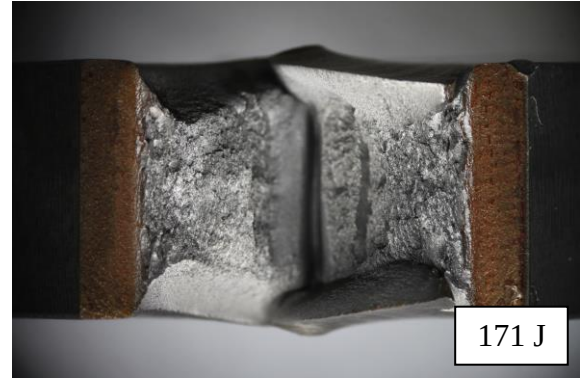
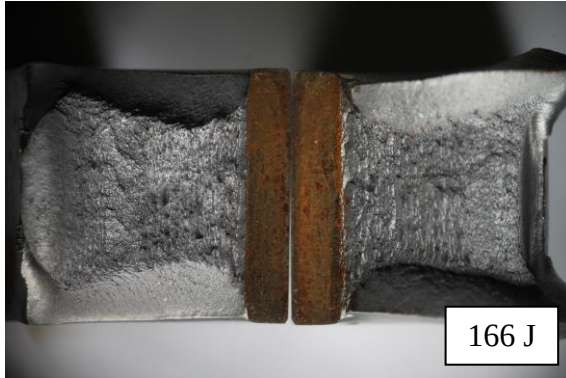
Bemetszés szögének mérése

- MSZ EN 10045-1 szerinti követelmény: $45 \pm 2^\circ\text{C}$
- Mért érték: 47°C

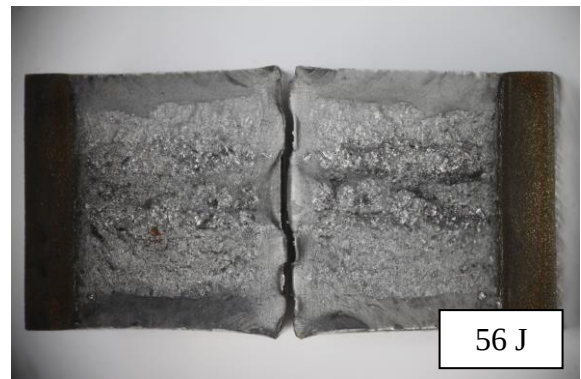
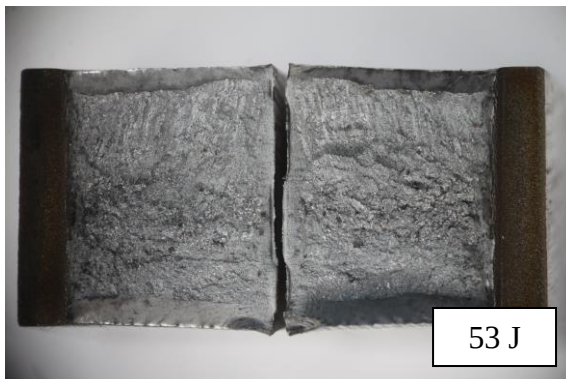


TÖRETFELÜLET VIZSGÁLATOK

ALAPANYAG

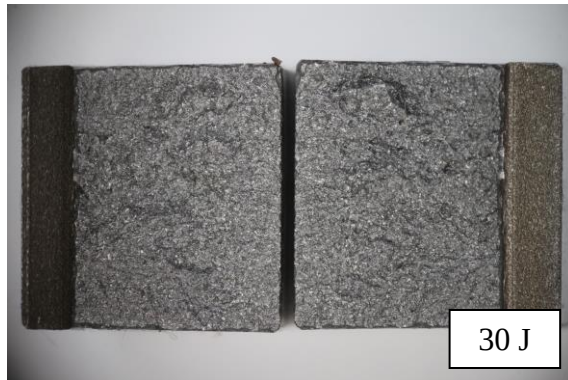


VARRAT

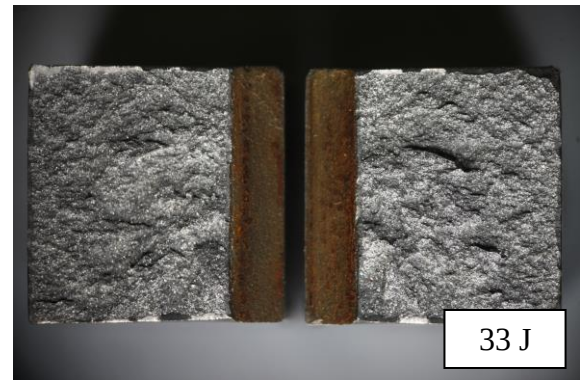


DURVASZEMCSÉS HŐHATÁSÖVEZETI SÁV ($T_{\max} = 1350\text{ }^{\circ}\text{C}$)

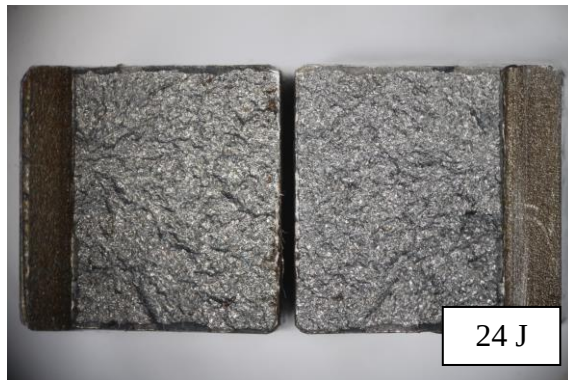
$t_{8,5/5} = 2,5\text{ s}$



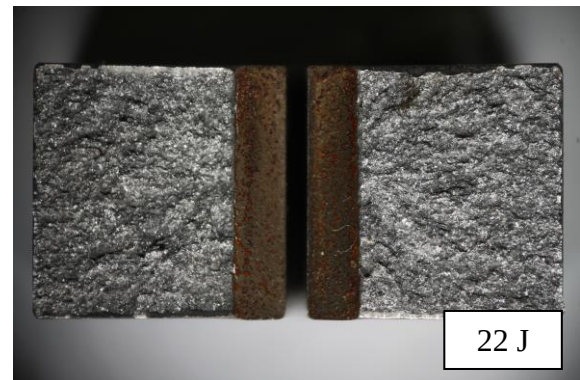
$t_{8,5/5} = 5\text{ s}$



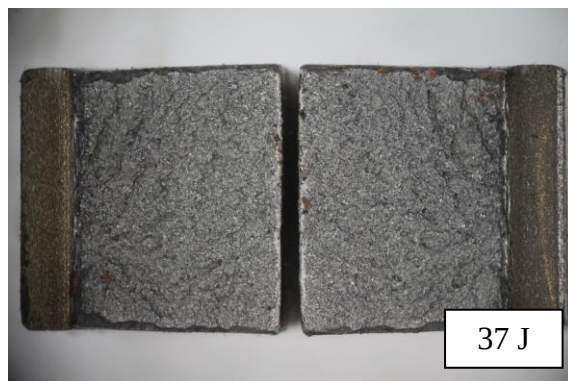
$t_{8,5/5} = 10\text{ s}$



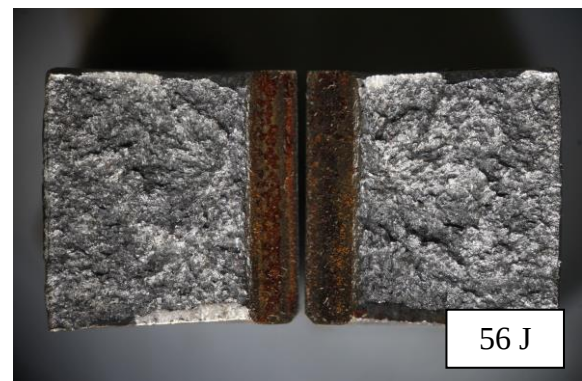
$t_{8,5/5} = 15\text{ s}$



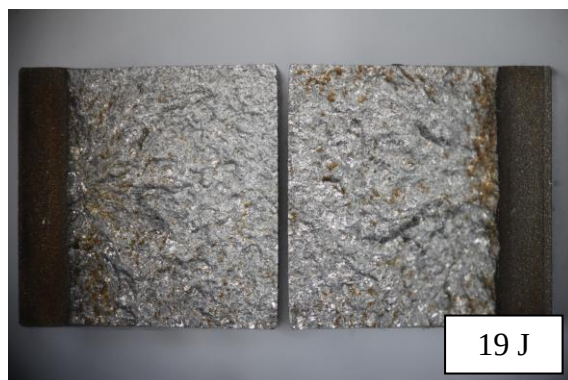
$t_{8,5/5} = 22,5\text{ s}$



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



$t_{8,5/5} = 100\text{ s}$

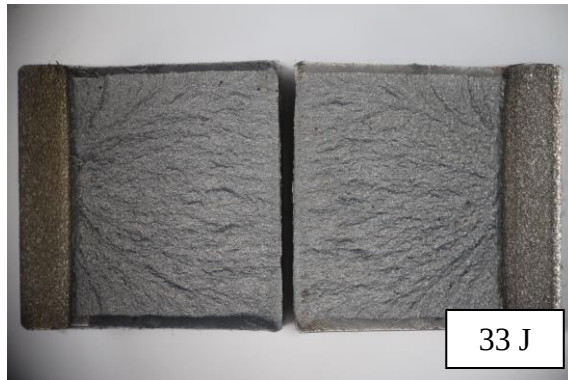


$t_{8,5/5} = 15\text{ s}$ ($T_{\text{meg}} = 650\text{ }^{\circ}\text{C}$)

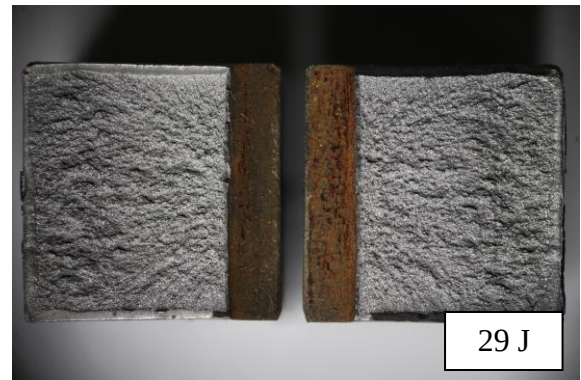


INTERKRITIKUS HŐHATÁSÖVEZETI SÁV ($T_{\max} = 775\text{ °C}$)

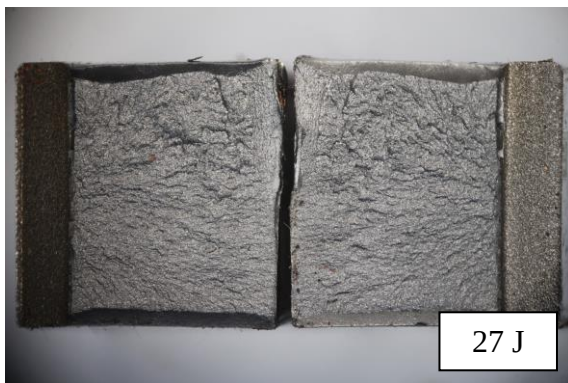
$t_{8,5/5} = 2,5\text{ s}$



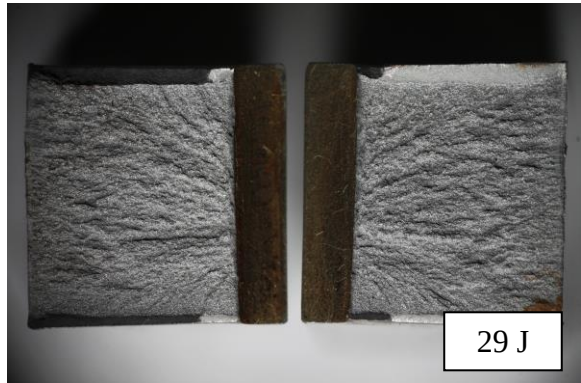
$t_{8,5/5} = 5\text{ s}$



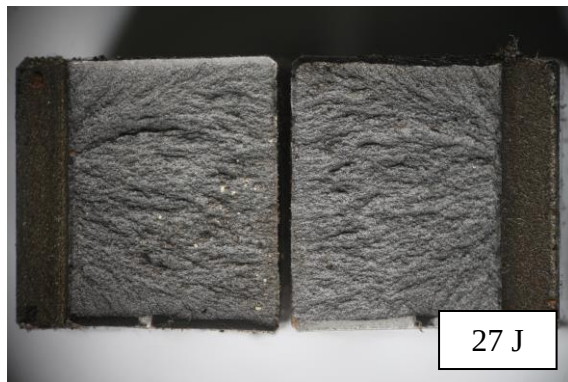
$t_{8,5/5} = 10\text{ s}$



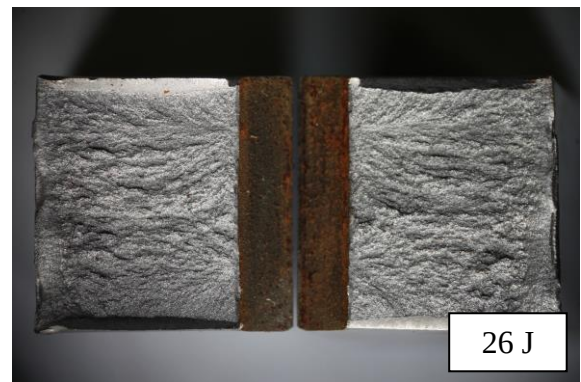
$t_{8,5/5} = 15\text{ s}$



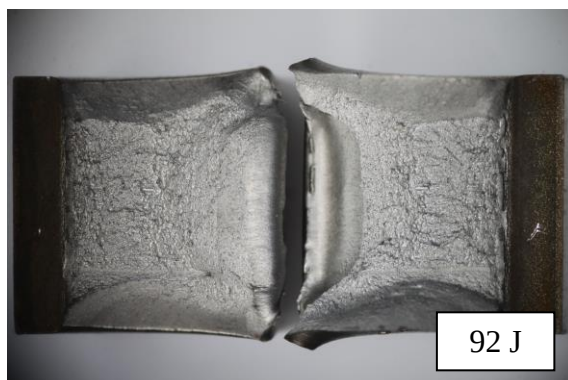
$t_{8,5/5} = 22,5\text{ s}$



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

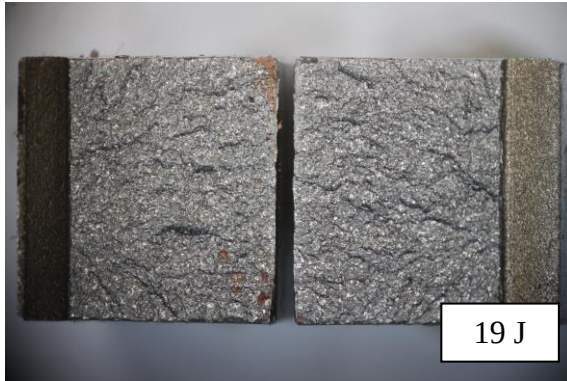


$t_{8,5/5} = 15\text{ s } (T_{\text{meg}} = 650\text{ °C})$

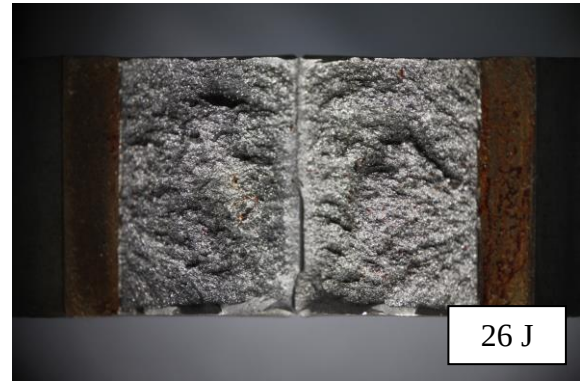


INTERKRITIKUSAN MEGERESZTETT DURVASZEMCSÉS SÁV ($T_{\max,1} = 1350\text{ °C}$;
 $T_{\max,2} = 775\text{ °C}$)

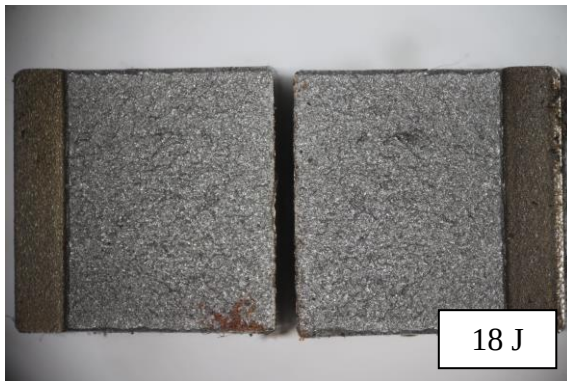
$t_{8,5/5} = 2,5\text{ s}$



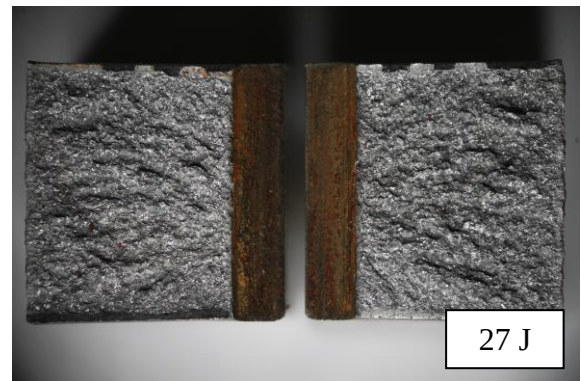
$t_{8,5/5} = 5\text{ s}$



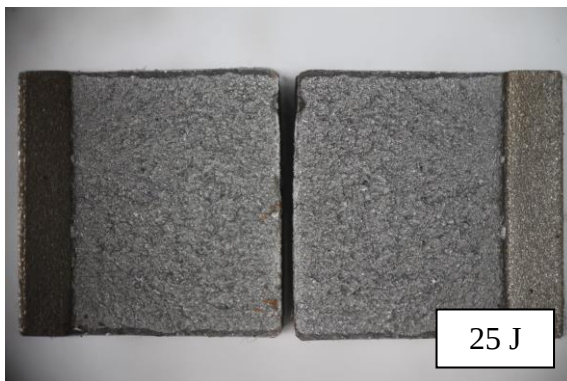
$t_{8,5/5} = 10\text{ s}$



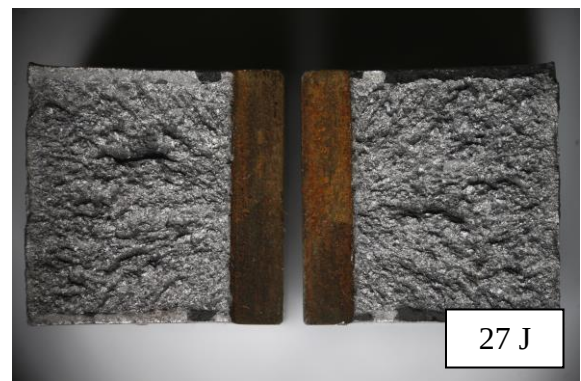
$t_{8,5/5} = 15\text{ s}$



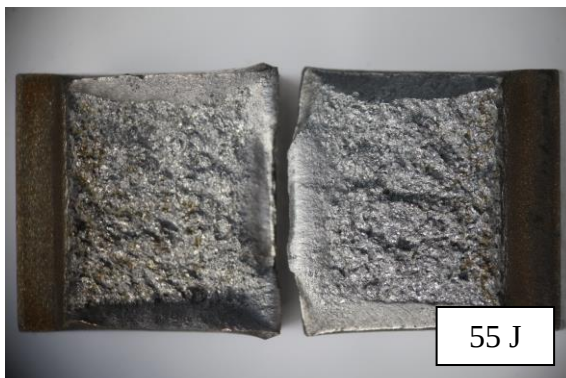
$t_{8,5/5} = 22,5\text{ s}$



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



$t_{8,5/5} = 15\text{ s } (T_{\text{meg}} = 650\text{ °C})$

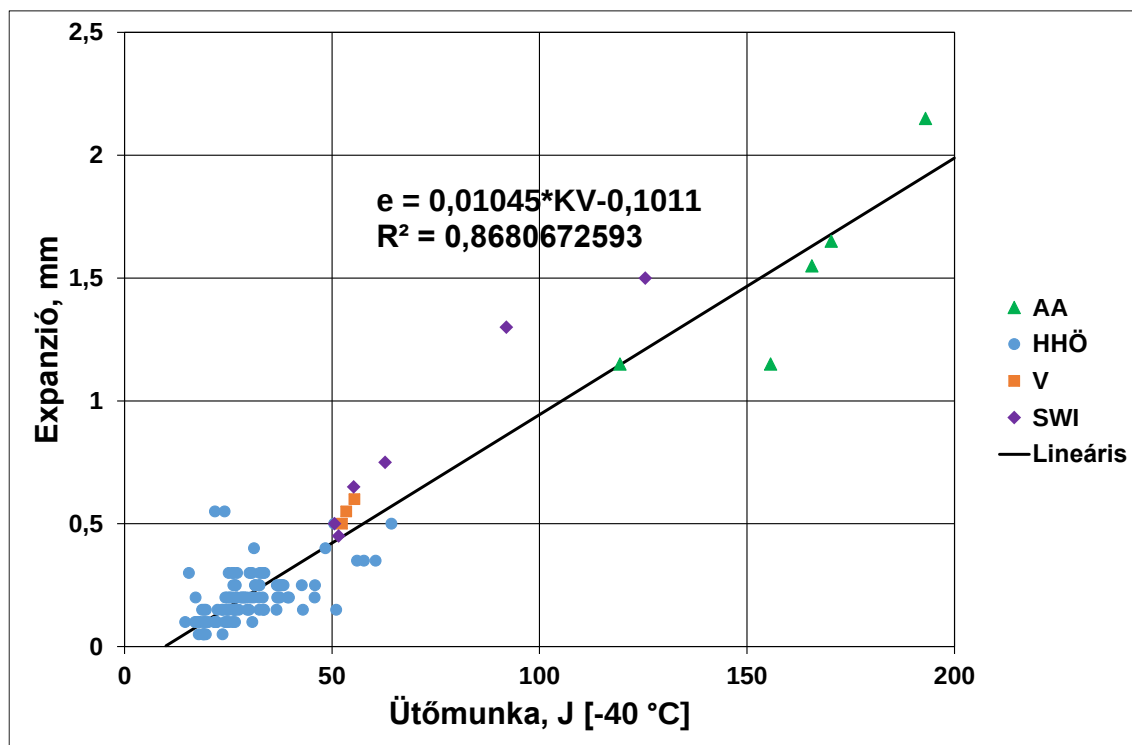


FURATOS ÜTŐPRÓBATEST



EXPANZIÓ

Az expanzió és az ütőmunka kapcsolata:



A repedésterjedésre fordított energia és az expanzió kapcsolata:

