

MISKOLCI EGYETEM
GÉPÉSZMÉRNÖKI ÉS INFORMATIKAI KAR



A HŐBEVITEL HATÁSA ULTRA-NAGYSZILÁRDSÁGÚ ACÉLOK
TULAJDONSÁGAIRA HUZALELEKTRÓDÁS VÉDŐGÁZOS
ÍVHEGESZTÉSKOR
PHD ÉRTEKEZÉS

Készítette:

Kovács Judit

Gépészmérnök (BSc),

Gépészmérnök (MSc)

Hegesztő szakmérnök EWE, IWE

SÁLYI ISTVÁN GÉPÉSZETI TUDOMÁNYOK DOKTORI ISKOLA

TÉMATERÜLET: GÉPÉSZETI ANYAGTUDOMÁNY, GYÁRTÁSI RENDSZEREK ÉS
FOLYAMATOK

TÉMACSOPORT: GÉPÉSZETI ANYAGTUDOMÁNY ÉS MECHANIKAI TECHNOLOGIÁK

Doktori Iskola vezető:

Vadászné Dr. Bognár Gabriella

DSc, egyetemi tanár

Témacsoport vezető:

Dr. Lukács János

CSc, PhD, egyetemi tanár

Témavezető:

Dr. Lukács János

CSc, PhD, egyetemi tanár

Társ-témavezető:

Dr. Gerald Wilhelm

PhD, egyetemi tanár

Miskolc
2024

TARTALOM

TARTALOM	I
TÉMAVEZETŐI AJÁNLÁS	III
JELÖLÉSEK JEGYZÉKE	V
1. BEVEZETÉS, CÉLKITŰZÉSEK MEGFOGALMAZÁSA	1
1.1. Bevezetés	1
1.2. Általános célkitűzések	2
2. NAGYSZILÁRDSÁGÚ ACÉLOK	4
2.1. A nagyszilárdságú szerkezeti acélok fejlődése	4
2.2. Napjaink ultra-nagyszilárdságú acéljai	6
2.3. Nagyszilárdságú acélok gyártása	9
2.3.1. Nemesítés	9
2.3.2. Direkt edzés	10
2.3.3. Termomechanikus kezelés	11
2.4. Nagyszilárdságú acélok hegesztése	13
2.4.1. Hegesztési nehézségek.....	15
2.4.1.1. Repedésképződési hajlam	16
2.4.1.2. A hőhatásövezet tulajdonságai	19
2.4.1.2.1. Durvaszemcsés sáv jellemzői.....	20
2.4.1.2.2. Az interkritikus sáv jellemzői.....	21
2.4.1.2.3. A többrétegű varratok hőhatásövezete	21
2.4.1.3. A matching kérdéskör	21
2.4.2. A $t_{8/5}$ hűlési idő	22
2.5. A szakirodalmi feldolgozásból levonható következtetések	23
2.6. Konkrét célkitűzések, a témakörhöz kapcsolódó kutatómunka elemei	24
3. FIZIKAI SZIMULÁCIÓ A HEGESZTÉSBEN	25
3.1. A Gleeble 3500 fizikai szimulátor	25
3.2. Hőhatásövezeti szimuláció.....	27
3.2.1. A hegesztési hőciklus matematikai leírása	27
3.3. Konkrét célkitűzések, a témakörhöz kapcsolódó kutatómunka elemei	29
4. ISMÉTLŐDŐ IGÉNYBEVÉTELEK	30
4.1. Nagyciklusú fárasztóvizsgálat	30
4.2. Fáradásos repedésterjedés	33
4.3. Konkrét célkitűzések, a témakörhöz kapcsolódó kutatómunka elemei	35
5. FIZIKAI SZIMULÁCIÓS VIZSGÁLATOK	36
5.1. A vizsgált anyagminőségek.....	36
5.2. Fizikai szimulációs vizsgálatok.....	37
5.3. Anyagvizsgálatok	41
5.3.1. Mikroszerkezeti vizsgálatok.....	41
5.3.2. Keménységmérések	43
5.3.3. Műszerezett ütvizsgálatok.....	45

5.4. Összegzés	49
6. HEGESZTÉSI KÍSÉRLETEK	50
6.1. Optikai mikroszkópos vizsgálatok.....	51
6.2. Keménységmérések.....	53
6.3. Műszerezett ütővizsgálatok	57
6.4. Összegzés	59
7. ISMÉTLŐDŐ IGÉNYBEVÉTELŰ VIZSGÁLATOK.....	60
7.1. Nagyciklusú fárasztó vizsgálatok.....	60
7.2. Fáradásos repedésterjedés vizsgálatok	66
7.3. Összegzés	76
8. TÉZISEK – ÚJ TUDOMÁNYOS EREDMÉNYEK	78
9. ÖSSZEFOGLALÁS	80
10. SUMMARY	83
11. IPARI HASZNOSÍTÁSI LEHETŐSÉGEK	86
KÖSZÖNETNYILVÁNÍTÁS	88
IRODALOMJEGYZÉK.....	89
A DISSZERTÁCIÓHOZ KAPCSOLÓ PUBLIKÁCIÓK.....	97
MELLÉKLETEK	99
M1 MELLÉKLET	100
M2 MELLÉKLET	101
M3 MELLÉKLET	105
M4 MELLÉKLET	111

TÉMAVEZETŐI AJÁNLÁS

Kovács Judit egyetemi tanulmányait 2012-ben kezdte meg a Miskolci Egyetem Gépészmérnöki és Informatikai Karán, ahol 2017-ben gépészmérnöki alapszakon, minőségbiztosítási specializáción BSc oklevelet, 2019-ben gépészmérnöki mesterszakon, anyag- és hegesztéstechnológiai specializáción MSc diplomát szerzett. Tanulmányait szisztematikusan folytatva, posztgraduális képzés keretében, 2020-ban hegesztő szakmérnöki, valamint európai hegesztőmérnöki (EWE) és nemzetközi hegesztőmérnöki (IWE) diplomát vehetett át. Kiváló képességeit, szorgalmát és tehetségét bizonyítja, hogy MSc és EWE/IWE oklevele kitüntetéses oklevél, valamint az, hogy MSc és EWE/IWE, illetve EWE/IWE és PhD tanulmányait részben átfedéssel végezte.

Tanulmányai közben, szakmai, illetve ipari tapasztalatok szerzése céljából, 2014 októbere és 2016 decembere között a Mátrai Erőmű Zrt. Bükkábrányi Bányájában gyakornokként dolgozott, feladata dokumentációs rendszer kezelése és tervezőprogramok segítségével dokumentációk készítése volt. Ezt követően, 2017-ben, öt hónapon keresztül projektmenedzseri feladatokat látott el a D-Gesztor Bau Kft.-nél, koordinálta a résztvevőket, kapcsolatot tartott a megbízókkal és segítette a projektek előrehaladását. 2017 novembere és 2019 februárja között a Robert Bosch Energy and Body System Kft.-nél csomagolás-tervezéssel foglalkozott, majd 2019 márciusától augusztusáig a Robert Bosch Power Tool Kft.-nél gyártástámogató mérnök gyakornok volt. Mindezek hozzájárultak gyakorlati készségeinek kialakulásához, a gyakorlati problémák és feladatok megoldása iránti érdeklődéséhez.

MSc diplomatervének címe „A 7075-T6 jelű nagyszilárdságú alumíniumötvözet hőhatásövezeti tulajdonságainak elemzése fizikai szimulációval” volt (tervezésvezető: Dr. Gáspár Marcell, konzulens: Raghawendra Pratap Singh Sisodia), amelynek keretében megismerkedett a Gleeble 3500 fizikai szimulátorral, képessé vált azon az önálló munkavégzésre. A diplomatervhez kapcsolódó szakmai gyakorlatot már az Anyagszerkezet-tani és Anyagtechnológiai Intézetben végezte. MSc diplomaterve elnyerte a Magyar Hegesztési Egyesület „Rittinger János Diplomaterv pályázat”-ának díját. Hegesztő szakmérnöki diplomatervét „Anyagátviteli módok összehasonlítása huzalelektrodás védőgázos ívhegesztésnél” címmel (tervezésvezető: Dr. Gáspár Marcell, konzulens: Dr. Lukács János) készítette el, ennek keretében kezdte meg az ultra-nagyszilárdságú acélok tanulmányozását.

PhD témája tanulmányainak és megkezdett kutató munkájának szerves folytatását jelenti, amelyet társ-témavezetőjének – Prof. Dr. Gerald Wilhelm, Munich University of Applied Sciences – javaslataival összhangban alakítottunk ki. „A hőbevitel hatása ultra-nagyszilárdságú acélok tulajdonságaira huzalelektrodás védőgázos ívhegesztéskor” téma épít a korábban megszerzett ismereteire és – mivel a választott anyagminőségek a jelenleg elérhető legnagyobb szilárdsági kategóriájú acélok –, kínálja az újdonság kutatásának gyakorta vissza nem térő lehetőségét. Nyilvánvalóan ez egyfajta úttörő szerepet is jelentett, amit jól példáz az a tény, hogy a választott acélokra még nem jelentek meg alkalmazói (például tervezői) előírások. Az ultra-

nagy szilárdság további és folyamatos nehézséget jelentett a próbadarabok elkészítése, a próbatestek kimunkálása, illetve a vizsgálati minták kivétele vonatkozásában, olyan forgácsoló kapacitást kellett találni, amely alkalmas volt a feladatra. Az a tény, hogy a társ-témavezető egy külföldi egyetem professzora volt, egyrészt újdonságot jelentett, hiszen ez az első ilyen együttműködés az Intézet történetében, másrészt lehetőséget kínált, mégpedig a nemzetközi együttműködés lehetőségét. Sajnos, a világjárvány nem tette lehetővé azt, hogy a társ-témavezetésben, illetve az egyetemek közötti kapcsolatokban rejlő lehetőségeket teljes mértékben kiaknázzuk, de a folyamat Kovács Judit PhD kutatásaival elindult, és az egyik folytatója annak biztosan Ő maga lesz.

Doktori tanulmányai során tovább mélyítette szakmai tudását, elsajátította az eredményes kutató munkához szükséges ismereteket, magasabb szintre emelte a napjaink tudományos kutatásához nélkülözhetetlen általános és konkrét (Gleeble és MTS anyagvizsgáló rendszerek, Sysweld rendszer) informatikai ismereteit. Aktívan bekapcsolódott az Intézetben folyó ipari K+F feladatok megoldásába, hegesztési és anyagvizsgáló témakörű feladatok megoldásában vett részt. Előre is tekintett: az Új Nemzeti Kiválóság Program (ÚNKP) Doktori Hallgatói Ösztöndíj kategóriájában, a „Hidrogén elridegedési modellek összehasonlító elemzése és alkalmazhatóságuk vizsgálata földgázz szállító csőtávvezetékek nagyszilárdságú acéljaira” (témavezető: Dr. Lukács János) nyújtott be és nyert el pályázatot, amelyet aztán sikeresen meg is valósított. Ez egyúttal megteremtette az alapját a 2023 októberében elkezdődött „FLUMEN Projekt II. fázis”-hoz való csatlakozáshoz is, amelynek címe „A hidrogén bekeverését lehetővé tevő fejlesztések a földgázz szállító rendszeren – Vezetékdiaosztika”. Mindezek mellett, aktív nyelvtudása megadta számára az intézeti Erasmus projektekbe való bekapcsolódás és a külföldi konferenciákon való részvétel lehetőségét is.

Kovács Judittal MSc hallgató korában ismerkedtem meg, az azóta eltelt időben különböző feladatok megoldása kapcsán bizonyosodhattam meg kiváló képességeiről, tudatosságáról és szorgalmáról, hivatása iránti elkötelezettségéről. Eddigi pályafutásával bizonyította, hogy olyan elméleti és gyakorlati ismeretek birtokában van, amelyekkel képes az önálló, alkotó, szakmai és tudományos munkára egyaránt. Mint Nevezett egykori oktatója, jelenlegi tudományos vezetője, munkatársa és szerzőtársa, korábbi munkahelyi vezetője, meggyőződéssel állítom, hogy PhD értekezésének elkészítésével igazolta tehetségét és bizonyította sokrétű alkalmasságát. Mindezekre alapozva az Anyagszerkezet-tani és Anyagtechnológiai Intézet, így a Gépészmérnöki és Informatikai Kar és a Miskolci Egyetem, elkötelezett oktatója-kutatója, továbbá a hazai és a nemzetközi tudományos élet ismert és elismert szereplője válhat belőle.

Miskolc, 2024. február 25.

Dr. Lukács János
egyetemi tanár, témavezető

JELÖLÉSEK JEGYZÉKE

GÖRÖG BETŰS JELÖLÉSEK

σ	Terhelő feszültség	[MPa]
$\Delta\sigma$	Feszültségtartomány	[MPa]
$\Delta\sigma_D$	Állandó amplitúdójú kifáradási határ ($N = 5 \cdot 10^6$ ciklus)	[MPa]
$\Delta\sigma_{1E07}$	Az $N = 1 \cdot 10^7$ ciklushoz tartozó feszültség	[MPa]
ϕ	Hőáram	[W]
λ	Hővezetési tényező	$\left[\frac{W}{mm \cdot K} \right]$
ν	Poisson-tényező	[-]
ρ	Sűrűség	$\left[\frac{g}{mm^3} \right]$

LATIN BETŰS JELÖLÉSEK

a	Repedésméret	[mm]
a_{cr}	Kritikus repedésméret	[mm]
A	Százalékos szakadási nyúlás	[%]
A_1, A_3	Átalakulási hőmérséklet egyensúlyi viszonyok esetén	[°C]
B	A próbatest vastagsága fáradásos repedésterjedésnél	[mm]
B_f	Bénites átalakulás vége (finish) hőmérséklet	[°C]
B_s	Bénites átalakulás kezdete (start) hőmérséklet	[°C]
c	Manson-Coffin összefüggésben szereplő fáradási képlékenységi kitevő	[-]
c_p	Állandó nyomáson érvényes fajhő	$\left[\frac{J}{g \cdot ^\circ C} \right]$
C	A fáradásos repedésterjedés leírására szolgáló összefüggésben (Paris-Erdogan) szereplő állandó	[-]
CE	EN 1011-2-ben alkalmazott karbonegyenérték	[%]
CEV_{GR}	Graville-féle karbonegyenérték	[%]
C_m	A fáradásos repedésterjedés leírására szolgáló összefüggésben (Klesnil-Lukas) szereplő állandó	[-]
C_n	A fáradásos repedésterjedés leírására szolgáló (általános) összefüggésben szereplő állandó	[-]
C_p	A fáradásos repedésterjedés leírására szolgáló összefüggésben (Forman) szereplő állandó	[-]
$\frac{da}{dN}$	Fáradásos repedésterjedési sebesség	$\left[\frac{mm}{ciklus} \right]$

D	Diffuzivitás	$\left[\frac{mm^2}{s}\right]$
E_v	Fajlagos hőbevitel (vonalenergia)	$\left[\frac{J}{mm}\right]$
f	Vizsgálati frekvencia	[Hz]
ΔF	A terhelő erő tartománya a ΔK számításakor	[N]
HBW	Brinell keménység	[-]
HV	Vickers keménység	[-]
I_h	Hegesztő áramerősség	[A]
k	A szemcsehatár ellenállását jellemző anyagállandó	[-]
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}]
KV	Charpy-V bemetszésű próbatesten mért ütőmunka	[J]
m	A fáradásos repedésterjedés leírására szolgáló összefüggésben (Klesnil-Lukas) szereplő kitevő	[-]
M_f	Martenzites átalakulás vége (finish) hőmérséklet	[°C]
M_s	Martenzites átalakulás kezdete (start) hőmérséklet	[°C]
n	A fáradásos repedésterjedés leírására szolgáló összefüggésekben (általános, Paris-Erdogan) szereplő kitevő	[-]
N	Igénybevételi ciklusok száma (fáradásos repedésterjedés)	[ciklus]
N	Tönkrementeli ciklusszám (nagy ciklusú fáradástóvizsgálat)	[ciklus]
p	A fáradásos repedésterjedés leírására szolgáló összefüggésben (Forman) szereplő kitevő	[-]
R	Helyvektor	[m]
R	Terhelés aszimmetria tényező	[-]
R_m	Szakítószilárdság	[MPa]
$R_{p0,2}$	Terhelt állapotban mért egyezményes folyáshatár	[MPa]
s	Lemezvastagság	[mm]
S	Szórás	[-]
t	Idő	[s]
T	Hőmérséklet a P(x, y, z) pontban	[°C]
$t_{8/5}$	800 °C-ról 500 °C-ra történő lehűlés ideje	[s]
t_b	Bénites átalakulás kezdetéhez (start) tartozó idő	[s]
t_h	Hegesztési idő	[s]
T_e	Előmelegítési hőmérséklet	[°C]
T_0	A tárgy kezdeti hőmérséklete	[°C]
T_{liq}	Likvidus hőmérséklet	[°C]
T_{sol}	Solidus hőmérséklet	[°C]
U_{iv}	Ívfeszültség	[V]
v_h	Hegesztési sebesség	$\left[\frac{mm}{s}\right]$
W	A próbatest jellemző mérete fáradásos repedésterjedésnél	[mm]
x	A hőforrás haladási irányával egybeeső koordináta	[mm]

y	A hőforrás haladási irányára merőleges koordináta	[mm]
z	A munkadarab normálisával egybeeső koordináta	[mm]

RÖVIDÍTÉSEK

AHSS	Korszerű nagyszilárdságú acél (Advanced High Strength Steel)
BM	Alapanyag (Base Material)
CCT	Folyamatos hűtésre érvényes átalakulási diagram (Continuous Cooling Transformation Diagram)
CCT- W	Folyamatos hűtésre érvényes átalakulási diagram hegesztésnél
CP	Komplex fázisú acél (Complex Phase)
DP	Kettős fázisú acél (Dual Phase)
DQ	Direkt edzett (Direct Quenched)
DSZ	Durvaszemcsés hőhatásövezeti sáv
FSZ	Finomszemcsés hőhatásövezeti sáv
h	Hosszirány
HAZ	Hőhatásövezet (Heat Affected Zone)
HTT	Nagy hőmérsékletű megeresztés (High Temperature Tempering)
IIW	Nemzetközi Hegesztési Intézet (International Institute of Welding)
IK	Interkritikus hőhatásövezeti sáv
IKDSZ	Interkritikus durvaszemcsés hőhatásövezeti sáv
k	Keresztirány
m	Matching típusú hozaganyag
M	Termomechanikusan kezelt
N	Normalizált
N/A	Nem alkalmazható vagy nincs adat
om	Overmatching típusú hozaganyag
Q	Edzett (Quenched)
QL	Nemesített
Q&T	Nemesített: edzett + közvetlenül A ₁ alatt megeresztett (Quenched & Tempered)
RD	Hengerlési irány (Rolling Direction)
SZK	Szubkritikus hőhatásövezeti sáv
TM	Termomechanikusan kezelt
TPB	Három ponton terhelt hajlító (Three Point Bending)
um	Undermatching típusú hozaganyag
v	Vastagság irány
V	Varrat
W	Hegesztett (Welded)

1. BEVEZETÉS, CÉLKITŰZÉSEK MEGFOGALMAZÁSA

1.1. Bevezetés

A nagyszilárdságú acélok egyre fontosabb szerepet töltenek be a különböző műszaki alkalmazásokban, különösen a jármű- és közlekedési iparban. Az elmúlt évtizedekben, az ötvözés és a mikroötvözés tudatos tervezése mellett, a hengerlési és a hőkezelési eljárások kombinálásával, különböző nagyszilárdságú acélokat fejlesztettek ki, amelyek eredményeként napjainkban már 1300 MPa feletti folyáshatárú vastaglemezek is vannak forgalomban [1-7]. A nagyszilárdságú acélok alkalmazásának számos előnye lehet. Ezen acélok felhasználásával vékonyabb, könnyebb, de erősebb elemek építhetők, amely mozgó szerkezetek esetén különösen előnyös. A kisebb keresztmetszet kisebb anyagigényt jelent az alapanyagok és a hozaganyagok oldalán egyaránt, ezáltal a gyártási idő és a gyártási költségek is csökkenhetnek. A végeredményben kisebb tömegű szerkezet üzemeltetése energia-megtakarítást eredményez [8-12]. Ugyanakkor, a növelt szilárdság és a szerkezet működése által megkívánt szívósság egyensúlyának a megteremtése, illetve az ismétlődő igénybevételekkel szembeni ellenállás biztosítása [13], a szerkezet integritása érdekében [14-15], komplex megközelítést igényel.

Jó mechanikai tulajdonságai és potenciális előnyei ellenére a nagyszilárdságú acélok hegesztése még mindig tartogat kihívásokat; főként a megfelelő hegesztéstechnológia és a technológiai paraméterek megválasztása terén. A fajlagos hőbevitel és a hűlési sebesség a két legfontosabb paraméter, amelyek befolyásolják a kötés teherbírását, alakváltozó képességét és szívósságát. Mivel a hegesztett kötés különböző részeit eltérő hőhatás éri, a hőhatásövezet különböző részei is eltérő tulajdonságúak. Nagyszilárdságú acélok esetén a hőhatásövezetben bekövetkező lágyulás és szívósságcsökkenés a legmeghatározóbb. Ezen acélok hegesztésekor szintén problémát okozhat a hidegrepedés (érzékenység) is. Emellett, a nagy folyáshatár miatt, megjelenik a hozaganyag-választás örök dilemmája, mivel még csak 1100 MPa folyáshatárú anyagokhoz lehet matching típusú hozaganyagot beszerezni [1, 8, 9, 16-20].

Mivel általában a hegesztett kötések leggyengébb része a hőhatásövezet, ennek a vizsgálata is kiemelt fontosságú. Tényleges hegesztett kötések esetén a hőhatásövezet különböző részei kis kiterjedésűek, ezért ezek vizsgálata korlátozott. A fizikai szimuláció viszont egy olyan vizsgálati lehetőséget nyújt, amellyel az adott alapanyagból kimunkált próbatesteken a meghatározott hőhatásövezeti sávok a későbbi vizsgálatokhoz megfelelő mérettartományban előállíthatók. A Gleeble fizikai szimulátorral a különböző szimulációk termoelemes mérés vagy matematikai modellek segítségével meghatározott hőciklusokkal végezhető el. A folyamatok a valóságot minél inkább megközelítő körülmények között és paraméterekkel zajlanak, valós időben, ezért megbízható eredményeket biztosítanak. A széles tartományban programozható hőciklus modellek segítségével pedig a különböző hegesztési paraméterek mellett kialakuló szövetszerkezet tulajdonságai is precízen elemezhetők [21-28].

Üzemelés során számos alkatrész, illetve szerkezeti elem ismétlődő igénybevételnek van kitéve, ezért gyakran megfigyelhető a fáradás okozta meghibásodás [29, 30], amely az ultra nagyciklusú fáradás tartományában akár a hagyományos kifáradási határ alatt, viszonylag kis feszültség mellett is bekövetkezhet [31]. Ezért, a biztonságos üzemeltetés érdekében, az ismétlődő igénybevételnek kitétt acélszerkezetek tervezésének egyik fő szempontja a megfelelő fáradási szilárdság biztosítása kell, hogy legyen [30]. Közismert tény, hogy a hegesztett szerkezetek kötéseinek fáradási szilárdsága kisebb, mint az alapanyagé, ezért az üzemelés során az élettartamuk még inkább korlátozott. Ennek fő okai a hegesztés hatására bekövetkező szövetszerkezeti változások, a kialakuló maradó feszültségek és a kötés okozta feszültséggyűjtő helyek [32]. A fáradási szilárdság az acélok műszaki alkalmazásának egyik legfontosabb mechanikai paramétere. Kis(ebb) szilárdságú acélok esetén a fáradási szilárdság a kifáradási határ segítségével határozható meg, amely egyértelműen leolvasható a Wöhler görbe töréspontja alapján. Nagy(obb) szilárdságú acélok esetén viszont, nincs minden esetben egyértelmű töréspont. Ilyenkor a fáradási szilárdságot úgy határozzák meg, mint például a legnagyobb feszültségamplitúdót, amelynél a próbatestek előírt ciklusszámig – gyakran ez 10^7 ciklus – nem hibásodnak meg [33]. A nagyciklusú fáradás során a próbatestek makroszkópiusan csak rugalmas deformáción mennek keresztül, keresztmetszetük állandónak tekinthető, és a számított feszültség ténylegesen valódi feszültség. A repedés keletkezését és a repedés terjedését – így a mérési eredményeket is – azonban több, külső és belső tényező befolyásolja. Ezért az eredmények várható szórása miatt nagyobb számú próbatestet kell azonos körülmények között terhelni, és a mért adatokat matematikai-statisztikai módszerekkel kell értékelni [34].

Ismétlődő igénybevételnek kitétt szerkezetek (főként hegesztett szerkezetek) esetén szintén fontos a fáradásos repedésterjedési sebesség vizsgálata. A repedés növekedése három részre osztható: lassú növekedés, stabil növekedés és instabil repedésterjedés. Amint a repedés az instabil tartományba kerül a károsodás visszafordíthatatlan. A fáradásos repedésterjedés nagymértékben függ az anyagszerkezettani sajátosságoktól és a vizsgálati körülményektől. A szövetszerkezeti jellemzők befolyásolják a repedés terjedési útvonalát és sebességét, vagyis ezáltal a törés morfológiáját. Mivel a különböző anyagok különböző szövetszerkezettel és mechanikai tulajdonságokkal, ezáltal különböző repedésterjedési viselkedéssel rendelkeznek, felhasználás előtt ezt is meg kell vizsgálni [35-37].

1.2. Általános célkitűzések

Ahogy az a bevezetőből is látható, a nagyszilárdságú acélok területén jelenleg is számos kihívás és ismeretlen tényező nehezíti meg a felhasználást, amelyek mindegyike kiterjedt kutatást igényel. A szerkezeti acélok területén a gyártási módtól függően maximum 1100 MPa vagy 1300 MPa folyáshatárú vastaglemezek vannak forgalomban, viszont napjainkban ezek alkalmazása még erősen korlátozott, ezért kutatómunkám során ezen acéltípusokra koncentálok.

Kutatómunkámat alapvetően két területre összpontosítom. Mivel a felhasználás során nagyon gyakori a hegesztés és a nagyszilárdságú acélok hegesztésének számos nehézsége van, az első terület a választott alapanyagok hegesztéstechnológiájának fejlesztéséhez kapcsolódik. A második terület pedig a választott alapanyagok és hegesztett kötéseik ismétlődő igénybevétellel szembeni ellenállásának vizsgálata.

A nagyszilárdságú acélok ömlesztő hegesztése esetén a tervezés egyik legfontosabb eleme a megfelelő hegesztési (munka)tartomány meghatározása. Ehhez segítséget nyújt az optimális $t_{8/5}$ hűlési idő meghatározása, amelynek segítségével megadhatók a különböző hegesztési

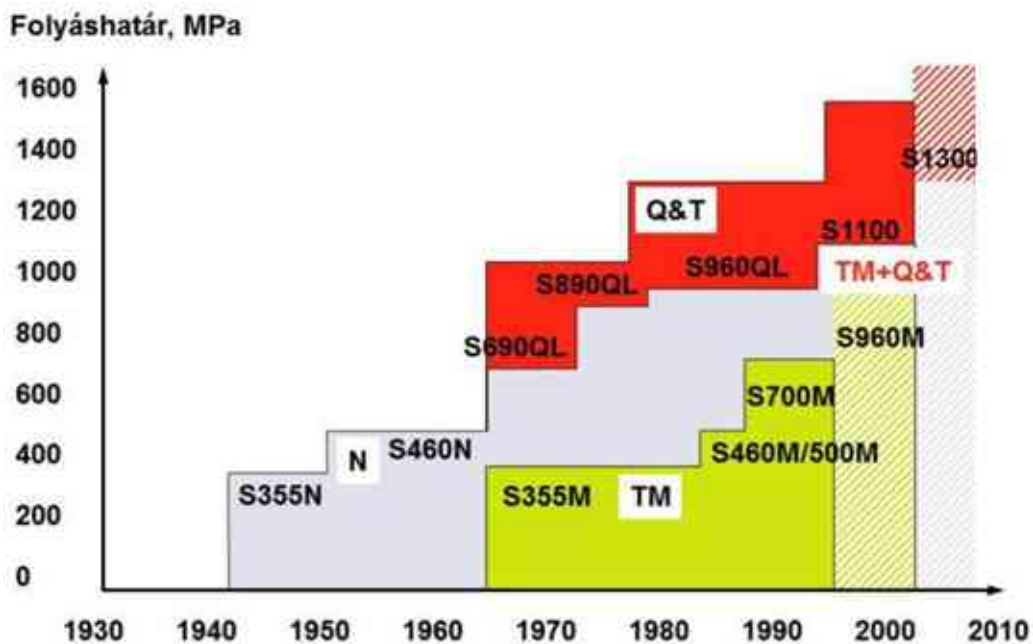
paraméterek. A $t_{8/5}$ hűlési idő vizsgálatának egyik legjobb eszköze a fizikai szimulátor, amelynek segítségével a hőhatásövezet kritikusnak vélt sávjai megfelelő méretben állíthatók elő a későbbi anyagvizsgálatok számára. A fizikai szimuláció további előnye, hogy számos technológiai változat vizsgálható, még hozzá viszonylag gyorsan és könnyen reprodukálható módon. Az anyagvizsgálatok eredményei alapján aztán tudatosan meghatározhatók a hegesztési paraméterek. Első lépésként tehát a szívósságcsökkenés szempontjából kritikusnak vélt hőhatásövezeti sávokban végzek fizikai szimulációs vizsgálatokat, különböző $t_{8/5}$ hűlési idők alkalmazása mellett. A nagyszilárdságú acélok hegesztése esetén szintén problémát jelent a hozaganyag választás kérdésköre is, mivel matching típusú hozaganyag csak az 1100 MPa folyáshatárú anyagokhoz áll rendelkezésre, és ezek a hozaganyagok is újnak minősülnek, ezért a hegesztési kísérletek során ezzel és egy széleskörben alkalmazott undermatching hozaganyaggal is készítünk hegesztett kötéseket. Így, a későbbi anyagvizsgálatok segítségével, megvizsgálhatók a különböző kötések mechanikai tulajdonságai.

Az ismétlődő igénybevétellel szembeni ellenállás esetén – mind a választott alapanyagoknál, mind a hegesztett kötésekénél –, megvizsgálom a nagyciklusú fárasztó igénybevétellel, illetve a fáradásos repedésterjedéssel szembeni ellenállást. Mivel a hozaganyag is befolyásolja a különböző fáradási jellemzőket, kutatómunkám során a választott hozaganyagok fáradási tulajdonságokra gyakorolt hatását is elemzem. Végül, a kísérletsorozatok eredményei alapján, meghatározom a tervezési határgörbét a vizsgált alapanyagok és a különböző hozaganyagokkal készült hegesztett kötések eseteire.

2. NAGYSZILÁRDSÁGÚ ACÉLOK

2.1. A nagyszilárdságú szerkezeti acélok fejlődése

Az elmúlt évtizedekben a hegesztett szerkezetek acéljai jelentős fejlődésen mentek keresztül. A fejlődés irányát elsősorban a szilárdság, azon belül is a folyáshatár növelése szabta meg. A szilárdság és a keménység között fennálló korrelációból következik, hogy a szilárdság növelése egyúttal az acél keménységét is növeli. A kutatók a szilárdság, a folyáshatár növelését a drága ötvözők alkalmazása helyett inkább különböző gyártástechnológiai fejlesztésekkel próbálták elérni. A normalizálási technológiában rejlő lehetőségek kimerülését követően megjelentek a légedzésű, majd a vízedzésű nemesített acélok, végül pedig a termomechanikus kezeléssel gyártott nagyszilárdságú acélok is. Az acélgyártók mára odáig jutottak, hogy az 1900-as évek elején alkalmazott S355 jelölésű acélminőségénél már három-négyszer nagyobb folyáshatárú szerkezeti acélokat képesek gyártani, sőt megjelentek már az 1300 MPa folyáshatárt is meghaladó típusok. Az **1. ábrán** jól nyomon követhető, hogy kezdetben csak a normalizált (N) acélok voltak a meghatározók, majd egyre inkább előtérbe kerültek az edzéssel és nagy hőmérsékletű megeresztéssel gyártott nemesített (Q, Q&T) acélok is. Jól látható az is, hogy a termomechanikus kezeléssel (TM, M) gyártott acélokkal elérhető maximális szilárdság egyelőre elmarad a nemesített acélokéhoz képest [38-40].



1. ábra. Nagyszilárdságú szerkezeti acélok fejlődése [28]

A szakirodalom nem egységes abban, hogy milyen szilárdság felett nevezhetünk egy szerkezeti acélt nagyszilárdságúnak. A 20. század második felében például a 355 MPa-t

meghaladó folyáshatárú acélok nagyszilárdságúnak számítotnak, és – például a hídépítésben vagy más élenjáró hegesztett szerkezeteknél is – nehezen terjedtek el a 420 MPa és a 460 MPa szilárdsági kategóriájú acélok. A nagy változást részben a sajáttömeg csökkentésére irányuló törekvések (önmozgó vagy szállított szerkezetek, mint a közúti járművek, daruk, földmunkagépek, hadiipari termékek), részben a megnövekedett acéligény és a gyártói kapacitások közötti egyensúly megbomlása indította el, és soha nem látott mértékben gyorsult fel az acélok (főként a hegesztett szerkezetek acéljainak) szilárdságnövelése [39, 41].

Az acélok szilárdság szerinti csoportosítására ma még nincs egységes álláspont. Ilyen csoportosítási rendszer megalkotása az acélgyártásban mértékadó országok földrajzi elhelyezkedése, az SI-től eltérő mértékegységek használata, felfogásbeli különbségek és a gyorsan változó acélválaszték miatt nagy nehézségekbe ütközik. A nagyszilárdságú acélok egyre szélesebb körű ipari felhasználását figyelembe véve, a 600 MPa szakítószilárdság ($R_{p0,2} = 500-1000$ MPa) feletti acélokat nagyszilárdságúnak, az 1200 MPa ($R_{p0,2} > 1000$ MPa) felettieket pedig ultra-nagyszilárdságúnak nevezhetjük [39, 41].

A nagyszilárdságú acélok használata lehetővé teszi a szerkezetek sajáttömeg csökkenését, ezáltal – a kisebb szelvény méret miatt – a szerkezet előállításának költsége is csökkenhet. Számos alkalmazásban és iparágban használják ezeket az acélokat például csővezetékek, hajók, könnyűszerkezetek és nagy terhelésű hegesztett szerkezetek esetén, darukban és egyéb építőipari gépekben, az autógyártásban, teherautókban (**2. ábra**). Az ultra-nagyszilárdságú acélok tulajdonságai, mint például a nagy szilárdság és a kimagasló szívósság, valamint az elfogadható alakváltozó képesség mind alapvető fontosságú az említett iparágakban történő felhasználás során [42].



2. ábra. A nagyszilárdságú szerkezeti acélok alkalmazása a járműiparban [43-47]

Az acélok előállításának technológiája, beleértve a minőségjavító fizikai és kémiai (ötvöző, mikroötvöző, szilárd- és gázszennyeződés csökkentő), továbbá az alakítási, valamint a termikus műveleteket, olyan szerteágazó, hogy különbséget kell tenni a vékony- és a vastaglemezek gyártási módjai és lehetőségei között. A vékony- és a vastaglemezek elkülönítése nem könnyű feladat. A hegesztéstudomány a vékonylemezeket a vastagoktól a hőterjedési elméletek (Rosenthal, Rykalin, Goldak) segítségével különíti el [48]. Első közelítésben a vékonylemezek

hőterjedésénél a felületi hőátadás nem hanyagolható el és a hővezetés másodlagos jelentőségű (2D modell). A vastaglemezeknél ugyanakkor a hővezetés mellett a felületen történő hőátadás elhanyagolható (3D modell). A modellek közötti határvonal nemcsak az anyagok fizikai jellemzőitől (ρ , λ , c_p stb.), hanem a hegesztéstechnológiától (E_v (I_h , U_{iv} , v_h), T_e) is függ [49]. A fálvastagsági határértékek az előzőek alapján nem tekinthetők egzakt mérőszámoknak, ezért, a széles körben elterjedt csoportosítás alapján, disszertációmban vékonylemeznek (sheet) tekintem a 3 mm-nél vékonyabb, míg középvastag vagy vastaglemeznek (plate) a 3 mm-nél vastagabb acéllemezeket [40, 50].

Az ultra-nagyszilárdságú acélok kiváló tulajdonságait különböző ötvözőelemek (C, Mn, Si, Ni, Cr, Mo) és mikroötvözők (Nb, Ti, B) alkalmazásával, valamint eltérő metallurgiai módszerek, mint például szemcsefinomítás, kiválásos keményítés (szilárdoldatos ötvözés, fázisátalakulás okozta keményedés) segítségével biztosítják. Kiemelkedő szakítószilárdságuk alapján több acéltípusnak is van az ultra-nagyszilárdságú kategóriába tartozó változata: nemesített, direkt edzett (DQ), termomechanikusan kezelt, valamint korszerű nagyszilárdságú (AHSS), például DP (dual phase) acélok, CP (complex phase) acélok, martenzites acél [42].

2.2. Napjaink ultra-nagyszilárdságú acéljai

Az **1. táblázat** a nagyobb gyártók utóbbi években forgalomban lévő nagyszilárdságú acéljainak (az 1100 MPa vagy nagyobb folyáshatárral rendelkező vastaglemezek) mechanikai tulajdonságait foglalja össze.

A táblázatban szereplő Strenx egy új, nagyszilárdságú szerkezeti acélmárka, amely egy termékben egyesíti immár az új SSAB-hoz tartozó három márka, az Optim, a Weldox és a Domex acélok legjobb tulajdonságait, vagyis a Weldox technikai jellemzőit, és a melegen hengerelt Domex és Optim alapanyagának az előnyeit. A hagyományos acélok 200 MPa-tól kezdődő folyáshatárához képest a Strenx acélok folyáshatára 600 – 1300 MPa közé esik, ezzel pedig a jelenlegi legnagyobb szilárdságú acélok közé tartoznak a piacon. A Strenx acélok előnye, hogy a nagyszilárdságú acélok területén rendkívül széles választékot biztosítanak szilárdságban és méretbeli tartományban egyaránt [64].

A **2. táblázatban** a különböző nagyszilárdságú acélok kémiai összetétele látható.

A finomszemcsés acélok karbontartalma általában nem haladja meg a 0,16%-ot viszont az ultra-nagyszilárdságú acélok, a direkt edzett Optim 1100 QC és a termomechanikusan kezelt Strenx 1100MC kivételével, akár 0,25% karbontartalmúak is lehetnek. Kémiai összetételük alapján az is megfigyelhető, hogy nagy a nikkeltartalmuk és kicsi a szennyezőtartalmuk, ami előnyös hegesztés során a melegrepedések elkerülése szempontjából. Az ötvözők közül jelentős szerepet tölt be a bór, mert erős nitrid- és karbidképző, valamint az átedződést növelő hatása is ismert, ami kis karbontartalom esetén is kihasználható a nemesített állapot eléréséhez. A bór mellett jelenlévő króm és nikkelt szintén növeli az átedzhetőséget [28].

1. táblázat. Nagyszilárdságú acélok mechanikai tulajdonságai [51-63]

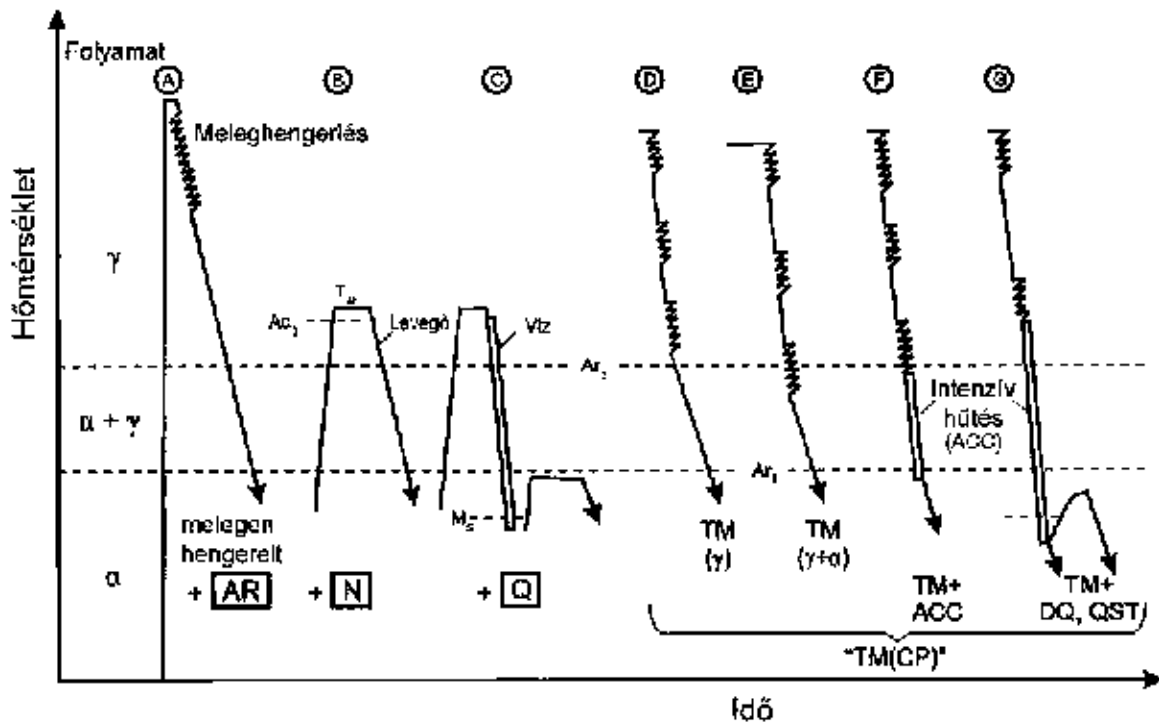
Gyártó	Megnevezés	Vastagság [mm]	Folyáshatár min. [MPa]	Szakítószilárdság [MPa]	Százalékos szakadási nyúlás min. [%]	Charpy-V ütőmunka min. [27J/°C]
RUUKKI	Optim 1100 QC	3-7	1100	1200≤	6	-20
SSAB	WELDOX 1100 E	4-4,9	1100	1250-1550	8	-40
	WELDOX 1100 F	5-25			10	-60
	WELDOX 1300 E	4-10	1300	1400-1700	8	-40
	WELDOX 1300 F				-60	
	DOMEX 1100	3-6	1100	1250	7	N/A
	Strenx 1100 E	4-4,9	1100	1250-1550	8	-40
	Strenx 1100 F	5-40			10	-60
	Strenx 1100 Plus	4-6 6,1-8,0	1100	1130-1350	10	-20
	Strenx 1100MC	3-8	1100	1250-1450	7	-40
	Strenx 1300 E	4-15	1300	1400-1700	8	-40
	Strenx 1300 F				-60	
Voestalpine	Alform 1100 M x-treme	15-20 >20-25	1100 1080	1120-1300 1100-1300	8	-40
Thyssenkrupp	XABO 1100	4-40	1100	1200-1500	8	-40
ArcelorMittal	Amstrong Ultra 1100QL	8-15	1100	1250-1450	10	-40

2. táblázat. Nagyszilárdságú acélok kémiai összetétele, tömeg% [51-63]

Gyártó	Megnevezés	Kémiai összetétel										
		C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Ni	Mo	B	V
RUUKKI	Optim 1100 QC	0,16	0,3	1,25	0,02	0,01	N/A	N/A	N/A	N/A	N/A	N/A
SSAB	WELDOX 1100 E	0,21	0,5	1,4	0,02	0,005	0,8	0,1	3	0,7	0,005	0,08
	WELDOX 1100 F											
	WELDOX 1300 E	0,25	0,5	1,4	0,02	0,005	0,8	0,1	3	0,7	0,005	N/A
	WELDOX 1300 F											
	DOMEX 1100	N/A	N/A	N/A	N/A	N/A	N/A	N/A	N/A	N/A	N/A	N/A
	Strenx 1100 E	0,21	0,5	1,4	0,02	0,005	0,8	0,3	3	0,7	0,002	N/A
	Strenx 1100 F											
	Strenx 1100 Plus	0,2	0,5	1,8	0,02	0,005	N/A	N/A	N/A	N/A	N/A	N/A
	Strenx 1100MC	0,15	0,5	1,8	0,02	0,005	N/A	N/A	N/A	N/A	N/A	N/A
	Strenx 1300 E	0,25	0,5	1,4	0,01	0,003	0,8	0,3	3	0,7	0,005	N/A
Strenx 1300 F												
Voestalpine	Alform 1100 M x-treme	0,2	0,5	2,1	0,015	0,006	1,7	0,7	2	0,8	0,005	0,2
Thyssenkrupp	XABO 1100	0,2	0,5	1,7	0,02	0,005	1,5	N/A	N/A	0,7	N/A	0,12
ArcelorMittal	Amstrong Ultra 1100QL	0,2	0,3	1,4	0,002	0,01	0,8	0,3	1,5	0,7	N/A	0,1

2.3. Nagyszilárdságú acélok gyártása

A nagyszilárdságú acélok előállításának, vagyis a folyáshatár növelésének egyik leghatékonyabb módja a – nagyszilárdságú vastaglemezeknél alkalmazott – szemcseméret csökkentés. Ebben az esetben, változatlan vegyi összetétel mellett is növelhető az anyag folyáshatára. A finomszemcsés szerkezet, vagyis a szemcseméret csökkentése több eljárással is elérhető (N, TM, Q), ezeket a **3. ábra** foglalja össze [28].



3. ábra. A nagyszilárdságú szerkezeti acélok előállítási módjai [65]

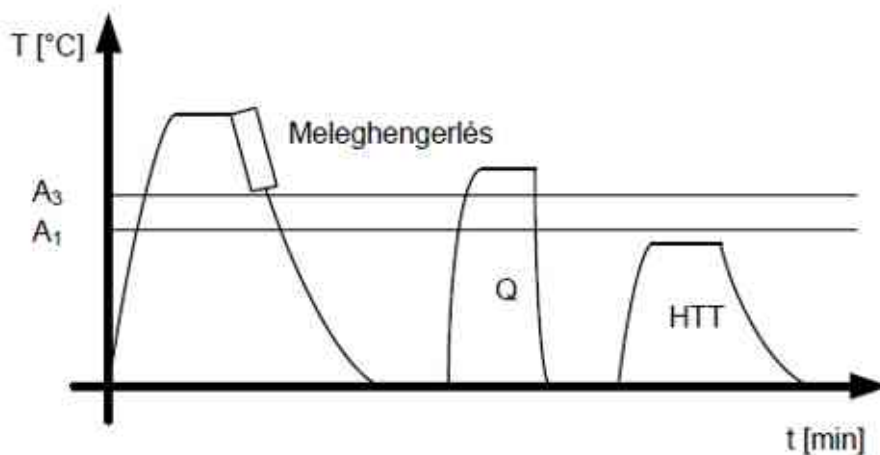
Jól megfigyelhető, hogy bármelyik eljárást is alkalmazzuk, a kezdő lépés minden esetben egy meleghengerlés, a homogén ausztenites mezőben. Normalizált acélok esetén ezt egy normalizáló hőkezelés követi (A és B görbe), míg nemesített acélok előállítása során edzést és magas hőmérsékletű megeresztést alkalmaznak (A és C görbe). A termomechanikus kezeléssel előállított acélok (D – G görbék) esetében megfigyelhető egy jóval összetettebb gyártástechnológiai folyamat [40]. A kezdeti meleghengerlést követően további, kisebb hőmérsékletű alakítási lépések következhetnek, a gyártási folyamatot pedig gyakran különböző mértékű hűtési módok zárják. Természetesen más előállítási módok is léteznek, azonban azok is ezekre az alapokra építkeznek. A felsorolt mechanizmusokon kívül további szilárdságnövelő módszerek is rendelkezésre állnak, azonban az így készült acélok jellemzően vékonylemezek, vastagságuk mindössze néhány mm, így ezekkel disszertációmban részletesen nem foglalkozom [28, 66].

Napjainkban a nagyszilárdságú acélok gyártása három fő gyártási típusra oszlik: nemesítés, direkt edzés és termomechanikus kezelés [67].

2.3.1. Nemesítés

A nemesített nagyszilárdságú szerkezeti acélok esetén a kimagasló szilárdságot a gondosan megválasztott ötvözőtartalom és a hőkezeléstechnológia együttes hatásával érik el. Az A_3 hőmérséklet feletti meleghengerlést követően, viszonylag lassú hűtési sebesség alkalmazásával, a

lemezeket szobahőmérsékletre hűtik vissza, majd ezt követően újra A_3 fölé hevítik, és rövid ideig hőntartják, amíg a teljes keresztmetszet ausztenites szerkezetű lesz. Ilyenkor az acélgyártók arra törekednek, hogy az A_{c3} hőmérsékletet csak minimálisan lépják túl, garantálva a lehűtést követően megcélzott finom ($\approx 10 \mu\text{m}$) szemcseméretet. A hőntartást követően egy edzési folyamat (Q) következik, amelynek során rendkívül intenzív hűtést (általában vízűtést) alkalmaznak. Ezért ezt a csoportot a szakirodalom gyakran „vizedzésű” nagyszilárdságú acélnak nevezi, valamint a kis karbontartalom miatt sokszor a „vakedett” (helyesebben „vaknemesített”) jelzővel látja el. Az átédzhetőség növelése érdekében ezekhez az acélokhöz az átalakulási diagramokat jelentősen jobbra toló ötvözőket, krómot és molibdént, esetenként nikkelt adagolnak, illetve gyakran alkalmaznak mikroötvözőket is. Az edzést követően, a hőkezelés megeresztési szakaszában (HTT), A_1 hőmérséklet alá hevítik az acélt, ahol egy hőntartást követő lassú lehűtés során nyeri el végső szövetszerkezetét, amely a kimagasló szilárdsági jellemzők mellett megfelelő szívóssági tulajdonságokkal és alakváltozó képességgel rendelkezik. Ezeknek az acéloknak a megeresztésekor nagy megeresztési hőmérsékletet, és viszonylag rövid hőntartási 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 [39]. Egy ilyen nemesített nagyszilárdságú szerkezeti acél gyártásának a folyamatát a **4. ábra** szemlélteti [49].



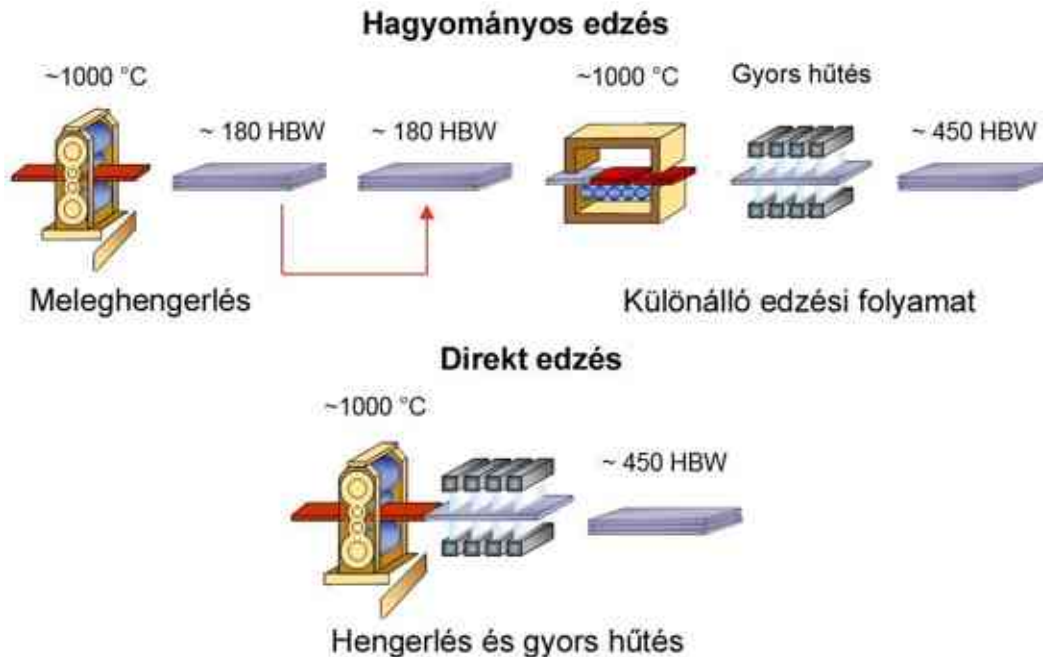
4. ábra. A nemesített (Q+HTT) szerkezeti acélok szokásos gyártási folyamata [39]

Nemesítéssel előállított nagyszilárdságú acéltípusra jó példa lehet az SSAB által gyártott Weldox és Strenx (termékek többsége), az ArcelorMittal által előállított Armstrong, valamint a Thyssenkrupp XABO termékcsaládja.

2.3.2. Direkt edzés

Előállítási módjukat tekintve a direkt edzett, vagy más néven közvetlen edzésű acélok hasonlóak a nemesített acélokhöz. A gyártási folyamat a meleghengertést követően egy edzésből és egy megeresztésből áll ezeknél az anyagoknál is, a különbség az egyes lépések mértékében és időrendiségében található. Az **5. ábra** alapján jól látható, hogy a hagyományos edzés esetében a meleghengertés és az azt követő edzés között valamilyen anyagmozgatási lépés történik, ennek következtében az edzés előtt újbóli felhevítés szükséges, majd ezt követi a gyors hűtés és a magas hőmérsékletű megeresztés. Ezzel szemben, a direkt edzés során, a hengertést követően – amint az acél az A_3 hőmérséklet alá hűl – közvetlenül gyors hűtést alkalmaznak, így a hengertés

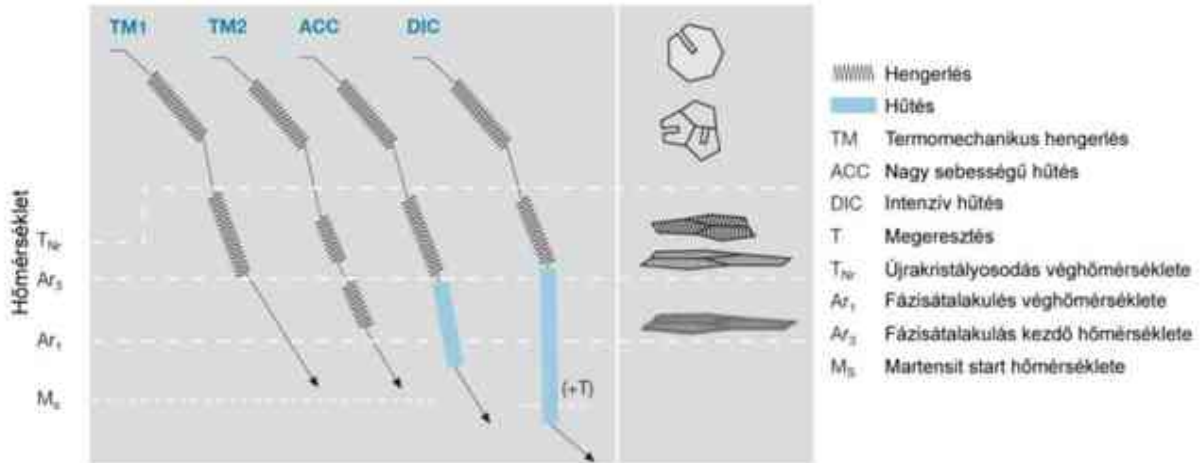
után azonnal megvalósul az edzés. Ezt követi a hagyományos, magas hőmérsékletű megeresztés. Ennek az eljárásnak köszönhetően jelentősen lerövidül a gyártási folyamat, amelynek következtében a költségek is csökkennek, továbbá pontosabbá válik a lemezvastagság beállítása is. Szövetszerkezeti tulajdonságait tekintve ezen acélok rendkívül kemény és szívós szövetszerkezetűek, így átmeneti hőmérsékletük meghaladja a hagyományos nemesített nagyszilárdságú acélokét, szilárdsági jellemzőikben azonban nem maradnak el tőlük. A RUUKKI a direkt edzést a nagyszilárdságú Optim termékeinél alkalmazta. Ezen nagyszilárdságú acélokat nehéz munkagépek, bányagépek esetében lehet előnyösen használni, ahol nem ritka a negatív hőmérsékleten való üzemelés és a nagy terhelés [28, 68, 69].



5. ábra. A hagyományos edzés és a direkt edzés folyamata [28]

2.3.3. Termomechanikus kezelés

A korszerű, nagy folyáshatárú, jól hegeszthető acélok kiváló szilárdsági és szívóssági tulajdonságait más módon, két szilárdságnövelő mechanizmus együttes alkalmazásával is el lehet érni. Ebben az esetben a különlegesen finom szemcseméretet szabályozott véghőmérsékletű hengerléssel, termomechanikus kezeléssel érik el [70]. Ennek lényege, hogy összekapcsolják az alakítás és a hőkezelés tulajdonságjavító mechanizmusait. A nagy szilárdság és a finom szemcseszerkezet nagyobb hőmérsékletű stabilitását karbid- és nitridképző ötvözők hozzáadásával érik el. A termomechanikus eljárás a több évtizede már alkalmazott és hazánkban is jól ismert irányított hengerlésű eljárásból fejlődött ki. A termomechanikus kezelés során a hengerlés véghőmérsékletét $1100\text{--}1200\text{ }^{\circ}\text{C}$ -ról $850\text{--}900\text{ }^{\circ}\text{C}$ -ra csökkentik, ami jelentősen megnöveli a hengerléshez szükséges nyomást. Ezen az értéken az ausztenit már alacsonyabb hőmérsékleten is stabil. A hengerek közül kilépő anyagban az ausztenit jelentősen túlhűtött, ezért rendkívül sok csírán indul meg a kristályosodás, és így érhető el az extra finom szövetszerkezet. Az ezt követő szabályozott hűtéssel a kis szemcsenagyság megőrzése és a kis hőmérsékleten is nagy szívósság biztosítása a cél. Ezt a folyamatot a 3. ábra D-G görbéi, illetve a 6. ábra szemlélteti [71].

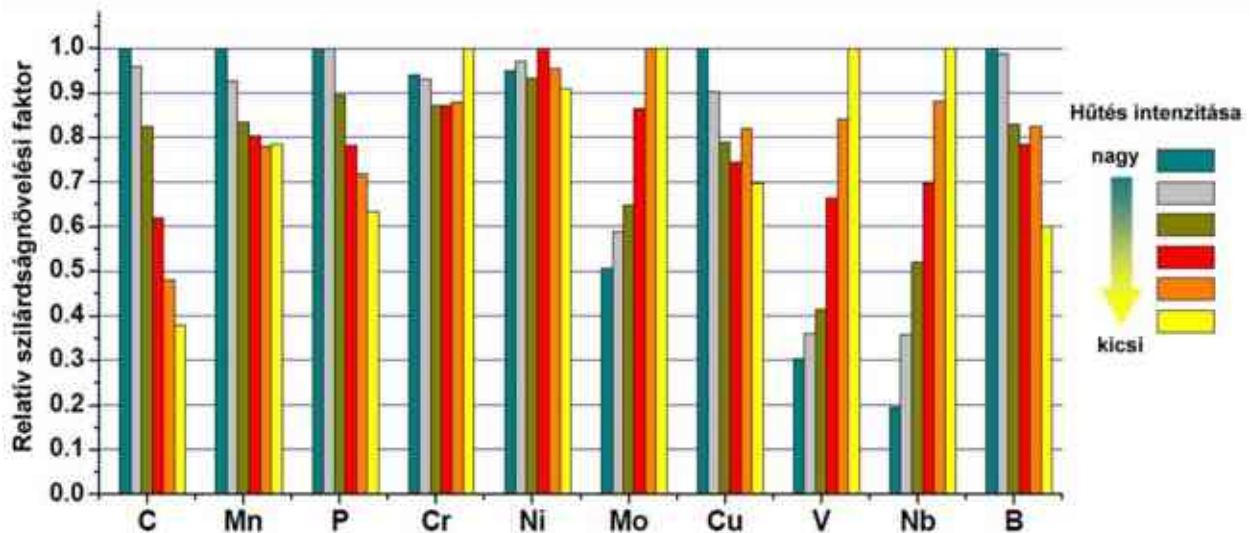


6. ábra. A termomechanikus kezelés különböző változatai [71]

A különböző változatokban a szűrésok száma és hőmérséklete, illetve a hengerlést követő intenzív hűtés alkalmazása a különbség. Eredményét tekintve mindegyik változat hasonló, a kapott szövetszerkezetben és az egyes fázisok eloszlásában figyelhető meg eltérés. A változatos gyártástechnológia a különböző acélgyártók eltérő technikájának köszönhető, nem elfelejtve, hogy a termomechanikus kezelés a gyártás szempontjából költségesebb, mint a nemesítés. A nagyobb nyomás nagyobb teherbírású hengerek követel, ami nagyobb beruházási költséget jelent. A hengerlés időtartama általában hosszabb, így a termelékenység kisebb; továbbá, a nagyobb lemezvastagságok esetében mind a léghűtés, mind a vízhűtés hatása csökken, vagyis a kialakult szövetszerkezet nem fog megfelelni az elvárásoknak [40].

Az iparban termomechanikus kezelést alkalmaz az SSAB Domex és Strenx MC, valamint a Voestalpine Alform termékei előállításánál.

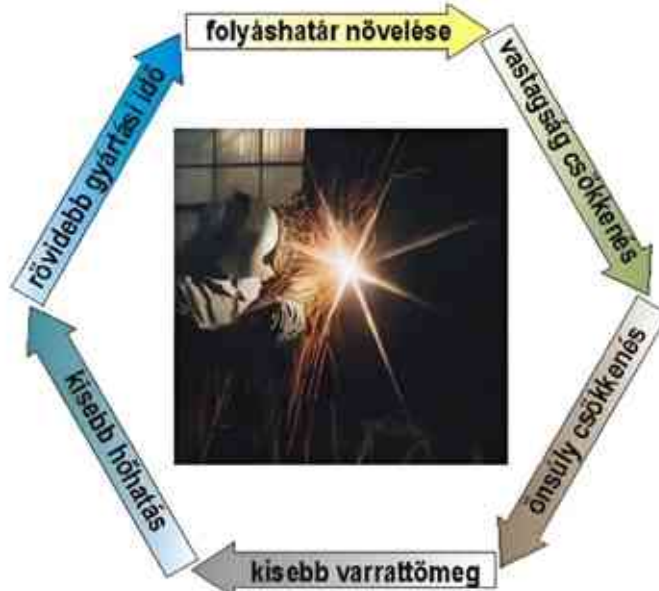
Vegyí összetételüket vizsgálva megállapítható, hogy a termomechanikusan kezelt acélok az ötvözők tekintetében nem különböznek jelentősen a nemesített acéloktól. Az egyes ötvözők hatását a szilárdságnövelésre, a hűtés intenzitását is figyelembe véve, a 7. ábra szemlélteti [72].



7. ábra. Az egyes ötvözők hatása a szilárdság növelésére, a hűtés intenzitásának függvényében [72]

2.4. Nagyszilárdságú acélok hegesztése

Ténylegesen csak alig néhány anyag használható eredeti formájában, mivel ezeket termékekbe, vagy szerkezetekbe kell integrálni. A hegesztést erre a célra széles körben alkalmazzák, mivel ez a technológia mind a legkisebb alkatrészek előállítására, mind a legnagyobb szerkezetek megépítésére egyaránt alkalmas. A hegesztést a hagyományos ipari területeken és a legmodernebb berendezések gyártásában is használják. Napjaink korszerű mérnöki szerkezetei (hidak, mobil daruk, gépjárművek, katonai eszközök) szinte elképzelhetetlenek valamilyen hegesztett kötés nélkül. Ezeket a szerkezeteket használatuk során különböző mechanikai igénybevételek érik, így azokat - nagy terhelésükből adódóan - nem gazdaságos kisebb szilárdságú acélokból elkészíteni, mert az alkalmazott szelvényátmérők, ebből adódóan pedig a szerkezet saját tömege túlságosan nagy lenne. Itt kap fontos szerepet a korszerű nagyszilárdságú acélok alkalmazása. Ilyen esetekben ugyanis csökkenthető az alkalmazott szelvényátmérő, a szerkezet saját tömege, ezzel együtt pedig az alkalmazott varratok tömege is. A nagyszilárdságú acélok alkalmazásának előnyeit a **8. ábra** szemlélteti [40, 73].



8. ábra. Nagyszilárdságú acélok alkalmazásának előnyei [73]

Az acél kémiai összetétele és mikroszerkezete, ugyanúgy, mint a hozaganyag kémiai összetétele, a meghatározott hegesztési körülmények között sok tényezőre hatással lehet, mint például ridegtörés, keménység, melegrepedés érzékenység. Az előállítási módszerek (például az acélgártás és a dezoxidálás módja, hideg és meleg megmunkálási módok, hőkezelés) hatása a metallurgiai tulajdonságokra kritikus, a kiválások, a zárványok, az anizotrópia, a szemcseméret, valamint a kristályszerkezet kialakulásának szempontjából. A fizikai tulajdonságok hatással vannak az alakváltozási tulajdonságokra, a hővezető képességre, az olvadáspontra, a szilárdságra és a szívósságra is. Szintén fontos szempont a megfelelő hegesztő eljárás és a technológiai paraméterek megválasztása. A tényezők, amelyek hatással vannak technológiai szempontból a hegeszthetőségre a következőket foglalják magukban [7]:

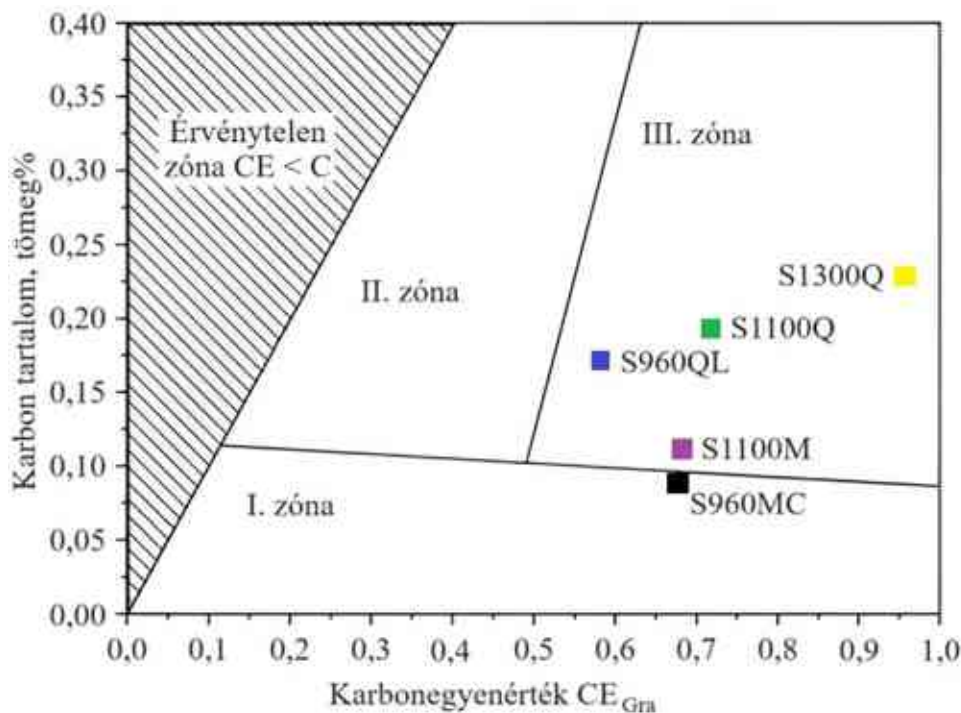
- a hegesztés előkészítése;
- hegesztő eljárás, beleértve: a hozaganyag típusát, a hegesztéshez szükséges kellékeket, a hegesztési paramétereket, a hegesztési sorrendet, az előmelegítést, a hegesztési pozíciót és a szükséges óvintézkedéseket;

– elő-, és utóhékezelések.

A karbon egyenérték (CE) a leggyakoribb számszerűsített jellemzője a szerkezeti acélok hegeszthetőségének, amelyet arra használnak, hogy megállapítsák a karbon és az egyéb kémiai elemek egyesített hatását az acél hidegrepedési hajlamára. Általánosan elmondható, hogy a kis karbon egyenérték fontos a jó hegeszthetőség biztosításához. A karbon egyenérték meghatározására különböző összefüggéseket találhatunk, de szerkezeti acélok esetében általában az (1) képletet alkalmazzák a gyakorlatban, amely az IIW által javasolt összefüggés:

$$CE = C + \frac{Mn}{6} + \frac{(Cr+Mo+V)}{5} + \frac{(Ni+Cu)}{15} \quad (1)$$

Az acélok osztályozására alkalmazható a Graville diagram is, amelyet a **9. ábra** mutat. A diagram az acélokat három különböző kategóriába sorolja a hegeszthetőségük függvényében: I. zóna (könnyen hegeszthető), II. zóna (körültekintően hegeszthető) és III. zóna (nehezen hegeszthető) [74]. A diagramból látható, hogy a karbon egyenérték növekedésével a hegesztés nehezebbé válik, viszont azt is hangsúlyozza, hogy a karbonnak milyen fontos hatása van a hegeszthetőségre. Az acélok karbontartalmának csökkentése a leghatékonyabb módja annak, hogy javítsuk a hegeszthetőséget [75].



9. ábra. Graville diagram [76]

A nagyon magas karbon egyenérték korlátozott hegeszthetőséget jelent [77]. A CE szintén segít annak megítélésében, hogy a hegesztett szerkezet készítése közben kell-e alkalmaznunk előmelegítést, valamint abban, hogy figyelembe kell-e vennünk a hidrogén hatását. A Graville diagram osztályozása alapján a nagyszilárdságú acélok hegesztése során előmelegítést és szabályozott hőbevitelt javasolt alkalmazni, mivel ezek a minőségek többnyire a III. zónába tartoznak (S960QL, S1100Q, S1100M, S1300Q), ahol az acéloknak egyaránt magas a karbontartalmuk és a karbon egyenértékük, ezért a hegesztési körülmények hatására repedés-érzékeny lehet a szerkezet. Megfontolva ezeket a technológiai javaslatokat, a hidegrepedés esélye csökkenthető, valamint a hegesztett kötés szilárdsága és szívóssága is elfogadható lehet

[78]. A táblázatban bejelölt S960MC termomechanikusan kezelt acél az I. zónába sorolható, tehát viszonylag alacsony a karbontartalma és kicsi az edződési hajlama is, ezért kevésbé hajlamos a hidegrepedésre. A korszerű nagyszilárdságú szerkezeti acélok hegesztéstechnológiájának kidolgozása során a hegesztőmérnökök egyik lefontosabb feladata az előmelegítési hőmérséklet és a fajlagos hőbevitel meghatározása [79].

2.4.1. Hegesztési nehézségek

A nagyszilárdságú acélok hegeszthetőségét három tényező határozza meg. Az első a hidegrepedés érzékenység, a második a hőhatásövezet szilárdságának és szívósságának a csökkenése, a harmadik pedig a hozaganyag-választás problémaköre [80].

Ömlesztőhegesztés esetén a kiinduló nem egyensúlyi szövetszerkezetet a hegesztés hőciklusa irreverzibilisen megváltoztatja, amelyet utókezeléssel már nem lehet helyreállítani. Ebből adódóan a hegesztett kötés inhomogén mikroszerkezettel és az alapanyaghoz képest eltérő mechanikai tulajdonságokkal rendelkezik. Nehézséget jelent, hogy a hőhatásövezetben lokális jelleggel kialakuló rideg részek, különösen elegendő diffúzióképes hidrogéntartalommal párosulva, repedések keletkezésének helyei lehetnek. A hegesztésből adódó járulékos feszültségek és a nagyszilárdságú acélokra jellemző kis alakváltozó képesség fokozottan növelik a repedésképződési hajlamot. Az egyes esetekben megjelenő kilágyult zónák a kötés teherviselő képességének romlását idézik elő [39, 40].

A hőhatásövezet kilágyulásai hajlama fokozottan jelentkezik a nagyobb szilárdsági kategóriákban. A nagyszilárdságú szerkezeti acél hőhatásövezetének a kilágyulási mechanizmusa elsődlegesen az interkritikus zónára vonatkozik. A szuperkritikus zónákban (A_3 felett), az ausztenit bomlásakor az acél edzhetőségétől (ötvözet) és a hűlési időtől függően martenzit tartalmú szövetszerkezet alakul ki. Az interkritikus zóna (A_1 és A_3 között), amelyben a hevítés során egyszerre található az eredeti szövetszerkezet és az ausztenit, majd pedig az ausztenit bomlásából szintén martenzit tartalmú részek alakulhatnak ki. A_1 alatti megeresztési hőmérséklet esetén a szövetszerkezet martenzit/bénit tartalmú lesz [81]. A hőhatásövezet kilágyulásának mértéke függ a kezdeti alapanyag szövetszerkezetétől és keménységétől, az acél kémiai összetételétől, valamint a hegesztési hőciklustól (amely a hegesztési folyamat jellemzője) [82, 83]. A nagyobb fajlagos hőbevitel nagyobb kilágyulást eredményezhet, amely egyes acélkategóriákban akár a durvaszemcsés övezetben is jelentkezhet [84].

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. Továbbá, bizonyos szilárdság fölött, a szilárdsági kritériumnak már nem is biztos, hogy meg tudnak felelni a hozaganyagok [39, 40].

Tehát, a nagyobb karbon- és ötvözőtartalom a korszerű nagyszilárdságú acélokat érzékenyebbé teszi a hegesztés hőciklusára, amelynek eredményeként a hegesztett kötés tulajdonságai (és mikroszerkezete) nagy változásokon mennek keresztül. A mikroszerkezet és a tulajdonságok nagymértékben függenek a hegesztési körülményektől és a kémiai összetételétől, ezért egy adott nagyszilárdságú szerkezeti acélra kidolgozott hegesztéstechnológia gyakran nem használható fel más típusokhoz. A szerkezeti acélok esetén már most is széles skála áll rendelkezésünkre, amely folyamatosan bővül [85].

2.4.1.1. Repedésképződési hajlam

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 sajátossággal rendelkezhet, amely az átmeneti hőmérséklet növekedését eredményezi. Ezekhez a hegesztéstechnológiával összefüggő repedések is társulhatnak. A nagyszilárdságú acélokban – a fejlett üstmetallurgiai eljárásoknak köszönhetően – a szennyezőtartalom minimális, ezért hegesztéskor nem kell tartani melegrepedések (kristályosodási vagy likvációs repedések) megjelenésétől [86]. 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 [49]:

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

A **3. táblázatban** különböző nagyszilárdságú acélok CE értékei láthatók.

3. táblázat. Nagyszilárdságú acélok karbonegyenértéke [51-63]

Gyártó	Az acél megnevezése	CE maximum [%]
RUUKKI	Optim 1100 QC	0,55
SSAB	WELDOX 1100 E	0,71 (átlagos érték)
	WELDOX 1100 F	
	WELDOX 1300 E	0,67
	WELDOX 1300 F	
	DOMEX 1100	n.a.
	Strenx 1100 E	0,73
	Strenx 1100 F	
	Strenx 1100 Plus	0,89
	Strenx 1100MC	0,56 (átlagos érték)
	Strenx 1300 E	0,67
Strenx 1300 F		
Voestalpine	Alform 1100 M x-treme	0,82
Thyssenkrupp	XABO 1100	n.a.
ArcelorMittal	Amstrong Ultra 1100QL	0,75

A 3. táblázatból látható, hogy az ultra-nagyszilárdságú acélok CE értéke nagyobb, mint 0,45% (annak ellenére is, hogy az acélgyártók a nagy mennyiségű ötvözők alkalmazása helyett különböző hőkezelő eljárásokkal biztosítják a kiemelkedő mechanikai tulajdonságokat), ezért korlátozottan hegeszthetők, így hegesztésük esetén érdemes előmelegítést alkalmazni. Az ultra-nagyszilárdságú acélok mikroszerkezete főként alacsony karbontartalmú martenzitből, vagy martenzit és bénit keverékből áll, amely biztosítja a nagy szilárdságot [7].

A karbonegyenérték kiszámítására használt összefüggések segítenek felmérni az acélok keményedési hajlamát, viszont a keményedés csak akkor következik be, ha a hűlési sebesség eléri egy kritikus értéket. Annak érdekében, hogy meghatározzuk ezeknek az acéloknak a hűlési

sebességét, a hőhatásövezetben elemeznünk kell a hűlési feltételeket. Ez megvalósítható a CCT-W diagram (Continuous – Cooling – Transformation diagram for welding conditions, folyamatos hűtésre érvényes átalakulási diagram hegesztésnél) segítségével [87].

A hagyományos diagramok megmutatják az ausztenit átalakulási jellemzőit, viszonylag hosszú ideig és állandó hőmérsékleten történő homogenizálás után. Hegesztés során az ausztenit gyorsan alakul ki, kevésbé homogén, és a hűlés közbeni viselkedése is szignifikánsan eltérő lehet. A befejezetlen homogenizáció eredményeként az ausztenit kisebb csúcshőmérsékletek esetén gyorsabban alakul át a hűlés során [88]. A hegesztett kötéshez közeledve a magasabb csúcshőmérsékletek miatt nagyobb a keményedési képesség és hosszabb az átalakulási idő. Összehasonlítva hegesztés esetén a CCT diagramot a hagyományos hőkezelési ciklusokkal, a hegesztési hőciklus a következőkkel jellemezhető [89, 90]:

- nagyon magas hevítési és hűlési sebesség a hőhatásövezetben (ívhegesztés esetén 400 °C/s, lézer és elektronsugaras hegesztés során a beolvadási vonal közelében 6000 °C/s feletti);
- a maximális hőmérsékleten nagyon rövid a hőntartási idő (a maximális hőmérsékletet rögtön követi a hűlési szakasz);
- egymás után két vagy több hőciklus következik többsoros hegesztés esetén.

A CCT-W diagram elemzése lehetővé teszi, hogy meghatározzuk a hőhatásövezet különböző részeiben végbemenő szövetszerkezeti változásokat és a keménységeloszlást. A CCT diagramok jellegzetes részeinek meghatározásához a következő összefüggésekre van szükség [91]:

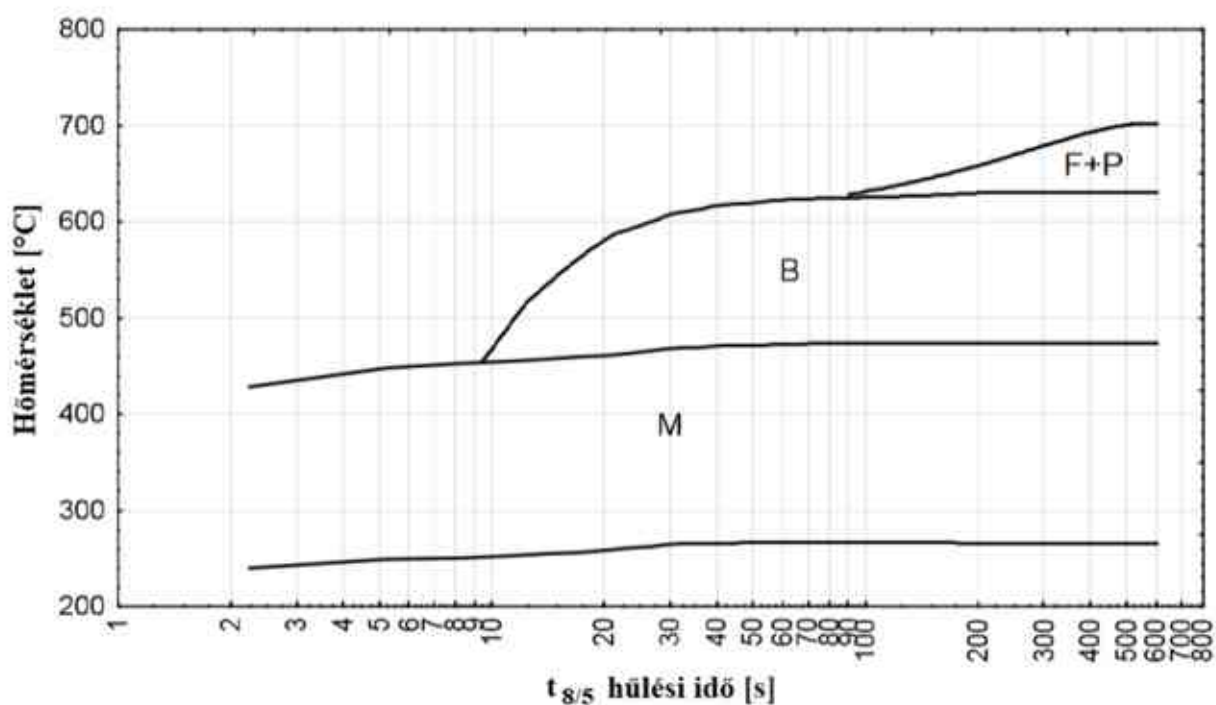
$$M_s = 539 - 423 \cdot C - 30,4 \cdot Mn - 17,7 \cdot Ni - 12,1 \cdot Cr - 7,5 \cdot Mo; \quad (2)$$

$$M_f = 346 - 47,4 \cdot C - 33 \cdot Mn - 17 \cdot Ni - 17 \cdot Cr - 21 \cdot Mo; \quad (3)$$

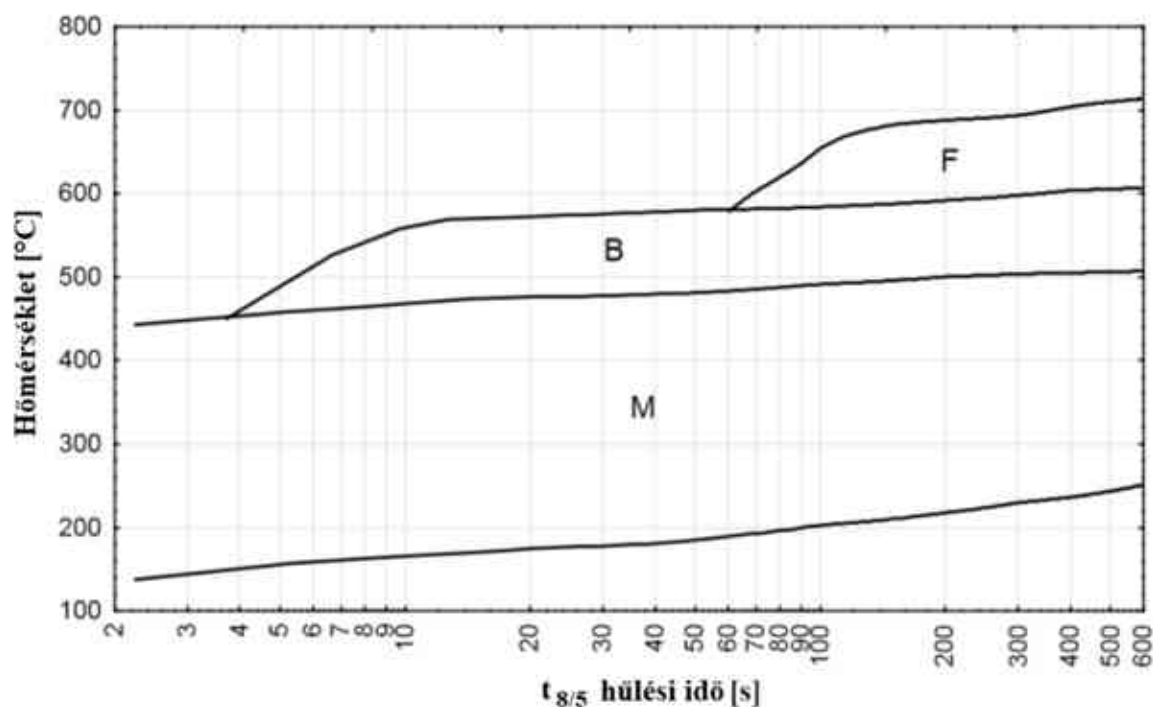
$$B_s = 830 - 270 \cdot C - 80 \cdot Mn - 70 \cdot Cr - 83 \cdot Mo. \quad (4)$$

A **10. ábrán** a Weldom 1100, a **11. ábrán** pedig a Weldom 1300 jelű anyag numerikus szimuláció segítségével meghatározott CCT-W diagramja látható.

Meg kell említeni, hogy az ismertett számítási módot kisebb szilárdságú acélok esetére fejlesztették ki, mint például az S355 jelű acél, így az ultra-nagyszilárdságú acélok esetén – a változatos kémiai összetétel miatt – az azonos szilárdsági kategóriába tartozó acéloknál is lehetnek eltérések a CCT-W diagramokban [7].



10. ábra. A Weldox 1100 jelű acél CCT-W diagramja numerikus szimuláció alapján [7]

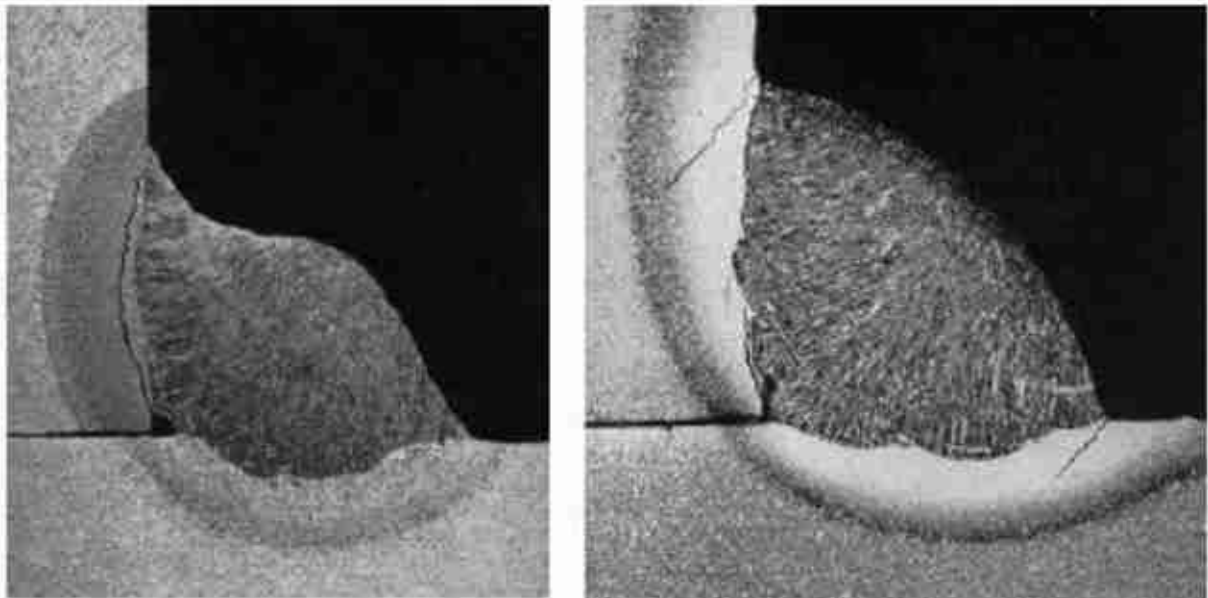


11. ábra. A Weldox 1300 jelű acél CCT-W diagramja numerikus szimuláció alapján [7]

A szövetszerkezet mellett a hidegrepedések megjelenését okozó másik tényező a hidrogén. Hidrogén származhat az acélgyártásból, illetve a további technológiai műveletek vagy a későbbi felhasználás (hegesztés, korrózióvédelem, nagy nyomású hidrogén gáz jelenléte, a levegő nedvességtartalma stb.) során is bekerülhet a hegesztett kötésbe. Hegesztés során az ívben lévő hidrogénmolekulák felbomlanak hidrogén atomokra, amelyek kis méretük folytán a

rácshézagokban, diffúzió útján mozogni képesek. A diffúziós mozgáshoz szükséges aktiválási energia magas 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 fémfűrdőből eltávozni. A hegesztési folyamatban többnyire nincs idő a diffúziós folyamat teljes lejátszódásához, ezért a nagy mennyiségű hidrogén a nagyobb rácshézagú helyeken (például szemcsehatár, rácshibák, diszlokációs helyek) gyűlik össze, majd molekulává egyesül, 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 [92, 93]. A peremfeltételektől függően a keletkező repedések akár a gyors ridegtöréshez vezető kritikus méretet is könnyebben elérhetik. A hidrogén tartalom megfelelő hozaganyag választással, a hegesztendő felületek és környezetük tisztításával és tisztán tartásával, megfelelő minőségű védőgáz alkalmazásával, valamint a hegesztési paraméterek helyes megválasztásával jelentősen mérsékelhető [39].

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, a varratban gyakran keresztirányban jelentkeznek a lehűlést követően. A hidegrepedések megjelenési formáit a **12. ábra** szemlélteti [39].



12. ábra. Hegesztett kötésben megjelent hidegrepedés a varratban és a hőhatásövezetben [39]

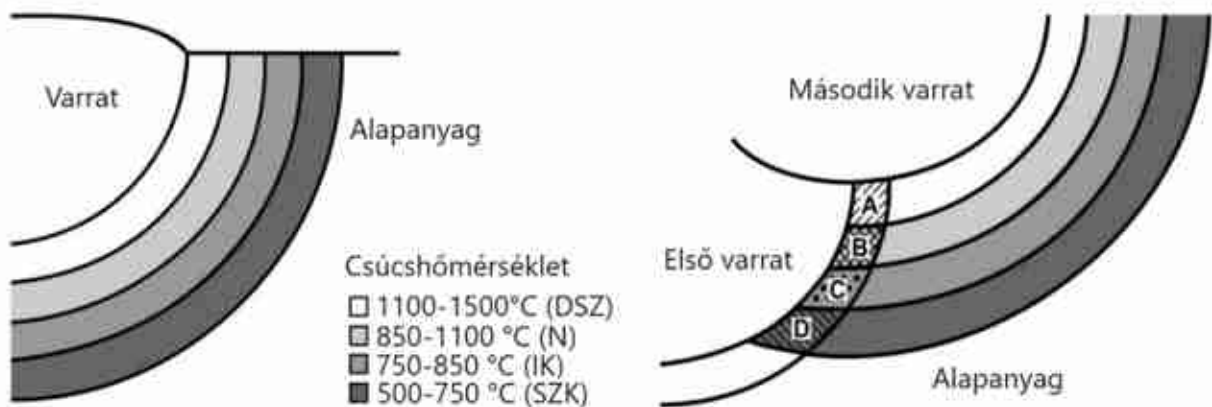
2.4.1.2. A hőhatásövezet tulajdonságai

A nemesített nagyszilárdságú acélok hőhatásövezete elsősorban a szívósságcsökkenés, másodsorban pedig a kílágulás 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 szövetszerkezetet hoznak létre. Egy melegen hengerelt szerkezeti acél egyrétegű varratának hőhatásövezete általános esetben az alábbi sávokból épül fel [49, 92, 94, 95]:

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

Többrétegű varratok esetén a már kész varratsort a következő sor részben megolvasztja, illetve a meg nem olvadt részeket áthőkezezi, így sokkal összetettebb hőhatásövezeti sávok alakulnak ki [40]. A **13. ábra** az egyrétegű és a többrétegű varratfelépítés esetén kialakuló hőhatásövezet szerkezetét szemlélteti, ahol A – durvaszemcsés sáv, B – szuperkritikus durvaszemcsés sáv, C - interkritikus durvaszemcsés sáv, D – szubkritikus durvaszemcsés sáv.



13. ábra. A hőhatásövezet szerkezete egyrétegű és többrétegű varratfelépítés esetén [7]

2.4.1.2.1. Durvaszemcsés sáv jellemzői

A beolvadási vonal mellett az anyag A_{c3} hőmérséklet fölé hevül, a homogén ausztenit mezőbe. Mivel a hevítési sebesség elég nagy (500-1000 °C/s), az átalakulás $A_{c1} \approx 750-800$ °C környékén kezdődik és $A_{c3} \approx 950$ °C-nál fejeződik be. Amikor a szemcsedurvulási zónában a csúcshőmérséklet 1100 °C fölé emelkedik, a szemcsék exponenciálisan növekedni kezdenek a különböző mikroötvöző elemek jelenlétében. A nagyszilárdságú szerkezeti acélok ezen zónájában a szívósságcsökkenésének két oka van. Az első, hogy a szemcseméret akár több, mint tízszerese lehet a kiinduló anyagénak (>100 μm), a második pedig az ötvöző elemek okozta rövid hűlési idő alatt kialakuló kemény martenzites szerkezet. Ezen kívül a hegesztett kötés szemcsedurvulási zónájában a legnagyobb az esély a hidegrepedés bekövetkezésére, mert a hidrogén bediffundál az ömledék vonaltól, és a durvaszemcsés mikroszerkezet hidegrepedést eredményezhet a kötésben jelenlevő húzófeszültség miatt. A mikroötvözők (főleg Nb, V és Ti) kis diszperz eloszlású precipitátumok kiválását eredményezik a szemcsehatárokon, ezzel megakadályozva a túlzott szemcsenövekedést [96].

2.4.1.2.2. Az interkritikus sáv jellemzői

Az ömledék vonaltól távolabb, a normalizálási zóna mellett, ahol a csúcshőmérséklet az A_1 és az A_3 között helyezkedik el, az ausztenit átalakulása csak részben megy végbe, ezért egy heterogén szövetszerkezet alakul ki. Az átalakult részek karbontartalma az eredeti szemcsék határain nagyobb, mivel az ausztenitnek nagyobb a karbonoldó képessége ezen a hőmérsékleten. Nagy fajlagos hőbevitel esetén, amikor ez a terület hosszú ideig ezen az interkritikus hőmérsékleten marad, az ausztenit karbontartalma tovább növekszik, majd a hűtés hatására az ausztenit szemcsék átalakulnak egy, az alapfémnél ridegebb szövetszerkezetté, ami lehet perlit, bénit vagy martenzit, a hűtési sebesség függvényében. A nagyszilárdságú acélok hegesztése során a martenzit az ausztenitesedett részekből alakul ki, amelyeknek nagyobb keménysége lehet, mint a szemcsedurvulási zónában (miközben az eredeti rész megeresztett állapotban van), továbbá, a karbontartalmuk csökken, ezáltal lágyabb az acél. Maradó ausztenit gyakran megfigyelhető az éles martenzit szigetek közelében, ezért ezeket a területeket összefoglalóan martenzit-ausztenit (M-A) szigeteknek nevezik. Az átalakult részek a viszonylag kilágyult szövetszerkezet és a helyi rideg zónák között helyezkednek el [96, 97].

2.4.1.2.3. A többrétegű varratok hőhatásövezete

Az összetett hőhatásövezeti sávok közül általában a durvaszemcsés sáv A_{c1} és A_{c3} hőmérsékletek közé hevült, interkritikus része a hegesztett kötés legkisebb szívósságú tartománya. Ennek oka az, hogy a durvaszemcsés és az interkritikus sávokra jellemző kedvezőtlen tulajdonságok felerősítik egymást. Az interkritikus durvaszemcsés sávnak a teljes hegesztett kötés szívósságára gyakorolt kedvezőtlen hatását csökkenti, hogy ez a sáv nincs jelen a teljes lemezvastagságban, csak lokálisan fordul elő. Ebből következően, többrétegű varratfelépítés esetén, az egyes sorok helyzetével befolyásolni lehet a lokális rideg részek elhelyezkedését [39, 40].

2.4.1.3. A matching kérdéskör

Az alapanyag és a hozaganyag összehangolása sokszempontú feladat, ahol a szempontok közül a legszokásosabb a szilárdság szerinti megfeleltetés. A matching (M) probléma az alapanyag szilárdságának a növelésével felértékelődött. A múlt századi kis és közepes szilárdságú szerkezeti acélok hegesztésénél nem okozott nehézséget annak az általánosan elfogadott nézetnek a betartása, miszerint az acélokat (közel) azonos kémiai összetételű és ebből kifolyólag (közel) azonos tulajdonságokkal bíró hozaganyagokkal kell hegesztetni. Ezt az általános egyezést nevezték el utólag matching-nek. A találó magyar megfelelővel még nem rendelkező matching kifejezés az alapanyag és a létrehozott varrat különféle tulajdonságainak, elsősorban szilárdsági jellemzőinek (főként folyáshatár, szakítószilárdság) megfelelését, közeli azonosságát jelenti. A matching lényege olyan hegesztett kötés létrehozása, amely mind mechanikai, mind egyéb szempontokból a lehető legnagyobb homogenitással bír. A hozaganyag választásnál az alapanyag és a hozaganyag minimálisan garantált szilárdsági jellemzőiből kell kiindulni, amelyek viszont sohasem egyeznek meg a konkrét adag valós értékeivel. Overmatching (OM) esetén a hozaganyag szilárdsága meghaladja az alapanyagét, míg undermatching (UM) elven történő hozaganyag választásnál a hozaganyag szilárdsága elmarad az alapanyagétól [28, 40].

Sikeres hegesztéstechnológia megvalósításához, a hegesztési paraméterek meghatározása mellett, a hozaganyag tudatos megválasztására van szükség. Nehézséget jelent, hogy a hegesztési folyamat során nem tudjuk reprodukálni az alapanyag előállításánál alkalmazott speciális

termikus és mechanikai kezeléseket, ezért a hozaganyag gyártóinak olyan huzalokat kell kifejleszteni, amelyek a hegesztés során végbemenő ömlesztési és keveredési folyamatok során az alapanyagával közel azonos mechanikai tulajdonságokat eredményeznek. Azt is ki kell emelni, hogy a szerkezeti acélok folyáshatárában tapasztalt folyamatos növekedést a hozaganyaggyártók nem tudják teljes mértékben követni. A helyzetet jól szemlélteti, hogy az alapanyaggal azonos szilárdságú varratot eredményező hozaganyagok csak az 1100 MPa szilárdsági kategóriának megfelelő acélokig állnak rendelkezésre, miközben az alapanyaggyártók már 1300 MPa folyáshatárú szerkezeti acélokat is elő tudnak állítani [28, 39].

Általános elv, hogy a melegen alakított acélok esetén az alapanyaggal megegyező, esetleg kissé nagyobb szilárdságú, matching hozaganyagot használjunk. Jóval nagyobb szilárdságú, vagyis overmatching hozaganyag esetén nagy maradó feszültségekkel kell számolni, ami kedvezőtlen hatású lehet. Azon nagyszilárdságú acélok esetén, amelyek folyáshatára nagyobb, mint körülbelül 700 MPa, már előnyösebb lehet undermatching hozaganyagot választani, természetesen az így kapott kötés már kisebb szilárdságú lesz, mint az alapanyag. A kisebb szilárdság ellenére az ilyen hozaganyagoknak számtalan előnyük van, amelyeket nagyszilárdságú acéloknál jól ki lehet használni. Ilyen pozitív tulajdonság a varratfém nagyobb szívóssága, a hidrogén okozta repedéssel szembeni nagyobb ellenállás, illetve kisebb maradó feszültségek a hegesztett kötésben, ami pedig a réteges tépődés (teraszos repedés) megjelenésének a kockázatát csökkenti. Összességében a hegesztett kötés ugyan kisebb szilárdságú lesz, mint az alapanyag, annak más, hasonlóan fontos tulajdonságai azonban előnyösen változnak. Az említett előnyök mellett érdemes megjegyezni, hogy rendkívül fontos az is, hogy hol található a szerkezetben a hegesztett kötés. Azokon a helyeken, ahol a kötés teljes egészében terhelve van, elengedhetetlen, hogy a kötés legalább olyan szilárdságú legyen, mint az alapanyag. Azokon a helyeken azonban, ahol a kötés csak kisebb feszültségnek van kitéve, már elegendő lehet kisebb szilárdságú varratot adó hozaganyagot alkalmazni [28].

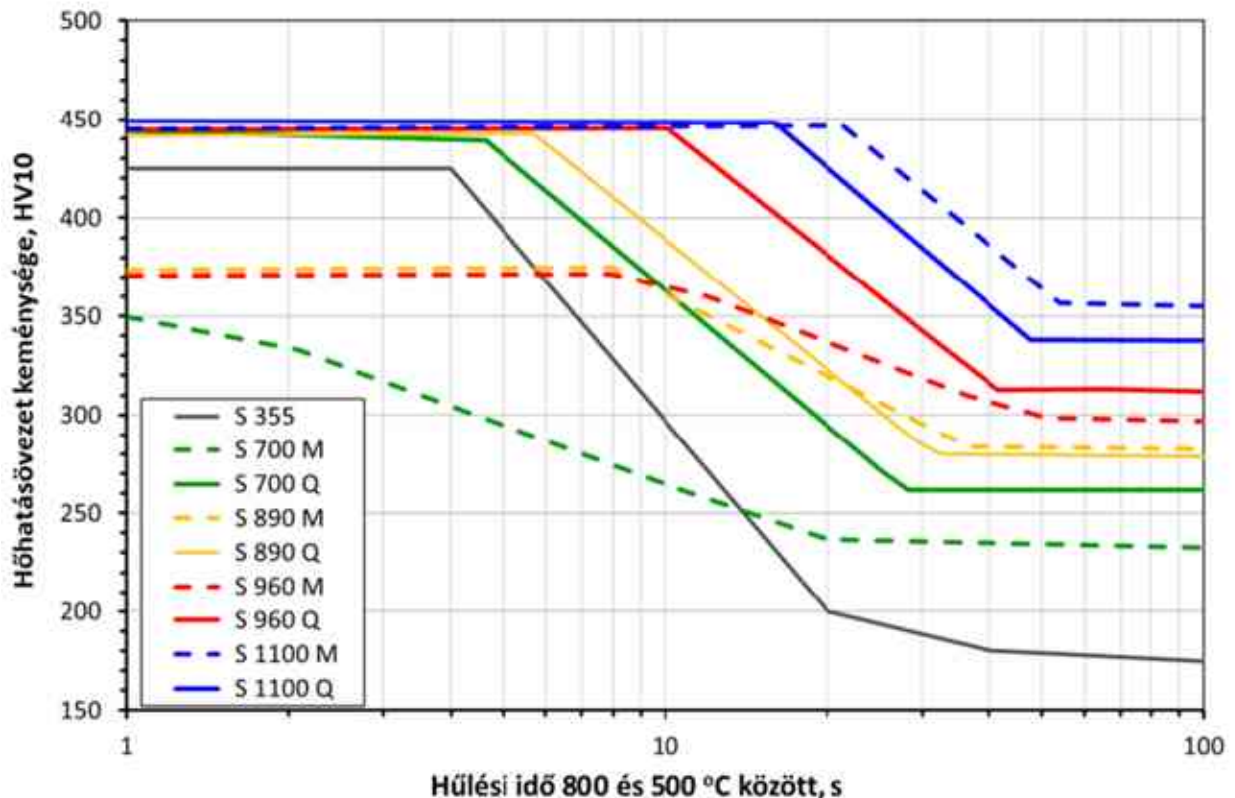
2.4.2. A $t_{8/5}$ hűlési idő

A hűlési idő az egyik legfontosabb tényező, amely meghatározza a hegesztett kötés mechanikai tulajdonságait. A hőhatásövezet mechanikai tulajdonságai esetén a döntő hatása a csúcshőmérsékletnek, az ausztenites tartományban való tartózkodási időnek, valamint az ausztenites tartományból való hűlési sebességnek van. Ezért, a különböző hőciklusok leírására a $t_{8/5}$ hűlési időt célszerű alkalmazni, mivel ez az idő írja le a 800 °C és az 500 °C közötti hőmérséklet tartomány hűlésének idejét. A $t_{8/5}$ hűlési idő a fajlagos hőbeviteltől, az előmelegítési hőmérséklettől, a hegesztett kötés hővezetési tulajdonságaitól és vastagságától, az állandó nyomásra érvényes fajhőtől, a felületi hőátadási tényezőtől, valamint a hővezetésben résztvevő elemek számától és azok kiterjedésétől függ [49, 98].

A szilárd testek hővezetésének általános differenciálegyenletéből olyan egyenletek vezethetők le, amelyek az idő függvényében írják le a hegesztés során bekövetkező hőmérsékletváltozást. Megfelelő átalakítások után ezek az egyenletek alkalmasak a $t_{8/5}$ hűlési idő kiszámítására is. A hűlési idő kiszámításakor különbséget kell tenni a két- és a háromdimenziós hővezetés között. Vékonylemezek esetén a kétdimenziós hővezetést kell figyelembe venni, amelynél a felületi hőátadás dominál, míg vastaglemezekre a háromdimenziós hővezetés vonatkozik, ahol a hővezetés dominál. Vastaglemezek esetén a $t_{8/5}$ hűlési idő az alábbi képlettel számítható ki [39].

$$t_{8/5_{3D}} = \frac{\phi}{2 \cdot \pi \cdot \lambda \cdot v} \cdot \left[\frac{1}{500 - T_0} - \frac{1}{800 - T_0} \right] \quad (5)$$

A kritikus hűlési idő szorosan összefügg a keletkezett szövetszerkezettel és így a hőhatás-övezetben jelentkező keménységgel, nagymértékben meghatározva ezáltal a kötés tulajdonságait. Különböző szerkezeti acélok esetén a hőhatásövezetben jelentkező keménység és a $t_{8/5}$ hűlési idő közötti kapcsolatot szemlélteti a **14. ábra**. Az ábrán jól látható, hogy a hűlési idő növekedésével a hőhatásövezet keménysége arányosan csökken, ugyanakkor a szilárdság növekedésével a kialakuló keménység nő. Ez azt jelenti, hogy az optimális hűlési idő tartományának megválasztása a szilárdsági kategóriától függ. Jól látható továbbá, hogy egy szilárdsági osztályon belül, a termomechanikusan kezelt acélok keménysége mindig kisebb, mint a nemesített acéloké [40, 99].



14. ábra. A hőhatásövezet keménysége és a kritikus hűlési idő közötti kapcsolat [99]

A diagramban feltüntetett adatok egyrétegű kötésre vonatkoznak, többsoros kötések esetén a hatások összetettebbek, mivel a később készült rétegek hegesztése során kialakult hőciklus hatással van a már meglévő varratsorokra. Kiemelésre érdemes, hogy a hűlési idő nemcsak a kötés keménységére, hanem annak mechanikai jellemzőire is jelentős hatást gyakorol, általánosan a hűlési idő növekedése, vagyis a nagyobb hőbevitel okán bekövetkező szemcsedurvulás, a mechanikai jellemzők számottevő leromlását okozhatja [99].

Összegezve, nagyszilárdságú szerkezeti acélok esetén nem lehet egy adott paraméterkombinációt optimálisnak tekinteni; ezért érdekesebb az elfogadható mechanikai jellemzőket eredményező hegesztési paramétereket hegesztési munkatartományokban megadni [40].

2.5. A szakirodalmi feldolgozásból levonható következtetések

A nagyszilárdságú acélok hegeszthetősége a nagy CE (0,45%-nál nagyobb) érték miatt korlátozott. Ezt támasztja alá az is, hogy a Graville diagram alapján többnyire a III. zónába sorolhatók. Hegesztésük esetén a legnagyobb problémát a repedések (leginkább a hideg-repedések) kialakulása, a hőhatásövezet kilágyulása és a hegesztett kötésnek az alapfémhez

viszonyított szilárdságesökkenése okozza. Nagyszilárdságú acélok esetén, még az azonos szilárdsági kategóriába tartozó acéloknál is, a különböző kémiai összetétel és kezeltségi szint miatt a hegesztési paraméterek nem használhatók egységesen. A fajlagos hőbevitel és a $t_{8/5}$ hűlési idő szabályozása a legfontosabb, mert ha túl kicsi a fajlagos hőbevitel, akkor hidegrepedés kialakulásának veszélye áll fenn, túl nagy érték esetén pedig a megnövekedett hűlési idő hatására a hőhatásövezet kilágyul. Ahhoz, hogy a nagyszilárdságú acélok a hegesztést követően is megőrizhessék kiemelkedő szilárdsági tulajdonságaikat, a fajlagos hőbevitt a lehető legkisebb értékűre kell választani, ami még megengedhető a hidegrepedés elkerülése érdekében. Hozaganyag választás szempontjából csak 1100 MPa folyáshatárig áll rendelkezésre matching hozaganyag. Általában a kötés leggyengébb része nem a varrat, hanem a hőhatásövezet. Összességében tehát a nagyszilárdságú szerkezeti acélok esetében jól alkalmazhatók a különböző ömlesztő hegesztő eljárások és eljárásváltozatok, de a hegesztés minősége erősen függ a hegesztési folyamatok különböző paramétereitől, amelyek minden eljárásnál eltérők lehetnek.

2.6. Konkrét célkitűzések, a témakörhöz kapcsolódó kutatómunka elemei

- Két különböző szilárdsági kategóriába tartozó és különböző gyártási móddal előállított nagyszilárdságú acél vizsgálata.
- A $t_{8/5}$ hűlési idő hatásának elemzése a vizsgált acélok esetén.
- A választott $t_{8/5}$ hűlési idők alapján a hegesztés paramétereinek meghatározása.
- Huzalelektrodás védőgázos ívhegesztés alkalmazásával hegesztett kötések készítése a vizsgált nagyszilárdságú acélokon, matching/undermatching hozaganyagokkal.
- Különböző anyagvizsgálati módszerek alkalmazásával a kötések alapvető mechanikai tulajdonságainak a meghatározása.

3. FIZIKAI SZIMULÁCIÓ A HEGESZTÉSBEN

A hegeszthetőség egy igen összetett problémakör. Félempirikus és empirikus összefüggések, technológiai vizsgálatok és próbák sokasága, valamint a számítógépes szimuláció eszköztára egyaránt rendelkezésre áll a felvetődő, jellemzően komplex kérdések megválaszolására. Ez az eszköztár az utóbbi néhány évtizedben jelentősen bővült a fizikai szimuláció adta lehetőségekkel [100].

Az anyagtechnológiai eljárások fizikai szimulációja olyan laboratóriumi körülmények között végzett vizsgálatokat jelent, amelyek során pontosan reprodukáljuk azokat a termikus és mechanikai folyamatokat, amelyek a valós műveletek során érik az adott anyagot. A végső felhasználás körülményeit létrehozva az anyag vagy szerkezet működés közbeni viselkedését is vizsgálhatjuk, valamint az egyes körülmények hatásai együttesen és külön-külön is elemezhetők [101]. A folyamatok a valóságot minél inkább megközelítő körülmények között és paraméterekkel zajlanak, egy zárt, mérőeszközökkel felszerelt környezetben, az eredmények pedig valós problémákra nyújtanak megoldást. A fizikai szimuláció egyaránt alkalmas anyag- és folyamat-szimulációra, valamint egyszerű és bonyolult, hagyományos és modern anyagvizsgálatok elvégzésére [28]. Főbb felhasználási területei a következők [102]:

- technológiák: hegesztés, folyamatos öntés, meleghengerlés, folyamatos izzítás, kovácsolás, hőkezelés, porkohászat, szinterelés, diffúziós kötés stb.;
- vizsgálatok: melegsakító vizsgálat, melegalakíthatóság, folyamatos hűtési átalakulás, folyamatos hevítési átalakulás, izotermás izzítás stb.;
- anyagismeret: diffúzió, feszültségrelaxáció, olvadás és szabályozott dermedés, újrakristályosodás, edzés stb.

A fizikai szimuláció mindig valós idejű, még az úgynevezett gyorsított szimulációk esetében is, amikor a próbatestben lejátszódó folyamatok természetesen szintén valós idejűek, csak a vizsgálat paramétereit úgy módosítják, hogy a kapott reakció rövidebb idő alatt játszódjon le [28].

3.1. A Gleeble 3500 fizikai szimulátor

A Gleeble 3500 egy teljes körűen integrált, számítógépes adatgyűjtő- és feldolgozó egységgel ellátott, termomechanikus vizsgáló rendszer. 1995-ben mutatta be a DSI mint első, harmadik generációs szimulációs berendezést, amely esetében a vezérlés már digitális elektronikával, zárt körben valósul meg. Két fő része a termikus és a mechanikai rendszer, továbbá speciális feladatokhoz kiegészítő egységek állnak rendelkezésre, amelyek opcionálisan rendelhetők meg a gyártótól. Az Anyagszerkezet-tani és Anyagtechnológiai Intézetben működő berendezést a **15. ábra** szemlélteti [103].



15. ábra. A Gleeble 3500 termomechanikus szimulátor a Miskolci Egyetem Anyagszerkezet-tani és Anyagtechnológiai Intézetében [28]

A Gleeble 3500 közvetlen ellenállásfűtéssel akár $10\,000\text{ °C/s}$ sebességgel képes felhevíteni a próbadarabokat. Az állandósult állapot elérése érdekében, nagy pontossággal, állandó hőmérsékleten lehet tartani a próbatestet, amelynek vizsgált részén egyenletes hőmérséklet-eloszlás valósítható meg. A próbadarabokat nagy hővezetésű befogók rögzítik, lehetővé téve a nagy hűtési sebességet, amely akár 300 °C/s is lehet. Amennyiben a hűtés közben vákuum alkalmazása nem szükséges, speciális vízfüggöny hűtéssel a próbadarab felületén akár $3\,000\text{ °C/s}$ hűtési sebesség is elérhető. A próbadarab felületének hőmérséklete egyszerre akár négy termoelemmel is mérhető a kívánt helyeken. A termoelemek közül a vizsgálat szempontjából legfontosabb pozícióban lévő látja el a szabályozáshoz szükséges visszacsatolást. Az egyedülállóan gyors hevítést és hűtést lehetővé tevő rendszer miatt a Gleeble szimulátorral több nagyságrenddel gyorsabban lehet termikus kísérleteket végrehajtani, mint a hagyományos, kemencével melegítő berendezésekkel [28].

A termoelemeket két eltérő, szigorúan ellenőrzött összetételű fém egyesítésével hozzák létre, megadott huzaltípusokból. Az adott felhasználásra történő kiválasztásuk két fő szempontja a vizsgálandó alapanyag tulajdonságai és a kísérlet során alkalmazott hőmérséklet tartomány. A Gleeble szimulációs berendezések csak a gyártó által meghatározott termoelem típusokkal működtethetők, amelyek és a hozzájuk tartozó adatok a **4. táblázatban** láthatók. A táblázat 5. oszlopában található „l” adat a termoelem vége és a munkadarab közötti jellemző távolságot jelöli a kötés létrehozása előtt a termoelem befogásakor [104].

4. táblázat. A Gleeble fizikai szimulátorhoz használható termoelem típusok és jellemzőik [104]

Típus	Ajánlott anyagminőség	Hőmérséklet tartomány [°C]	Ötvözés	l [mm]	Kinyúlás [mm]	Hegesztési áramerősség [V]
K	acél	0-1250	Chromel/Alumel	6	2	30
K	alumínium	0-1250	Chromel/Alumel	8	2	45
R	acél/titán	0-1450	Pt+13%Rh/Pt	6	2	25
S	acél/titán	0-1450	Pt+10%Rh/Pt	6	2	25

A Gleeble 3500 mechanikai rendszere egy teljesen integrált szervohidraulikus rendszer, amellyel 100 kN statikus húzó vagy nyomó terhelést lehet kifejteni a próbatestre akár 2000 mm/s alakítási sebesség mellett. Erőmérő cellák, különféle intervallumokat felölelő hossz- és keresztirányú elmozdulásmérők biztosítják a visszacsatolást a mechanikai vizsgálati program pontos végrehajtásához. A próbatestek a szimulációk során a környezettől elszigetelt vákuumkamrában helyezkednek el, amely tetszés szerint különböző védőgázokkal is feltölthető. Ilyen széles paraméterskála mellett, minden, a fémekben előforduló szövetszerkezetet homogén módon képes előállítani a későbbi anyagvizsgálatok számára elegendő mennyiségben. A Gleeble 3500 kézi irányítással vagy teljesen automatikusan, számítógéppel működtethető, esetlegesen ezek kombinációjával. [28].

3.2. Hőhatásövezeti szimuláció

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 anyagvizsgálatok számára kedvező mérettartományban, precízen előállíthatók [105].

A hőhatásövezet különböző sávjaiban végbemenő hőfolyamatokat a jól ismert hegesztési hőciklus modellek (Hannerz, Rosenthal, Rykalin) segítségével tudjuk leírni, amelyeket a berendezéshez fejlesztett QuickSim szoftverben is elérhetünk. Lehetőség van arra is, hogy mérési úton, esetleg végeselemes módszer segítségével meghatározott hőciklusokat használjunk fel a szimulációhoz. Ebben az esetben manuálisan, az adott hőciklus idő-hőmérséklet pontjainak megadásával kell megírni a szimulációs programot. Az ismertetett módszerek segítségével lehetőségünk nyílik arra, hogy előállítsuk a hőhatásövezet hegesztéstechnológia szempontjából kritikus sávjait, ami alapján meg tudjuk határozni azokat a hegesztési paramétereket, amelyek a követelményeknek megfelelő mechanikai tulajdonságú hőhatásövezetet eredményeznek. A szimuláció tervezéséhez fejlesztett szoftverben előállított hőciklus fizikai megvalósításához termoelemek jelentik a visszacsatolást. Tekintettel a viszonylag kisméretű próbatestekre és az alkalmazott hevítési-hűtési technikára, a felületen és a darab belsejében lejátszódó hőciklus közötti különbségek elhanyagolhatónak tekinthetők [39].

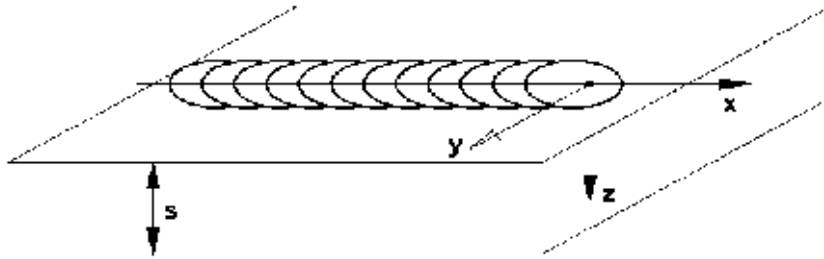
Ahhoz, hogy a valóságot hűen tükröző szimuláció jöjjön létre, a legfontosabb, hogy a hegesztendő anyag geometriájától függő hővezetési modellt meghatározzuk. A hűlési sebesség mértékét számottevően befolyásolja a kötés kialakítása, valamint a hővezetési folyamatban résztvevő elemek száma és mérete. Ez alapján megkülönböztethető kétdimenziós hővezetés vékonylemezek esetén, illetve háromdimenziós hővezetés vastaglemezek esetén [102].

3.2.1. A hegesztési hőciklus matematikai leírása

A hegesztési hőciklus matematikai leírásához a hővezetés differenciálegyenletének hegesztésre alkalmazható megoldására van szükség, amelyet 1941-ben Rosenthal és 1947-ben Rykalin publikált. A két egyenértékű modell közül Nyugat-Európában és Amerikában a Rosenthal, Közép- és Kelet-Európában, valamint 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 kell képezni. A hőforrások térbeli kiterjedése alapján a következő lehetőségek vannak: pontszerű (0D) hőforrás, vonalszerű (1D) hőforrás, folszerű (2D) hőforrás, térfogati (3D) hőforrás. A hőforrások haladási sebességet illetően az alábbi 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 ahogyan 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), vékonylemez (2D), középvastag lemez (2,5D), vastaglemez (3D) félvégtelen (nagy méretű) tárgy (3D) [106].

Az ömlesztő hegesztések során három modellt szoktak kiemelni: vékonylemez, lassan mozgó, pontszerű hőforrás (2D vagy vékonylemez-modell); középvastag lemez, lassan mozgó, pontszerű hőforrás (2,5D vagy közép-vastaglemez modell); vastaglemez, lassan mozgó, pontszerű hőforrás (3D vagy nagytest-modell). A hőfolyamatok leírására a **16. 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 [106].



16. ábra. A hegesztési hőciklus modellek egységes koordináta rendszere [106]

Az előzőekben ismertetett modelleket az instacioner hővezetést leíró, térfogati hőforrás-eloszlás nélküli, Fourier-féle differenciálegyenletnek hegesztési feladatokra történő megoldásához alkalmazzák [107]:

$$\rho c_p \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial z} \right) \quad (6)$$

Ehhez az alábbi egyszerűsítések, feltételezések bevezetése is szükséges: az anyag homogén és izotrop, 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, és a hegesztési hőforrás nulla térfogatú pontra, egyenesre vagy keresztmetszetre koncentrálódik [49]. Mindezek közül ki kell emelni a fizikai jellemzők elhanyagolását, mint jelentősnek tekintett egyszerűsítést, amelyek a szerkezeti acélok esetén nagyban függenek a hőmérséklettől. A közelítés pontossága azonban jelentősen javítható, ha a fizikai jellemzők hőmérsékletfüggő értékeit átlagoljuk [108].

Az előzőekben ismertetett egyszerűsítések figyelembevételével a differenciálegyenlet a

$$\frac{\partial T}{\partial t} = D \nabla^2 T \quad (7)$$

alakra hozható, amelyben a diffúzió (hőmérsékletvezetési tényező) az alábbi összefüggéssel határozható meg [107]:

$$D = \frac{\lambda}{c_p \rho} \quad (8)$$

A peremfeltételek megadásával, azaz a megfelelő modell kiválasztásával, a hővezetés differenciálegyenlete megoldható. A következőkben az értekezés során alkalmazott Rykalin-3D modellt mutatom be, eltekintve a részletes levezetéstől. Ebben a nagytest-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 (9) összefüggéssel írható le,

$$T(R, x) = T_0 + \frac{E_v}{2\pi\lambda R} e^{-\frac{v}{2D}(x+R)}, \quad (9)$$

amelyben a háromdimenziós helyvektor [39]:

$$R = \sqrt{x^2 + y^2 + z^2}. \quad (10)$$

A vizsgálandó acél fizikai jellemzőinek, a helyvektornak és a hegesztési paramétereknek a függvényében a hőhatásövezet egyes sávjában 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 [39].

3.3. Konkrét célkitűzések, a témakörhöz kapcsolódó kutatómunka elemei

- Hőhatásövezeti szimulációk elvégzése a vizsgált nagyszilárdságú acélokon.
- Fizikai szimuláció segítségével a kritikusnak vélt hőhatásövezeti sávok (durvaszemcsés és interkritikus hőhatásövezeti sávok és az összetett hőhatásövezeti sávok közül az interkritikus durvaszemcsés hőhatásövezeti sáv) vizsgálata.
- Különböző $t_{8/5}$ hűlési idők hatásának vizsgálata a kiválasztott hőhatásövezeti sávokban.
- Anyagvizsgálatok elvégzése a fizikai szimulációs vizsgálatok után.
- A kapott eredmények segítségével a vizsgált anyagminőségek esetén az optimális $t_{8/5}$ hűlési idő meghatározása.

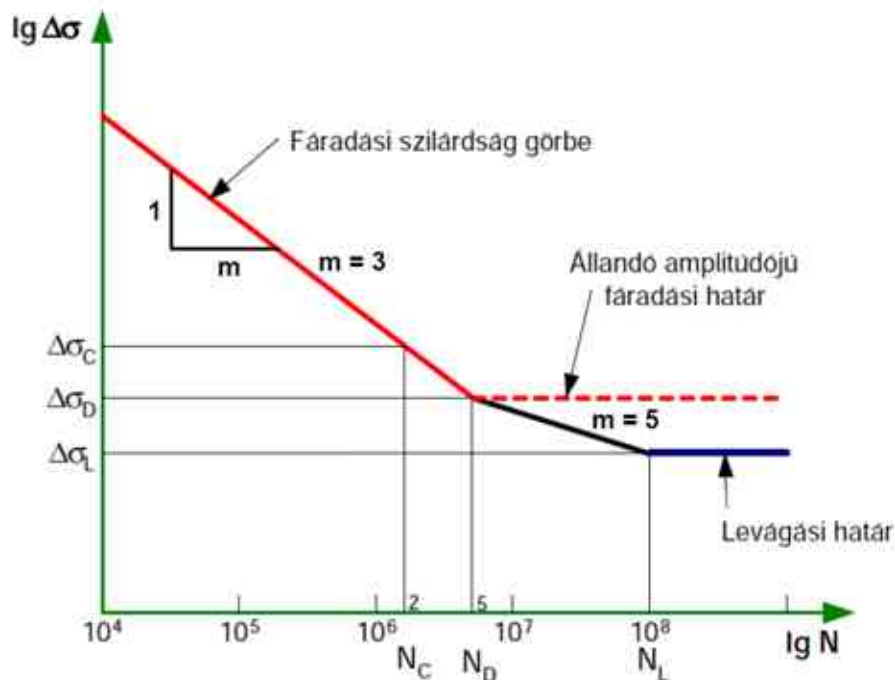
4. ISMÉTLŐDŐ IGÉNYBEVÉTELEK

A berendezések alkatrészeinek és a szerkezetek elemeinek ismétlődő terhelése rendkívül sokféle lehet, az egyszerű húzó, húzó-nyomó, hajlító, csavaró igénybevételektől az összetett terhelésekig. Tekintettel arra, hogy az ötvözetek teherbíró képessége az állapottenyezőktől függően eltérő, a különböző terhelési viszonyokra adott válaszuk is eltérő. Ezért számos vizsgálati feltétel mellett kell tanulmányozni a terhelhetőséget az ismétlődő igénybevételek során [34].

4.1. Nagyciklusú fárasztóvizsgálat

A különböző berendezések, gépek és szerkezetek többségét hosszú, több évtizedes üzemeltetésre tervezik. A teljes élettartamuk során, ciklikus igénybevétel esetén, a terhelések ismétlődési száma akár több millió vagy több tízmillió is lehet. Amennyiben a terhelés viszonylag kicsi és a tönkrementelei ciklusszám nagy, 10^4 és 10^8 ciklus közé esik, nagyciklusú fáradásról beszélünk. A nagyciklusú fárasztás során a próbatest makroszkopikusan csak rugalmas alakváltozást szenved, keresztmetszete a vizsgálat során 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, függetlenül attól, 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. Elsősorban meghatározók a próbatest vagy szerkezeti elem jellemzői, a méretek, a kialakítás, a felületi érdesség, illetve a felületi réteg tulajdonságai. Ezen kívül alapvető hatást gyakorolnak a terhelés jellemzői, az igénybevétel fajtája és időbeli lefolyása, a terhelés jellege, a terhelés frekvenciája, illetve a túlterhelés hatása. Végül pedig meghatározók a környezet hatásai, a hőmérséklet nagysága, az esetleges korróziós közeg minősége, illetve a felületi bevonatok hatása [109-112]. A vizsgálati eredmények jelentős szórása miatt ugyanabban a kísérleti beállásban több próbatestet kell fárasztani, a mért adatokat pedig matematikai statisztikai módszerekkel kell értékelni.

A nagyciklusú fáradás esetén számos fáradási szilárdsági görbe, határgörbe ismert. A legelterjedtebbek ezek közül: az Eurocode 3 [113, 114], a BS 7608 [115] és a BS 910 [116], az IIW tervezési előírása [117], illetve az AASHO [118] javaslata. Ezen kívül léteznek még empirikus összefüggések alapján származtatott görbék is [119]. A görbék – felépítésüket tekintve – rendkívül hasonlóak, többségük teljes hegesztett kötésekre vonatkozik, különböző kötés-kialakításoknak megfelelő szerkezeti részlet osztályokkal. Így különbség az egyes határértékekben, a szerkezeti részlet osztályokban, illetve a görbék felosztásának módjában tapasztalható. A **17. ábra** a Eurocode 3 [73] normálfeszültség-tartományokhoz tartozó fáradási határgörbéjét mutatja be.



17. ábra. Fáradási szilárdsági görbék normál feszültség-tartományokhoz [65]

Az egyes előírásokban található határgörbék elsősorban különböző kialakítású hegesztett kötések (szerkezeti elemeken), kisebb részben pedig próbatesteken elvégzett vizsgálatokon alapulnak. A görbék meghatározó szakasza az élettartam szakasz, amelynek leírására több összefüggés létezik. Ezek közül a legelterjedtebbek a Basquin, a Stromeier, illetve a Palmgren által javasolt egyenletek [34]. A Basquin egyenlet

$$\sigma = aN^b, \quad (11)$$

a Stromeier összefüggés

$$\sigma = aN^b + \sigma_\infty, \quad (12)$$

a Palmgren által javasolt változat pedig

$$\sigma - \sigma_\infty = a(N + B)^b. \quad (13)$$

Fontos különbséget tenni a próbatesteken, illetve a (teljes) hegesztett kötések végzett fárasztás között. Próbatestek alkalmazásakor azok azonos méretre munkálásával és előkészítésével csökkenthetők a különböző zavaró tényezők, ezáltal növelhető a mérési eredmények megbízhatósága. További előny, hogy ilyenkor – a korona és a gyök oldal lemunkálása miatt –, csupán az alapanyag, a hőhatásövezet és a varrat tulajdonságai határozzák meg a fáradási jellemzőket, információt biztosítva a hegesztett kötés viselkedéséről. Hátrány ugyanakkor, hogy nem veszi figyelembe a valódi kötések esetén jelenlévő korona és gyök oldali varratdudorokat, illetve a kész hegesztett kötés felületi minőségét. Hegesztett szerkezetek esetén, ha nincs lemunkálás, akkor ezeknek döntő hatása lehet; ezért van jelentősége a teljes hegesztett kötések vizsgálatának. Ebben az esetben a fáradás szempontjából meghatározó terület a varratdudor és az alapanyag felületének átmenete, mivel ez a rész feszültséggyűjtő helyként működik [120, 121].

A vizsgálatok során a tervezési határgörbék meghatározásához szükséges nagy próbatest számra és hosszú vizsgálati időtartamra való tekintettel a JSME S 002-1981 előírás [122] szerinti

ún. lépcsős módszert alkalmaztuk. Az előírás a vizsgálat és az értékelés elemeit 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 ($\Delta\sigma_{felső}$ és $\Delta\sigma_{alsó}$). Ezek az alkalmazni kívánt próbatesttel azonos típusú próbatesteken, megegyező feszültségállapotban és azonos vagy hasonló anyagminőségen elvégzett vizsgálatok adataiból becsülhetők. A két érték ismeretében az élettartam szakaszra alkalmazandó feszültség-tartomány lépcső számítható [34]:

$$\Delta\sigma_I = \frac{\Delta\sigma_{felső} - \Delta\sigma_{alsó}}{3}. \quad (14)$$

A kezdő feszültség-tartomány a

$$\Delta\sigma_0 = \Delta\sigma_{felső} - \Delta\sigma_I \quad (15)$$

a további feszültség-tartományok pedig a

$$\Delta\sigma_i = \Delta\sigma_0 - i\Delta\sigma_I \quad (16)$$

összefüggésekkel határozhatók meg ($i = \pm 1, \pm 2, \dots$). A vizsgálatokat az így kapott feszültség-tartományokkal kell elvégezni, egészen addig, amíg egy feszültségtartomány 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 kapott eredményre van szükség, magát a számítást pedig a legkisebb négyzetek módszerével kell elvégezni. Az eredmény, az élettartam szakaszra vonatkozó egyenes, tehát az 50% túlélési valószínűséghez tartozik. Az egyenes egyenletét a

$$\lg N = k_1 + k_2 \Delta\sigma \quad (17)$$

alakban felírva, a fáradási élettartamok logaritmusának becsült szórása

$$S_{\lg N} = \left[\frac{1}{6} \sum_{i=1}^8 \{ \lg N_i - (k_1 + k_2 \Delta\sigma_i) \}^2 \right]^{\frac{1}{2}}, \quad (18)$$

a feszültség-tartományok becsült szórása pedig [34]

$$S_{\Delta\sigma} = \frac{1}{|k_2|} S_{\lg N}. \quad (19)$$

A kifáradási határ szakasz első feszültségtartomány 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 szint van, ahol az egyik próbatest tört, a másik nem, akkor ezek közül a legnagyobb feszültségtartomány 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 feszültségtartomány lépcső a

$$\Delta\sigma_{II} = S_{\Delta\sigma}, \quad (20)$$

a további feszültség-tartományok pedig a

$$\Delta\sigma(j) = \Delta\sigma(j-1) \pm \Delta\sigma_{II} \quad (21)$$

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 releváns

adat áll rendelkezésre. Az 50% túléléshez tartozó kifáradási határ (a fáradási szilárdság) értéke $N = 1 \cdot 10^7$ ciklusnál a következő összefüggéssel számítható [34]

$$\Delta\sigma_D = \frac{1}{6} \sum_{j=1}^6 \Delta\sigma(j). \quad (22)$$

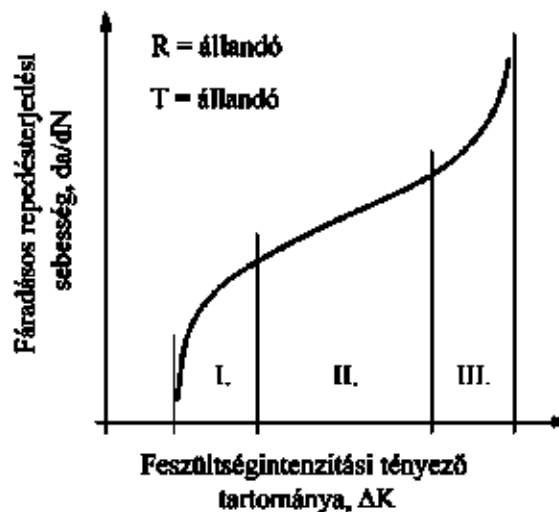
4.2. Fáradásos repedésterjedés

Az ismétlődő igénybevételű szerkezetek, különösen a hegesztett szerkezetek esetében a fáradásos törés bekövetkezésének gyakorisága meghaladja a statikus törését, ezért az ilyen szerkezetek méretezésekor nem megfelelő a folyáshatárra történő méretezés. A klasszikus Wöhler-görbén alapuló módszerek nem törekednek a károsodás, a tönkremeneteli folyamat követésére, hanem megengedett feszültségekkel számolnak. Ezek a feszültségek adott törési valószínűséghez tartoznak, így a gyártási eredetű eltérések, vagy hibák figyelembevételére nem alkalmasak, ezért fontos a törésmechanikai szemléletmód előtérbe helyezése [34]. A fáradásra történő méretezésnek alapvetően két koncepciója van: a biztos élettartamra való méretezés és a sérülésbiztos méretezés. A biztos élettartamra való méretezés azt feltételezi, hogy a szerkezet hibamentes, vagy ha tartalmaz is hibát az alkalmazott igénybevételi szinten nem keletkezik terjedő repedés. A sérülésbiztos méretezés azon alapul, hogy a szerkezetekben vannak repedések és ezek a repedések növekednek [123, 124]. A sérülésbiztos méretezési filozófia előtérbe kerülését igazolja, hogy a biztos élettartamra való méretezés koncepciója sokszor bizonyult elégtelennek, amit a gyakorlatban előfordult sajnálatos káresetek igazolnak [125], továbbá a hegesztett szerkezetek folytonossági hiányoktól mentes gyártása a gyakorlatban csak elvben garantálható [126], valamint a különböző hibák sem mutathatók ki 100%-os megbízhatósággal [34].

A fáradásos repedésterjedés leírására több modell ismert, viszont egyik modell sem teszi lehetővé a repedésterjedés maradéktalan mennyiségi tárgyalását [123]. A leggyakrabban alkalmazott, a feszültségintenzitási tényező tartományára épülő összefüggés általános alakja a következő [40]:

$$\frac{da}{dN} = C_n f(\Delta K)^n. \quad (23)$$

A (23) összefüggést – állandó terhelés aszimmetria tényező és állandó hőmérséklet esetén – kettős logaritmusos rendszerben ábrázolva a **18. ábrán** látható jellegzetes görbét, a fáradásos repedésterjedés kinetikai diagramját kapjuk.



18. ábra. A fáradásos repedésterjedés kinetikai diagramja [34]

A diagramon három tartomány különíthető el (a rövid repedések kérdéskörére nem kitérve). Az 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 tartománya, a III. pedig a repedés terjedésének rohamosan gyorsuló tartománya, amelynek jobb oldali érintője a feszültségintenzitási tényező tartományának kritikus értéke vagy ciklikus törési szívósság (ΔK_{fc}) [127, 128]. A

$$\frac{da}{dN} = C_m (\Delta K^m - \Delta K_{th}^m) \quad (24)$$

összefüggés Klesnil és Lukas nevéhez köthető és az I. és a II. tartományokban használható megbízhatóan [129]. A legszélesebb körben ismert és alkalmazott formula, a Paris-Erdogan képlet [130], a középső szakaszra érvényes

$$\frac{da}{dN} = C (\Delta K)^n, \quad (25)$$

míg a Forman összefüggés [131] a II. és a III. tartományokban alkalmazható

$$\frac{da}{dN} = \frac{C_p \Delta K^p}{(1-R)K_c - \Delta K} \quad (26)$$

A fáradásos repedésterjedést sok tényező befolyásolhatja, amelyek hatása a repedésterjedés kinetikai diagramjának három tartományában eltérő módon jelentkezik. Az I. tartományban a feszültségintenzitási tényező tartományának küszöbértékét nagymértékben meghatározza a terhelés aszimmetria tényező, a szövetszerkezet, a közeg és a terhelési frekvencia. Emellett kisebb a hatása az anyagvastagságnak, az orientációnak, a terhelés történetének a nem terjedő repedés eléréséig, valamint a feszültségintenzitási tényező tartománya küszöbértékének meghatározáskor alkalmazott kritériumoknak. A fáradásos repedésterjedés II. tartományára számottevő hatása van a terhelési frekvenciának, a ciklusalaknak és a közegnek. Kisebb a hatása a terhelés aszimmetria tényezőnek, a szövetszerkezetnek és az anyagvastagságnak. A fáradásos repedésterjedés III. szakasza a mérnöki gyakorlat számára csekély jelentőségű. A ciklikus törési szívósság értékét jelentősen befolyásolja a terhelés aszimmetria tényező, a szövetszerkezet és az anyagvastagság, ugyanakkor a közeg hatása kisebb. A ciklikus törési szívósság értéke általában eltér a statikus törési szívósság értékétől és a terhelés aszimmetria tényező növekedésével csökken [40].

A fáradásos repedésterjedési sebesség vizsgálatok során mérni kell a terjedő repedés méretét, számolni kell az igénybevételi ciklusok számát, majd ki kell számítani a fáradásos repedésterjedési sebességet. Ennek birtokában, a feszültségintenzitási tényező tartományának segítségével megadható a fáradásos repedésterjedés kinetikai diagramja, illetve általában annak egy része ($da/dN - \Delta K$), majd számíthatók az anyagi mérőszámok [132].

A feszültségintenzitási tényező tartományának számítására szolgáló összefüggés

$$\Delta K = \frac{\Delta F}{B\sqrt{W}} Y \left(\frac{a}{W} \right) \quad (27)$$

alakú, amelyben az $Y(a/W)$ geometriai függvények a próbatest típusától függenek, kézikönyvekben, szabványokban, illetve vizsgálatvezérlő szoftverek leírásaiban megtalálhatók [132].

A fáradásos repedésterjedési sebesség – a repedés méretének növekedése fáradási ciklusonként – az összetartozó repedésméret-igénybevételi ciklusszám ($a-N$) adatok ismeretében határozható meg. Az alkalmazott módszernek három alapvető követelményt kell kielégítenie [34]:

- a rendelkezésre álló $a-N$ adatok teljes intervallumában legyen alkalmazható;
- a repedésterjedési sebesség értékek (da/dN) legyenek fizikailag értelmezhetők;

– a módszer csak a valós különbségeket (például szövetszerkezeti vagy hegesztés okozta változások) jelenítse meg, de azokat feltétlenül.

Az ezeket a követelményeket kielégítő módszerek három csoportba sorolhatók. Az első csoportba tartozók egy próbatesten vagy szerkezeti elemen elvégzett mérésből származó összes adatpárral dolgoznak, a második csoportba sorolhatók egy mérésből származó meghatározott számú adatpárral lépegetve számolnak, míg a harmadik csoport módszerei több mérés összes adatpárját egyszerre dolgozzák fel. A gyakorlatban a második csoportba tartozó módszerek a legelterjedtebbek. Ebben a csoportban 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 a rendelkezésre álló repedésméret adatok átlagos lépésközétől, valamint a megjelenítendő különbségektől függ. Az átlagos lépésköz csökkenése a számított deriváltak bizonytalanságát növeli, ezért kis lépésköz esetén több adatpárt célszerű figyelembe venni, míg a valós különbségek kimutatása jellemzően kevesebb adatpárt igényel [132].

Mindezek ismeretében és alapján, a feszültségintenzitási tényező tartományának küszöbértéke az alábbiak szerint határozható meg [68]. A 10^6 - 10^7 mm/ciklus repedésterjedési sebesség tartományba, illetve annak közvetlen környezetébe eső legalább 5 $\log(da/dN)$ - $\log(\Delta K)$ adatpárra, a legkisebb négyzetek módszerével egyenest kell fektetni. A kiszámolt változatok közül a legjobban illeszkedő egyenest kell kiválasztani, majd meg kell határozni annak a 10^7 mm/ciklus repedésterjedési sebességhez tartozó helyettesítési értékét; ez lesz az előírás szerinti ΔK_{th} [132].

A fáradásos repedésterjedés kinetikai diagramjából elvben minden olyan formula származtatható, amely a (23) összefüggés szerinti. A leggyakrabban a Paris-Erdogan összefüggés paramétereit határozzák meg a legkisebb négyzetek módszerével, lineáris regresszióval. A (25) egyenlet a

$$\log \frac{da}{dN} = \log C + n \lg(\Delta K) \quad (28)$$

alakra hozható, ami a $\log(da/dN)$ - $\log(\Delta K)$ rendszerben egy egyenes egyenlete. Ennek C és n paramétere, valamint a közelítés jóságáról informáló korrelációs együttható és/vagy korrelációs index az ismert módon számítható [34].

A ciklikus törési szívósság a kritikus repedésméret segítségével, a (27) összefüggésnek megfelelően határozható meg. A kritikus repedésméret optikai vagy a vizsgálatvezérlő szoftver segítségével 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 [34].

4.3. Konkrét célkitűzések, a témakörhöz kapcsolódó kutatómunka elemei

- A kutatómunkához használt alapanyagok ismétlődő igénybevétellel szembeni elleállásának vizsgálata.
- Nagyciklusú fárasztó vizsgálatok elvégzése a vizsgált alapanyagokon és a két különböző hozaganyaggal készített hegesztett kötéseken.
- Fáradásos repedésterjedési sebesség vizsgálatok elvégzése a vizsgált alapanyagokon és a két különböző hozaganyaggal készített hegesztett kötéseken.
- Tervezési határgörbék meghatározása a vizsgált alapanyagokra és a különböző hozaganyagokkal készített hegesztett kötéseikre.

5. FIZIKAI SZIMULÁCIÓS VIZSGÁLATOK

5.1. A vizsgált anyagminőségek

A kutatómunkám során a különböző fizikai szimulációs és hegesztési kísérleteket, valamint az anyagvizsgálatokat két különböző, nagyszilárdságú szerkezeti acélon végeztem. Az általam vizsgált egyik anyagminőség a Voestalpine által gyártott Alform 1100M x-treme (S1100M), a másik pedig egy S1300Q anyagminőségnek megfelelő szerkezeti acél volt, amelyhez műbizonylat nem állt rendelkezésre, ezért meg kellett határozni a mechanikai tulajdonságait és vegyelemzést is kellett végezni. A vizsgált acélok mechanikai tulajdonságait az **5. táblázat**, kémiai összetételét pedig a **6. és a 7. táblázatok** tartalmazzák.

5. táblázat. A vizsgált acélok vastagsága és mechanikai tulajdonságai

Anyagminőség	Vastagság [mm]	Keménység HV10	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A [%]	KV -40 °C-on [J]
S1100M	15	394	1193	1221	11,6	88
S1300Q	10	468	1300	1560	12	78

6. táblázat. Az S1100M acél kémiai összetétele, tömeg%

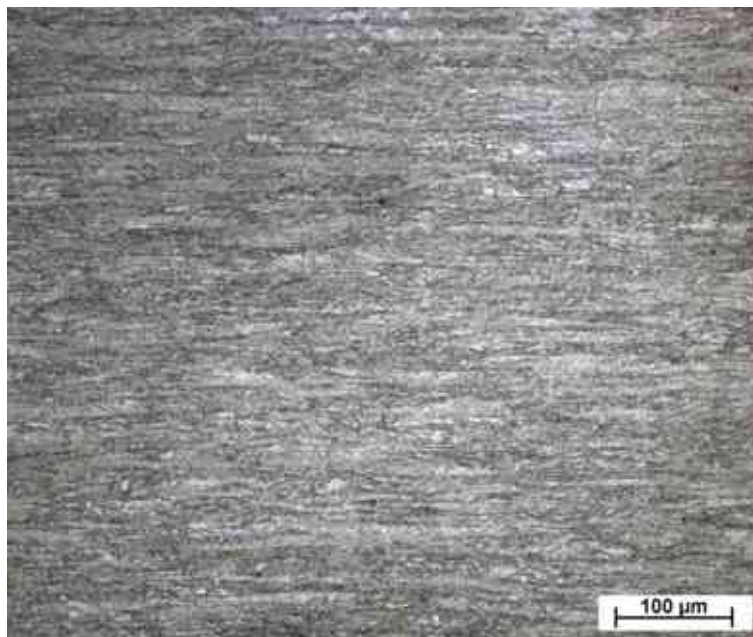
C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Ni	Mo	V	Ti	Al	Nb	B
0,13	0,32	1,62	0,009	0,0015	0,63	0,047	0,32	0,62	0,066	0,011	0,035	0,037	0,0014

7. táblázat. Az S1300Q acél kémiai összetétele, tömeg%

C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Ni	Mo	V	Ti	Al	Nb	Zr
0,23	0,45	1,86	0,012	0,001	0,85	0,093	2,43	0,36	0,03	0,002	0,063	<0,001	<0,001

Az S1100M anyagminőség esetén a műbizonylaton feltüntetett karbonegyenérték CE = 0,68%, az S1300Q acélra a mért kémiai összetétel alapján számított karbonegyenérték pedig CE = 0,956%.

Az acélok szállítási állapotában készült optikai mikroszkópi felvételei N = 200x-os nagyításban a **19. és a 20. ábrákon** láthatók. Az S1100M anyagminőségről készült képen megfigyelhető a termomechanikusan kezelt acélokra jellemző finomszemcsés szövetszerkezet, míg az S1300Q anyagminőségről készült felvételen az ultra-nagyszilárdságú acélokra jellemző megeresztett martenzites szövetszerkezet. A próbatestek maratása Nitál (3%-os alkoholos HNO₃) segítségével történt.



19. ábra. Az Alform 1100M x-treme alapanyag szövetszerkezete, N = 200x, maratás: 3% HNO₃



20. ábra. Az S1300Q alapanyag szövetszerkezete, N = 200x, maratás: 3% HNO₃

5.2. Fizikai szimulációs vizsgálatok

A rendelkezésre álló Gleeble 3500 fizikai szimulátor QuickSim elnevezésű szoftverében több, a hegesztési hőciklus előállítására szolgáló ismert modell közül lehet választani. Az általam végzett kísérletek szempontjából a választás a vastagabb lemezekre érvényes háromdimenziós hővezetést leíró Rykalin 3D modellre esett, amely lényegében egy félig végtelen test felületén lévő pontszerű hőforrás által létrehozott hőmérsékletmezőt ír le.

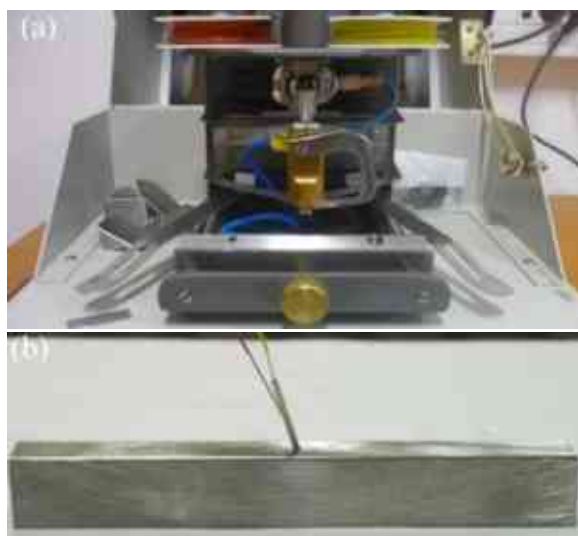
Az elvégzett hőhatásvezetési vizsgálatokhoz a szimulációs programokat a fizikai szimulátor manuális programozásával állítottam elő, a hőmérsékletfüggő fizikai jellemzők figyelembevételével kiszámított idő-hőmérséklet pontok segítségével. A vizsgálandó hőhatásvezetési hőciklusok csúcshőmérséklete kiválasztásának célja az volt, hogy a hőhatásvezetben előforduló

legkisebb szívóssággal rendelkező sávokat állítsam elő, ezért a választásom a durvaszemcsés (DSZ), az interkritikus (IK) és – a komplex hőhatásövezeti sávok közül – az interkritikus durvaszemcsés sávra (IK DSZ) esett. A durvaszemcsés sáv szimulációjához 1350 °C, az interkritikus sávhoz pedig 775 °C csúcshőmérsékletet állítottam be. A hegesztési paraméterek és a hűlési időintervallum meghatározásához a huzalelektrodás védőgázos ívhegesztést vettem alapul. Ahhoz, hogy szimulálni tudjak egy kis, egy közepes és egy nagy fajlagos hőbevitellel történő huzalelektrodás védőgázos ívhegesztést, a vizsgálatok során három különböző hűlési időt állítottam be, amelyek $t_{8/5} = 5$ s, 15 s és 30 s voltak. Az elvégzett kísérleti program adatait a **8. táblázat** foglalja össze.

8. táblázat. A hőhatásövezeti vizsgálatok kísérleti programjai

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

A fizikai szimulációs kísérleteknél alkalmazott próbatetek méreteit a Gleeble kézikönyv ajánlásai alapján határoztam meg, azokat egységesen 10 mm · 10 mm · 70 mm-re választottam. A próbatetekre a szimulációs tesztek megkezdése előtt a K(NiCr-Ni) típusú termoelemeket ellenálláshegesztéssel rögzítettük. A termoelem hegesztő berendezés és a próbatest a ráhegesztett termoelemekkel a **21. ábrán** látható.

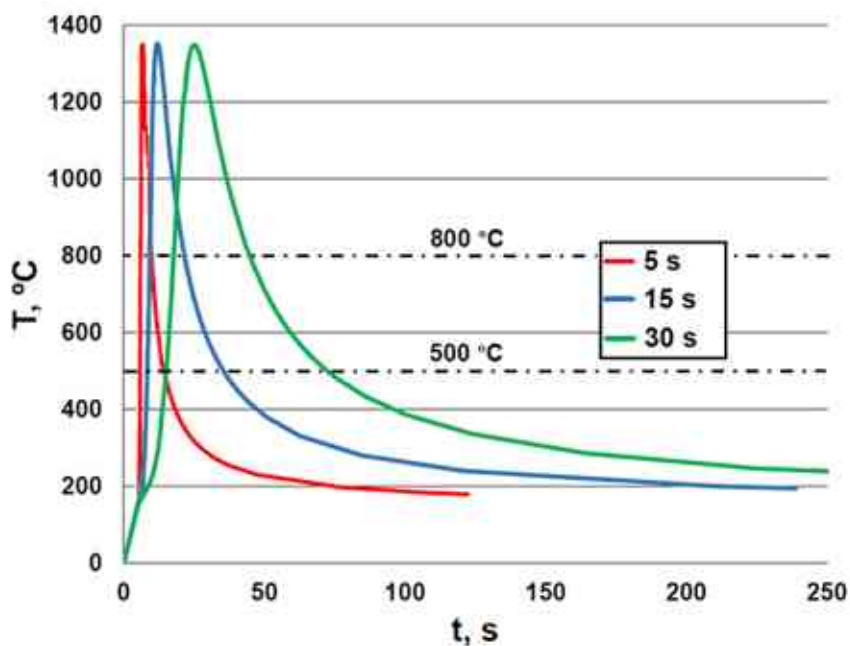


21. ábra. Termoelem hegesztő berendezés (a), próbatest a ráhegesztett termoelemekkel (b)

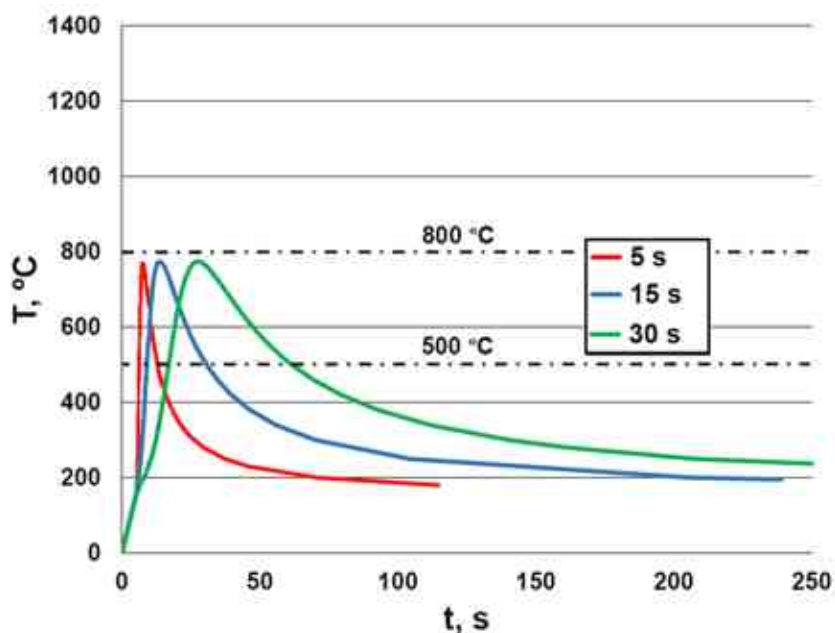
A szimuláció alatt a próbatetekre hegesztett termoelemek által közvetített hőmérséklet adatok alapján történik a folyamat szabályozása. Ezek a termoelemek szolgáltatják az aktuális hőmérsékletről az információt a vezérlőnek, megvalósítva ezzel egy visszacsatolt szabályozási kört. A beprogramozott hőciklus a berendezés szakaszos hőbevitellel (hevítés) vagy hőelvonással (hűtés) valósítja meg [102, 133].

Mindegyik hőhatásövezeti sáv és hőciklus esetén előmelegítési/rétegekzi hőmérsékletnek egységesen 150 °C-ot állítottam be. A vizsgálatok vákuumban történtek, így ez adta a védelmet

az oxidáció és a dekarbonizáció ellen. A durvaszemcsés sáv előállítását célzó hőciklusokat a **22. ábra**, az interkritikus sávokét pedig a **23. ábra** szemlélteti.



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

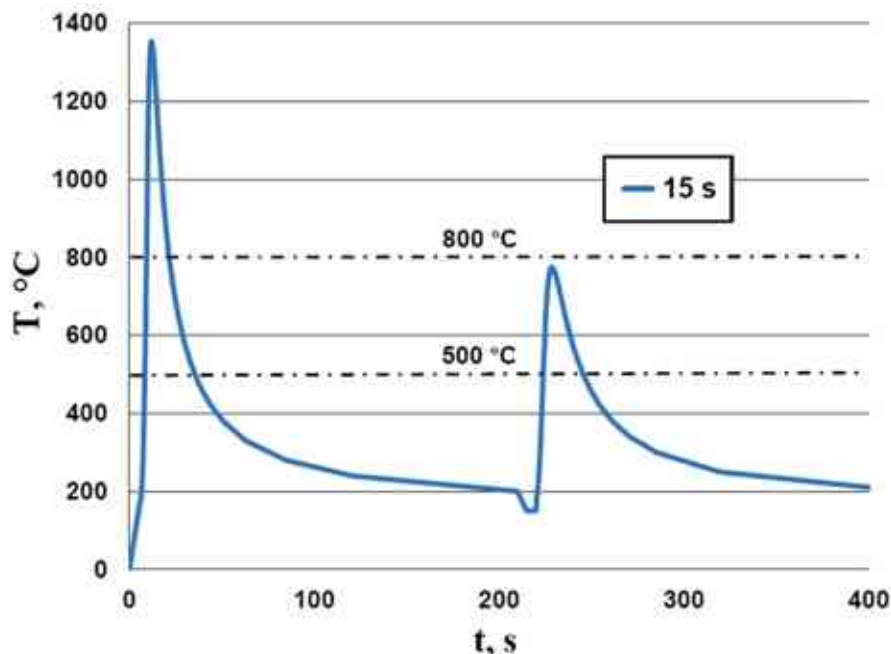


23. ábra. Az interkritikus sáv előállítását célzó hőciklusok ($T_{\max} = 775\text{ °C}$)

Az interkritikus durvaszemcsés sáv előállításához a 22. és a 23. ábrákon látható hőciklusok kombinációit használtam fel.

Tekintettel arra, hogy viszonylag hosszú időre van szükség addig, amíg az első hőciklusok a hűtési szakaszuk során megközelítik a 150 °C -ot, a komplex hőhatásövezeti sávok esetében 200 °C -ig hűtöttem a próbatesteket a Rykalin-3D modell szerint. Ezt követően 10 °C/s hűtési sebességet alkalmaztam, 150 °C -ig, ahonnan 5 s hőntartást követően indultak el a második

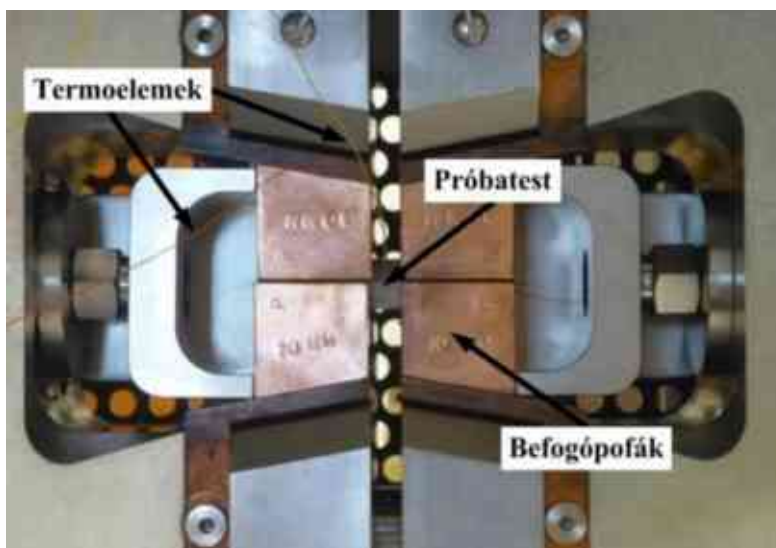
hőciklusok. A jobb áttekinthetőség érdekében a **24. ábrán** ezúttal csak egy hűlési időhöz (15 s) tartozó görbét mutatok be.



24. ábra. Példa az interkritikus durvaszemcsés sáv hőciklusára ($T_{\max 1} = 1350$; $T_{\max 2} = 775$ °C)

Az előre beprogramozott hűlési időket a réz befogópofák hőelvonó képességével sikerült elérni, amelyek körül egy vízhűtésű befogószerkezet van. A hőelvonó képességet továbbá a befogópofák közötti távolság is befolyásolja. Ezt, egységesen, 10 mm-re választottam, így az alkalmazott mérési összeállítással a kívánt hűlési időket gond nélkül sikerült megvalósítani.

Mindezek alapján a Gleeble munkaterének felépítését és az előzőekben leírt paramétereknek megfelelően befogott próbadarabot a **25. ábra** szemlélteti.



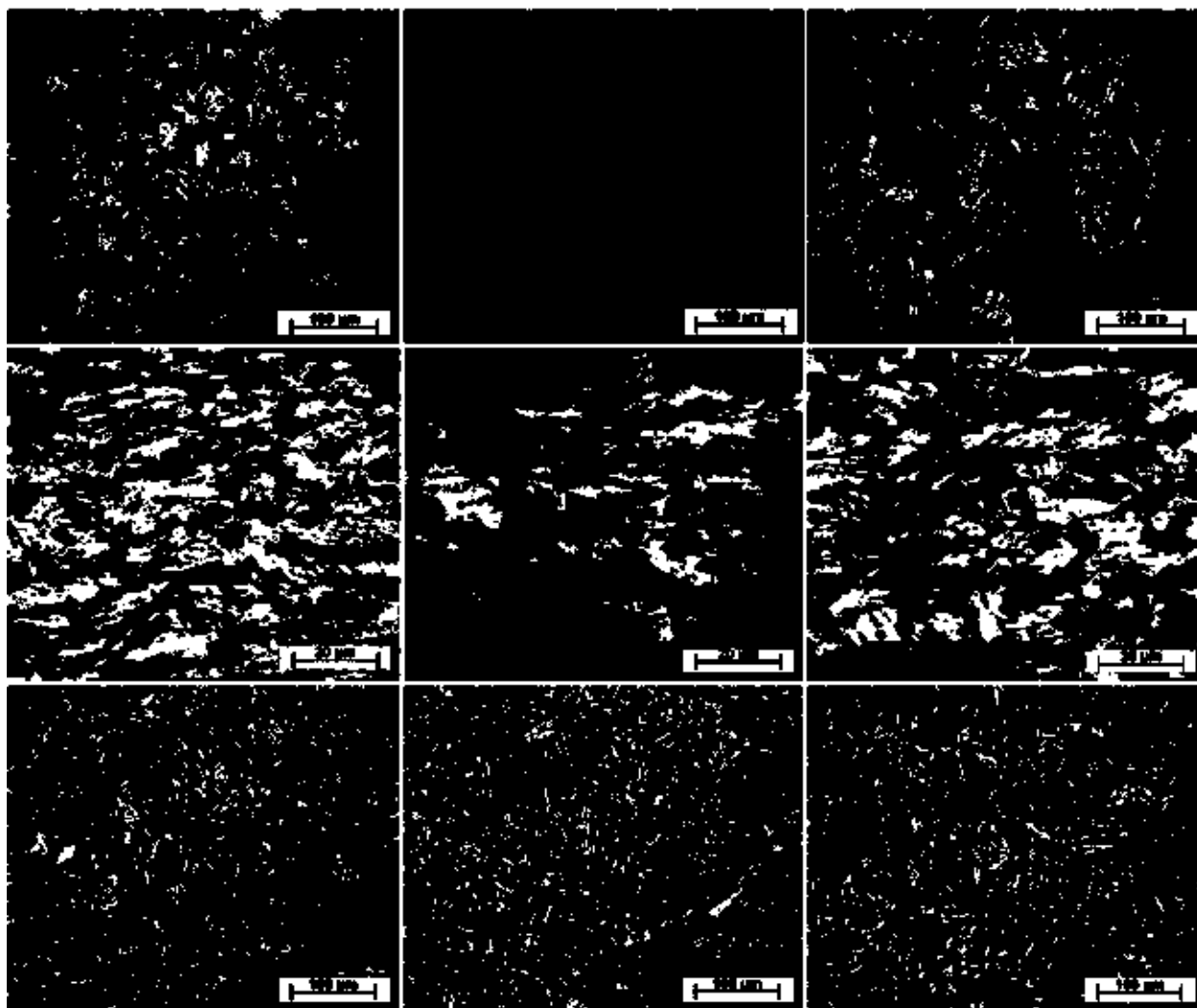
25. ábra. Vizsgálati elrendezés [13]

A szimulációk után minden próbatestet a hőhatásövezeti sáv közepén, a termoelem mentén vágtuk el a későbbi anyagvizsgálatok számára.

5.3. Anyagvizsgálatok

5.3.1. Mikroszerkezeti vizsgálatok

A próbatestek keresztmetszetén optikai mikroszkópos vizsgálatokat végeztünk Zeiss Observer D1 m optikai mikroszkóp segítségével. A különböző szövetképek a **26.** és a **27. ábrán** láthatók. Az ábrák első sorában a durvaszemcsés hőhatásövezeti sáv szövetképei, $N = 200\times$ -os nagyításban, a közép sorban az interkritikus hőhatásövezeti sáv szövetképei, $N = 1000\times$ -es nagyításban, az alsó sorban pedig az interkritikus durvaszemcsés hőhatásövezeti sáv szövetképei, $N = 200\times$ -os nagyításban láthatók. A képek első oszlopában az alkalmazott hűlési idő 5 s, a középső oszlopában 15 s az utolsó oszlopában pedig 30 s volt.



26. ábra. Az S1100M anyagminőségről készült képek a durvaszemcsés, az interkritikus és az interkritikus durvaszemcsés hőhatásövezeti sávokban; $t_{8/5} = 5, 15$ és 30 s esetén, maratás: 3% HNO_3

A 26. ábra (S1100M) felső sorában alapvetően az ultra-nagyszilárdságú acélokra jellemző martenzites szövetszerkezet figyelhető meg. A durvaszemcsés sávban az alapanyag elnyújtott szemcséihez képest lényegesen nagyobb méretű szemcsék jöttek létre a hőhatásövezeti hőciklusok hatására. Az is jól megfigyelhető az ábrákon, hogy a hosszabb hűlési idő nagyobb

méretű szemcséket eredményezett. Az interkritikus hőhatásövezeti sávban csak részben történik meg az ausztenites átalakulás, ezért itt egy meglehetősen heterogén szövetszerkezet alakul ki. A jellegzetes fürtös szövegről készült mikroszkópi felvételeket szemlélteti a 26. ábra középső sora. Ebben a sávban még 1000x-es nagyítás esetén sem figyelhető meg a hűlési idő növelésével szembevetülő különbség. Az interkritikus durvaszemcsés sávban (26. ábra alsó sor) a második hőhatásövezeti hőciklusban történő megeresztés után is martenzites szövetszerkezet figyelhető meg. A durvaszemcsés sávval ellentétben azonban a hűlési idő növelésével sem figyelhető meg a szemcsék mértének növekedése.



27. ábra. Az S1300Q anyagminőségről készült képek a durvaszemcsés, az interkritikus és az interkritikus durvaszemcsés hőhatásövezeti sávokban $t_{8/5} = 5, 15$ és 30 s esetén, maratás: 3% HNO_3

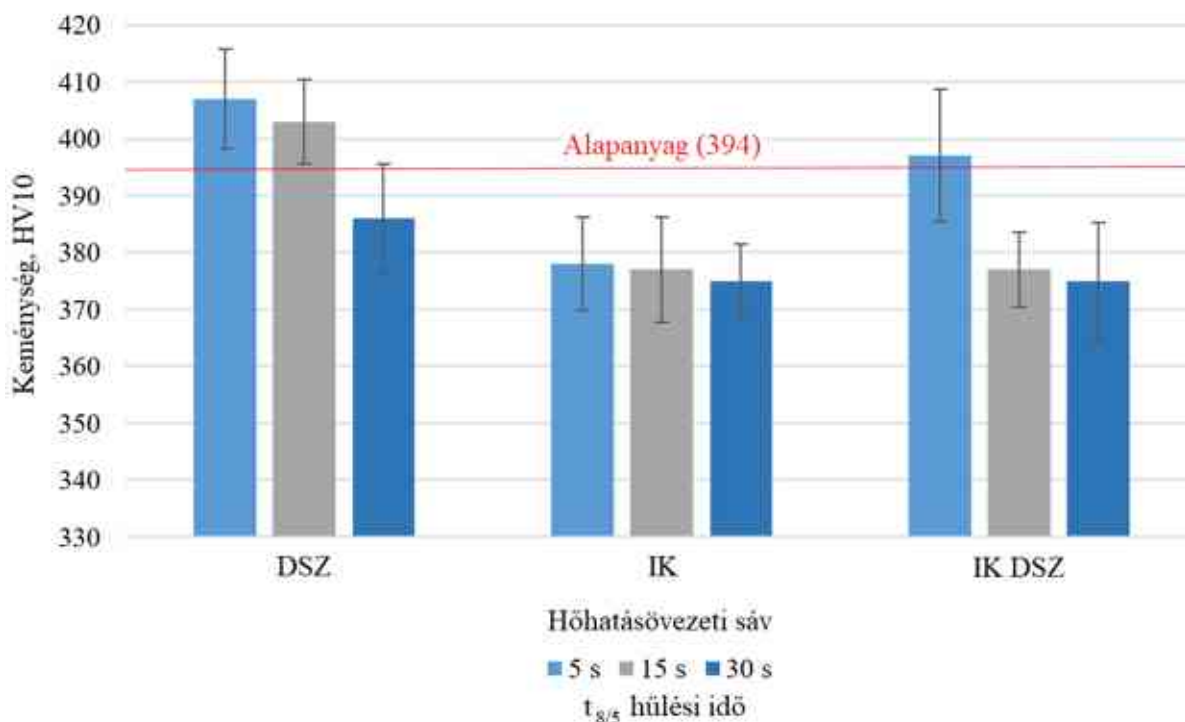
A 27. ábra (S1300Q) felső sorában a durvaszemcsés sávról készült szövetképeken alapvetően, az alapanyagra jellemző martenzites szövetszerkezet figyelhető meg. A hűlési idő növelésével érdemi változás nem tapasztalható az optikai mikroszkópos felvételeken. Az interkritikus hőhatásövezeti sáv (27. ábra középső sor) esetén egy meglehetősen heterogén szövetszerkezet alakult ki, mivel a hegesztési hőciklus hevítési szakaszában csak részben történik meg az ausztenites átalakulás. A felvételek alapján az 5 s és a 15 s hűlési idő esetén kialakuló mikroszerkezet közel azonos, viszont 30 s hűlési idő esetén ebben a sávban finom, tűs szerkezet látható az ausztenitesedett részekben, amely kevésbé homogén, mint a rövidebb hűlési idők

alkalmazásakor. A 27. ábra alsó sorában látható interkritikus durvaszemcsés sávban, a szemcsék belsejében, a korábbi martenzit szemcsékre jellemző tűs szerkezet a megeresztés ellenére is beazonosítható.

5.3.2. Keménységmérések

A mikroszkópos felvételek elkészítését követően – annak érdekében, hogy a próbadarabok eredeti, illetve a hőhatásövezeti szimulációt követő keménységét összehasonlíthassam – Vickers-keménységméréseket végeztünk, Reicherter UH 250 típusú keménységmérő berendezéssel. Minden mintán HV10 keménységet mértünk, egyaránt öt-öt pontban.

Az S1100M anyagminőségen elvégzett mérések eredményeit a **28. ábrán** oszlopdiagramok segítségével ábrázoltam, a **9. táblázatban** pedig a mért keménységértékek átlagát, szórását és szórási együtthatóját foglaltam össze, a különböző hőhatásövezeti sávok és hűlési idők függvényében.



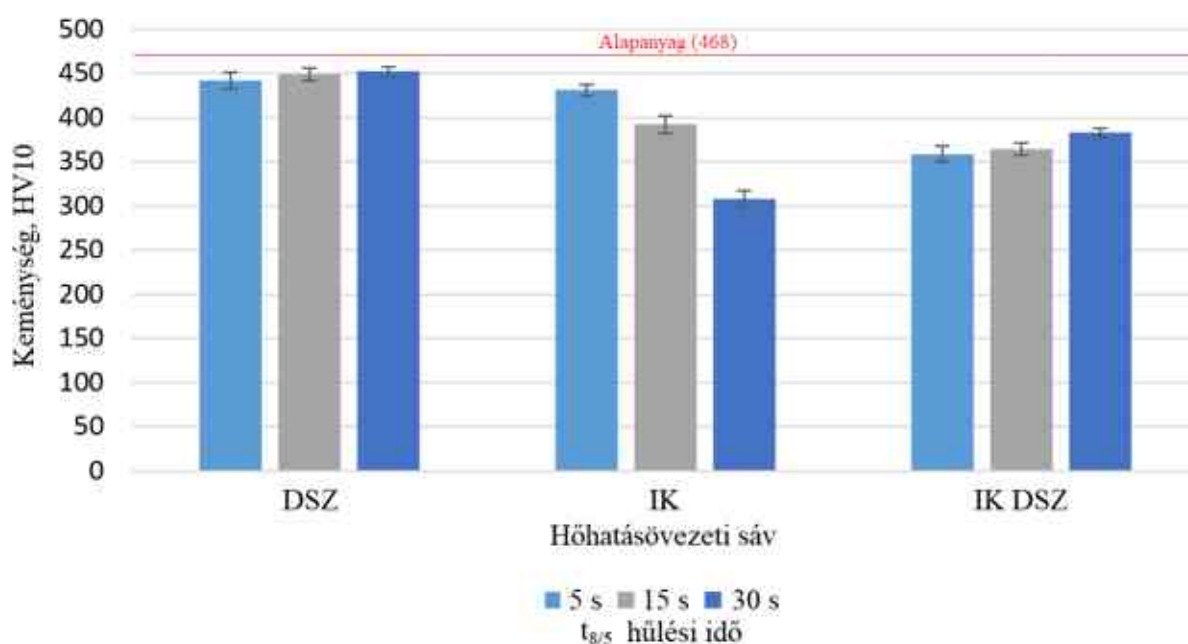
28. ábra. Az S1100M acél mintáin elvégzett keménységmérések eredményei

A hőhatásövezeti szimulációk után a vizsgált anyagminőségen mért keménységértékek szórása alapján a mérések megbízhatónak tekinthetők. A Vickers keménységmérés eredményei alapján megfigyelhető, hogy mindhárom vizsgált hőhatásövezeti sávban negatív hatása van a hűlési idő növelésének az átlagkeménységre. A durvaszemcsés sávban – a 30 s hűlési idő kivételével – a keménység meghaladja az alapanyag keménységét. Az interkritikus sávban mért keménységértékek alapján a hőhatásövezet ezen része kilágyult, viszont a kapott eredmények alapján a hűlési idő növelésével a keménység csökkenése nem volt számottevő. Az interkritikus durvaszemcsés sávban az 5 s hűlési idő esetén figyelhető meg a legnagyobb keménységérték, amely csak hibahatáron belül haladja meg az alapanyagra jellemző értéket. A 15 s és a 30 s hűlési idő esetén pedig szintén nem figyelhető meg számottevő keménységcsökkenés a hűlési idő növelésével.

9. táblázat. Az S1100M acél mintáin elvégzett HV10 keménységmérések eredményei

Hőhatásövezeti sáv	$t_{8/5}$ hűlési idő [s]	Átlag [-]	Szórás [-]	Szórási együttható [%]
Durvaszemcsés	5	407	8,76	2,15
	15	403	8,14	2,02
	30	386	11,63	3,01
Interkritikus	5	378	7,40	1,96
	15	377	9,22	2,45
	30	375	6,54	1,74
Interkritikus durvaszemcsés	5	397	9,47	2,39
	15	377	6,47	1,71
	30	375	10,29	2,75

Az S1300Q anyagminőség esetén, azonos szisztéma szerint, a keménységmérések eredményeit a 29. ábrán oszlopdiagramok segítségével ábrázoltam, míg a 10. táblázatban az eredményeket foglaltam össze, ugyancsak a különböző hőhatásövezeti sávok és hűlési idők függvényében.



29. ábra. Az S1300Q acél mintáin elvégzett keménységmérések eredményei

A hőhatásövezeti szimulációk után létrejött homogén szövetszerkezetben mért keménységértékek kismértékű szórása figyelhető meg, amely szintén a mérések megbízhatóságára utal. Az eredmények alapján jól látszik, hogy a hőhatásövezeti szimulációk után az acél kilágyult, a keménység egyik esetben sem éri el az alapanyag keménységét. A szerkezeti acél eredeti keménységét legjobban a durvaszemcsés sáv keménysége közelíti meg. Ebben a sávban gyakran előfordul, hogy a keménység meghaladja az alapanyag keménységét, viszont esetünkben ebben a sávban is kilágyulás figyelhető meg. Az interkritikus sávban mért keménységértékek alapján kimondható, hogy a hűlési idő növelése negatív hatással van a keménységre. A mért értékek alapján az 5 s és a 30 s hűlési idők között több mint 120 HV értékkel csökkent a keménység. Az

interkritikus durvaszemcsés sáv keménységére kedvező hatással van a hűlési idő növelése. Ebben a sávban a legnagyobb kilágulás 5 s hűlési idő esetén figyelhető meg, a legjobb keménységértékek pedig a 30 s hűlési időhöz tartoznak.

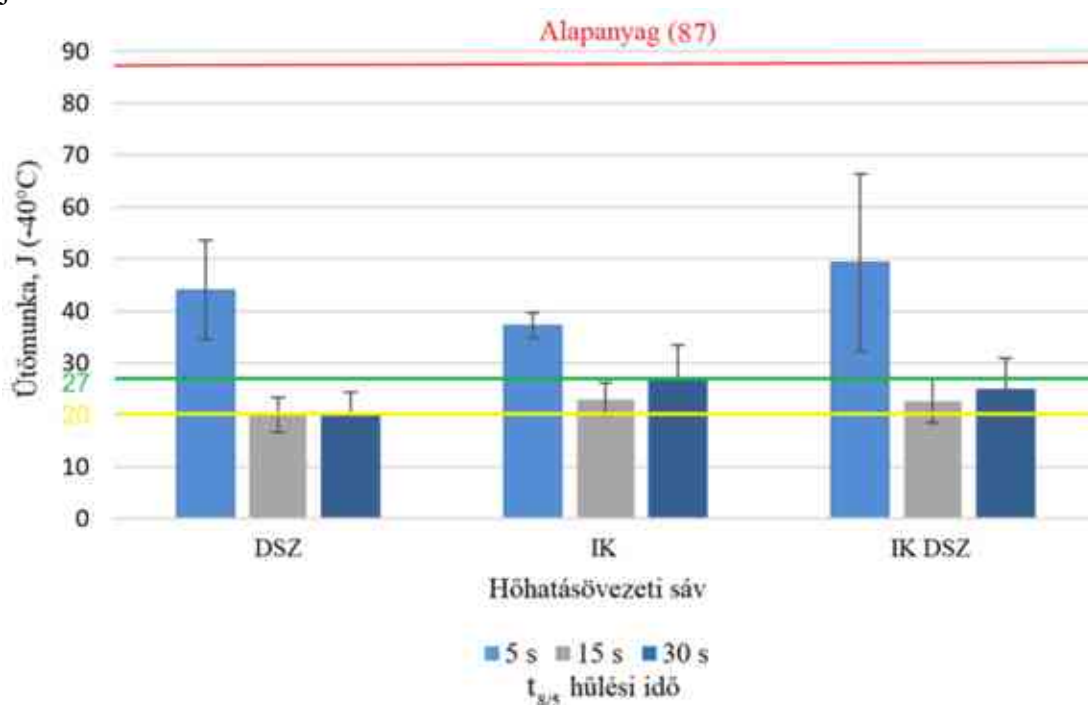
10. táblázat. Az S1300Q acél mintáin elvégzett HV10 keménységmérések eredményei

Hőhatásövezeti sáv	$t_{8/5}$ hűlési idő [s]	Átlag [-]	Szórás [-]	Szórási együttható [%]
Durvaszemcsés	5	442	9,03	1,94
	15	449	7,30	1,63
	30	452	5,26	1,16
Interkritikus	5	431	6,46	1,50
	15	392	9,26	2,36
	30	308	9,68	3,14
Interkritikus durvaszemcsés	5	359	8,81	2,45
	15	364	6,84	1,88
	30	383	5,46	1,42

5.3.3. Műszerezett ütővizsgálatok

A fizikai szimulációs kísérletek után műszerezett ütővizsgálatokat végeztünk. Az ütőmunka értékek meghatározásához a hőhatásövezeti szimulációk után a próbatesteken szikraforgácsolással szabályos Charpy V- bemetszést készítettünk. A három vizsgált hőhatásövezeti sávban, 5 s, 15 s és 30 s $t_{8/5}$ hűlési idő esetén, sorozatonként három-három műszerezett ütővizsgálatot végeztünk, -40 °C-on, PSD 300/150 típusú ütőművön.

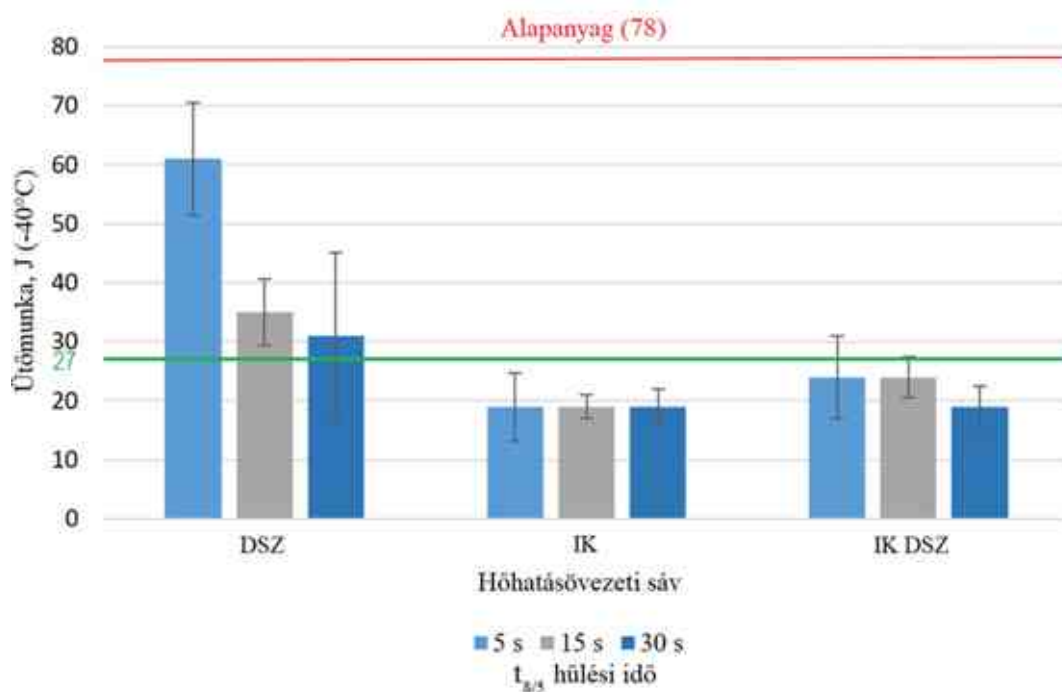
Az ütővizsgálatok eredményeit a **30.** és a **31. ábra** mutatja be, valamint a **11.** és a **12. táblázat** foglalja össze.



30. ábra. Az S1100M acél mintáin elvégzett ütővizsgálatok eredményei

11. táblázat. Az S1100M acél mintáin elvégzett ütővizsgálatok eredményei

Hőhatásövezeti sáv	$t_{8/5}$ hűlési idő [s]	KV -40 °C-on		
		Átlag [J]	Szórás [J]	Szórási együttható [%]
Durvaszemcsés	5	44	9,54	21,68
	15	37	2,47	6,64
	30	49	17,04	34,54
Interkritikus	5	20	3,28	16,39
	15	23	3,12	13,58
	30	23	4,16	18,37
Interkritikus durvaszemcsés	5	20	4,33	21,65
	15	27	6,95	26,21
	30	25	24,36	4,69



31. ábra. Az S1300Q acél mintáin elvégzett ütővizsgálatok eredményei

12. táblázat. Az S1300Q acél mintáin elvégzett ütővizsgálatok eredményei

Hőhatásövezeti sáv	$t_{8/5}$ hűlési idő [s]	KV -40 °C-on		
		Átlag [J]	Szórás [J]	Szórási együttható [%]
Durvaszemcsés	5	61	9,54	15,64
	15	35	5,68	16,46
	30	30,5	14,08	46,16
Interkritikus	5	19,3	5,77	29,86
	15	19	2,02	10,83
	30	18,7	3,01	16,15
Interkritikus durvaszemcsés	5	24	7,00	29,17
	15	24	3,50	14,89
	30	18,5	3,50	18,92

Az ütővizsgálat eredményeit elemezve megállapítható, hogy – a szimulációk eredményeként létrejövő homogén szerkezet ellenére – az ütőmunka értékek jelentős szórása figyelhető meg. Az adatok alapján a két különböző alapanyag kezdeti ütőmunkájához (87 J és 78 J) képest a vizsgált hőhatásövezeti sávok mindegyikében jelentős csökkenést tapasztaltunk. Az ultranagyszilárdságú acélok esetén -40 °C -on a gyártók általában 27 J ütőmunkát garantálnak. Az S1100M anyagminőség esetén a 27 J értéket csak 5 s hűlési idő esetén haladták meg a mért értékek a különböző hőhatásövezeti sávokban, továbbá 30 s hűlési idő esetén érte el a mért érték azt az interkritikus durvaszemcsés sávban. S1300Q anyagminőség esetén, viszont a durvaszemcsés sáv kivételével egyik hőhatásövezeti sáv ütőmunkája sem érte el a 27 J értéket. Az EN 10025-4:2019 [134] szabvány előírásai alapján, termomechanikusan hengerelt acélok esetén, -40 °C -on az előírt minimális ütőmunka 20 J, amelyet a mért értékek minden esetben elértek. Az EN 10025-6:2019 [135] szabvány szerint, nemesített acélok esetén, -40 °C -on az előírt minimális ütőmunka értéke 27 J. Meg kell említeni még, hogy a releváns szabványok nem tartamaznak előírásokat 1000 MPa folyáshatár feletti acélokra. Az S1100M anyagminőség esetén megállapítható, hogy mindhárom vizsgált hőhatásövezeti sávban az 5 s hűlési idő esetén mértük a legnagyobb ütőmunka értékeket és a 15 s hűlési időhöz tartoztak a legkisebb értékek. Az S1300Q anyagminőség esetén a hőhatásövezeti sávokban mért ütőmunka értékei kisebb hűlési idő esetén minden esetben nagyobbak voltak, annak ellenére, hogy az 5 s és a 30 s hűlési idő tartományban a szövetszerkezet alapvetően martenzites. A kapott értékekben a legnagyobb eltérés a durvaszemcsés sáv esetén figyelhető meg (megközelítőleg 30 J az ütőmunka csökkenése a két különböző $t_{8/5}$ hűlési idő összehasonlításakor). Az interkritikus és az interkritikus durvaszemcsés sávban ez a megfigyelhető csökkenés nem ilyen jelentős, csak néhány J-al csökken az ütőmunka a nagyobb hűlési idő esetén.

Összehasonlítva a hagyományos ütővizsgálattal, a műszerezett ütővizsgálat részletesebb információkat nyújt a törés folyamatáról és az anyag képlékeny/rideg viselkedéséről. Nyúlásmérő alkalmazásával meghatározható a terhelés-idő diagram, valamint a törési folyamat jellemző pontjai is (például a maximális erő, az instabil repedésterjedés kezdete és vége); a terhelés-idő diagram alapján pedig kiszámítható az erő-elmozdulás diagram. Feltételezve, hogy a repedésindulás a maximális erőnél történik meg, a diagram két részre osztható. A maximális erőig a görbe alatti területet a repedésindításhoz szükséges energiának kell tekinteni, míg a fennmaradó terület a repedés terjedéséhez szükséges energiát határozza meg. Ennek megfelelően, a repedésindításhoz szükséges energia arányának növekedésével a vizsgált anyag szívóssága csökken [1, 8, 136].

A **13. táblázat** a repedésinduláshoz felhasznált energia (W_i) százalékos arányát tartalmazza a teljes ütőmunkához képest. A jobb szemléltetés érdekében, pedig az **M1 mellékletben** található néhány példa az erő-elmozdulás diagramokra.

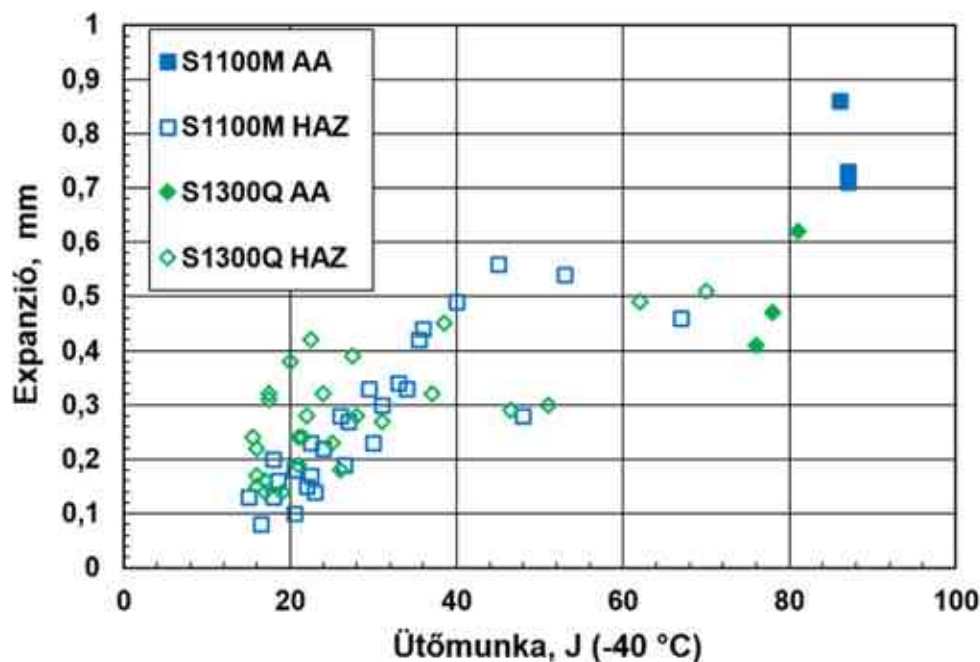
A 13. táblázat adatai alapján megállapítható, hogy a vizsgált hőhatásövezeti sávok mindegyike meglehetősen ridegen viselkedik, mivel az ütővizsgálat során az elnyelt energia nagy része a repedésindulásra fordítódott. Átlagosan a repedésinduláshoz felhasznált energia aránya a durvaszemcsés sávban volt a legkisebb mindkét vizsgált acél esetén. Az S1100M esetén ebben a sávban a $t_{8/5}$ idő növelésének negatív hatása volt, viszont ilyen tendencia nem figyelhető meg a másik két hőhatásövezeti sávban. Az S1300Q esetén, az interkritikus sáv kivételével, a rövidebb hűlési idő esetén kedvezőbb volt a W_i értéke; a durvaszemcsés sávban pedig, 5 s $t_{8/5}$ hűlési idő esetén nemcsak az ütőmunka, hanem a repedésindulásra felhasznált energia is jól megközelíti az alapanyagra vonatkozó értékeket. (A nagy szívósságcsökkenés elemzésekor

figyelembe kell venni, hogy a fizikai szimulációval előállított hőhatásövezeti sávoknál a mért ütőmunka kevesebb lehet, mint a valós hegesztett kötések hőhatásövezetében, mert egy tényleges hegesztett kötés esetén a vizsgált, kritikus hőhatásövezeti sávok ekkora kiterjedésben homogénen nem fordulnak elő, így nem lehet olyan próbatestet készíteni, amely bemetszése pontosan a vizsgálni kívánt hőhatásövezeti sávon halad keresztül.)

13. táblázat. A repedésinduláshoz felhasznált energia (W_i) százalékos aránya a teljes ütőmunkához képest

Anyag-minőség	Alapanyag / Hőhatásövezeti sáv	A repedésinduláshoz felhasznált energia aránya [%]			A repedésinduláshoz felhasznált energia arányának átlaga [%]
		$t_{8/5} = 5$ s	$t_{8/5} = 15$ s	$t_{8/5} = 30$ s	
S1100M	Alapanyag	N/A	N/A	N/A	37
	Durvaszemcsés	56	69	71	65
	Interkritikus	84	82	90	85
	Interkritikus durvaszemcsés	95	88	89	91
S1300Q	Alapanyag	N/A	N/A	N/A	69
	Durvaszemcsés	72	84	85	80
	Interkritikus	92	87	84	88
	Interkritikus durvaszemcsés	79	79	87	82

A műszerezett ütővizsgálatok elvégzése után minden próbatesten megmértük a keresztirányú expanzió értékét. A **32. ábrán** a keresztirányú expanzió és az ütőmunka kapcsolata látható.



32. ábra. A keresztirányú expanzió és az ütőmunka kapcsolata

A diagram alapján látható, hogy az S1100M anyag esetén az alapanyagon mért expanzió minden esetben nagyobb volt, mint a hőhatásövezetben mért. Az S1300Q anyag tekintetében is a

legnagyobb expanziót az alapanyagon mértük, viszont ennél az anyagminőségnél a hőhatás-övezetben mért expanzió értéke is több esetben megközelítette az alapanyagon mért értéket.

5.4. Összegzés

- A kiválasztott S1100M és S1300Q anyagminőségeken a tervezett hőhatásövezeti szimulációkat, Gleeble 3500 termo-mechanikus fizikai szimulátoron, sikeresen elvégeztük.
- A szívósságcsökkenés szempontjából kritikusnak vélt hőhatásövezeti sávok a durvaszemcsés, és az interkritikus, valamint az összetett hőhatásövezeti sávok közül az interkritikus durvaszemcsés sávok voltak.
- A huzalelektrodás védőgázos ívhegesztés fizikai szimulációja céljából egy kis, egy közepes és egy nagy hőbevitelt, azokhoz pedig a hőhatásövezetre vonatkozóan $t_{8/5} = 5$ s, 15 s és 30 s hűlési időket választottunk.
- Az elvégzett vizsgálatok és azok eredményei alapján az alábbi következtetések fogalmazhatók meg.
 - = Az S1100M acél esetén, a keménységmérések eredményei alapján, megfigyelhető, hogy mindhárom vizsgált hőhatásövezeti sávban negatív hatása van a hűlési idő növelésének a keménységre.
 - = Az S1300Q acél esetén, a keménységmérések eredményei alapján, a hőhatásövezeti szimulációk során az acél a hegesztési hőciklusok hatására kilágyult, a hőhatásövezeti sávok keménysége egyik esetben sem érte el az alapanyag keménységét. A durvaszemcsés sáv esetében számottevő különbség nem volt a keménységértékek között, az interkritikus sávban a hűlési idő növelése negatív hatással volt az anyag keménységére, míg az interkritikus durvaszemcsés sávban a hűlési idő növelése előnyösnek bizonyult.
 - = Az ütővizsgálatok eredményei alapján, mindkét alapanyag kezdeti ütőmunkájához képest a vizsgált hőhatásövezeti sávok mindegyikében jelentős csökkenést tapasztaltunk, amelynek mértéke a nagyobb $t_{8/5}$ hűlési idő alkalmazása esetén nagyobb volt.
 - = Az S1100M anyagminőség esetén mindhárom vizsgált hőhatásövezeti sávban az 5 s hűlési idő esetén mértük a legnagyobb ütőmunka értékeket és a 15 s hűlési időhöz tartoztak a legkisebb értékek.
 - = Az S1300Q anyagminőség esetén a hőhatásövezeti sávok ütőmunkái kisebb hűlési idő esetén minden esetben nagyobbak voltak, annak ellenére, hogy az 5 s és a 30 s hűlési idő tartományban a szövetszerkezet alapvetően martenzites.
 - = A repedéskeletkezésre és a repedésterjedésre fordított energiák összehasonlítása alapján megállapítható, hogy mindkét alapanyag esetén a vizsgált hőhatásövezeti sávok jelentős ridegedése következett be.
- A fizikai szimulációs vizsgálatok eredményei és a nagyszilárdságú acélokkal kapcsolatos irodalomkutatás alapján, a későbbi hegesztési kísérletekhez, illetve a hegesztési paraméterek meghatározásához a $t_{8/5}$ hűlési időt 5 s-ra célszerű választani.

6. HEGESZTÉSI KÍSÉRLETEK

A két vizsgált alapanyag hegesztett kötéseit két különböző típusú és szilárdsági kategóriába tartozó hozaganyaggal készítettük el. Az alkalmazott hozaganyagok a Böhler által gyártott Union X96 (Ø 1,2 mm) és alform 1100 L-MC (Ø 1,2 mm) típusú hozaganyagok voltak. A hozaganyagok műbizonylatában feltüntetett mechanikai tulajdonságokat a **14. táblázat**, kémiai összetételüket pedig a **15. táblázat** tartalmazza.

14. táblázat. Az alkalmazott hozaganyagok mechanikai tulajdonságai

A hozaganyag minősége	ReL vagy Rp0,2 [MPa]	Rm [MPa]	A [%]	KV -40 °C-on [J]
Böhler Union X96	≥930	≥980	≥14	≥47
Böhler alform 1100 L-MC	≥1100	1140-1250	≥10	≥27

15. táblázat. Az alkalmazott hozaganyagok kémiai összetétele [tömeg%]

A hozaganyag minősége	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	V
Böhler Union X96*	0,1	0,8	1,94	0,015	0,011	0,52	0,53	2,28	<0,01
Böhler alform 1100 L-MC	0,08	0,46	1,54	0,01	0,007	0,64	0,52	2,73	0,22

* Cu = 0,06; Ti = 0,06; Al < 0,01; Zr < 0,01

A hegesztési paraméterek meghatározása a hűlési idő figyelembevételével történt, a korábbi fizikai szimulációs vizsgálatok eredményei alapján; a választott $t_{8/5}$ hűlési idő 5 s volt. Az így meghatározott hegesztési paramétereket a **16. és a 17. táblázatok** tartalmazzák.

16. táblázat. Hegesztési paraméterek az S1100M anyagminőség esetén

Sor	Áramerősség [A]	Feszültség [V]	Hegesztési sebesség [cm/min]	$t_{8/5}$ hűlési idő [s]	Fajlagos hőbevitel [J/mm]
1	180	19,1	24	5	688
2	190	19,7	27		666
3-4	260	25,1	50		624
5-8	280	28,7	61		632

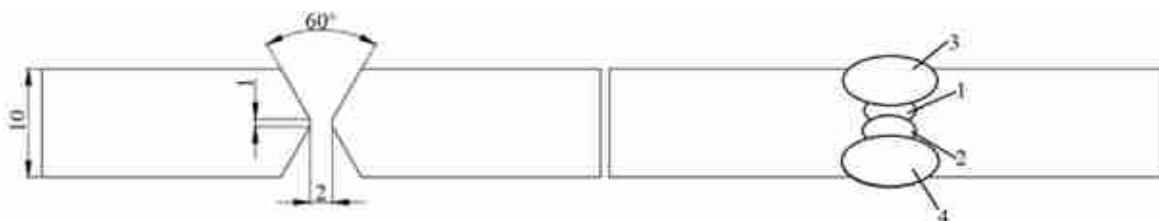
17. táblázat. Hegesztési paraméterek az S1300Q anyagminőség esetén

Sor	Áramerősség [A]	Feszültség [V]	Hegesztési sebesség [cm/min]	$t_{8/5}$ hűlési idő [s]	Fajlagos hőbevitel [J/mm]
Gyök	180	19,1	31	5	562
Takaró	240	22,7	53		493

A kötések létrehozásához választott eljárás a huzalelektrodás védőgázos ívhegesztés volt, a kötések Daihen WB-P500L típusú áramforrással készültek. A 350 mm · 150 mm · 10/15 mm-es X leélezésű lemezeket PA pozícióban egyesítettük. A leélezést és a varratsorokat a **33.** és a **34. ábrák** szemléltetik. Az egyenletes hegesztési sebesség és varratképzés biztosítása érdekében (az első gyöksor kivételével) a pisztolyt ESAB B5001 típusú hegesztő traktorral mozgattuk. Az alkalmazott előmelegítési hőmérsékletet – korábbi saját kísérletek és irodalmi ajánlások figyelembevételével – 100 °C-ra választottam, a rétegek közötti hőmérsékletet pedig megközelítőleg 130 °C-ra. A kísérletekhez alkalmazott védőgáz M21 típusú (80% Ar + 20% CO₂) védőgáz keverék volt, 18 l/min áramlási sebességgel.



33. ábra. A kötés kialakítás és a varratsorok sematikus ábrája az S1100M anyagminőség esetén



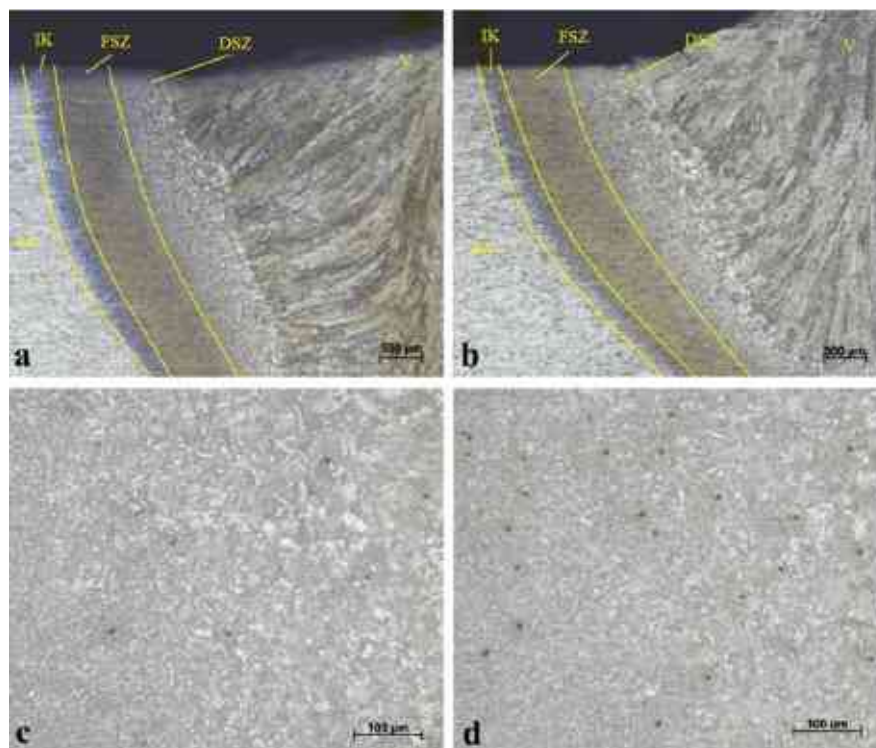
34. ábra. A kötés kialakítás és a varratsorok sematikus ábrája az S1300Q anyagminőség esetén

A hegesztésekhez készített előzetes hegesztési munkarendi előírásokat (preliminary Welding Procedure Specification: pWPS) az **M2 melléklet** tartalmazza.

A hegesztett kötések elkészítése után optikai mikroszkópos vizsgálatot, keménységmérést, műszerezett ütővizsgálatot, nagyciklusú fárasztóvizsgálatot és fáradásos repedésterjedési sebesség vizsgálatot végeztünk.

6.1. Optikai mikroszkópos vizsgálatok

A próbatestek előkészítése után az optikai mikroszkópos vizsgálatokat Zeiss Observer D1 m típusú optikai mikroszkóppal végeztük. A kötésekről készült szövetszerkezeti képek a **35.** és a **36. ábrákon** láthatók, ahol az „a” és a „c” jelzésű képek a Böhler Union X96 hozaganyaggal készített kötésről, a „b” és a „d” jelzésű képek pedig a Böhler alform 1100 L-MC hozaganyaggal készített kötésről készültek. Az ábrák felső sorában a nagyítás N = 25x-os, az alsó sorban pedig N = 200x-os.



35. ábra. A hegesztett kötés optikai mikroszkópos képei az S1100M anyagminőség esetén, maratás: 3% HNO_3



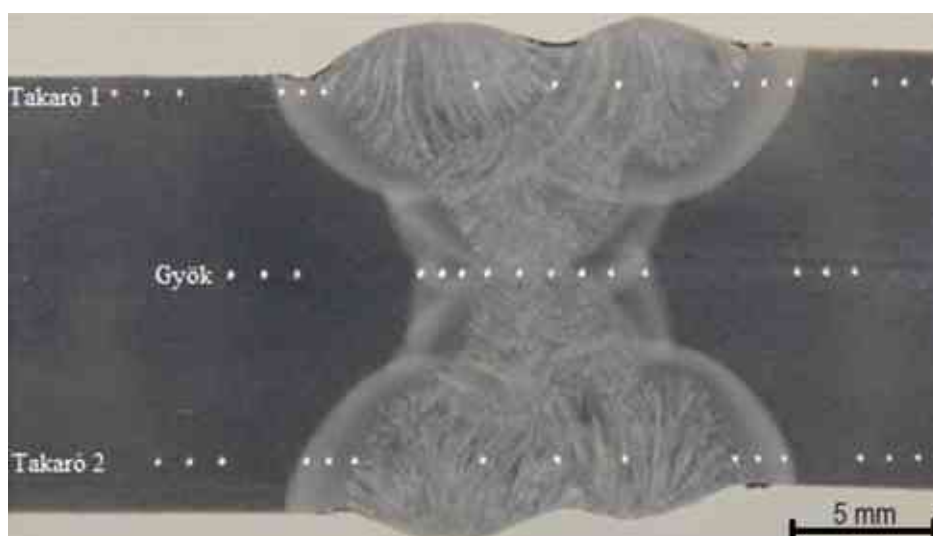
36. ábra. A hegesztett kötés optikai mikroszkópos képei az S1300Q anyagminőség esetén, maratás: 3% HNO_3

Az optikai mikroszkópos képek alapján – a hasonló fajlagos hőbevitel és azonos hűlési idő miatt – a hegesztett kötések szövetszerkezetében nincsenek számottevő különbségek. A 35. és a 36. ábrák „a” és „b” jelzésű képei alapján a különböző hőhatásövezeti sávok szélessége is

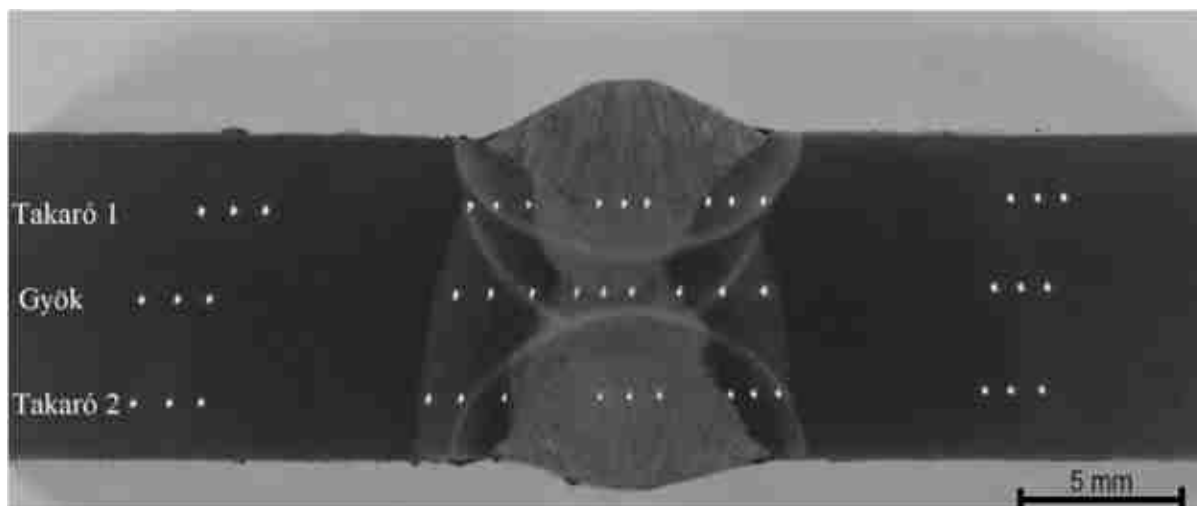
hasonló. Az alkalmazott eltérő összetételű hozaganyagok miatt a varratfémekben csak kismértékű különbség látható. (A két különböző kötés színeiben látható némi eltérés a maratás miatt.)

6.2. Keménységmérések

Az optikai mikroszkópos képek elkészítése után a próbatesteken Vickers (HV10) keménységmérésekre került sor, Reicherter UH 250 típusú, univerzális, mikrokeménység mérő berendezéssel. Mindkét kötés esetén három különböző sorban mértünk keménységet, a **37.** és a **38. ábrákon** látható elhelyezkedés szerint.

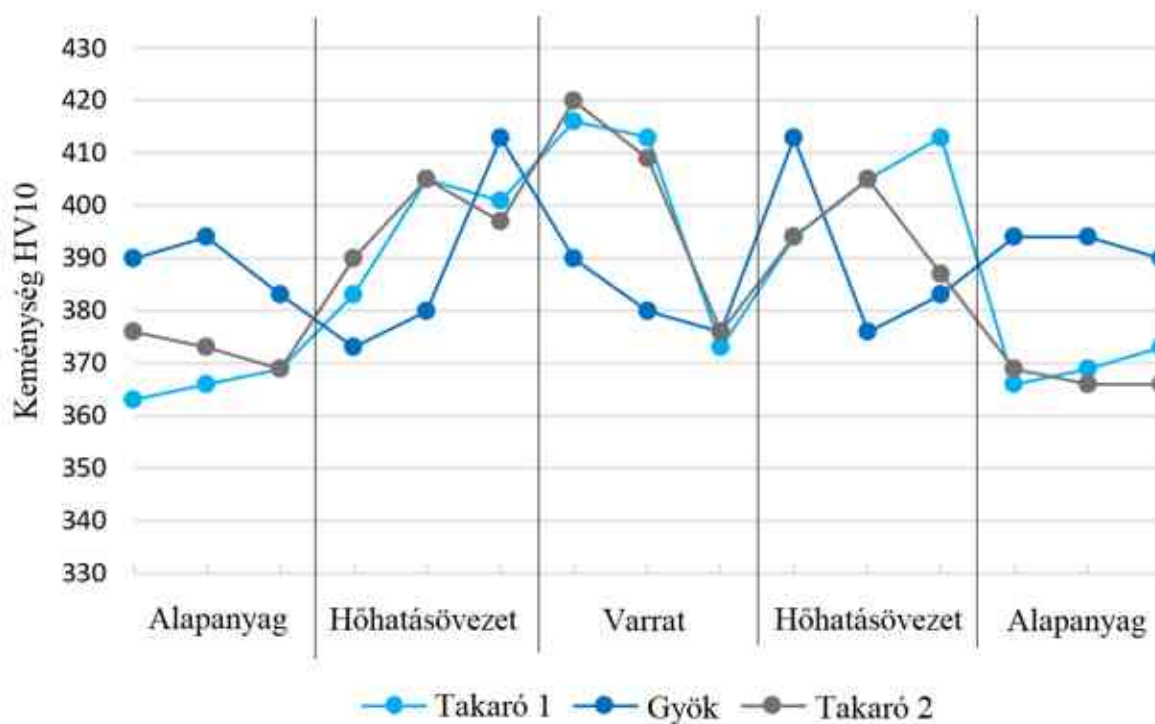


37. ábra. A keménységmérési pontok elhelyezkedése az S1100M anyagminőség esetén

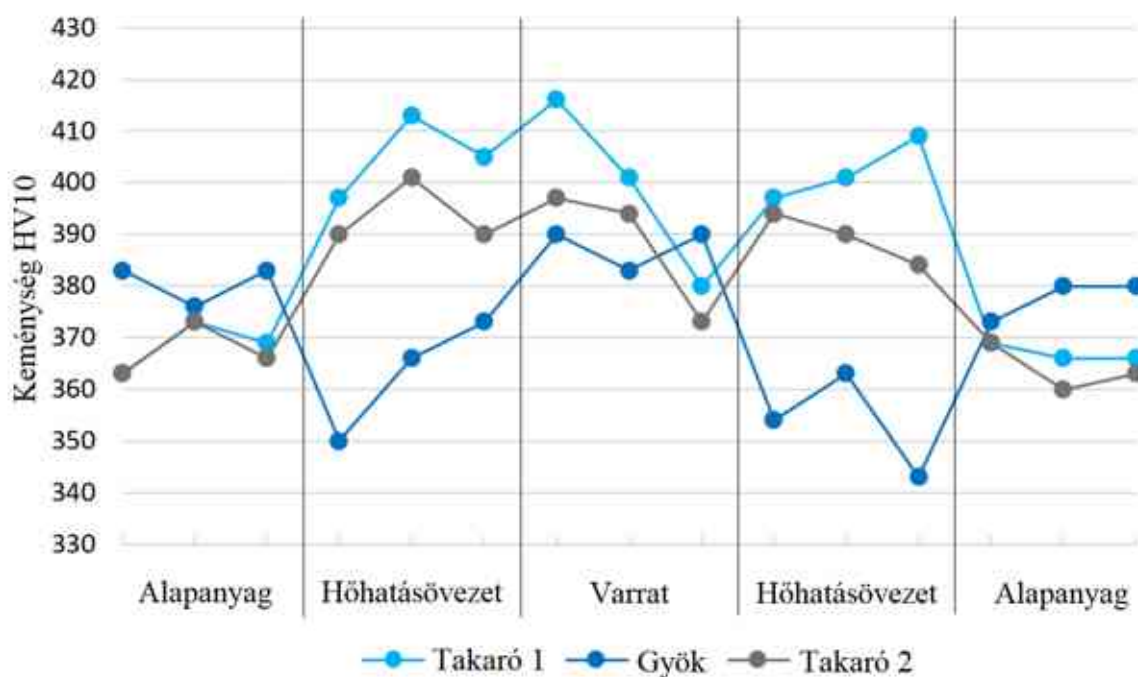


38. ábra. A keménységmérési pontok elhelyezkedése az S1300Q anyagminőség esetén

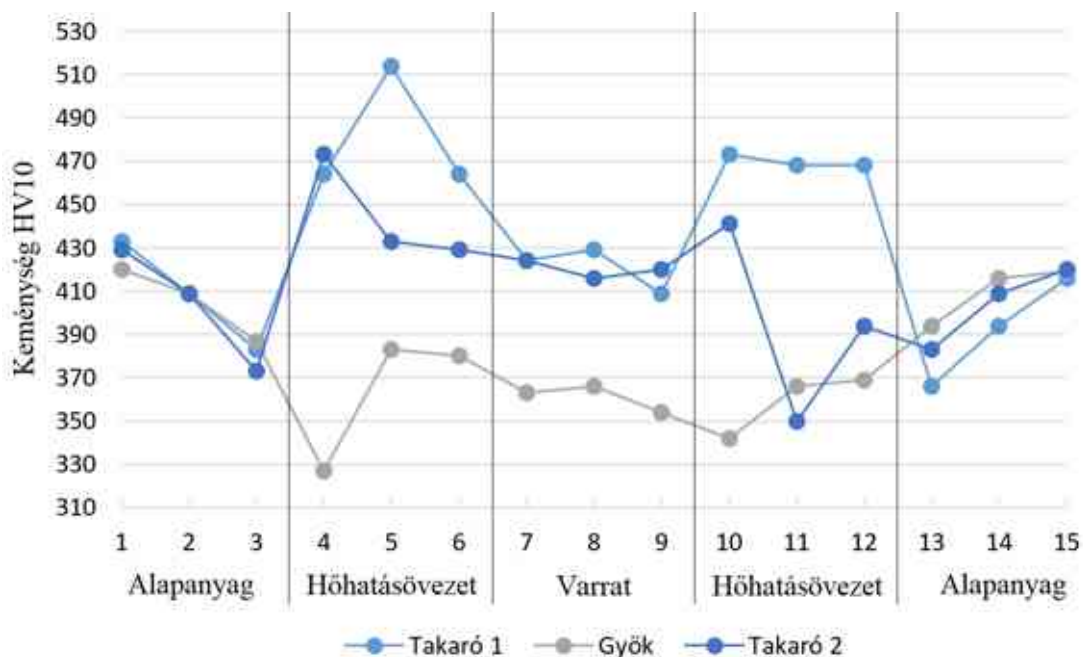
A különböző hozaganyagokkal készült kötésekben mért keménység értékek a **39-42. ábrákon** láthatók.



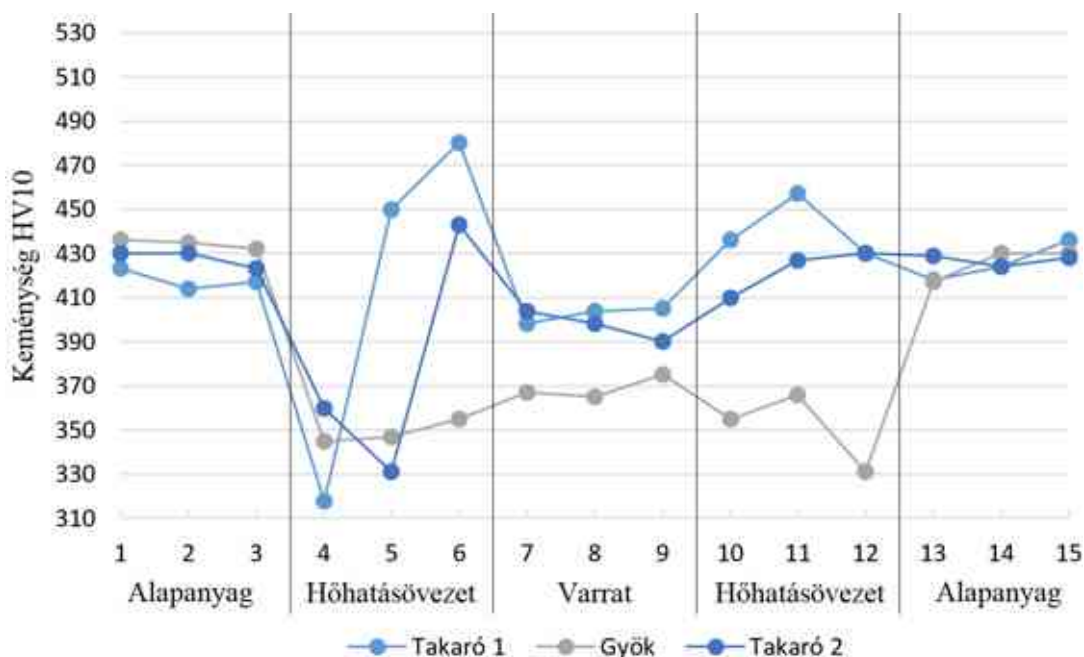
39. ábra. Keménységeloszlás az S1100M anyagminőség Böhler Union X96 hozaganyaggal készített hegesztett kötésén



40. ábra. Keménységeloszlás az S1100M anyagminőség Böhler alform 1100 L-MC hozaganyaggal készített hegesztett kötésén



41. ábra. Keménységeloszlás az S1300Q anyagminőség Böhler Union X96 hozaganyaggal készített hegesztett kötésén



42. ábra. Keménységeloszlás az S1300Q anyagminőség Böhler alform 1100 L-MC hozaganyaggal készített hegesztett kötésén

A vizsgált Alform 1100M x-treme termomechanikusan kezelt nagyszilárdságú acél az MSZ CEN ISO/TR 15608:2021 szabvány [137] besorolása alapján a 2.2 csoportba, míg az S1300Q nemesített nagyszilárdságú acél a 3.2 csoportba tartozik. Az ISO 15614-1:2017 szabvány [138] előírásai alapján a 2. csoportba tartozó, utólag nem hőkezelt acélok esetén a megengedett maximális keménység értéke 380 HV10, a 3. csoportba tartozó, utólag nem hőkezelt acélok esetén pedig 450 HV10, viszont az olyan acélok esetén, ahol $R_{eH} > 890$ MPa, ettől eltérő értékek is megengedettek. Az ábrákon jól látszik, hogy az általam vizsgált esetekben a mért keménység a szabványban megadott értéket több alkalommal meghaladja, egyéb kiegészítés azonban nem található a szabványban arra vonatkozóan, hogy a nagyobb folyáshatárú acélok (mint például

1100 MPa és 1300 MPa) esetén milyen értékek tekinthetők elfogadhatónak. Az S1100M anyagminőség keménységeloszlási diagramjai alapján a legkisebb keménységérték az alform 1100 L-MC hozaganyaggal készített kötés esetén a gyökben található. Az S1300Q acél esetén a mért keménység értékek között a hőhatásövezet egyes részein akár 200 HV10 különbség is előfordulhat. Továbbá, az is megfigyelhető, hogy mindkét varrat esetén a gyöksorban mért keménység értékek kisebbek (mind a varratfémbe, mind a hőhatásövezetbe), mint a takaró sorokban mértek. Mivel az első gyöksor hegesztése kézzel történt – és annak ellenére, hogy törekedtünk az 5 s hűlési időhöz kiszámított hegesztési paraméterek betartására – a kismértékben változó hegesztési sebesség miatt előfordulhatott, hogy a hőbevitel nagyobb volt, amelynek eredményeként a varrat és a hőhatásövezet kilágyulhatott, valamint a töltősorok megereszítő hatása is okozhatott keménységcsökkenést. Mivel a $t_{8/5}$ hűlési idő a számítások szerint minden esetben 5 s körüli érték volt, ezáltal a fajlagos hőbevitel is minden esetben hasonló volt, így az eltérő hozaganyagok okozta különbségeknek a varratfémbe mért keménység értékek különbségeiben kellene megjelenniük. Az egyszerűbb összehasonlíthatóság érdekében a varratfémek keménység értékeinek átlagát, szórását és szórási együtthatóját a **18. és 19. táblázatokban** foglaltam össze.

18. táblázat. A varratfémeken mért HV10 keménységek átlaga, szórása és szórási együtthatója az S1100M anyagminőség esetén

A hozaganyag minősége	A keménység-mérés helye	Keménység		
		Átlag [-]	Szórás [-]	Szórási együttható [%]
Böhler Union X96	Takaró 1	401	24,10	5,99
	Gyök	382	7,21	1,89
	Takaró 2	402	22,90	5,70
	Átlag	395	N/A	N/A
Böhler alform 1100 L-MC	Takaró 1	399	18,08	4,53
	Gyök	388	4,04	1,04
	Takaró 2	388	13,08	3,37
	Átlag	392	N/A	N/A

19. táblázat. A varratfémeken mért HV10 keménységek átlaga, szórása és szórási együtthatója az S1300Q anyagminőség esetén

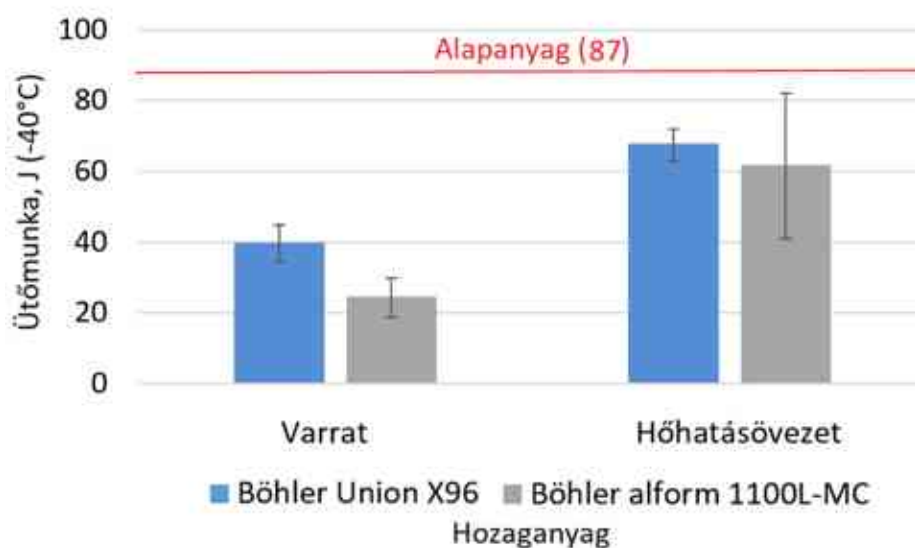
A hozaganyag minősége	A keménység-mérés helye	Keménység		
		Átlag [-]	Szórás [-]	Szórási együttható [%]
Böhler Union X96	Takaró 1	421	10,41	2,47
	Gyök	361	6,24	1,73
	Takaró 2	420	4,00	0,95
	Átlag	401	N/A	N/A
Böhler alform 1100 L-MC	Takaró 1	402	3,79	0,94
	Gyök	369	5,29	1,43
	Takaró 2	397	7,02	1,77
	Átlag	390	N/A	N/A

A 18. és a 19. táblázatok értékei alapján a mért keménység értékek szórása és a szórási együtthatója elfogadható mértékű, megbízható mérésekre utal. Mindkét anyagminőség esetén, a

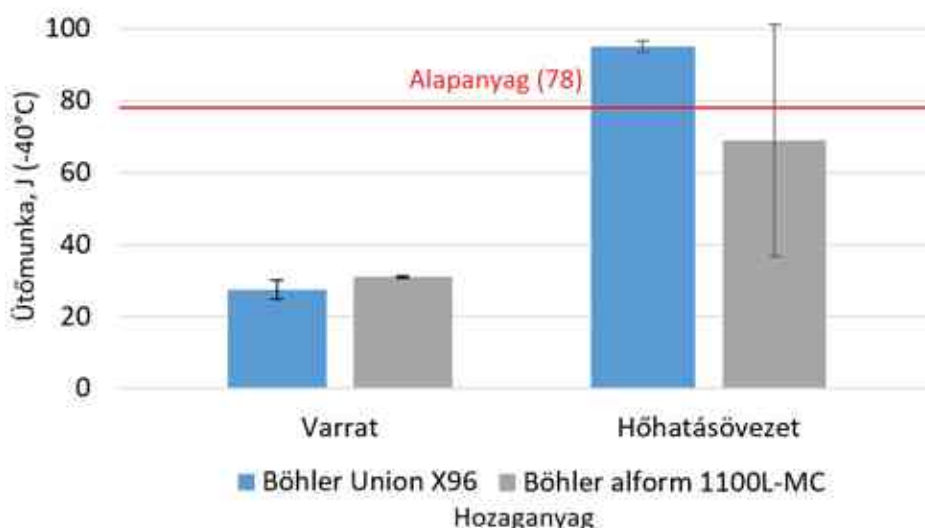
két különböző hozaganyaggal készített kötések varratfémjeiben mért átlagos keménység értékek hasonlóak voltak. Az adatok alapján a Böhler Union X96 hozaganyaggal készített kötések keménysége minimálisan nagyobb volt, mint a Böhler alform 1100 L-MC hozaganyaggal készített kötéseké.

6.3. Műszerezett ütővizsgálatok

Az S1100M és az S1300Q anyagminőségek két különböző hozaganyaggal létrehozott hegesztett kötéseinek hőhatásövezetében és varratában, 3-3 próbatestenen végeztünk műszerezett ütővizsgálatokat, PSD 300/150 típusú berendezéssel, -40 °C -on. Az ütővizsgálatok eredményei a **43.** és a **44. ábrákon** láthatók.



43. ábra. Az S1100M acél hegesztett kötésén elvégzett ütővizsgálatok eredményei



44. ábra. Az S1300Q acél hegesztett kötésén elvégzett ütővizsgálatok eredményei

Az ütővizsgálatok eredményei alapján megállapítható, hogy a kapott eredmények szórása elfogadható mértékű. A vizsgált alapanyagok ütőmunkájához képest a varratban jelentős csökkenés figyelhető meg. Az S1100M acél esetén a hőhatásövezet ütőmunkája sem éri el az alapanyag ütőmunkáját. A hozaganyagok tekintetében az S1100M anyagminőség esetén a varrat és a hőhatásövezet ütőmunkája is a Böhler Union X96 hozaganyag alkalmazásával volt nagyobb.

Az S1300Q acél esetén a hőhatásövezetekben mért ütőmunka átlaga jól megközelíti az alapanyag ütőmunkáját. A két különböző hozaganyaggal készített kötés ütőmunkája mind a varratban, mind a hőhatásövezetben hasonló. A varrat esetén az alform 1100 L-MC hozaganyaggal készített kötés ütőmunkája volt nagyobb, míg a hőhatásövezet esetén az Union X96 hozaganyaggal készített kötésé. (A hőhatásövezet esetén érdemes megjegyezni, hogy a hőhatásövezet különböző részein jelentősen is eltérhet az ütőmunka értéke, mert a próbatest kimunkálása során nem biztosítható, hogy a bemetszés pontosan ugyanazokba a hőhatásövezeti sávokba kerüljön.)

A **20. táblázat** a repedésinduláshoz felhasznált energia (W_i) százalékos arányát tartalmazza a teljes ütőmunkához képest, a hegesztett kötések elvégzett vizsgálatok alapján.

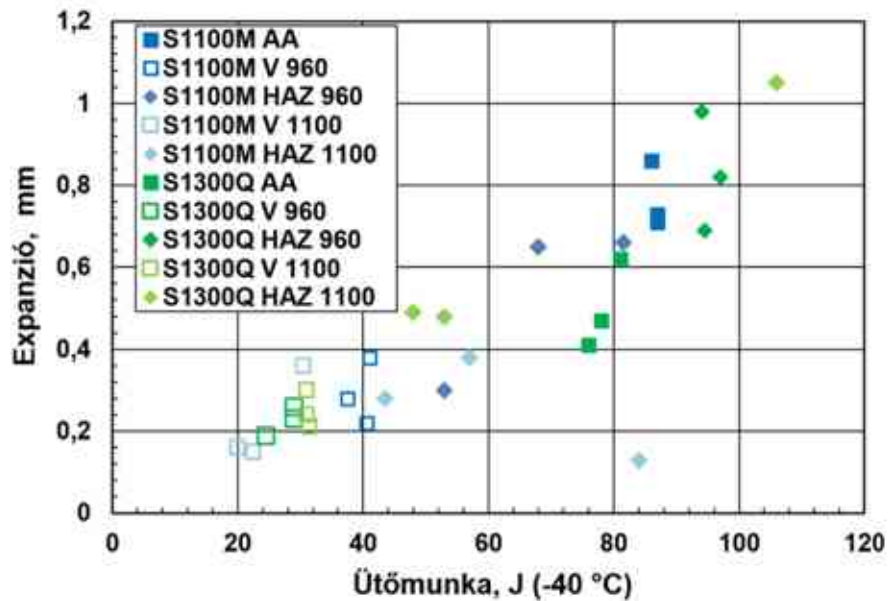
20. táblázat. A repedésinduláshoz felhasznált energia (W_i) százalékos aránya a teljes ütőmunkához képest, a hegesztett kötések elvégzett vizsgálatok alapján

Anyagminőség	Hozaganyag	A hegesztett kötés vizsgált része	A repedésinduláshoz felhasznált energia aránya [%]
S1100M	N/A	alapanyag	37
	Böhler Union X96	varrat	67
		hőhatásövezet	39
	Böhler alform 1100 L-MC	varrat	64,5
hőhatásövezet		44	
S1300Q	N/A	alapanyag	69
	Böhler Union X96	varrat	78
		hőhatásövezet	29
	Böhler alform 1100 L-MC	varrat	77
hőhatásövezet		43	

A 20. táblázat adatai alapján - mindkét vizsgált alapanyag esetén - megállapítható, hogy a két különböző hozaganyaggal készített varratok meglehetősen ridegen viselkedést mutatnak, mivel az ütővizsgálat során az elnyelt energia nagy része a repedésindulásra fordítódott. A hőhatásövezeti sávokban viszont szívós viselkedés figyelhető meg.

A **45. ábrán** a keresztirányú expanzió és az ütőmunka kapcsolata látható.

Az eredmények alapján az S1100M anyag esetén az alapanyagon mért expanzió volt a legnagyobb. A hőhatásövezetben az Union X96 hozaganyaggal készített kötésekén volt nagyobb az expanzió, míg a varratban mért értékek közel azonosak voltak a két különböző hozaganyaggal készített kötés esetén. Az S1300Q anyag esetén a mért expanzió a hőhatásövezetben nagyobb volt (az Union X96 hozaganyaggal minden esetben az alform 1100 L-MC hozaganyaggal pedig egy alkamommal), mint az alapanyagon mért. A legkisebb expanziót pedig varratban mértük, ahol számottevő különbség nem volt ebben a tekintetben a hozaganyagok között.



45. ábra. A keresztirányú expanzió és az ütőmunka kapcsolata

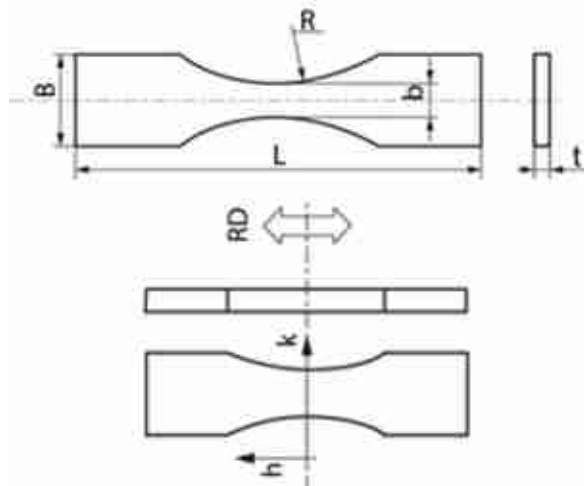
6.4. Összegzés

- A két választott nagyszilárdságú acélon a hegesztési kísérleteket sikeresen elvégeztük.
- A fizikai szimuláció eredményei alapján a választott $t_{8/5}$ hűlési idő 5 s volt; a hegesztési paraméterek meghatározása a választott 5 s hűlési idő alapján történt.
- A hegesztett kötések huzalelektrodás védőgázos ívhegesztéssel készültek, két különböző típusú és szilárdsági kategóriába tartozó hozaganyaggal, amelyek a Böhler Union X96 és a Böhler alform 1100 L-MC voltak.
- A hegesztett kötések elvégzett vizsgálatok alapján az alábbi következtetések fogalmazhatók meg:
 - = A mikroszerkezeti vizsgálatok optikai mikroszkópos felvételein, az alkalmazott azonos hűlési idő és hasonló fajlagos hőbevitel miatt, a hegesztett kötések szövetszerkezetében és a hőhatásövezeti sávok szélességében nem tapasztaltunk szignifikáns különbségeket.
 - = A keménységmérések eredményei alapján, mindkét vizsgált acél esetén, a két különböző hozaganyaggal létrehozott kötések mért keménységértékek nagyon hasonlóak voltak; a Böhler Union X96 hozaganyaggal készített kötések keménysége minimálisan nagyobb volt.
 - = A vizsgált alapanyagok ütőmunka értékeihez képest, minden esetben, a varratokban jelentős csökkenés figyelhető meg, azok rideg viselkedést mutattak.
 - = Az S1100M esetén a hőhatásövezet ütőmunkája sem érte el az alapanyag ütőmunkáját; a hozaganyagok tekintetében pedig a varrat és a hőhatásövezet ütőmunkája is a Böhler Union X96 hozaganyag alkalmazásával volt a nagyobb.
 - = Az S1300Q anyagminőségen végzett ütővizsgálat eredményei alapján a varrat ütőmunkája a Böhler alform 1100 L-MC hozaganyaggal, a hőhatásövezet ütőmunkája pedig az Union X96 hozaganyaggal volt a nagyobb.
- Ahhoz, hogy a vizsgált anyagokon készített hegesztett kötésekről átfogóbb képet kapjunk, további (törés)mechanikai vizsgálatokra van szükség.

7. ISMÉTLŐDŐ IGÉNYBEVÉTELŰ VIZSGÁLATOK

7.1. Nagyciklusú fárasztó vizsgálatok

A fárasztóvizsgálatokhoz alkalmazott lapos próbatestek geometriáját a **46. ábra** felső, kimunkálásukat az alapanyagokból pedig a 46. ábra alsó ábrarészlete mutatja be. Az alsó ábrarészleten RD jelöli a lemezek hengerlési irányát, ebből következően h a hossz-, k pedig a keresztirányt; a lemez vastagság iránya (v) a rajz síkjára merőleges. A vizsgált próbatestek orientációja h/v , illetve h/k volt, ahol az első betű a próbatest hossz tengelyének, a második betű pedig a repedéskeletkezés, majd a törés várható irányát jelenti.



46. ábra. A fárasztóvizsgálatokhoz használt próbatestek geometriája és elhelyezkedése a hengerlési irányhoz (RD) képest: h = hosszirány, k = keresztirány

A vizsgálatokra a JSME S 002 [139] előírásban megfogalmazottakat [122] szem előtt tartva (lásd a 4.1. fejezetet és a **49. ábrát** is), MTS gyártmányú, univerzális, elektro-hidraulikus anyagvizsgáló rendszereken (MTS 312 és MTS 810) került sor. A vezérlési mód állandó terhelésamplitúdójú, a terhelés aszimmetria tényező a teljes vizsgálatsorozatban állandó értékű, $R = 0,1$ volt. A vizsgálatokat szobahőmérsékleten, laboratóriumi közegben és szinusz alakú terhelési függvényvel végeztük. A terhelési frekvencia a 15-25 Hz-es tartományban változott, a jellemző érték az $f = 25$ Hz volt, amelytől csak akkor tértünk el a kisebb értékek irányába, amikor a vizsgálat stabilitása azt megkívánta. A terhelési frekvencia ilyen tartományban történő változtatása nincs szignifikáns hatással a vizsgálati eredményekre [34]. A **47. ábra** az egyik anyagvizsgáló rendszert (MTS 810) és a próbatestek befogását szemlélteti.



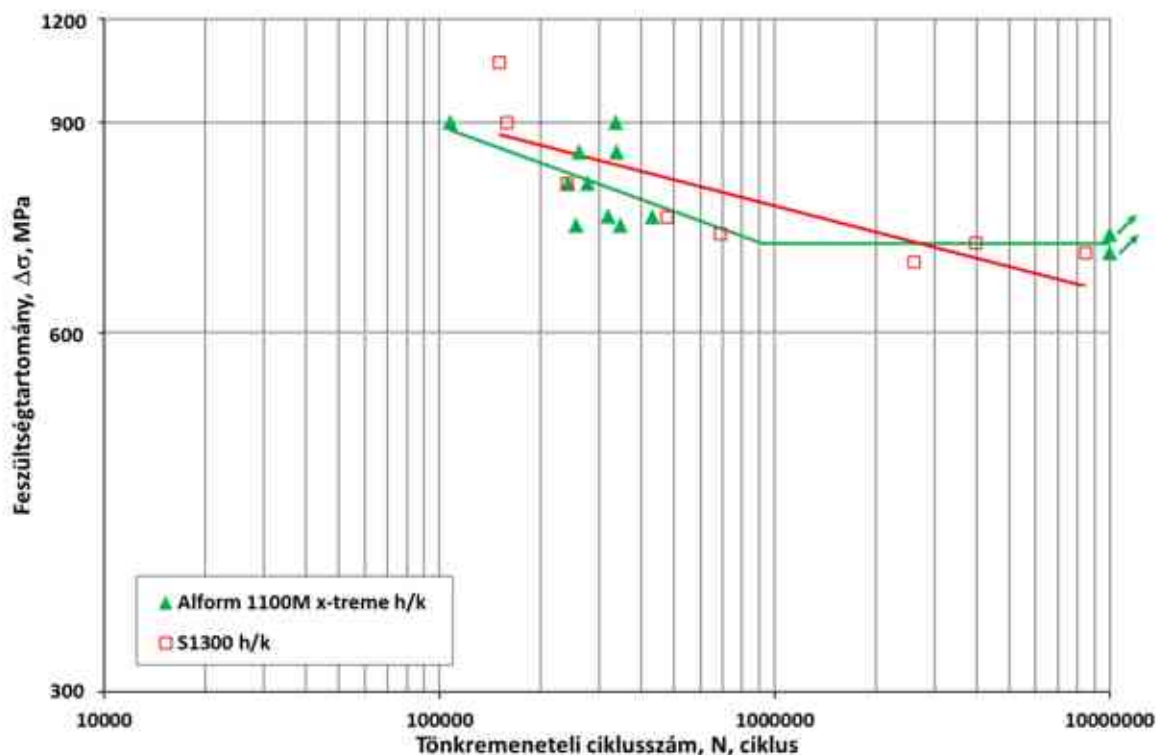
a)



b)

47. ábra. Nagyciklusú fárasztóvizsgálat az MTS 810 univerzális anyagvizsgáló rendszeren:
a) a terhelő keret és a számítógépes vezérlés, b) a próbatest befogása

A **48. ábra** bemutatja a fárasztóvizsgálatok eredményeit, ahol a ferde nyilakkal megjelölt adatok olyan próbatestek, amelyek az 5 000 000, illetve a 10 000 000 ciklus eléréseig nem károsodtak (túlélő próbatestek).



48. ábra. Az alapanyagokon elvégzett nagyciklusú fárasztóvizsgálatok eredményei

A 4.1. fejezetben hivatkozott előírásokban található határgörbék különböző próbatesteken, hegesztett kötésekben és szerkezeti elem részleteken elvégzett vizsgálatokon alapulnak, a görbék élettartam szakaszra vonatkozó egyenlete pedig a Basquin összefüggés (11).

A (11) összefüggés logaritmálása és átrendezése után a (29) alakhoz jutunk, amely kettős logaritmikus rendszerben egy egyenes, esetünkben a határgörbe élettartam szakaszának az egyenlete:

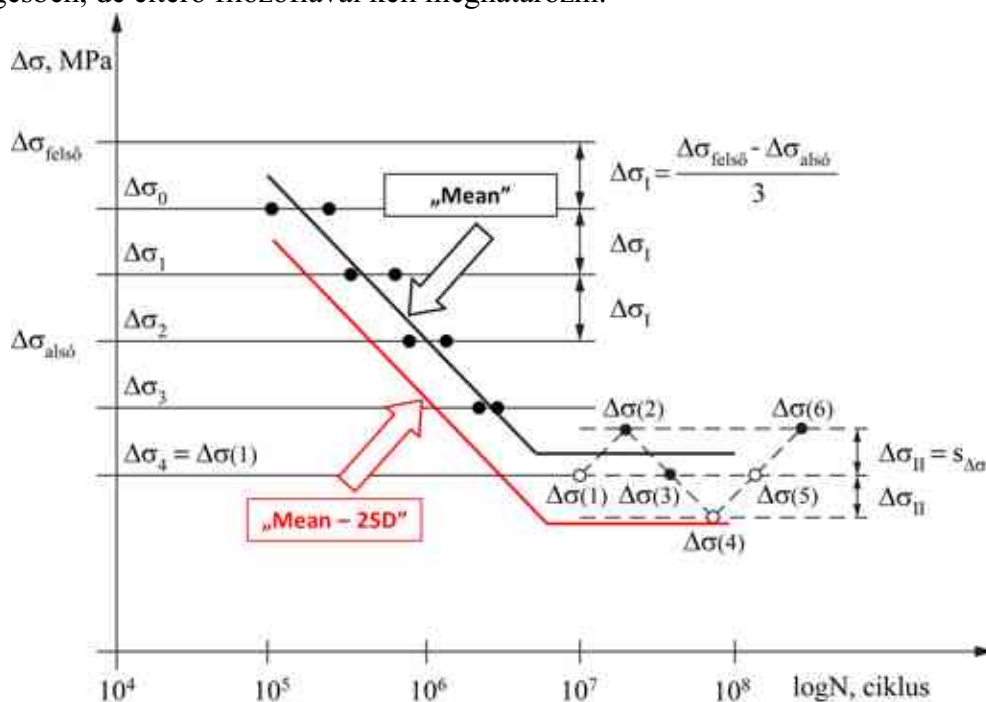
$$\log(\Delta\sigma) = \frac{\log(a)}{m} - \frac{1}{m} \log(N). \quad (29)$$

A határgörbe kifáradási határ szakaszának az egyenletét, vagyis a kifáradási határ értékét, a túlélő próbatestek átlagértékei segítségével számítottuk, azokban az esetekben, amikor voltak túlélő próbatestek. A vizsgálati eredményeket és az azokból meghatározott határgörbét szemléltetik a két vizsgált alapanyagra a 48. ábrán látható egyenesek, és ezeknek a görbéknek a paramétereit foglalja össze a **21. táblázat**.

21. táblázat. A vizsgált acél alapanyagok nagyciklusú fáradásra meghatározott határgörbéinek a paramétereit

Anyagminőség	m [-]	log(a) [-]	N _k [ciklus]	Δσ _D [MPa]	Δσ _{1E07} [MPa]
Alform 1100M x-treme	9,775	33,849	0,922 E06	712	–
S1300	13,755	45,679	–	–	–

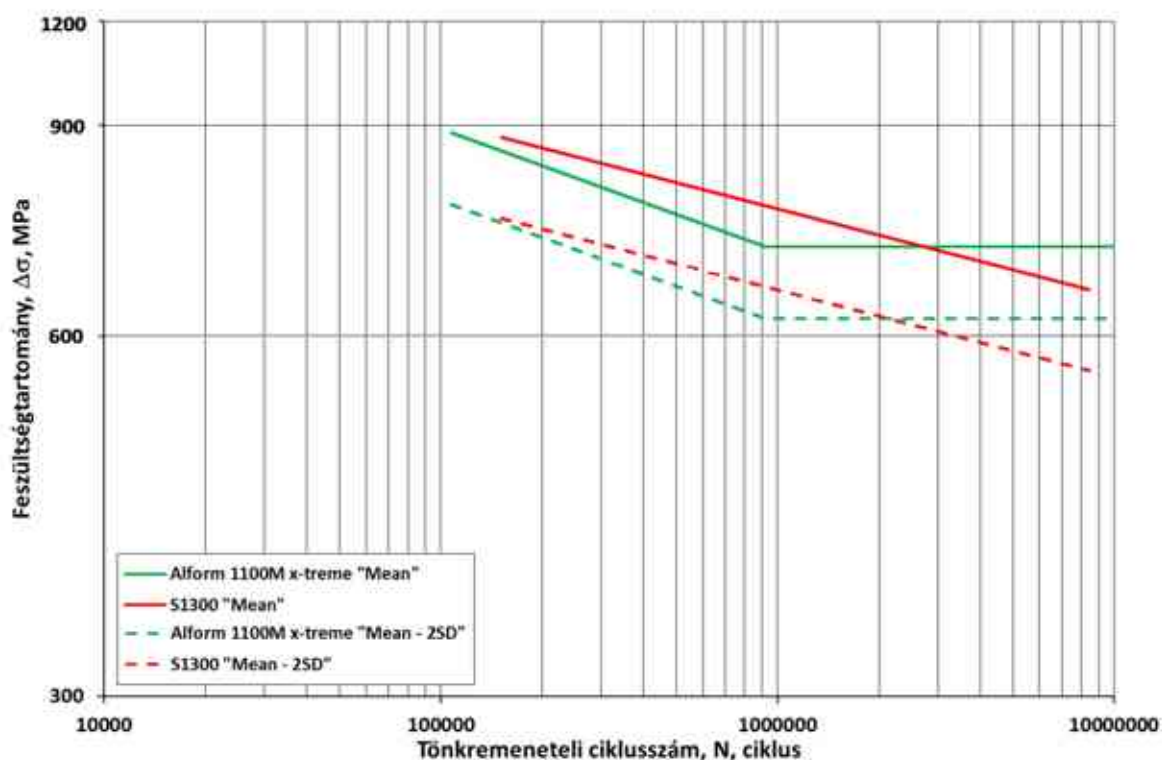
A 48. ábrán szemléltetett határgörbék, felépítésükből következően, az 50%-os valószínűséghez tartozó görbék, egyes előírások megnevezésével „Mean” görbék. A határgörbékben a műszakilag szükséges biztonság figyelembevételével úgy kapunk fáradási szilárdsági görbéket, hogy a határgörbét két szórás („2SD”) tartománnyal lefelé toljuk („Mean – 2SD”). Ezt a metodikát szemlélteti a 49. ábra, amelyen láthatjuk a fárasztóvizsgálatok elvégzésének a logikáját is. Az élettartam és a kifáradási határ szakasz (fárasztási) feszültség szintjeit egymással összefüggésben, de eltérő filozófiával kell meghatározni.



49. ábra. A nagyciklusú fárasztóvizsgálatok elvégzésének logikája, a határgörbék („Mean”) és a határgörbékben származtatott fáradási szilárdsági görbék („Mean – 2SD”) [34]

Az **50. ábra** bemutatja a határgörbét („Mean”, 48. ábra), valamint a fáradási szilárdsági görbét („Mean – 2SD”), a **22. táblázat** pedig összefoglalja a meghatározott fáradási szilárdsági görbék paramétereit a két vizsgált alapanyagra.

Összevetve a 49. ábra görbéit - amelyeket nevezhetünk klasszikus Wöhler görbéknek - az 50. ábrán látható görbékkel, megállapítható, hogy nem minden esetre sikerült ilyen alakú, két szakaszra bontható görbét meghatározni. Az Alform 1100M x-treme anyagminőség esetén, mind a vizsgálati eredmények számossága, mind azok elhelyezkedése lehetővé tette az élettartam szakaszból és kifaradási határ szakaszból álló görbék meghatározását. Az S1300Q anyagminőség vizsgálata során mindegyik próbatest eltört a 10 000 000 ciklus elérése előtt, itt tehát nem volt túlélő próbatest. Erre az esetre csak az élettartam szakaszt leíró egyenes paramétereit adtam meg, az eredmények által lehetővé tett értelmezési tartományban. A próbatestek számának növelése, nagy valószínűséggel, ezeket a nehézségeket feloldja.

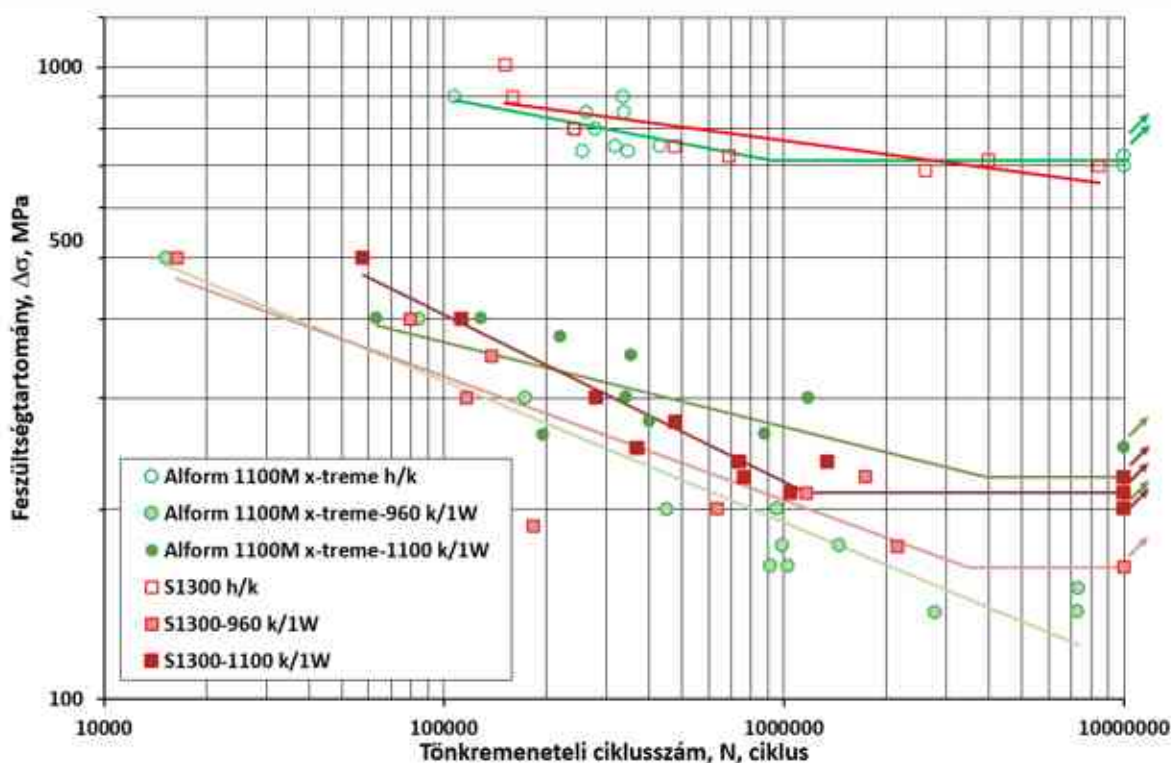


50. ábra. A vizsgált acél alapanyagokra meghatározott határgörbék („Mean”) és a határgörbékéből származtatott fáradási szilárdsági görbék („Mean – 2SD”)

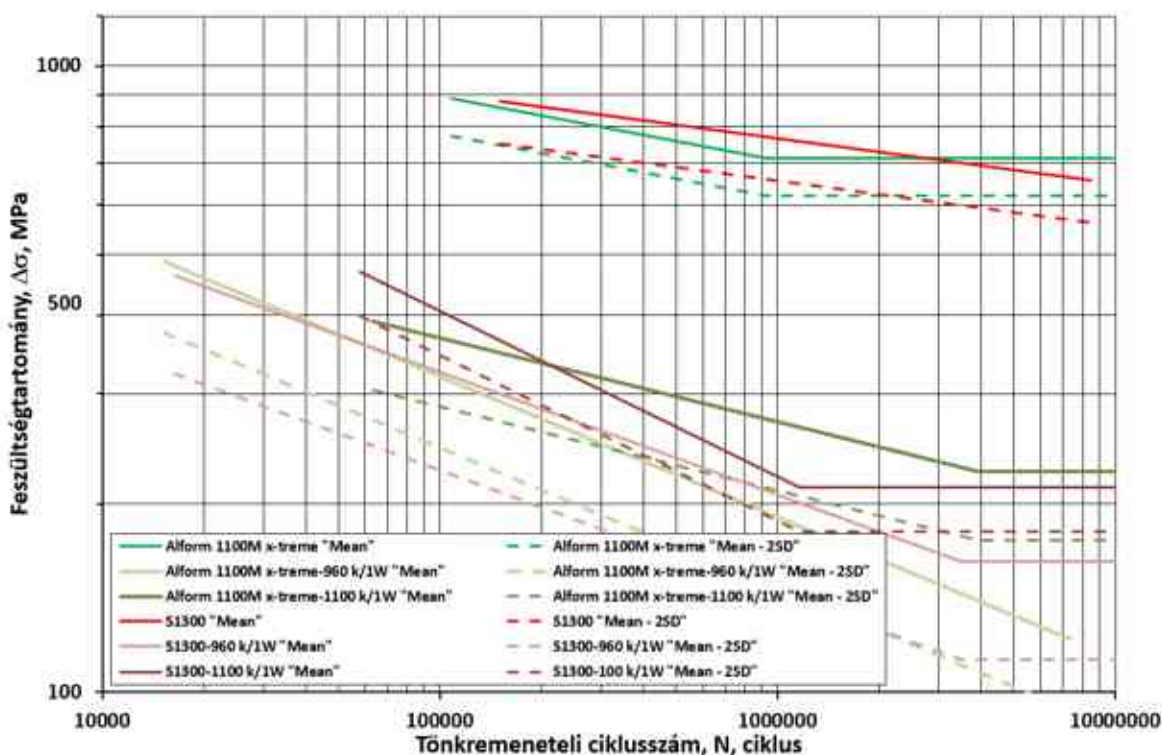
22. táblázat. A vizsgált acél alapanyagok nagyciklusú fáradásra meghatározott fáradási szilárdsági görbéinek a paramétereit

Anyagminőség	m [-]	log(a) [-]	N_k [ciklus]	$\Delta\sigma$ [MPa]	$\Delta\sigma_{1E07}$ [MPa]
Alform 1100M x-treme	9,775	33,263	0,922 E06	620	–
S1300	13,755	44,746	–	–	–

A hegesztett kötésekben elvégzett a fárasztóvizsgálatok eredményeinek értékelése az alapanyagokon elvégzett vizsgálatok eredményeinek értékelésével megegyező módon történt. A fárasztóvizsgálatok eredményei és a határgörbék („Mean”) az **51. ábrán**, a határgörbék („Mean”) és a fáradási szilárdsági görbék („Mean – 2SD”) pedig az **52. ábrán** láthatók.



51. ábra. A fárasztóvizsgálatok eredményei



52. ábra. A vizsgált acélokra meghatározott határgörbék („Mean”) és a határgörbékéből származtatott fáradási szilárdsági görbék („Mean - 2SD”)

Az S1300Q anyagminőséghez hasonlóan, az S1100M anyagminőség esetén az Union X96 hozaganyaggal készített kötések vizsgálata során sem volt túlélő próbatest, így ebben az esetben sem lehetett két szakaszra osztható görbét meghatározni. Az eredmények alapján a hegesztett

kötések feszültségtartománya sokkal kisebb, mint az alapanyagoké (mint ahogyan az várható volt). Minkét vizsgált alapanyag esetén előnyös a nagyobb szilárdságú hozaganyag alkalmazása, mivel mindkét esetben nagyobb $\Delta\sigma$ értéket kaptunk az alform 1100 L-MC hozaganyag alkalmazása esetén. Hegesztett kötéseknel az élettartam és a kifáradási határ közötti pont (könyökpont) nagyobb tönkremeteli ciklusszámoknál található, mint az alapanyagoknál. S1300Q esetén az alform 1100 L-MC hozaganyaggal készített kötések feszültség tartománya nagyobb volt, viszont az Union X96 hozaganyaggal készített kötések esetén az élettartam és a kifáradási határ közötti pont nagyobb tönkremeteli ciklusszámhoz tartozik.

A **23.** és a **24. táblázatok** összefoglalják a határgörbék és a fáradási szilárdsági görbék paramétereit.

23. táblázat. A vizsgált hegesztett kötések nagyciklusú fáradásra meghatározott határgörbéinek a paramétereit

Anyagminőség / Hozaganyag	m [-]	log(a) [-]	N_k [ciklus]	$\Delta\sigma_D$ [MPa]	$\Delta\sigma_{1E07}$ [MPa]
Alform 1100M x-treme / Böhler Union X96	4,456	14,160	–	–	–
Alform 1100M x-treme / Böhler alform 1100 L-MC	7,484	24,200	3,925 E06	225	–
S1300Q / Böhler Union X96	5,102	17,814	3,479 E06	162	–
S1300Q / Böhler alform 1100 L-MC	3,779	14,858	1,160 E06	212	–

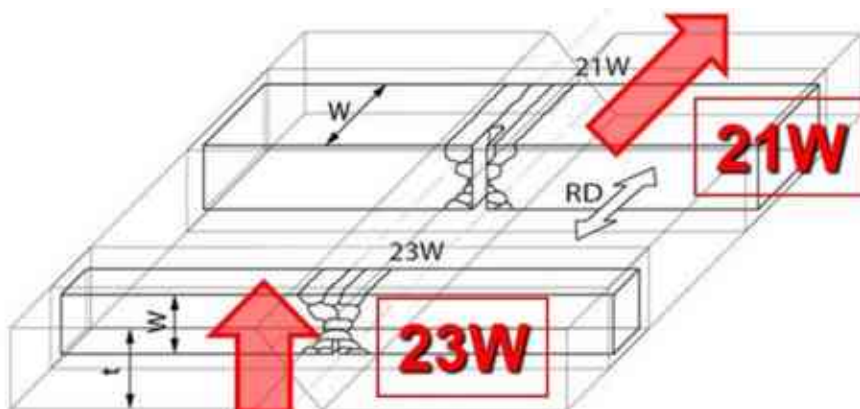
24. táblázat. A vizsgált hegesztett kötések nagyciklusú fáradásra meghatározott fáradási szilárdsági görbéinek a paramétereit

Anyagminőség / Hozaganyag	m [-]	log(a) [-]	N_k [ciklus]	$\Delta\sigma_D$ [MPa]	$\Delta\sigma_{1E07}$ [MPa]
Alform 1100M x-treme / Böhler Union X96	4,456	15,654	–	–	–
Alform 1100M x-treme / Böhler alform 1100 L-MC	7,484	23,382	3,925 E06	175	–
S1300Q / Böhler Union X96	5,102	17,014	3,479 E06	113	–
S1300Q / Böhler alform 1100 L-MC	3,779	14,593	1,160 E06	181	–

Az egyes sorozatokban vizsgált próbatestek képei, a vizsgálati adatok és eredmények táblázatos összefoglalásával együtt, az **M3 mellékletben** található.

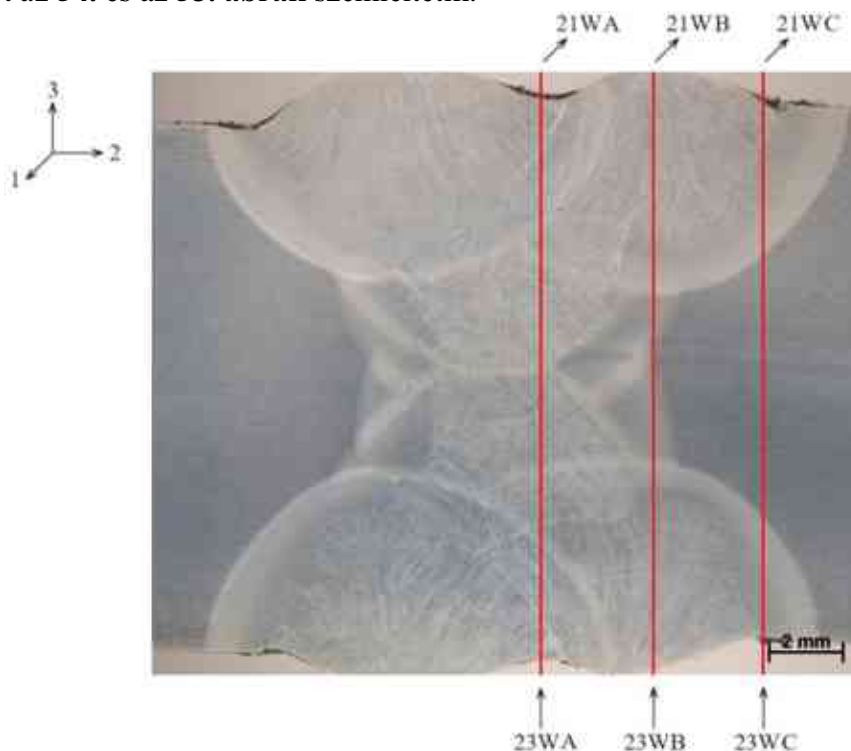
7.2. Fáradásos repedésterjedés vizsgálatok

A fáradásos repedésterjedési sebesség vizsgálatokat a nagyciklusú fárasztó vizsgálatokhoz is alkalmazott MTS gyártmányú, univerzális, elektro-hidraulikus anyagvizsgáló rendszeren (MTS 312) végeztük el. A repedésterjedéssel szembeni ellenállás jellemzése céljából a vizsgált alapanyagokból és a különböző hozaganyagokkal készített hegesztett kötésekből három ponton terhelt hajlító próbatesteket (TPB) munkáltunk ki. A hegesztett kötésekből a próbatestek kimunkálása az **53. ábra** alapján történt.

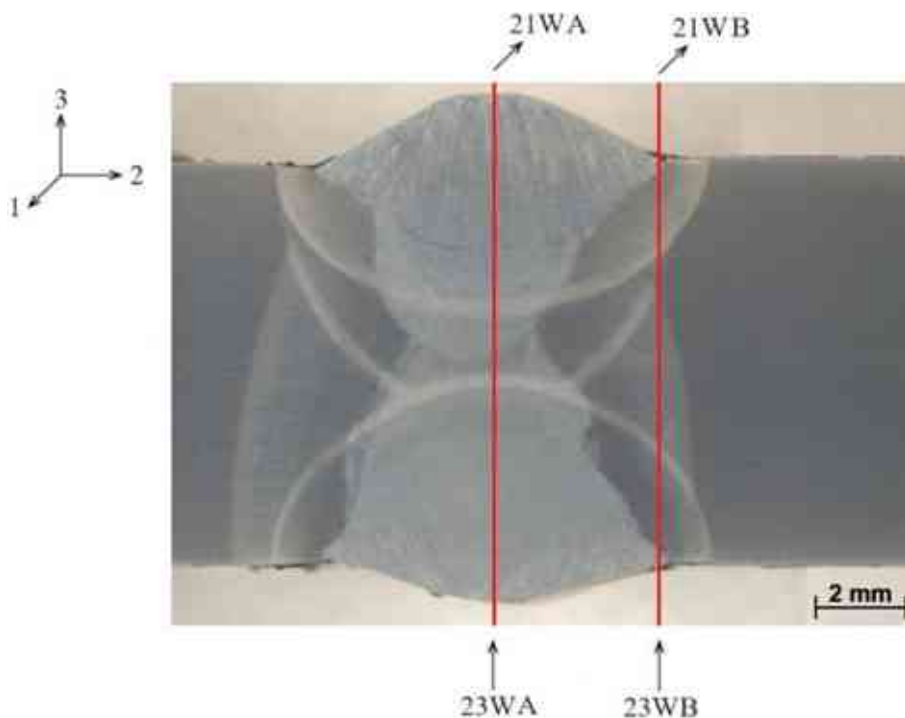


53. ábra. Három ponton terhelt hajlító próbatestek kimunkálása a hegesztett kötésekből, a bemetszési irányok jelölésével [140]

A két vizsgált alapanyagból T-L és T-S orientációjú, míg a hegesztett kötésekből 21 és 23 orientációjú [141] próbatesteket készítettünk. Hegesztett kötéseknél a bemetszések elhelyezkedését az **54.** és az **55. ábrák** szemléltetik.



54. ábra. A fáradásos repedésterjedési sebesség vizsgálatokhoz alkalmazott TPB próbatestek bemetszéseinek orientációja az S1100M acél hegesztett kötéseinek esetén



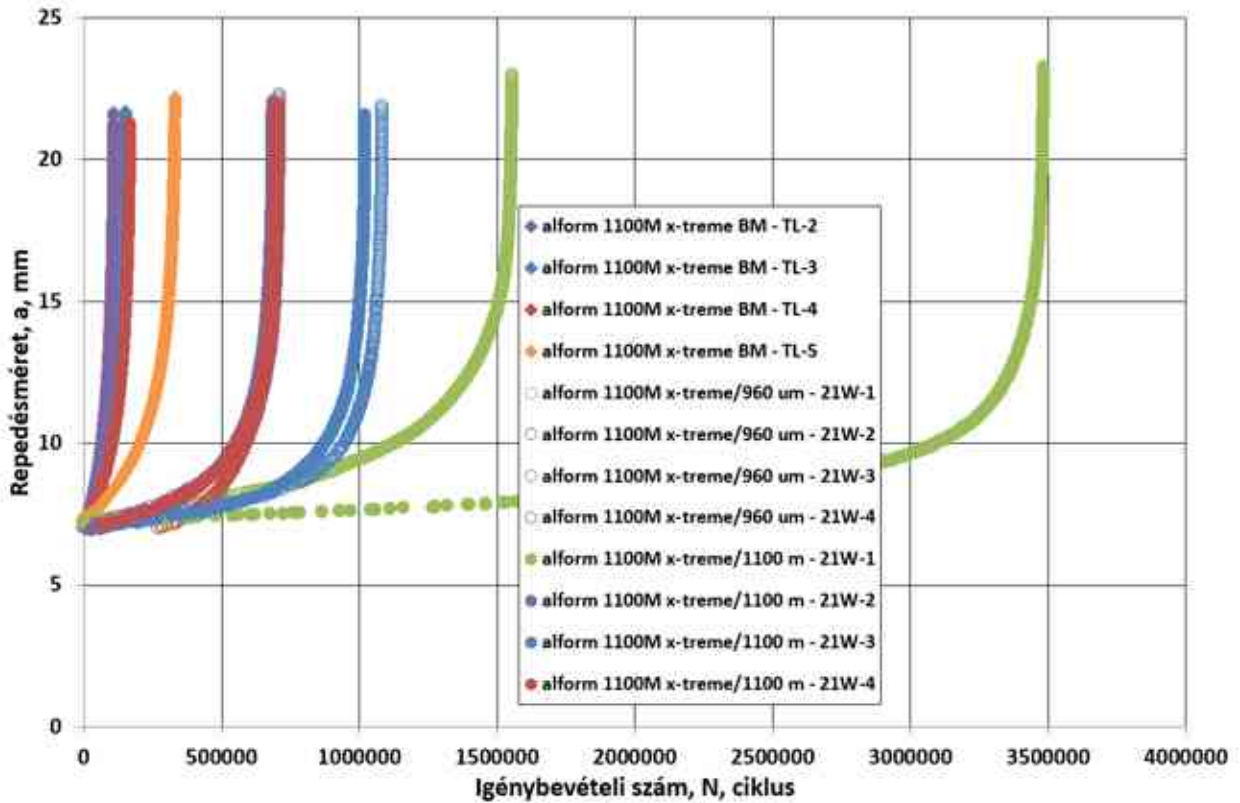
55. ábra. A fáradásos repedésterjedési sebesség vizsgálatokhoz alkalmazott TPB próbatetek bemetszései az S1300Q acél hegesztett kötéseinek orientációja

A bemetszések helye a vizsgálatok során eltérő volt, így a repedések terjedése alapján átfogó képet kaphattunk a hegesztett kötések viselkedéséről. Az alkalmazott vezérlési mód terheléscsökkentéses (előfárasztás), illetve állandó terhelésamplitúdójú (repedésterjesztés) volt, $R = 0,1$ terhelés aszimmetria tényezővel és szinusz alakú terhelési függvénnyel. Minden vizsgálatot laboratóriumi környezetben, szobahőmérsékleten végeztünk el. A vizsgálatok kezdetén a terhelési frekvencia $f = 20$ Hz volt, amelyet a befejező fázisban $f = 5$ Hz értékre csökkentettünk. Az eredmények megfelelő összehasonlíthatósága érdekében a próbatetek előkészítése minden esetben azonos volt, valamint a vizsgálatok szempontjából meghatározó jellemző próbatest méret (W) névleges értéke is – orientációnként – azonos volt.

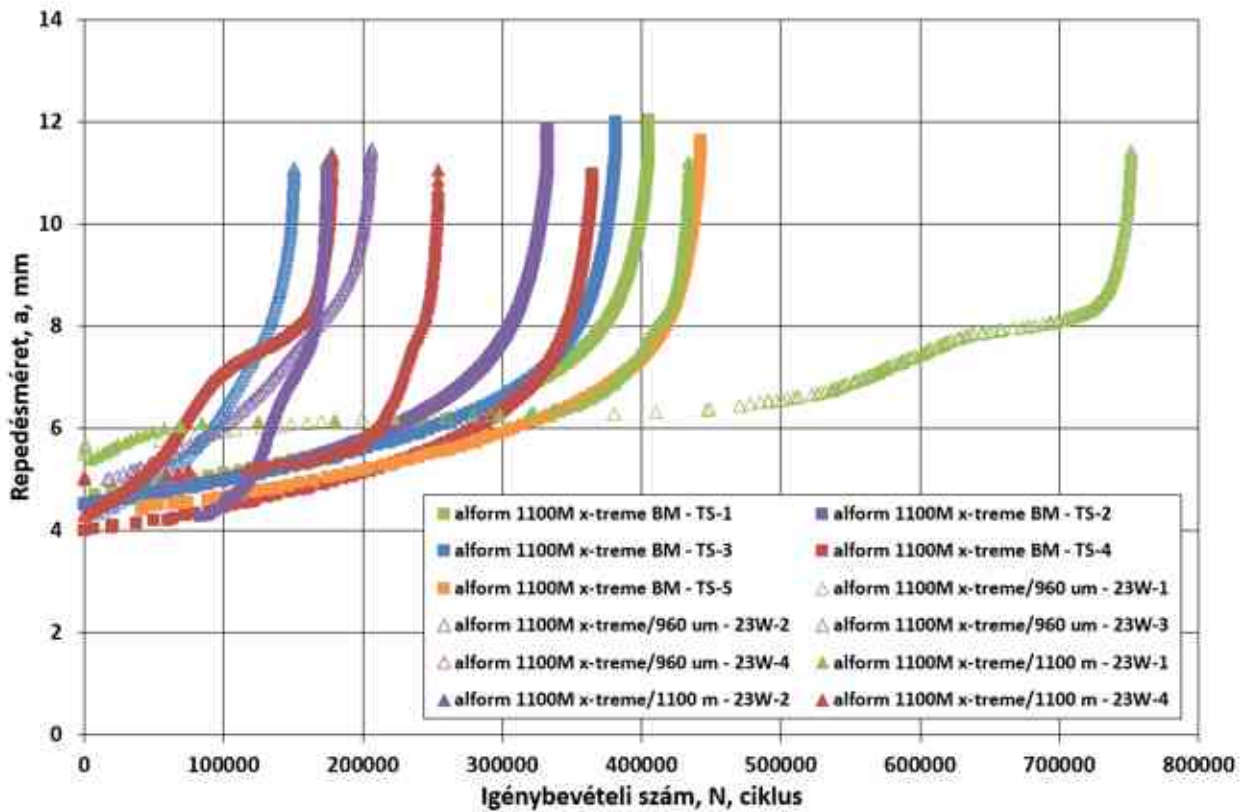
A vizsgálatok után a rögzített adatokból megrajzolhatók a repedésméret-igénybevételi szám (a-N) görbék, amelyek az **56-59. ábrákon** láthatók. Az 59. ábrán szemléltetett a-N görbék közül a 23W-1 jelű próbatest görbéje lényegesen nagyobb elviselt igénybevételi számot mutat, mint az összes többi próbatesté. Erről az ábráról megállapíthatjuk, hogy a vastagság irányban terjedő repedések nagyon eltérő viselkedést mutatnak.

Az egyes próbatetek a-N görbéiből származtatott [142], a fáradásos repedésterjedésre jellemző kinetikai diagramok a **60-63. ábrákon** láthatók. A 63. ábra pontsorai hűen visszatükrözik az 59. ábrán látható eltérő viselkedéseket.

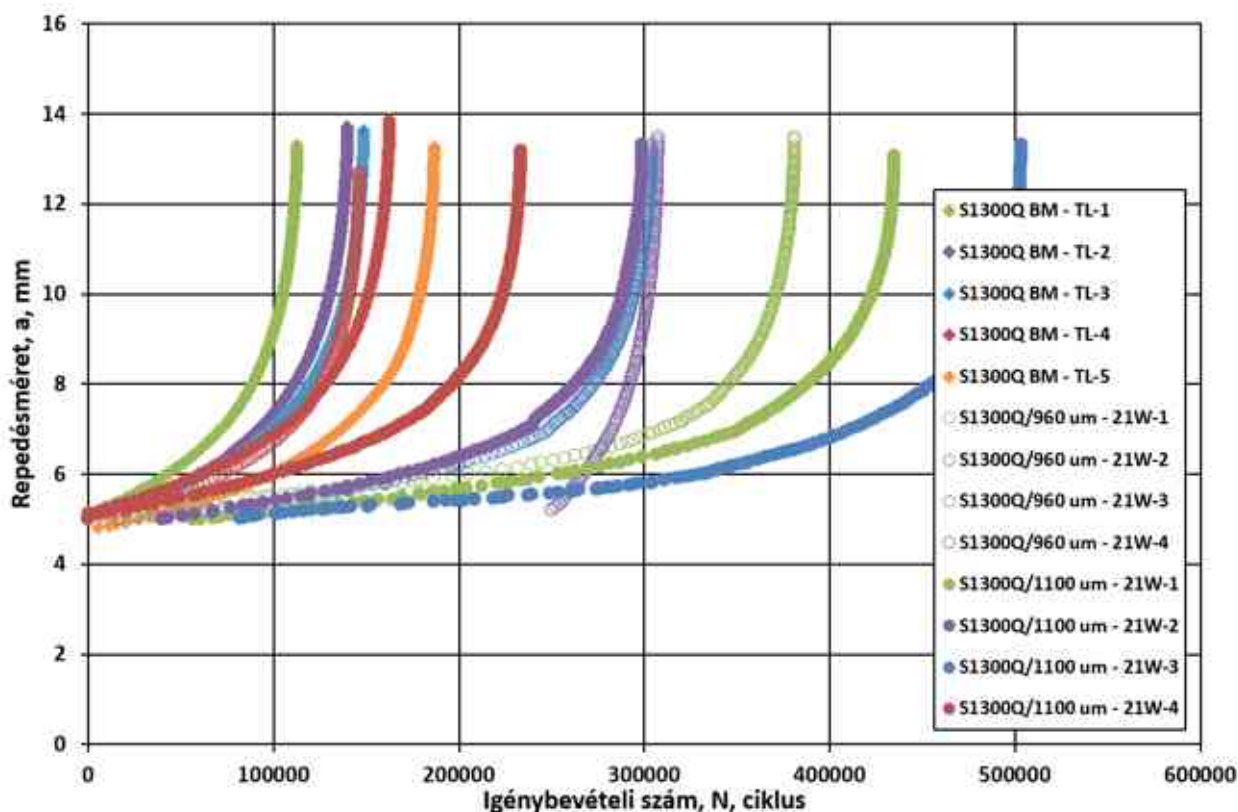
A Paris-Erdogan összefüggés (25) [130] állandójának (C) és kitevőjének (n) a kinetikai diagramokból – a legkisebb négyzetek módszerével – meghatározott értékeit, a korrelációs indexekkel együtt, valamint a ciklikus törési szívósság (ΔK_{fc}) értékeket a **25. és a 26. táblázatok** foglalják össze. A 26. táblázatban – és a továbbiakban is – az undermatching (9) megnevezés az S1300Q-Böhler Union X96, az undermatching (11) megnevezés pedig az S1300Q-Böhler alform 1100 L-MC alapanyag-hozaganyag párosításra utal.



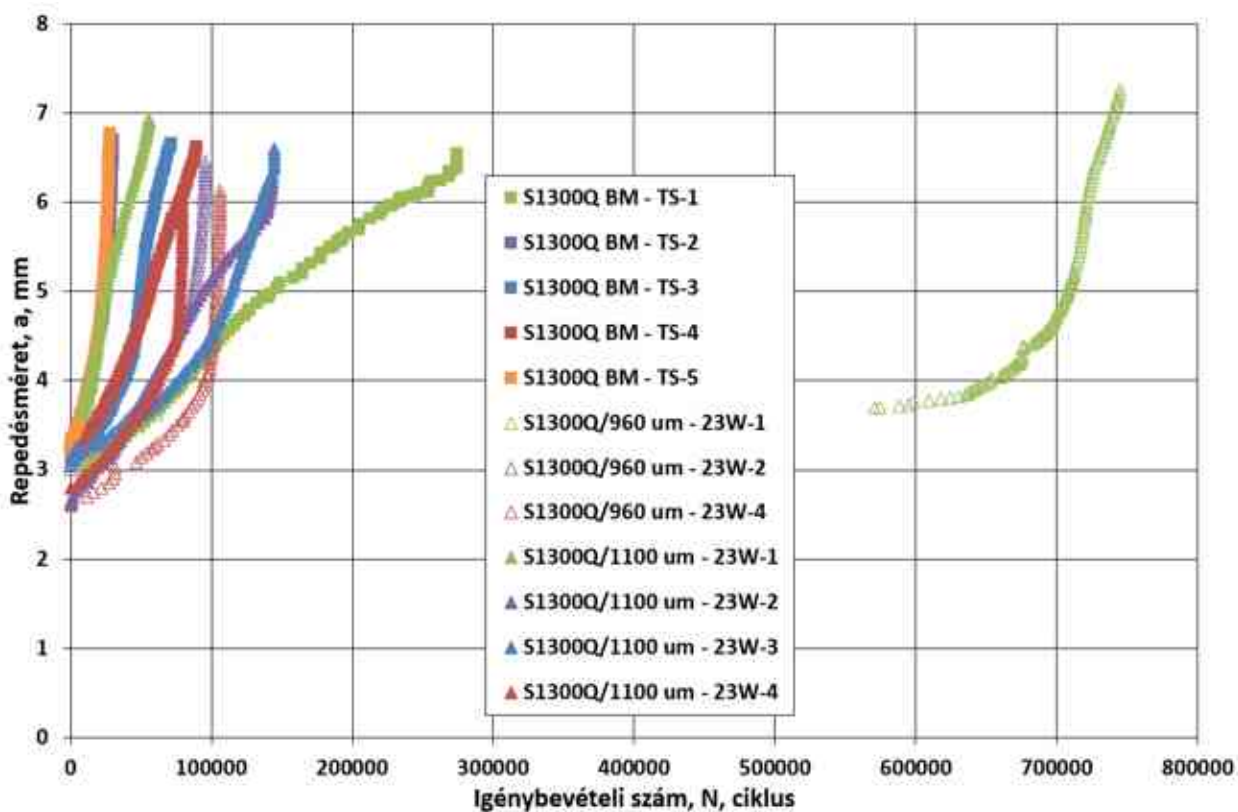
56. ábra. Az S1100M alapanyagból T-L és a hegesztett kötésekből 21 orientációban kimunkált próbatesteken elvégzett fáradásos repedésterjedési sebesség vizsgálatok a-N görbéi



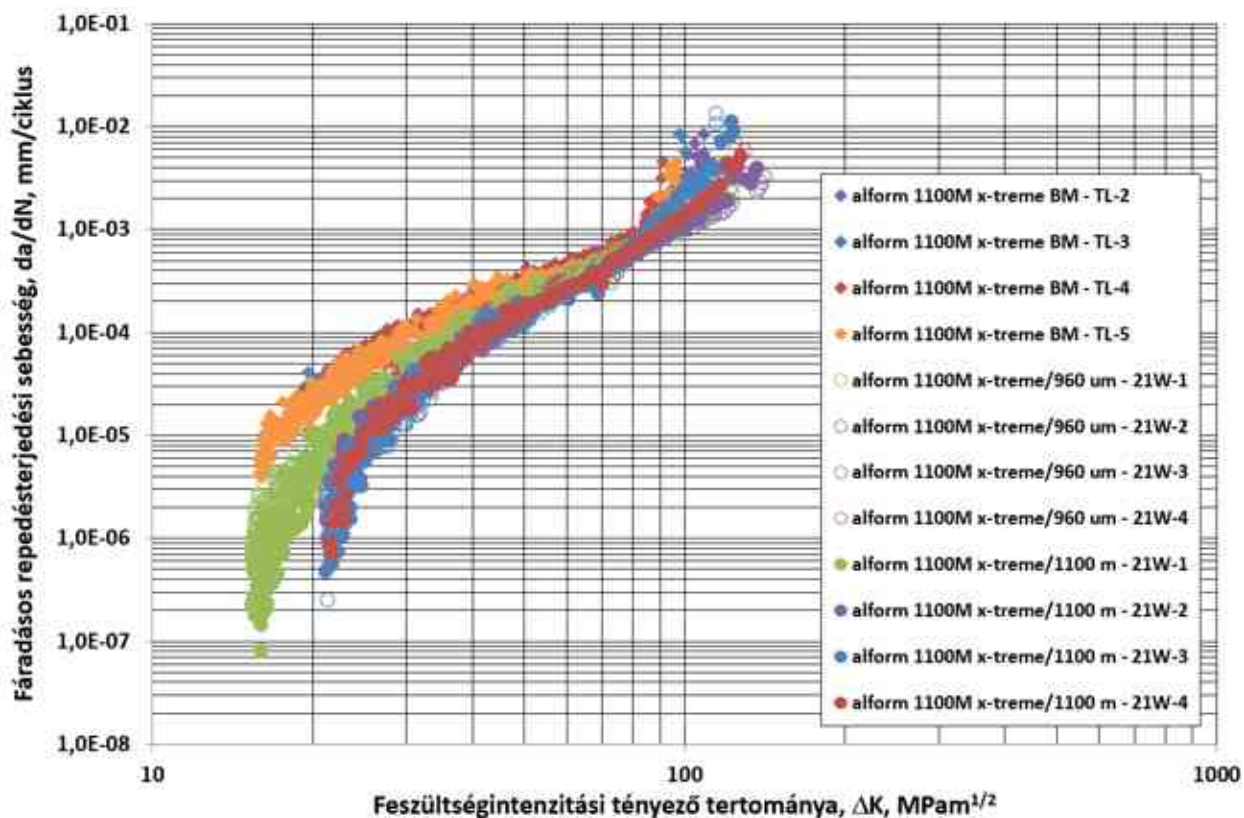
57. ábra. Az S1100M alapanyagból T-S és a hegesztett kötésekből 23 orientációban kimunkált próbatesteken elvégzett fáradásos repedésterjedési sebesség vizsgálatok a-N görbéi



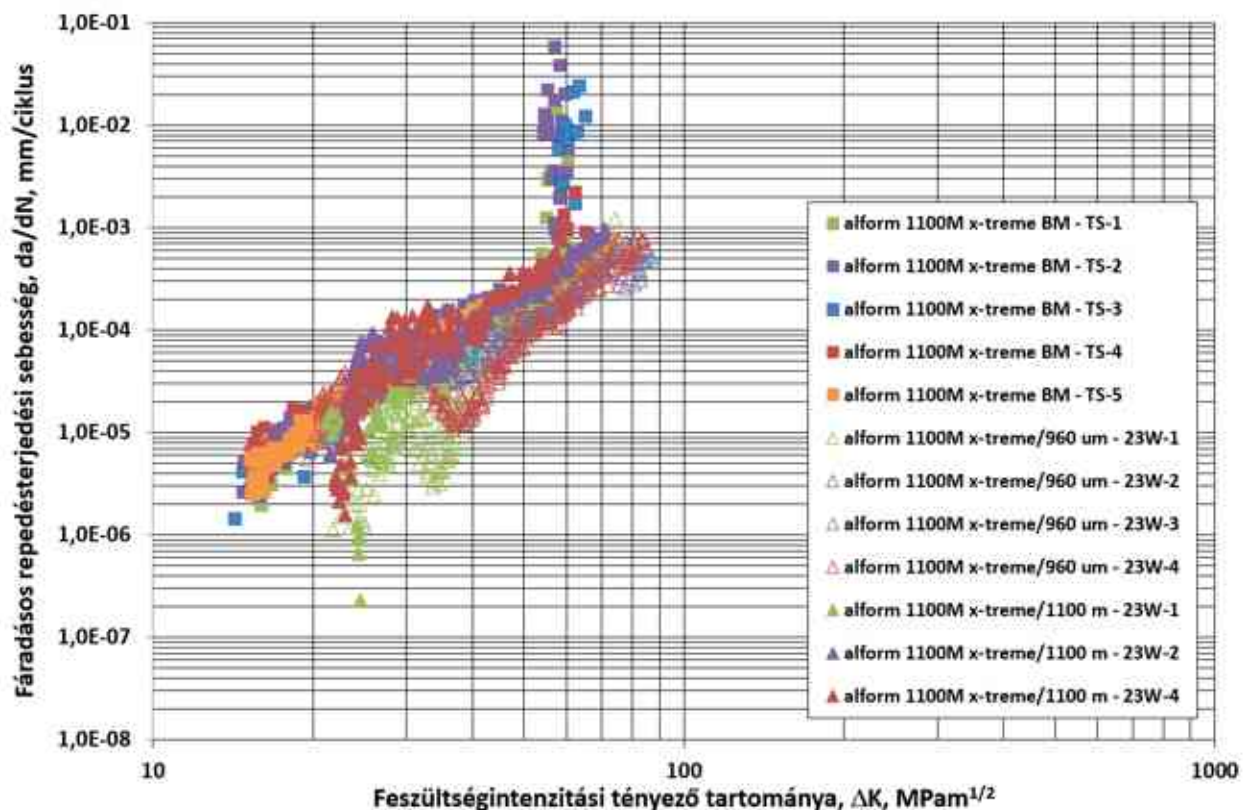
58. ábra. Az S1300Q alapanyagból T-L és a hegesztett kötésekből 21 orientációban kimunkált próbatesteken elvégzett fáradásos repedésterjedési sebesség vizsgálatok a-N görbéi



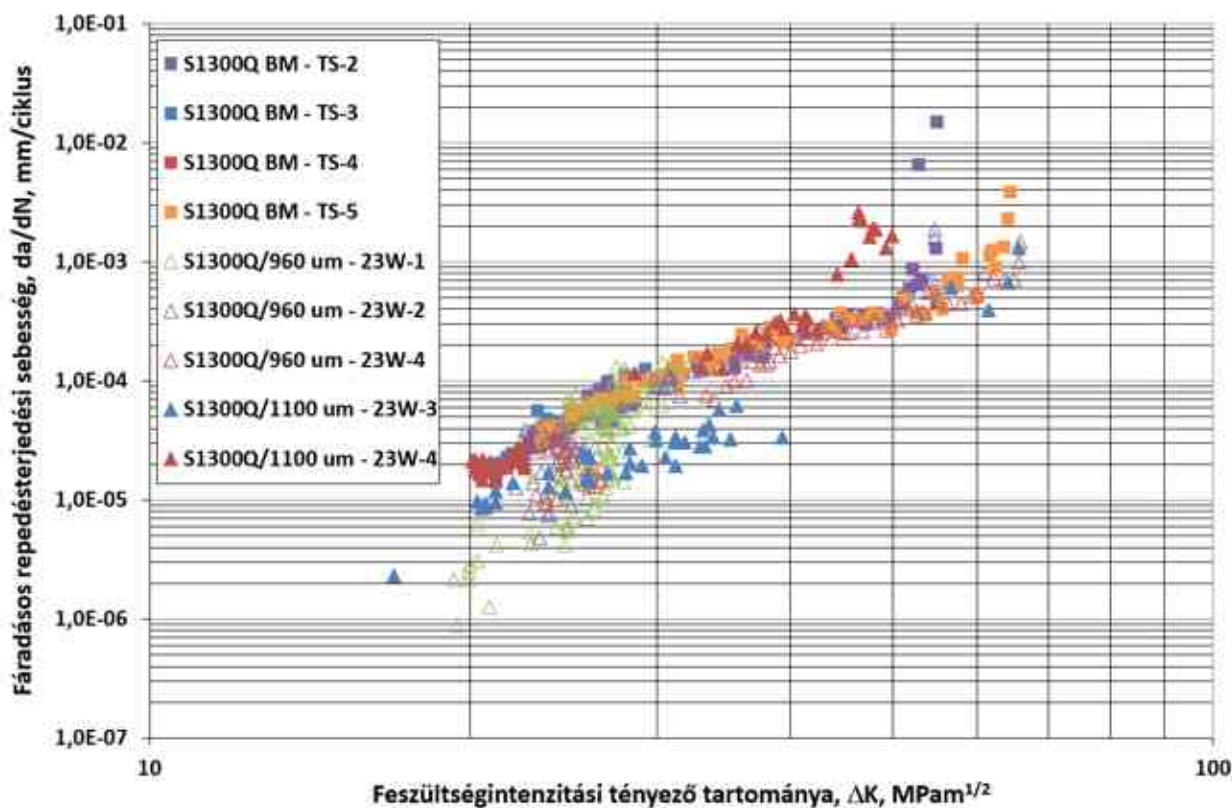
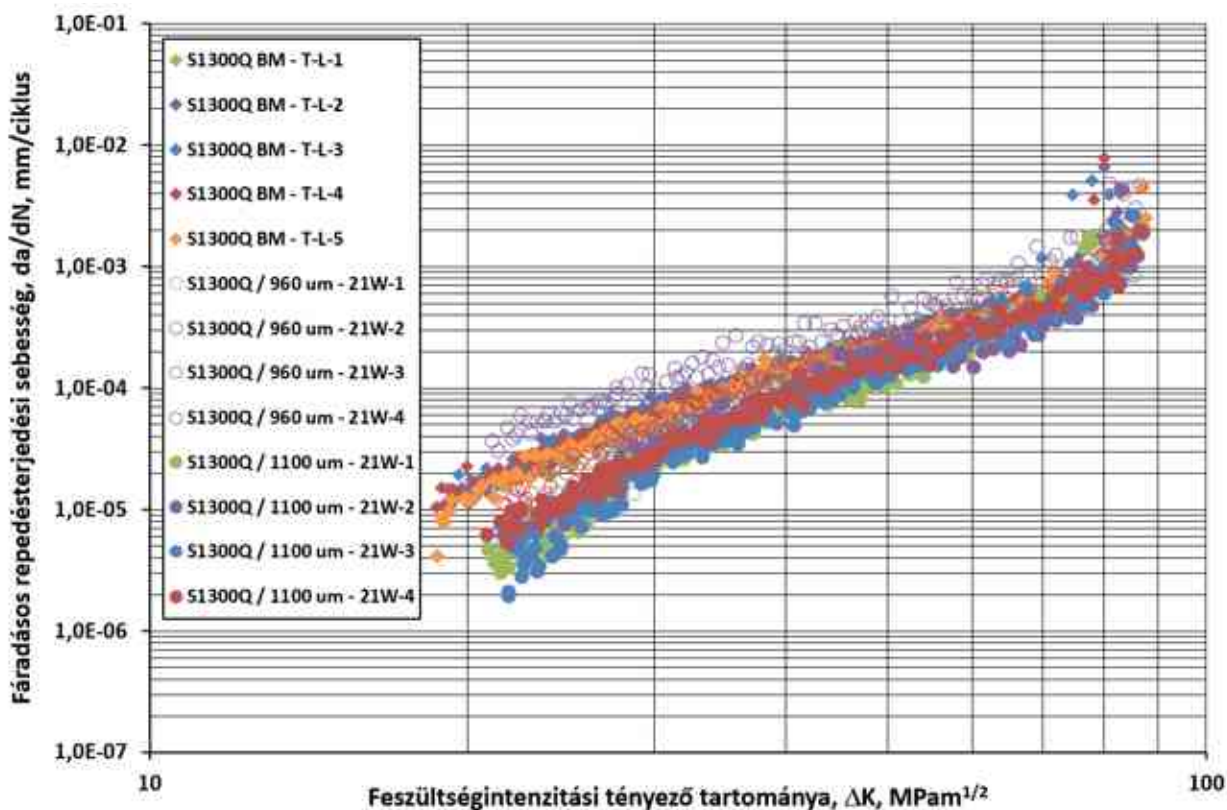
59. ábra. Az S1300Q alapanyagból T-S és a hegesztett kötésekből 23 orientációban kimunkált próbatesteken elvégzett fáradásos repedésterjedési sebesség vizsgálatok a-N görbéi



60. ábra. Az S1100M alapanyagból T-L és a hegesztett kötésekből 21 orientációkban kimunkált próbatesteken elvégzett fáradásos repedésterjedési sebesség vizsgálatok da/dN - ΔK görbéi



61. ábra. Az S1100M alapanyagból T-S és a hegesztett kötésekből 23 orientációkban kimunkált próbatesteken elvégzett fáradásos repedésterjedési sebesség vizsgálatok da/dN - ΔK görbéi



25. táblázat. Az S1100M acélon és hegesztett kötésein elvégzett fáradásos repedésterjedési sebesség vizsgálatok eredményei

A próbatest jele	Jelölés	Orientáció	n	C	Korelációs index	ΔK_{fc}
			[mm/ciklus, MPam ^{1/2}]		[-]	[MPam ^{1/2}]
Alform 1100M x-treme alapanyag, T-L orientáció						
A1	TL-1	T-L	nincs eredmény (statikus törés)			
A2	TL-2		2,379	2,80E-08	0,9889	108
A3	TL-3		2,283	3,78E-08	0,9846	104
A4	TL-4		2,444	2,25E-08	0,9863	91
A5	TL-5		2,66	7,84E-09	0,9713	97
Alform 1100M x-treme alapanyag, T-S orientáció						
A6	TS-1	T-S	3,481	2,98E-10	0,9854	60
A7	TS-2		3,222	8,23E-10	0,977	61
A8	TS-3		3,457	3,48E-10	0,9862	65
A9	TS-4		3,108	1,13E-09	0,9807	66
A10	TS-5		3,136	1,04E-09	0,9856	73
Hegesztett kötés, Union X96 hozaganyag (undermatching), 21 orientáció						
C1	21W-1	21WC	3,704	7,62E-11	0,9846	123
C2	21W-2	21WC	3,161	6,10E-10	0,9844	141
C3	21W-3	21WA	3,631	9,52E-11	0,9779	115
C4	21W-4	21WB	3,363	2,97E-10	0,9815	129
Hegesztett kötés, alform 1100 L-MC hozaganyag (matching), 21 orientáció						
D1	21W-1	21WC	3,05	1,11E-09	0,9856	115
D2	21W-2	21WB	3,059	9,02E-10	0,9959	137
D3	21W-3	21WA	3,573	1,31E-10	0,9892	123
D4	21W-4	21WB	3,413	2,26E-10	0,9920	127
Hegesztett kötés, Union X96 hozaganyag (undermatching), 23 orientáció						
C5	23W-1	23WA	4,885	5,16E-13	0,9022	74
C6	23W-2	23WC	2,666	3,06E-09	0,9718	85
C7	23W-3	23WC	2,654	4,11E-09	0,9802	88
C8	23W-4	23WB	2,513	5,73E-09	0,8484	84
Hegesztett kötés, alform 1100 L-MC hozaganyag (matching), 23 orientáció						
D5	23W-1	23WA	4,211	1,58E-11	0,9680	60
D6	23W-2	23WB	2,688	6,27E-09	0,9079	71
D7	23W-3	23WA	nincs eredmény (nem sikerült a vizsgálat)			
D8	23W-4	23WA	3,034	2,10E-09	0,9093	60

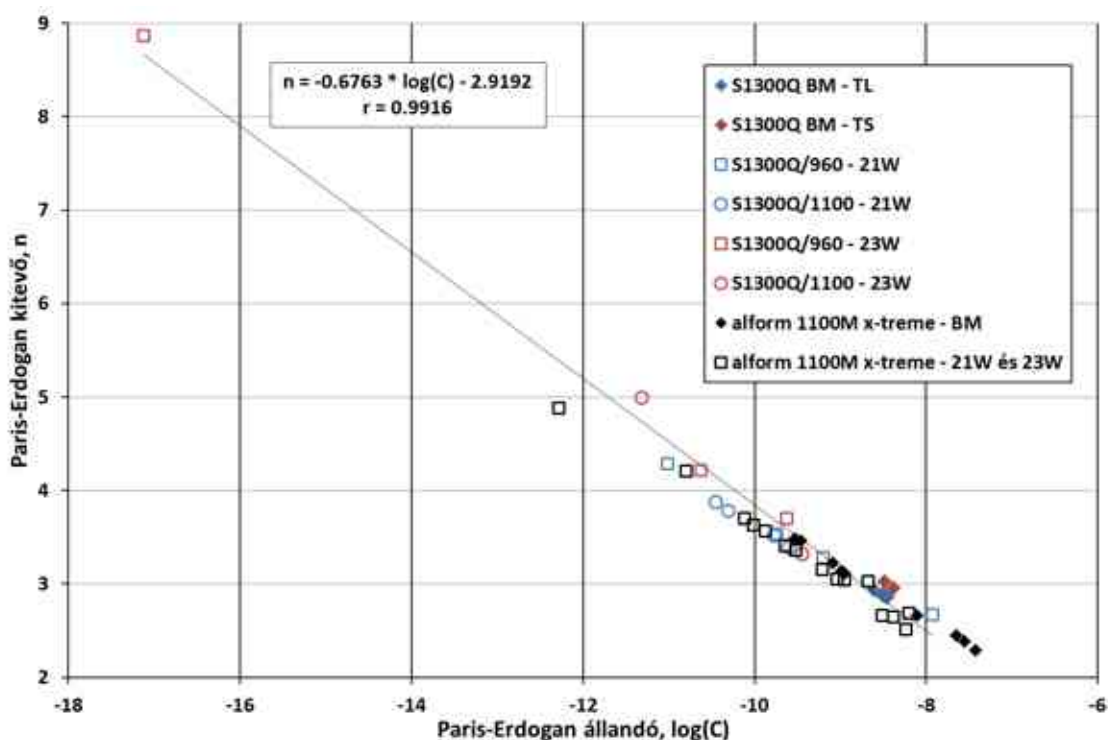
26. táblázat. Az S1300Q acélon és hegesztett kötésein elvégzett fáradásos repedésterjedési sebesség vizsgálatok eredményei

A próbatest jele	Jelölés	Orientáció	n	C	Korelációs index	ΔK_{fc}
			[mm/ciklus, MPam ^{1/2}]		[-]	[MPam ^{1/2}]
S1300Q alapanyag, T-L orientáció						
B1	TL-1	T-L	2,876	3,14E-09	0,9938	85
B2	TL-2		2,860	3,57E-09	0,9906	82
B3	TL-3		2,900	3,13E-09	0,9914	81
B4	TL-4		2,852	3,49E-09	0,9921	82
B5	TL-5		2,932	2,50E-09	0,9928	88
S1300Q alapanyag, T-S orientáció						
B6	TS-1	T-S	nem értékelhető (kevés adat, instabil adatsor)			
B7	TS-2		2,953	4,14E-09	0,9736	55
B8	TS-3		nem értékelhető (kevés adat)			
B9	TS-4		nem értékelhető (kevés adat)			
B10	TS-5		3,024	3,32E-09	0,9750	64
Hegesztett kötés Union X96 hozaganyag (undermatching (9)), 21 orientáció						
E1	21W-1	21WB	4,289	9,52E-12	0,9711	84
E2	21W-2	21WB	2,678	1,17E-08	0,9872	86
E3	21W-3	21WB	3,542	1,76E-10	0,9714	86
E4	21W-4	21WA	3,288	6,16E-10	0,9854	84
Hegesztett kötés alform 1100 L-MC hozaganyag (undermatching (11)), 21 orientáció						
F1	21W-1	21WB	3,787	4,87E-11	0,9885	79
F2	21W-2	21WB	3,398	2,48E-10	0,9766	87
F3	21W-3	21WB	3,880	3,49E-11	0,9873	86
F4	21W-4	21WA	3,526	1,66E-10	0,9927	86
Hegesztett kötés Union X96 hozaganyag (undermatching (9)), 23 orientáció						
E5	23W-1	23WA	8,873	7,40E-18	0,8120	32
E6	23W-2	23WA	3,705	2,37E-10	0,9632	55
E7	23W-3	23WB	nincs eredmény (nem sikerült a vizsgálat)			
E8	23W-4	23WB	4,222	2,35E-11	0,9745	66
Hegesztett kötés alform 1100 L-MC hozaganyag (undermatching (11)), 23 orientáció						
F5	23W-1	23WB	nem értékelhető (kevés adat, instabil adatsor)			
F6	23W-2	23WB	nem értékelhető (repedésmegállás)			
F7	23W-3	23WB	3,321	3,57E-10	0,9373	66
F8	23W-4	23WB	4,997	4,75E-12	0,9747	50

A táblázatokból szembejövő az, ami az 59. és a 63. ábra összevetéséből már látható volt, vagyis az, hogy nem minden próbatest a-N adataiból tudunk megbízható kinetikai diagramokat ($da/dN-\Delta K$ görbék) származtatni. Ez egyrészt mutatja a hegesztett kötések vastagság irányában (23) és hengerlési irányában (21) terjedő repedései közötti különbségeket, másrészt nehezíti az eredmények értékelését és összehasonlítását.

Meg kell jegyezni, hogy az E5 jelű és 23W-1 jelölésű, 23WA orientációjú próbatest esetében csak a fáradásos repedésterjedés első szakaszára (a repedés lassú növekedésének tartománya) kaptunk értékelhető adatokat, ezért ezt a próbatestet a statisztikai minták meghatározásakor nem vettük figyelembe (három, egy csoportba tartozó adat a 26. táblázatban, kettő, egy csoportba tartozó adat a 28. táblázatban).

A 64. ábrán a Paris-Erdogan összefüggés két paraméterének kapcsolata látható, az elvégzett vizsgálatok eredményei alapján. Az ábrán feltüntettük mind a két alapanyagon és hegesztett kötéseiken végezett vizsgálatok eredményeit. A két paraméter kapcsolatát kifejező összefüggés meghatározására – a már kiemelt E5 jelű és 23W-1 jelölésű, 23WA orientációjú próbatest eredménye miatt – az S1300Q alapanyagon és hegesztett kötésein elvégzett vizsgálatok eredményei alapján került sor.



64. ábra. A Paris Erdogan összefüggés két paraméterének kapcsolata a vizsgált alapanyagokon és hegesztett kötéseiken elvégzett vizsgálatok alapján; az összefüggés csak az S1300Q adatokból számolva

Mind a 25. és a 26. táblázatokban látható korrelációs index értékek, mind a 64. ábrán látható kapcsolat és az annak szorosságát kifejező korrelációs index megbízható és jól reprodukálható vizsgálatokról tanúskodnak. Megállapítható még, hogy a két 1000 MPa-nál nagyobb szilárdsági kategóriába tartozó acélon elvégzett vizsgálatok eredményei jó összhangban vannak egymással.

Az eredmények értékeléséhez az egyes vizsgálati csoportokban (n és ΔK_{fc}) kapott adatokat statisztikai mintákként kezeltük és – ahol arra a minták elemszáma okán lehetőségünk volt – megvizsgáltuk az egyes minták azonosságát, illetve különbözőségét. Ehhez Wilcoxon-próbát [143, 144] használtunk, $\varepsilon = 0,1$ kétoldali szignifikanciaszinten.

Először a különböző alapanyag orientációkat (T-L és T-S) vizsgáltuk meg és megállapítottuk, hogy az eltérés szignifikáns, a minták külön kezelendők. Ezt követően, az S1100M hegesztett kötéseinek esetén orientációként (21W és 23W) az undermatching és matching párosításokat elemeztük és megállapítottuk, hogy az eltérések – a 23W orientáció ΔK_{fc} mintáit kivéve – nem

szignifikánsak, a minták tehát – a 23W orientáció ΔK_{fc} mintáit kivéve – egy-egy mintába összevonhatók. Ennek ismeretében azt is megvizsgáltuk, hogy a hegesztett kötés orientációnként (21W és 23W) összevont minták azonosnak tekinthetők-e vagy sem. Eredményül azt kaptuk, hogy ezek a minták minden esetben szignifikánsan különböznek egymástól. A különálló és az egyesített mintákat és azok statisztikai jellemzői a **27. táblázatban** foglaltuk össze, ahol a dőlt betűvel azok a minták szerepelnek, amelyek szignifikánsan nem különböztek, vagyis amelyeket aztán összevontunk. A táblázatban szereplő szórásai együttható értékek, összehasonlítva azokat a [12] és a [140] munkákban található adatokkal, a 23W orientáció n mintáit kivéve, kedvezőek (0,3 alattiak), legyen szó akár különálló, akár egyesített mintáról. Ez a megállapítás tovább erősíti a vizsgálatok megbízhatóságára és reprodukálhatóságára vonatkozó állítást.

27. táblázat. Az S1100M acélon elvégzett fáradásos repedésterjedési sebesség vizsgálatok mérési eredményeiből képzett statisztikai minták és azok jellemzői

Minta	Orientáció / mismatching	A minta elemszáma	Átlag	Szórás	Szórási együttható
n	T-L	4	2,442	0,160	0,0655
n	T-S	5	3,281	0,177	0,0540
ΔK_{fc}	T-L	4	100,0	7,61	0,08
ΔK_{fc}	T-S	5	65,1	5,08	0,08
<i>n</i>	<i>21W / undermatching</i>	4	<i>3,465</i>	<i>0,250</i>	<i>0,0722</i>
<i>n</i>	<i>21W / matching</i>	4	<i>3,274</i>	<i>0,261</i>	<i>0,0799</i>
<i>ΔK_{fc}</i>	<i>21W / undermatching</i>	4	<i>127,0</i>	<i>11,21</i>	<i>0,09</i>
<i>ΔK_{fc}</i>	<i>21W / matching</i>	4	<i>125,5</i>	<i>9,06</i>	<i>0,07</i>
n	21W / undermatching és 21W / matching	8	3,369	0,258	0,0765
ΔK_{fc}	21W / undermatching és 21W / matching	8	126,2	9,47	0,08
<i>n</i>	<i>23W / undermatching</i>	4	<i>3,180</i>	<i>1,139</i>	<i>0,3583</i>
<i>n</i>	<i>23W / matching</i>	3	<i>3,311</i>	<i>0,798</i>	<i>0,2411</i>
ΔK_{fc}	23W / undermatching	4	82,6	5,99	0,07
ΔK_{fc}	23W / matching	3	63,6	6,18	0,10
n	23W / undermatching és 23W / matching	7	3,24	0,93	0,2876

Az S1300Q acél esetén elsőként a különböző alapanyag orientációkat (T-L és T-S) vizsgáltuk meg és megállapítottuk, hogy az eltérés szignifikáns, a minták külön kezelendők. Ezután a 21W hegesztett kötés orientációra a két undermatching (undermatchin (9) és undermatching (11)) párosítást elemeztük és megállapítottuk, hogy az eltérések – sem az n, sem a ΔK_{fc} minták esetében – nem szignifikánsak, a minták tehát egy-egy mintába összevonhatók. Ugyanilyen elemzést a 23W hegesztett kötés orientációra nem tudtunk végezni, az alacsony minta elemszámok miatt. A harmadik lépésben, feltételezve azt, hogy elegendő eredmény birtokában a 23W orientáció a 21W orientációval azonos eredményre vezetne, azt is megvizsgáltuk, hogy a hegesztett kötés orientációnként (21W és 23W) összevont mintákat azonosnak tekinthetnénk-e vagy sem. Eredményül azt kaptuk, hogy ezek a minták minden esetben szignifikánsan különböznenek egymástól. A különálló és az egyesített mintákat, valamint azok statisztikai jellemzőit a 28. táblázatban foglaltuk össze, ahol a dőlt betűvel azok a minták szerepelnek, amelyek szignifikánsan nem különböztek, vagyis amelyeket aztán összevontunk.

28. táblázat. Az S1300Q acélon elvégzett fáradásos repedésterjedési sebesség vizsgálatok mérési eredményeiből képzett statisztikai minták és azok jellemzői

Minta	Orientáció / mismatching	A minta elemszáma	Átlag	Szórás	Szórási együttható
n	T-L	5	2,884	0,032	0,0113
n	T-S	2	2,989	0,050	0,0168
ΔK_{fc}	T-L	5	83,7	2,73	0,03
ΔK_{fc}	T-S	2	59,8	6,65	0,01
n	21W / undermatching (9)	4	3,449	0,667	0,1934
n	21W / undermatching (11)	4	3,648	0,224	0,0614
ΔK_{fc}	21W / undermatching (9)	4	85,1	1,16	0,01
ΔK_{fc}	21W / undermatching (11)	4	84,4	3,97	0,05
n	21W / undermatching (9) és 21W / undermatching (11)	8	3,55	0,47	0,1332
ΔK_{fc}	21W / undermatching (9) és 21W / undermatching (11)	8	84,8	2,73	0,03
n	23W / undermatching (9)	2	3,964	0,366	0,0922
n	23W / undermatching (11)	2	4,159	1,185	0,2850
ΔK_{fc}	23W / undermatching (9)	2	60,3	7,84	0,13
ΔK_{fc}	23W / undermatching (11)	2	57,8	11,09	0,19

A táblázatban található szórási együttható értékeket összehasonlítva a [34] és a [28] munkákban található adatokkal, megállapítható, hogy azok – a 23W / undermatching (11) párosítás n mintáját kivéve – kedvezőek (0,3 alattiak), mind a különálló, mind az egyesített minták esetében. Tehát ez a megállapítás tovább erősíti a vizsgálatok megbízhatóságára és reprodukálhatóságára megfogalmazott állítást.

Az egyes sorozatokban vizsgált próbatestek képei az **M4 mellékletben** láthatók.

7.3. Összegzés

- A két vizsgált alapanyagon és a különböző hozaganyagokkal készített hegesztett kötéseken, az ismétlődő igénybevétellel szembeni ellenállás megítélésére tervezett vizsgálatokat sikeresen elvégeztük.
- Az elvégzett nagyciklusú fárasztó vizsgálatok és azok eredményei alapján a következő megállapítások tehetők, illetve következtetések fogalmazhatók meg.
 - = A JSME S 002 [139] előírás alkalmazásával megalapozottan tervezhetők meg a nagyciklusú fárasztóvizsgálatok és jól kézben tarthatók a szükséges próbatest számok. Ezek együttese lehetőséget ad a vizsgálatok nagy idő igényének reális keretek között tartására.
 - = A fárasztóvizsgálatok eredményeinek értékelésével, az élettartam szakaszban a legkisebb négyzetek elvével számított egyenes egyenlete, a kifáradási határ szakaszban pedig a túlélő próbatestek átlaga, nagyciklusú fáradásra érvényes határgörbék értelmezhetők, illetve határozhatók meg („Mean” görbék).
 - = A határgörbék biztonság irányába történő eltolásával, ami kisebb élettartamot és alacsonyabb kifáradási határt jelent, nagyciklusú fáradásra érvényes fáradási szilárdsági görbék értelmezhetők, illetve határozhatók meg („Mean – 2SD” görbék).
 - = Az általunk vizsgált 1100 MPa-os és 1300 MPa-os szilárdsági kategóriába tartozó acélok fárasztási eredményei azt mutatták, hogy az élettartam szakasz és a kifáradási határ szakasz

- találkozásánál kis feszültségtartomány változáshoz nagy fáradási ciklusszám változás tartozhat. Ez utal arra, hogy a nagyobb szilárdság esetén nehezebben keletkezik repedés, de az gyorsabban képes terjedni.
- = Hegesztett kötések esetén a feszültségtartomány sokkal kisebb, mint az alapanyagok feszültségtartománya.
 - = A vizsgált anyagminőségek esetén az alform 1100 L-MC hozaganyag alkalmazása volt előnyösebb.
 - = Az a tény, hogy a kifáradási határ környezetében nagy a fáradási ciklusszámok szórása, felveti azt a metodikai kérdést, hogy a klasszikus Wöhler görbe (eső és vízszintes egyenes) helyett két eső egyenessel írjuk le az ultra-nagyszilárdságú acélok nagyciklusú fáradási viselkedését. Ez a határozott kifáradási határ eltűnését is jelenti, amelynek méretezési aspektusai is lehetnek, illetve vannak.
- Az elvégzett fáradásos repedésterjedési sebesség vizsgálatok és azok eredményei alapján a következő megállapítások tehetők, illetve következtetések fogalmazhatók meg.
- = A statisztikai szemléletben elvégzett fáradásos repedésterjedési sebesség vizsgálatok megbízhatósága és reprodukálhatósága, mind az egyedi eredmények (egy kivételtől eltekintve 0,93 feletti korrelációs indexek), mind a statisztikai minták adatai (egy kivételtől eltekintve 0,3 alatti szórású együtthatók) alapján jónak mondható.
 - = A vizsgált alapanyagok fáradásos repedésterjedéssel szembeni ellenállása a hengerlési irányban (T-L) és a vastagság irányban (T-S) szignifikánsan különböző, az anyagok érzékenyebbek a vastagság irányban terjedő repedésekre. A szignifikáns különbséget a Paris-Erdogan összefüggés kitevő (n) és a ciklikus törési szívósság (ΔK_{fc}) értékek egyaránt bizonyítják.
 - = A hegesztett kötések fáradásos repedésterjedéssel szembeni ellenállása különbözik az alapanyagétól, a különbség a vastagság irányban (T-S) nagyobb, mint a hengerlési irányban (T-L).
 - = A két különböző hozaganyaggal készített hegesztett kötések fáradásos repedésterjedéssel szembeni ellenállása szignifikánsan nem különbözik a hengerlési irányban (21). S1100M esetén nem különbözik a vastagság irányban (23) sem. A vizsgált alapanyag esetében tehát nincs szignifikáns különbség a matching és az undermatching hozaganyaggal készített hegesztett kötések fáradásos repedésterjedés során mutatott viselkedése között. S1300Q esetén viszont a vastagság irányban (23) ilyen típusú következtetés megfogalmazásához nem áll rendelkezésünkre megfelelő számú adat. Tehát csak az állapítható meg, hogy az S1300Q alapanyag 21 orientációjú hegesztett kötéseiben nincs szignifikáns különbség a különböző undermatching hozaganyaggal készített hegesztett kötések fáradásos repedésterjedés során mutatott viselkedése között.
 - = Mindkét vizsgált alapanyag esetén megállapítható (S1300Q esetén a viszonylag kevés vizsgálati eredmény ellenére is), hogy a hegesztett kötések fáradásos repedésterjedéssel szembeni ellenállása a hengerlési irányban (21) és a vastagság irányban (23) szignifikánsan különböző, a vastagság irányban terjedő repedések másképp viselkednek, mint a hengerlési irányban terjedő repedések.
 - = S1100M esetén a hegesztett kötések ciklikus törési szívóssága (ΔK_{fc}) jellemzően meghaladja az alapanyagét. S1300Q esetén pedig az alapanyag és a hegesztett kötések ciklikus törési szívóssága között nincs érdemi különbség.
 - = A két vizsgált alapanyagon és hegesztett kötéseiken elvégzett vizsgálatok jellegzetességei jó összhangban vannak egymással.

8. TÉZISEK – ÚJ TUDOMÁNYOS EREDMÉNYEK

- T1. A vizsgált, 1100 MPa és 1300 MPa szilárdsági kategóriájú, különböző gyártástechnológiával készült (termomechanikus, illetve nemesített) acélok szívósságcsökkenés szempontjából kritikus hegesztési hőhatásövezeti zónái a jellemző hűlési idő ($t_{8/5}$) függvényében eltérő tendenciájú szilárdság- és szívósságváltozást mutatnak. Ezeket a megállapításokat a fizikai szimulációval előállított hőhatásövezeti zónákon elvégzett keménységmérések és műszerezett ütővizsgálatok eredményei igazolták. (1)(4)(5)(7)(9)(10)(11)(19)(21)
- T2. A huzalelektrodás védőgázos ívhegesztéssel készült hegesztett kötések szilárdsági- és szívóssági tulajdonságai a vizsgált 1100 MPa szilárdsági kategóriájú acél esetén az undermatching hozaganyag alkalmazásával, míg a vizsgált 1300 MPa szilárdsági kategóriájú acél esetén a nagyobb szilárdságkülönbséget mutató undermatching hozaganyag alkalmazásával a kedvezőbbek. Ezeket a megállapításokat az ipari körülmények között készített hegesztett kötések elvégzett keménységmérések és műszerezett ütővizsgálatok eredményei igazolták. (2)(6)(15)(18)(20)
- T3. A vizsgált termomechanikusan kezelt acél alapanyag kifáradási határ/szakítószilárdság aránya nagyobb, mint a vizsgált nemesített acélé; továbbá, ez a nagyobb arány illeszkedik a különböző szilárdságú acélokra együttesen jellemző kifáradási határ - szakítószilárdság kapcsolathoz. Ezeket a megállapításokat az alapanyagokon elvégzett nagyciklusú fárasztóvizsgálatok eredményei igazolták. (3)(8)
- T4. Mindkét vizsgált acél huzalelektrodás védőgázos ívhegesztéssel készült hegesztett kötéseinek nagyciklusú fáradással szembeni ellenállása akkor kedvezőbb, ha a kötés a nagyobb szilárdságú hozaganyaggal készül. Az 1100 MPa szilárdsági kategóriájú acél esetében ez a matching, az 1300 MPa szilárdsági kategóriájú acél esetében ez a kisebb szilárdságkülönbségű undermatching alapanyag-hozaganyag párosítást jelenti. Ezeket a megállapításokat az ipari körülmények között készített hegesztett kötések elvégzett nagyciklusú fárasztóvizsgálatok eredményei igazolták. (3)(8)
- T5. Mindkét vizsgált alapanyag és huzalelektrodás védőgázos ívhegesztéssel készült hegesztett kötéseinek fáradásos repedésterjedéssel szembeni ellenállása a hengerlési irányban (T-L, illetve 21) és a vastagság irányban (T-S, illetve 23) szignifikánsan különböző; mind az alapanyagok, mind azok hegesztett kötései érzékenyebbek a vastagság irányban terjedő repedésekre. A szignifikáns különbséget az elvégzett fáradásos repedésterjedési sebesség vizsgálatokból meghatározott Paris-Erdogan összefüggés kitevő (n) és ciklikus törési szívósság (ΔK_{fc}) értékek egyaránt bizonyítják. (14)(16)(17)

- T6. Egyik vizsgált alapanyag esetében sincs szignifikáns különbség a két – az S1100M acél esetében matching és az undermatching, az S1300Q acél esetében két undermatching – hozaganyaggal készített hegesztett kötések fáradásos repedésterjedés során mutatott viselkedése között. Ezt a megállapítást az S1100M acélon 21 és 23 orientációkban, az S1300Q acélon 21 orientációban elvégzett fáradásos repedésterjedési sebesség vizsgálatok eredményei igazolták. (16)(17)
- T7. Mindkét vizsgált anyagminőség hegesztett kötéseinek elkészítéséhez használt hozaganyag megválasztását (matching vagy undermatching, undermatching esetén a szilárdságkülönbség is) a hegesztett szerkezet igénybevétele befolyásolja. Ezt a megállapítást a hozaganyagok vizsgálati eredményekre (alapvető mechanikai tulajdonságok, nagyciklusú fáradással és fáradásos repedésterjedéssel szembeni ellenállás) gyakorolt hatása igazolta. (2)(6)(15)(16)(17)(18)(20)

9. ÖSSZEFOGLALÁS

Disszertációmban termomechanikusan kezelt és nemesített nagyszilárdságú szerkezeti acélok hegesztési, hegeszthetőségi kérdéseivel, valamint ismétlődő igénybevétellel szembeni ellenállásukkal foglalkoztam.

Az első részben irodalmi áttekintést adtam a nagyszilárdságú acélok jellemzőiről, gyártástechnológiájáról és hegesztéséről, a fizikai szimulációs vizsgálatokról, azon belül is az általam is alkalmazott Rykalin 3D modell elméleti háttéréről, valamint ismétlődő igénybevétel esetén a nagyciklusú fárasztóvizsgálatokról és a fáradásos repedésterjedési sebesség vizsgálatokról. Ez alapján megállapítható, hogy mind a termomechanikusan kezelt acélok, mind a nemesített acélok összetett gyártástechnológiát igényelnek. A termomechanikus acélok a kisebb ötvözőtartalom és finomabb szemcseszerkezet miatt előnyösebb mechanikai és szívóssági jellemzőkkel rendelkeznek, viszont gyártástechnológiájukból adódóan a gyártható lemezvastagság és a szilárdság is elmarad a nemesített acélokétól. A hegesztéstechnológia tekintetében - a vonatkozó irodalmak alapján - nagyszilárdságú acélok esetén a hidegrepedés, a hőhatásövezet kilágyulása és a hozaganyag választás kérdésköre okozza a legnagyobb problémát. Ezért a hegesztés során kiemelt figyelmet kell fordítani a fajlagos hőbevitel és a $t_{8/5}$ hűlési idő szabályozására, mivel túl kis fajlagos hőbevitel esetén nő a hidegrepedés kialakulásának veszélye, túl nagy érték esetén pedig - a megnövekedett hűlési idő hatására - a hőhatásövezet kilágyul. Ennek értelmében - ahhoz, hogy a nagyszilárdságú acélok hegesztést követően is megőrizzék kiemelkedő mechanikai tulajdonságaikat - a fajlagos hőbevitelt a lehető legkisebb értékre kell választani, úgy, hogy a hidegrepedés még elkerülhető legyen. Ismétlődő igénybevételek esetén, mivel a nagyszilárdságú acélok gyakran valamilyen hegesztett szerkezetbe kerülnek beépítésre, a hegesztés kedvezőtlen hatásai miatt nem feltétlenül kapunk kedvezőbb fáradási jellemzőket. Meg kell említeni, hogy a legtöbb szabvány és előírás még nem tartalmazza ezeket az anyagminőségeket, ezért még több vizsgálatra és háttérinformációra van szükség az alkalmazásuk előtt.

A második részben két különböző szilárdsági kategóriába tartozó és különböző gyártási móddal előállított szerkezeti acélt vizsgáltam, amelyek jelenleg vastaglemezek esetén a beszerezhető szerkezeti acélok közül a legnagyobb szilárdságúak. Az egyik vizsgált acél termomechanikusan kezelt 1100 MPa folyáshatárral, a másik pedig nemesített 1300 MPa folyáshatárral. A hegesztett kötések elkészítése előtt a megfelelő hegesztési paraméterek meghatározásához első lépésként meg kellett határozni a választott huzalelektrodás védőgázos ívhegesztő eljárásához az optimális $t_{8/5}$ hűlési időt. Ehhez hőhatásövezeti szimulációkat végeztünk a szívósságcsökkenés szempontjából legkritikusabbnak vélt hőhatásövezeti sávokban, amelyek a durvaszemcsés, az interkritikus és az interkritikus durvaszemcsés sávok voltak. A szimulációk során - ahhoz, hogy szimulálni tudjak - egy kis, egy közepes és egy nagy fajlagos hőbevitellel történő huzalelektrodás védőgázos ívhegesztést, három különböző hűlési időt állítottam be, amelyek 5 s, 15 s és 30 s voltak. A szimulációs vizsgálatok után optikai mikroszkópos,

keménység és műszerezett ütővizsgálatokat végeztünk. A kísérletsorozat rávilágított arra, hogy az eredeti szövetszerkezetet a hegesztési hőciklus irreverzibilisen megváltoztatja és főként martenzites szövetszerkezet alakul ki, ami negatívan befolyásolja a szívóssági tulajdonságokat. Az S1100M acél esetén a keménységmérés eredményei alapján megfigyelhető, hogy mindhárom vizsgált hőhatásövezeti sávban negatív hatása van a hűlési idő növelésének a keménységre. A durvaszemcsés sávban a 30 s hűlési idő kivételével a keménység meghaladta az alapanyag keménységét. Az interkritikus sávban mért keménységértékek alapján a hőhatásövezet ezen része kilágyult. Az interkritikus durvaszemcsés sávban a mért keménység az 5 s hűlési idő esetén meghaladja az alapanyag keménységét. Az S1300Q szerkezeti acél esetén a keménységmérések eredményei alapján megállapítható, hogy a hőhatásövezeti szimulációk után a vizsgált nagyszilárdságú acél a hegesztési hőciklusok hatására szintén kilágyult, a hőhatásövezeti sávok keménysége egyik esetben sem érte el az alapanyag keménységét. A durvaszemcsés sáv esetében számottevő különbség nem volt a keménységértékek között, az interkritikus sávban a hűlési idő növelése negatív hatással volt az anyag keménységére, míg az interkritikus durvaszemcsés sávban a hűlési idő növelése előnyösnek bizonyult. Az ütővizsgálat eredményeit alapján a két különböző alapanyag kezdeti ütőmunkájához képest a vizsgált hőhatásövezeti sávok mindegyikében jelentős csökkenést tapasztaltunk, főleg nagyobb $t_{8/5}$ hűlési idő alkalmazása esetén. Az S1100M anyagminőség esetén mindhárom vizsgált hőhatásövezeti sávban az 5 s hűlési idő esetén mértük a legnagyobb ütőmunka értékeket és a 15 s hűlési időhöz tartoztak a legkisebb értékek. Az S1300Q anyagminőség esetén a hőhatásövezeti sávok ütőmunkái kisebb hűlési idő esetén minden esetben nagyobbak voltak annak ellenére, hogy az 5 s és a 30 s hűlési idő tartományban a szövetszerkezet alapvetően martenzites. Továbbá mindkét alapanyag esetén a vizsgált hőhatásövezeti sávok jelentős ridegedése is megfigyelhető volt. Ezért a kapott eredmények alapján - a vizsgált nagyszilárdságú acélok szilárdsági és szívóssági tulajdonságait figyelembe véve - célszerű rövidebb, 5 s közeli hűlési időt alkalmazni.

A fizikai szimulációs vizsgálatok után a két nagyszilárdságú acélon a hegesztett kötéseket két különböző szilárdsági kategóriába tartozó hozaganyaggal készítettük el, amelyek a Böhler Union X96 és a Böhler alform 1100 L-MC voltak. A hegesztési paramétereket a választott $t_{8/5}$ hűlési idő alapján határoztam meg. Az elkészített kötések optikai mikroszkópos, keménység, műszerezett ütő, nagyciklusú fárasztó és fáradásos repedésterjedési sebesség vizsgálatokat végeztünk. Az optikai mikroszkópos képek alapján az alkalmazott hasonló hűlési idő és fajlagos hőbevitel miatt a hegesztett kötések szövetszerkezetében és a hőhatásövezeti sávok szélességében nem voltak szignifikáns különbségek. A keménységmérések eredményei alapján a két különböző hozaganyaggal készült kötések mért keménységértékek mindkét acél esetén nagyon hasonlóak voltak, a Böhler Union X96 hozaganyaggal készített kötések keménysége minimálisan nagyobb volt. Az ütővizsgálatok eredményei alapján az alapanyagok ütőmunkájához képest minden esetben jelentős csökkenés figyelhető meg a varratban; az S1100M esetén a hőhatásövezet ütőmunkája sem éri el az alapanyag ütőmunkáját. A hozaganyagok tekintetében pedig a varrat és a hőhatásövezet ütőmunkája is a Böhler Union X96 hozaganyag alkalmazásával volt nagyobb. Az S1300Q anyagminőségen végzett ütővizsgálatok eredményei alapján a varrat ütőmunkája a Böhler alform 1100 L-MC hozaganyaggal, a hőhatásövezet ütőmunkája pedig az Union X96 hozaganyaggal volt nagyobb. A varratok minden esetben rideg viselkedést mutattak.

Az alapanyagok és a hegesztett kötések ismétlődő igénybevételű vizsgálatai kiterjedtek mindkét alapanyagra és a két különböző hozaganyaggal készített kötéseikre. A nagyciklusú fárasztóvizsgálatok eredményei alapján, a vizsgált 1100 MPa-os és 1300 MPa-os szilárdsági

kategóriába tartozó acélok fázisátvételi eredményei azt mutatták, hogy az élettartam szakasz és a kifáradási határ szakasz találkozásánál kis feszültségtartomány változáshoz nagy fáradási ciklusszám változás tartozhat. Ez utal arra, hogy a nagyobb szilárdság esetén nehezebben keletkezik repedés, de az gyorsabban képes terjedni. A hegesztett kötések esetén a feszültségtartomány sokkal kisebb volt, mint az alapanyagok feszültségtartománya és a vizsgált anyagminőségek esetén az alform 1100 L-MC hozaganyag alkalmazása volt előnyösebb. Tehát míg a szilárdsági és a szívóssági tulajdonságok tekintetében nem volt nagy különbség a két hozaganyag között, addig ismétlődő igénybevétel esetén előnyösebb a nagyobb szilárdságú hozaganyag alkalmazása. Az eredmények alapján a kifáradási határ környezetében nagy a fáradási ciklusszámok szórása, ezért ez felveti azt a metodikai kérdést, hogy a klasszikus Wöhler görbe helyett két eső egyenessel írjuk le a nagyszilárdságú acélok nagyciklusú fáradási viselkedését. Ez a határozott kifáradási határ eltűnését is jelenti, amelynek méretezési aspektusai is lehetnek, illetve vannak. A fáradásos repedésterjedési sebesség vizsgálatok eredményei alapján a statisztikai szemléletben elvégzett vizsgálatok megbízhatósága és reprodukálhatósága, mind az egyedi eredmények, mind a statisztikai minták adatai alapján jónak mondható. A vizsgált alapanyagok fáradásos repedésterjedéssel szembeni ellenállása a hengerlési irányban és a vastagság irányban szignifikánsan különböző, az anyagok érzékenyebbek a vastagság irányban terjedő repedésekre. A hegesztett kötések fáradásos repedésterjedéssel szembeni ellenállása különbözik az alapanyagokétól, a különbség a vastagság irányban nagyobb, mint a hengerlési irányban. A két különböző hozaganyaggal készített hegesztett kötések fáradásos repedésterjedéssel szembeni ellenállása szignifikánsan nem különbözik a hengerlési irányban. S1100M esetén nem különbözik a vastagság irányban sem. S1300Q esetén viszont a vastagság irányban ilyen típusú következtetés megfogalmazásához nem áll rendelkezésünkre megfelelő számú adat. Mindkét vizsgált alapanyag esetén megállapítható, hogy a hegesztett kötések fáradásos repedésterjedéssel szembeni ellenállása a hengerlési irányban és a vastagság irányban szignifikánsan különböző, a vastagság irányban terjedő repedések másképp viselkednek, mint a hengerlési irányban terjedő repedések. Ennek oka az, hogy a vastagság irányban terjedő repedések több hőhatásövezeti zónán keresztül haladnak át, mint a hengerlési irányban terjedő repedések. A hegesztett kötések érzékenyebbek a vastagság irányban terjedő repedésekre. S1100M esetén a hegesztett kötések ciklikus törési szívóssága jellemzően meghaladja az alapanyagét, S1300Q esetén pedig az alapanyag és a hegesztett kötések ciklikus törési szívóssága között nincs érdemi különbség. Végül pedig az is megállapítható, hogy a két vizsgált alapanyagon (eltérő összetételük és gyártási módjuk ellenére is) és hegesztett kötéseiken elvégzett vizsgálatok jellegzetességei jó összhangban vannak egymással.

10. SUMMARY

My PhD thesis is focused on the welding and weldability of thermomechanically (TM) rolled and quenched and tempered (QT) high strength structural steels (S1100M and S1300Q, respectively) and their behaviour under cyclic loading conditions.

The first part of my thesis is provided a comprehensive literature overview on the characteristics, manufacturing technology and welding of high strength steels, the theoretical background of physical simulation studies, including the used Rykalin 3D model, and the high cycle fatigue and fatigue crack propagation tests in case of cyclic loading. Based on the literature overview, it can be stated that both TM rolled, and QT steels require complex manufacturing technology. TM rolled steels have advantageous mechanical and toughness properties due to their lower alloying content and finer grain structure, but the manufacturing technology results in a lower producible plate thickness and strength than that of QT steels. In the field of welding, the main problems identified in the relevant literature for high-strength steels are cold cracking, softening of the heat affected zone (HAZ) and the selection of the filler material. Therefore, during welding, special attention must be paid to the regulation of the heat input and the $t_{8/5}$ cooling time, as the risk of cold cracking increases if the heat input is too low and the risk of softening of the HAZ increases with a too high value of the heat input and increased cooling time. This suggests that, to ensure the good mechanical properties of high-strength steels after welding, the heat input should be reduced to the lowest possible value, while avoiding cold cracking. In the case of cyclic loading, since high strength steels are often used in welded structures, the disadvantageous effects of welding may not lead to favourable fatigue properties. Furthermore, most of the standards and specifications do not include these materials yet, therefore more testing and background information are required before their application.

In the second part of my thesis two structural steels of different strength categories, produced by different manufacturing methods were examined, which currently have the highest strength of all available structural steels in the case of thick plates. One of the steels investigated is TM rolled with 1100 MPa yield strength, and the other is QT with 1300 MPa yield strength. Before preparing the welded joints, the first step was to determine the appropriate welding parameters based on the optimal $t_{8/5}$ cooling time for the chosen gas metal arc welding process. For this purpose, HAZ simulations were carried out in zones considered to be the most critical in terms of toughness reduction, namely the coarse-grain, intercritical and intercritically reheated coarse-grain zones. During the simulations, in order to simulate a low, a medium and a high heat input gas metal arc welding process, three different cooling times were set, which were 5 s, 15 s and 30 s. After the simulations, optical microscopy, hardness, and instrumented impact tests were performed. The experiments demonstrated that the original microstructure was changed irreversibly by the welding thermal cycle and mainly a martensitic microstructure was formed, which negatively affected the toughness properties. For S1100M steel, the results of the hardness tests showed that in all three investigated HAZs, increasing the cooling time has a negative effect

on the hardness. In the coarse-grain zone, with the exception of the 30 s cooling time, the hardness exceeded the hardness of the base material. The hardness values measured in the intercritical zone indicate that this part of the heat treatment zone is softened. In the intercritically reheated coarse-grained zone, the measured hardness exceeds the hardness of the base material with 5 s of cooling time. For the S1300Q structural steel, the results of the hardness test showed that after the HAZ simulations, the tested high strength steel also softened due to the effects of the welding heat cycles, and the hardness of the different parts of HAZ did not reach the hardness of the base material in any case. No significant difference between the hardness values was observed in the coarse-grained zone, increase of the cooling time in the intercritical zone had a negative effect on the hardness of the material, while increasing the cooling time in the intercritically reheated coarse-grained zone was beneficial. Considering the results of the impact test, a significant toughness reduction was observed in the HAZ of both tested base materials, especially with the use of higher $t_{8/5}$ cooling times. In case of the S1100M steel, the highest impact energy values were measured in all three investigated HAZs with 5 s cooling time. In addition, the lowest impact energy values were measured with the use of 15 s cooling time. For the S1300Q grade, the impact energy of the HAZs was higher at lower cooling times in all cases, despite the fact that the microstructure was basically martensitic in the 5 s and 30 s cooling time range. Also, for both different grades, significant brittle behaviour of the tested HAZs was observed. Therefore, the obtained results suggest that, taking into account the strength and toughness properties of the investigated high strength steels, using a shorter cooling time close to 5 s is recommended.

After the physical simulation experiments, welded joints were prepared on the investigated high strength steels with two different strength grades of filler materials, Böhler Union X96 and Böhler alform 1100 L-MC. The parameters for welding were determined according to the chosen $t_{8/5}$ cooling time. Optical microscopy, hardness, instrumented impact, high cycle fatigue (HCF) and fatigue crack propagation (FCP) tests were performed on the prepared welded joints. Based on the optical microscopic images, there were no significant differences in the microstructure of the welded joints and in the width of the HAZs due to the similar cooling times and heat input applied. The results of the hardness tests showed that the hardness values measured on joints made with the two different filler materials were also very similar for both steels; the joints made with Böhler Union X96 filler material had minimally higher hardness values. The results of the impact tests showed a significant reduction in the weld metal in all cases compared to the impact energy of the base materials. In case of S1100M, the impact energy of the HAZ does not reach the impact energy of the base material. Regarding the filler materials, the impact energy of the weld metals and the HAZ was higher with Böhler Union X96 filler material. Based on the results of the impact test on the S1300Q material, the impact energy of the weld metal was higher with the use of Böhler alform 1100 L-MC and the impact energy of the HAZ was higher with Union X96. The weld metals showed brittle behaviour in all cases.

Cyclic loading tests were carried out on the base materials and welded joints with the two different filler materials. The results of the HCF tests of the 1100 MPa and 1300 MPa strength grades showed a small stress range change at the knee point of the fatigue life section and the fatigue limit section that can be accompanied by a large fatigue cycle number change. This suggests that cracking is more difficult to initiate at higher strengths but can propagate more rapidly. The results of the HCF tests show that the stress range for welded joints is much smaller than in case of the base materials. The use of alform 1100 L-MC filler metal was found to be

advantageous for both investigated materials. Thus, while there was no significant difference in the strength and toughness properties of the joints with the two different filler materials, the use of a filler material with higher strength is advantageous for cyclic loading. The fact that there is a large deviation of the fatigue cycle numbers in the vicinity of the fatigue limit raises the methodological issue of describing the HCF behaviour of high strength steels by two decreasing lines instead of the classical S-N curve (decreasing and horizontal line). This also results the disappearance of a defined fatigue limit, which can and does have design aspects. Based on the results of the FCP tests, the reliability and reproducibility of the FCP tests performed with a statistical approach, both from the individual results and from the statistical sample data, can be considered as good. The resistance of the tested materials to FCP is significantly different in the rolling direction and in the thickness direction, the materials are more sensitive to crack propagation in the thickness direction. The significant difference is demonstrated by both the Paris-Erdogan exponent and the fatigue fracture toughness values. The FCP resistance of the welded joints is different than that of the base materials, and the difference is greater in the thickness direction than in the rolling direction. The resistance to FCP of welded joints produced with two different filler metals is not significantly different in the rolling direction. For S1100M, there is no difference in the thickness direction either. For S1300Q, however, there is insufficient data to conclude this type of conclusion in the thickness direction. For both tested materials, it can be observed that the resistance of welded joints to FCP in the rolling direction and in the thickness direction, is significantly different, the cracks that propagate in the thickness direction behaving differently from the cracks that propagate in the rolling direction. The reason for this is that cracks propagated in the thickness direction pass through more HAZs than cracks propagated in the rolling direction. Welded joints are more susceptible to thickness direction cracks. For S1100M, the fatigue fracture toughness of welded joints typically exceeds that of the base material. In the case of S1300Q, there is no significant difference between the fatigue fracture toughness of the base material and that of the welded joints. In conclusion, it can also be noted that the characteristics of the tests carried out on the two investigated base materials (despite their different chemical compositions and production methods) and their welded joints are in good correlation.

11. IPARI HASZNOSÍTÁSI LEHETŐSÉGEK

A vizsgált nagyszilárdságú acélok alkalmazása sem külföldön, sem hazánkban nem elterjedt még, ezért a mechanikai tulajdonságok és a fáradási jellemzők, valamint a hegesztés hatásának ismerete meglehetősen hiányos. A releváns szabványok előírásai is csak kisebb szilárdságú acélokra vonatkoznak, így nem állnak rendelkezésre olyan előírások, amelyek figyelembe veszik ezen nagyszilárdságú acélok eltérő tulajdonságait. Mivel a különböző nagyszilárdságú acélokat különböző gyártástechnológiákkal állítják elő és különböző az összetételük, máshogy reagálnak a hőbevitelre és más a fáradással szembeni ellenállásuk is, ezért nem lehet általános javaslatokat tenni sem a hegesztésükre, sem az alkalmazásukra. Ezért jelen disszertáció egyik célja, hogy az ipar számára is hasznos információkat szolgáltatson (vastaglemezek esetén) a jelenleg forgalomban lévő legnagyobb szilárdsági kategóriába tartozó termomechanikusan kezelt és nemesített szerkezeti acélokról.

A fizikai szimuláció eredményei és a hegesztéshez használt paraméterek és adatok hasznos ismeretekkel szolgálhatnak a hegesztő mérnökök számára. Mivel nagyszilárdságú acélok esetén fokozottan kell számolni – főként a hőhatásövezetben – a kilágyulás veszélyével, a hőbevitel megfelelő korlátozása kiemelt fontosságú. Valamint, vastaglemezek esetén szintén figyelembe kell venni, hogy a több sorból elkészített kötések hőhatásövezetében kialakulhatnak olyan sávok is, amelyeket még jobban érint a kilágyulás veszélye.

Nagyszilárdságú acélok esetén szintén problémát jelent a hozaganyag választás, mivel matching típusú hozaganyag csak 1100 MPa folyáshatárig áll rendelkezésre. Ráadásul, ezek a hozaganyagok is újnak minősülnek, ezért az azokra vonatkozó információk is hasznosak lehetnek a technológus mérnökök számára. A disszertációmban két különböző szilárdsági kategóriába tartozó hozaganyaggal készített kötésekben végzett különböző anyagvizsgálatokról található eredmények. Ezek értelmében, a keménység és az ütőmunka értékek mindkét hozaganyaggal hasonlóak voltak, ebből a szempontból tehát előnyös lehet az undermatching hozaganyag alkalmazása. Húzóigénybevitel esetén viszont érdemes a nagyobb szilárdsági kategóriába tartozó hozaganyagot választani.

A fizikai szimulációs vizsgálatokhoz és a ténylegesen elkészített hegesztett kötésekhez kapcsolódóan szintén érdemes megemlíteni, hogy a műszerezett ütővizsgálatok eredményei alapján főként a hőhatásövezet meglehetősen rideg viselkedést mutatott. Ebből következően dinamikus igénybevitel esetén – biztonsági okokból – érdemes nagy figyelmet fordítani a negatív hőmérsékleten történő alkalmazás során a nagyszilárdságú acélokból készült hegesztett szerkezetekre.

A vizsgált acélok és hegesztett kötések ismétlődő igénybevétellel kapcsolatos vizsgálatainak eredményeit mind a hegesztőmérnökök, mind a tervező mérnökök tudják hasznosítani. Disszertációmban szerepelnek nagyciklusú fáradásra és fáradásos repedésterjedésre érvényes határgörbék is. A nagyciklusú fáradástóvizsgálatok alapján egyértelműen látszik, hogy mindkét vizsgált acél esetén a hegesztett kötések fáradási jellemzői elmaradnak az alapanyagétól, ezért

ezt a tervezés során figyelembe kell venni. A kapott eredmények alapján mindkét anyagminőség esetén érdemes a nagyobb szilárdsági kategóriába tartozó hozaganyagot alkalmazni. Továbbá, mivel az eredmények alapján a kifáradási határ környezetében nagy a fáradási ciklusszámok szórása, ezért a vizsgált nagyszilárdságú acélok esetén, a klasszikus Wöhler görbe (eső és vízszintes egyenes) helyett célszerű lehet a fáradási viselkedést két eső egyenessel leírni. Ez a határozott kifáradási határ eltűnését is jelenti, amelynek méretezési aspektusai is vannak.

A repedésterjedés körülményeire minkét vizsgált alapanyag és hegesztett kötéseik esetén is sikerült határgörbék meghatározni. Ipari felhasználás szempontjából ez előnyös lehet, mert ezek a határgörbék alkalmazhatók hegesztett szerkezetek integritásának megítélésére, élettartamuk és maradó élettartamuk becslésére, valamint összehasonlító számítások elvégzésére is.

A disszertációban található eredmények a hegesztő és a tervező mérnökök mellett az acélfejlesztéssel foglalkozó mérnökök számára is előnyösek lehetnek, mivel rávilágítanak a nagyszilárdságú acélok hegesztése során létrejövő kedvezőtlen szövetszerkezeti változásokra, amelyek kihatnak a mechanikai tulajdonságokra. Ezért, a fejlesztő munka során, ezek az információk jó alapot biztosíthatnak a különböző ötvözők vagy a gyártástechnológia megfelelő megválasztásához.

A kutató munka lehetséges folytatásaként további mechanikai vizsgálatok (például szakító vagy hajlító vizsgálatok) és ismétlődő igénybevétel esetén kisciklusú fárasztó vizsgálatok elvégzésére is sor kerülhet. Továbbá, érdemes lehet a különböző utóhőkezelések hatásait is szisztematikusan megvizsgálni.

Miskolc, 2024. április 23.

Kovács Judit
okleveles gépészmérnök,
okleveles hegesztő szakmérnök, EWE/IWE

KÖSZÖNETNYILVÁNÍTÁS

Elsőként szeretnék köszönetet mondani témavezetőmnek, Dr. Lukács János egyetemi tanárnak, a szakmai támogatásáért és iránymutatásáért, a több éves közös publikációs tevékenységért, az ismétlődő igénybevételű vizsgálatok során nyújtott segítségéért, melyek Nélküle nem jöhettek volna létre, valamint, az évek során nyújtott szakmai segítségéért is, mert ha munkám során problémába ütköztem vagy elakadtam, mindig fordulhattam Hozzá.

Szeretnék köszönetet mondani Dr. Gáspár Marcell intézeti tanszékvezetőnek a sok éves szakmai támogatásért, a fizikai szimulációs vizsgálatok során nyújtott segítségéért, a közös publikációkért, valamint, hogy felhívta a figyelmemet a doktori iskolára.

Szeretném megköszönni társtémavezetőmnek, Dr. Geralt Wilhelm, egyetemi tanárnak is a kutatómunkám során nyújtott támogatását.

Köszönetet szeretnék mondani Dr. Török Imre címzetes egyetemi tanár úrnak a tanulmányaim során nyújtott szakmai segítségért és támogatásért.

Köszönöm Dr. Lukács Zsolt intézetigazgató úrnak is, hogy kutatómunkám során biztosította a szükséges személyi és tárgyi feltételeket.

Szeretném köszönetemet kifejezni az Anyagszerkezet-tani és Anyagtechnológiai Intézet műhely- és labor dolgozóinak egyaránt. Köztük Petrovics András műszaki szolgáltatónak a hegesztésben nyújtott segítségéért, Kecskés-Kristóf Sándor műszaki ügyintézőnek és Bartók András műszaki szolgáltatónak a próbatetek legyártásában nyújtott segítségükért. Köszönöm Csurilláné Balogh Ágnes laboránsnak a csiszolatok elkészítésében és a hozzájuk kapcsolódó mikroszkópos felvételek elkészítésében, valamint a keménységmérésekben nyújtott segítségét. Köszönet illeti Szentpéteri László és Csukás Géza tanszéki mérnököket az elvégzett anyagvizsgálatokban nyújtott segítségükért. Valamint itt szeretném megköszönni az Intézet többi dolgozójának is a kutatómunkám során nyújtott támogatást.

Továbbá szeretnék köszönetet mondani azoknak a cégeknek is, akik valamilyen formában támogatták a kutató munkámat. Köszönöm a Pylon 94 Kft.-nek, hogy biztosítottak számomra nagyszilárdságú acéllemezeket, a Bay Zoltán Kutatóintézetnek a szakítóvizsgálatok során nyújtott segítséget; a Kis Szerelő és Kereskedő Kft.-nek a szakítóvizsgálatokhoz szükséges próbatetek vízszugaras vágással történő kimunkálását, valamint a HD Tools Kft.-nek és az Innovoflex Kft.-nek a műszerezett ütővizsgálatokhoz szükséges próbatetek bemetszésének elkészítését.

IRODALOMJEGYZÉK

- [1] M. Gáspár: Effect of Welding Heat Input on Simulated HAZ Areas in S960QL High Strength Steel, *Metals*, 9, 1226., 2019.
- [2] M. St. Weglowski, M. Zeman, M. Lomozik: Physical Simulation of Weldability of Weldox 1300 Steel, *Material Science Forum*, 762, pp. 551-555., 2013.
- [3] S. Blacha, M. S. Weglowski, S. Dymek, M. Kopyscianksi: Microstructural and mechanical characterization of electron beam welded joints of high strength S960QL and Weldox 1300 steel grades, *Arch. Metall. Mater.*, 62, 2, pp. 627-634., 2017.
- [4] P. Kah, M. Pirinen, R. Suoranta, J. Martikainen: Welding of Ultra High Strength Steels, *Advanced Materials Research*, 849, pp. 357-365., 2014.
- [5] M. St. Weglowski, M. Zeman: Prevention of cold cracking in ultra-high strength steel Weldox 1300, *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, 14, pp. 417-424., 2014.
- [6] A. Kurc-Lisiecka, J. Piwnik, A. Lisiecki: Laser welding of new grade of advanced high strength steel Strenx 1100 MC, *Arch. Metall. Mater.*, 62, 3, pp. 1651-1657., 2017.
- [7] R. Branco: High-Strength Steels, New trends in production and application, *Mechanical Engineering Theory of Application*, Nova science publisher, New York, pp. 144-198., 2018. (ISBN: 978-53613-907-5)
- [8] M. Gáspár, R. Sisodia: Improving the HAZ toughness of Q+T high strength steels by post weld heat treatment, *Materials Science and Engineering*, 426, 012012., 2018.
- [9] M. Amraei, A. Ahola, S. Afkhami, T. Björk, A. Heidarpour, X-L. Zhao: Effects of heat input on the mechanical properties of butt-welded high and ultra-high strength steels, *Engineering Structures*, 198, 109460., 2019.
- [10] H. Tervo, A. Kajjalainen, T. Pikkarainen, S. Mehtonen, D. Porter: Effect of impurity level and inclusions on the ductility and toughness of an ultra-high-strength steel, *Materials Science Engineering: A*, 697, pp. 184-193., 2017.
- [11] H. Ban, G. Shi: A review of research on high-strength steel structures, *Struct Build*, 171, 8, pp. 65-641., 2018.
- [12] M. Gáspár, A. Balogh: GMAW experiments for advanced (Q+T) high strength steels, *Production Processes and Systems*, 6, 1, pp. 9-24., 2013.
- [13] Zs. Koncsik: Lifetime analyses of S960M steel grade applying fatigue and fracture mechanical approaches, In: K. Szita Tóthné, K. Jármai, K. Voith (Eds.), *Solutions for Sustainable Development: Proceedings of the 1st International Conference on Engineering Solutions for Sustainable Development (ICESSD 2019)*, October 3-4, 2019, Miskolc, Hungary, CRC Press, pp. 316-324., 2019.
- [14] Koncsik Zs.: A szerkezetintegritás helye és szerepe az oktatásban és a kutatásban, *Multidiszciplináris Tudományok*, 9, 4, pp. 63-71., 2019.
- [15] Koncsik Zs.: Szerkezetintegritási kutatások az Innovatív Anyagtechnológiák Tudományos Műhelyben, *Multidiszciplináris Tudományok*, 11, 2, pp. 372-379., 2021.

- [16] D. A. Porter: Weldable high-strength steels: challenges and engineering applications, 68 IIW Annual Assembly & International, Conference of the International of Welding, 2-3 July 2015, Helsinki, Finland, 2015.
- [17] F. Farrokhi, J. Siltanen, A. Salminen: Fiber laser welding of direct-quenched ultrahigh strength steels: evaluation of hardness tensile strength, and toughness properties at subzero temperatures, *ASME J Manuf. Sci. Eng.*, 137, 6, 061012., 2015.
- [18] M. Amraei, T. Skriko, T. Björk, X-L. Zhai: Plastic strain characteristics of butt-welded ultra-high strength steel (UHSS), *Thin-Walled Structures*, 109, pp. 227-241., 2016.
- [19] H. Tervo, A. Kaijalainen, V. Javaheri, M. Ali, T. Alatarvas, M. Mehtonen, S. Anttila, J. Kömi: Comparison of Impact Toughness in Simulated Coarse-Grained Heat-Affected Zone of Al-Deoxidized and Ti-Deoxidized Offshore Steels, *Metals*, 11, 1783., 2021.
- [20] M. Tümer, F. Pixner, R. Vallant, J. Domitner, N. Enzinger: Mechanical and microstructural properties of S1100 UHSS welds obtained by EBW and MAG welding, *Welding in the World*, 66, pp. 1199-1211., 2022.
- [21] R. P. S. Sisodia, M. Gáspár: Physical Simulation-Based Characterization of HAZ Properties in, Steels. Part 1. High-Strength Steels and Their Hardness Profiling, *Strength of Materials* 51, 3, pp. 490-499., 2019.
- [22] D. A. Metzler: A Gleeble®-based Method for Ranking the Strain-Age Cracking Susceptibility of Ni-Based Superalloys, *Welding Journal*, 87, pp. 249-256., 2008.
- [23] <https://www.bleeble.com> (utolsó megtekintés: 2023.10.28.)
- [24] R. Cao, Z. Yang, Z. Chan, W. Lei, J. Li, J. Zhang, X. Liang, J. Chen: The determination of the weakest zone and the effects of the weakest zone on the impact toughness of the 12Cr2Mo1R welded joint, *Journal of Manufacturing Processes*, 50, pp. 539-546., 2020. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2020.01.014>
- [25] Y. Huang, X. Chen, Z. Shen, B. Madigan, L. Yucheng, J. Zhou: Measurement and analysis of SHCCT diagram for CLAM steel, *Journal of Nuclear Materials*, 432, 1-3., pp. 460-465, 2013. <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2012.07.011>
- [26] L. Lan, C. Qui, D. Zhao, L. Du: Analysis of microstructural variation and mechanical behaviors in submerged arc welded joint of high strength low carbon bainitic steel, *Materials Science and Engineering: A*, 558, pp. 592-601., 2012. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2012.08.057>
- [27] S. K. Sharma, S. Maheshwari: A review on welding of high strength oil and gas pipeline steels, *Journal of Natural Gas Science and Engineering*, 38, pp. 203-217., 2017. <https://doi.org/10.1016/j.jngse.2016.12.039>
- [28] Balogh A., Lukács J., Török I.: Hegesztetőség és a hegesztett kötések tulajdonságai. Kutatások járműipari acél és alumínium ötvözet anyagokon, Miskolci Egyetem, Miskolc, pp. 11-41., pp. 202-209., 2015. (ISBN: 9789633580813)
- [29] B. Pyttel, D. Schwerdt, C. Berger: Very high cycle fatigue –Is there a fatigue limit? *International Journal of Fatigue*, 33, 1, pp. 49-58., 2011.
- [30] A. Akyel, M. H. Kolstein, F. S. K. Bijlaard: Fatigue strength of repaired cracks in base material of high strength steels, *Journal of Constructional Steel Research* 139., pp. 74-384., 2017.
- [31] Y. Hong, X. Liu, Z. Lei, C. Sun: The formation mechanism of characteristic region at crack initiation for very-high-cycle fatigue of high-strength steels, *Internal journal of Fatigue*, 89., pp. 108-118., 2016.

- [32] M. M. Pedersen: Improving the Fatigue and Control Performance of Loader Cranes, Department of Mechanical Engineering, Aalborg University, Special Report, No. 71.
- [33] Y. B. Liu, Z. G. Yang, Y. D. Li, S. M. Chen, S. X. Li, W. J. hui, Y. Q. Weng: Dependence of fatigue strength on inclusion size for high-strength steels in very high cycle fatigue regime, *Materials Science and Engineering: A* 517. 1-2, pp. 180-184., 2009.
- [34] Lukács J., Nagy Gy., Harmati I., Fótos R. K., Koncsik Zs. K. L.: Szemelvények a mérnöki szerkezetek integritása témaköréből, Miskolci Egyetem, 2012. (ISBN 978-963-358-000-4)
- [35] J. Yu, P. Ziehl, B. Zárate, J. Caicedu: Prediction of fatigue crack growth in steel bridge components using acoustic emission, *Journal of Constructional Steel Research*, 67., 8., pp. 1254-1260., 2011. <https://doi.org/10.1016/j.jcsr.2011.03.005>
- [36] Y. Zhang, S. Wang, G. Xu, G. Wang, M. H. Zhao: Effect of microstructure on fatigue-crack propagation of 18CrNiMo7-6 high-strength steel, *International Journal of Fatigue*, 163., 107027., 2022. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2022.107027>
- [37] H. F. Li, P. Zhang, Z. F. Zhang: A new fatigue crack growth mechanism of high-strength steels, *Materials Science and Engineering: A*, 840., 142969., 2022. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2022.142969>
- [38] Jámbor P.: Termomechanikusan kezelt nagyszilárdságú acél hegeszthetőségének fizikai szimulációra alapozott elemzése. TDK dolgozat, Miskolc, pp. 7-33., 2016.
- [39] Gáspár M.: Nemesített nagyszilárdságú szerkezeti acélok hegesztéstechnológiájának fizikai szimulációra alapozott fejlesztése. PhD értekezés, Miskolc, pp. 7-100., 2016.
- [40] Dobosy Á.: Tervezési határgörbék nagyszilárdságú acélokból készült, ismétlődő igénybevételű szerkezeti elemekhez. PhD értekezés, Miskolc, pp. 5-34., 2017.
- [41] Gáspár M., Balogh A.: hegesztéstechnológiai paraméterablak nagyszilárdságú acélok hegesztésénél. *GÉP*, LXIII. évfolyam, 11., 2012.
- [42] P. Kaha, M. Pirinen, R. Suoranta, J. Martikainen: Welding of Ultra High Strength Steels. *Advanced Materials Research*, Trans Tech Publications, Switzerland, 849, pp 357-365., 2014.
- [43] SANY: Hydraulic crawler crane, <https://cepagram.com/> (utolsó megtekintés: 2023.11.05.)
- [44] Yellow bridge illustrations & vectors, <https://www.dreamstime.com/illustration/yellow-bridge.html> (utolsó megtekintés: 2023.11.05.)
- [45] CAT: CAT sets new industry trend with its new hydraulic mining shovel, trendhunter.com.au (utolsó megtekintés: 2023.11.05.)
- [46] John Deere: Crawler loader, <https://www.deere.com/> (utolsó megtekintés: 2023.11.05.)
- [47] BUILK: GD655-5 motor grader, <https://profile.builk.com> (utolsó megtekintés: 2023.11.05.)
- [48] Lukács, Zs.: Nagyszilárdságú acélok visszaruhozásának modellezése és vizsgálata, PhD értekezés, Miskolci Egyetem, pp. 112., 2014.
- [49] Szunyogh, L. et al.: Hegesztés és rokon technológiák, Kézikönyv, Gépipari Tudományos Egyesület, Budapest, 2007.
- [50] Balogh, A., Gáspár, M.: Nagyszilárdságú acélok hegesztésének standardtól eltérő koncepciója, *Hegesztéstechnika*, XXXIII. évf. 3., pp: 23-28., 2012.
- [51] SSAB: Weldox 1300, High Strength Steel, Data Sheet 144en Weldox 1300 2013-02-01.
- [52] Voestalpine: Hot-rolled cut sheets, alform x-treme Data sheet, August 2013.

- [53] Voestalpine: High-strength and ultra-high-strength thermomechanically rolled fine-grained steels, Technical terms of delivery heavy plates.
- [54] SSAB: Strenx Performace Steel, Strenx 1100 E/F, Data sheet 2017 Strenx ® 1100 E/F 2017-04-20.
- [55] SSAB: Strenx Performace Steel, Strenx 1100MC, Data sheet 2019 Strenx ® 1100MC 2017-04-20.
- [56] SSAB: Strenx Performace Steel, Strenx 1300 E/F, Data sheet 2020 Strenx ® 1300 E/F 2019-02-25.
- [57] SSAB: Strenx Performace Steel, Strenx 1100 Plus, Data sheet 2025en Strenx 1100 ® Plus 2019-04-08.
- [58] ArcelorMittal: Industeel, Amstrong Ultra 1100QL, Industeel Trademark - Amstrong® Ultra 1100QL - 09/2016.
- [59] Ruukki: Optim QC structural steels, Data sheet, 8.10.2014.
- [60] SSAB: DOMEX, HARDOX, DOCOL, WELDOX, PRELAQ, TOOLOX, Data sheet.
- [61] SSAB: Weldox 1100, High Strength Steel, Date Sheet, Version 2005-10-15.
- [62] ThyssenKrupp Steel Europe: XABO 1100, Material Specification, August 2018.
- [63] ThyssenKrupp Steel Europe: Hochfeste Stähle N-A-XTRA und XABO high-strength steels, Order No. 1062, 09/2010.
- [64] <http://www.autogyar.hu/autotechnika/anyagok-technologiak/mi-folyik-itt-20150826> (utolsó megtekintés: 2023.04.15.)
- [65] R. Willms: High strength steel for steel constructions, Nordic Steel Construction Conference, electronic publication, pp. 597-604., 2009.
- [66] Tisza M.: Az anyagtudomány alapjai, Miskolci Egyetemi Kiadó, Miskolc, pp. 1-285., 2008. (ISBN 978 963 661 844 5).
- [67] H. Lund: Characteristic of welding of high strength steels. BSc thesis, Lappeenranta university of technology, pp. 10-18., 2016.
- [68] J. Kömi: Hot-Rolled Ultra-High-Strength Steels of Ruukki, Trainers' training, Raahe, Finland, June 14, 2011.
- [69] R. Laitinen: Welding of High and Ultra High Strength Steels, Trainers' training, Raahe, Finland, June 14, 2011.
- [70] Rittinger, J.: Termomechanikusan kezelt acélok hegesztése és a hegesztett kötések tulajdonsága, Proceeding, 25. Jubileumi Hegesztési Konferencia, Budapest, pp. 119-120., 2010.
- [71] Voestalpine: High-strength and ultra-high-strength heavy plates, Weight savings combined with excellent weldability, Voestalpine Alform x-treme tájékoztató, 2014.
- [72] Voestalpine: Advanced Steels for Heavy Plates. Alloy Design, Plate Production and Properties, Voestalpine Rainer Grill tájékoztató, Linz, 2010.
- [73] Komócsin M.: Nagyszilárdságú acélok és hegeszthetőségük, Hegesztéstechnika XIII. évf. I. sz. pp. 1-9., 2002.
- [74] M. Klein, M. Sonnleitner, P. Stiaszny: Alform x-treme innovation, 1st AlformR welding day, Linz, Austria, 2012.
- [75] D. Dütta and J. Wardenier: CIDECT design guide 7- For fabrication, assembly and erection of hollow section structures, 1998.

- [76] T. Schaupp, W. Ernst, H. Spindler, T. Kannengiesser: Hydrogen-assisted cracking of GMA welded 960MPa grade high-strength steels, *International Journal of Hydrogen Energy*, 45, pp. 20080-20093., 2020., <https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2020.05.077>
- [77] L. Kuzsella, J. Lukács and K. Szűcs: Nil-strength temperature and hot tensile tests on S960QL high-strength low-alloy steel, *Production processes and systems*, 6, 1, pp. 67-78., 2013.
- [78] M. Gáspár, A. Balogh and J. Lukács: Toughness examination of physically simulated S960QL HAZ by a special drilled specimen, *Lecture Notes in Mechanical Engineering F12*, pp. 469-481., 2017.
- [79] E. Kalácska, K. Májlínger, R.E Fábíán, P.R. Spena: MIG-welding of dissimilar advanced high strength steel sheets, *Mater. Sci. Forum*, 885, pp. 80-85., 2017.
- [80] Á. Dobosy and J. Lukács: The effect of filler material choice on the high cycle fatigue resistance of high strength steel welded joints, *Mater. Sci. Forum* 885, pp. 111-116., 2017.
- [81] Zhili Feng: *Challenges and Opportunities in Joining Advanced High Strength Steels*, Oak Ridge National Laboratory, Managed by UT-Battelle for the Department of Energy.
- [82] D. Wojnowski, Y.K. Oh, J.E. Indacochea: Metallurgical Assessment of the Softened HAZ Region During Multipass Welding, *J. Manuf. Sci. Eng.*, 122, 2: 310., 2000.
- [83] R.G. Madhusudan, T. Mohandas, K.K. Papukutty: Effect of Welding Process on the Ballistic Performance of High Strength Low-Alloy Steel Weldments, *J. Mater. Process. Technol.*, 74, 1-3.: 27., 1998.
- [84] G. Magudeeswaran, V. Balasubramanian, R.G. Madhusudhan, T.S. Balasubramanian: Effect of Welding Processes and Consumables on Tensile and Impact Properties of High Strength Quenched and Tempered Steel Joints, *J. Iron. Steel Res. Int.*, 15, 6., 2008.
- [85] K. Májlínger, E. Kalácska, P.R. Spena: Gas metal arc welding of dissimilar AHSS sheets, *Materials and Design*, 109, pp. 615-621., 2016.
- [86] Palotás B.: A finom szemcsés acélok hegeszthetősége, *Acélszerkezetek, MAGÉSZ*, XII. évf. 2., pp. 59-67., 2015.
- [87] M. Lomozik: New methodology of testing phase transformations in structural steels in welding thermal cycle conditions, *Kovové materiály, Metallic Materials*, 50, pp. 97-105., 2012.
- [88] R. S. Stout, W. D. Doty: *Weldability of steels*, New York, Welding Research Council, pp. 310-313. 1971.
- [89] I. Gilath, S. P. Bensussan: A comparison of methods for estimating the weld-metal cooling rate in laser welds, *Journal of Materials Science*, 29, 12, pp. 3358-3362., 1994.
- [90] P. Seyffarth, R. Schmidt: Simulation of microstructure – transformation – kinetics of unalloyed constructional steel in case of fast thermal cycles. *Proceedings of the 3rd Laser Assisted Net shape Engineering LANE*, 28-31. August 2001. Erlangen
- [91] J. Mikula: Analytical methods of estimating the steel weldability, *Cracow University of Technology, Mechanics*, 85, pp. 177-178. 2001.
- [92] *Metals Handbook, Volume 6.: Welding, Brazing and Soldering*, ASM International, USA, 1995.
- [93] P. Nevasmaa: Predictive model for the prevention of weld metal hydrogen cracking in high-strength multipass welds, *PhD Dissertation, University of Oulu, Finland*, 2003.

- [94] Balogh, A., Sárvári, J., Schäffer, J., Tisza, M.: Mechanikai Technológiák, 4. kiadás, Miskolci Egyetemi Kiadó, Miskolc, pp. 143-270., 2008.
- [95] Romvári, P.: Hegesztéstechnológia. I. rész. A hegesztés fizikai és metallurgiai alapjai, Tankönyvkiadó, Budapest, pp. 5-148., 1980.
- [96] P. Nevasmaa: Evaluation of HAZ Toughness Properties in Modern Low Carbon Low Impurity 420, 550 and 700 MPa Yield Strength Thermo mechanically Processed Steels with Emphasis on Local Brittle Zones, Lisensiaatintyö, University of Oulu pp. 176., 1996.
- [97] H. K. D. H. Bhadesia, R. W. K. Honeycombe: Steels Microstructure and Properties, Third Edition, Elsevier Linacre House, Jordan Hill, Oxford OX2 8DP, UK, 2006.
- [98] Béres, L., Komócsin, M.: Acélok, öntöttvasak javító- és felrakó hegesztése, Harmadik kiadás, O Pont-Nemes Kft., Budapest, 1995.
- [99] R. Rauch, R. Schnitzer: Alform welding system, Voestalpine informant, Alform Welding Day, June 2012.
- [100] Verő B.: A fizikai és matematikai szimuláció helye és szerepe a műszaki anyagtudományban, Bányászati és Kohászati Lapok, 145., 1., pp. 2-6., 2012.
- [101] DSI Dynamic Systems Inc. homepage, Resources/What is Physical Simulaton? <http://gleeble.com/index.php/resources/what-is-physical-simulation.html> (utolsó megtekintés: 2023. 10. 29)
- [102] Jámbor P.: Termomechanikusan kezelt nagyszilárdságú acél hegeszthetőségének fizikai szimulációra alapozott elemzése, MSc Diplomamunka, Miskolc, pp. 24-34., 2016.
- [103] J.C. Borland: Welding and Metal Fabrication, 47, pp. 19-29., 1979.
- [104] Gleeble kézikönyv: Theromocouple welder, Model number 35200.
- [105] Y. Adonyi: Heat-affected zone characterization by physical simulations, Welding Journal, pp. 42-47., 2006.
- [106] Balogh A.: A hegesztés hőfolyamatai. Oktatási segédlet, pp. 18-35., 2010.
- [107] S. Louhenkilpi, I. Felde: Anyagtudományi folyamatszimuláció – Hőátadás modellezése, Aalto University, Helsinki, Finland, 2011.
- [108] Görbe, Z.: Hőfizikai jellemzők hőmérsékletfüggésének hatása a hegesztési varratok, Hegesztéstechnika, X. évf. 3., pp. 11-15., 1999.
- [109] M. Leitner, T. Fössl, M. Stoschka, W. Eichseder: Evaluation of fillet weld properties and fatigue behaviour in dependence of welding parameters, Archives of Civil and Mechanical Engineering, XI, 3, pp. 651-660., 2011.
- [110] I. Marines-García, D. Galván-Montiel, C. Bathias: Fatigue life assessment of high-strength, low-alloy steel at high frequency, The Arabian Journal for Science and Engineering, 33, 1B, pp. 237-247., 2008.
- [111] S. Ravi, V. Balasubramanian, S. Babu, S. Nemat Nasser: Assessment of some factors influencing the fatigue life of strength mis-matched HSLA steel weldments, Materials and Design, Elseiver, 25., pp. 125-135., 2004. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2003.09.016>
- [112] C. M. Sonsino: Effect of residual stresses on the fatigue behaviour of welded joints depending on loading conditions and weld geometry, International Journal of Fatiuge, 31, pp. 88-101., 2009.
- [113] MSZ EN 1993-1-9:2011: Eurocode 3: Acélszerkezetek tervezése, 1-9. rész: Fáradás, 2011.

- [114] MSZ EN 1993-1-12:2007: Eurocode 3: Acélszerkezetek tervezése, 1-12. rész: Az EN 1993 alkalmazását S700 acélminőségig kiterjesztő kiegészítő szabályok, 2007.
- [115] BS 7608:2014+A1:2015: Guide to fatigue design and assessment of steel products, Nagy-Britannia, 2014.
- [116] BS 7910:2013+A1:2015: Guide to methods for assessing the acceptability of flaws in metallic structures, Nagy-Britannia, 2015.
- [117] IIW-1823-07: Recommendations for fatigue design of welded joints and components, International Institute of Welding, USA, 2008.
- [118] J. M. Barsom, S. T. Rolfe: Fracture and Fatigue Control in Structures: Applications of Fracture Mechanics, ASTM manual series: MNL41. American Society for Testing and Materials, West Conshohocken, PA, 1999. (ISBN 0-8031-2082-6)
- [119] Y. L. Lee, J. Pan, R. Hathaway, M. Barkey: Fatigue Testing and Analysis, (Theory and Practice), Elsevier Butterworth-Heinemann, 2005. (ISBN-10: 0-7506-7719-8)
- [120] M. M. Pedersen, O. O. Mouritsen, M. R. Hansen, J. G. Andersen, J. Wenderby: Re-analysis of fatigue data for welded joints using the notch stress approach, International Journal of Fatigue, 32, 10, pp. 1620-1626., 2010.
- [121] B. Atzori, P. Lazzarin, G. Meneghetti, M. Ricotta: Fatigue design of complex welded structures, International Journal of Fatigue, 31, 1, pp. 59-69., 2009.
- [122] H. Nakazawa, S. Kodama: 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 – 2. Eds.: Tanaka, T., Nishijima, S., Ichikawa, M., Elsevier Applied Science and The Society of Materials Science, Japan, pp. 59-69., 1987. (ISBN 1-85166-092-5)
- [123] D. W. Hoepfner, W. E. Krupp: Prediction of component life by application of fatigue crack growth knowledge, Engineering Fracture Mechanics, 6, pp. 47-70., 1974. (ISSN 0013-7944)
- [124] D. Radaj: 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, III, pp. 349-366. 1995.
- [125] Zsáry, Á.: Méretezés kifáradásra a gépészetben, Műszaki Könyvkiadó, Budapest, 1965.
- [126] A. C. Pickard: Component lifting, Materials Science and Technology, September, 3, pp. 743-749., 1987.
- [127] Czoboly E., Fehérvári A., Havasi I., Kovács K., Pesti L., Platthy P., Rittinger J., Tóth L., Tranta F., Zolnay G.: Fémek és szerkezetek törése. Alkalmazott törésmechanika, Gépipari Tudományos Egyesület, Budapest, 1986.
- [128] D. Broek: The practical use of fracture mechanics, Kluwer Academic Publishers, 1998. (ISBN 90-247-3707-9)
- [129] M. Klesnil, P. Lukas: Effect of stress cycle asymmetry on fatigue crack growth, Materials Science and Engineering, 9, pp. 231-240., 1972.
- [130] P. Paris, F. Erdogan: A critical analysis of crack propagation laws, Journal of Basic Engineering, Transactions of the ASME, pp. 528-534. 1963.
- [131] R. G. Forman, V. E. Kearney, R. M. Engle: Numerical analysis of crack propagation in cyclic-loaded structures, Journal of Basic Engineering, Transactions of the ASME, pp. 459-464., 1967.

- [132] Nagy, Gy.: Anyagtudomány alapjai, előadásjegyzet, Sályi István Gépészeti Tudományok Doktori Iskola, pp. 104., 2011.
- [133] Dynamic Systems Inc.: Gleeble Users Training, Gleeble System and Applications, 2011.
- [134] MSZ EN 10025-4:2019: Melegen hengerelt termékek szerkezeti acélokból. 4. rész: Termomechanikusan hengerelt, hegeszthető, finomszemcsés szerkezeti acélok műszaki szállítási feltételei
- [135] MSZ EN 10025-6:2019 Melegen hengerelt termékek szerkezeti acélokból. 6. rész: Nagy folyáshatárú szerkezeti acélokból készült, nemesített lapos termékek műszaki szállítási feltételei
- [136] B. Gy. Lenkeyné, S. Winkler, L. Tóth, J.G. Blauel, Investigations on the brittle to ductile fracture behaviour of base metal, weld metal and HAZ material by instrumented impact testing, In Proceedings of the 1st International Conference on Welding Technology, Materials and Material Testing, Fracture Mechanics and Quality Management, Bécs, Ausztria, pp. 423–432., 1997.
- [137] MSZ CEN ISO/TR 15608:2021: Hegesztés. A fémek csoportosítási rendszerének irányelvei.
- [138] ISO 15614-1:2017: Fémek hegesztési utasítása és hegesztéstechnológiájának minősítése. A hegesztéstechnológia vizsgálata. 1. rész: Acélok ív- és lánghegesztése, valamint nikkell és ötvözetei ívhegesztése.
- [139] JSME S 002: Standard Method of Statistical Fatigue Testing, 1981.
- [140] H. F. H. Mobark: Fatigue strength and fatigue crack propagation design curves for high strength steel structural elements, PhD theses, Miskolc, pp. 67., 2020.
- [141] ASTM E1823-21: Standard Terminology Relating to Fatigue and Fracture Testing, ASTM International, 2021.
- [142] ASTM E647-15e1: Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates, ASTM International, 2015.
- [143] Vincze, I.: Matematikai statisztika ipari alkalmazásokkal, Műszaki Könyvkiadó, Budapest, 1975. (ISBN 963-10-0472-4)
- [144] D. B. Owen: Handbook of statistical tables, Vychislitel'nyjj Centr AN SSSR, Moskva, 1973.

A DISSZERTÁCIÓHOZ KAPCSOLÓ PUBLIKÁCIÓK

Idegen nyelvű

- (1) J. Kovács, J. Lukács: Effect of the welding thermal cycles based on simulated heat affected zone of S1300 ultrahigh strength steel, *Key Engineering Materials*, 890, pp. 33-43, 2021, <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.890.33>
- (2) J. Kovács, J. Lukács: Influence of filler metals on microstructure and mechanical properties of gas metal arc welded high strength steel, *Lecture notes in mechanical engineering, Vehicle and automotive engineering* 4, pp. 995-1005. 2022. https://doi.org/10.1007/978-3-031-15211-5_83
- (3) J. Kovács; J. Lukács: Comparison of fatigue strength curves of different high strength steel categories, 76th IIW Annual Assembly and Intl. Conf. on Welding and Joining, Singapore, (2023) Paper: 130
- (4) J. Kovács; M. Gáspár; J. Lukács: Comparative study about the results of HAZ physical simulations on different high strength steel grades, 76th IIW Annual Assembly and Intl. Conf. on Welding and Joining, Singapore, (2023) Paper: 26_IX-L-1273-2023
- (5) J. Kovács, J. Lukács: Effect of the welding thermal cycles based on simulated heat affected zone of S1300 ultrahigh strength steel, 11th International Conference on Innovative Technologies for Joining Advanced Materials, TIMA20, Timisoara (online), (26-27.11.2020.)
- (6) J. Kovács: Influence of filler metals on microstructure and mechanical properties of gas metal arc welded high strength steel, International conference on vehicle and automotive engineering, VAE 2022., Miskolc, (8-9 Sept. 2022.)
- (7) J. Kovács: Comparative study about the results of HAZ physical simulations on different high strength steel grades, Commission IX, Sub-Commission meeting, Behavior of materials subjected to welding, IX-2789-2023, Munich, (6-8. March 2023.)
- (8) J. Kovács: Comparison of fatigue strength curves of different high strength steel categories, 76th IIW Annual Assembly and Intl. Conf. on Welding and Joining, OR-16-0130, Singapore, (16-2.1 July 2023.)
- (9) J. Kovács, M. Gáspár, J. Lukács, H. Tervo, A. Kaijalainen: Comparative study about the results of HAZ physical simulations on different high-strength steel grades, *Welding in the World*, 1714, 2024.

Magyar nyelvű

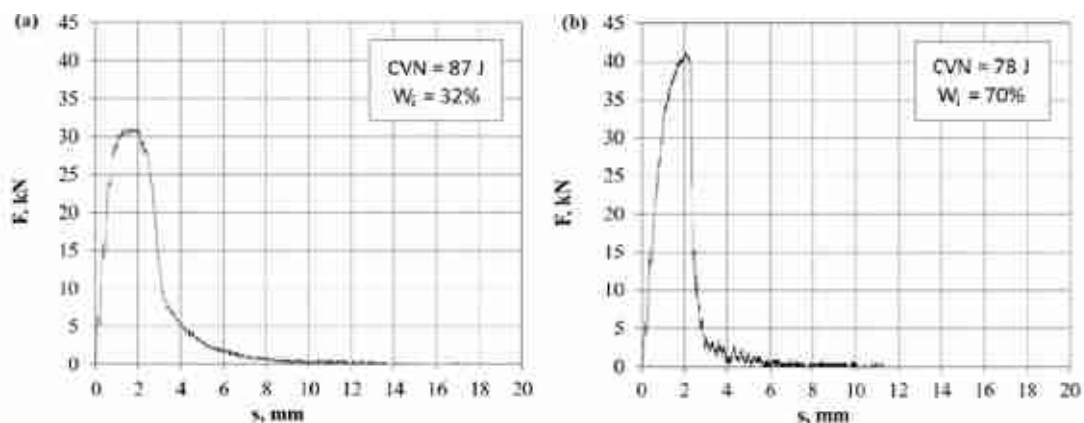
- (10) Kovács J, Lukács J.: S1300 ultra-nagyszilárdságú acél hőhatásövezetének fizikai szimulációs vizsgálatai, *GÉP, LXXI*: 5-6. pp. 81-86., (2020)

- (11) Kovács J., Lukács J.: Hőhatásövezeti sávok fizikai szimulációra alapozott vizsgálata S1300 ultra nagy szilárdságú acél esetén, *Hegesztéstechnika*, 32, 1, pp. 47-57, (2021)
- (12) Gál V., Gáspár M., Kovács J., Lukács Zs., Sisodia P. R. S.: Anyagtechnológiai kutatások az Innovatív Anyagtechnológiák Tudományos Műhelyben, *Multidisziplináris tudományok*, 11, 2, pp. 80-86, (2021), <https://doi.org/10.35925/j.multi.2021.2.11>
- (13) Kovács J., Dakhel A. Y., Lukács J.: A diffúziós hidrogéntartalom hegesztett kötésekre gyakorolt hatása, *Multidisziplináris tudományok*, 11, 4, pp. 227-240, (2021), <https://doi.org/10.35925/j.multi.2021.4.27>
- (14) Kovács J., Lukács J.: Nagyszilárdságú acélok nagyciklusú fáradásra érvényes fáradási szilárdsági görbéi, *Kutatási eredmények a Miskolci Egyetem Gépészmérnöki és Informatikai Karának Anyagszerkezet-tani és Anyagtechnológiai Intézetében*, Évkönyv, Anyagszerkezet-tani és Anyagtechnológiai Intézet, pp. 87-96. (2022.)
- (15) Kovács J., Lukács J.: S1300 ultra-nagyszilárdságú acél huzalelektrodás védőgázos ívhegesztése, *Hegesztéstechnika (1215-8372)*: 3 (1), pp. T51-T57. (2023.)
- (16) Kovács J., Gerald W., Lukács J.: Fáradásos repedésterjedés alform 1100M x-treme szerkezeti acélban és hegesztett kötéseiben, *Kutatási eredmények a Miskolci Egyetem Gépészmérnöki és Informatikai Karának Anyagszerkezet-tani és Anyagtechnológiai Intézetében*, Miskolci Egyetem, Anyagszerkezet-tani és Anyagtechnológiai Intézet, pp. 137-152., 2023.
- (17) Kovács J., Gerald W., Lukács J.: Fáradásos repedésterjedés 1300 MPa szilárdsági kategóriájú szerkezeti acélban és hegesztett kötéseiben, *Kutatási eredmények a Miskolci Egyetem Gépészmérnöki és Informatikai Karának Anyagszerkezet-tani és Anyagtechnológiai Intézetében*, Miskolci Egyetem, Anyagszerkezet-tani és Anyagtechnológiai Intézet, pp. 153-168. 2023.
- (18) Kovács J., Lukács J.: S1300 nagyszilárdságú szerkezeti acél huzalelektrodás védőgázos ívhegesztése, XXXI. Nemzetközi Hegesztési Konferencia, 2022. 05. 19-21., Kecskemét, Konferencia Kiadvány, pp. 131-138.
- (19) Kovács J.: Ultra-nagyszilárdságú acélötvözetek hőhatásövezeti tulajdonságainak fizikai szimulációra alapozott vizsgálata, *Anyag- és Gépgyártástechnológiai Kutatások*, Miskolci Egyetem, (2021.11.12.)
- (20) Kovács J.: S1300 nagyszilárdságú szerkezeti acél huzalelektrodás védőgázos ívhegesztése, XXXI. Nemzetközi Hegesztési Konferencia, Kecskemét, (2022. 05. 19-21.)
- (21) Kovács J.: Hőhatásövezeti sávok fizikai szimulációra alapozott vizsgálata ultra-nagyszilárdságú acél esetén, *Diplomamunka*, 2020.

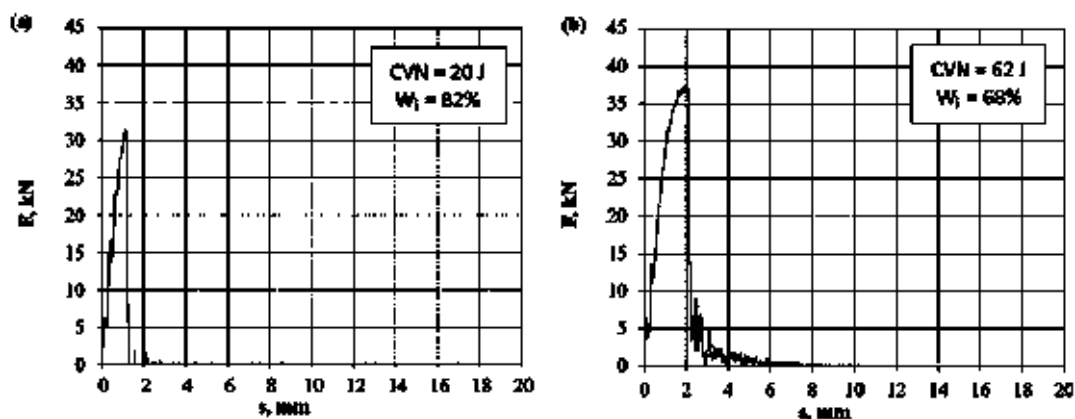
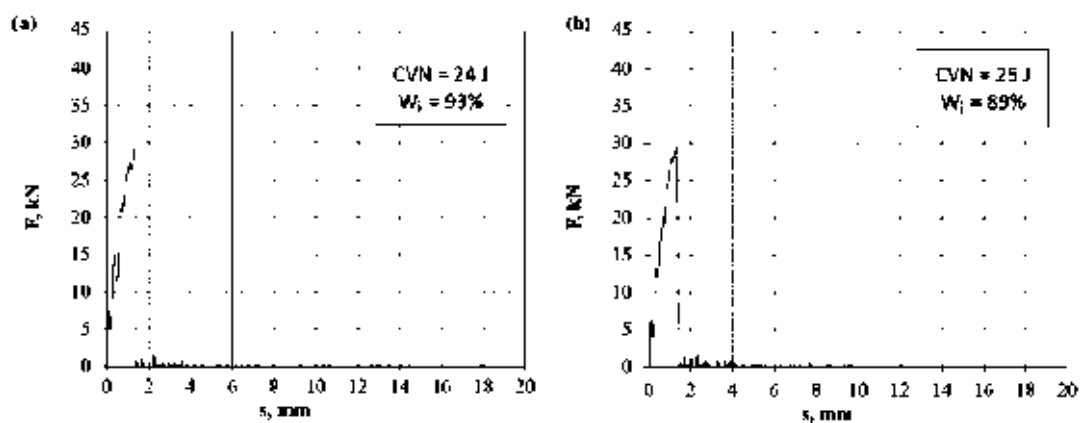
MELLÉKLETEK

- M1 A műszerezett ütésvizsgálatok során rögzített, jellegzetes erő-elmozdulás diagramok
- M2 Előzetes hegesztési munkarendi előírások
- M3 A nagyciklusú fárasztóvizsgálatok adatai és eredményei, valamint az elfárasztott próbatestek képei
- M4 A próbatestek képei az elvégzett fáradásos repedésterjedési sebesség vizsgálatok után

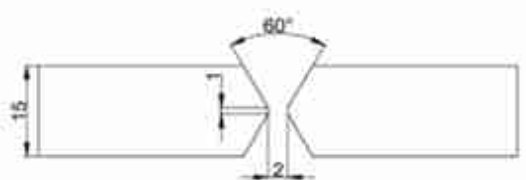
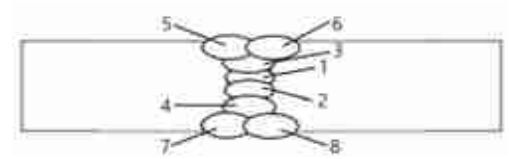
M1 MELLÉKLET

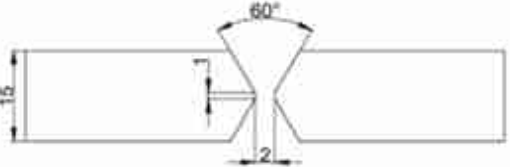
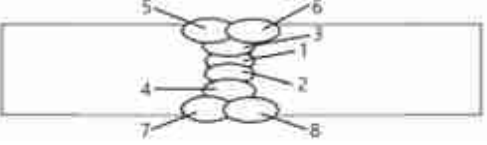


M1.1. ábra. Erő-elmozdulás diagramok az alapanyagok esetén (a) S1100M, (b) S1300Q

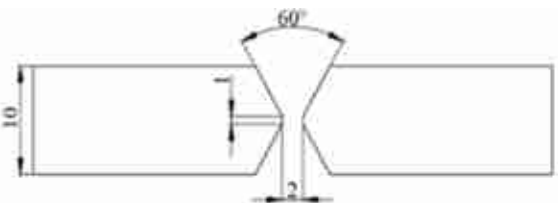
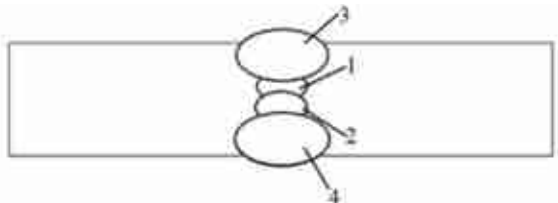
M1.2. ábra. Erő-elmozdulás diagramok a durvaszemcsés hőhatásövezeti sáv esetén, $t_{8/5} = 5$ s
(a) S1100M, (b) S1300QM1.3. ábra. Erő-elmozdulás diagramok a durvaszemcsés hőhatásövezeti sáv esetén, $t_{8/5} = 30$ s
(a) S1100M, (b) S1300Q

M2 MELLÉKLET

Előzetes hegesztési munkarendi előírás (pWPS) MSZ EN ISO 15609-1				WPQR szám:	-			
				pWPS szám:	S1100M/1			
				Dátum:	2024.04.17.			
Huzalelektródás védőgázos ívhegesztéshez (MSZ EN ISO 4063 szerint: 135)				Megnevezés:	S1100M anyagminőség hegesztése 1			
				Készítette:	Kovács Judit			
Hegesztő elvárt minősítése (ISO 9606-1 szerint)				135 P BW FM2 S t15 PA bs				
Alapanyag minőség (EN 10027-1 szerint)	S1100M - S1100M			Élelőkészítés és illesztés				
Anyagcsoport (az MSZ CEN ISO/TR 15608 szerint)	2.2							
Hegesztendő tárgy	lemez – lemez							
Mértékadó méretek	t15 + t15							
Vágóeljárás	plazmavágás							
Előkészítés és tisztítás	köszörülés, zsirtalanítás							
Kötés típusa	tompakötés							
Varrat típusa	X varrat							
Huzalelektróda kereskedelmi jele (EN ISO 16834-A szerint)	Böhler Union X96 (G 89 5 M Mn4Ni2,5CrMo)							
Hegesztési helyzet (MSZ EN ISO 6947 szerint)	PA							
Gépesítés	Pisztoly mozgatás hegesztő traktorral							
Gyökfáragás	nincs							
Előmelegítés	~100 °C							
Rétegek közötti hőmérséklet	~130 °C							
Utóhőkezelés	nincs							
Védőgáz típusa (MSZ EN ISO 14175 szerint)	M21 (80% Ar + 20% CO ₂)							
Védőgáz áramlási sebesség [l/min]	18							
Sor	Huzal átmérő [mm]	Áramerősség [A]	Ívfeszültség [V]	Áramnem és polaritás	Hegesztési sebesség [cm/min]	Huzal előtolási sebesség [m/min]	Fajlagos hőbevitel [J/mm]	
Fűzés	Ø 1,2	180	19,1	DCEP	24	4,8	688	
1	Ø 1,2	180	19,1	DCEP	24	4,8	688	
2	Ø 1,2	190	19,7	DCEP	27	5,2	666	
3-4	Ø 1,2	260	25,1	DCEP	50	8,5	624	
5-8	Ø 1,2	280	28,7	DCEP	61	9,8	632	
Javítás	maximum 1 alkalommal							
Egyéb előírás/megjegyzés	A hegesztett kötés elkészítése után 100% radiográfiai vizsgálat szükséges.							
Aláírás	Kovács Judit							

Előzetes hegesztési munkarendi előírás (pWPS) MSZ EN ISO 15609-1		WPQR szám:	-										
		pWPS szám:	S1100M/2										
		Dátum:	2024.04.17.										
Huzalelektródás védőgázos ívhegesztéshez (MSZ EN ISO 4063 szerint: 135)		Megnevezés:	S1100M anyagminőség hegesztése 2										
		Készítette:	Kovács Judit										
Hegesztő elvárt minősítése (ISO 9606-1 szerint)		135 P BW FM2 S t15 PA bs											
Alapanyag minőség (EN 10027-1 szerint)	S1100M - S1100M	Élelkészítés és illesztés											
Anyagcsoport (az MSZ CEN ISO/TR 15608 szerint)	2.2												
Hegesztendő tárgy	lemez – lemez												
Mértékadó méretek	t15 + t15												
Vágóeljárás	plazmavágás												
Előkészítés és tisztítás	köszörülés, zsirtalanítás												
Kötés típusa	tompakötés												
Varrat típusa	X varrat												
Huzalelektróda kereskedelmi jele (EN ISO 18276-B szerint)	Böhler alform 1100 L-MC (T2ZT15-1M21A-N4C1M2-H5)							Hegesztési sorrend					
Hegesztési helyzet (MSZ EN ISO 6947 szerint)	PA												
Gépesítés	Pisztoly mozgatás hegesztő traktorral												
Gyökfaragás	nincs												
Előmelegítés	~100 °C												
Rétegek közötti hőmérséklet	~130 °C												
Utóhőkezelés	nincs												
Védőgáz típusa (MSZ EN ISO 14175 szerint)	M21 (80% Ar + 20% CO₂)												
Védőgáz áramlási sebesség [l/min]	18												
Sor	Huzal átmérő [mm]	Áramerősség [A]	Ívfeszültség [V]	Áramnem és polaritás	Hegesztési sebesség [cm/min]	Huzal előtolási sebesség [m/min]	Fajlagos hőbevitel [J/mm]						
Fűzés	Ø 1,2	180	19,1	DCEP	24	4,8	688						
1	Ø 1,2	180	19,1	DCEP	24	4,8	688						
2	Ø 1,2	190	19,7	DCEP	27	5,2	666						
3-4	Ø 1,2	260	25,1	DCEP	50	8,5	624						
5-8	Ø 1,2	280	28,7	DCEP	61	9,8	632						
Javítás	maximum 1 alkalommal												
Egyéb előírás/megjegyzés	A hegesztett kötés elkészítése után 100% radiográfiai vizsgálat szükséges.												
Aláírás	<i>Kovács Judit</i>												

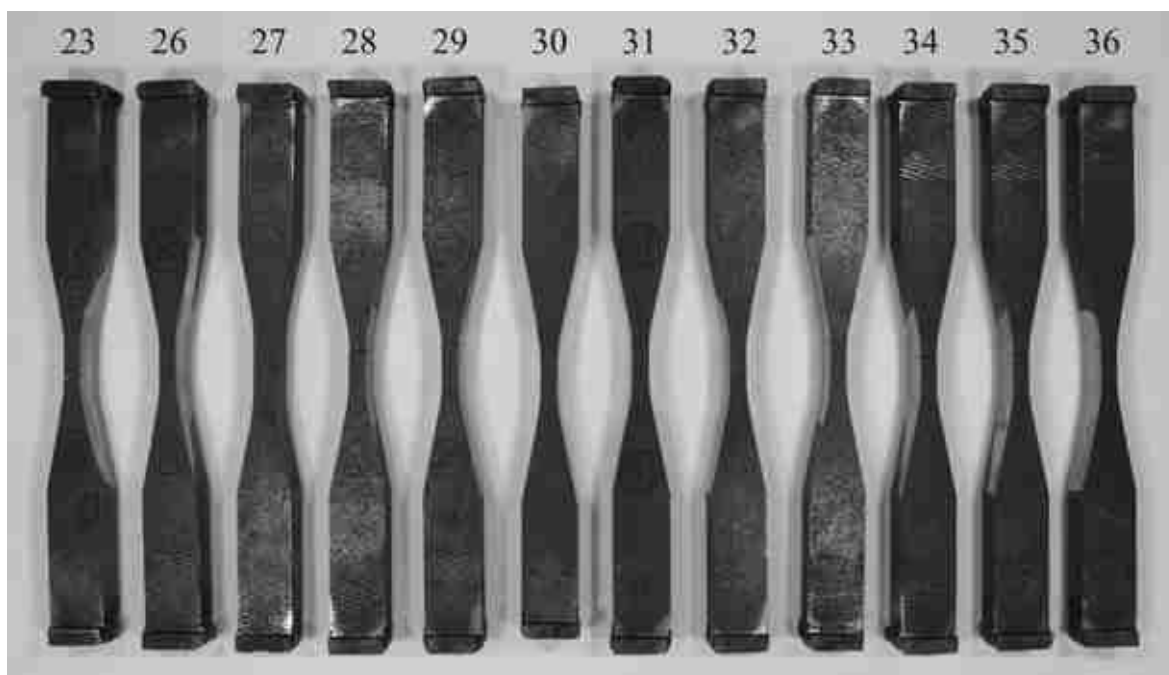
Előzetes hegesztési munkarendi előírás (pWPS) MSZ EN ISO 15609-1				WPQR szám:	-			
				pWPS szám:	S1300Q/1			
				Dátum:	2024.04.17.			
Huzalelektrodás védőgázos ívhegesztéshez (MSZ EN ISO 4063 szerint: 135)				Megnevezés:	S1300Q anyagminőség hegesztése 1			
				Készítette:	Kovács Judit			
Hegesztő elvárt minősítése (ISO 9606-1 szerint)				135 P BW FM2 S t10 PA bs				
Alapanyag minőség (EN 10027-1 szerint)		S1300Q - S1300Q		Élelőkészítés és illesztés				
Anyagcsoport (az MSZ CEN ISO/TR 15608 szerint)		3.2						
Hegesztendő tárgy		lemez – lemez						
Mértékadó méretek		t10 + t10						
Vágóeljárás		plazmavágás						
Előkészítés és tisztítás		köszörülés, zsirtalanítás						
Kötés típusa		tompakötés						
Varrat típusa		X varrat						
Huzalelektroda kereskedelmi jele (EN ISO 16834-A szerint)		Böhler Union X96 (G 89 5 M Mn4Ni2,5CrMo)						
Hegesztési helyzet (MSZ EN ISO 6947 szerint)		PA						
Gépesítés		Pisztoly mozgatás hegesztő traktorral						
Gyökfaragás		nincs						
Előmelegítés		~100 °C						
Rétegek közötti hőmérséklet		~130 °C						
Utóhőkezelés		nincs						
Védőgáz típusa (MSZ EN ISO 14175 szerint)		M21 (80% Ar + 20% CO ₂)						
Védőgáz áramlási sebesség [l/min]		18						
Sor	Huzal átmérő [mm]	Áramerősség [A]	Ívfeszültség [V]	Áramnem és polaritás	Hegesztési sebesség [cm/min]	Huzal előtolási sebesség [m/min]	Fajlagos hőbevitel [J/mm]	
Fűzés	Ø 1,2	180	19,1	DCEP	31	4,8	562	
1-2	Ø 1,2	180	19,1	DCEP	31	4,8	562	
3-4	Ø 1,2	240	22,7	DCEP	53	7,2	493	
Javítás		maximum 1 alkalommal						
Egyéb előírás/megjegyzés		A hegesztett kötés elkészítése után 100% radiográfiai vizsgálat szükséges.						
Aláírás		Kovács Judit						

Előzetes hegesztési munkarendi előírás (pWPS) MSZ EN ISO 15609-1		WPQR szám:	-										
		pWPS szám:	S1300Q/2										
		Dátum:	2024.04.17.										
Huzalelektródás védőgázos ívhegesztéshez (MSZ EN ISO 4063 szerint: 135)		Megnevezés:	S1300Q anyagminőség hegesztése 2										
		Készítette:	Kovács Judit										
Hegesztő elvárt minősítése (ISO 9606-1 szerint)		135 P BW FM2 S t10 PA bs											
Alapanyag minőség (EN 10027-1 szerint)	S1300Q - S1300Q	Élelőkészítés és illesztés											
Anyagcsoport (az MSZ CEN ISO/TR 15608 szerint)	3.2												
Hegesztendő tárgy	lemez – lemez												
Mértékadó méretek	t10 + t10												
Vágóeljárás	plazmavágás												
Előkészítés és tisztítás	köszörülés, zsirtalanítás												
Kötés típusa	tompakötés												
Varrat típusa	X varrat												
Huzalelektróda kereskedelmi jele (EN ISO 18276-B szerint)	Böhler alform 1100 L-MC (TZ2T15-1M21A-N4C1M2-H5)							Hegesztési sorrend					
Hegesztési helyzet (MSZ EN ISO 6947 szerint)	PA												
Gépesítés	Pisztoly mozgatás hegesztő traktorral												
Gyökfaragás	nincs												
Előmelegítés	~100 °C												
Rétegek közötti hőmérséklet	~130 °C												
Utóhőkezelés	nincs												
Védőgáz típusa (MSZ EN ISO 14175 szerint)	M21 (80% Ar + 20% CO ₂)												
Védőgáz áramlási sebesség [l/min]	18												
Sor	Huzal átmérő [mm]	Áramerősség [A]	Ívfeszültség [V]	Áramnem és polaritás	Hegesztési sebesség [cm/min]	Huzal előtolási sebesség [m/min]	Fajlagos hőbevitel [J/mm]						
Fűzés	Ø 1,2	180	19,1	DCEP	31	4,8	562						
1-2	Ø 1,2	180	19,1	DCEP	31	4,8	562						
3-4	Ø 1,2	240	22,7	DCEP	53	7,2	493						
Javítás	maximum 1 alkalommal												
Egyéb előírás/megjegyzés	A hegesztett kötés elkészítése után 100% radiográfiai vizsgálat szükséges.												
Aláírás	Kovács Judit												

M3 MELLÉKLET

M3.1. táblázat. A nagyciklusú fárasztóvizsgálatok adatai és eredményei az S1100M anyagminőség esetén

A próbatest jele	b [mm]	t [mm]	ΔF [N]	$\Delta\sigma$ [N/mm ²]	N [ciklus]	Megjegyzés
23	5,96	15,09	80910	900	337016	
26	5,94	15,18	81180	900	107892	
27	8,06	15,14	85410	700	10000000	TÚLÉLŐ
28	5,96	15,19	72450	800	277806	
29	5,93	15,19	67590	750	319340	
30	5,94	15,16	65250	725	10000000	TÚLÉLŐ
31	5,95	15,16	66510	737	255536	
32	5,95	15,14	76590	850	338696	
33	5,95	15,21	66780	738	347969	
34	5,94	15,14	67410	750	432109	
35	5,94	15,18	72180	800	242260	
36	5,94	15,12	76320	850	262035	



M3.1. ábra. Az S1100M alapanyagból készült próbatestek a nagyciklusú fárasztóvizsgálatok után

M3.2. táblázat. A nagyciklusú fárasztó vizsgálatok adatai és eredményei az S1100M anyagminőség Böhler Union X96 hozaganyaggal készített hegesztett kötése esetén

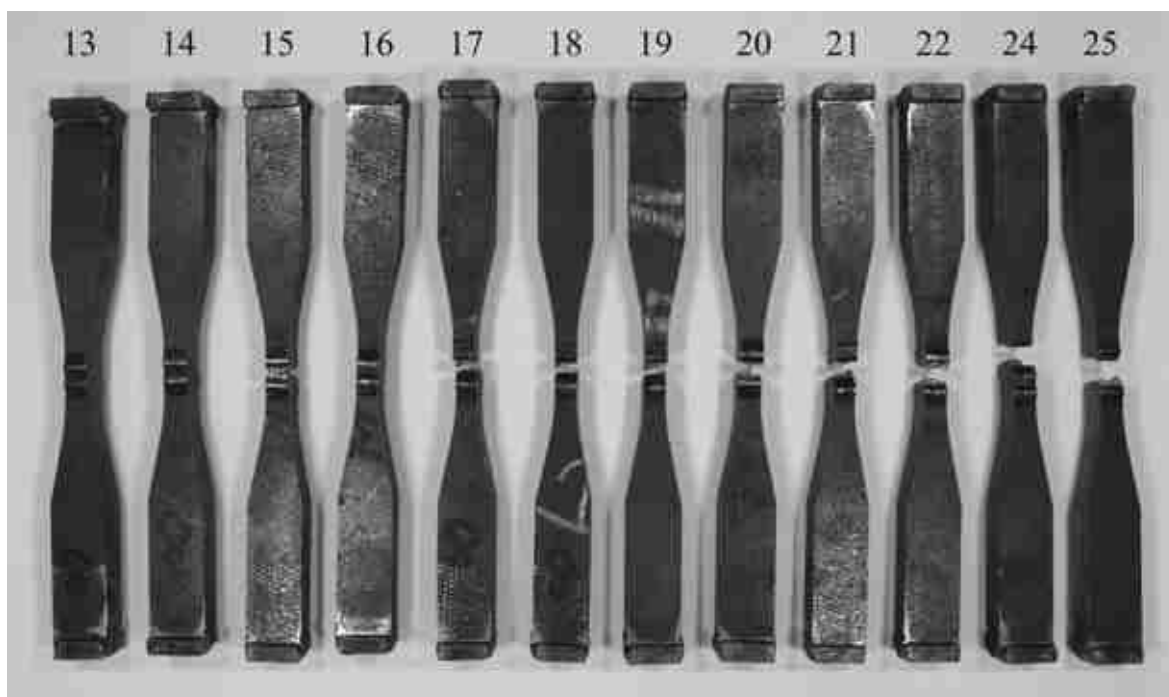
A próbatest jele	b [mm]	t [mm]	ΔF [N]	$\Delta\sigma$ [N/mm ²]	N [ciklus]	Megjegyzés
1	8,21	15,27	62640	500	15214	
2	8,2	15,27	50130	400	84355	
3	8,2	15,27	37530	300	173235	
4	8,21	15,27	25110	200	953898	
5	8,13	15,26	18630	150	7362912	
6	8,12	15,25	21690	175	1457985	
7	8,14	15,26	17100	138	7276839	
8	8,2	15,25	20340	163	1029832	
9	8,16	15,25	20250	163	914532	
10	8,15	15,27	21780	175	985790	
11	8,14	15,54	25290	200	451469	
12	8,19	15,27	17190	137	2785038	



M3.2. ábra. Az S1100M alapanyagban a Böhler Union X96 hozaganyaggal létrehozott kötésekből készült próbatestek a nagyciklusú fárasztóvizsgálatok után

M3.3. táblázat. A nagyciklusú fárasztó vizsgálatok adatai és eredményei az S1100M anyagminőség Böhler alform 1100 L-MC hozaganyaggal készített hegesztett kötése esetén

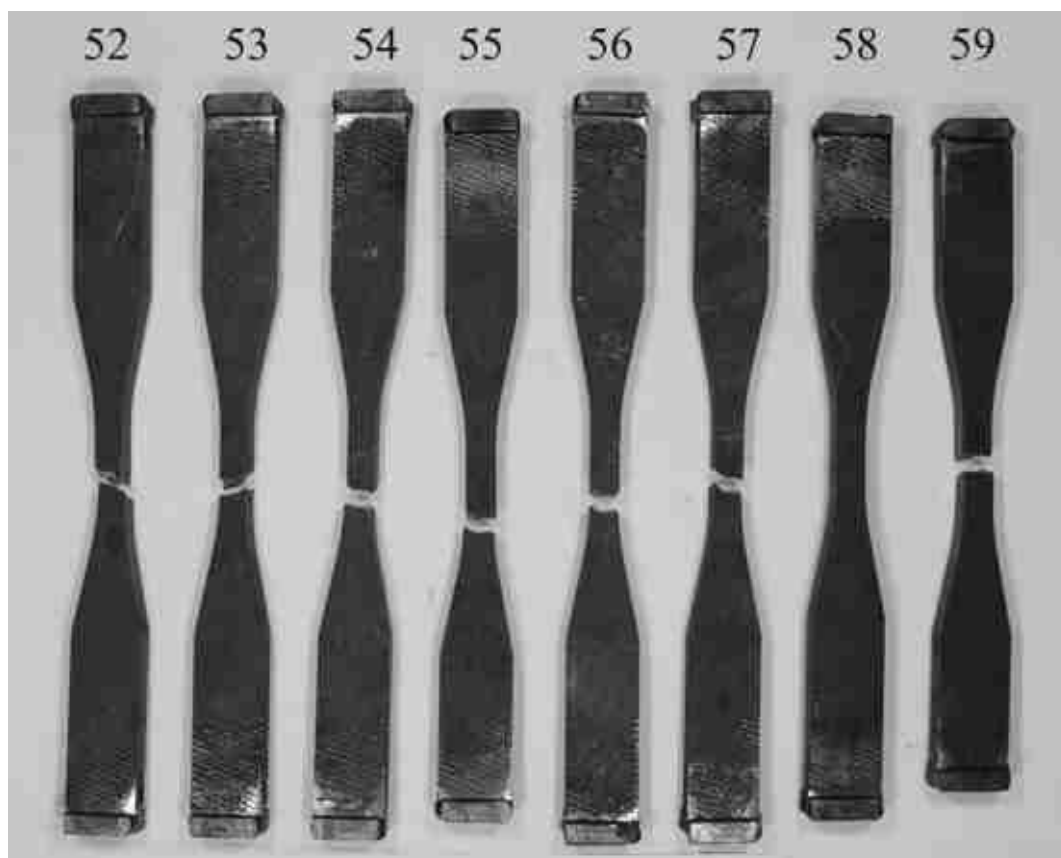
A próbatest jele	b [mm]	t [mm]	ΔF [N]	$\Delta\sigma$ [N/mm ²]	N [ciklus]	Megjegyzés
13	8,18	15,19	37260	300	1182784	
14	8,28	15,26	25290	200	10000000	TÚLÉLŐ
15	8,21	15,19	49860	400	129264	
16	7,61	15,23	28980	250	10000000	TÚLÉLŐ
17	8,17	15,21	43470	350	356834	
18	8,21	15,16	34200	275	486203	
19	8,18	15,21	46620	375	220582	
20	8,22	15,2	34380	275	403446	
21	8,2	15,14	49680	400	63280	
22	8,22	15,18	37440	300	343700	
24	8,16	15,18	32490	262	883297	
25	8,27	15,23	33030	262	196328	



M3.3. ábra. Az S1100M alapanyagban a Böhler alform 1100 L-MC hozaganyaggal létrehozott kötésekkel készült próbatestek a nagyciklusú fárasztóvizsgálatok után

M3.4. táblázat. A nagyciklusú fárasztó vizsgálatok adatai és eredményei az S1300Q anyagminőség esetén

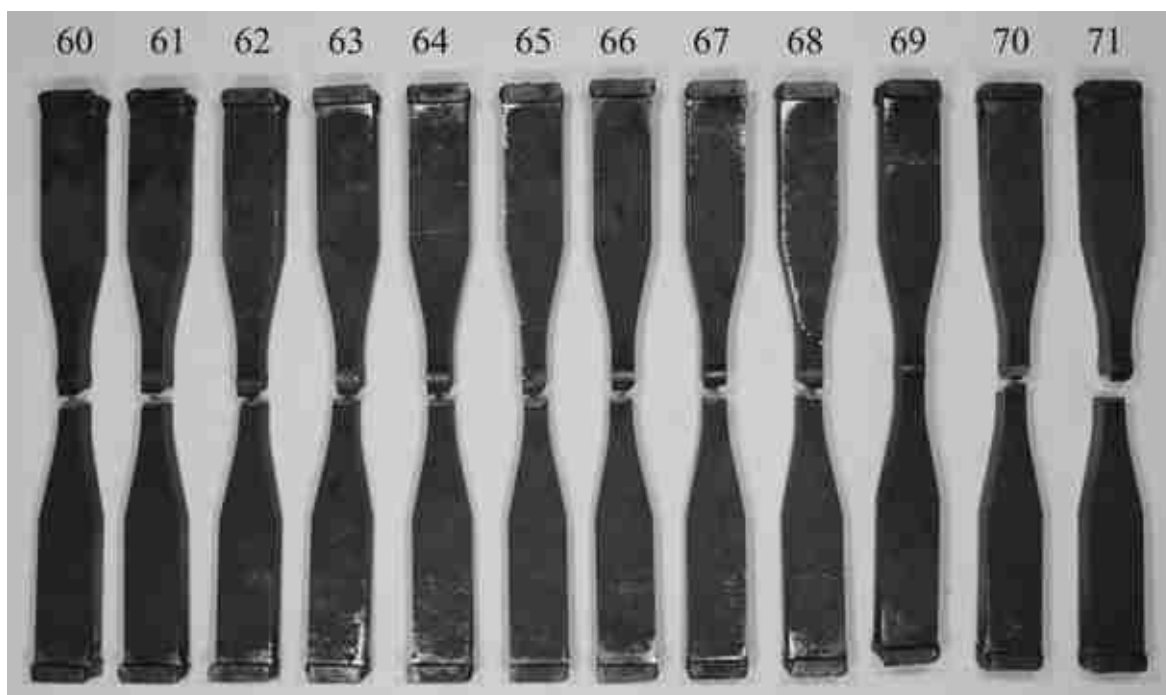
A próbatest jele	b [mm]	t [mm]	ΔF [N]	$\Delta\sigma$ [N/mm ²]	N [ciklus]	Megjegyzés
52	8,15	9,92	81720	1011	151013	
53	8,14	9,87	72270	900	159323	
54	8,15	9,88	64440	800	240453	
55	8,23	9,92	57150	700	8457248	
56	8,11	9,9	60210	750	477777	
57	8,09	9,89	58050	726	690269	
58	8,13	9,86	57150	713	3985113	
59	8,23	9,91	56070	688	2611235	



M3.4. ábra. Az S1300Q alapanyagból készült próbatestek a nagyciklusú fárasztóvizsgálatok után

M3.5. táblázat. A nagyciklusú fárasztó vizsgálatok adatai és eredményei az S1300Q anyagminőség Böhler Union X96 hozaganyaggal készített hegesztett kötése esetén

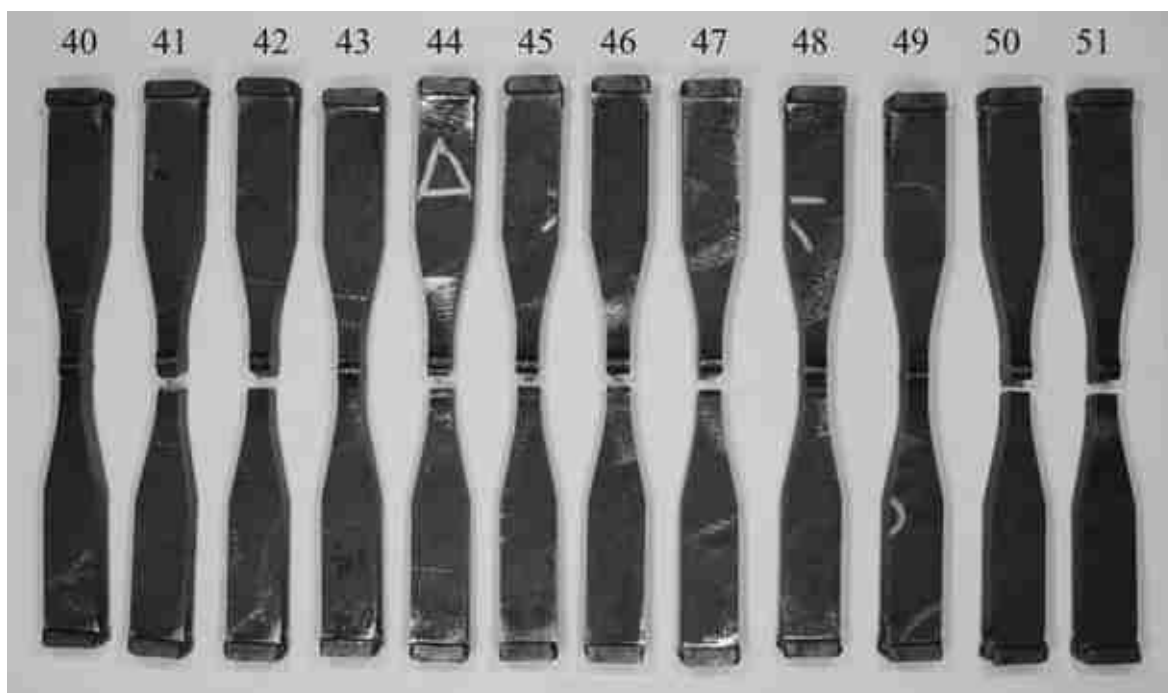
A próbatest jele	b [mm]	t [mm]	ΔF [N]	$\Delta\sigma$ [N/mm ²]	N [ciklus]	Megjegyzés
60	8,18	9,98	20430	250	365830	
61	8,14	9,91	18180	225	1735005	
62	8,13	9,93	24210	300	116527	
63	8,19	9,9	28350	350	138302	
64	8,2	9,91	32490	400	79660	
65	8,16	9,9	40410	500	16336	
66	8,18	9,9	17190	212	1160005	
67	8,19	9,92	16290	201	636642	
68	8,19	9,89	15210	188	183043	
69	8,04	9,88	12870	162	10000000	
70	8,1	9,9	14040	175	109281	hegesztési hiba
71	8,22	9,91	14220	175	2159980	



M3.5. ábra. Az S1300Q alapanyagban a Böhler Union X96 hozaganyaggal létrehozott kötésekből készült próbatestek a nagyciklusú fárasztóvizsgálatok után

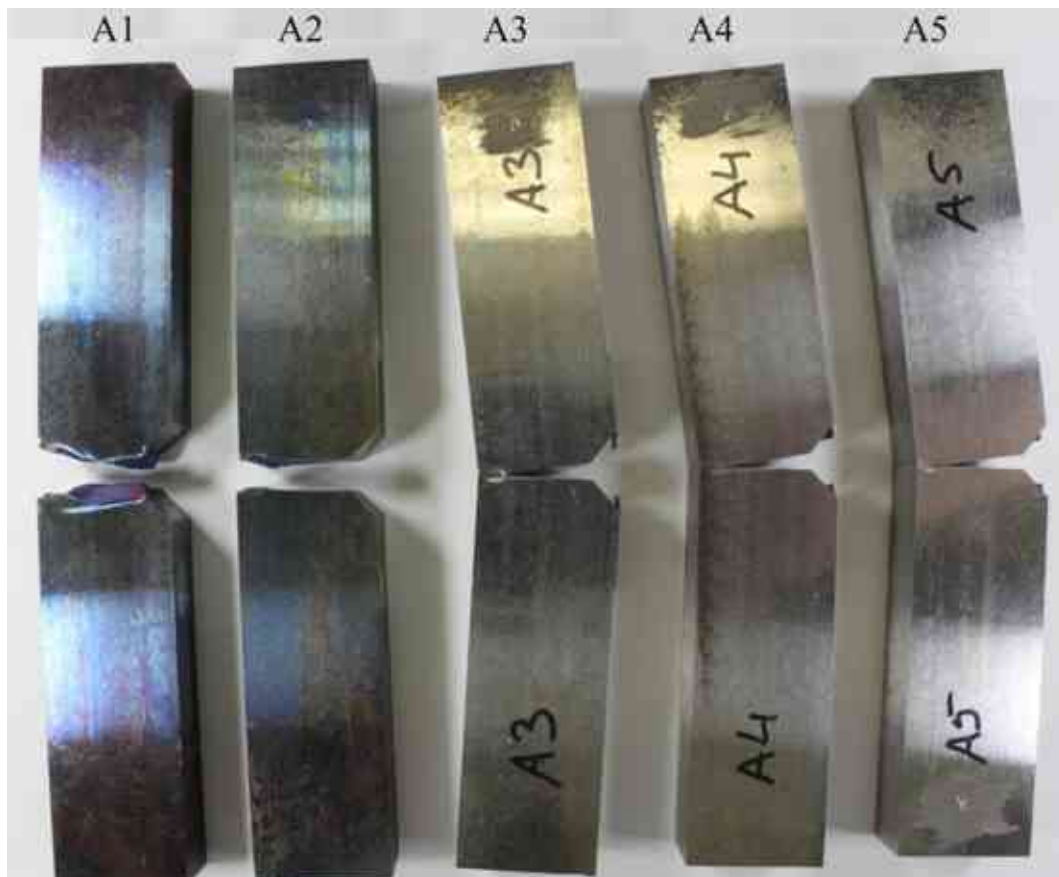
M3.6. táblázat. A nagyciklusú fárasztó vizsgálatok adatai és eredményei az S1300Q anyagminőség Böhler alform 1100 L-MC hozaganyaggal készített hegesztett kötése esetén

A próbatest jele	b [mm]	t [mm]	ΔF [N]	$\Delta\sigma$ [N/mm ²]	N [ciklus]	Megjegyzés
40	8,21	9,93	40770	500	57764	
41	8,21	9,92	32580	400	112963	
42	8,22	9,9	24390	300	280084	
43	8,23	9,89	16290	200	10000000	TÚLÉLŐ
44	8,23	9,86	20250	250	371905	
45	8,18	9,76	21960	275	480943	
46	8,24	9,91	18360	225	766577	
47	8,19	9,9	17190	212	1044622	
48	8,21	9,87	17190	212	10000000	TÚLÉLŐ
49	8	9,87	17730	225	10000000	TÚLÉLŐ
50	8,19	9,9	19260	238	740446	
51	8,18	9,9	19260	238	1339822	

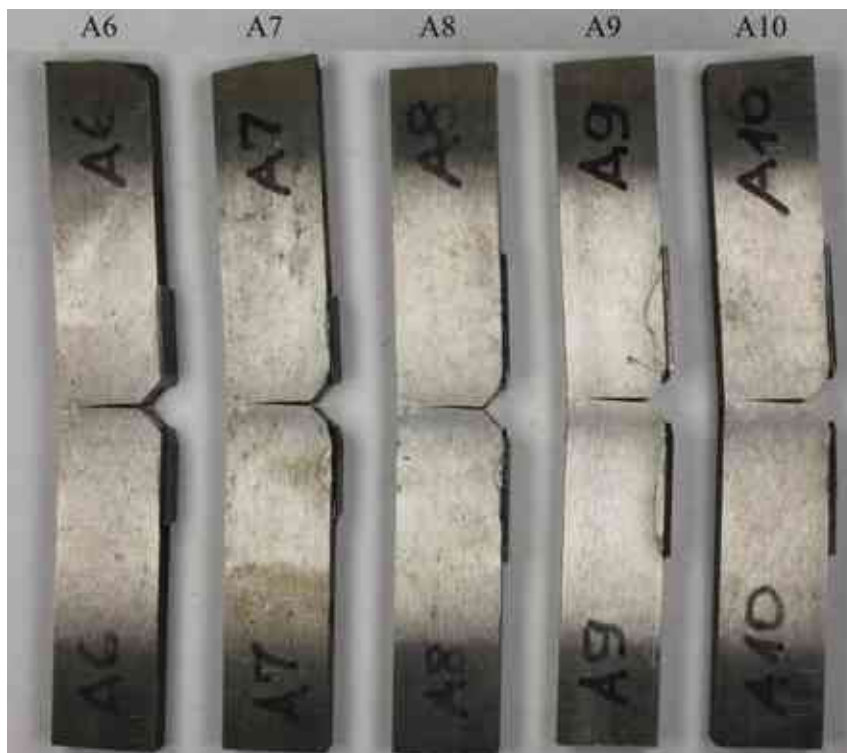


M3.6. ábra. Az S1300Q alapanyagban a Böhler alform 1100 L-MC hozaganyaggal létrehozott kötésekből készült próbatestek a nagyciklusú fárasztóvizsgálatok után

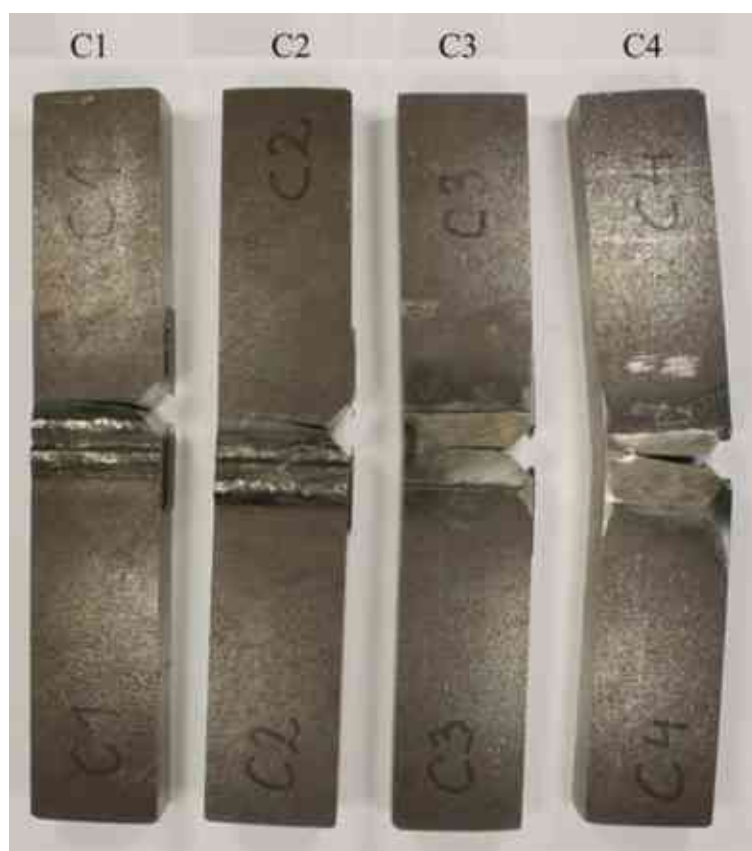
M4 MELLÉKLET



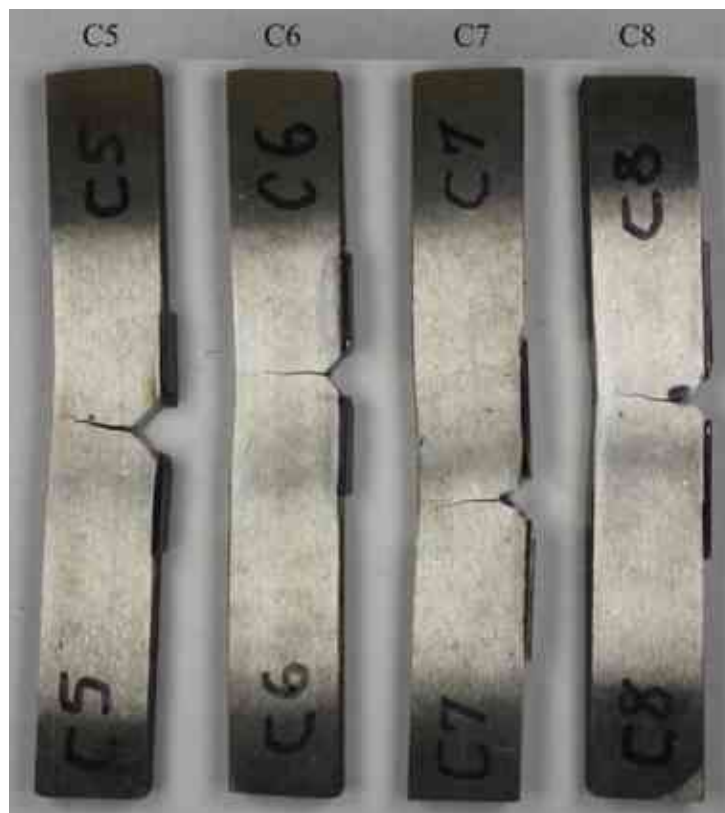
M4.1. ábra. Az S1100M anyagminőségéből T-L orientációban kimunkált próbatestek a fáradásos repedésterjedési sebesség vizsgálatok után



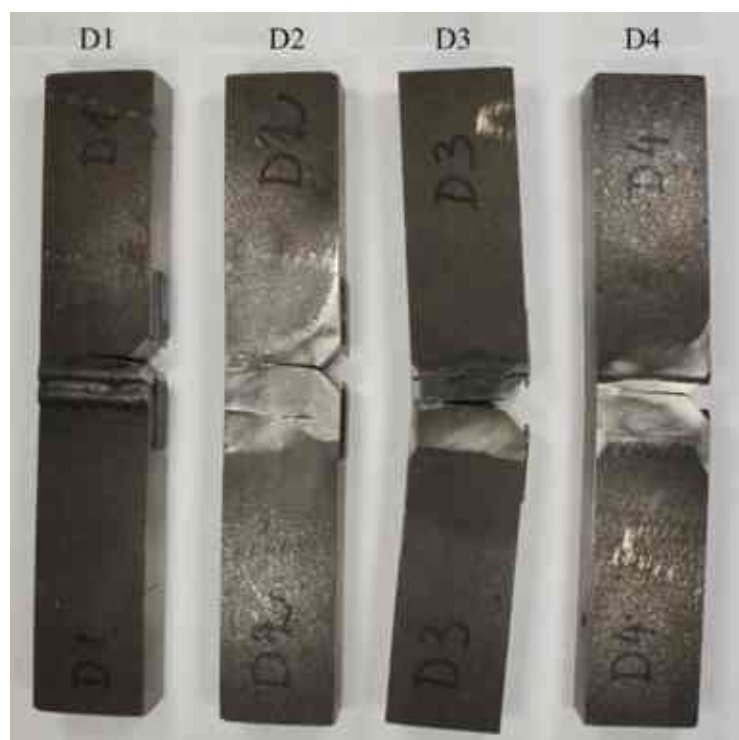
M4.2. ábra. Az S1100M anyagminőségéből T-S orientációban kimunkált próbatetek a fáradásos repedésterjedési sebesség vizsgálatok után



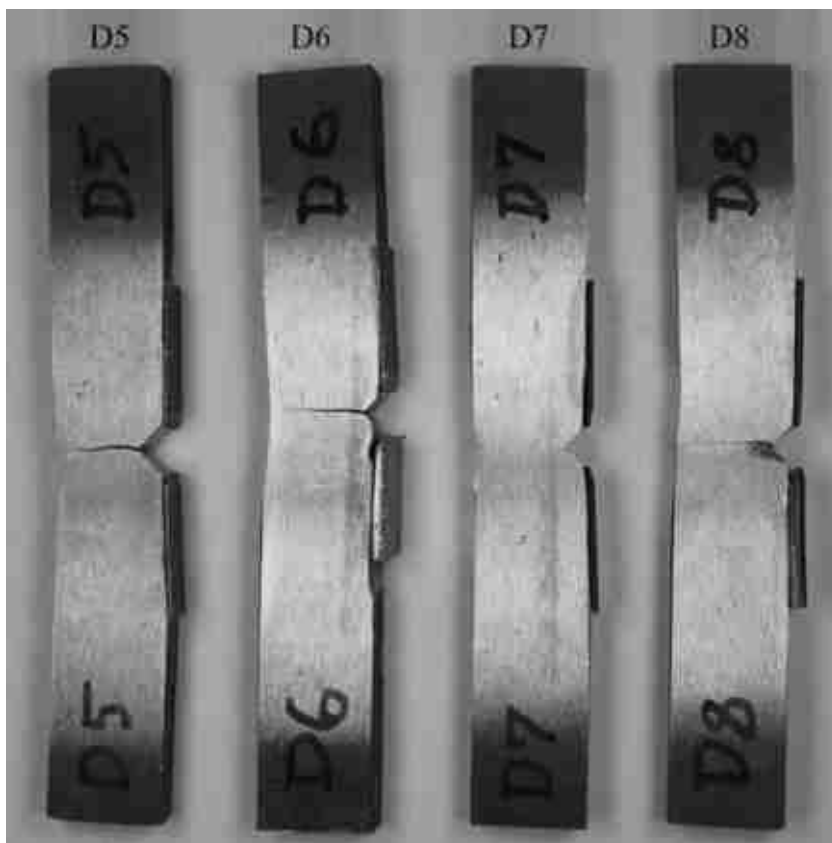
M4.3. ábra. Az S1100M alapanyagban a Böehler Union X96 hozaganyaggal létrehozott kötésekből 21 irányban kimunkált próbatetek a fáradásos repedésterjedési sebesség vizsgálatok után



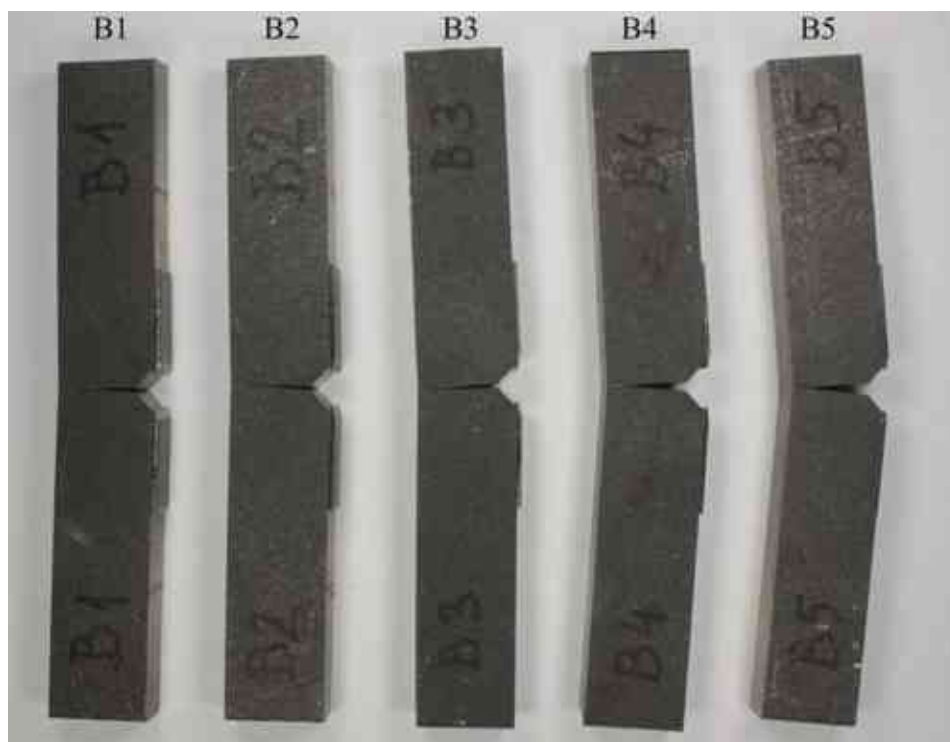
M4.4. ábra. Az S1100M alapanyagon a Böhler Union X96 hozaganyaggal létrehozott kötésekben 23 irányban kimunkált próbatestek a fáradásos repedésterjedési sebesség vizsgálatok után



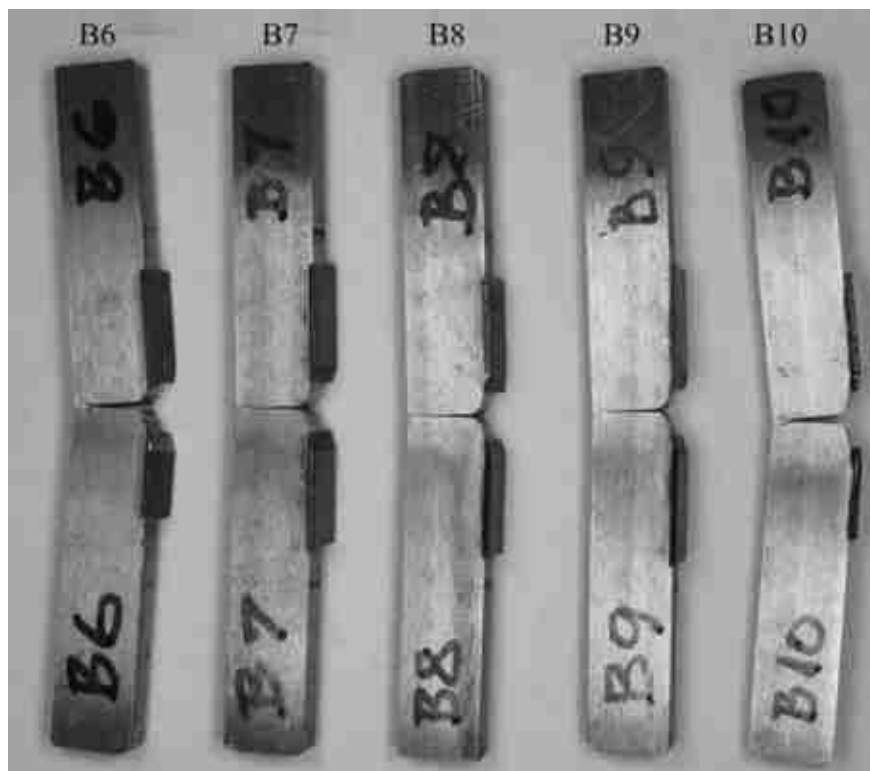
M4.5. ábra. Az S1100M alapanyagon a Böhler alform 1100 L-MC hozaganyaggal létrehozott kötésekben 21 irányban kimunkált próbatestek a fáradásos repedésterjedési sebesség vizsgálatok után



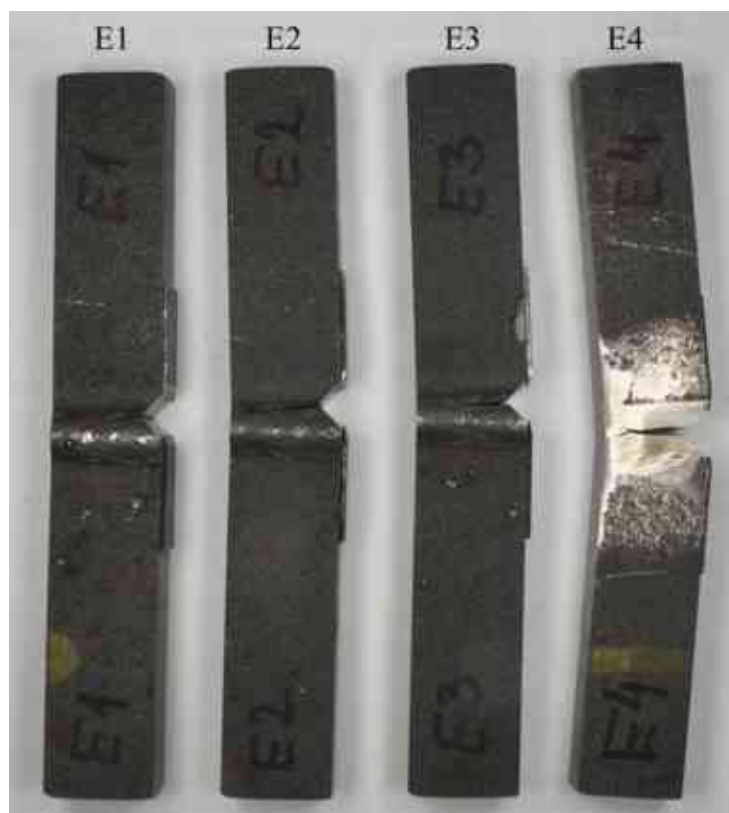
M4.6. ábra. Az S1100M alapanyagban a Böhler alform 1100 L-MC hozaganyaggal létrehozott kötésekben 23 irányban kimunkált próbatetek a fáradásos repedésterjedési sebesség vizsgálatok után



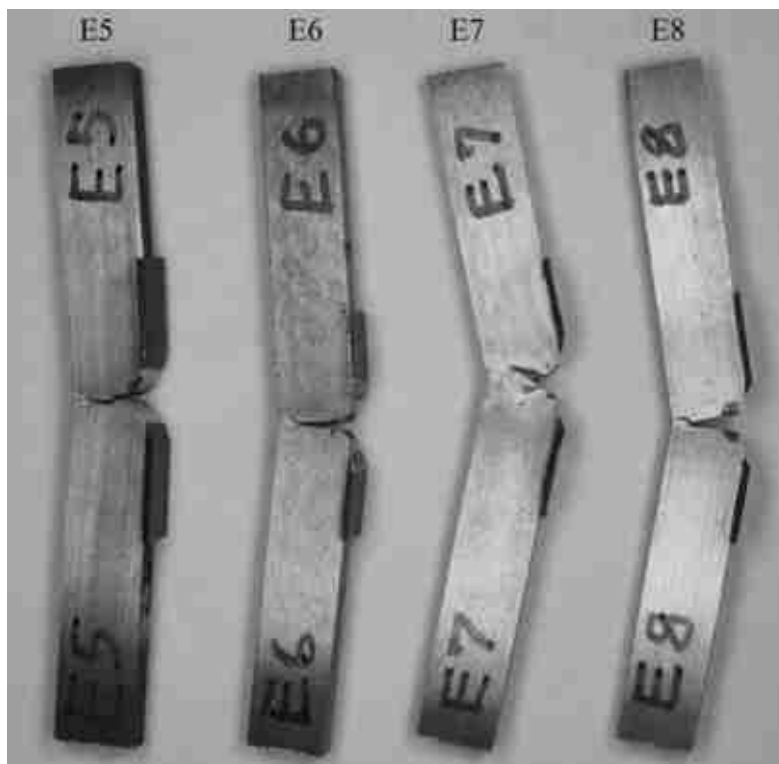
M4.7. ábra. Az S1300Q anyagminőségben T-L orientációban kimunkált próbatetek a fáradásos repedés terjedési sebesség vizsgálatok után



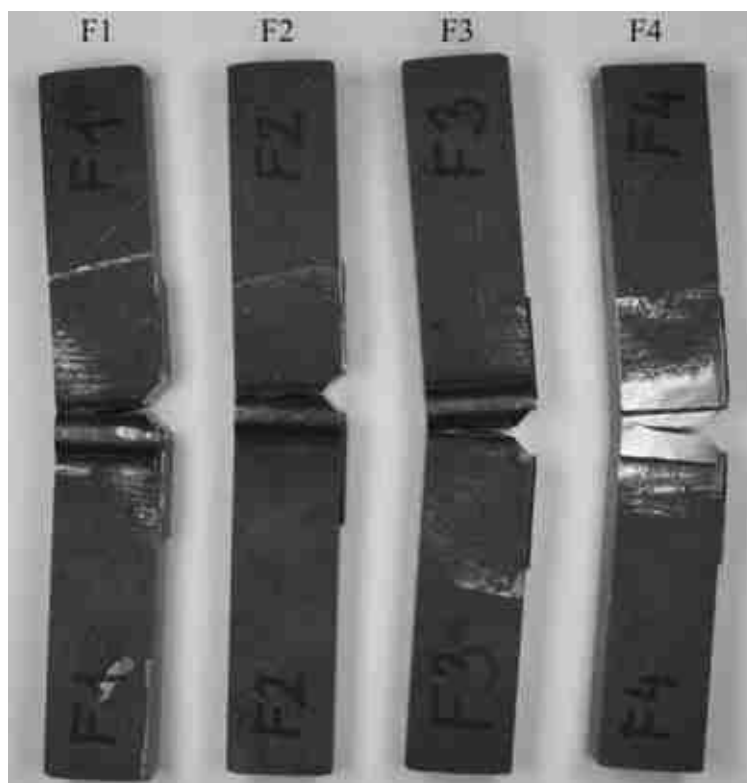
M4.8. ábra. Az S1300Q anyagminőségéből T-S orientációban kimunkált próbatestek a fáradásos repedésterjedési sebesség vizsgálatok után



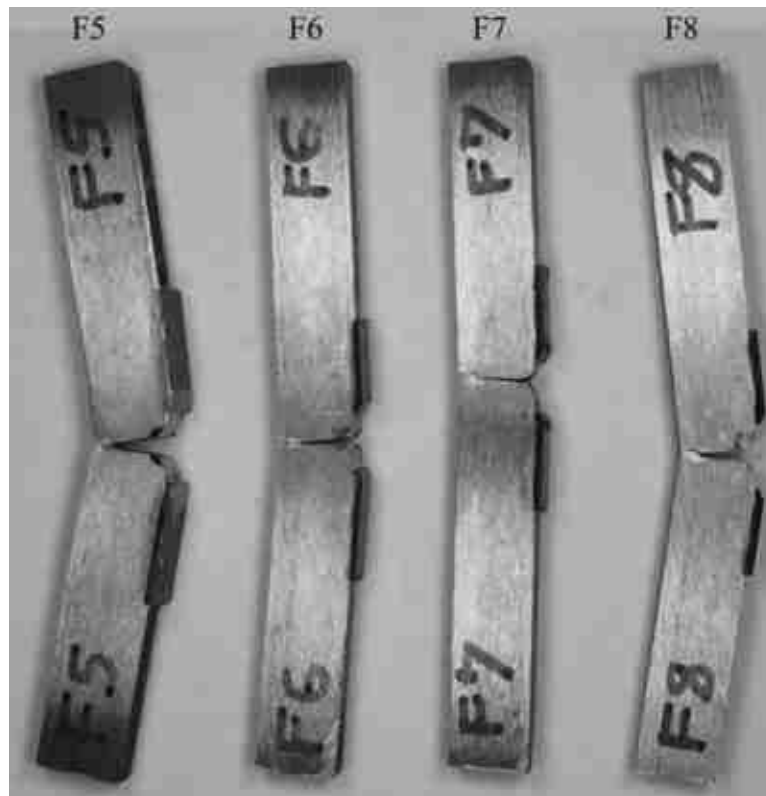
M4.9. ábra. Az S1300Q alapanyagon a Böhler Union X96 hozaganyaggal létrehozott kötésekből 21 irányban kimunkált próbatestek a fáradásos repedésterjedési sebesség vizsgálatok után



M4.10. ábra. Az S1300Q alapanyagon a Böhler Union X96 hozaganyaggal létrehozott kötésekben 23 irányban kimunkált próbatestek a fáradásos repedésterjedési sebesség vizsgálatok után



M4.11. ábra. Az S1300Q alapanyagon a Böhler alform 1100 L-MC hozaganyaggal létrehozott kötésekben 21 irányban kimunkált próbatestek a fáradásos repedésterjedési sebesség vizsgálatok után



M4.12. ábra. Az S1300Q alapanyagon a Böhler alform 1100 L-MC hozaganyaggal létrehozott kötésekben 23 irányban kimunkált próbatestek a fáradásos repedésterjedési sebesség vizsgálatok után