

**MISKOLCI EGYETEM
GÉPÉSZMÉRNÖKI ÉS INFORMATIKAI KAR**



**A LINEÁRIS DÖRZSHEGESZTÉS TECHNOLÓGIAI
PARAMÉTEREINEK OPTIMALIZÁLÁSA**

PHD ÉRTEKEZÉS

Készítette:

Meilinger Ákos

okleveles gépészmérnök, EWE/IWE mérnök

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

Doktori Iskola vezető:

Dr. Tisza Miklós

a műszaki tudomány doktora, egyetemi tanár

Témacsoport vezető:

Dr. Tisza Miklós

a műszaki tudomány doktora, egyetemi tanár

Tudományos vezető:

Dr. Török Imre

PhD, c. egyetemi tanár

**Miskolc
2016**

TARTALOM

TARTALOM.....	I
TÉMAVEZETŐ AJÁNLÁSA.....	III
JELÖLÉSJEGYZÉK.....	IV
ÁBRAJEGYZÉK.....	VII
TÁBLÁZATJEGYZÉK.....	IX
1 BEVEZETÉS, CÉLKITŰZÉSEK MEGFOGALMAZÁSA	9
1.1 A CÉLKITŰZÉSEK MEGFOGALMAZÁSA.....	11
2 SZAKIRODALMI ÁTTEKINTÉS, A JELENLEGI HELYZET BEMUTATÁSA	13
2.1 A LINEÁRIS DÖRZSHEGESZTÉS.....	13
2.1.1 A lineáris dörzshegesztés alkalmazhatósága.....	14
2.1.2 A kötés kialakulása, szerkezete.....	15
2.1.3 A hegesztés során lejátszódó folyamatok	18
2.1.4 A dinamikus újrakristályosodást befolyásoló paraméterek.....	22
2.1.5 A lineáris dörzshegesztés technológiai paramétereit	26
2.1.6 A lineáris dörzshegesztés szerszáma	27
2.1.7 A szerszám által keltett hőáram.....	29
2.2 A LINEÁRIS DÖRZSHEGESZTÉSSEL KÉSZÜLT KÖTÉS MINŐSÉGE.....	31
2.2.1 Kisciklusú fárasztás.....	31
2.2.2 Nagyciklusú fárasztás.....	35
2.3 AZ ALUMÍNIUMÖTVÖZETEK HEGESZTÉSI SAJÁTOSÁGAI.....	38
2.3.1 Az alumíniumötvözetek hegeszthetőségi problémái.....	39
2.3.2 Repedésérékenységi hajlam	40
2.3.3 Porozitási hajlam	40
2.3.4 Felületi oxidréteg	40
2.3.5 A hőhatásövezet sajátosságai.....	41
2.4 A KÍSÉRLETEKHEZ HASZNÁLT ALAPANYAGOK.....	41
2.4.1 A kísérletekhez használt 5754-H22 minőségű alapanyag	41
2.4.2 A kísérletekhez használt 6082-T6 minőségű alapanyag	43
3 A LINEÁRIS DÖRZSHEGESZTÉSSEL KÉSZÜLT KÖTÉSEK MINŐSÉGÉNEK JAVÍTÁSI LEHETŐSÉGEI	45
3.1 A SZEMCSEMÉRETEK MEGHATÁROZÁSA.....	45
3.2 A GYÖKOLDALI HŐCIKLUS VIZSGÁLATA.....	49
3.2.1 A gyökoldali hőciklus vizsgálatának eredményei az 5754-H22 alapanyagon.....	53
3.2.2 A gyökoldali hőciklus vizsgálatának eredményei 6082-T6 alapanyagon.....	57
3.2.3 Következtetések	63
3.3 A DINAMIKUS ÚJRAKRISTÁLYOSODÁS VIZSGÁLATA.....	64

3.3.1	<i>Vizsgálati körülmények</i>	64
3.3.2	<i>Előkísérletek</i>	66
3.3.3	<i>A dinamikus újrakristályosodás vizsgálata lineáris dörzshegesztésnél</i>	69
4	A LINEÁRIS DÖRZSHEGESZTÉSSEL KÉSZÜLT KÖTÉSEK VISELKEDÉSE ISMÉTLŐDŐ IGÉNYBEVÉTEL ESETÉN	75
4.1	KISCIKLUSÚ FÁRASZTÓVIZSGÁLATOK	75
4.1.1	<i>A vizsgálathoz alkalmazott kisciklusú fárasztó próbatestek</i>	75
4.1.2	<i>A kisciklusú fárasztó vizsgálatok körülményei</i>	76
4.1.3	<i>A kisciklusú fárasztó vizsgálatok eredményei</i>	77
4.1.4	<i>A kisciklusú fárasztóvizsgálatok eredményeinek értékelése</i>	80
4.1.5	<i>A repedések keletkezési helye</i>	81
4.1.6	<i>Kisciklusú fárasztó vizsgálatok különböző technológiai variánsokkal</i>	85
4.2	NAGYCIKLUSÚ FÁRASZTÓVIZSGÁLATOK	89
4.2.1	<i>Nagyciklusú fárasztóvizsgálatok vizsgálati körülményei</i>	89
4.2.2	<i>A nagyciklusú fárasztóvizsgálatok eredményei</i>	91
4.2.3	<i>A nagyciklusú fárasztóvizsgálatok eredményeinek értékelése</i>	95
5	TÉZISEK - ÚJ TUDOMÁNYOS EREDMÉNYEK	97
6	EREDMÉNYEK ÖSSZEFOGLALÁSA	99
	SUMMARY	102
7	AZ IPARI HASZNOSÍTÁS LEHETŐSÉGEI	104
	KÖSZÖNETNYILVÁNÍTÁS	106
	IRODALOMJEGYZÉK	108
	A DISSZERTÁCIÓHOZ KAPCSOLÓDÓ JELENTŐSEBB PUBLIKÁCIÓK	118
	MELLÉKLETEK	121

TÉMAVEZETŐ AJÁNLÁSA

Meilinger Ákos 2007-ben szerzett gépészmérnöki oklevelet a Miskolci Egyetem Gépészmérnöki és Informatikai Kar, Gépészmérnöki szak, Hegesztéstechnológiai szakirányán. Tanulmányai befejezését követően több mint három évig üzemben dolgozott, hegesztőmérnöki feladatkörben és szerzett ipari gyakorlatot. Munka mellett elvégezte a Hegesztő Szakirányú Továbbképzési Szakot és 2010-ben Hegesztő szakmérnöki oklevelet és EWE/IWE diplomát szerzett. Tanulmányai során érdeklődést mutatott az oktató, kutatómunka iránt, és 2011. januárjától a Mechanikai Technológiai Tanszékre került mérnöktanári státuszba.

Tanszékre kerülését követően a Hegesztő Szakcsoport tagjaként kapcsolódott be az oktató, kutató munkába. Érdeklődése a Tanszék által kiemelt kutatási témák közül a nagyszilárdságú alumíniumötvözetek hegesztése területére irányult, és az általam kiírt doktori témára jelentkezett és felvételt nyert 2012-ben.

Doktori értekezésének témája – az utóbbi években kiemelt területként kezelt korszerű nagyszilárdságú alumíniumötvözetek járműipari alkalmazása, hegeszthetősége és hegesztéstechnológiai kutatása témakörben – a lineáris dörzshegesztés komplex kutatása, elméleti és kísérleti elemzése és technológia fejlesztése.

Kutatómunkája során, az elvégzett irodalomkutatást értékelve, több irányból megközelítve állt hozzá kísérletei megtervezéséhez, elvégzéséhez. Értékelve a kapott eredményeket lépésről-lépésre tárta fel a lineáris dörzshegesztett kötés tulajdonságait, minőségét befolyásoló tényezőket és jutott el megállapításaihoz.

Munkáját nagyfokú önállósággal, körültekintően és kiváló gyakorlati érzékkel végezte és végzi, a felvetődő megoldandó feladatokra mind elméleti, mind gyakorlati válaszokat igyekezett adni.

Összegezve megállapítható, hogy Meilinger Ákos tudományos kutatómunkája és PhD értekezésének elkészítése során igazolta a kiváló elméleti és gyakorlati felkészültségét, továbbá, hogy alkotó önálló tudományos munka végzésére alkalmas.

Miskolc, 2016. március 30.

Dr. Török Imre
tudományos vezető

JELÖLÉSJEGYZÉK

GÖRÖG BETŰS JELÖLÉSEK

α	<i>a szerszám dőlésszöge a függőleges tengelyhez képest</i>	[°]
μ	<i>súrlódási tényező</i>	[-]
ω	<i>szögsebesség</i>	[rad/s]
ε	<i>valódi (logaritmikus) alakváltozás</i>	[mm/mm]
σ	<i>valódi feszültség</i>	[MPa]
$\sigma_{0,1}$	<i>a 0,1 alakváltozáshoz tartozó folyási feszültség</i>	[MPa]
σ_f	<i>folyási feszültség</i>	[MPa]
σ_0	<i>az alapanyag folyáshatára</i>	[MPa]
τ	<i>nyírófeszültség</i>	[MPa]
$\dot{\varepsilon}$	<i>alakváltozási sebesség</i>	[s ⁻¹]
Θ	<i>alakítási keményedés</i>	[MPa]
ε_a	<i>teljes alakváltozás amplitúdó</i>	[mm/mm]
ε_{ae}	<i>rugalmas alakváltozás amplitúdó</i>	[mm/mm]
ε_{ap}	<i>képlékeny alakváltozás amplitúdó</i>	[mm/mm]
σ_a	<i>feszültség amplitúdó</i>	[MPa]
σ_{a50}	<i>feszültség amplitúdó az élettartam 50 %-ánál</i>	[MPa]
$\Delta\varepsilon_p$	<i>képlékeny alakváltozási tartomány</i>	[mm/mm]
η	<i>viszkózitási együttható</i>	[-]

LATIN BETŰS JELÖLÉSEK

v_{heg}	<i>hegesztési sebesség</i>	[mm/min]
n	<i>a szerszám fordulatszáma</i>	[1/min]

HAZ	<i>Heat affected Zone = hőhatásövezet</i>	[-]
TMAZ	<i>Thermo-mechanically Affected Zone = termo-mechanikus hatásnak kitett övezet</i>	[-]
FZ	<i>Flow Zone = intenzív áramlási övezet</i>	[-]
AS	<i>Advancing Side = előre oldal</i>	[-]
RS	<i>Retreating Side = hátra oldal</i>	[-]
R _m	<i>szakítószilárdság</i>	[MPa]
R _{p0,2}	<i>egyezményes folyáshatár</i>	[MPa]
ΔR _{p0,2}	<i>egyezményes folyáshatár különbség</i>	[MPa]
A ₅₀	<i>szakadási nyúlás</i>	[%]
HB	<i>Brinell keménység</i>	[-]
HV	<i>Vickers keménység</i>	[-]
R _p	<i>polikristályos anyag folyáshatára</i>	[MPa]
R ₀	<i>egy szemcséből álló anyag folyáshatára</i>	[MPa]
d	<i>szemcseátmérő</i>	[mm]
k	<i>anyagállandó</i>	[-]
Q	<i>hőáram</i>	[W]
Q _{akt}	<i>aktivációs energia</i>	[kJ/mol]
Z	<i>Zener-Hollomon paraméter</i>	[-]
A	<i>melegzőmitő vizsgálattal meghatározható anyagkonstans</i>	[-]
n	<i>melegzőmitő vizsgálattal meghatározható anyagkonstans</i>	[-]
A	<i>az alapanyag folyáshatára szobahőmérsékleten</i>	[MPa]
B	<i>melegzőmitő vizsgálattal meghatározható anyagkonstans</i>	[-]
C	<i>alakítási keményedési együttható</i>	[-]
m	<i>a hő okozta lágyulás kitevője</i>	[-]
m	<i>viszkózitási tényező</i>	[-]
n	<i>alakítási keményedési kitevő</i>	[-]
b	<i>melegzőmitő vizsgálattal meghatározható anyagkonstans</i>	[-]
R _s	<i>a szerszám váll sugara</i>	[mm]

R_p, R_{p1}	<i>a szerszám tű felső részének sugara</i>	[mm]
R_{p2}	<i>a szerszám tű középső részének sugara</i>	[mm]
R_{p3}	<i>a szerszám tűvég sugara</i>	[mm]
H_{p1}	<i>a szerszám tű felső részének magassága</i>	[mm]
H_{p2}	<i>a szerszám tű középső részének magassága</i>	[mm]
H_{p3}	<i>a szerszám tűvég magassága</i>	[mm]
p	<i>sajtoló nyomás</i>	[MPa]
F_s	<i>sajtoló erő</i>	[N]
D_{sz}	<i>szerszám váll átmérő</i>	[mm]
$D_{váll}$	<i>szerszám váll átmérő</i>	[mm]
$D_{tű}$	<i>szerszám tű kezdeti átmérő</i>	[mm]
$d_{tű}$	<i>szerszám tűvég átmérő</i>	[mm]
$l_{tű}$	<i>szerszám tű hossza</i>	[mm]
F_x	<i>a szerszámra ható x irányú erő</i>	[N]
F_y	<i>a szerszámra ható y irányú erő</i>	[N]
F_z	<i>a szerszámra ható z irányú erő</i>	[N]
R	<i>terhelés aszimmetria tényező</i>	[-]
N_t	<i>tönkremeneteli kritériumhoz tartozó igénybevételi szám</i>	[ciklus]
E	<i>rugalmassági modulus</i>	[MPa]
f	<i>vizsgálati frekvencia</i>	[Hz]
RD	<i>lemez hengerlési irány</i>	[-]
ED	<i>profil sajtolási irány</i>	[-]
DRV	<i>Dynamic Recovery = dinamikus megújulás</i>	[-]
DRX	<i>Dynamic Recrystallization = dinamikus újrakristályosodás</i>	[-]

ÁBRAJEGYZÉK

1.1. ábra. Az alumínium felhasználás alakulása az elmúlt 25 évben	9
2.1. ábra. A lineáris dörzshegesztés elve	13
2.2. ábra. A kötés kialakulása (v_h =hegesztési sebesség, ω =szögsebesség) [19].....	16
2.3. ábra. A lineáris dörzshegesztett kötés felépítése [20]	16
2.4. ábra. Jellemző $\sigma - \epsilon$ görbék melegzőmítés során [33]	20
2.5. ábra. Az ötvöző tartalom hatása a dinamikus újrakristályosodásra [44]	21
2.6. ábra. Példa a technológiai paramétertartományra [79].....	27
2.7. ábra. A szerszám fő részei és a technológiai paramétereket befolyásoló méretei [18].....	27
2.8. ábra: A lineáris dörzshegesztő szerszámra ható erők (14).....	28
2.9. ábra. Elemi felület elhelyezkedése, méretei: a.) vízszintesen, b.) függőlegesen, c.) kúposág (amennyiben létezik) [82]	29
2.10. ábra. A fáradási szilárdsági görbe meghatározása lépcsős módszerrel (staircase method)	38
2.11. ábra. A H22-es szilárdsági állapot szemléltetése [114].....	42
2.12. ábra. A 6082-T6 alumíniumötvözetből készült sajtolt profil előállítása [113]	43
3.1. ábra. A lineáris dörzshegesztéshez használt marógép (a.), és a kísérleti elrendezés (b.)	45
3.2. ábra. A kísérlethez használt szerszám a) rajza és b) képe	46
3.3. ábra. Szemcseméret térkép az 5754-H22 ötvözet hegesztett kötés keresztmetszetén	47
3.4. ábra. Szemcseméret térkép a 6082-T6 ötvözet hegesztett kötés keresztmetszetén	48
3.5. ábra. A lépcsős szerszám hőkeltő felületei	50
3.6. ábra. Az 5754-H22 ötvözet hegesztésénél mért hőciklusok	54
3.7. ábra. A szemcseméret alakulása a fordulatszám függvényében gyökoldali hűtést alkalmazva (5754-H22)	55
3.8. ábra. A gyökoldali (felülettől 0,5 mm-re) keménységmérés eredménye az 5754-H22 ötvözet hegesztett kötéseinél.....	56
3.9. ábra. a.) az „alagút hiba” megjelenése (5754-H22, 1000/min, hűtés nélkül), b.) hibátlan varrat (5754-H22, 1000/min, gyökoldali hűtéssel)	57
3.10. ábra. 6082-T6 ötvözet hegesztésénél mért hőciklusok.....	58
3.11. ábra. A gyökoldali szemcseméret alakulása a fordulatszám függvényében gyökoldali hűtés alkalmazásával (6082-T6).....	59
3.12. ábra. Az 1-es (a.) és az 5-ös (b.) sorszámú kötések gyökoldali szemcseméretei (500x nagyítás, Weck's marószer).....	59
3.13. ábra. A legrosszabb (a.) és a legjobb (b.) eredményt adó kötések makrociszolati képei	61
3.14. ábra. A gyökoldali (felülettől 0,5 mm-re) keménységmérés eredménye a 6082-T6 ötvözet hegesztett kötéseinél	62
3.15. ábra. A keménység változása a falvastagság tükrében a 6082-T6 ötvözet 1000/min fordulatszámú hegesztésénél.....	63

3.16. ábra. A Jonas-Poliak módszer bemutatása: a.) $\sigma - \epsilon$ görbe, b.) $(\Theta = \partial\sigma/\partial\epsilon) - \sigma$ görbe a maximális feszültség elérése előtti szakaszon, c.) $(-\partial\theta/\partial\sigma) - (\sigma)$ görbe.....	65
3.17. ábra. A Gleeble 3500 termo-mechanikus szimulátor a Miskolci Egyetem Anyagszerkezet-tani és Anyagtechnológiai Intézetében	65
3.18. ábra. A Gleeble 3500 munkatere a befogott melegzőmítő próbatesttel	67
3.19. ábra. Példa a kritikus értékekkel végzett vizsgálat eredményére 5754-H22 esetén (500x nagyítás)	69
3.20. ábra. A szemcseméret alakulása az 5754-H22 anyag melegzőmítő ($T_{max}=250\text{ }^{\circ}\text{C}$) vizsgálata esetén (lassú = lassú hőciklus, gyors = gyors hőciklus)	72
3.21. ábra. A szemcseméret alakulása a 6082-T6 anyag melegzőmítő ($T_{max}=250\text{ }^{\circ}\text{C}$) vizsgálata esetén (lassú = lassú hőciklus, gyors = gyors hőciklus).....	73
4.1. ábra. Lapos kisciklusú fárasztó próbatest	75
4.2. ábra. MTS 810.23 típusú elektro-hidraulikus anyagvizsgáló berendezés	76
4.3. ábra. Az 5754-H22 alumíniumötvözet és hegesztett kötésének nyúlás amplitúdói és tönkremeneteli ciklusszámok közötti kapcsolat	78
4.4. ábra. A 6082-T6 alumíniumötvözet és hegesztett kötésének nyúlás amplitúdó-tönkremeneteli ciklusszám kapcsolatai	79
4.5. ábra. Az 5754-H22 és 6082-T6 alumíniumötvözetek, valamint hegesztett kötéseik feszültség amplitúdó és képlékeny nyúlás amplitúdói közötti kapcsolat	80
4.6. ábra: A kisciklusú fárasztóvizsgálatok során bekövetkező repedések helyei: a.) és b.) a bekevert oxidréteg mentén; c.) és d.) egyéb eltérő helyeken	82
4.7. ábra. A „lazy S” eltérés az 5754-H22 alapanyagból készült hegesztett kötésben.....	82
4.8. ábra: Az 5754-H22 anyag hegesztett kötésében lévő oxidok hossza (a) és vastagsága (b) a régi és az új tervezésű szerszám esetében.....	83
4.9. ábra: A 6082-T6 anyag hegesztett kötésében lévő oxidok hossza (a) és vastagsága (b) a régi és az új tervezésű szerszám esetében.....	83
4.10. ábra: Az új szerszám rajza (a.) és képe (b.)	84
4.11. ábra: Az új szerszámmal készült kötés makrociszolati képe: (a.) 5754-H22 alapanyagból, (b.) 6082-T6 alapanyagból	84
4.12. ábra. A nagyciklusú fárasztóvizsgálatokhoz alkalmazott próbatestek geometriája és kimunkálása	90
4.13. ábra. Nagyciklusú fárasztóvizsgálat az MTS 322 univerzális anyagvizsgáló rendszeren.....	91
4.14. ábra. Az 5754-H22 jelű alumíniumötvözet alapanyagból és lineáris dörzshegesztett kötéseiből kimunkált próbatestek vizsgálati eredményei	93
4.15. ábra. A 6082-T6 jelű alumíniumötvözet alapanyagból és lineáris dörzshegesztett kötéseiből kimunkált próbatestek vizsgálati eredményei	95

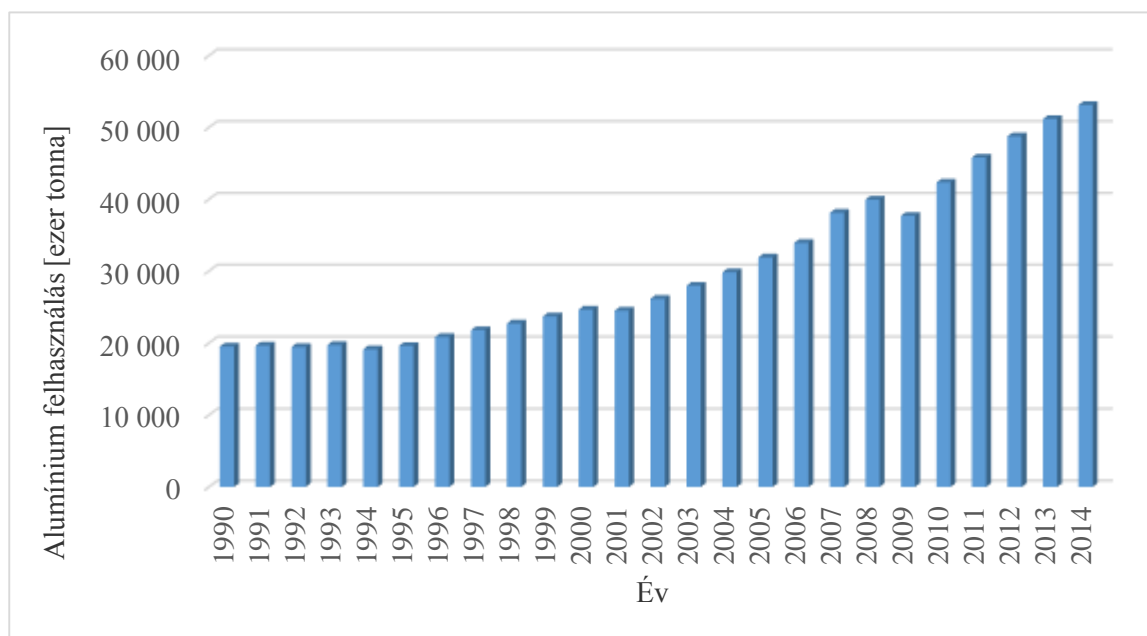
TÁBLÁZATJEGYZÉK

2.1. táblázat. Az eljárás alkalmazhatósága az anyagminőség és a falvastagság tükrében	15
2.2. táblázat. Az eddig publikált alakváltozások lineáris dörzshegesztés során (varrat közepe).....	22
2.3. táblázat. Az eddig publikált alakváltozási sebességek lineáris dörzshegesztés során	23
2.4. táblázat. Az eddig publikált csúcshőmérsékletek lineáris dörzshegesztés során	25
2.5. táblázat. Az ötvözetlen, az alakítható és az öntészeti alumíniumok néhány tulajdonsága [109] .	39
2.6. táblázat. A kísérletekhez használt 5754-H22 alapanyag vegyi összetétele	42
2.7. táblázat. Az 5754-H22 ötvözet mechanikai tulajdonságai	42
2.8. táblázat. A kísérletekhez használt 6082-T6 alapanyag vegyi összetétele	43
2.9. táblázat. A 6082-T6 anyagminőségű alumíniumötvözet mechanikai tulajdonságai	44
3.1. táblázat. Az előkísérletek során alkalmazott technológiai paraméterkombináció.....	50
3.2. táblázat. A kísérleteknél alkalmazott technológiai paraméterkombinációk	53
3.3. táblázat. Az 5754-H22 ötvözet hegesztésénél mért értékek és a szemcseméret	54
3.4. táblázat. Az 5754-H22 ötvözetből készült hegesztett kötések szakítóvizsgálatainak eredményei...	55
3.5. táblázat. A 6082-T6 ötvözetből készült hegesztett kötések gyökoldalán mért értékek és a szemcseméret.....	58
3.6. táblázat. A 6082-T6 ötvözetből készült hegesztett kötések szakítóvizsgálatainak eredményei...	60
3.7. táblázat. Az 5754-H22 alapanyag melegítő vizsgálatainál mért kritikus feszültségértékek (MPa)/alakváltozások (mm/mm)	68
3.8. táblázat. A 6082-T6 alapanyag melegítő vizsgálatainál mért kritikus feszültségértékek (MPa)/alakváltozások (mm/mm)	68
3.9. táblázat. A melegítő vizsgálatok paraméterei és eredményei	70
3.10. táblázat. Az aktivációs energia értékek a 6082-T6 alumíniumötvözet vizsgálatai alapján	72
4.1. táblázat. Az 5754-H22 alumíniumötvözet kisciklusú fárasztással meghatározott adatai.....	77
4.2. táblázat. Az 5754-H22 alumíniumötvözet lineáris dörzshegesztett kötésének kisciklusú fárasztással meghatározott adatai.....	77
4.3. táblázat. A 6082-T6 alumíniumötvözet kisciklusú fárasztással meghatározott adatai.....	78
4.4. táblázat. A 6082-T6 alumíniumötvözet hegesztett kötésének kisciklusú fárasztással meghatározott eredményei	79
4.5. táblázat. A kisciklusú fárasztó vizsgálatokhoz alkalmazott technológiai variánsok	85
4.6. táblázat. Az 5754-H22 kötéseken, különböző technológiai variánsokkal végzett kisciklusú fárasztó vizsgálatok eredményei	86
4.7. táblázat. A 6082-T6 kötéseken, különböző technológiai variánsokkal végzett kisciklusú fárasztó vizsgálatok eredményei	87
4.8. táblázat. A Wilcoxon-próbák eredménye az 5754-H22 ötvözet hegesztett kötésein végzett kisciklusú fárasztóvizsgálatok eredményei alapján.....	88

4.9. táblázat. A Wilcoxon-próbák eredménye az 6082-T6 ötvözet hegesztett kötésein végzett kisciklusú fárasztóvizsgálatok eredményei alapján	88
4.10. táblázat. A nagyciklusú fárasztóvizsgálatokhoz alkalmazott próbatetek legfontosabb sajátosságai	90
4.11. táblázat. Az 5754-H22 jelű alapanyagon elvégzett nagyciklusú fárasztóvizsgálatok adatai és eredményei (BM h/k)	92
4.12. táblázat. Az 5754-H22 jelű alumíniumötvözet FSW kötéséből kimunkált próbatetek elvégzett nagyciklusú fárasztóvizsgálatok adatai és eredményei (FSW h/1W)	92
4.13. táblázat. A 6082-T6 jelű alapanyagon elvégzett nagyciklusú fárasztóvizsgálatok adatai és eredményei (BM h/k)	94
4.14. táblázat. A 6082-T6 jelű alumíniumötvözet FSW kötéséből kimunkált próbatetek elvégzett nagyciklusú fárasztóvizsgálatok adatai és eredményei (FSW h/1W)	94
4.15. táblázat. A nagyciklusú fárasztóvizsgálatok számszerűsített eredményei	96

1 BEVEZETÉS, CÉLKITŰZÉSEK MEGFOGALMAZÁSA

A fémes alapanyagok felhasználását tekintve az iparban egyre szélesebb körben használják az alumíniumot és ötvözeit. Ez a tendencia különösen jellemző a járműipari alkalmazásokra, mint például a gépjárművek és a vasúti kocsik felépítményei, vázszerkezetei és karosszéria elemei [1], [2]. A modern nagyszilárdságú alumíniumötvözetek mechanikai tulajdonságai eléri a hagyományos szerkezeti acélokét, viszont tömegük csak közel harmada az acélokénak. Ez a jelentős tömegcsökkenés indokolja az alumíniumötvözetek elterjedését [3], mivel a kisebb saját tömeggel rendelkező járművek üzemanyag fogyasztása mérséklődik, így kisebb az üzemeltetési költség és a fogyasztási költség szempontjából is előnyös. A tömegcsökkentés mellett a biztonság növelése is igényként jelenik meg [4], ami jól átgondolt tervezéssel és a gyártásnál használt mechanikai technológiák pontos alkalmazásával megvalósítható. Az 1. ábra mutatja, hogyan változott az alumíniumtermelés (és ezzel szoros összefüggésben a felhasználás) 1990-től napjainkig az International Aluminium Institute szerint.



1.1. ábra. Az alumínium felhasználás alakulása az elmúlt 25 évben

Jól látható, hogy 1990-hez képest több mint 2,5-szeresére növekedett az alumínium felhasználás a világban.

Ahhoz, hogy az alapanyagból egy késztermék legyen, szükség van különböző gyártástechnológiák (például: képlékenyalakítás, forgácsolás, hőkezelés, hegesztés, stb.) alkalmazására. Ezen technológiák alkalmazása alumíniumötvözeteknél jelentősen különbözik a megszokottól, ezáltal a legtöbb esetben kihívást jelent a technológusok számára. Különösen igaz ez a leggyakrabban alkalmazott kötéstehnológiára: a hegesztésre. A hegesztés olyan oldhatatlan kötőeljárás, amelynek során a fémes vagy nemfémes anyagok elemi részeit megfelelő hőmérsékletre való hevítéssel, nyomás alkalmazásával, vagy anélkül, vagy csak nyomás alkalmazásával hevítés nélkül, hozaganyag felhasználásával, vagy anélkül egyesítjük [5]. A definícióból következően a hegesztésnek két nagy csoportja létezik: a külső erőhatás alkalmazása nélkül az alapanyag megolvastásával végzett ömlesztő hegesztés és az erőhatást igénylő sajtoló hegesztés. Ez utóbbi hevítés nélkül, vagy hevítéssel kombinálva (termikusan aktiválva) végezhető. Lényeges megkülönböztetést jelent a csoporton belül, hogy az alapanyag megolvad, vagy mindvégig szilárd-fázisú marad. Fémes anyagok között szilárd halmazállapotban megfelelő kötés akkor jön létre, ha az érintkezésbe lépő felületi atomok 70-90%-ánál kötés alakul ki, azaz kötésképzésre hajlamos csaknem a teljes felületre kiterjedő gerjesztett állapotot kell létrehozni. A dörzshegesztések ez utóbbi csoportba, a termikusan aktivált szilárd-fázisú sajtolóhegesztések csoportjába tartoznak, amelynél hőforrásul a mechanikai energia hasznosul, jelentős mértékű külső erőhatás okozta alakítással párosulva. A sajtoló erő okozta képlékeny alakváltozásnak a hegesztési folyamat sikeréhez hozzá kell járulnia, így az érintkezési felületről a szennyeződések eltávolításához, a kötésben szükséges kedvező orientáltságú síkok kialakításához, továbbá a levegő gázai elleni (mechanikus) védelem fenntartásához [6] [7].

Alumíniumötvözetek hegesztése esetében csak egy nagyon szűk paramétertartományban lehet biztosítani az elvárt minőséget, ami így is a legtöbb esetben nem éri el az alapanyag minőségét. Ez elsősorban a szilárdsági és az alakváltozási tulajdonságokra igaz, ami általában az alkalmazott hegesztési hőciklus következménye. Ráadásul a minőség mellett a termelékenység növelésére is egyre nagyobb igény lép fel a gyártók részéről, aminek többek között korlátot szab az alkalmazott hegesztő eljárás. Ezt felismerve egyre inkább előtérbe kerül a hegesztő eljárások fejlesztése, kiemelten az alumíniumötvözetekhez. Az alapvető cél természetesen a hegesztett kötések – széles értelemben vett - minőségének javítása a termelékenység növelése mellett. Mivel a hegesztési hőciklus szerepe a fontos, így a kis hőbevitelű, jellemzően sajtoló hegesztő eljárások jöhetnek szóba. Ezen eljárások rendkívül jó kötés minőséget biztosítanak, viszont jellemzően komoly geometriai korláttal rendelkeznek, így kevésbé elterjedtek. Erre jelenthet megoldást egy új sajtoló hegesztő eljárás: a lineáris dörzshegesztés (FSW = Friction Stir Welding).

1.1 A célkitűzések megfogalmazása

Tekintettel arra, hogy a lineáris dörzshegesztés egy viszonylag új hegesztő eljárás, így számos területen lehetséges annak fejlesztése. Természetesen ezek közül kiemelten érdemes foglalkozni a hegesztett kötés szilárdságnövelési lehetőségeivel, hiszen sajtolóhegesztő eljárás révén más, különleges módszerek állhatnak rendelkezésünkre, mint a megszokott ömlesztő hegesztő eljárásoknál. Amennyiben megértjük a lineáris dörzshegesztés során lejátszódó folyamatokat, úgy a szilárdságnövelés eléréséhez szükséges technológiai paraméter optimalizálást is el tudjuk végezni. A hegesztő eljárásokat tekintve ez az egyik legintenzívebben kutatott terület nemzetközi szinten, komoly szakirodalmi háttérrel, viszont még mindig vannak kevésbé tisztázott, kevésbé kidolgozott vagy feltárt részek.

Attól függetlenül, hogy a lineáris dörzshegesztéskor lejátszódó folyamatok még nem teljesen feltártak, az eljárást már számos helyen használják az iparban. Jellemzően olyan gyártmányoknál, ahol hosszú egyenes varratokat kell készíteni alumíniumötvözetekből gyártott szerkezeti elemeknél, mint például a vasúti kocsik-, a hajó-, repülőgép- vagy hídgyártás [8], [9]. Ezen szerkezetek üzemeltetése során különböző igénybevételek léphetnek fel, melyek közül meghatározó az ismétlődő igénybevétel. Ebből adódóan elkerülhetetlen a lineáris dörzshegesztéssel készült kötések ismétlődő igénybevétellel szembeni ellenállásának vizsgálata, mivel itt jellemzően más folyamatok játszódnak le hegesztés során, mint az ömlesztő hegesztő eljárásoknál, így az ismétlődő igénybevételekkel szembeni ellenállásuk is különbözhet. E téren még kevesebb vizsgálati eredmény található az irodalomban, ráadásul az eljárás jellegéből adódóan számos befolyásoló tényező játszik szerepet, így ezek hatásának feltérképezése kiterjedt kutatást és egyben hiánypótló adatokat, vizsgálati eredményeket igényel. Ezen alumíniumszerkezetek esetében a kis- [10] és nagyciklusú fáradás [11] valamint a fáradásos repedésterjedés [12] is egyaránt jellemző lehet.

A hagyományos ömlesztő hegesztő eljárásokat tekintve ritkábban fordul elő, hogy a technológiai paramétereket úgy módosítják, hogy a hegesztett kötés kifejezetten a fásztó igénybevétel szempontjából legyen optimális minőségű, jellemzően azért, mert ott erre korlátozott lehetőségek vannak. A lineáris dörzshegesztésnél azonban vannak olyan technológiai lehetőségek, melyekkel célzottan a hegesztett kötések ismétlődő igénybevételekkel szembeni ellenállását lehet befolyásolni.

A kutatómunka globális célja olyan, elméletileg megalapozott technológiai paraméterek összeállítása, illetve technológiai fejlesztések kidolgozása, amelyek a mikroszerkezet optimumán keresztül eredményeznek kedvező mechanikai tulajdonságokat, mind kvázisztatikus, mind ismétlődő igénybevételek esetén.

Mindezeket figyelembe véve a kutatómunka során a lineáris dörzshegesztés technológiai paramétereinek behatárolása, kötéstulajdonságokra gyakorolt hatásának feltárása érdekében vizsgálni kell:

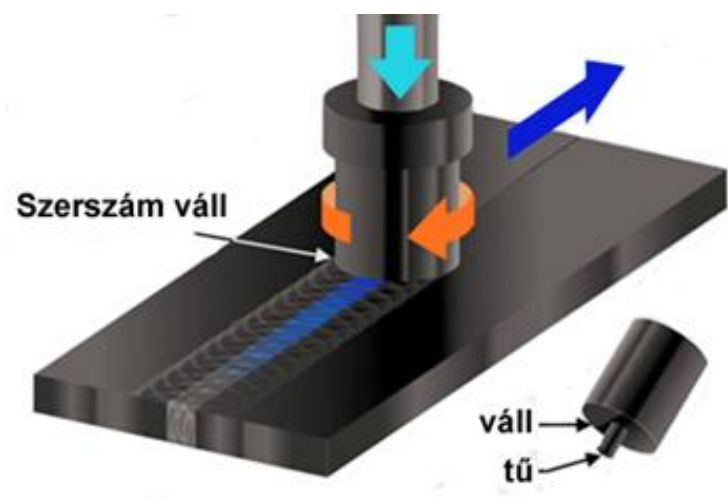
- a hegesztés során végbemenő folyamatokat és azok hatását a mikroszerkezet kialakulására,
- a technológiai paraméterek kiválasztásának szempontjait, figyelembe véve a kötés minőségének javítására irányuló törekvéseket,
- a különböző szerszámkialakítások hatását a hegesztés folyamatára és a kötés minőségére,
- a hegesztési hőciklus hatását az anyag mikroszerkezetére, továbbá a kötés minőségére,
- a hegesztett kötések statikus igénybevétele mellett az ismétlődő igénybevételekkel szembeni ellenállását.

2 SZAKIRODALMI ÁTTEKINTÉS, A JELENLEGI HELYZET BEMUTATÁSA

Az alumíniumötvözetek mechanikai tulajdonságai jellemzően megváltoznak a hegesztési hőciklus hatására. Az alakított vagy nemesített alumíniumötvözetek hegesztett kötésének hőhatásövezete kilágyul, így részben vagy teljes egészében elveszti az alapanyag a kiinduló tulajdonságait. Az ömlesztő hegesztő eljárások használata esetén a hőbevitel optimalizálásával lehet a kilágyulás mértékét kismértékben csökkenteni. Sajtoló hegesztő eljárások esetében már egyéb lehetőségek is rendelkezésünkre állhatnak, viszont ezek a lehetőségek csak ritkán kerülhetnek kihasználásra a rendelkezésre álló hegesztő eljárások (alapvetően geometriai) korlátai miatt. Többek között ezeket a geometriai korlátokat részben kiküszöböli egy korszerű szilárdfázisú sajtoló hegesztő eljárás: a lineáris dörzshegesztés.

2.1 A lineáris dörzshegesztés

1991-ben az angol Hegesztéstechnikai Intézet (TWI) fejlesztette ki az eljárást [13], aminek előnyeit csak jóval később, 1999-ben kezdték felismerni (a NASA kutatásai alapján) és ettől kezdve az eljárás gyors fejlődésnek indult. Az eljárás elvét a 2.1. ábra mutatja:



2.1. ábra. A lineáris dörzshegesztés elve

Egy speciális kialakítású szerszámot adott fordulatszámmal forgatva belesüllyesztünk az összehegesztendő lemezek illesztési vonalába teljesen addig, amíg a szerszám váll része fel nem fekszik a lemezek felületén. Mivel a szerszám forog, így a felfekvő váll súrlódási hőt kelt, melynek hatására az alapanyag szilárdsága jelentősen csökken, de a maximális hőmérséklet nem éri el az alapanyag olvadáspontját, így szilárd-fázisban történik a hegesztés [13]. A szerszám másik fontos része a tű, mely az összehegesztendő lemezek illesztési vonalában forog, és ezzel a mozgással súrlódási hőt keltve áramlásra kényszeríti a két alapanyagot így létrehozva a kötést [14]. A kötés létrejöttéhez szükséges az alapanyag megtámasztása a szerszám alatt, ezért egyoldali hegesztésnél alátétlemezt kell használni. A szerszámot adott sebességgel, az illesztési vonal mentén mozgatva létre lehet hozni egy hosszvarratot, amire más sajtoló hegesztő eljárás nem, vagy csak korlátozottan alkalmas. A hőbevitel mértékét a fordulatszám és az előtolási sebesség (hegesztési sebesség) kombinációjának célszerű megválasztásával lehet szabályozni. Hegesztés közben jelentős sajtolóerő lép fel, aminek a mértéke szintén befolyásolja a hőbevitelt, így arra befolyással van a szerszám néhány fokos döntése és a szerszám kialakítása egyaránt.

A lineáris dörzshegesztés elvéből adódik annak számos előnye: a kis hőbevitel, a kis deformáció, a kis maradó feszültség, a porozitásmentesség, a nagy termelékenység [15], a jó automatizálhatóság, továbbá nincs szükség képzett hegesztőre, nem igényel hozaganyagot, illetve védőgázt, bármilyen pozícióban használható, nehezen hegeszthető alapanyag kombinációkhoz is megfelelő. Hátrányként említhető az alátétlemez szükségessége egyoldali hegesztés esetén, illetve a kezdő és kifutólemez használata [16]. Fontos megemlíteni, hogy hegesztés közben jelentős erőhatások lépnek fel, így az esetek nagy részében robosztus berendezésre van szükség. Kisebb falvastagságú és lágy anyagok (pl. alumínium és magnézium) esetén, egyre nagyobb teret nyernek a robotizált megoldások, mellyel háromdimenziós formában is létrehozhatóak hegesztett kötések [17].

2.1.1 A lineáris dörzshegesztés alkalmazhatósága

Az alkalmazhatóság vizsgálatánál alapvető fontosságú a hegeszthető alapanyagok köre. A kezdeti időszakban csak az alacsony olvadáspontú anyagok hegesztésére alkalmazták, de mára egyre bővült a hegeszthető anyagok köre. A teljesség igénye nélkül az alábbi anyagok jól hegeszthetőek az eljárással [16]: alumínium-, réz-, nikkel-, magnézium-, titán és ötvözetei, korrózió- és saválló acélok, ötvöztelen szerkezeti acélok, fémhabok, polimerek, különböző fémmátrixú kompozitok.

Mivel egy szilárd-fázisú hegesztő eljárásról van szó, így nem meglepő, hogy használható vegyes kötések készítéséhez is, például alumínium-réz, alumínium-magnézium, vagy korrózióálló acél-szénacél vegyes kötéséhez is. Az eljárás alkalmazhatóságának falvastagság tartománya a hegesztendő anyag minőségétől függ. Az 2.1. táblázat szemlélteti a gazdaságosan hegeszthető falvastagságokat anyagminőség csoportok szerint [18].

2.1. táblázat. Az eljárás alkalmazhatósága az anyagminőség és falvastagság függvényében

Alapanyag	Falvastagság tartomány
Alumínium és ötvözetei	3...50 mm
Réz és ötvözetei	3...50 mm
Nikkel és ötvözetei	3...12 mm
Magnézium és ötvözetei	3...12 mm
Titán és ötvözetei	3...12 mm
Korrózióálló acél	3...12 mm
Ötvözetlen szerkezeti acél	3...12 mm

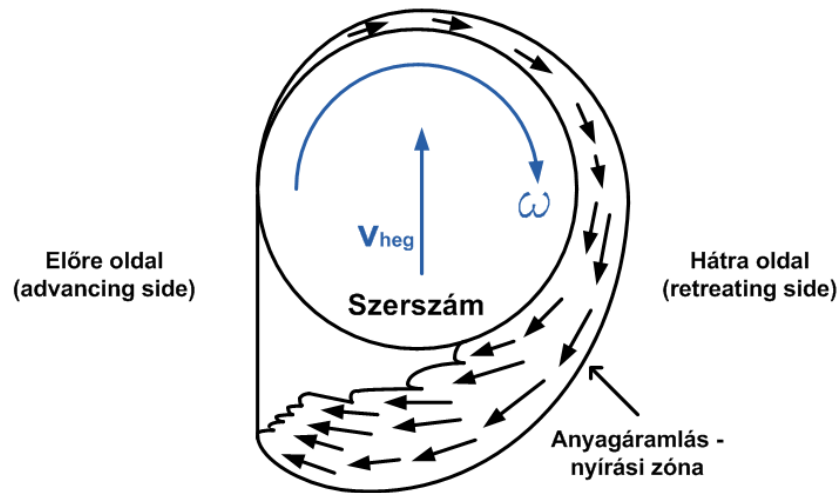
A felsorolt alapanyagok közül leginkább az alumínium és ötvözeteinek hegesztéséhez terjedt el az eljárás. Ennek több oka is van: a hegesztett szerkezet gyártásban (a vas alapú ötvözetek után) a második leggyakrabban alkalmazott alapanyag, hegesztés közben jóval kisebb erőhatások lépnek fel, mint acélok esetében, kisebb (így olcsóbb) berendezés is megfelelő, valamint a hegesztő szerszám gyártása sem annyira költséges. Továbbá az alumíniumötvözetek alacsony olvadásponttal rendelkeznek, tehát hegesztés közben a berendezés és a szerszám hő okozta igénybevétele is kedvező. Az eljárást egyre szélesebb körben alkalmazzák az alábbi területeken: hajó-, repülőgépgyártás, űrhajó alkatrészek gyártása, vasúti szerelvénygyártás, járműkarosszéria elemek gyártása, valamint az építőipar különböző területei.

A lineáris dörzshegesztéssel számos kötéstípus készíthető, így beszélhetünk tompa-, T-, és átlapolt kötésről egyaránt [18].

2.1.2 A kötés kialakulása, szerkezete

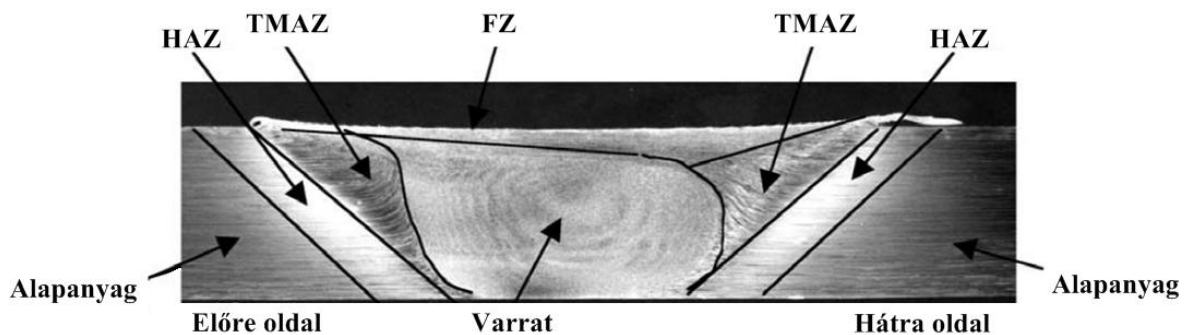
A hegesztés során a szerszám forgó- haladó mozgása azt eredményezi, hogy nem azonos hőmérséklet és nem azonos anyagáramlás jön létre a kötés két oldalán. Ennek következtében változik a két oldalon a hőmérséklet, az alakváltozás sebessége és az alakváltozás mértéke, aminek az eredménye az, hogy a kötés egyes részeinek mechanikai tulajdonságai eltérnek. Ezt a két oldalt nevezzük „előre” (*Advancing Side, AS*) és „hátra” (*Retreating Side, RS*) oldalnak, ami a 2.2. ábrán is látható. A szerszám okozta anyagáramlás a „hátra” oldalon jóval nagyobb, mint az „előre” oldalon, ami alapvetően annak a következménye, hogy a „hátra” oldalon jóval nagyobb hőmérsékletű az anyag. A szerszám forgó és előre haladó mozgásával a nagy hőmérsékletű anyagra erőt fejt ki, így a 2.2 ábrán látható anyagáramlás jön létre. Mivel az előre oldaltól kezdve a szerszám folyamatosan anyagot áramoltat, ezért egy ideiglenes üreg keletkezik a szerszám mögött, amit a szerszám folyamatosan feltölt a forgási irányának megfelelően [19]. Az üreget feltöltő anyag a legnagyobb hőmérsékletű, ami hirtelen egy hidegebb anyagrészhez ér, így

általában egy jól látható kontúrt hoz létre a makrociszolaton. Ebből az is következik, hogy a mechanikai tulajdonságok hirtelen változnak meg azon a részen. Tehát látható, hogy a forgási iránynak megfelelően a „hátra” oldalon a hőmérséklet, az alakváltozás sebessége, az alakváltozás mértéke hármás jelentősen eltérhet az „előre” oldalhoz képest. Ehhez az aszimmetriához még hozzájárul az is, hogy az anyag falvastagságának tekintetében is jelentősen változnak a viszonyok, ami leginkább az egyenlőtlen hőmérsékleteloszlásnak tulajdonítható (18).



2.2. ábra. A kötés kialakulása (v_h =hegesztési sebesség, ω =szögsebesség) [19]

Az ismertetett módon létrejött hegesztett kötés keresztcsiszolatára mutat példát a 2.3. ábra, melyen jól elkülöníthető részek találhatók.



2.3. ábra. A lineáris dörzshegesztett kötés felépítése [20]

Ahogy a 2.3. ábrán is látható, a lineáris dörzshegesztéssel készült kötés felépítése eltér a hagyományos, sajtoló és ömlesztő hegesztéssel készült kötések felépítésétől. A kötés azon részén, ahol a szerszám halad egy finomszemcsés szövetszerkezet alakul ki, ezt nevezzük varratnak. A varrat melletti részen már kisebb mértékben érvényesül az anyagáramlás, viszont a szövetszerkezetét jelentősen befolyásolja a hőmérsékleten kívül a fellépő sajtolóerő is. Ezért ezt az övezetet termo-mechanikus hatásnak kitett övezetnek nevezzük, röviden TMAZ (Thermo-Mechanically Affected Zone). Ahol már nem hat a sajtolóerő,

csak a hőmérsékletnek van hatása, azt a részt ennél a kötésnél is hőhatásövezetnek nevezzük, röviden HAZ (Heat Affected Zone). A koronaoldalon megfigyelhető egy elnyújtott zóna is, ezt nevezzük intenzív áramlási övezetnek, röviden FZ (Flow Zone). További jellegzetessége az eljárásnak az, hogy a szerszám bizonyos irányú forgómozgásából adódóan nem egyenletes a hőterhelés a kötés két oldalán, ezért a felsorolt övezetek nem azonos méretűek és alakúak.

A lineáris dörzshegesztés egy szilárd-fázisú sajtoló hegesztő eljárás, tehát a hegesztett kötést hő és sajtolóerő együttes alkalmazásával készítjük el anélkül, hogy elérnénk az anyag olvadáspontját. Mint minden sajtoló hegesztő eljárásnál, itt is egy meglehetősen bonyolult melegalakítási folyamatot kell átlátni ahhoz, hogy a technológiai paraméterek hatását elemezni tudjuk. Alapvetően alumíniumötvözeteknél nagy előnye ennek az eljárásnak az, hogy nem olvad meg az alapanyag, így az alapanyag különböző gázok iránti affinitása gyakorlatilag elhanyagolható. Emellett jóval kisebb hőbevitel érhető el, mint a hagyományosan használt ömlesztő hegesztő eljárásokkal, melyeknél a nemesített és az alakított alumíniumötvözetek esetén egyaránt kilágyulás és szilárdságsökkenés következik be (1), viszont kisebb hőbevitel esetén a kilágyulás és a szilárdságsökkenés is mérsékeltebb. A kötés szilárdsági tulajdonságai egyedül abban az esetben érik el az alapanyag értékeit, ha a hegesztés után külön hőkezelést alkalmaznak [21]. Természetesen a minőség szempontjából ez a legjobb megoldás, de az iparban a kivitelezhetősége nagyon nehézkes, így nagyon ritkán alkalmazható, tehát alapvető fontosságú a hegesztéstechnológia helyes megválasztása.

Az egyik alapvető szilárdságnövelési lehetőség a szemcsék finomítása, melyből egyértelműen adódik, hogy növekszik az adott keresztmetszetre vonatkozó szemcsehatárok hossza [22]. Ezt írja le a széles körben ismert Hall-Petch összefüggés is:

$$R_p = R_0 + k \cdot d^{-\frac{1}{2}} \quad (2.1)$$

ahol

- R_p : a polikristályos anyag folyáshatára,
- R_0 : az egy szemcséből álló anyag folyáshatára,
- d : szemcseátmérő,
- k : anyagállandó.

Az összefüggésből is jól látszik, hogy az adott anyag folyáshatára annál nagyobb, minél kisebb a szemcseméret. Hagyományos ömlesztő hegesztő eljárások alkalmazásával ez kevésbé befolyásolható, viszont szilárd-fázisú sajtolóhegesztő eljárások esetében, így a lineáris dörzshegesztésnél is jóval több lehetőség adódik erre. A szakirodalmat áttekintve tény, hogy a lineáris dörzshegesztéssel készült kötés középső varrat része az esetek nagy részében finomszemcsés [23].

2.1.3 A hegesztés során lejátszódó folyamatok

A lineáris dörzshegesztés során egy intenzív, termikusan aktivált alakítási folyamat útján lehet létrehozni hegesztett kötést. Ebből adódik, hogy a melegalakítás során lejátszódó folyamatok figyelhetőek meg ennél az eljárásnál is. Ez jellemzően a kötés azon részein megy végbe, ahol a szerszám mozgásának hatására anyagáramlás következik be, tehát a kötés hőhatásövezeti részén csak a hőhatás okozta szövetszerkezeti változásokra kell számítani.

A lineáris dörzshegesztést alapvetően olyan alapanyagokon végezzük, amelyek nem egyensúlyi állapothoz közeliek, hanem különböző tulajdonságok elérése érdekében már valamilyen technológiai műveletet hajtottak végre rajtuk. Az így keletkezett szövetszerkezet hő hatására megváltozik. A hegesztési hőciklustól függően, a hőhatásövezetben lejátszódhat egy statikus megújulási folyamat [24]. A megújulási folyamatot úgy jellemezhetjük, hogy az alapállapothoz képest megváltozott tulajdonságok a kiindulási értékek irányában változnak a kristályszerkezet, a szemcseszerkezet számottevő változása nélkül [25]. A megújulási szakaszban a fizikai (elektromos és mágneses) tulajdonságok változása lényegesen jelentősebb, mint a mechanikai anyagjellemzők változása [25].

Ugyancsak lejátszódhat a hőhatásövezetben a poligonizáció, ami a meggörbült, torzult rácssíkok kiegyenesedését, a nagyszámú, rendezetlenül elhelyezkedő diszlokációk sajátos szerkezeti átrendeződését jelenti, amelynek eredményeként egy jellegzetes, sokszög alakú szerkezet jön létre. A poligonizáció lényege, hogy a diszlokációk a kiegyenesedett rácssíkok töréspontjaiba vándorolva olyan belső szubszemcsehatárokat képeznek, amelyeken belül lényegében diszlokációmentes szubkristályokat találunk. A poligonizáció során kismértékben a mechanikai tulajdonságok is változnak [25].

Az eddig felsoroltak közül részben az újrakristályosodás is jellemzi a hőhatásövezetet. Újrakristályosodáson azt a folyamatot értjük, amelynek során a torzult, feszültségekkel terhelt krisztallitokból, kristályosodási csírákból kiindulva, új, részarányos, feszültségtől mentes új krisztallitok jönnek létre [25].

Az újrakristályosodáskor keletkező szemcsék mérete változik, tovább növekedhetnek a hőhatás idejének növekedésével, valamint az újrakristályosításhoz szükségesnél nagyobb hőmérséklet alkalmazásával. Ezt a folyamatot szemcsedurulásnak nevezzük, aminek alapvetően káros következményei vannak a szilárdsági tulajdonságok tekintetében.

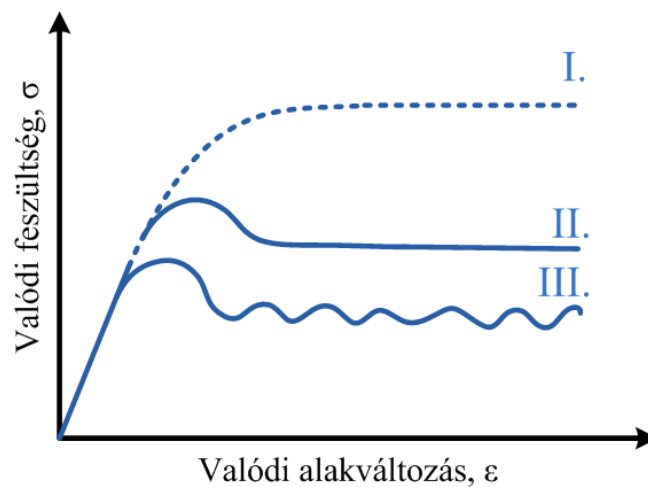
A hegesztett kötés varrat és TMAZ részén intenzív, illetve kevésbé intenzív képlékeny melegalakítási folyamat játszódik le hegesztés közben. Dinamikus megújulásról és dinamikus újrakristályosodásról is beszélhetünk a melegalakítás során. Természetesen a melegalakítással egyidejűleg, a melegalakítás hőmérsékletén bekövetkező dinamikus megújulás és dinamikus újrakristályosodás mellett a melegen alakított munkadarab a

melegalakítást követő hűlés során - tehát már nem alakváltozás közben - az előzőkben statikus megújulásnak és statikus újrakristályosodásnak nevezett folyamatokon is keresztül mehet. Ez utóbbi megállapításból egyúttal az is következik, hogy a melegalakítás során az alakított munkadarab végső mikroszerkezete és ebből eredően mechanikai tulajdonságai az alakítás és az azt követő hűtés-hevítés körülményeinek szabályozásával viszonylag tág határok között módosíthatók [25].

Számos kísérletet végeztek a lineáris dörzshegesztéssel [26], melyek bebizonyították, hogy jelentős szemcsefinomodás történik a hegesztés során a kötés egyes részein. Ezt a finomszemcsés szövetszerkezetet a hegesztés folyamán lejátszódó dinamikus újrakristályosodásnak (Dynamic Recrystallization) köszönhető [27] [28]. A dinamikus újrakristályosodás jelensége már viszonylag régóta [24] ismert, viszont a nagy rétegződési hibaenergiájú anyagok esetében ez nem volt kimutatható. Általánosan elfogadott tény volt az, hogy alumíniumötvözetek esetében nem játszódik le, helyette dinamikus megújulásról (Dynamic Recovery) lehet beszélni. Ez az elmélet alapvetően a kis alakváltozási sebesség és kis alakváltozási mérték esetében helytálló. Valójában sokáig nem is alkalmaztak olyan mechanikai technológiát, ahol szerepe lett volna a dinamikus újrakristályosodásnak alumíniumötvözetek esetében. A lineáris dörzshegesztés megjelenésével viszont egy olyan sajtolóhegesztő eljárás került előtérbe, ahol nagy az alakváltozási sebesség, nagy az alakváltozás mértéke és az alakítás hőmérséklete is jelentős. Ezek a már-már extrémnek mondható körülmények vezettek arra a felismerésre, hogy a nagy rétegződési hibaenergiájú alumíniumötvözetek esetén is lejátszódik a dinamikus újrakristályosodás [29] [30] [31] [32]. A finomszemcsés szövetszerkezet alapvetően a dinamikus újrakristályosodás következménye, így ennek kutatása egyre népszerűbb lett és alapvető szerepet játszik a lineáris dörzshegesztés során használható technológiai paraméterek meghatározásában.

Melegalakítás során végbemegy az alakítási keményedés (WH = Work Hardening), bizonyos esetekben a dinamikus megújulás (DRV = Dynamic Recovery) és a dinamikus újrakristályosodás (DRX = Dynamic Recrystallization). Ez a három jelenség befolyásolja alapvetően a szövetszerkezetet és ezzel együtt a mechanikai tulajdonságokat is [33]. A melegalakítási folyamat során az alakítási keményedés mellett mindig fellép az alakítási szilárdságot csökkentő, vagyis a diszlokáció-szerkezet átrendeződését, illetve sűrűségének csökkenését eredményező dinamikus megújulási folyamat. A dinamikus megújulás hatására az alakváltozás növekedésével a folyási görbe meredeksége csökken, egészen egy viszonylag állandósult szint eléréséig, amelyet az alakítási keményedés és a dinamikus megújulás egyensúlya jellemez [34]. Ezt a folyamatot szemlélteti a 2.4. ábra I. görbe. A keményedési szakasz a diszlokáció-sűrűség intenzív növekedésének tartománya. Amint a folyási görbe stacionárius szakaszát elérjük, a megújulásra jellemző szubszemcse-képződés indul meg: a képződő szubszemcsék mérete, egyenletessége és orientációja elsősorban az alakváltozási sebesség és az alakítási hőmérséklet függvénye [25]. A szubszemcséket

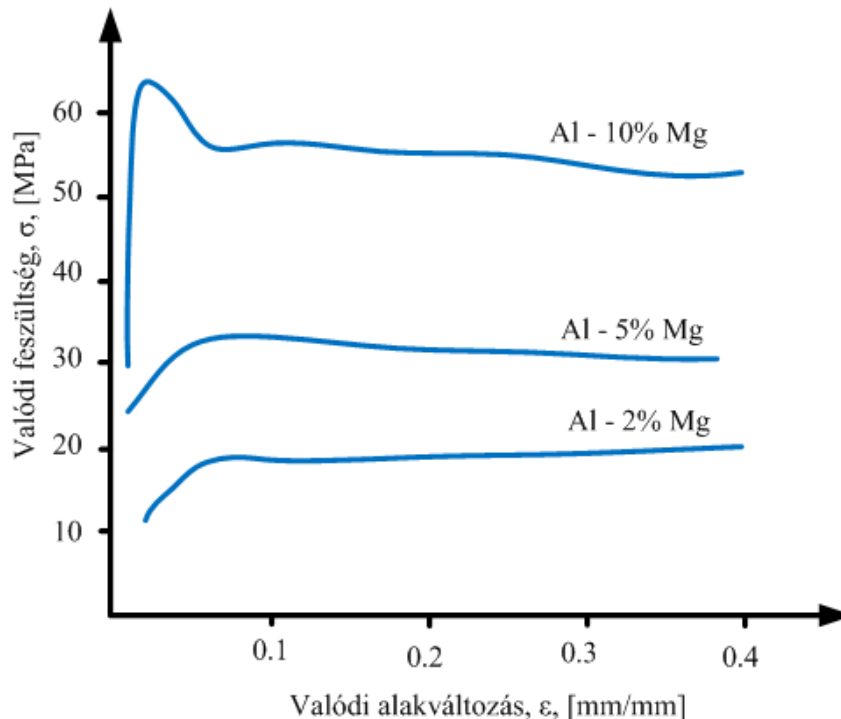
jellemző fő paraméterek értéke - a diszlokáció-sűrűség, a diszlokációk átlagos szabad úthossza, a szubszemcsék kölcsönös orientációja - nem változik a melegalakítási folyási görbe állandósult szakaszán, azaz egy dinamikus egyensúly alakul ki az új diszlokációk keletkezése és megszűnése között. Lényegében ez eredményezi a diszlokáció-sűrűség és ezzel együtt a folyási feszültség állandósult értékét [25]. A dinamikus megújulás során keletkező szubszemcsék mérete jelentős mértékben befolyásolja a melegalakítást követő statikus újrakristályosodás során kialakuló szemcseszerkezetet. Jól ismert, hogy a dinamikus megújulás lényegesen könnyebben megy végbe a nagy rétegződési hibaenergiájú fémekben (mint például a felületen középpontos köbös rendszerű alumínium, a γ -vas, stb.). Ezzel szemben a kis rétegződési hibaenergiájú térben középpontos köbös rendszerű fémek kevésbé hajlamosak a dinamikus megújulásra [25].



2.4. ábra. Jellemző $\sigma - \varepsilon$ görbék melegömítés során [33]

A dinamikus újrakristályosodás a meleg-folyási görbén karakterisztikus módon jelentkezik (2.4. ábra II. görbe). A legtöbb - viszonylag nagy alakváltozási sebességgel végzett - melegalakításnál a meleg-folyási határ csökkenése figyelhető meg azután, hogy a folyási görbe maximumát elértük. Kisebb alakváltozási sebességeknél a folyási görbén (2.4. ábra III. görbe) "hullámok" is megfigyelhetők. Ezek a gyorsan megismétlődő dinamikus újrakristályosodásnak köszönhetők. A dinamikus újrakristályosodás a folyási feszültség csökkenését követő állandósult szakasz kialakulásával is jellemezhető. Ezen a szakaszon ugyancsak egy dinamikus egyensúly alakul ki az új diszlokációk keletkezése és a dinamikus újrakristályosodás eredményeként bekövetkező megszűnése között. Erre a tartományra egy többé-kevésbé állandósult szemcseméret dinamikus egyensúlya is jellemző. A kísérleti tapasztalatok alapján a dinamikus újrakristályosodás bekövetkezésének feltétele, hogy az alakváltozás egy kritikus értéket meghaladjon [25]. Alumíniumötvözeteknél a dinamikus megújulás hajtóereje jelentős, mely nagymértékben gátolja a „klasszikus” dinamikus újrakristályosodást [35]. Ezért ebben az esetben már egy másik mechanizmusról beszélünk, ami jelenleg még nem tökéletesen feltárt. Ebből adódik

az, hogy a jelenlegi szakirodalom szerint létezik folyamatos (a nagy rétegződési hibaenergiájú anyagok esetében) és szakaszos (a kis rétegződési hibaenergiájú anyagok esetében) dinamikus újrakristályosodás is [36] [37] [38]. Az utóbbi kutatásában már sok eredmény van, ami alapvetően az ausztenites CrNi acélok vizsgálatán alapszik [39] [40] [41]. A nagy rétegződési hibaenergiájú alumíniumötvözeteknél lejátszódó folyamatos újrakristályosodási folyamat még nem annyira jól érthető [24], jelenleg is komoly kutatások folynak a témában [42]. Kezdetben tiszta alumíniumon végeztek kutatásokat, ahol sok esetben az az eredmény született, hogy túl erős a hatása a dinamikus megújulásnak ezen anyagoknál, így nem következhet be dinamikus újrakristályosodás [43] [44], viszont egyes esetekben a melegalakítás után statikus újrakristályosodás elindulását figyelték meg [44]. Ebből egyértelműen az adódik, hogy a melegalakítás során lejátszódó dinamikus megújulás után elegendő energia van az újrakristályosodás bekövetkezéséhez [43] [44] [45], viszont ehhez egy meglehetősen lassú hőciklusra van szükség, ami nem jellemző a hegesztésre. Amennyiben nem tiszta alumíniumot vizsgálunk, hanem ötvözetről van szó, úgy az ötvöző atomok miatt csökken a rétegződési hibaenergia, amiből az következik, hogy a dinamikus újrakristályosodás bekövetkezhet könnyebben, kevésbé szélsőséges körülmények között [46]. Erre mutat példát a 2.5. ábra, ahol a magnézium tartalom függvényében végeztek melegítő vizsgálatokat azonos paraméterekkel:



2.5. ábra. Az ötvöző tartalom hatása a dinamikus újrakristályosodásra [44]

Az ábrából jól látszik, hogy a magnézium tartalom növekedésével egyre inkább olyan valódi feszültség - valódi nyúlás görbét kapunk, amelyik hasonlít a tipikus dinamikus újrakristályosodás bekövetkezésénél felvett görbékhez.

A leírtakból az következik, hogy a lineáris dörzshegesztés technológiai paramétereinek optimalizálásánál alapvető cél lehet az, hogy a dinamikus újrakristályosodás a hegesztett kötés lehető legnagyobb részén bekövetkezzen, és így finomszemcsés szövetszerkezet alakuljon ki.

2.1.4 A dinamikus újrakristályosodást befolyásoló paraméterek

Jól tervezett és gondosan kivitelezett melegalakítással a szemcseméret jelentős mértékben csökkenthető, viszont ha a melegalakítást nagy hőmérsékleten és kismértékű alakítással végezzük, durva szemcseszerkezet alakul ki.

Alapvetően három paraméter összehangolása szükséges a dinamikus újrakristályosodás, és ezzel együtt a finomszemcsés szövetszerkezet eléréséhez:

- az alakítás hőmérséklete,
- az alakváltozás sebessége,
- az alakváltozás mértéke.

A felsorolt paraméterek mellett az alapanyagok tulajdonságai is (például: a szemcseméret vagy a szemcsealak) jelentős hatással lehetnek a dinamikus újrakristályosodásra [47].

Lineáris dörzshegesztés esetében egyértelmű, hogy az alakváltozás és az alakváltozási sebesség a kötés bizonyos részein (például a varrat közepe) nagy értéket érhetnek el. Több kutató próbálta ezeket az értékeket meghatározni részben kísérletekkel, részben modellezéssel. Az eddig publikált alakváltozási mértékekre mutat példát a 2.2 táblázat.

2.2. táblázat. Az eddig publikált alakváltozások lineáris dörzshegesztés során (varrat közepe)

Alapanyag	Módszer	Alakváltozás mértéke [mm/mm]	Referencia
AA2024	modellezés	40-80	[48]
AA2024	modellezés	6	[49]
AA6082-T6	modellezés	5-6	[50]
AA7075	modellezés	7-9	[51]

A táblázatból jól látszik, hogy az eddigi kutatások szerint csak modellezéssel tudták megbecsülni az alakváltozás mértékét. Nagyságrendi eltérés is tapasztalható az eredmények között, ami egyrészt a különböző hegesztési paramétereknek, másrészt a modellezés pontatlanságának következménye. Az eddig publikált alakváltozási sebességekre mutat példát a 2.3 táblázat.

2.3. táblázat. Az eddig publikált alakváltozási sebességek lineáris dörzshegesztés során

Alapanyag	Módszer	Alakváltozási sebesség [s ⁻¹]	Referencia
Besorolatlan alumínium	Mérés	10	[52]
AA1050	Mérés	1,7 - 2,7	[53]
AA6082	Mérés	1,6 - 10,3	[54]
AA7108	Mérés	1,7 - 17,3	[54]
-	Modellezés	1000	[55]
-	Modellezés	100	[56]
Besorolatlan alumínium	Modellezés	10 - 100	[57]
Besorolatlan alumínium	Modellezés	100	[58]
AA6082-T6	Modellezés	4 - 11	[50]
AA6061	Modellezés	160	[59]
AA7449	Modellezés	500	[60]
AA7075	Modellezés	7 - 8	[51]

A táblázatból jól látszik, hogy ugyancsak nagyságrendi különbségek vannak az alakváltozási sebességek között, ami leginkább a modellezéssel meghatározott értékekre vonatkozik. Ezt a paramétert szintén nagyon nehezen lehet mérni és modellezni, ebből adódnak a komoly eltérések. Természetesen az alakváltozás mértéke és az alakváltozási sebesség is jelentősen függ a lineáris dörzshegesztés során alkalmazott technológiai paramétereiktől és a szerszámkialakítástól is, de ezen kívül az eredmények jelentős szórásának magyarázata a különböző modellek alkalmazása is, melyeket jellemzően a folyási feszültség meghatározására dolgoztak ki, de előzetes vizsgálati eredmények alapján az alakváltozási sebesség modellezésére is alkalmasak lehetnek:

- a Sellars – Tegart [72] vagy Sheppard – Wright féle [73] modell:

$$\sigma_f = \frac{1}{\alpha} \sinh^{-1} \left[\left(\frac{Z}{A} \right)^{1/n} \right] = \frac{1}{\alpha} \ln \left\{ \left(\frac{Z}{A} \right)^{1/n} + \left[1 + \left(\frac{Z}{A} \right)^{2/n} \right]^{1/2} \right\} \quad (2.2)$$

$$Z = \dot{\epsilon} e^{\left(\frac{Q}{RT} \right)} \quad (2.3)$$

ahol:

- Z: a Zener-Hollomon paraméter (az alakváltozási sebesség hőmérséklet függése),
- A, α , n: zömítővizsgálatokból meghatározható állandók,
- Q_{akt} : aktivációs energia.

A (2.2) képlet alapvetően a folyási feszültség meghatározására szolgált az alakváltozási sebesség ismeretében, viszont a folyási feszültség előzetes

vizsgálatok alapján meghatározható, így a (2.3) egyenletet is felhasználva az alakváltozási sebesség modellezhető.

- Johnson – Cook [74] modell: előzetes vizsgálati eredményeket igényel különböző alakváltozások, alakváltozási sebességek és hőmérsékleteken meghatározott folyási feszültségekre vonatkozóan. Ezt követően meghatározhatóak azok az állandók, melyek a (2.4) képletben szerepelnek, és így nagyobb alakváltozási sebességeket is lehet modellezni.

$$\sigma_f = [A + B\varepsilon^n] [1 + C \ln \dot{\varepsilon}^*] [1 - T^{*m}] \quad (2.4)$$

$$T^* = \frac{T - T_{szoba}}{T_{olvadási} - T_{szoba}} \quad (2.5)$$

$$\dot{\varepsilon}^* = \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \quad (2.6)$$

Ahol:

- $\dot{\varepsilon}_0 = 1 \text{ s}^{-1}$,
 - A: az alapanyag folyáshatára szobahőmérsékleten,
 - B és n: állandók,
 - C: alakítási keményedési együttható,
 - m: a hő okozta lágyulás kitevője,
 - T_{szoba} : szobahőmérséklet,
 - $T_{olvadási}$: olvadási hőmérséklet.
- Zhang - Chen [75] modell: az előző modellektől abban különbözik, hogy elkülönül a hőmérséklet érzékenysége az alakváltozás és alakváltozási sebesség érzékenységtől:

$$\sigma_f = \sigma_0(T) + \eta(\varepsilon)^n (\dot{\varepsilon})^m \quad (2.7)$$

Ahol:

- $\sigma_0(T)$: az alapanyag folyáshatára a hőmérséklet függvényében,
- m: viszkozitási kitevő,
- n: alakítási keményedési kitevő,
- η : viszkozitási együttható.

Természetesen a kitevők meghatározásához ebben az esetben is előzetes mérések elvégzése szükséges.

- Arbegast [76] modell: jellemzője, hogy a modell alkalmazásához melegzőmítő vizsgálati eredményekre van szükség $\varepsilon = 0,1$ valódi alakváltozással:

$$\sigma_{0,1} = e^b e^{mT} \quad (2.8)$$

$$m = m_1 \dot{\varepsilon}^2 + m_2 \dot{\varepsilon} + m_3 \quad (2.9)$$

$$b = b_1 \dot{\varepsilon}^2 + b_2 \dot{\varepsilon} + b_3 \quad (2.10)$$

Ahol:

- $\sigma_{0,1}$: a 0,1 alakváltozáshoz tartozó folyási feszültség,
- b és m: melegzőmítő vizsgálatokkal meghatározható értékek.

A modell jellemzője, hogy csak $\varepsilon = 0,1$ valódi alakváltozásra érvényes.

Az ismertetett modellekből jól látható, hogy eltérő módon lehet meghatározni az alakváltozási sebességet, így ebből adódhat a szakirodalmi adatokban tapasztalható jelentős eltérés.

A lineáris dörzshegesztés során elért maximális hőmérsékletet is több publikáció ismerteti, amit a 2.4. táblázat foglal össze. A táblázatban feltüntetett értékek is jelentősen változnak, ez szintén a technológiai paraméterek széles skálájából, valamint az eltérő anyagminőségekből adódik.

2.4. táblázat. Az eddig publikált csúcshőmérsékletek lineáris dörzshegesztés során

Alapanyag	Zóna	Módszer	Hőmérséklet [°C]	Referencia
AA7136-T7	HAZ	Mérés	121 - 157	[61]
AA7075-T6	HAZ	Mérés	200 - 300	[62]
AA2024	HAZ	Modellezés	325	[49]
AA6061	HAZ	Modellezés	207 - 337	[63]
AA7136-T7	TMAZ	Mérés	212 - 376	[61]
AA7075-T6	TMAZ	Mérés	300 - 475	[62]
AA2024	TMAZ	Modellezés	425	[49]
AA6061	TMAZ	Modellezés	337 - 387	[63]
AA6061-T6	TMAZ	Modellezés	507 - 527	[59]
AA2195-T8	Varratközép	Mérés	400	[64]
AA2024	Varratközép	Mérés	402	[65]
AA2024	Varratközép	Mérés	330	[66]
AA6063	Varratközép	Mérés	201 - 553	[67]
AA6061-T6	Varratközép	Mérés	450	[68]
AA6061-T6	Varratközép	Mérés	425	[69]
AA6063	Varratközép	Mérés	522	[70]
AA6061	Varratközép	Mérés	466	[65]
AA7136-T7	Varratközép	Mérés	471	[61]
AA7075-T6	Varratközép	Mérés	300 - 475	[62]

Alapanyag	Zóna	Módszer	Hőmérséklet [°C]	Referencia
AA2024	Varratközép	Modellezés	475	[49]
AA6082-T6	Varratközép	Modellezés	536 - 567	[50]
AA6061	Varratközép	Modellezés	562	[63]
AA7050	Varratközép	Modellezés	498	[71]

2.1.5 A lineáris dörzshegesztés technológiai paraméterei

A lineáris dörzshegesztésnél az alábbi technológiai paraméterek befolyásolják alapvetően a hegesztés sikerességét:

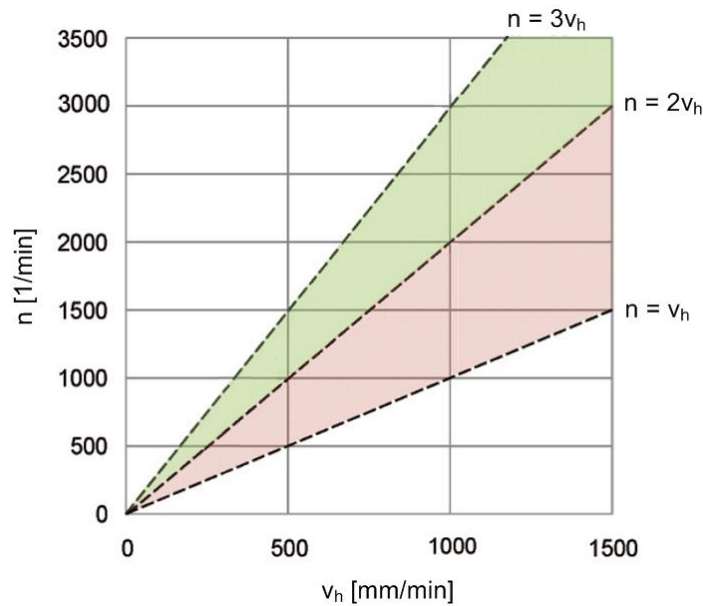
- a szerszám fordulatszáma (n , 1/min),
- a hegesztés sebessége (v_h , mm/min),
- a szerszám dőlésszöge a függőleges tengelyhez képest (α , °).

A szerszám fordulatszáma alapvetően befolyásolja a hőbevitel mértékét, ugyanis minél nagyobb kerületi sebességgel súrlódik a szerszám váll az alapanyag felszínén, annál nagyobb súrlódási hő keletkezik [77]. A fordulatszám növelése nem lineárisan növeli a súrlódási hő maximális értékét, szélsőséges esetben akár az alapanyag olvadáspontját is el lehet érni.

A szerszám előtolási sebessége adja a hegesztési sebességet, tehát ennek értéke ad pontos információt az eljárás termelékenységéről. Általánosságban elmondható, hogy nagyobb fordulatszámhoz nagyobb hegesztési sebességet célszerű választani, ezzel elkerülve a túl nagy hőbevitelt. Ha a fordulatszám kicsi, akkor a hegesztési sebességnek is kicsinek kell lennie, ellenkező esetben túl kicsi lesz a hőbevitel, ami kötéshibához vezethet [78].

A kötés minőségét, illetve a szerszám és berendezés igénybevételét alapvetően befolyásolja a hegesztés közben fellépő sajtoló erő. Jellemzően nagy hőbevitel esetén ez a sajtolóerő kisebb, kis hőbevitel esetén viszont nagyobb értéket mutat. A sajtolóerő egy minimális értéket el kell, hogy érjen, különben elégtelen lesz a kötés minősége. Ebből a megfontolásból az esetek többségében érdemes a szerszámot valamekkora szögben (jellemzően 1- 6° között) megdőnteni, amivel a sajtolóerő értékét növelni lehet.

A technológiai paraméterek kombinációja jelentősen függ a hegesztendő anyagminőségtől, a falvastagságától, illetve a kötés kialakításától. Adott hegesztési feladatra meg lehet határozni egy technológiai paraméterablakot, amelyre példát mutat a 2.6. ábra.

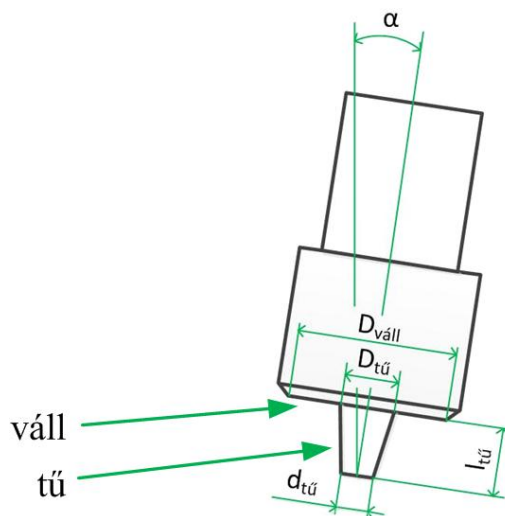


2.6. ábra. Példa a technológiai paramétertartományra [79]

Az ábrán jól látható, hogy minél nagyobb fordulatszámot használunk, annál inkább bővül az alkalmazható hegesztési sebesség tartománya. Zöld színnel a megfelelő paraméterkombinációk vannak jelölve, piros színnel pedig az elégtelen kötést eredményezők. Ezek alapján jól megfigyelhető, hogy általában elégtelen hőbevitelt eredményeznek azok a kombinációk, ahol a fordulatszám értéke kevesebb, mint a hegesztési sebesség értékének kétszerese.

2.1.6 A lineáris dörzshegesztés szerszáma

Lineáris dörzshegesztés során az elkészített kötés minősége alapvetően függ a szerszám kialakításától. Két fő részt különböztetünk meg: szerszám váll és tű, melyeket a 2.7. ábra is szemléltet, egyéb, a technológiai paramétereket befolyásoló méretekkel együtt.



2.7. ábra. A szerszám fő részei és a technológiai paramétereket befolyásoló méretei [18]

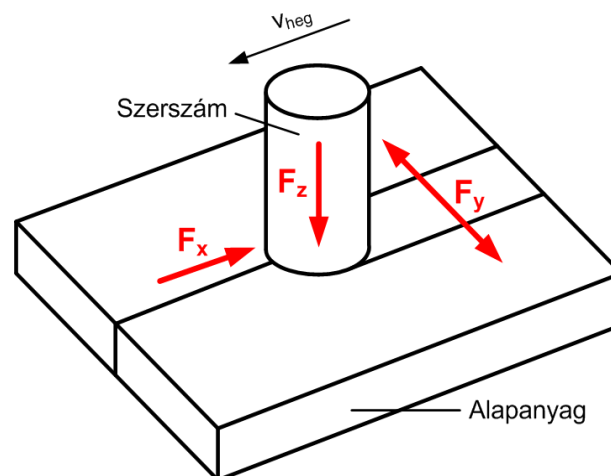
A szerszám váll alapvető feladata, hogy súrlódási hőt keltsen az alapanyag felületén ezzel lágyítva az anyagot, de ezen kívül hatással van még a felület közeli anyagáramlási folyamatokra is. Ebből látható, hogy az egyik legfontosabb paraméter a szerszám váll átmérő ($D_{váll}$), hiszen ettől függ a súrlódási hő mértéke. A nagyobb váll átmérő növeli a sajtoló erőt is mivel nagyobb anyagterefogatot mozgat meg, így változik a kötés alakja/formatényezője, ami alapvetően megváltoztathatja a kötés mechanikai tulajdonságait is. A szerszám tője alapvetően az anyagáramlás mértékét befolyásolja, illetve súrlódási hőt kelt az anyagokban. A tű kialakításától jelentősen függ a hegesztési sebesség is, illetve a tűvég átmérője ($d_{tű}$) jelentős hatással van a gyökoldali csúcshőmérsékletre, ugyanis a nagyobb átmérőjű tű nagyobb felülettel hevíti az alapanyagot (14). A szerszám tű hossza ($l_{tű}$) nem egyezik meg a hegesztendő anyagvastagsággal, attól jellemzően 0,3 – 0,4 mm-el rövidebb. Az elégséges sajtolóerő elérése érdekében az esetek többségében a szerszámot meg kell dönteni néhány fokban (α) a hegesztés irányával ellentétesen.

A fentiekből egyértelmű, hogy a szerszám kialakítása alapvetően befolyásolja az alkalmazott paraméterkombinációt is. Ennek következtében számos szerszámot fejlesztettek már ki [80], melyek bizonyos tulajdonságokban előnyösek, a fejlesztők jellemzően a termelékenység növelését tűzték ki célul.

A szerszámokkal kapcsolatban egy másik fontos kérdés, hogy milyen anyagból készülhetnek, hiszen komoly igénybevételnek vannak kitéve, így a:

- nagy hőmérsékletnek,
- dinamikus igénybevételeknek,
- jelentős kopásnak,
- hősokknak.

A dinamikus igénybevétel alatt a hegesztés során fellépő többirányú erőt értjük, melyeket a 2.8. ábra szemléltet:



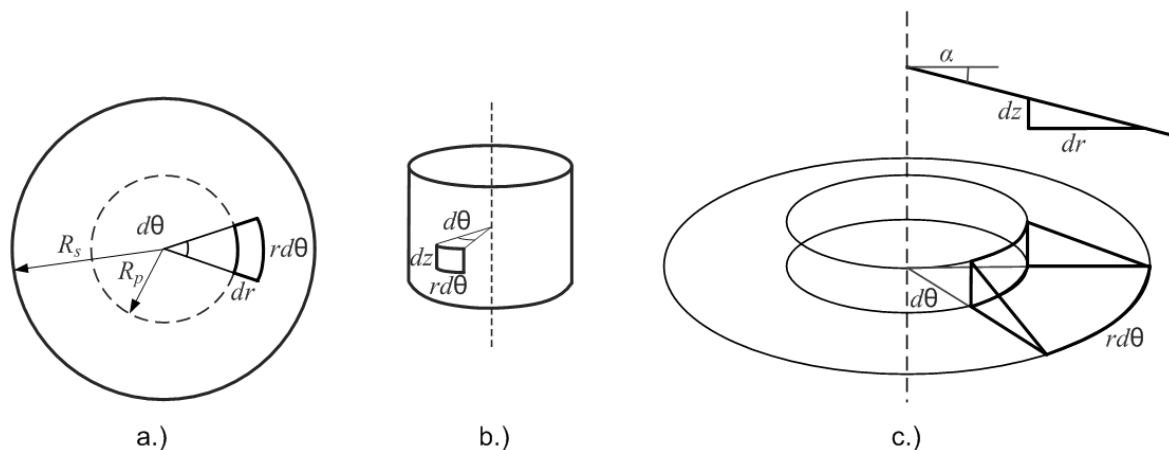
2.8. ábra: A lineáris dörzshegesztő szerszámra ható erők (14)

Az ábrán feltüntetett erők közül a szerszám élettartamára leginkább az F_x irányú erő van befolyással, az F_y erő elenyésző mértékű, az F_z erő pedig maga a sajtolóerő. Ezen erők nagyságát saját mérésekkel is ellenőriztük, amelyet a későbbiekben a szerszámtervezésnél vettünk figyelembe.

A felsorolt igénybevételeket tartósan csak kevés anyag tudja elviselni úgy, hogy ne kelljen gyakran cserélni a szerszámot. Ebből a szempontból alumíniumötvözeteknél a legkedvezőbb a helyzet, hiszen a felsorolt igénybevételek jóval kisebbek, mint más alapanyag (például acél) hegesztésénél. A szerszámok anyagai jellemzően: melegalakító szerszámacélok, nikkel- és volfrámötvözetek, illetve sok esetben ezek bevonattal (például NiCrBSi, PCBN) ellátott változatai. Ezen bevonatok felrakóhegesztéssel, termikus szórással, vagy forrasztással [81] is felvihető.

2.1.7 A szerszám által keltett hőáram

Az előző pontban leírtak alapján egyértelmű, hogy a szerszám által keltett hő függ a technológiai paraméterektől, a szerszám kialakítástól és a hegesztendő anyagtól. A hőáram meghatározásának módszere alapvetően bonyolultabb, mint az ömlesztő hegesztő eljárásoknál megszokott. A képlet levezetéséhez és megértéséhez segítséget nyújt a 2.9. ábra, melyen egy elemi, a szerszám és az alapanyag közötti felület méretei és elhelyezkedése látható.



2.9. ábra. Elemi felület elhelyezkedése, méretei: a.) vízszintesen, b.) függőlegesen, c.) kúposság (amennyiben létezik) [82]

A hőáram értéke a szerszám váll és a szerszám tő által keltett hő összege, ezért ennek számításakor mindkét esetet figyelembe kell venni. A szerszám váll által generált hőáram számítása az alábbi összefüggés alapján végezhető el [82]:

$$Q_1 = \int_0^{2\pi} \int_{R_p}^{R_s} \omega \tau^2 (1 + \tan \alpha) dr d\theta = \frac{2}{3} \pi \omega \tau (R_s^3 - R_p^3) (1 + \tan \alpha) \quad (2.11.)$$

ahol:

- Q_1 : a szerszám váll által keltett hőáram értéke (W),
- R_s : a szerszám váll sugara (m),
- R_p : a szerszám tő sugara (m),
- ω : szögsebesség (rad/s),
- τ : nyírófeszültség (MPa),
- r : a súrlódó felület sugara (m),
- α : a nem sík kialakítású váll kúpszöge ($^\circ$).

A pontosabb eredmények érdekében a szerszám tő által keltett hővel is számolni kell. A szerszám tő oldala és vége is hőt kelt, ezért ezeket külön kell számítani. A szerszám tő oldalára vonatkozó hőáram (Q_2) számítása az alábbi képlet segítségével történhet [82]:

$$Q_2 = \int_0^{2\pi} \int_0^{H_p} \omega \tau R_p^2 dz d\theta = 2\pi \omega \tau R_p^2 H_p \quad (2.12)$$

ahol a H_p (m) a szerszám tő hossza.

A szerszám tő végére vonatkozó (Q_3) hőáram számítás képlete pedig az alábbi [82]:

$$Q_3 = \int_0^{2\pi} \int_0^{R_p} \omega \tau r^2 dr d\theta = \frac{2}{3} \pi \omega \tau R_p^3 \quad (2.13)$$

A teljes hőáramot a Q_1 , Q_2 , Q_3 összege adja [82], tehát:

$$Q = \frac{2}{3} \pi \omega \tau \left[(R_s^3 - R_p^3)(1 + \tan \alpha) + R_p^3 + 3R_p^2 H_p \right] \quad (2.14)$$

Amennyiben nem kúpos kialakítású a szerszám váll, úgy a 2.14. képlet egyszerűbb alakban írható fel [82]:

$$Q = \frac{2}{3} \pi \omega \tau (R_s^3 + 3R_p^2 H_p) \quad (2.15)$$

A 2.15. képletet felhasználva egy $R_s=8\text{mm}$, $R_p=4\text{mm}$, $H_p=5,7\text{mm}$ méretekkkel rendelkező [82]egyszerű hengeres tővel és lapos vállal rendelkező szerszámmal a teljes hőáram (Q) értéke 400 fordulat/min fordulatszám és 100 mm/min hegesztési sebesség alkalmazásával (a sajtoló erőt 8000 N-ra véve) $Q=1650,7\text{W}$.

2.2 A lineáris dörzshegesztéssel készült kötés minősége

Az előző pontokban már többször említést tettem arról, hogy a lineáris dörzshegesztéssel készült kötések jellemzően jobb mechanikai tulajdonságokkal rendelkeznek, mint a hagyományos ömlesztő hegesztéssel készült kötések. Ezzel számos irodalomban lehet találkozni [18] [83] (17), de az is jellemző, hogy itt csak az alapvető roncsolásos és roncsolásmentes vizsgálatok eredményeit tették közzé. A lineáris dörzshegesztést egyre több gyártmány hegesztésénél használják, melyek közül számos szerkezetnél fordul elő ismétlődő igénybevétel. Találkozhatunk kisciklusú és nagyciklusú fárasztó igénybevétellel, így elengedhetetlen a lineáris dörzshegesztéssel készült kötések fáradással szembeni ellenállásának elemzése, vizsgálata. Mivel ezzel az eljárással készült hegesztett kötések készítésénél jellemzően egyedi, egyéb ömlesztő hegesztésnél nem megszokott folyamatok játszódnak le, így a kötés felépítése és ezzel együtt tulajdonságai is különböznek más hegesztett kötésektől. Az 2.1.3. fejezetben a hegesztés során lejátszódó folyamatok, illetve a kötésben lévő aszimmetria bemutatásra került, melyből arra lehet következtetni, hogy a lineáris dörzshegesztéssel készült hegesztett kötés nem megszokott tulajdonságai különböző módon hathatnak az időben változó igénybevétellel szembeni ellenállására. Ezzel a területtel meglehetősen kevés szakirodalom foglalkozik, így fontosnak ítélem, hogy a lineáris dörzshegesztéssel készült kötések ilyen igénybevételeknek kitéve is vizsgáljam, illetve a vizsgálati eredmények hasznosíthatók legyenek a technológia tervezés területén.

2.2.1 Kisciklusú fárasztás

A berendezések, szerkezetek, szerkezeti elemek egyes helyein feszültségkoncentráció, túlterhelés következhet be, amely a szivós anyagok képlékeny alakváltozását okozhatja. Abban az esetben, ha a kedvezőtlen hatások többször ismétlődnek, a képlékeny alakváltozások is ismétlődnek, amelyek végül viszonylag kisszámú igénybevétel után repedések kialakulásához, majd töréshez vezethetnek. Amennyiben a tönkremeneteli ciklusszám kisebb 10^4 -nél kisciklusú fáradásról beszélünk [84], [85]. A kisciklusú fárasztó vizsgálatoknak sok esetben van létjogosultságuk, nemcsak az alapanyag, hanem a hegesztett kötések tekintetében is [86], [87], [88], [89]. A napjainkban alkalmazott egyre nagyobb szilárdságú alumíniumötvözetek esetében azonban ezek a mérőszámok még nem, vagy csak minimális mértékben ismertek. Emellett az olyan korszerű hegesztő eljárások, mint a lineáris dörzshegesztés dinamikus fejlődése és gyors elterjedése egyrészt szükségessé teszi ezen vizsgálatok elvégzését, másrészt a gyors fejlődés következményeként jelentős lemaradás tapasztalható ezen a téren.

A kisciklusú fárasztással együtt járó makroszkópikus képlékeny alakváltozás következménye, hogy a feszültség és az alakváltozás között a kapcsolat nem lineáris és ciklusonként változhat. Kisciklusú fárasztóvizsgálatnál jellemzően az állandó teljes alakváltozás amplitúdójú vizsgálatok terjedtek el, ugyanis megbízhatóak,

vizsgálattechnikájuk a lehetséges megoldások közül a legkevésbé bonyolult, fizikailag is a leginkább megalapozott [90], [91], [92]. A gyakorlatban ezért alkalmazzák leginkább az állandó teljes alakváltozás amplitúdójú vizsgálatokat, amikor is az egyes ciklusokban a feszültség növekszik/csökken a vizsgált anyag keményedésének/lágyulásának megfelelően.

A feszültség, illetve alakváltozás időbeni változása rendszerint valamely egyszerű függvény (például szinusz, háromszög) alakú. A vizsgálatokhoz leggyakrabban húzó-nyomó ($R = -1$ aszimmetriájú) terhelést alkalmaznak.

A próbatestek alakjának és méretének kialakításakor figyelembe kell venni a termék méretét, alakját, a vizsgáló berendezés tulajdonságait (pl. pontosság, terhelhetőség), a nyúlásmérők kialakítását, illetve a szerelhetőséget is. A próbatestek gyártása szempontjából törekedni kell a geometriai egyszerűsége, elkerülve a bonyolult szerszámok és készülékek alkalmazásának szükségességét [93]. A húzó-nyomó terhelésű próbatestek esetében lényeges a zömök kialakítás, a kihajlás elkerülése érdekében. Ha a felület mikroszkópos, elektronmikroszkópos tanulmányozása külön nem indokolja, a próbatest felületét nem kell polírozni [94].

A befogók kialakításával szemben alapvető követelmény az, hogy merevek, elmozdulás-mentesek legyenek, és maximálisan biztosítsák a próbatestek egytengelyű befogását. A többféle próbatest- és géptípus függvényében különböző befogókat fejlesztettek ki [95], [94]. A rendelkezésre álló, vagy gyártandó befogókkal összhangban tervezendő meg a próbatestek feje.

A nyúlásmérők lehetnek hossz- és keresztirányú nyúlások érzékelésére, illetve vezérlésére alkalmasak [96], [97]. A többségében szobahőmérsékleten végzett vizsgálatokhoz használt nyúlásmérők villamos jellé alakítják át a méretváltozást (például mérőbéllyegek alkalmazásával) [97], [98].

A fásztás során rögzíteni kell az összetartozó erő-alakváltozás, illetve feszültség-alakváltozás értékeket, erre a célra a mai, korszerű berendezéseknél számítógépet használnak.

A kísérlet végének meghatározásában nem egységes a szakirodalom. Fizikailag az az álláspont a legmegalapozottabb, amelyik a kísérlet végét a terjedőképes repedés megjelenéséhez köti. Itt az alapvető problémát az jelenti, hogy valamely próbatestnél mekkora lehet a repedés mérete. Éppen ezért további kritériumok is elterjedtek. A kísérlet végének nagyon gyakran a próbatest teljes kettéválását tekintik. Használatos az állandósult (telítődési) állapothoz tartozó erő meghatározott (3; 10; 20) %-os csökkenése és a nyomó periódusban az inflexiós pont megjelenése a hiszterézis görbén [99]. Ez utóbbi a két berepedt próbatest rész egymáson történő felfekvésével kapcsolatos.

A próbatesteken végzett mérésekből, illetve a regisztrált hiszterézis görbékből a következő adatokat, illetve adatok egy részét szokták meghatározni [94]:

- teljes alakváltozás amplitúdó, (ϵ_a);
- rugalmas alakváltozás amplitúdó, (ϵ_{ae});
- képlékeny alakváltozás amplitúdó, (ϵ_{ap});
- tönkremeneteli kritériumhoz tartozó igénybevételi szám, (N_t);
- a feszültség amplitúdó, (σ_a). A fáradási keményedés/lágyulás miatt ez folyamatosan változik a ciklusszám függvényében; ezért a $\sigma_a = f(N)$ kapcsolat megadása a feladat;
- feszültség amplitúdó az élettartam 50 %-ánál, (σ_{a50});
- fárasztás során bevitt összes képlékeny alakváltozási munka, (W_o);
- egy ciklusba bevitt képlékeny alakváltozási munka, (W_e).

Az azonos anyagból kimunkált és különböző teljes alakváltozás amplitúdóval fárasztott próbatestek eredményei együttesen jellemzik a fáradással szembeni ellenállást.

Tekintettel arra, hogy a kisciklusú fárasztás során az anyagban bekövetkező mikroszerkezeti változások, diszlokációs folyamatok, a mikrorepedések keletkezése és azok növekedése rendszerint összetett, bonyolult folyamat, általános leírásukra ma még nem áll rendelkezésünkre megfelelő modell. Egy-egy részterületet leíró, biztató, kezdeti fizikai modellek pedig nem teszik lehetővé az anyagok makroszkópi viselkedésének leírását [94]. Ennek következménye, hogy az anyagok kisciklusú fárasztása alatt mutatott viselkedésének makroszkópi leírására döntően empirikus összefüggések használatosak. Ezek egy része a képlékeny alakváltozási amplitúdó (képlékeny alakváltozási tartomány) és a tönkremeneteli ciklusszám között határoz meg kapcsolatot. A szobahőmérsékleten használható kisciklusú fárasztásnál alkalmazott Manson-Coffin empirikus összefüggés még ma is a legszélesebb körben elterjedt modell annak ellenére, hogy 1954-ben ismertették:

$$\Delta\epsilon_p = \epsilon_f' N_t^c, \text{ illetve } N_t^\beta \Delta\epsilon_p = C_1, \quad (2.16)$$

ahol:

- $\Delta\epsilon_p$: képlékeny alakváltozási tartomány;
- N_t : tönkremeneteli ciklusszám;
- ϵ_f' , c , β , C_1 : a vizsgálatból meghatározott anyagi mérőszámok.

Jó közelítést csak bemetszés nélküli, hengeres próbatestek állandó amplitúdójú és frekvenciájú terhelésénél ad. Az eredményeket további számos tényező befolyásolja [99].

A (2.16) összefüggés helyett szokás annak alakváltozás amplitúdóra értelmezett formáját is használni:

$$\varepsilon_{ap} = \varepsilon_f' \cdot N_t^c, \quad (2.17)$$

ahol ε_f' és c a mérési eredményekből meghatározható jellemzők.

Az adatokat kettős logaritmikusan léptékben ábrázolva egyenest kapunk. A mért értékeket rendszeresen kiegészítik a rugalmas alakváltozásra vonatkozó adatokkal is. Mivel a rugalmas alakváltozásnál érvényes a Hooke-törvény, a feszültség amplitúdó és a rugalmas alakváltozás amplitúdó között az alábbi összefüggés adható meg.

$$\varepsilon_{ae} = \frac{\sigma_a}{E}, \quad (2.18)$$

ahol E a (húzó) rugalmassági modulus.

A rugalmas nyúlás amplitúdó a tönkremeneteli ciklusszám függvényében kettős logaritmikusan koordináta-rendszerben ábrázolva jól közelíthető egyenessel. A függvény matematikai formában a következő alakban írható fel:

$$\varepsilon_{ae} = \frac{\sigma_f'}{E} \cdot N_t^b, \quad (2.19)$$

ahol σ_f' és b a mérési eredményekből meghatározható jellemzők.

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

$$\varepsilon_a = \varepsilon_{ae} + \varepsilon_{ap} = \frac{\sigma_f'}{E} \cdot N_t^b + \varepsilon_f' \cdot N_t^c. \quad (2.20)$$

Az alakváltozás amplitúdók meghatározásához még azt a kiegészítést kell tenni, hogy a rugalmas alakváltozás amplitúdó értékét, amely viszonylag kicsi és a mérésnél felrajzolt hiszterézis görbékből a meghatározás bizonytalan, a (2.18) összefüggésből számítjuk; a képlékeny alakváltozás amplitúdót pedig az

$$\varepsilon_{ap} = \varepsilon_a - \varepsilon_{ae}, \quad (2.21)$$

képletből határozzuk meg.

A kisciklusú fárasztás eredményei információt adnak az anyag fáradási keményedéséről/lágyulásáról is. Állandó teljes alakváltozás amplitúdóval fárasztott próbatesteknél a feszültség amplitúdót ábrázolva a ciklusszám függvényében kapjuk a keményedési/lágyulási görbét. Ez kezdetben erőteljesen változik, majd közelít egy állandó, vagy közel állandó értékhez [99]. Ezért megállapodás szerint a feszültség és a képlékeny alakváltozás amplitúdó kapcsolatát az élettartam 50 %-ához tartozó feszültség

amplitúdóknál adják meg, amit ciklikus folyásgörbének is neveznek. Tapasztalatok szerint a mérési eredmények a következő összefüggéssel jól közelíthetők:

$$\sigma_{a50} = K \cdot \varepsilon_{ap}^n \quad (2.22)$$

Az értékelési módszerek másik csoportjába a képlékeny alakváltozási munkára épülők tartoznak [104]. Ebben az esetben a fárasztás során tönkremenetelig bevitt összes, illetve az egy ciklusba bevitt képlékeny alakváltozási munka és a tönkremeneteli ciklusszám, valamint a képlékeny nyúlás amplitúdó között határoznak meg kapcsolatot. A mérési eredmények közelítése alkalmával megállapítható, hogy e kapcsolatok hatvány függvényekkel jól leírhatók [101]. Az egy ciklusba, illetve a tönkremenetelig bevitt összes képlékeny alakváltozási munkát kezdetben a hiszterézis görbék közelítő leírásával határozták meg [102] [103], ma általában a vizsgálat során letárolt hiszterézis görbék területének felhasználásával számítják [86] [94]. Tekintettel arra, hogy a kisciklusú fárasztóvizsgálatok végzése során nem mindig tárolják le az összes hiszterézis görbét, hanem csak a reprezentánsokat, tisztázandó az ezek felhasználásával számított munka eltérése az összes görbe alapján meghatározottól. A közlemények egyértelműen bemutatták, hogy nincs különbség a kétféle hiszterézis görbe csoportból meghatározott képlékeny alakváltozási munkák között [94], [101], [86].

2.2.2 Nagyciklusú fárasztás

A különböző gépek, berendezések, szerkezetek többségét hosszú, nem ritkán több évtizedes üzemeltetésre tervezik, igénybevételük pedig gyakran ismétlődő (jellegű) igénybevétel. Ez egyértelműen jellemző a járművekre, a járműipari szerkezeti elemekre, amelyek esetében a terhelések (igénybevételek) száma a teljes élettartam során több millió, illetve több tízmillió is lehet. Abban az esetben, ha a terhelés viszonylag kicsi, a tönkremeneteli ciklusszám pedig – ezzel szoros összefüggésben – viszonylag nagy, 10^4 ($5 \cdot 10^4$) és 10^8 (10^9) közé esik, akkor nagyciklusú fáradásról beszélünk (25).

A nagyciklusú fárasztás során a próbatest makroszkopikusan csak rugalmas alakváltozást szenved, keresztmetszete állandónak tekinthető, a számított feszültség pedig gyakorlatilag valódi feszültség. A feszültség és az alakváltozás között rugalmas állapotban általában fennálló lineáris kapcsolat miatt a vizsgálati eredmények azonosnak tekinthetők, függetlenül attól, hogy a vizsgálatok állandó feszültség vagy alakváltozás amplitúdóra vezérelve folynak. Ugyanakkor a károsodást okozó helyi képlékeny alakváltozás mértékét – és ezzel a mérési eredményeket – számos tényező jelentős mértékben befolyásolja. Ez egyértelműen azt jelenti, hogy ugyanazon feltételek esetén több próbatestet kell fárasztani az eredmények jelentős szórása miatt, a mért adatokat pedig matematikai statisztikai módszerekkel kell értékelni [94], [105]. Abban az esetben, ha hegesztett kötések

vizsgálunk, a hegesztés hatásai tovább növelhetik a bizonytalanságot, ami az előzőkben megfogalmazottakat tovább erősíti (25).

Lineáris dörzshegesztéssel készült kötések nagyciklusú fárasztásának témakörében meglehetősen kevés irodalom áll rendelkezésre, valamint a meglévő irodalmak sok esetben különböző anyagminőségekkel, kötés kialakításokkal, stb. foglalkoznak. Ebből adódóan a téma vizsgálata aktuális, és az ipar számára meglehetősen fontos adatokat szolgáltathat.

Tekintettel a nagyciklusú fárasztóvizsgálatok terjedelmére, az értékeléseket a JSME S 002-1981 előírás [106] szerint, pontosabban annak szellemében végeztük el (staircase method – lépcsős módszer). Az előírás a vizsgálati és az értékelési tevékenységeket az élettartam és a kifáradási határ szakaszra különböző módon, de egymással összhangban, határozza meg.

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

$$\Delta\sigma_I = \frac{\Delta\sigma_{felső} - \Delta\sigma_{alsó}}{3}. \quad (2.23)$$

A kezdő feszültség-tartomány a

$$\Delta\sigma_0 = \Delta\sigma_{felső} - \Delta\sigma_I, \quad (2.24)$$

a további feszültség-tartományok pedig a

$$\Delta\sigma_i = \Delta\sigma_0 + i\Delta\sigma_I \quad (2.25)$$

összefüggésekkel határozhatók meg ($i = \pm 1, \pm 2, \dots$). A vizsgálatokat az így kapott feszültség-tartományokkal kell elvégezni, mindaddig, amíg egy feszültség-tartomány szinten, $N = 1 \cdot 10^7$ ciklus eléréséig nem következik be a törés. Ebből is adódik, hogy az i értéke alapvetően negatív, pozitív i érték alkalmazására csak akkor van szükség, ha a nem tört esethez tartozó feszültség-tartomány szint fölött nincs további négy szint. Az értékeléshez ezen a négy szinten meghatározott két-két, eltört próbatesten – vagyis összesen 8 próbatesten – kapott eredményre van szükség, magát a számítást pedig a legkisebb négyzetek módszerével kell elvégezni. Az eredmény, az élettartam szakaszra vonatkozó egyenes tehát az 50% túlélési valószínűséghez tartozik. Az egyenes egyenletét a

$$\lg N = k_1 + k_2 \Delta\sigma \quad (2.26)$$

alakban felírva, a fáradási élettartamok logaritmusának becsült szórása

$$s_{\lg N} = \left[\frac{1}{6} \sum_{i=1}^8 \{ \lg N_i - (k_1 + k_2 \Delta \sigma_i) \}^2 \right]^{\frac{1}{2}}, \quad (2.27)$$

a feszültség-tartományok becsült szórása pedig

$$s_{\Delta \sigma} = \frac{1}{|k_2|} s_{\lg N}. \quad (2.28)$$

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

$$\Delta \sigma_{II} = s_{\Delta \sigma}, \quad (2.29)$$

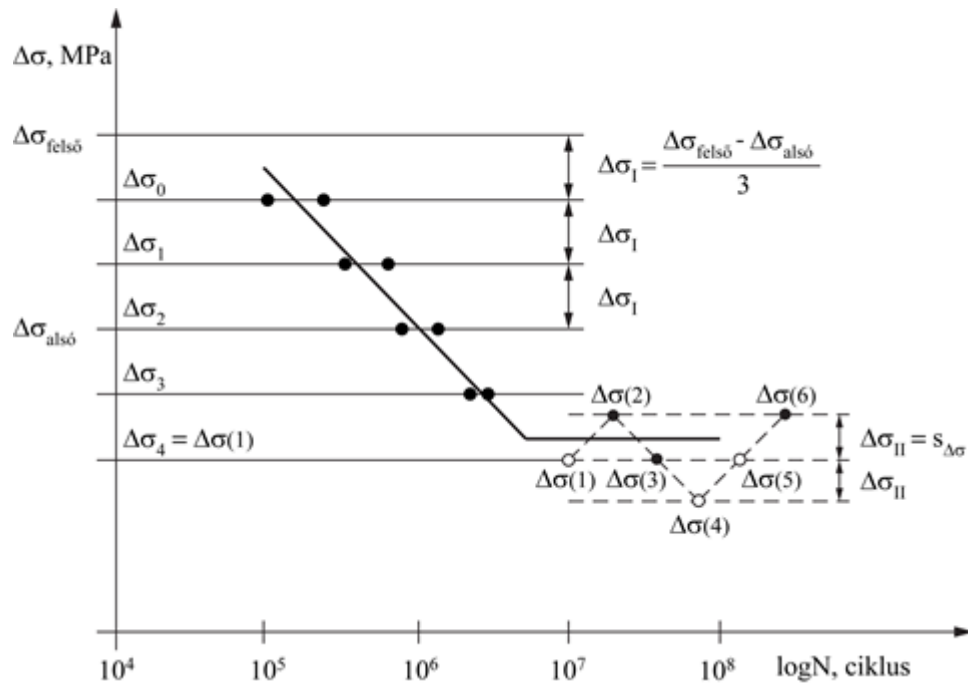
a további feszültség-tartományok pedig a

$$\Delta \sigma(j) = \Delta \sigma(j-1) \pm \Delta \sigma_{II} \quad (2.30)$$

összefüggésekkel számolhatók ($j = 3, 4, \dots, 7$). A pozitív előjelet akkor kell alkalmazni, ha a $(j - 1)$ -edik próbatest nem tört, ellenkező esetben a negatív előjel használandó. A hetedik szinten nem kell vizsgálatot végezni akkor, ha a kifáradási határ meghatározásához elegendő adat, vagyis 6 próbatestből származó releváns adat áll rendelkezésre. Az 50% túléléshez tartozó kifáradási határ, másképpen a fáradási szilárdság értéke $N = 1 \cdot 10^7$ ciklusnál a következő összefüggéssel számítható:

$$\Delta \sigma_D = \frac{1}{6} \sum_{j=1}^6 \Delta \sigma(j) \quad (2.31)$$

A lépcsős módszert a leírásban alkalmazott jelölésekkel, az élettartam szakaszban a minimális 8, a kifáradási határ szakaszban pedig az ugyancsak minimális 6, tehát összesen 14 próbatest fárasztásával, a 2.10. ábra szemlélteti.



2.10. ábra. A fáradási szilárdsági görbe meghatározása lépcsős módszerrel
(staircase method)

A kutató munka során a nagyciklusú fárasztóvizsgálatok értékelését, a fáradási szilárdsági görbék meghatározását, ennek a módszernek a szellemében végeztem el. A határgörbe élettartam szakaszának az egyenlete:

$$\lg(\Delta\sigma) = \frac{\lg(a)}{m} - \frac{1}{m} \lg(N_r) \quad (2.32)$$

2.3 Az alumíniumötvözetek hegesztési sajátosságai

A kutatómunka során, alumíniumötvözeteken végeztem kísérleteket, mivel a lineáris dörzshegesztés alkalmazása ezen anyagoknál a leginkább kézenfekvő és az ipar számára is legjobban alkalmazható.

Az alumínium és ötvözetekének egyes fizikai, kémiai és technológiai tulajdonságai jelentősen eltérnek más technikai fémek hasonló tulajdonságaitól. Ezek az eltérések indokolják, illetve határozzák meg az alumínium és ötvözetek felhasználását, az alkalmazás területeit, valamint jelentősen befolyásolják és meghatározzák a hegeszthetőségét [107] [108]. A 2.5. táblázatban foglaltunk össze néhány, a hegesztés szempontjából fontos tulajdonságot. Az alumíniumötvözetek jelölési rendszerét az 1. számú mellékletben foglaltam össze.

2.5. táblázat. Az ötvözetlen, az alakítható és az öntészeti alumíniumok néhány tulajdonsága
[109]

<i>Tulajdonságok</i>		<i>Ötvözetlen Al</i>	<i>Alakítható Al-ötvözet</i>	<i>Öntészeti Al-ötvözet</i>
Olvasponton	°C	660	630-650	480-650
Hővezető képesség	W/m*K	237	120-210	120-180
Hőtágulás együttható	10 ⁻⁶ 1/K	23,1	22-23	22-23
Sűrűség	g/cm ³	2,70	2,6-2,8	2,6-3,0
Egyezményes folyáshatár	MPa	kb. 10	20-200 (630)	90-140(260)
Szakítószilárdság	MPa	kb. 50	60-370 (700)	160-220(340)
Nyúlás (A ₅)	%	kb. 30-40	4-25	1-3 (5)
Oxid olvasponton	°C	2050		

2.3.1 Az alumíniumötvözetek hegeszthetőségi problémái

Elemelve az alumíniumötvözetek tulajdonságait, sajátosságait a hegeszthetőség szempontjából ki kell emelni az alábbiakat:

- a viszonylag alacsony olvasponton (480-660°C),
- olvasponton nincs elszíneződés,
- nagy az oxigén iránti affinitás,
- felületen összefüggő oxidhártya magas olvaspontonja (2050°C),
- nagy fajhő,
- nagy hővezető-képesség,
- jó villamos vezetőképesség,
- nagy hőtágulási együttható,
- a hőmérséklet függvényében változó hidrogénoldó-képesség,
- hőhatásövezet eltérő tulajdonsága, mechanikai tulajdonságok jelentős megváltozása [108] [110].

Az előzőekben felsoroltak alapján az alumínium és ötvözetek hegeszthetőségének elemzésekor célszerű vizsgálni és kitérni:

- a repedésérzékenységi hajlamra,
- a porozitási hajlamra,
- az oxidhártya jelenlétére, és a
- hőhatásövezet sajátosságainak elemzésére [107].

2.3.2 *Repedésérzékenységi hajlam*

A varrat melegrepedési hajlamát az okozza, hogy dermedéskor a likvidusz hőmérséklete alatt megjelenő kristálycsírák növekedése közben előállhat az a helyzet, hogy a szemcsék már összeérnek, közöttük azonban még folyadék van, s a dermedés további szakaszában ez a folyadék már utánpótlást nem kap. A dermedéskor egyre kisebb térfogatú folyadék a már szilárd szemcsék közül eltűnik, folytonossági hiány keletkezik, amelyet a hűlés közben alakváltozó alapanyag kitágít, felrepsz [111].

Szilárd-fázisú sajtoló hegesztő eljárások alkalmazásánál nem fordul elő melegrepedés, hiszen nincs ömledék, így nem beszélhetünk kristályosodásról.

2.3.3 *Porozitási hajlam*

A fémek, fémötvözetek – köztük az alumínium és ötvözetei is – gázoldó képessége és mértéke eltérő folyékony és szilárd állapotban, továbbá e gázok az oldott gáztartalom mértékétől függően különböző hatást fejtenek ki a fémek, fémötvözetek tulajdonságaira. A fémek hegesztésénél gondot okozó gázok (oxigén, hidrogén, nitrogén) közül az alumínium és ötvözeteinél meghatározó a hidrogén. Míg az olvadt alumínium hidrogénoldóképessége a hőmérséklettől erőteljesen függ és jelentős, addig szilárd állapotban ezen oldás jelentősen csökken és szobahőmérsékleten kisebb, mint $0,001 \text{ cm}^3/100\text{g}$ fém [110]. Ezen jelentős oldásbeli különbség következménye és oka a szilárd fémekben kiváló hidrogén okozta gázzárványok (porozitás) megjelenésének. A gázzárványok helyi belső feszültségek növekedését, anyagfolytonossági hibákat okozva fokozzák a repedésérzékenységet, ridegedést eredményeznek, jelentősen csökkentik a hajlíthatóságot, erősen csökkentik a szilárdságot (különösen a folyási és kifáradási határt) és rontják a korrózióállóságot [112].

Szilárd-fázisú sajtoló hegesztő eljárást alkalmazva ez a probléma gyakorlatilag nem jelentkezik, ugyanis az alumínium hidrogénoldó képessége elhanyagolható szilárd állapotban.

2.3.4 *Felületi oxidréteg*

Az alumínium és ötvözetei hegesztését befolyásoló tényezőként kell kiemelni a nagy oxigén iránti affinitást, ami a felületen kialakuló, összefüggő Al_2O_3 oxidréteg keletkezését okozza. Ez az oxidréteg természetes körülmények között alakul ki, és eltávolítását követően újraképződik és így akadályozza a hegesztést. A hegesztett kötések hibamentes kialakításának fontos feltétele a felületet összefüggően borító oxidréteg minél tökéletesebb eltávolítása a hegesztés során. Ezt alapvetően indokolja az a tény, hogy az alumíniumoxid az alumíniumnál lényegesen nagyobb hőmérsékleten, mintegy 2050°C -on olvad és a folyékony fém is összefüggő rétegben borítja, akadályozva ezzel a kötés kialakítását. Az oxidréteg meggátolja a hegesztés folyamán a megolvadt alapanyag és hegesztő hozaganyag összeolvadását ömlesztő hegesztésnél. Az oxidréteg eltávolítása a hegesztés folyamata alatt

az egyes hegesztő eljárásoknál különböző módon valósítható meg: villamos ívhegesztő eljárásoknál katódporlasztással, míg sajtoló hegesztő eljárásoknál mechanikai úton történik.

Lineáris dörzshegesztésnél is gondot jelent a felületi oxidréteg, jellemzően az összehegesztendő alapanyagok kötési vonalába eső oxidréteg, amelynek összetöredezettégét el kell érni, és meg kell oldani annak minél egyenletesebb, minél finomabb eloszlását.

2.3.5 *A hőhatásövezet sajátosságai*

A hegesztő eljárások többségénél a kötés kialakítására hőenergia felhasználásával kerül sor. A kötés kialakítására alkalmazott hőenergia egy része a munkadarabban szétterjed és felhevíti azt. Így a hegesztés során az anyagot a varrattól kiindulva, alapvetően hegesztő eljárástól és az anyag hőfizikai jellemzőitől függően hőhatások érik és idéznek elő különböző szövetszerkezeti, illetve mechanikai tulajdonságbeli változásokat. Ez különösen igaz olyan alapanyag hegesztésénél, ahol hidegalakítással szilárdított, illetve hőkezeléssel nemesített alumíniumötvözetek kerülnek felhasználásra.

A hidegalakítással növelt szilárdságú ötvözetek esetén a hőhatás okozta kilágyulás figyelhető meg, míg a nemesítéssel szilárdított ötvözeteknél bonyolultabb, összetettebb zóna alakul ki, ahol újranemesedett, lágyított, kiválásos zónákkal számolhatunk.

A kilágyulást jellemzően nem lehet megakadályozni, viszont lehet csökkenteni a mértékét kisebb fajlagos hőbevitel alkalmazásával, így a lineáris dörzshegesztéssel készült kötéseknel kisebb kilágyulásra lehet számítani.

2.4 *A kísérletekhez használt alapanyagok*

A kísérletek alapanyagainak kiválasztásánál fontos szempont volt, hogy az iparban elterjedt, lineáris dörzshegesztéssel is hegeszthető anyagokat vizsgáljak meg. Mivel számos alumíniumötvözet létezik (az 1. számú mellékletben ismertetem az alumíniumötvözetek csoportosítását), ezért egy jellemző alapanyagot választottunk az alakítható ötvözetek csoportjából (5754-H22) és egyet a nemesíthető ötvözeteket csoportjából (6082-T6).

2.4.1 *A kísérletekhez használt 5754-H22 minőségű alapanyag*

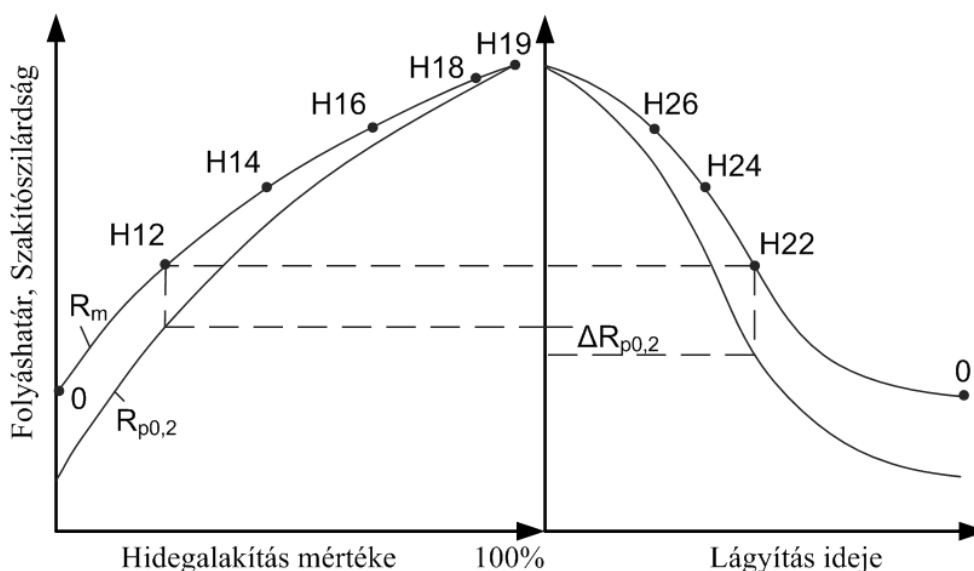
Az 5xxx csoportba tartozó ötvözetek nem nemesíthető alumíniumötvözetek, ezen ötvözetek keménység és szilárdságnövelését hidegalakítással érik el. Az ötvözetek szilárdságát a szilárdoldatban lévő Mg biztosítja [111], mely növeli az ötvözetek korrózióval szembeni ellenállását is. Jellemzően az 5xxx csoportban 0,5 – 7% közötti a Mg ötvözöttség. Az adott ötvözet folyáshatárát tovább lehet növelni Mn adagolással, Cr ötvözéssel, pedig a finomabb szemcsés szövetszerkezetet lehet elérni [111]. A 2.6.

táblázatban foglaltam össze a kísérleteknél használt 5754-H22 alapanyag vegyi összetételét a műbizonylat alapján.

2.6. táblázat. A kísérletekhez használt 5754-H22 alapanyag vegyi összetétele

Vegyi összetétel, [tömeg %]								
Si	Fe	Cu	Mn	Cr	Mg	Zn	Ti	Al
0,195	0,35	0,04	0,305	0,035	2,85	0,02	0,015	maradék

Az 5xxx csoportba tartozó ötvözetek a legkeményebbek a nem nemesíthető alumíniumötvözetek közül és szilárdságuk tovább növelhető hidegalakítással. Az esetek többségében az alakítással való szilárdságnövelést egy lágyító hőkezelés követi, ezzel pontosan beállítva a szilárdsági és keménységi értékeket. A 2.11. ábra a nem nemesíthető alumíniumötvözetek folyáshatár növelésére vonatkozó kiegészítő jeleit ábrázolja jelleghelyesen.



2.11. ábra. A H22-es szilárdsági állapot szemléltetése [114]

Az 5754-es anyagminőségű ötvözetet H22-es állapotban használtam a kísérletek során, azaz alakítással keményített, részlegesen lágyított, $\frac{1}{4}$ kemény állapotban, fontosabb mechanikai tulajdonságait a 2.7. táblázat foglalja össze:

2.7. táblázat. Az 5754-H22 ötvözet mechanikai tulajdonságai

Mechanikai tulajdonságok		
R_m [MPa]	$R_{p0,2}$ [MPa]	A_{50} [%]
237	180	16

A lemez műbizonylatát a 2. számú melléklet tartalmazza.

2.4.2 A kísérletekhez használt 6082-T6 minőségű alapanyag

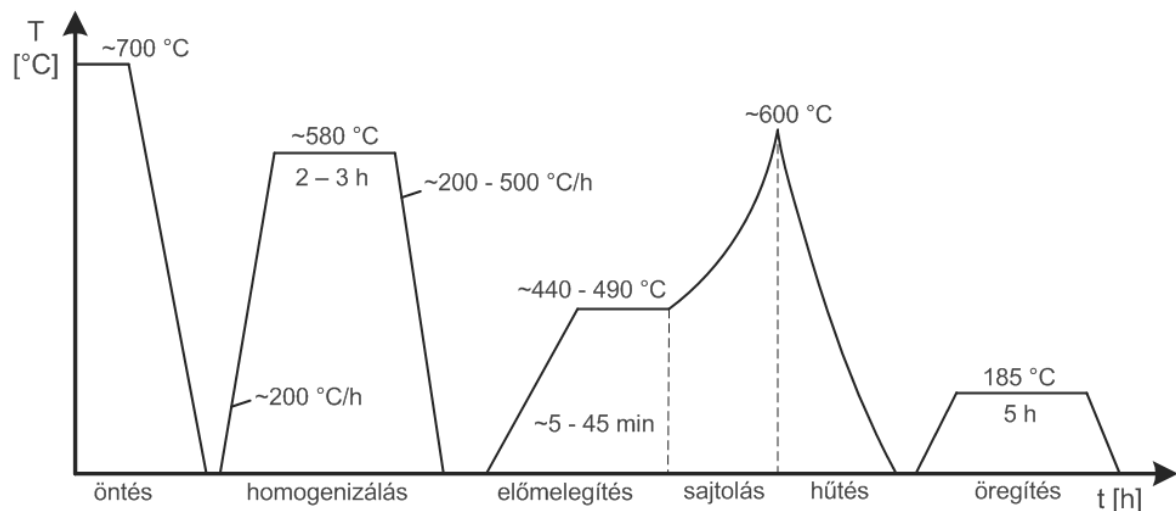
A 6xxx csoportba tartozó ötvözeteknek a Mg és Si a fő ötvözője, melyeknek köszönhetően kiváló keményítéssel jelentősen növelhetőek a szilárdsági tulajdonságok, ami jellemzően a két fő ötvöző által alkotott Mg_2Si kiválásoknak tulajdonítható. A 6082 ötvözetekben jellemzően előforduló Fe ötvöző további kristálycsírákat képezhet az Mg_2Si számára [111], így egyenletesebb eloszlásra lehet számítani. A kísérletekhez használt alapanyag műbizonylat szerinti vegyi összetételét a 2.8. táblázat mutatja:

2.8. táblázat. A kísérletekhez használt 6082-T6 alapanyag vegyi összetétele

Vegyi összetétel [tömeg%]								
Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
1,1	0,19	0,02	0,46	0,6	0,08	0,03	0,03	maradék

A 6082 ötvözet típus családjához hasonlóan jó korrózióállóság, jó megmunkálhatóság jellemzi, hegeszthető, de a hőhatásövezetben számottevő kilágyulás jelentkezhet hegesztés során. A T6 kiegészítő jel arra utal, hogy homogenizáló izzítást követően mesterséges öregítéssel növelték az alapanyag szilárdságát. Jellemző felhasználási területeik a gépjármű karosszéria elemek, vasúti kocsiszekrények, hidak és egyéb statikus szerkezetek, valamint off-shore szerkezetek.

A kísérleteknél használt alumíniumötvözet 6082-T6 minőségű sajtolat profil. A sajtolás gyártástechnológiáját a 2.12. ábra szemlélteti.



2.12. ábra. A 6082-T6 alumíniumötvözetből készült sajtolat profil előállításának [113]

A sajtolás folyamata során az ötvözet szövetszerkezete jelentősen változik. A gyártás legkényesebb pontja a sajtolás utáni hűtés, ugyanis ez alapvetően befolyásolja a kiválások eloszlását, valamint a szemcseméretet, ebből adódóan a lehető leggyorsabb hűtést kell itt alkalmazni.

Az alapanyag gyártási technológiájából következően a 6082-T6 szemcséi nyújtottak és viszonylag nagyok. A kísérletek során alkalmazott alapanyag alapvető mechanikai tulajdonságait foglalja össze a 2.9. táblázat.

2.9. táblázat. A 6082-T6 anyagminőségű alumíniumötvözet mechanikai tulajdonságai

Mechanikai tulajdonságok			
R_m [MPa]	$R_{p0,2}$ [MPa]	A_{50} [%]	HB
305	266	22	97

A vizsgált sajtoló profil alakját, méreteit, műbizonylatát, valamint a hegesztés helyét a 3. számú melléklet tartalmazza.

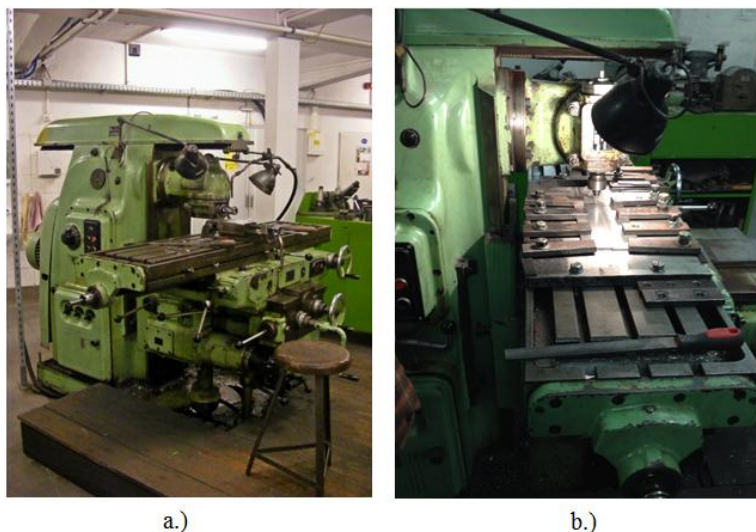
3 A LINEÁRIS DÖRZSHEGESZTÉSSEL KÉSZÜLT KÖTÉSEK MINŐSÉGÉNEK JAVÍTÁSI LEHETŐSÉGEI

Az alumíniumötvözetek hegesztésénél a lineáris dörzshegesztett kötések a legjobb minőséget adják az összes hegesztő eljárás közül, de ezek a kötések sem érik el az alapanyag szilárdsági tulajdonságait. Amennyiben ezt a minőséget tovább szeretnénk javítani, akkor fel kell tárnunk a lineáris dörzshegesztett kötés szerkezetét a teljes keresztmetszetben, továbbá a hegesztés során lejátszódó folyamatok hatásait is elemezni kell. Mivel az alumíniumötvözetek a hőmérsékletre és annak időbeli lefutására rendkívül érzékenyek, így ennek vizsgálata alapvető fontosságú.

3.1 A szemcseméreték meghatározása

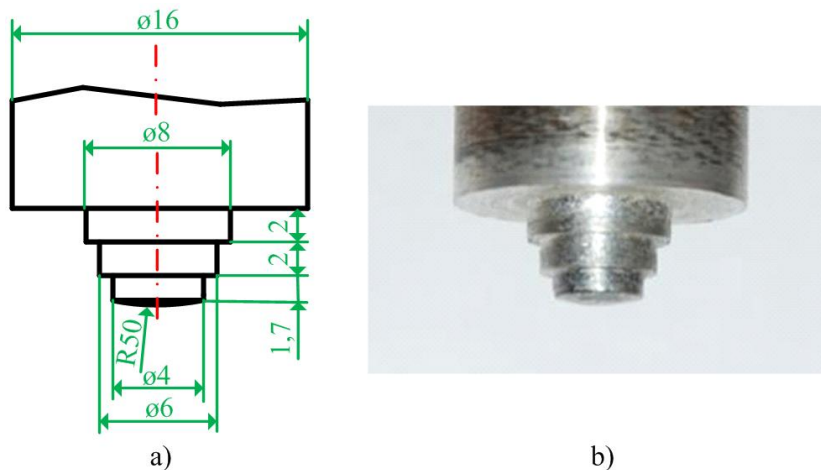
A 2.3. ábrán bemutatott hegesztett kötés varrat részén rendkívül finomszemcsés a szövetszerkezet, viszont a kötés többi részéről gyakorlatilag nem található információ az irodalomban. Ebből adódóan érdemes megvizsgálni a szemcseméreteket egy lineáris dörzshegesztéssel készült kötés teljes keresztmetszetében.

A 2.2. pontban ismertetett 5754-H22 alakítható és 6082-T6 nemesíthető alumíniumötvözetek felhasználásával hegesztett kötéseket készítettünk egy hagyományos marógéppel, melyet a 3.1. ábra mutat.



3.1. ábra. A lineáris dörzshegesztéshez használt marógép (a.), és a kísérleti elrendezés (b.)

Mindkét esetben egyoldali teljes szelvénymeretű kötéseket készítettünk 6 mm falvastagságban, acél alátétlemez alkalmazásával. A hegesztés során nem alkalmaztunk illesztési hézagot, valamint az alapanyagokat le kellett szorítani az alátétlemezhez. Mivel a hegesztés elején és végén is hiba keletkezik, ezért kezdő és kifutó lemezt alkalmaztunk. A hegesztéshez saját szerszámot fejlesztettünk ki, melynek célja a minél egyenletesebb hőeloszlás elérése a falvastagság mentén. A szerszámfejlesztéshez végeeselemes modellezést is alkalmaztam (18), mely alapján a lépcsős kialakítású szerszám eredményezte a legjobb hőeloszlást. Természetesen mérni kellett a szerszámra ható erőket is, annak érdekében, hogy meg tudjam határozni azt a túátmérőt, amelynél nem törik el a tű hegesztés közben, valamint pontos képet kellett kapni a fellépő sajtolóerő értékéről is. Ezeket a méréseket egy saját tervezésű mérési összeállítással (9) végeztem el, melyben mértem az F_x és F_z erőt, illetve a gyökoldali és koronaoldali hőmérsékletet is. A lépcsős kialakítású szerszám használatával a gyök- és a koronaoldali hőmérsékletek között nem volt olyan nagy különbség, mint egy egyszerű csonkakúp kialakítású szerszámnál. A kísérletek során vizsgáltam a szerszám él számának befolyását is a szerszám igénybevételére, valamint a fellépő anyagáramlásra (9). Alapvetően az él nélküli szerszámokat is megfelelőnek találtam a kisebb hegesztési sebességek esetén, így a szerszámkialakításnál inkább az igénybevételt vettem alapul és az egyenletes hőeloszlást. Ezen megfontolások alapján terveztem meg a kísérletekhez használt szerszámot, melyet a 3.2. ábra mutat. A szerszám tervezésével kapcsolatos információkat a 4. mellékletben foglaltam össze.

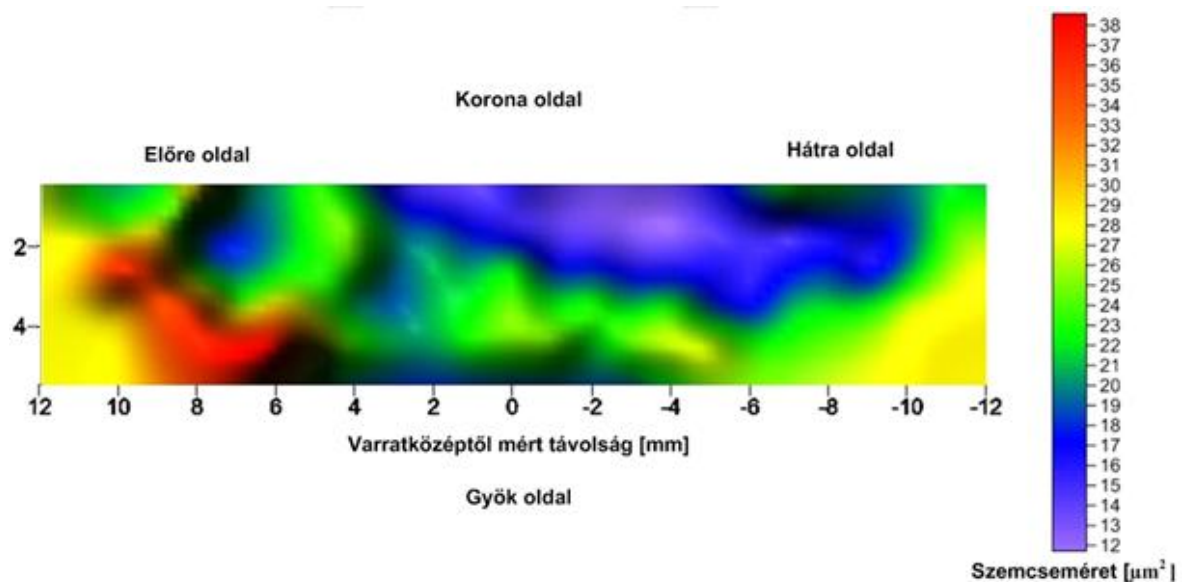


3.2. ábra. A kísérlethez használt szerszám a) rajza és b) képe

A hegesztéshez a következő technológiai paramétereket alkalmaztam:

- fordulatszám: 400/min,
- hegesztési sebesség: 100 mm/min,
- szerszám dőlésszög: 2° .

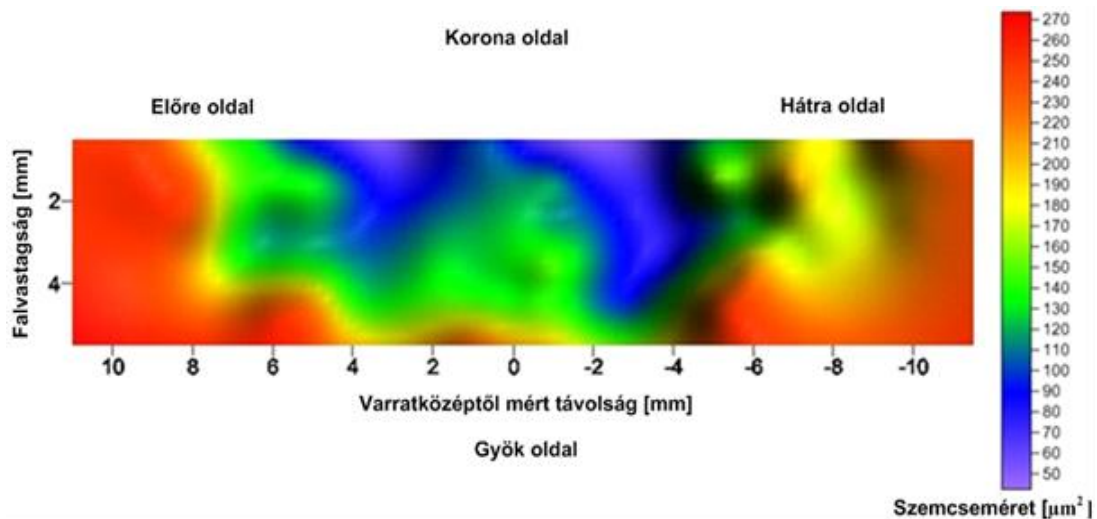
Az elkészült kötésekből próbatesteket munkáltunk ki a kötés vonalára merőlegesen, majd szemcsehatárra marattuk Weck's marószerral (3 g kálium-permanganát, 1 g nátrium-hidroxid, 100 ml desztillált víz). A maratás elvégzése után jól láthatóvá váltak a szemcsehatárok a hegesztett kötés teljes keresztmetszetében. Ahhoz, hogy a szemcseméret alakulását megvizsgáljam több száz képet készítettem 500x nagyítással Carl Zeiss D1m típusú mikroszkóp segítségével. A szemcsehatárok minél jobb láthatósága érdekében célszerű volt váltani a világos és a sötét látótér között, illetve egyes esetekben polarizált fény alkalmazására volt szükség. Az elkészült képeken szemcseméretet mértem a Carl Zeiss ZEN szoftver segítségével. A képek mérése után összeállítottam egy szemcseméret térképet, amely nagy pontossággal mutatja meg a szemcseméreteket a hegesztett kötés teljes keresztmetszetében. Az 5754-H22 alumíniumötvözet hegesztett kötésén készült szemcseméret térképet a 3.3. ábra mutatja:



3.3. ábra. Szemcseméret térkép az 5754-H22 ötvözet hegesztett kötés keresztmetszetén

Az alapanyagban lévő szemcsék mérete kb. $28 \mu\text{m}^2$ volt, alakjuk nem különbözött számottevően a varratétól. Az ábrán jól látszódik a különbség az „előre” és a „hátra” oldal, illetve a korona- és a gyökoldal között. A varratban lévő legfinomabb szemcsék mérete $12 \mu\text{m}^2$, előfordulásuk a „hátra” oldal részen jelentősebb, nagyobb területre kiterjedő, mint a másik oldalon. Szembetűnő, hogy az „előre” oldal részen jelentős szemcsedurvulás következik be az alapanyaghoz képest. A gyökoldalon jellemzően durvább szemcsék vannak, mint a korona oldalon (mintegy kétszeres különbség).

A 6082-T6 alumíniumötvözet hegesztett kötés keresztmetszetén készült szemcseméret térképet a 3.4. ábra mutatja:



3.4. ábra. Szemcseméret térkép a 6082-T6 ötvözet hegesztett kötés keresztmetszetén

A térképen jól látható, hogy az alapanyag szemcséi kb. $260 \mu\text{m}^2$ területűek voltak. A szemcseméret drasztikusan lecsökken (kb. $50 \mu\text{m}^2$) a kötés egyes részein. A hőhatásövezeti zónában a szemcsék finomodtak, de nem olyan nagymértékben, mint a varrat középső részén. Az is jól megfigyelhető, hogy az „előre” oldal és a „hátra” oldal szemcseméretei és azok elhelyezkedése különböző. Az „előre” oldalon a szemcseméret hirtelen változása is szembeűnő. Az alapanyag nagy szemcséit egy keskeny közepes nagyságú, majd egy szélesebb finomabb szemcséjű zóna követ. A hátra oldalon az alapanyag durva szemcséjű részét egy szélesebb kevésbé finom, majd egy keskenyebb apró szemcsés sáv követ. A koronaoldalon sem egységes a szemcseméret, a „hátra” oldalon több finomszemcsés rész található. Külön figyelmet érdemel a gyökoldal és a koronaoldal közötti különbség, ugyanis a gyökoldalon jelentősen durvább szemcsék fordulnak elő, mint a koronaoldalon (mintegy háromszoros különbség).

Az 5754-H22 és a 6082-T6 alapanyagok lineáris dörzshegesztésénél kísérletek és mérések alapján megállapítható, hogy a dörzshegesztett kötésben jelentős szemcseméret változás alakul ki hegesztés során. Lényeges eltérés mutatkozik a kötés övezeteiben, feltűnően igaz ez az előre és hátra oldalon, valamint a gyökoldalon kialakult szemcseméretekre.

A lineáris dörzshegesztésnél nem alkalmazunk hozaganyagot, viszont szilárd-fázisban történik a hegesztés, tehát a szilárd-fázisban lejátszódó fémtani folyamatok közben tartásával lehetséges növelni a kötés szilárdságát. Ennek a leginkább kézen fekvő megoldása a szemcseméret finomítása. Amint az a 3.3. és 3.4. ábrán látható a hegesztett kötés jelentős részében következik be a szemcsefinomodás, de nem elhanyagolható az a rész sem, ahol durvább szemcsék keletkeznek a koronaoldali varratrészhez képest. Ilyen például a kötés gyökoldala, ott is a szerszám tűvégénél lévő rész. Amint az látható volt, mind a nemesíthető, mind az alakítható ötvözetek esetében ezeken a részeken kevésbé

finom szemcsék találhatók, mint a varrat koronaoldalán. Tehát ha a gyökoldalon sikerül finomabb szemcsés szövetszerkezetet létrehozni, akkor az a szilárdsági tulajdonságok javulását eredményezheti.

Kérdésként merül fel, hogy miért durvábbak a szemcsék a gyökoldalon, mint a koronaoldalon. Ennek két alapvető okát találtam, illetve vizsgáltam meg:

- a hegesztés során alkalmazott acél alátétlemez rosszabb hővezetése miatt hőtorlódás lépett fel a gyökoldalon, ami szemcsedurvuláshoz vezetett,
- nem játszódtott le a dinamikus újrakristályosodás a gyökoldalon.

3.2 A gyökoldali hőciklus vizsgálata

Az eddig leírtak alapján elmondható, hogy az alumíniumötvözetek hegesztése további fejlesztéseket igényel, hiszen hiába a nagyszilárdságú alapanyag, ha a hegesztett kötésben jelentősen csökken a szilárdság. Tehát egyértelmű, hogy a hegesztett kötés szilárdságának növelése a cél. Az ömlesztő hegesztő eljárásoknál a szilárdságnövelést a hozaganyag ötvözésével, illetve esetleg kisebb hőbevitel alkalmazásával lehet elérni. A lineáris dörzshegesztés ugyanakkor szilárdfázisú sajtoló hegesztő eljárás, így egyéb módszerek állnak rendelkezésre, így például:

- szemcsrefinomítás (alakítható és nemesíthető alumíniumötvözetek esetén is),
- nemesíthető alumíniumötvözetek esetén a szilárdságcsökkentő kiválások minimalizálása.

A 3.3. és 3.4. ábrákon jól látható, hogy a lineáris dörzshegesztéssel készült kötések gyökoldalán durvább szemcsék fordulnak elő a koronaoldalhoz képest mind nemesíthető mind alakítható ötvözetek esetén. Ennek lehetséges oka az, hogy a hegesztésnél egy acélból készült alátétlemez használtam, aminek a hővezetőképessége sokkal rosszabb, mint az alumínium alapanyagé. Konkrétan az alumíniumé 237 W/mK , míg az acélé 81 W/mK . Ebből a nagy különbségből az adódik, hogy az alátétlemez sokkal tovább marad nagy hőmérsékleten, mint az alapanyag, tehát a hegesztett kötés gyökoldala lassabban hűl. Az alumíniumötvözetek szemcséi annál durvábbak, minél nagyobb hőmérsékletű és minél hosszabb ideig tartó hőhatásnak vannak kitéve, így valószínűsíthető, hogy lineáris dörzshegesztésnél is ez lehet a szemcsedurvulás oka. Ebből adódik a feltevés, hogy a szemcsedurvulás mértéke csökkenthető, ha a hegesztett kötés gyökoldalán nagyobb hőelvonás valósul meg.

Ezen megfontolásból kísérleteket végeztünk lineáris dörzshegesztéssel úgy, hogy külön gyökoldali hűtést alkalmaztam. A gyökoldali hűtés kialakítását az 5. számú mellékletben ismertetem. A hegesztés helye alatt egy réz tömböt helyeztem el alátétként, melyet folyóvízzel hűtöttünk egyoldali be- és kivezetéssel. A hűtés a kísérlet minden beállításnál ugyanolyan volt, a víz nyomásán nem változtattam. A gyökoldalon külön helyet

alakítottam ki a termoelemnek, amivel a hőmérséklet változását mértem az idő függvényében, így megkaptam a hegesztés folyamatának komplett gyökoldali hőciklusát. A mérési eredményeket számítógépen regisztráltam Spider 8 berendezés segítségével. A mintavételi frekvencia 100 Hz volt.

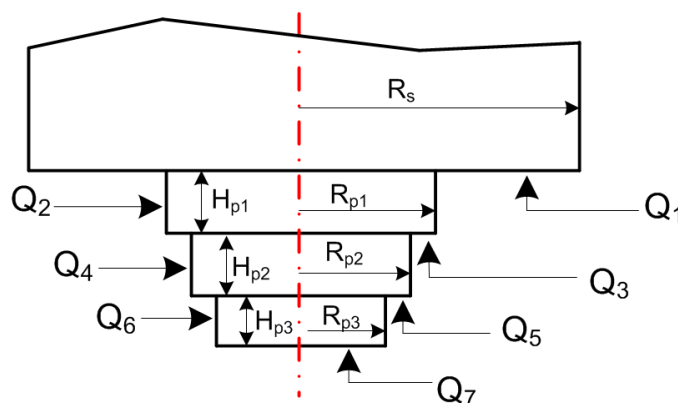
A kísérleteket a 2.4.1. és 2.4.2. pontokban bemutatott alakítható 5754-H22 és a nemesíthető 6082-T6 alumíniumötvözeteken végeztem el egyoldali tompakötést létrehozva. A falvastagság mindkét esetben 6 mm volt.

Az 3.1. táblázat foglalja össze az előkísérletek során alkalmazott technológiai paraméterkombinációt, mely mindkét alapanyag esetében az eddigiekben a legjobb eredményt adta.

3.1. táblázat. Az előkísérletek során alkalmazott technológiai paraméterkombináció

Fordulatszám [1/min]	Hegesztési sebesség [mm/min]	Szerszám dőlésszög [°]
400	100	2

A hegesztéshez a 3.2. ábrán bemutatott saját fejlesztésű, lépcsős kialakítású szerszámot használtam. A hegesztési kísérleteket egy hagyományos marógépen végeztük el. A nagyobb gyökoldali hőelvonás lehetővé tette, hogy más technológiai paraméterkombinációt is kipróbálhassak, ezáltal növelve az alkalmazható technológiai paramétertartományt. Ez jellemzően nagyobb hőbevitelt jelentett, amit a fordulatszám változtatásával valósítottam meg. Ehhez az is hozzátartozik, hogy az eddig bevált paraméterkombináció már nem volt megfelelő minden esetben a túlzott hőelvonás miatt. A kísérleteknél használt paraméterkombinációkat a 3.2. táblázat foglalja össze. A táblázatban feltüntettem a hőáram értékét is, kiszámításának alapját az 2.11. és 2.12. összefüggés adta, viszont mivel a szerszám kialakítása speciális, így a képletet módosítottam a lépcsős kialakítású szerszámra. Az alkalmazott szerszám több, a hőáramot befolyásoló felülettel rendelkezik, melyeket az 3.5. ábra mutat.



3.5. ábra. A lépcsős szerszám hőkeltő felületei

A váll által keltett hőáram (Q_1) értéket az alábbi összefüggésből határoztam meg:

$$Q_1 = \frac{2}{3} \pi \omega \tau (R_s^3 - R_{p1}^3) \quad (3.1.)$$

ahol:

- Q_1 : a szerszám váll által keltett hőáram értéke (W),
- R_s : a szerszám váll sugara (m),
- R_{p1} : a szerszám tű felső részének sugara (m),
- ω : szögsebesség (rad/s),
- τ : nyírófeszültség (MPa).

A nyírófeszültség értéke a Coulomb-féle súrlódási törvényből származtatva az alábbi módon írható le [82]:

$$\tau = \mu p \quad (3.2)$$

ahol:

- τ : nyírófeszültség (MPa),
- μ : súrlódási tényező,
- p : sajtoló nyomás (MPa).

A súrlódási tényező értékét 0,6-ra választottam [115]. A nyomás értéke az előzetes sajtolóerő mérésből felvett erőértékek felhasználásával került meghatározásra (5754-H22-nél átlagosan 8000 N, 6082-T6-nál átlagosan 9000 N).

A szerszám tű felső része által keltett hőáram (Q_2) kiszámításához az alábbi képlet nyújt segítséget:

$$Q_2 = 2\pi\omega\tau R_{p1}^2 H_{p1} \quad (3.3)$$

ahol:

- Q_2 : a szerszám tű felső része által keltett hőáram értéke (W),
- H_{p1} : a szerszám tű felső részének magassága (m).

A szerszám tű első válla által keltett hőáram (Q_3) kiszámításához az alábbi képlet használható:

$$Q_3 = \frac{2}{3} \pi \omega \tau (R_{p1}^3 - R_{p2}^3) \quad (3.4)$$

ahol:

- Q_3 : a szerszám tű első válla által keltett hőáram értéke (W),

- R_{p2} : a szerszám tű középső részének sugara (m).

A szerszám tű középső része által keltett hőáram (Q_4) kiszámításához az alábbi képletet lehet használni:

$$Q_4 = 2\pi\omega\tau R_{p2}^2 H_{p2} \quad (3.5)$$

ahol:

- Q_4 : a szerszám tű középső része által keltett hőáram értéke (W),
- H_{p2} : a szerszám tű középső részének magassága (m).

A szerszám tű második válla által keltett hőáram (Q_5) kiszámításához az alábbi képlet használható:

$$Q_5 = \frac{2}{3}\pi\omega\tau(R_{p2}^3 - R_{p3}^3) \quad (3.6)$$

ahol:

- Q_5 : a szerszám tű második válla által keltett hőáram értéke (W),
- R_{p3} : a szerszám tű alsó részének sugara (m).

A szerszám tű alsó része által keltett hőáram (Q_6) kiszámításához az alábbi képletet lehet használni:

$$Q_6 = 2\pi\omega\tau R_{p3}^2 H_{p3} \quad (3.7)$$

ahol:

- Q_6 : a szerszám tű alsó része által keltett hőáram értéke (W),
- H_{p3} : a szerszám tű alsó részének magassága (m).

A szerszám tűvég által keltett hőáram (Q_7) kiszámításához az alábbi képletet lehet használni:

$$Q_7 = \frac{2}{3}\pi\omega\tau R_{p3}^3 \quad (3.8)$$

ahol:

- Q_7 : a szerszám tűvég által keltett hőáram értéke (W),

A teljes hőáramot (Q_T) a szerszám különböző részei által keltett hőáramok összessége adja:

$$Q_T = \sum_{i=1}^7 Q_i \quad (3.9)$$

Mindkét alapanyagban mindegyik paraméterkombinációval hegesztettünk.

3.2. táblázat. A kísérleteknél alkalmazott technológiai paraméterkombinációk

Sorszám	Fordulatszám [1/min]	Hegesztési sebesség [mm/min]	Szerszám dőlésszög [°]	Hőáram [W]		Hűtés
				6082-T6	5754-H22	
1	400	100	2	1598	1421	Nem
2	400	100	2	1598	1421	Igen
3	630	100	2	2543	2261	Igen
4	800	100	2	3221	2863	Igen
5	1000	100	2	4020	3574	Igen
6	1250	100	2	5045	4484	Igen

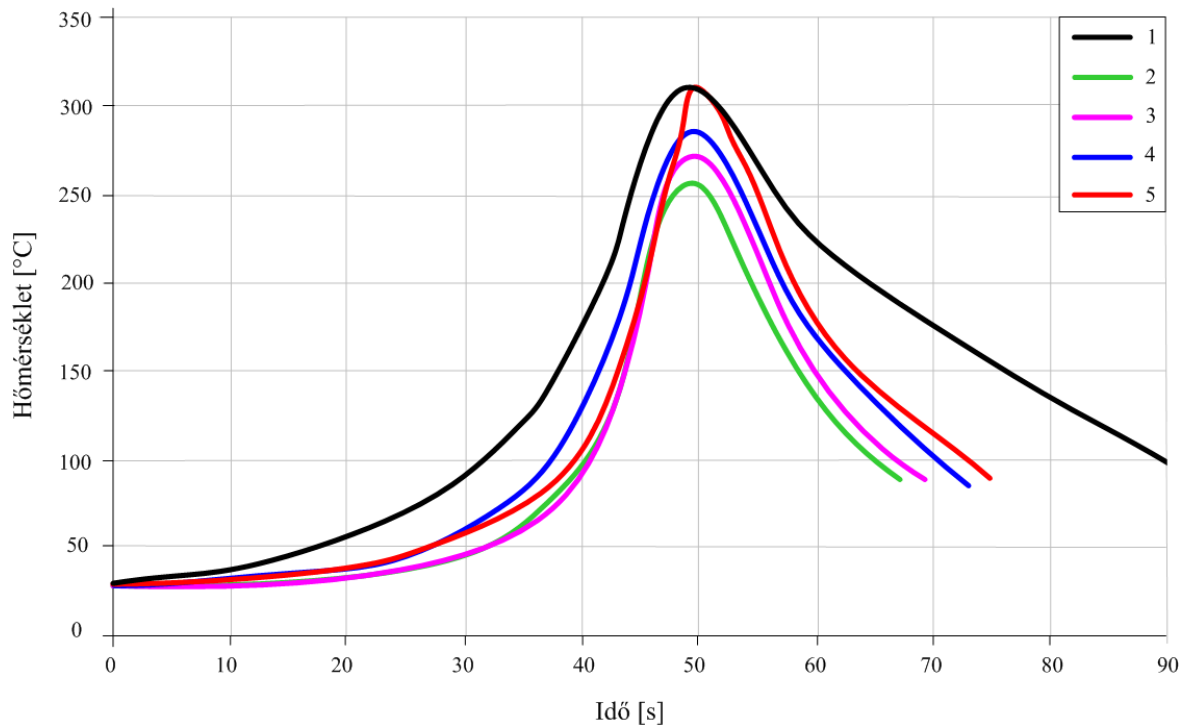
A hőáram a különböző sorszámú kombinációknál jelentősen eltér, értéke a 3, 4, 5 és 6 esetben nagyobb, mint a 2.1. pontban egy általános esetre kiszámolt érték. Az is egyértelmű, hogy ennél a referenciaértéknél az 1 és 2 sorszámú kombináció (ami mindenben megegyezik a referenciaértéknél használt paraméterekkel) kisebb hőáramot kelt.

A 2 – 6-ig sorszámú munkadaraboknál külön gyökoldali hűtést alkalmaztam, szigorúan ügyelve arra, hogy a hőelvonás minden esetben ugyanakkora legyen.

3.2.1 A gyökoldali hőciklus vizsgálatának eredményei az 5754-H22 alapanyagon

Az 5754-H22 alakítható alumíniumötvözetben mért hőciklusokat a 3.6. ábra mutatja.

Az ábrából kitűnik, hogy a hőbevitel, azaz jelen esetben a fordulatszám növekedésével növekszik a csúcshőmérséklet, gyakorlatilag csak az 1000/min és az 1250/min között nem látni különbséget. Az 1250/min fordulatszámmal végzett kísérletnél már nem lehetett hiba nélküli varratot készíteni, így ez az opció ennél az alapanyagnál nem megfelelő, így a mérési eredményekkel sem érdemes foglalkozni. A diagramon jól látható, hogy a hűtés nélküli esetben sokkal lassabb a hőciklus, mint a hűtött esetben. A csúcshőmérséklet mellett fontos megvizsgálni a 100 °C felett eltelt időt is.



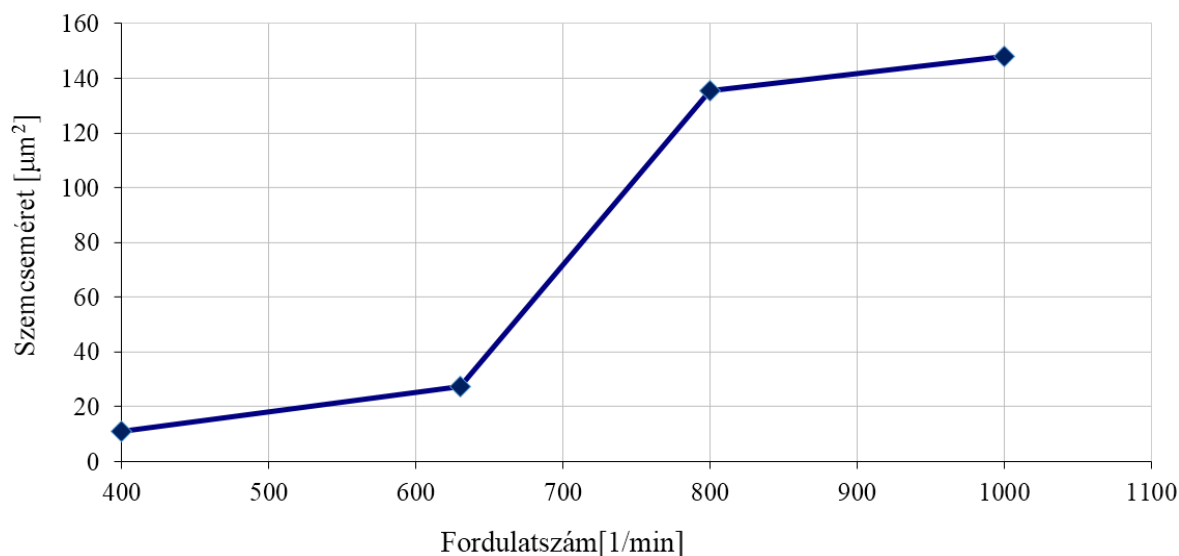
3.6. ábra. Az 5754-H22 ötvözet hegesztésénél mért hőciklusok

A csúcshőmérsékleteket, a 100 °C-ig való hűlés idejét, valamint a jellemző gyökoldali szemcseméreteket a 3.3. táblázat foglalja össze.

3.3. táblázat. Az 5754-H22 ötvözet hegesztésénél mért értékek és a szemcseméret

Ssz.	Fordulatszám [1/min]	Hűtés	Szemcseméret [μm^2]	Csúcshőmérséklet [°C]	100 °C feletti időintervallum [s]
1	400	nem	28,7	307	57,5
2	400	igen	10,9	258	24,7
3	630	igen	27,3	282	26,1
4	800	igen	135,5	293	33,3
5	1000	igen	148,1	308	34,8

A táblázatban feltüntetett gyökoldali szemcseméreteket gyökoldali hűtés alkalmazásával a 3.7. ábra szemlélteti.



3.7. ábra. A szemcseméret alakulása a fordulatszám függvényében gyökoldali hűtést alkalmazva (5754-H22)

Az ábrából jól látszik, hogy a fordulatszám növelésével növekszik a szemcseméret is. A 400/min {2} és 630/min {3} fordulatszámok között nem növekedett olyan jelentős mértékben a szemcseméret, mint a nagyobb fordulatszámok esetén. Az is látszik, hogy arányaiban a 800/min {4} és az 1000/min {5} fordulatszám között szintén nincs nagy különbség a szemcseméretben. A szemcseméretek alapján a 400/min fordulatszámú hűtött próbadarab esetében számíthatunk a legnagyobb szilárdságra. A szemcseméret értékekből az is jól látszik, hogy a kisebb fordulatszámú, kisebb hőbevitelű esetekben a legkisebb a szemcseméret.

Az elkészült hegesztett kötésekből 3-3 db szakítópróbatestet munkáltunk ki és elvégeztük a szakítóvizsgálatot az MSZ EN ISO 4136:2013 szerint, kivéve az 1250/min darabot, mert annak durva hibája szemrevételezéssel is jól látszik. Az 5754-H22 hegesztett kötéseken végzett szakítóvizsgálatok eredményét a 3.4. táblázat foglalja össze.

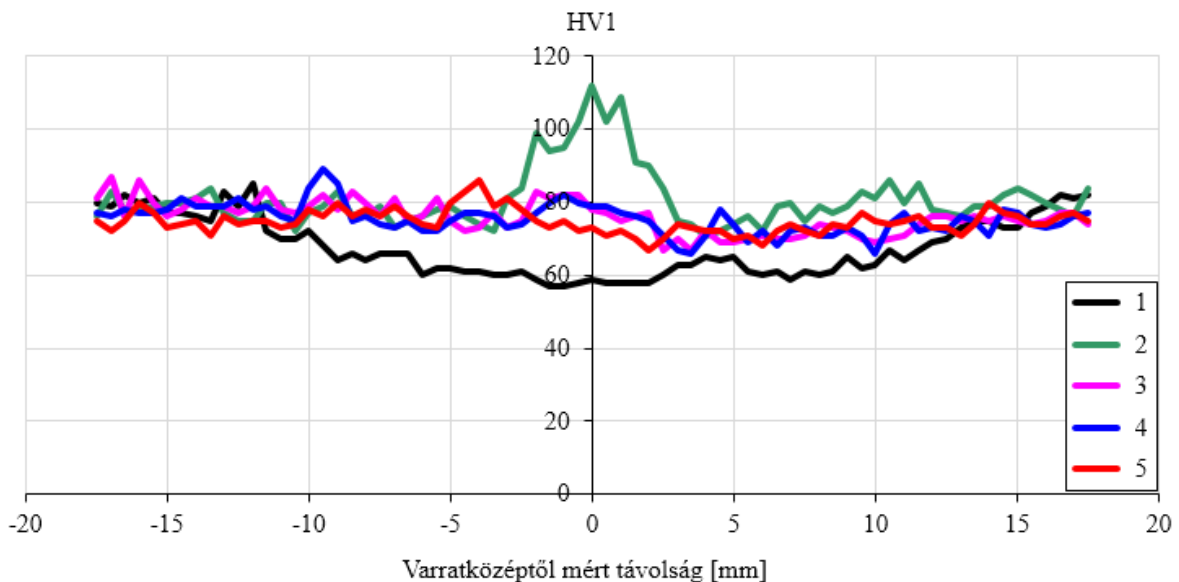
3.4. táblázat. Az 5754-H22 ötvözetből készült hegesztett kötések szakítóvizsgálatainak eredményei

Sorszám	Próbatest jel	Szakítószilárdság [MPa]	Átlagos szakítószilárdság [MPa]	Szórás	Relatív szórás
1	1	219,8	217	2,2	0,01
	2	218,3			
	3	215,4			
2	1	232,5	234	2,5	0,01
	2	237,4			
	3	234			
3	1	226,7	227	2,6	0,012
	2	225,5			

Sorszám	Próbatest jel	Szakítószilárdság [MPa]	Átlagos szakítószilárdság [MPa]	Szórás	Relatív szórás
	3	230,6			
4	1	226,2	225	2,8	0,012
	2	228,2			
	3	222,6			
5	1	217,7	222	4,1	0,018
	2	224,5			
	3	225,1			
Alapanyag	1	241	237	4,9	0,02
	2	234			

A legkisebb szemcseméretű próbatest adta a legjobb eredményt, ami gyakorlatilag elérte a H22-es alapanyag szakítószilárdságát. Tehát egyértelmű, hogy a hegesztett kötések szakítószilárdsága növekszik a gyökoldali hűtés alkalmazásával. Viszont egy másik eredmény az is, hogy a technológiai paraméterkombinációk szélesebb körben megválaszthatóak, mint hűtés nélkül.

Az alakítható 5754-H22 alumíniumötvözet lineáris dörzshegesztéssel készült kötéseinek keménységmérését végeztem a gyök-, és a koronaoldalon, valamint a falvastagság közepén (tehát a felülettől 3 mm-re) az MSZ EN ISO 9015:2011 szabványnak megfelelően. A gyökoldali keménységmérés eredményét a 3.8. ábra mutatja.

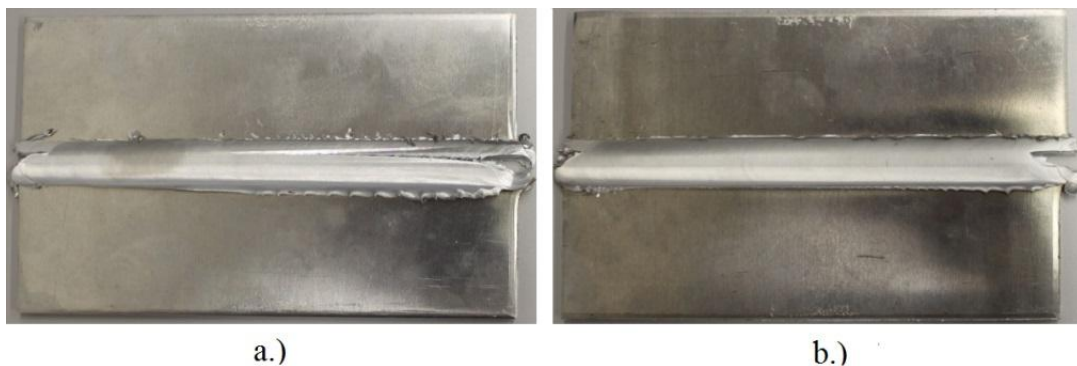


3.8. ábra. A gyökoldali (felülettől 0,5 mm-re) keménységmérés eredménye az 5754-H22 ötvözet hegesztett kötéseinél

A mérés eredményeiből jól látható, hogy a 400/min {2} esetben a keménység jelentősen növekedett a varratban. Az alakítással keményített alumíniumötvözeteken ömlesztő hegesztő eljárásokkal készített kötésekhez képest szokatlan a keménységgörbék alakja,

ugyanis az előbbi esetekben kilágyulás tapasztalható, viszont lineáris dörzshegesztésnél csak nagyon kis mértékben változnak a keménységértékek. Jellemzően a hűtés nélküli esetben nagyobb mértékű és terjedelmű kilágyulás vehető észre. A hegesztett kötések koronaoldalán (felülettől 0,5 mm-re) és a középső részén (felülettől 3 mm-re) is mértünk keménységet, melyekből azt tapasztaltam, hogy a koronaoldalon a varratközéphez közel eső részeken nagyobbak a keménységértékek, mint a gyökoldalon. Ezeket a diagramokat az 6. számú mellékletben ismertetem.

Az 5754-H22 alapanyag a gyökoldali hűtés alkalmazása nélkül meglehetősen érzékeny a hőbevitelre: túl nagy hőbevitel esetén egy úgynevezett „alagút hiba” (tunnel defect) alakul ki [117], így a hegesztési paramétertartomány szűk. Erre a hibára mutat példát a 3.9. ábra a.) része:



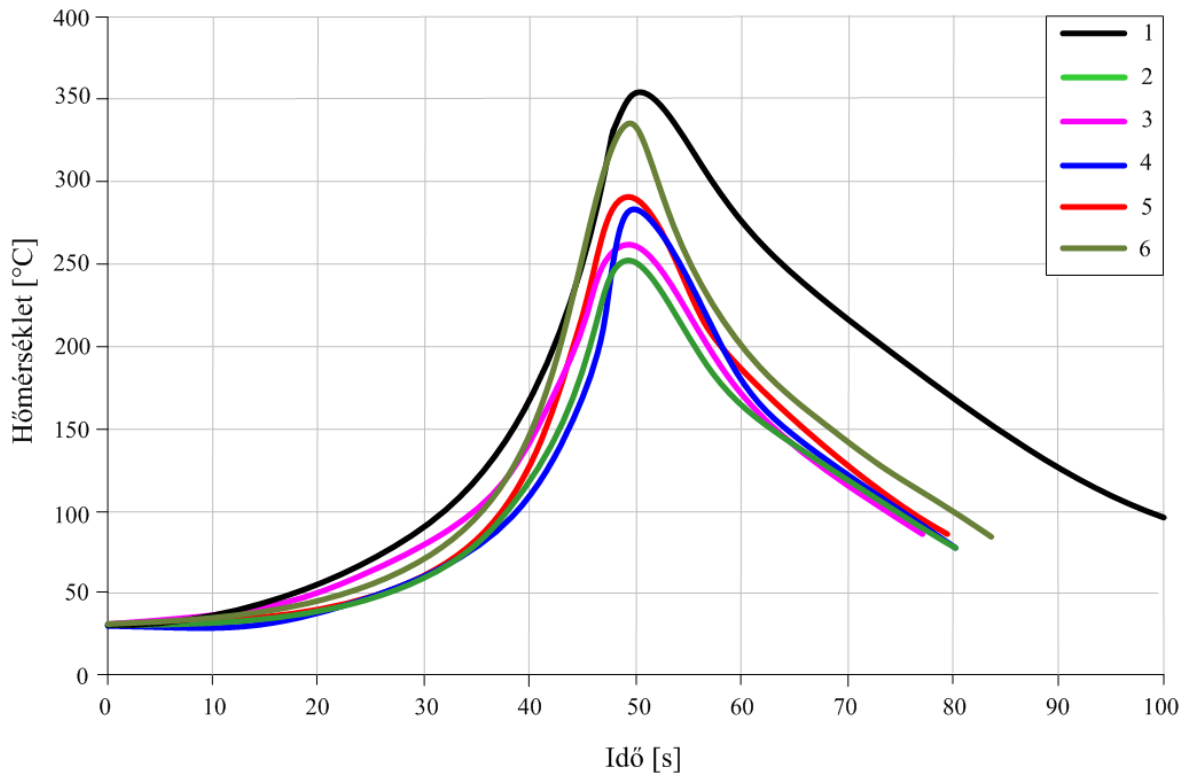
3.9. ábra. a.) az „alagút hiba” megjelenése (5754-H22, 1000/min, hűtés nélkül), b.) hibátlan varrat (5754-H22, 1000/min, gyökoldali hűtéssel)

Az ábra a.) részén jól látható, hogy a próbatest jelentős része túlhevült, a szerszámnyomódás is megnőtt, jelentős sorja keletkezett. A b.) részen viszont egy „alagút hiba” nélküli kötés látható, ebben az esetben minden paraméter megegyezett az előzővel, viszont gyökoldali hűtést alkalmaztam. Tehát a gyökoldali hűtés alkalmazásával növelhető a technológiai paraméterablak az 5754-H22 alapanyag hegesztése esetében.

3.2.2 A gyökoldali hőciklus vizsgálatának eredményei 6082-T6 alapanyagon

A 6082-T6 jelű alapanyag hegesztése közben a 3.10. ábrán feltüntetett hőciklusokat mértük a különböző sorszámú próbáknál.

Az ábrán jól látható, hogy a hűtött és a hűtés nélküli hegesztések között jelentős különbség van: a hőciklus jóval rövidebb idő alatt futott le a hűtött esetben, mint a hűtés nélküliben. Az is jól megfigyelhető, hogy a csúcshőmérséklet is jelentős mértékben csökkent a 400/min fordulatszám hűtéssel együtt történő használata esetén, mint hűtés nélkül. Valójában a fordulatszám növelése a csúcshőmérséklet növekedését okozta, viszont a hűlés sebessége számottevően nem változik a különböző fordulatszámok között a gyökoldali hűtés alkalmazásával.



3.10. ábra. 6082-T6 ötvözet hegesztésénél mért hőciklusok

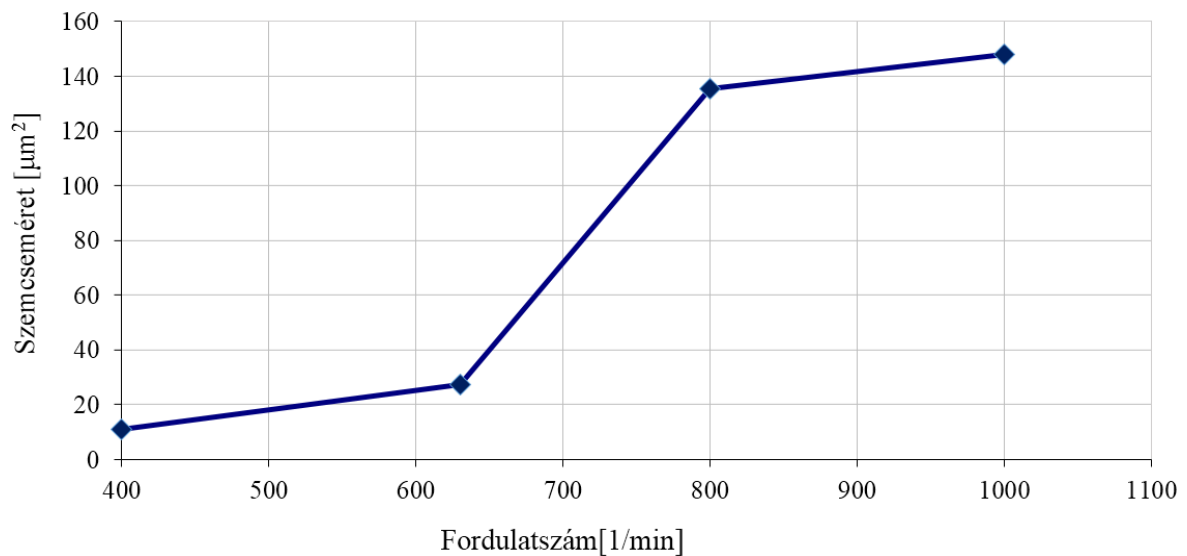
A hőmérséklet - idő függvény felvétele mellett az adott próbatestekből csiszolatokat is készítettünk, melyeket szemcsehatárra marattunk. Ezáltal megmértem a gyökoldalon (0,5 mm-re a felülettől) a szemcseméreteket, amiből következtetni lehet a szilárdsági tulajdonságok változására. A 6082-T6 ötvözet lineáris dörzshegesztett kötésének gyökoldalán mért szemcseméret eredményét, a csúcshőmérsékleteket, valamint a 100 °C felett eltelt időt a 3.5. táblázat foglalja össze.

3.5. táblázat. A 6082-T6 ötvözetből készült hegesztett kötések gyökoldalán mért értékek és a szemcseméret

Ssz.	Fordulatszám [1/min]	Hűtés	Szemcseméret [μm^2]	Csúcshőmérséklet [°C]	100 °C feletti időintervallum [s]
1	400	Nem	107,9	350	66,4
2	400	Igen	106,5	250	37,3
3	630	Igen	98,2	261	39,1
4	800	Igen	99,4	278	38,2
5	1000	Igen	22,2	286	39,3
6	1250	Igen	73,3	330	45,4

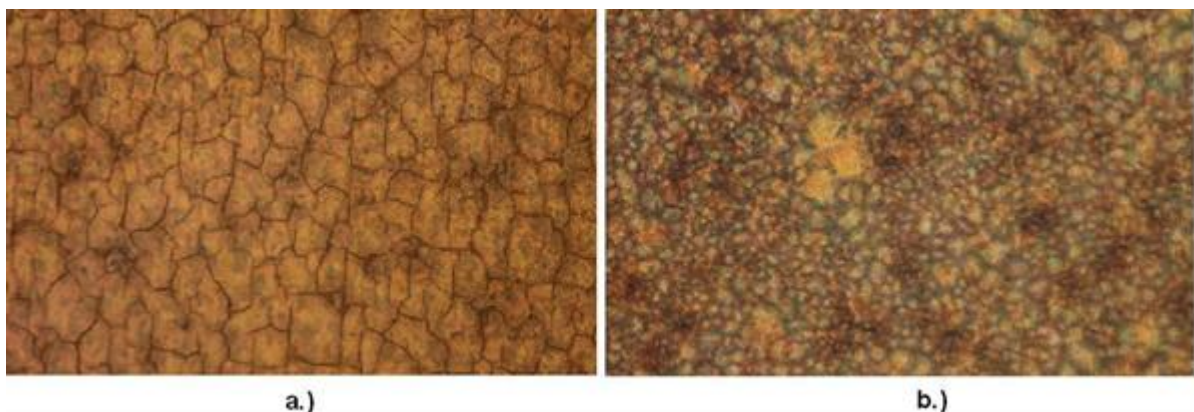
A táblázatba foglalt szemcseméreteket a 3.11. ábra szemlélteti.

A bemutatott adatokból jól látszik, hogy a szemcseméret jelentősen függ az alkalmazott fordulatszámától. A legkisebb szemcseméretet az 1000/min-es fordulatszám használatával kaptam. Az is jól látható, hogy nem vehető fel tendencia a fordulatszám szemcseméretre gyakorolt hatására vonatkozóan, hiszen a 6. számú hegesztés esetében már nagyobb szemcseméretet kaptam. Ez adódhat abból, hogy a 6. számú hegesztésnél már akkora volt a hőbevitel, hogy a szemcsék durvulásnak indultak. Tehát ez az ötvözet rendkívül érzékeny a hőbevitel kismértékű változására is, valójában a paraméterek optimalizációjánál kísérleti úton kell meghatározni az adott feladatra vonatkozó paraméterkombinációt. Törvényszerűségként csak annyi fogalmazható meg, hogy a túl kicsi és a túl nagy fordulatszám használata sem vezet jó eredményre.



3.11. ábra. A gyökoldali szemcseméret alakulása a fordulatszám függvényében gyökoldali hűtés alkalmazásával (6082-T6)

Az összehasonlítás kedvéért az 3.12. ábra mutatja a 400/min-es hűtés nélkül készült és az 1000/min-es hűtéssel készült kötések gyökoldalának szemcseméreteit.



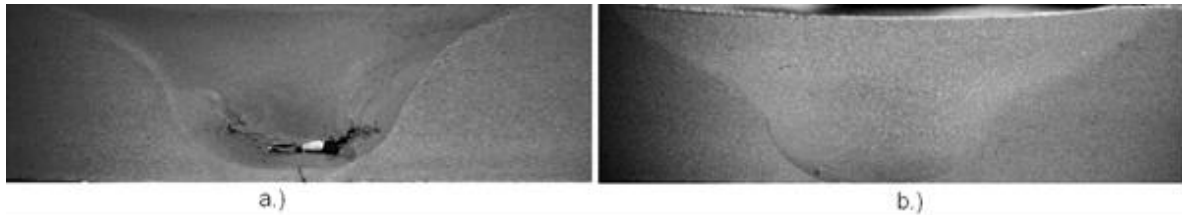
3.12. ábra. Az 1-es (a.) és az 5-ös (b.) sorszámú kötések gyökoldali szemcseméretei (500x nagyítás, Weck's marószersz)

A szemcseméretekből egyelőre csak következtetni lehet a hegesztett kötések szilárdsági tulajdonságainak változására, de a konkrét értékeket a szakítóvizsgálat adja. A 3.2. táblázatban megadott technológiai paraméterekkel készített kötésekből 3-3 szakítópróbatestet munkáltunk ki, melyeken elvégeztük a hagyományos szakítóvizsgálatot. A 6082-T6 hegesztett kötésen végzett szakítóvizsgálatok eredményét a 3.6. táblázat foglalja össze.

3.6. táblázat. A 6082-T6 ötvözetből készült hegesztett kötések szakítóvizsgálatainak eredményei

Sorszám	Próbatest jel	Szakítószilárdság [MPa]	Átlagos szakítószilárdság [MPa]	Szórás	Relatív szórás
1	1	201,9	198	2,9	0,014
	2	196,2			
	3	197,8			
2	1	128,9	118	15,2	0,129
	2	100,7			
	3	124,9			
3	1	181,6	184	2,2	0,012
	2	185,5			
	3	185,4			
4	1	196,9	194	2,5	0,013
	2	194,6			
	3	191,8			
5	1	217,9	218	0,6	0,003
	2	218,4			
	3	219,1			
6	1	208,3	206	1,2	0,006
	2	206,7			
	3	205,9			
Alapanyag	1	319	305	13,5	0,044
	2	305			
	3	292			

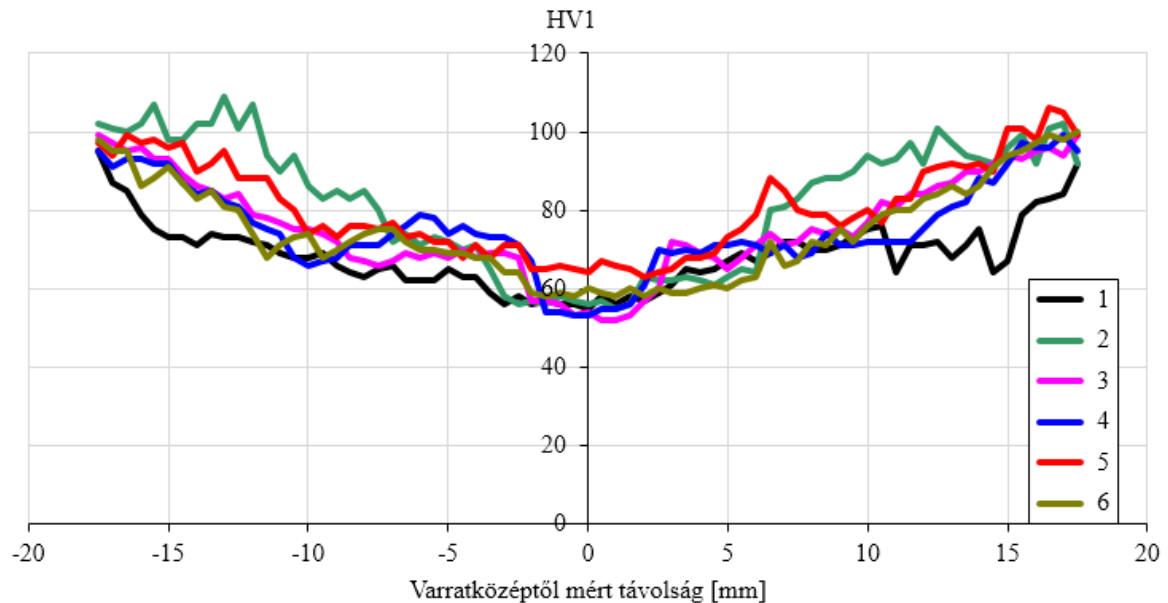
A hűtéssel és 400/min fordulatszámmal {2} készített kötés szakítószilárdsága, jóval kisebb a többinél. Ez abból adódik, hogy kötéshiba keletkezett a gyökoldalon a gyökoldali hűtés okozta kis hőmérséklet miatt. Ezen kötés makrosziszolati képét mutatja a 3.13. a.) ábra, összehasonlítva a legjobb eredményt adó kötés makrosziszolati képével (3.13. b. ábra).



3.13. ábra. A legrosszabb (a.) és a legjobb (b.) eredményt adó kötések makrosziszolati képei (1,25x nagyítás)

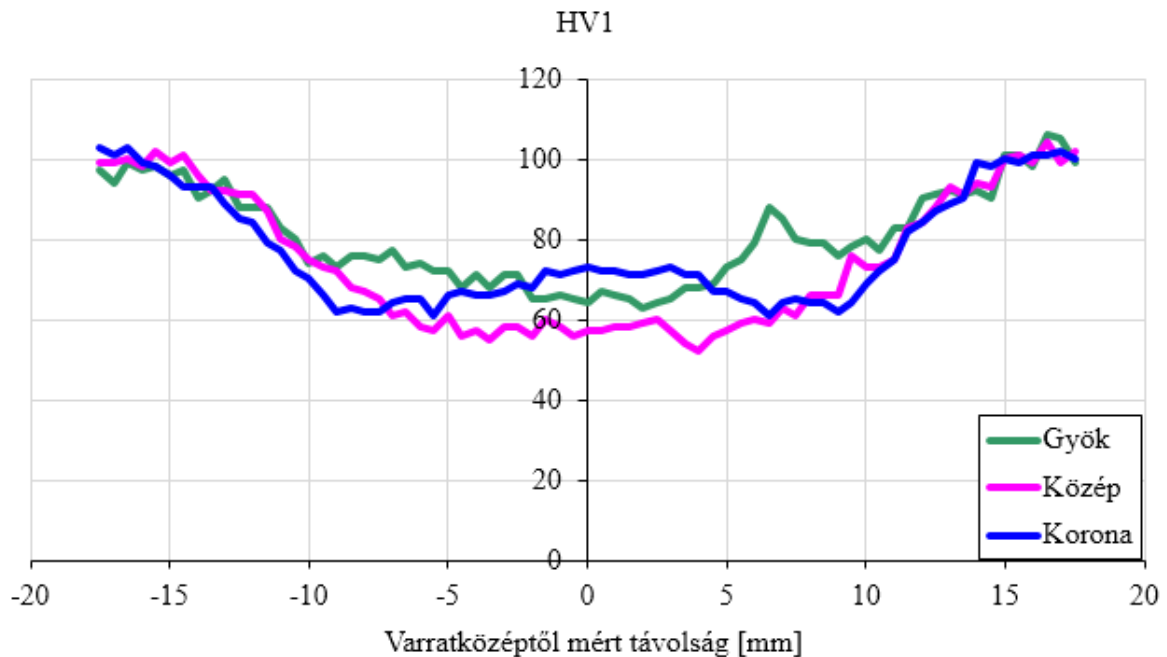
Ebből jól látszik, hogy a gyökoldali hűtéshez nagyobb hőbevitel, tehát nagyobb fordulatszám szükséges. A szakítóvizsgálati eredményekből arra lehet következtetni, hogy a gyökoldalon 250 °C feletti hőmérsékletre van szükség a kötéshiba elkerüléséhez. Az eredményekből az is feltételezhető, hogy nem érdemes 300 °C felé menni a gyökoldali hőmérséklettel, hiszen akkor kilágyulástól kell tartani, illetve valószínű ez a nagy gyökoldali hőmérséklet csak akkor elfogadható, ha jóval gyorsabb hőciklust (tehát intenzívebb hűtésre lehet szükség) tudunk létrehozni. A legjobb szilárdsági eredményt az 1000/min fordulatszámú hűtött próbatest {5} adta, ahol a gyökoldali csúcshőmérséklet nem érte el a 300 °C-ot és a hőciklus hasonlóan gyors volt, mint a többi esetben. Ez az eredmény arra enged következtetni, hogy lineáris dörzshegesztés során nem szabad azt a 400 °C-tól 300 °C-ig terjedő hőmérséklettartományt elérni, amit ezen anyag sajtolásánál is veszélyes tartománynak tartanak [116]. Az 1250/min fordulatszámmal {6} történt hegesztéskor a legnagyobb a gyökoldali csúcshőmérséklet és a szakítóvizsgálat eredményeiből is látszik, hogy a szilárdsága csökkent az 1000/min {5} készítettéhez képest. A csúcshőmérséklet mellett fontos megvizsgálni a hőciklus időtartamát is, a vizsgálat során 100 °C felett eltelt idő lehet érdekes. A táblázatból jól látható, hogy a legjobb szilárdságot adó kötésnél a 100 °C feletti időintervallum 39,3 másodperc, míg a hűtés nélküli esetben ez az érték 66,4 másodperc, tehát jelentős különbség van közöttük.

A szakítóvizsgálat eredményeit jól kiegészíti a keménységmérés, ahol a koronaoldal, a gyökoldal és a kettő közötti rész keménységét mértem meg. Vickers keménységet mértem Mitutoyo mikrokeménységmérőn, ahol a terhelés 100g volt, a lépésköz pedig 0,5 mm. A gyökoldali keménységmérés eredményeit a 3.14. ábra foglalja össze.



3.14. ábra. A gyökoldali (felülettől 0,5 mm-re) keménységmérés eredménye a 6082-T6 ötvözet hegesztett kötéseinél

Az ábrán jól látszik, hogy a hegesztés következtében jelentős kilágyulás következett be, 100 HV-ról 55 – 60 HV-re. A varrat középső részén a legnagyobb a kilágyulás mértéke. Az is jól látható, hogy az 1000/min fordulatszámmal végzett hegesztésnél {5} a legnagyobb a varrat gyökoldali keménységének értéke. Jól megfigyelhető a varratközéptől mérve kb. 2 – 2 mm távolságban egy jelentősebb keménységcsökkenés. Ez a terület megegyezik a hegesztésnél használt szerszám gyökoldali átmérőjével, tehát ezen a részen volt a legnagyobb az anyagáramlás mértéke, a varratközéptől távolabb eső részeken már nem volt, vagy csak nagyon kismértékű. Ez az 1000/min esetben nem mondható el, illetve ez a jelenség nem jelentkezik szignifikánsan. Az is észrevehető, hogy a keménység változása nem teljesen azonos a két oldalon, ami a szerszám forgásából adódó eltérő viszonyokból adódik. Mivel a gyökoldalon volt az intenzív hűtés, így ezen a részen a leginkább észrevehetőek a különbségek. A hűtés nélküli esetben egyértelműen mutatkozik a szélesebb kilágyulás. A keménységértékeket megmértem a kötések koronaoldalán (felülettől 0,5 mm-re) és a középső részén is (felülettől 3 mm-re). A 3.15. ábra szemlélteti a keménység változását a korona, a közép és a gyök részen az 1000/min {5} fordulatszámmal végzett hegesztésnél. A keménységmérést elvégeztem a többi darabon is, azokat az eredményeket a 6. számú melléklet mutatja.



3.15. ábra. A keménység változása a falvastagság függvényében a 6082-T6 ötvözet 1000/min fordulatszámú hegesztésénél

Szembetűnő, hogy amíg a gyökoldalon kilágyulás volt tapasztalható, addig a koronaoldalon a keménységértékek növekedése tapasztalható. Ez valószínűleg annak a következménye, hogy itt már jóval nagyobb az alakváltozási sebesség, alakváltozás mértéke és a hőmérséklet is, ami miatt nagyobb a valószínűsége a dinamikus újrakristályosodás lejátszódásának, és ezzel együtt a finomszemcsés szövetszerkezet kialakulásának.

A görbék megnevezve szembetűnik a hasonlóság az ömlesztő hegesztéssel készült kötések keménységgörbéi és a 3.15. ábra koronaoldali görbéje között. Az alapvető különbség viszont az, hogy míg az ömlesztő hegesztéssel készült kötések varratrészén a keménységnövekedést az alkalmazott hozaganyag okozza, addig lineáris dörzshegesztésnél a kedvező szövetszerkezeti változások hatása jelenik meg.

3.2.3 Következtetések

Az elvégzett kísérletek alapján megállapítható, hogy a gyökoldali hűtés alkalmazásával rövidül a hegesztési hőciklus, ami azt is jelenti, hogy az alapvetően alkalmazott technológiai paraméterkombináció is változhat. A kísérletek alapján egyértelművé vált, hogy a nemesíthető alumíniumötvözetnél nagyobb hőbevitelre van szükség, ami a nagyobb fordulatszám alkalmazásával érhető el. Az alakítható ötvözet esetén nem volt szükség a hőbevitel növelésére, tehát minden technológiai paraméter az eredeti maradt. Az elvégzett vizsgálatok eredményei alapján az alábbiakat lehet megfogalmazni (6):

- Általánosan elmondható, hogy a hegesztési hőciklus sebessége alapvetően befolyásolja a hegesztett kötés szilárdságát.
- Az 5754-H22 alapanyag lineáris dörzshegesztésénél a gyorsabb gyökoldali hűtés és a hozzá tartozó kisebb gyökoldali csúcshőmérséklet jelentős szemcseméret csökkenést eredményez és ezzel javul a kötés statikus szilárdsága.
- A 6082-T6 alapanyag lineáris dörzshegesztésénél a gyors gyökoldali hőciklus alkalmazásával, valamint a technológiai paraméterek célszerű megválasztásával elérhető a finomszemcsés szövetszerkezetet a gyökoldalon. Meghatározható egy ideális gyökoldali csúcshőmérséklet tartomány (250–300°C), amelyben a kötés statikus szilárdsága javítható.

3.3 A dinamikus újrakristályosodás vizsgálata

Mivel számos publikáció bizonyította azt, hogy a dinamikus újrakristályosodás lejátszódhat alumíniumötvözetek lineáris dörzshegesztésénél, így ennek vizsgálata alapvető fontosságú a technológiai paraméterek optimalizálásához.

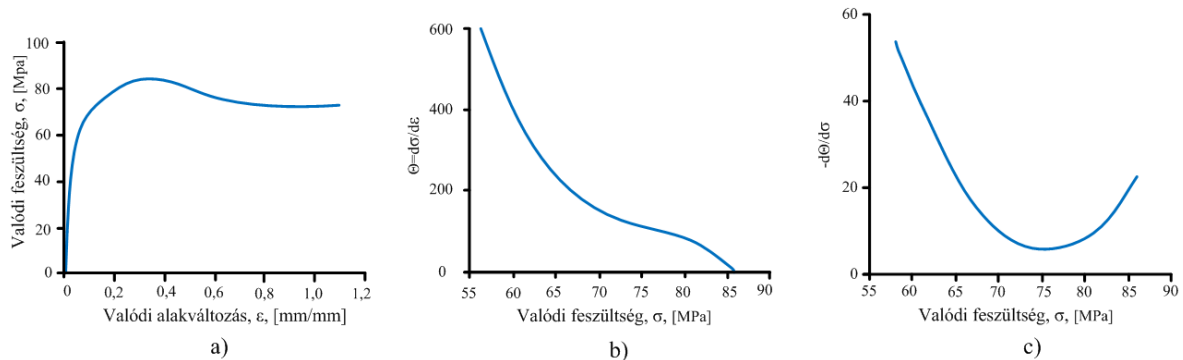
3.3.1 Vizsgálati körülmények

A dinamikus újrakristályosodás bekövetkezésének vizsgálatára több módszert is kifejlesztettek. Melegzőmítő vizsgálat során felvett valódi feszültség (σ) - valódi alakváltozás (ϵ) görbe vehető fel, mely alapján a dinamikus újrakristályosodás meghatározása egyszerű, hiszen annak bekövetkezését egyértelműen bizonyítja, ha a görbének létezik maximuma [118]. Ebből az is következik, hogy a dinamikus újrakristályosodás a maximális feszültség elérése előtt indulhat el [119].

Számos kutató dolgozott ki különböző módszereket, matematikai összefüggéseket a dinamikus újrakristályosodás kezdetének meghatározására. Például kiemelhető *M. R. Barnett*, *G. L. Kelly* és *P. D. Hodgson* által kidolgozott módszer [120], ahol a statikus újrakristályosodás modelljét módosították. Egy másik módszert dolgozott ki *G. Gottstein*, *M. Frommert*, *M. Goerdeeler* és *N. Schafer* [121], amely a diszlokációsűrűség és az alakítási keményedés meghatározásának modelljét használta.

A témában az egyik legismertebb és leginkább elfogadott vizsgálati módszert *Jonas* és *Poliak* dolgozta ki. A módszer általánosan elfogadott és számos szakirodalomban lehet találkozni vele [40] [41] [47] [122] különböző anyagok esetében. A módszer szerint melegzőmítő vizsgálatot kell végezni az adott anyagminőségen, mely vizsgálatból felvehető egy valódi feszültség (σ) - valódi alakváltozás (ϵ) görbe (3.16. a.) ábra). Amennyiben a görbének létezik maximuma, úgy a dinamikus újrakristályosodás bekövetkezett, ezért a maximum elérése előtti szakaszt kell vizsgálni. Ezen szakaszon deriválni kell a valódi feszültség (σ) - valódi alakváltozás (ϵ) görbét (3.16. b.) ábra), és megkapjuk az alakítási keményedés ($\Theta = \partial\sigma/\partial\epsilon$) – valódi feszültség (σ) görbét. Amennyiben

ennek a görbének van inflexió pontja, úgy abban a pontban kezdődött meg a dinamikus újrakristályosodási folyamat. Sok esetben ez nehezen észrevehető, így pontosabb eredményt ad az, ha az utóbbi görbét újra deriváljuk, így megkapjuk a $(-\partial\theta/\partial\sigma)$ – valódi feszültség (σ) görbét (3.16. c.) ábra), mely minimum pontja egyértelműen meghatározza a kritikus feszültségértéket [41]. A kritikus feszültségértékhez tartozó kritikus alakváltozást pedig a kezdeti görbéből tudjuk leolvasni. Amint az a leírásban szerepel, a vizsgálatok elvégzéséhez melegítő vizsgálatokra van szükség. Mivel az alakváltozás mértéke, az alakváltozási sebesség és a hőmérséklet is alap paraméter a melegítéshez, így a dinamikus újrakristályosodás feltérképezéséhez számos vizsgálatra van szükség.



3.16. ábra. A Jonas-Poliak módszer bemutatása: a.) $\sigma - \varepsilon$ görbe, b.) $(\Theta = \partial\sigma/\partial\varepsilon) - \sigma$ görbe a maximális feszültség elérése előtti szakaszon, c.) $(-\partial\theta/\partial\sigma) - (\sigma)$ görbe

A melegítő vizsgálatokat Gleeble 3500 típusú fizikai szimulációs berendezésen végeztem el, amely egy teljes körűen integrált, számítógépes adatgyűjtő- és feldolgozó egységgel ellátott, termo-mechanikus vizsgáló rendszer. Az Anyagszerkezet-tani és Anyagtechnológiai Intézetben működő berendezést a 3.17. ábra szemlélteti.



3.17. ábra. A Gleeble 3500 termo-mechanikus szimulátor a Miskolci Egyetem Anyagszerkezet-tani és Anyagtechnológiai Intézetében

A Gleeble 3500 közvetlen ellenállásfűtéssel akár 10000 °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. Az intenzív hűtést igénylő vizsgálatoknál a próbadarabokat fűjt levegővel vagy akár speciális vízfűgönnyel is lehet hűteni, így a hűtési sebesség elérheti a 10 000 °C/s-ot is.

A próbadarab felületének hőmérséklete egyszerre akár négy termoelemmel is mérhető a kívánt helyeken. A termoelemek közül a vizsgálat szempontjából legfontosabb pozícióban lévő termoelem 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, hőkezelő berendezésekkel.

A Gleeble 3500 mechanikai rendszere teljesen integrált szervohidraulikus rendszer, amely 100 kN statikus nyomóerőt, vagy 100 kN statikus húzóerőt is képes kifejteni. Erőmérő cellák, különféle intervallumokat felölelő hossz- és keresztirányú elmozdulás mérők biztosítják a visszacsatolást a mechanikai vizsgálati program pontos végrehajtásához. A rendszer lehetővé teszi, hogy a kezelő által írt program bármely vizsgálat közben, bármely pillanatban, és a vizsgálatához szükséges gyakorisággal átválthasson a szabályozási módok között. Ez a lehetőség biztosítja a termo-mechanikus folyamatok szimulációjához szükséges rugalmasságot. A rendelkezésre álló szabályozási módok: dugattyú elmozdulás, adott jeltávra vonatkoztatott elmozdulás, alakváltozási sebesség, erő, mérnöki feszültség és alakváltozás, valamint valódi feszültség és alakváltozás.

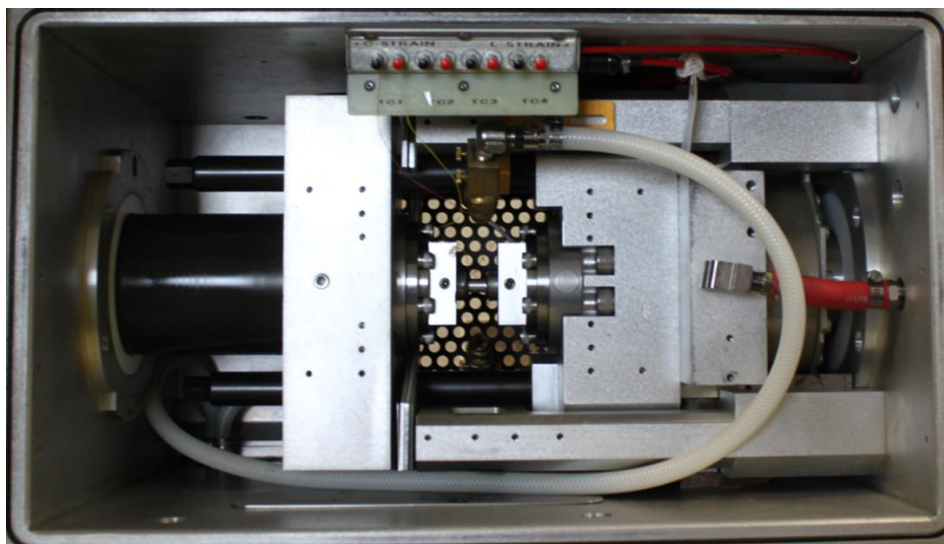
A Gleeble 3500 kézi irányítással, vagy teljesen automatikusan, számítógéppel működtethető, esetlegesen ezek kombinációjával. A rendszer számítógépes irányítása egy Windows alapú munkaállomásból és a vezérlőbe beágyazott processzorból áll. A Windows munkaállomás egy rugalmas, felhasználóbarát, úgynevezett Graphical User Interface segítségével valósítja meg a kapcsolatot a felhasználó és a berendezés között. A beágyazott processzor szimultán látja el a vizsgálat vagy a szimuláció futtatását és az adatok gyűjtését, sőt eközben akár újabb programokat is írhatunk, vagy meglévő eredmények kiértékelését is végezhetjük. A vizsgálat vagy szimuláció befejeztével a vizsgálat adatai automatikusan betöltődnek az Origin nevű szoftverbe, amelynek segítségével az adatok diagramban való megjelenítése és elemzése egyszerűvé válik (25).

3.3.2 Előkísérletek

Mivel a dinamikus újrakristályosodás jelentősen eltérő viszonyoknál következhet be a különböző alumíniumötvözeteknél, ezért szükségszerű volt egy vizsgálatosorozat arra

vonatkozóan, hogy a 2.4.1. és 2.4.2. fejezetekben ismertetett alapanyagok esetében milyen körülmények szükségesek a dinamikus újrakristályosodás bekövetkezéséhez.

A 6082-T6 alapanyagú sajtolt profilból $\varnothing 10$ mm átmérőjű, 15 mm hosszú próbatesteket munkáltunk ki a sajtolási irányra merőlegesen. Ezen az anyagminőségen többen végeztek már melegítő vizsgálatokat [27] [123] [124] [125], de a vizsgálati eredmények eltéréseket mutatnak, így a saját kísérletek elvégzése ebből a szempontból is szükséges volt. A 6 mm falvastagságú 5754-H22 alapanyagú lemezből nem tudtunk azonos méretű próbatesteket kimunkálni, így egy azonos anyagminőségű, de 10 mm falvastagságú lemezből munkáltunk ki a próbatesteket a hengerlési irányra merőlegesen. A vizsgálatokat három jellemző hőmérsékleten végeztem el mindkét alapanyag esetében: 350 °C, 400 °C, 450 °C. A szakirodalom áttekintése után három alakváltozási sebességet használtam: $0,02 \text{ s}^{-1}$, $0,2 \text{ s}^{-1}$, 2 s^{-1} . A vizsgálat során nagy mintavételi frekvenciát alkalmaztam ($f=1000$ Hz), ugyanis a csúcshőmérséklet előtti szakaszon túl kicsi mintavételi frekvencia esetén nem határozható meg teljes bizonyossággal a dinamikus újrakristályosodás megindulásának kritikus értéke. Ennek a hátránya viszont az, hogy a kapott görbék meglehetősen zajosak, ezért a kiértékeléshez a valódi feszültség (σ) – valódi alakváltozás (ϵ) görbék simítására volt szükség. Ezt követően a csúcshőmérséklet megelőző szakaszra egy többed rendű polinomot fektettem annak érdekében, hogy deriválni lehessen a görbét, melynek újbóli deriváltjával megkaptam a kritikus feszültség és kritikus alakváltozás pontos értékét. A vizsgálatok során meghatároztam a valódi feszültség (σ) – valódi alakváltozás (ϵ) görbéket különböző hőmérsékletekre és alakváltozási sebességekre vonatkozóan, melyek a 7. számú mellékletben láthatóak. A Gleeble 3500 munkaterébe helyezett, a vizsgálatra előkészített próbatestet mutat a 3.18. ábra:



3.18. ábra. A Gleeble 3500 munkaterébe a befogott melegítő próbatesttel

Az alakítható 5754-H22 alumíniumötvözet esetében a valódi feszültség (σ) – valódi alakváltozás (ϵ) görbék más jelleget mutattak, mint a nemesíthető 6082-T6 esetében.

Jellemzően a kis alakváltozási sebességgel ($0,02 \text{ s}^{-1}$) végzett vizsgálatok során nem volt a görbén csúcshőfeszültség így a dinamikus újrakristályosodás ténye is kétséges. A nagyobb alakváltozási sebességek esetén ($0,2 \text{ s}^{-1}$ és 2 s^{-1}) már jellemző volt az újrakristályosodás, így meg tudtam határozni a kritikus értékeket az adott hőmérsékleteken (3.7. táblázat).

3.7. táblázat. Az 5754-H22 alapanyag melegítő vizsgálatainál mért kritikus feszültségértékek (MPa)/alakváltozások (mm/mm)

Hőmérséklet	Alakváltozási sebesség		
	$0,02 \text{ s}^{-1}$	$0,2 \text{ s}^{-1}$	2 s^{-1}
350 °C	-	82,9 / 0,03	120,5 / 0,12
400 °C	-	68,9 / 0,03	91,5 / 0,06
450 °C	-	53,5 / 0,03	66,9 / 0,04

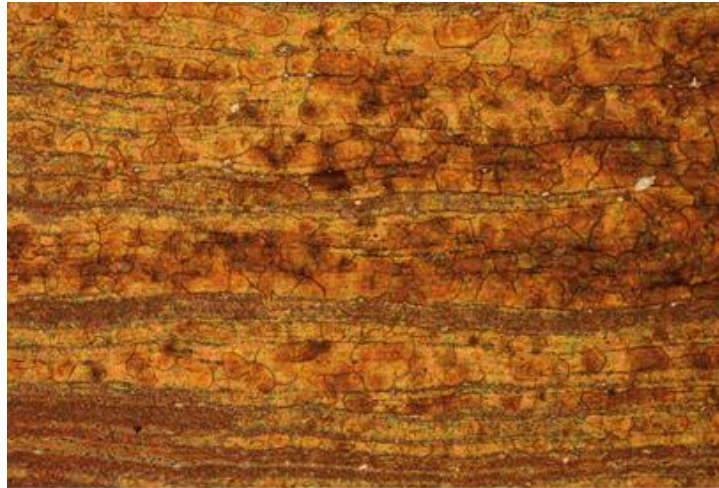
A 6082-T6 alapanyag esetében a dinamikus újrakristályosodásra jellemző görbéket kaptam, melyek alapján meg tudtam határozni a kritikus feszültség és alakváltozási értékeket, melyeket a 3.8. táblázat foglal össze.

3.8. táblázat. A 6082-T6 alapanyag melegítő vizsgálatainál mért kritikus feszültségértékek (MPa)/alakváltozások (mm/mm)

Hőmérséklet	Alakváltozási sebesség		
	$0,02 \text{ s}^{-1}$	$0,2 \text{ s}^{-1}$	2 s^{-1}
350 °C	73,6 / 0,012	83,3 / 0,004	84,4 / 0,021
400 °C	32,1 / 0,04	37,5 / 0,032	79,5 / 0,012
450 °C	22,6 / 0,012	33,1 / 0,038	31,1 / 0,016

A Poliak – Jonas által kidolgozott módszer jól alkalmazható acélok esetében, viszont alumíniumötvözetek esetében ritkábban találkozunk az alkalmazásával [47]. Ebből adódóan felmerül a kérdés, hogy jó eredményt ad-e, a kritikus feszültségértékeknél, illetve alakváltozásoknál megindul-e az újrakristályosodás. Ennek érdekében további melegítő vizsgálatokat végeztem az előzőleg meghatározott kritikus értékeket használva. Általános esetben a vizsgálatok elvégzése meglehetősen nehézkes, ugyanis nagyon kicsi alakváltozásokat kell vizsgálni sokszor nagy alakváltozási sebesség esetén, amelyhez egy rendkívül pontosan működő berendezés szükséges. Szerencsére a Gleeble 3500 rendszer ezen követelményeknek megfelel, így a vizsgálatokat nagy pontossággal tudtam elvégezni.

A vizsgálatok után csiszolatot készítettünk a próbadarabokból és azokat optikai mikroszkóppal vizsgáltam. A próbadarabok mindegyike igazolta a módszer megfelelőségét alumíniumötvözetek esetére. A 3.19. ábrán egy olyan szövetkép látható, ahol az újrakristályosodás már elkezdődött, de nem fejeződött be 5754-H22 anyagminőség esetén.



3.19. ábra. Példa a kritikus értékekkel végzett vizsgálat eredményére 5754-H22 esetén (500x nagyítás)

A felvételen jól látható, hogy bizonyos részek nagyon finomszemcsések (tehát megkezdődött az újrakristályosodás), míg máshol eldurvult szemcsék vannak (az újrakristályosodás még nem kezdődött meg). Az elvégzett vizsgálatok egyértelműen bizonyították, hogy a dinamikus újrakristályosodás bekövetkezik a vizsgált alapanyagoknál, illetve a kísérletek iránymutatást is adnak a lineáris dörzshegesztésnél elérni kívánt hőmérsékletre, alakváltozási sebességre, valamint alakváltozás mértékére vonatkozóan. Az előkísérletek során alkalmazott hőmérsékletek jellemzően a koronaoldalon fordulnak elő, ahol szinte minden esetben újrakristályosodott finomszemcsés szövetszerkezet található, így célszerűbb olyan körülményeket vizsgálni, amelyek a gyökoldalra jellemzőek. Ráadásul az elvégzett vizsgálatokat nem a lineáris dörzshegesztésnél adódó hőciklussal hajtottam végre, így az eredmények nem teljesen relevánsak a hegesztésnél. A vizsgálati hőciklus a 7. számú mellékletben található.

3.3.3 A dinamikus újrakristályosodás vizsgálata lineáris dörzshegesztésnél

A lineáris dörzshegesztésnél lejátszódó folyamatok pontosabb vizsgálatához a hegesztés során mért hőciklust alkalmaztam. A gyökoldali hőciklus vizsgálatánál felvett görbékem használtam fel, de az eredmények összehasonlíthatósága szempontjából fontos volt meghatározni egy csúcshőmérsékletet. Ennek érdekében mindkét alapanyagból a melegítő vizsgálatokhoz használt próbatesteken csak a hegesztési hőciklust szimuláltam különböző hőmérsékleteken (200 °C, 250 °C, 300 °C, 350 °C), annak érdekében, hogy meghatározzam a statikus újrakristályosodás csúcshőmérsékletét. Mindkét alapanyag esetében a hegesztési hőciklus alkalmazásával a statikus újrakristályosodás 300 °C-on már végbement, viszont 250 °C-on még nem kezdődött el. Mivel lineáris dörzshegesztéskor alapvető cél, hogy minél kisebb legyen a hőbevitel, ezért dinamikus újrakristályosodásra kell törekedni, ahol az alakváltozás mérték és az

alakváltozási sebesség célszerű megválasztásával kisebb csúcshőmérsékleten (jelen esetben akár 250 °C-on) is finomszemcsés szövetszerkezetet lehet elérni. Ebből adódóan az elkövetkező vizsgálatokhoz 250 °C csúcshőmérsékletet választottam. A hőmérséklet mellett meghatároztam az alakváltozási mértékeket és az alakváltozási sebességeket, viszont ezek esetében korlátot szabott a vizsgáló berendezés. Ezek az értékek jellemzően nem érik el a 2.2. és 2.3. táblázatban feltüntetett értékeket. Emellett a 3.2 fejezetben ismertetett gyors hőkiklus hatására is kíváncsi voltam, így vizsgálatokat végeztem lassú és gyors hőkiklussal is. A vizsgálati paramétereket és eredményeket a 3.9. táblázat mutatja, a valódi feszültség – valódi alakváltozás diagramokat pedig a 8. számú melléklet mutatja.

3.9. táblázat. A melegítő vizsgálatok paraméterei és eredményei

Ssz.	Anyag-minőség	Alakváltozás mértéke [mm/mm]	Alakváltozási sebesség [1/s]	Hőkiklus [$T_{max}=250$ °C]	Kritikus feszültség [MPa]	Kritikus alakváltozás [mm/mm]	Szemcseméret [μm^2]
1.1	5754-H22	0,1	1,0	lassú	-	-	25
1.2	5754-H22	0,5	1,0	lassú	-	-	29
1.3	5754-H22	1,0	1,0	lassú	-	-	34
1.4	5754-H22	0,1	0,5	lassú	-	-	27
1.5	5754-H22	0,5	0,5	lassú	-	-	29
1.6	5754-H22	1,0	0,5	lassú	-	-	31
1.7	5754-H22	0,1	0,1	lassú	-	-	36
1.8	5754-H22	0,5	0,1	lassú	-	-	38
1.9	5754-H22	1,0	0,1	lassú	-	-	42
2.1	5754-H22	0,1	1,0	gyors	-	-	33
2.2	5754-H22	0,5	1,0	gyors	-	-	36
2.3	5754-H22	1,0	1,0	gyors	-	-	38
2.4	5754-H22	0,1	0,5	gyors	-	-	33
2.5	5754-H22	0,5	0,5	gyors	-	-	33
2.6	5754-H22	1,0	0,5	gyors	-	-	36
2.7	5754-H22	0,1	0,1	gyors	-	-	29
2.8	5754-H22	0,5	0,1	gyors	-	-	31
2.9	5754-H22	1,0	0,1	gyors	-	-	36
3.1	6082-T6	0,1	1,0	lassú	nem meghatározható		258
3.2	6082-T6	0,5	1,0	lassú	nincs dinamikus újrakristályosodás		257
3.3	6082-T6	1,0	1,0	lassú	nincs dinamikus újrakristályosodás		460
3.4	6082-T6	0,1	0,5	lassú	nem meghatározható		124
3.5	6082-T6	0,5	0,5	lassú	208	0,062	137
3.6	6082-T6	1,0	0,5	lassú	166,8	0,049	192
3.7	6082-T6	0,1	0,1	lassú	nem meghatározható		144
3.8	6082-T6	0,5	0,1	lassú	153,0	0,024	130
3.9	6082-T6	1,0	0,1	lassú	156,9	0,069	119
4.1	6082-T6	0,1	1,0	gyors	nem meghatározható		274

Ssz.	Anyag-minőség	Alakváltozás mértéke [mm/mm]	Alakváltozási sebesség [1/s]	Hőciklus [$T_{max}=250\text{ °C}$]	Kritikus feszültség [MPa]	Kritikus alakváltozás [mm/mm]	Szemcseméret [μm^2]
4.2	6082-T6	0,5	1,0	gyors	nincs dinamikus újrakristályosodás		274
4.3	6082-T6	1,0	1,0	gyors	nincs dinamikus újrakristályosodás		391
4.4	6082-T6	0,1	0,5	gyors	nem meghatározható		62
4.5	6082-T6	0,5	0,5	gyors	207,4	0,034	105
4.6	6082-T6	1,0	0,5	gyors	206,5	0,038	125
4.7	6082-T6	0,1	0,1	gyors	nem meghatározható		124
4.8	6082-T6	0,5	0,1	gyors	193	0,070	119
4.9	6082-T6	1,0	0,1	gyors	187,4	0,062	144

A dinamikus újrakristályosodás megindulásához az úgynevezett aktivációs energia (Q_{akt}) elérése szükséges, melyet a melegalakításnál az alábbi képletből kiindulva lehet meghatározni [24][47]:

$$Z = \dot{\epsilon} e^{\frac{Q_{akt}}{RT}} = A \left[\ln \sinh(\alpha \sigma_p) \right]^n \quad (3.10)$$

ahol:

- Z: a Zener-Hollomon paraméter,
- A, α , n: zömítővizsgálatokból meghatározható anyagállandók,
- Q_{akt} : aktivációs energia (kJ/mol),
- $\dot{\epsilon}$: alakváltozási sebesség (1/s),
- R: egyetemes gázállandó (8,314 J/molK)
- T: vizsgálati hőmérséklet (K),
- σ_p : maximális feszültség (MPa).

A képlet átrendezésével az alábbi összefüggés kapható:

$$\ln \dot{\epsilon} + \frac{Q_{akt}}{RT} = \ln A + n \left\{ \ln \left[\sinh(\alpha \sigma_p) \right] \right\} \quad (3.11)$$

Az aktivációs energiát kifejezve:

$$Q_{akt} = \left\{ \ln A + n \left[\ln \sinh(\alpha \sigma_p) \right] - \ln \dot{\epsilon} \right\} RT \quad (3.12)$$

Az 3.12. képletet felhasználva kiszámoltam az aktivációs energiákat különböző alakváltozási sebességekre a 6082-T6 alapanyagra (mivel az 5754-H22 alapanyagon nem következett be a dinamikus újrakristályosodás a vizsgálatok során). A 3.10. táblázat

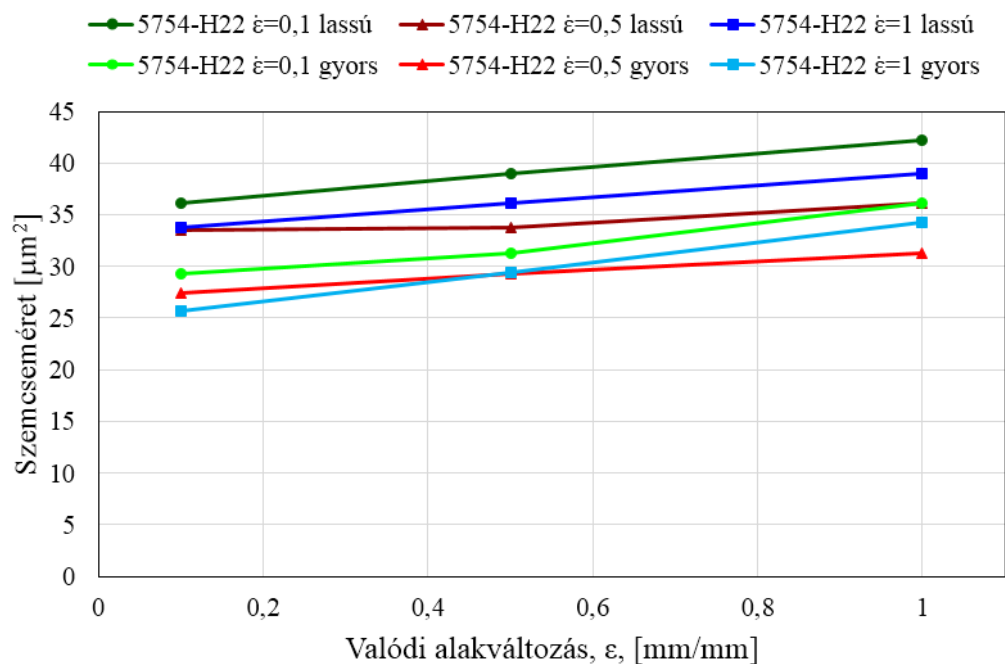
mutatja az eredményeket lassú és gyors hűtésre vonatkozóan 0,1 és 0,5 alakváltozási sebességeknél. Az A, α és n anyagállandókat a szakirodalomból [125] vettük.

3.10. táblázat. Az aktivációs energia értékek a 6082-T6 alumíniumötvözet vizsgálatai alapján

Alakváltozási sebesség [s^{-1}]	$Q_{akt, \text{ lassú hűtés [kJ/mol]}$	$Q_{akt, \text{ gyors hűtés [kJ/mol]}$
0,1	184,01	198,45
0,5	178,46	193,28

Az aktivációs energia értékekből egyértelműen látszik az, hogy az alakváltozási sebesség növekedésével csökken az aktivációs energia, valamint a gyökoldali hőciklus is befolyásolja az értékét.

A vizsgálat során felvett valódi feszültség – valódi alakváltozás görbékből meghatároztam a kritikus feszültséget és alakváltozást azokban az esetekben, amikor ez egyértelműen meghatározható volt. Minden vizsgálat után átlagos szemcseméretet mértem a 3.1 fejezetben leírt módszerrel és berendezéssel. A megállapításokat a szemcseméretekből szűrtem le, illetve a jellemző tendenciákat is ezek mutatták. Ezt szemlélteti a 3.20. ábra az 5754-H22 alapanyag esetében.

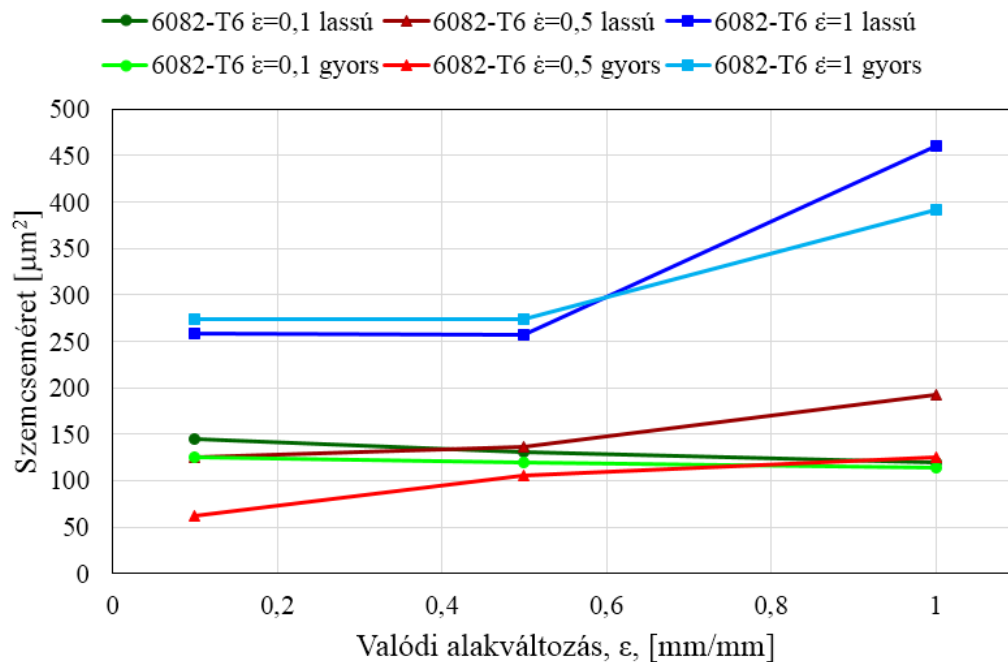


3.20. ábra. A szemcseméret alakulása az 5754-H22 anyag melegzömítő ($T_{max}=250$ °C) vizsgálata esetén (lassú = lassú hőciklus, gyors = gyors hőciklus)

Az ábrán jól látható, hogy az alakváltozás mértékének növelésével a szemcsék kis mértékben durvultak. Az alakváltozási sebesség változtatásával jellemző tendencia nem

vehető fel. Mivel az alapanyag átlagos szemcsemérete $\sim 28 \mu\text{m}^2$, így jól látható, hogy a vizsgálati paraméterek alkalmazásával nem következett be dinamikus újrakristályosodás ennél az anyagnál. A 3.5 táblázatban feltüntetett alakváltozási mértékek elérésénél elképzelhető lehet a dinamikus újrakristályosodás, de ekkora alakváltozások vizsgálata nem lehetséges, illetve a gyökoldalon jellemzőbb a kisebb alakváltozás a kisebb szerszámtű átmérő miatt.

A 6082-T6 alapanyag esetében a különböző paraméterekkel végzett melegzőmítő vizsgálatok után a mért szemcseméreteket a 3.21. ábra mutatja.



3.21. ábra. A szemcseméret alakulása a 6082-T6 anyag melegzőmítő ($T_{max}=250 \text{ }^\circ\text{C}$) vizsgálata esetén (lassú = lassú hőciklus, gyors = gyors hőciklus)

A 6082-T6 alapanyag vizsgálatai alapján az alábbiakat lehet megállapítani:

- A vizsgálati hőmérsékleten jellemzően nagyobb szemcseméretetek adódtak a nagyobb alakváltozási sebesség esetén a lassú és a gyors hőciklus alkalmazásánál egyaránt. Ebből arra lehet következtetni, hogy a lineáris dörzshegesztés során a gyökoldalon célszerű kisebb alakváltozási sebességre törekedni, ami például a kisebb fordulatszám, illetve kisebb szerszámtű átmérővel érhető el. A legnagyobb alakváltozási sebességű vizsgálatnál a valódi feszültség – valódi alakváltozás görbékből nem állapítható meg a dinamikus újrakristályosodás kezdete. Ennek lehetséges magyarázata, hogy a dinamikus újrakristályosodás bekövetkezéséhez szükséges egy kritikus alakváltozási mértéket elérni. Ez az érték az alakváltozási sebesség növekedésével, valamint a hőmérséklet csökkenésével nő [24]. Ebből adódóan feltételezhető, hogy ezen vizsgálati körülmények alkalmazásával egyik alakváltozási mérték sem érte el

ezt a kritikus értéket. Ebből arra lehet következtetni, hogy amennyiben a kisebb gyökoldali hőmérséklet elérése a cél (pl. a kisebb kilágyulás miatt), abban az esetben kisebb alakváltozási sebességű és kisebb alakváltozási mértékű melegalakítás szükséges, tehát a kisebb szerszámtű átmérő alkalmazása indokolt.

- A kisebb alakváltozási sebességeknél a valódi feszültség – valódi alakváltozás görbékből feltételezhető, hogy lejátszódott a dinamikus újrakristályosodás, az alapanyagtól jóval finomabb szemcsés szövetszerkezet alakult ki. A $0,5 \text{ s}^{-1}$ alakváltozási sebességű esetben a lassú és a gyors hőciklus alkalmazása között számottevő különbség van a szemcseméretben, míg a $0,1 \text{ s}^{-1}$ alakváltozási sebességnél ez a különbség elhanyagolható. Ez valószínűleg az újrakristályosodást követő szemcsedurvulás hosszabb idejének tudható be.

A $0,5 \text{ s}^{-1}$ és $0,1 \text{ s}^{-1}$ alakváltozási sebességgel felvett valódi feszültség – valódi alakváltozás görbékből meghatároztam a kritikus alakváltozási és feszültségi értékeket, melyek alapul szolgálhatnak a technológia, illetve szerszámtervezésnél.

A kezdeti és a hegesztési hőciklussal végzett melegzőmítő vizsgálatok alapján az alábbiakat lehet megfogalmazni a két alapanyag viselkedésére vonatkozóan:

- az 5754-H22 alapanyagban a dinamikus újrakristályosodás lejátszódhat. Az 5754-H22 alapanyag lineáris dörzshegesztésénél a gyökoldalra jellemző hőmérséklet, alakváltozási sebesség és alakváltozási mérték esetében a kötésben nem játszódik le a dinamikus újrakristályosodás a gyökoldalon.
- a 6082-T6 alapanyag lineáris dörzshegesztésénél szignifikánsan jelentkezik a dinamikus újrakristályosodás jelensége - kisebb alakváltozási sebességeknél és kisebb alakváltozási mértékeknél bekövetkezik - függetlenül a hegesztési hőciklus mértékétől. Nagyobb alakváltozási sebesség esetén törekedni kell a nagyobb alakváltozásra a dinamikus újrakristályosodás eléréséhez.

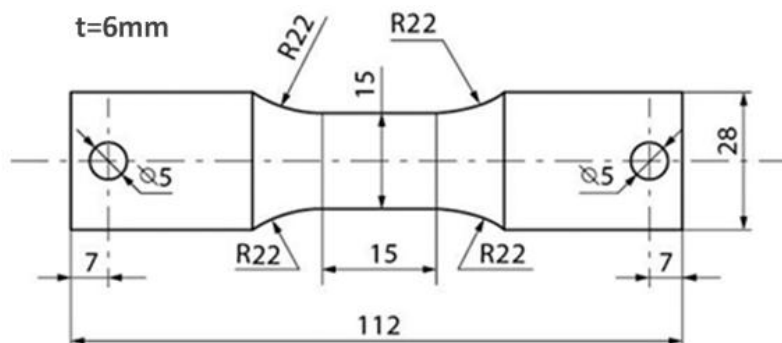
4 A LINEÁRIS DÖRZSHEGESZTÉSSEL KÉSZÜLT KÖTÉSEK VISELKEDESE ISMÉTLŐDŐ IGÉNYBEVÉTEL ESETÉN

4.1 Kisciklusú fárasztóvizsgálatok

Amint az a 3. fejezetben ismertetésre került, az alakítható és a nemesíthető alumíniumötvözet különbözőképpen reagált a lineáris dörzshegesztés folyamatára, így feltételezhető, hogy a kisciklusú fárasztó igénybevételnél is különbözőséget mutathat a két hegesztett kötés.

4.1.1 A vizsgálathoz alkalmazott kisciklusú fárasztó próbatetek

A 6082-T6 anyagminőségű sajtolt profilból, valamint az 5754-H22 anyagminőségű lemezből és ezek hegesztett kötéseiből a kisciklusú fárasztó vizsgálatokhoz lapos próbateteket munkáltattunk ki (4.1. ábra).



4.1. ábra. Lapos kisciklusú fárasztó próbatest

Az 5754-H22 alumíniumötvözetből készített kisciklusú fárasztó próbatetek hossz tengelye párhuzamos volt a lemezek hengerlési irányával, a 6082-T6 alumíniumötvözetnél arra merőleges, keresztirányú volt.

A hegesztett kötések készítéséhez felhasznált próbadarabok irányítottsága megegyezett a kisciklusú fárasztó próbatetekhez felhasznált próbadarabokéval. A próbatetek kimunkálásának helye a 9. számú mellékletben került ismertetésre.

4.1.2 A kisciklusú fárasztó vizsgálatok körülményei

Az alapanyagok és hegesztett kötéseikből készült kisciklusú fárasztó próbatestek vizsgálatát MTS 810.23 típusú elektro-hidraulikus anyagvizsgáló berendezésen végeztük (4.2. ábra), TestStar II vezérlő egység alkalmazásával.



4.2. ábra. MTS 810.23 típusú elektro-hidraulikus anyagvizsgáló berendezés

A vezérlő jelet és a mért adatokat MTS 790.20 Fatigue Test programcsomag segítségével számítógépen generáltam, illetve gyűjtöttem. Az alakváltozás vezérléséhez, illetve méréséhez 632.13C-20 jelű, $L_e = 10$ mm mérőhosszúságú axiális nyúlásmérőt alkalmaztam. A vizsgálatok szobahőmérsékleten, levegőn, laboratóriumi körülmények között folytak. A vezérelt teljes alakváltozás amplitúdó aszimmetria tényezője $R = -1$, a terhelési függvény alakja háromszög függvény volt. A terhelési függvény frekvenciáját 0,4 Hz-re választottam. A tönkremeneteli kritériumnak a húzó oldali maximális erő 10%-os csökkenését állítottam be. A vizsgálatok során alkalmazott számítógépi program letárolta a reprezentatív hiszterézis görbékhez (1; 2;...9; 10; 20;...90; 100; 200; ; 900; 1000; 2000 ; $N_t - 2000$; $N_t - 1000$; $N_t - 900$; ..., $N_t - 200$; $N_t - 100$; $N_t - 90$; ...; $N_t - 20$; $N_t - 10$; $N_t - 9$; ...; $N_t - 2$, $N_t - 1$, N_t , ahol az N_t a tönkremeneteli ciklusszám) szükséges adatokat, amelyek felhasználásával az egyes próbatesteken mért jellemzők, illetve diagramok megjeleníthetők. A letárolt adatok és diagramok tanulmányozása sok információt szolgáltat a berendezés szabályozó körének helyes beállítására, a berendezés állapotára, a vizsgált anyag fáradási keményedésére/lágyulására, fáradási repedés megjelenésére, jelenlétére. Az egyes próbatestek fárasztását követően mindig elemeztem a letárolt adatokat, megállapítottam az esetleges eltéréseket, hiányosságokat, az eredmények felhasználhatóságát.

4.1.3 *A kisciklusú fárasztó vizsgálatok eredményei*

Az azonos anyagból, illetve hegesztett kötésből kimunkált kisciklusú fárasztó próbatesteket eltérő teljes nyúlás amplitúdóval fárasztottam tönkremenetelig, majd az eredményeket az előzőekben ismertetett módon értékeltem. Ezt követően kigyűjtöttem a szükséges mérőszámokat, amelyek felhasználásával a nyúlás amplitúdók-tönkremeneteli ciklusszámok, képlékeny nyúlás amplitúdó-feszültség amplitúdó kapcsolatokat diagramokban megjelenítettem mindkét ötvözetre, illetve az azokból készült hegesztett kötésekre. Meghatároztam a kapcsolódó, diagramokon ábrázolt mennyiségek közötti függvények paramétereit is. Az 5754-H22 alumíniumötvözet kisciklusú fárasztó vizsgálatát a 4.1. ábrán bemutatott próbatesteken végeztem, a vizsgálatok eredményeit a 4.1. táblázatban összegeztem. Ezen ötvözet hegesztett kötésének mérési adatai a 4.2. táblázatban láthatók.

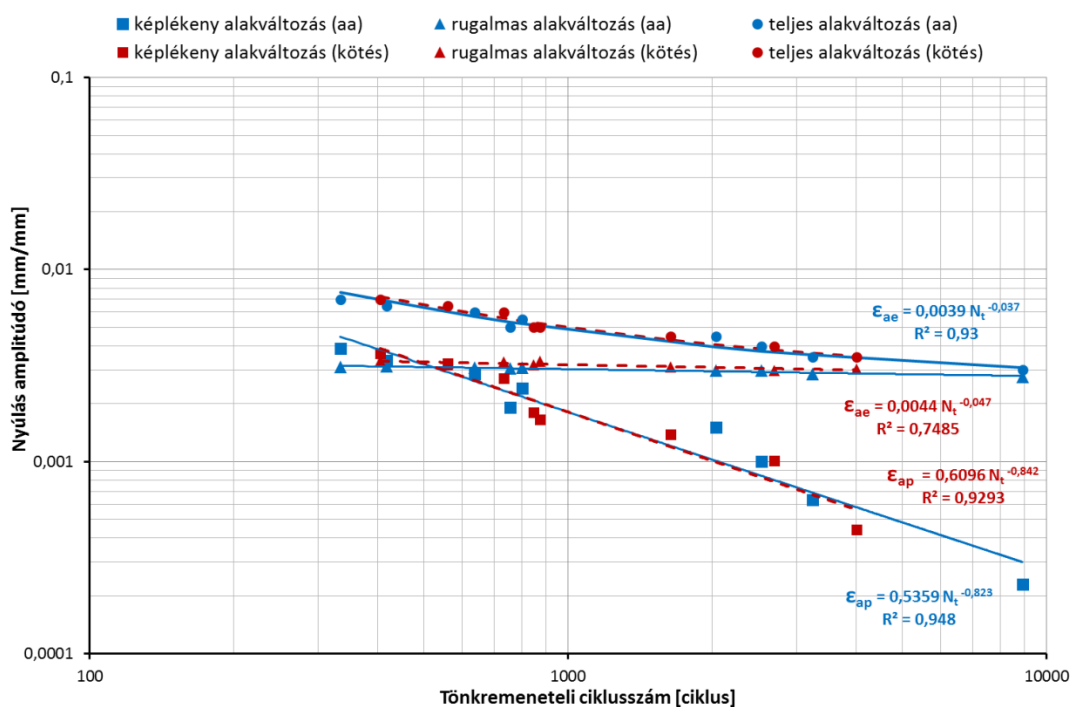
4.1. táblázat. Az 5754-H22 alumíniumötvözet kisciklusú fárasztással meghatározott adatai

Próbatest jele	Tönkremeneteli ciklusszám	Teljes nyúlás amplitúdó	Rugalmas nyúlás amplitúdó	Képlékeny nyúlás amplitúdó	Feszültség amplitúdó
	ciklus	mm/mm			MPa
11	8911	0,003	0,00277	0,00023	197,2
10	3239	0,0035	0,00286	0,000632	201,7
9	2533	0,004	0,00297	0,001005	209,1
8	2039	0,0045	0,00299	0,00151	210,5
14	757	0,005	0,00305	0,00192	215
7	801	0,0055	0,00308	0,00242	216,5
13	638	0,006	0,00309	0,00285	217,8
5	417	0,0065	0,00313	0,00337	219,4
3	334	0,007	0,00311	0,00389	217,9

4.2. táblázat. Az 5754-H22 alumíniumötvözet lineáris dörzshegesztett kötésének kisciklusú fárasztással meghatározott adatai

Próbatest jele	Tönkremeneteli ciklusszám	Teljes nyúlás amplitúdó	Rugalmas nyúlás amplitúdó	Képlékeny nyúlás amplitúdó	Feszültség amplitúdó
	ciklus	mm/mm			MPa
310	4013	0,0035	0,003027	0,000443	215
309	2699	0,004	0,002986	0,001014	216,9
313	1637	0,0045	0,003115	0,001385	221,4
308	848	0,005	0,003195	0,001805	222,2
301	872	0,005	0,003337	0,001663	224,8
306	734	0,006	0,003295	0,002705	225,6
312	560	0,0065	0,003185	0,003245	226,2
303	405	0,007	0,003335	0,003665	228,4

Az adatok felhasználásával készült nyúlás amplitúdók-tönkrementeli ciklusszámok kapcsolatait a 4.3. ábra szemlélteti. A diagramban feltüntettem a közelítő függvényeket és azok korrelációs indexeit is.



4.3. ábra. Az 5754-H22 alumíniumötvözet és hegesztett kötésének nyúlás amplitúdói és tönkrementeli ciklusszámai közti kapcsolat

A 6082-T6 jelű alumíniumötvözet kisciklusú fárasztásának eredményeit a 4.3. táblázat mutatja.

4.3. táblázat. A 6082-T6 alumíniumötvözet kisciklusú fárasztással meghatározott adatai

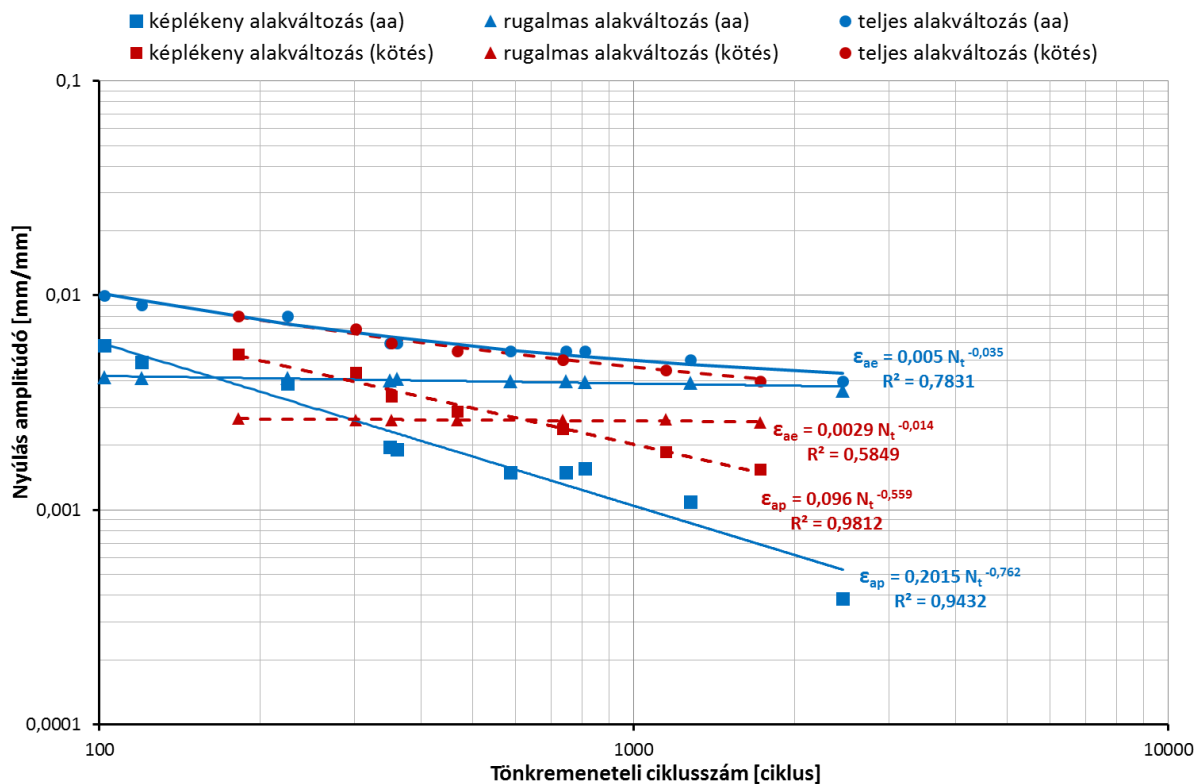
Próbatest jele	Tönkrementeli ciklusszám	Teljes nyúlás amplitúdó	Rugalmas nyúlás amplitúdó	Képlékeny nyúlás amplitúdó	Feszültség amplitúdó
	ciklus	mm/mm			
6003	2462	0,004	0,00361	0,000387	256,5
6009	1275	0,005	0,003911	0,00109	277,7
6014	811	0,0055	0,003939	0,00156	279,7
6013	588	0,0055	0,004	0,0015	283,8
6018	747	0,0055	0,004	0,0015	283,8
6005	350	0,006	0,00403	0,00197	286,2
6001	360	0,006	0,00409	0,00191	290,5
6006	225	0,008	0,00411	0,00389	291,6
6007	120	0,009	0,00413	0,00487	293,2
6008	102	0,01	0,00414	0,00584	297,1

A 6082-T6 alumíniumötvözet lineáris dörzshegesztéssel készül kötésének kisciklusú fárasztási adatai a 4.4. táblázatban láthatók.

4.4. táblázat. A 6082-T6 alumíniumötvözet hegesztett kötésének kisciklusú fárasztással meghatározott eredményei

Próbatest jele	Tönkremeneteli ciklusszám	Teljes nyúlás amplitúdó	Rugalmas nyúlás amplitúdó	Képlékeny nyúlás amplitúdó	Feszültség amplitúdó
	ciklus				
6101	1721	0,004	0,00255	0,00155	178,4
6108	1146	0,0045	0,002638	0,001862	183,2
6109	737	0,005	0,002618	0,002382	185,9
6107	467	0,0055	0,002627	0,002873	186,5
6102	352	0,006	0,00262	0,00338	186
6103	302	0,007	0,002634	0,004366	187
6104	182	0,008	0,00267	0,00533	189,6

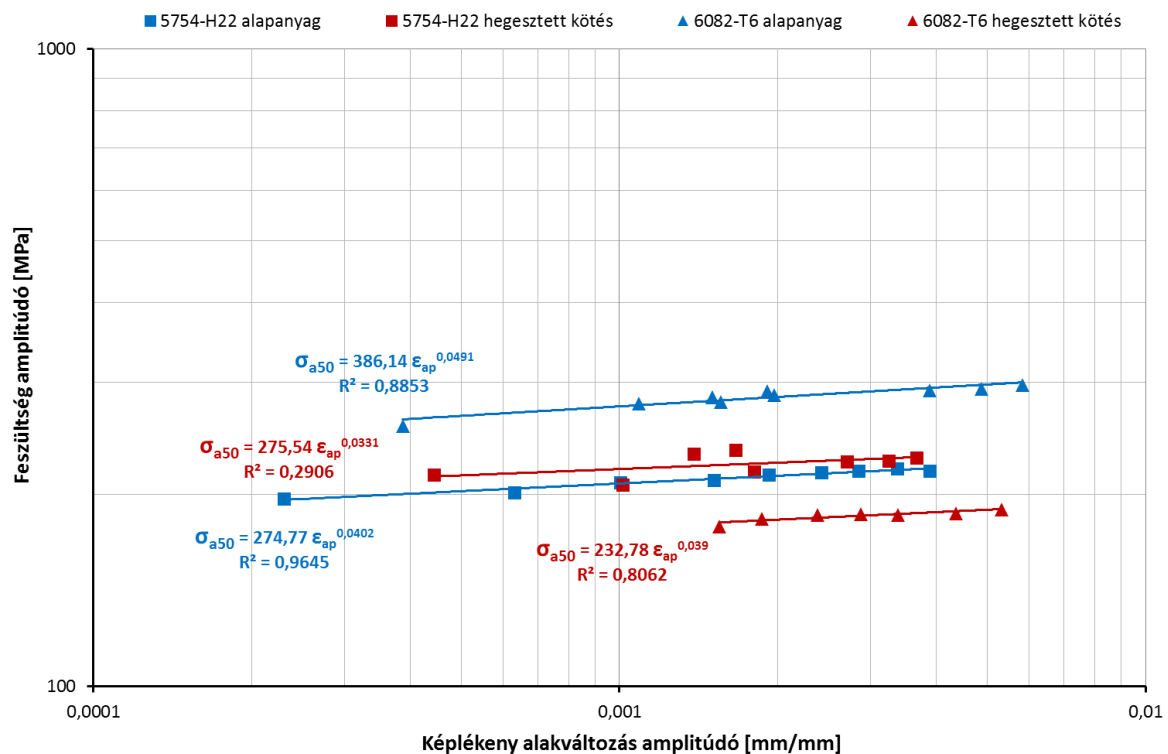
A mérési eredmények felhasználásával megrajzolt nyúlás amplitúdók-tönkremeneteli ciklusszám kapcsolatokat a 4.4. ábra mutatja.



4.4. ábra. A 6082-T6 alumíniumötvözet és hegesztett kötésének nyúlás amplitúdó-tönkremeneteli ciklusszám kapcsolatai

A 4.1. - 4.4. táblázatokban feltüntetett adatok segítségével megrajzolhatók a képlékeny nyúlás amplitúdó-feszültség amplitúdó kapcsolatok, vagyis a ciklikus folyásgörbék. Az azonos anyagminőségre és hegesztett kötéseire vonatkozó adatokat közös diagramban jelenítettem meg.

A 4.5. ábra az 5754-H22 és a 6082-T6 alumíniumötvözetek, valamint azok lineáris dörzshegesztéssel készített kötéseinek ciklikus folyásgörbéit szemlélteti.



4.5. ábra. Az 5754-H22 és 6082-T6 alumíniumötvözetek, valamint hegesztett kötéseik feszültség amplitúdó és képlékeny nyúlás amplitúdói közti kapcsolat

4.1.4 A kisciklusú fárasztóvizsgálatok eredményeinek értékelése

A mérési eredményeket közelítő összefüggések paramétereit a 10. számú mellékletben foglaltam össze. A bemutatott adatok és diagramok, illetve azok összehasonlítása alapján a következő megállapítások tehetők.

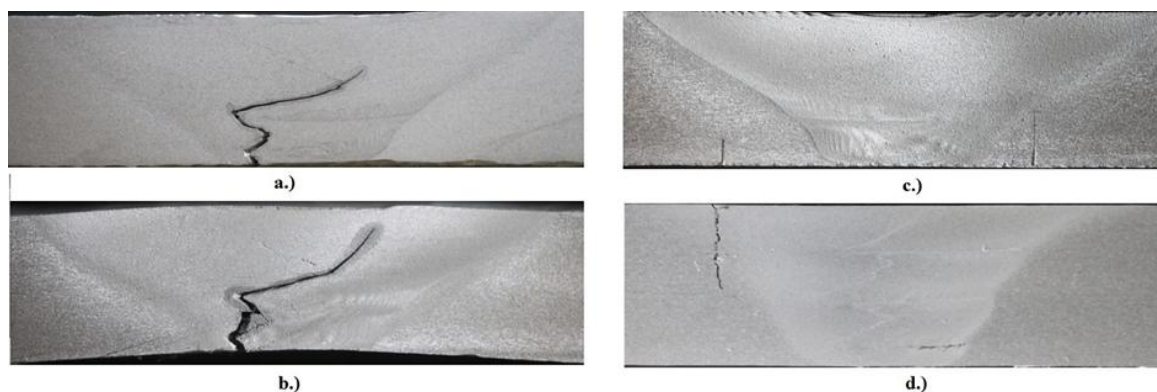
- Az 5754-H22 jelű alumíniumötvözetben és lineáris dörzshegesztett kötésén mért, azonos tönkremeneteli ciklusszámokhoz tartozó nyúlás amplitúdók gyakorlatilag azonosnak tekinthetők, amennyiben a mérés bizonytalanságát is figyelembe vesszük. A ciklikus folyásgörbe esetén a hegesztett kötéssel készült próbatesteken mért feszültség amplitúdók értéke rendre az alapanyagon meghatározottól nagyobbak, ami arra utal, hogy a hő hatására bekövetkező lágyulást okozó fémtani folyamatokat túlkompenzálja a hegesztés közben bekövetkező képlékeny alakítás.

- A 6082-T6 alumíniumötvözet esetében az alapanyag és a lineáris dörzshegesztett kötés teljes nyúlás amplitúdó értékei a kisebb nyúlás amplitúdók ($N_t \leq 700$) esetén azonosnak tekinthetők, a rugalmas nyúlás amplitúdók rendre az alapanyagé alatt, a képlékeny nyúlás amplitúdók a fölött helyezkednek el. Az alapanyag és a hegesztett kötés képlékeny nyúlás amplitúdó-feszültség amplitúdó kapcsolatánál is jelentős eltérés figyelhető meg. A hegesztett kötés kisciklusú fárasztása során mért feszültség amplitúdó értékek lényegesen kisebbek az alapanyagon meghatározottnál. Az valószínűsíthető, hogy a kiválóan keményített ötvözet hegesztett kötéseiben a hő és képlékeny alakítás hatásainak következtében lejátszódó fémtani folyamatok közül a kilágyulást okozók a dominánsak. A feszültség amplitúdók különbözősége jelenik meg a rugalmas és a képlékeny nyúlás amplitúdó értékeiben.
- Az elvégzett kisciklusú fárasztó vizsgálatok megbízhatósága az esetek többségében megfelelő, az eredmények jól közelíthetők a szakirodalomban használatos összefüggésekkel, amit a korrelációs indexek értékei alátámasztanak. Kivétel ezen megállapítás alól az 5754-H22 alumíniumötvözet hegesztett kötése, amelynél a ciklikus folyásgörbe feszültség amplitúdó értékei jelentős eltérést mutatnak és a közelítés korrelációs indexe is kicsi.

4.1.5 A repedések keletkezési helye

Mivel a lineáris dörzshegesztéssel készült kötéseknel jelentős különbségek tapasztalhatóak a kötés különböző részein, ezért célszerű megvizsgálni a repedés keletkezésének helyét is. Mivel a vizsgálatokat nem a törésig végeztem, hanem a maximális feszültség 10 %-kal való csökkenéséig ezért a vizsgálati próbatesteken láthatóak a keletkezett repedések.

Ahhoz, hogy a repedés pontos helyét meg tudjam határozni, szükséges volt az elfárasztott próbatestek vizsgálati szakasz homloklületének optikai mikroszkóppal való vizsgálata. Ennek érdekében a vizsgálati szakaszból csiszolatokat készítettünk, melyeket Keller oldattal (2 ml hidrogén-fluorid, 3 ml sósav, 5 ml salétromsav, 190 ml desztillált víz) marattunk, hogy láthatóak legyenek a kötés részei. A csiszolatot, elkészülte után először Carl Zeiss Stemi 2000-C típusú sztereómikroszkóppal vizsgáltam meg, majd a repedés helyét Carl Zeiss D1m típusú mikroszkóppal nagyobb felbontásban tanulmányoztam. A hegesztett kötésekben több helyen is előfordult repedés, amint azt a 4.6. ábra is szemlélteti:



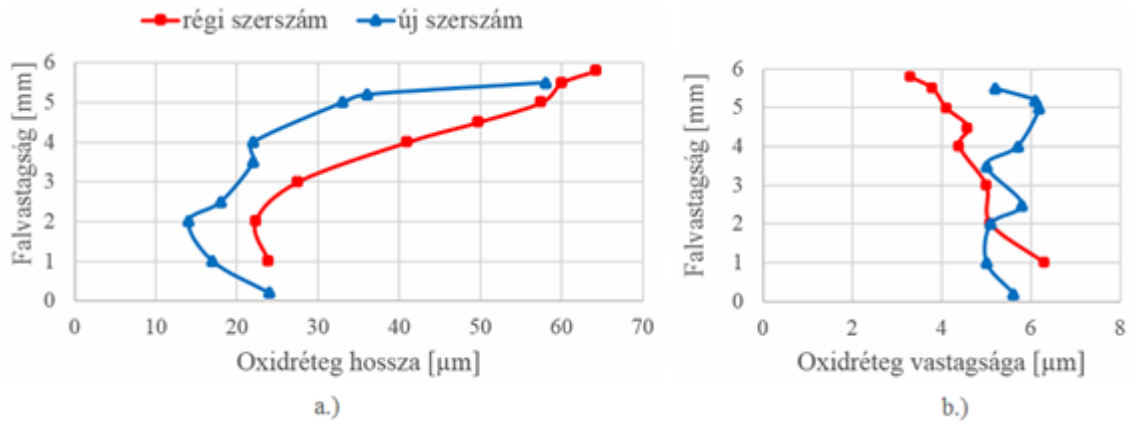
4.6. ábra: A kisciklusú fárasztóvizsgálatok során bekövetkező repedések helyei (1,25x nagyítás): a.) és b.) a bekevert oxidréteg mentén; c.) és d.) egyéb eltérő helyeken

A 4.6. ábra a.) és b.) részletén lévő repedés hely jelentkezett a próbadarabok többségén, ezért ennek további vizsgálata volt célszerű. A repedés jól láthatóan egy „S” alakban terjed a hegesztett kötés középső részén. Ez az „S” alak jellemzően megegyezik a lineáris dörzshegesztett kötésekre jellemző, az angolszász irodalomban [20] „lazy S” néven ismert, magyarul „S alakú bekevert oxidrétegnek” nevezhető eltérés alakjával. A szakirodalom szerint [20] ez az eltérés az alapanyagok homloklfelületéről a varratba jutott széttöredezett alumínium-oxid darabok következménye. A hagyományos mechanikai vizsgálatok során ez az eltérés nem volt befolyással a vizsgálati eredményekre, így nem tulajdonítottam neki jelentős szerepet, viszont a kisciklusú fárasztóvizsgálatok esetében jelentősége lehet. Ezt felismerve megvizsgáltam a bekevert oxidréteg vastagságát, illetve azt, hogy mennyire összefüggő. A vizsgálatokat egy, az eddigiekkel azonos paraméterekkel, a 3.2. ábrán látható szerszámmal meghegesztett 5754-H22 és 6082-T6 anyagminőségű darabokon végeztem. Az 5754-H22 ötvözetből készült kötés makrófelvétele látható a 4.7. ábrán:



4.7. ábra. A „lazy S” eltérés az 5754-H22 alapanyagból készült hegesztett kötésben (1,25x nagyítás)

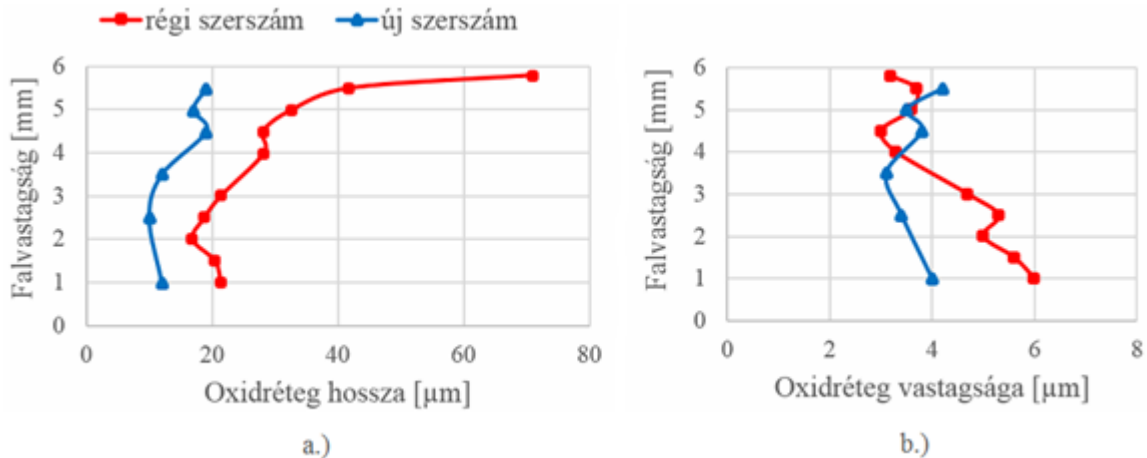
A próbadarab falvastagságának függvényében megmértem az alumínium-oxidok hosszát és vastagságát mindkét alapanyag hegesztett kötésében. Az eredményeket a 4.8. ábra régi szerszám elnevezésű görbéje mutatja az 5754-H22 anyagminőségre.



4.8. ábra: Az 5754-H22 anyag hegesztett kötésében lévő oxidok hossza (a) és vastagsága (b) a régi és az új tervezésű szerszám esetében

Jól látható, hogy jellemzően az oxidréteg vastagsága 3 és 6 μm , a hossza pedig 22 és 65 μm között változik. Az ábrákból egyértelműen megállapítható, hogy a koronaoldalon vékonyabb, elnyújtottabb az oxidréteg, míg a gyökoldalon inkább a nagyobb vastagság és a kisebb hossz jellemző.

A 6082-T6 ötvözetből készült hegesztett kötésben lévő oxidok méreteit a 4.9. ábra mutatja:



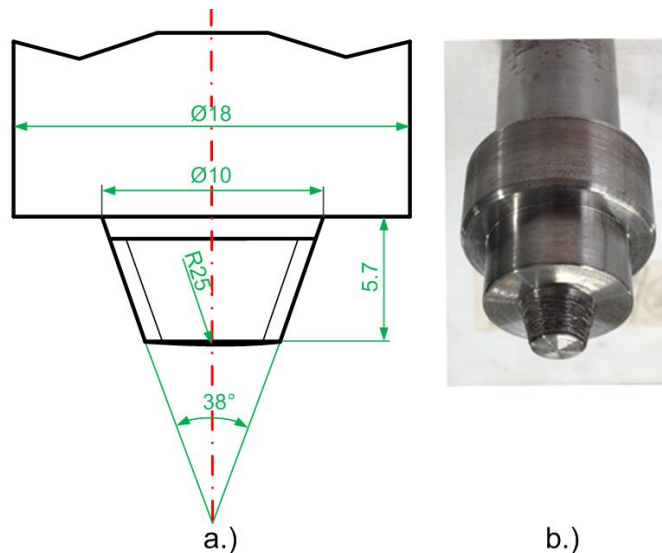
4.9. ábra: A 6082-T6 anyag hegesztett kötésében lévő oxidok hossza (a) és vastagsága (b) a régi és az új tervezésű szerszám esetében

Ebben az esetben az oxidréteg vastagsága szintén 3 és 6 μm , a hossza pedig 18 és 70 μm között változik. Ebben az esetben is jellemző a koronaoldali nyújtottabb, valamint a gyökoldali vastagabb oxidok jelenléte.

Az elvégzett vizsgálatokból feltételezhető, hogy kisciklusú fárasztó igénybevételnél jelentős szerepe van a hegesztés során a varratba bekevert oxidrétegnek, a károsodás szignifikánsan itt következik be. Az is megállapítható, hogy a koronaoldalon már kevésbé

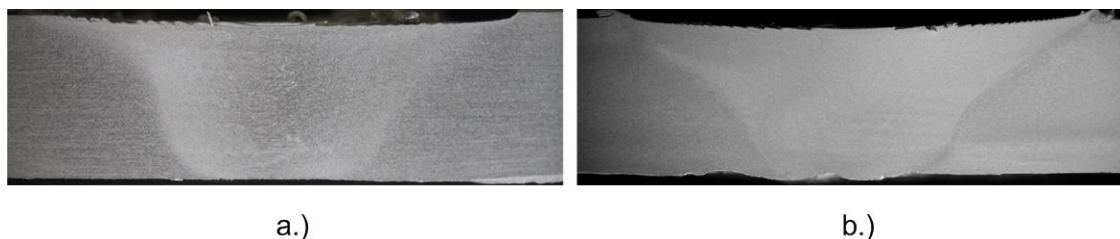
észlelhető ez az oxidréteg és a repedés sem annak vonalán terjedt tovább. Az elvégzett vizsgálatokból arra lehet következtetni, hogy úgy kell megválasztani a technológiai paramétereket és olyan szerszámot kell használni, amelyek nagy hőmérsékletet, nagy alakváltozást és nagy alakváltozási sebességet eredményeznek. A nagy hőmérséklet elérése egyszerű (pl. a fordulatszám növelésével) de ezt érdemes elkerülni, ugyanis az nagy hőbevitelt és így nagy kilágyulást okoz. Ebből adódóan érdemes a nagyobb alakváltozásra és a nagyobb alakváltozási sebességre koncentrálni. Ennek eléréséhez alapvetően a szerszám geometriáját ajánlott változtatni úgy, hogy minél nagyobb legyen hegesztéskor az anyagáramlás mértéke.

Ebből a feltételezésből kiindulva egy új szerszámot terveztem, amely olyan csonkakúp tüllel rendelkezik, amelyen finom menet (menetemelkedés 0,5) van, ezzel jelentősen megnöveli az anyagáramlás mértékét, jelentősebb lesz a vertikális anyagáramlás is. A szerszám rajzát és képét a 4.10. ábra mutatja:



4.10. ábra: Az új szerszám rajza (a.) és képe (b.)

Az új szerszámmal hegesztett kötéseket készítettem mindkét alapanyagból ugyanazon paraméterekkel, mint az összes fárasztóvizsgálatnál ($n=400/\text{min}$, $v_h=100 \text{ mm}/\text{min}$, $\alpha=2^\circ$). A 4.11. ábra mutatja az így készült kötések makrosziszolati képét.



4.11. ábra: Az új szerszámmal készült kötés makrosziszolati képe (1,25x nagyítás): (a.) 5754-H22 alapanyagból, (b.) 6082-T6 alapanyagból

A „lazy S” eltérés az új szerszámmal készült kötésekben kevésbé láthatóak, nehezebben feltérképezhetőek. Az újabb optikai mikroszkópos vizsgálatok során megmértem az előzőekhez hasonlóan az oxidréteg méreteit, melyeket az 5754-H22 ötvözetnél a 4.8. ábra új szerszám elnevezésű görbéje mutat. Az ábrából egyértelműen látszik, hogy az oxidok hossza kis mértékben csökkent (kb. 14 – 58 μm), vastagsága viszont lényegében nem változott.

A 6082-T6 ötvözetnél a 4.9. ábra új szerszám elnevezésű görbéje mutatja az oxidréteg méreteit. A 6082-T6 anyagú hegesztett kötés esetében nehéz volt a gyökoldalra bekevert oxidot találni, így csak néhány helyen lehetett lemérni. Ebben az esetben az oxidok hossza a 15 – 20 μm tartományba esik, vastagsága pedig 3 – 4 μm közötti.

4.1.6 Kisciklusú fárasztó vizsgálatok különböző technológiai variánsokkal

Az új szerszámmal hegesztett kötésekben lévő eltérő oxid méretek alapján feltételezhető, hogy az ilyen módon készült kötések kisciklusú fárasztó igénybevétellel szembeni ellenállása eltérhet a régi szerszámmal hegesztettől. Ebből adódóan az új szerszámmal hegesztett kötések készítése, melyekből kisciklusú fárasztó próbatesteket munkáltattam ki, és kisciklusú fárasztóvizsgálatokat végeztem.

A 3.2. pontban ismertetett gyökoldali hűtés jelentős hatással volt a hegesztett kötések szilárdsági tulajdonságaira, így indokoltnak láttam a gyökoldali hűtéssel készült kötések vizsgálatát kisciklusú fárasztó igénybevétellel szembeni ellenállásra is. Ebből adódóan készítettem kötések a régi szerszámmal és új szerszámmal is, úgy, hogy gyökoldali hűtést alkalmaztam. A technológiai variánsokat, illetve az alkalmazott technológiai paramétereket a 4.5. táblázat foglalja össze. A H jel a régi szerszám használatát jelenti gyökoldali hűtéssel, az UH jel az új szerszám használatát jelöli gyökoldali hűtéssel, míg az UHN az új szerszám használatát jelöli gyökoldali hűtés nélkül.

4.5. táblázat. A kisciklusú fárasztó vizsgálatokhoz alkalmazott technológiai variánsok

Jel	Anyagmi nőség	Fordulat szám [1/min]	Hegesztési sebesség [mm/min]	Szerszám	Szerszám dőlésszög	Gyök hűtés
H	5754-H22	400	100	régi	2°	Igen
UH	5754-H22	400	100	új	2°	Igen
UHN	5754-H22	400	100	új	2°	Nem
H	6082-T6	1000	100	régi	2°	Igen
UH	6082-T6	1000	100	új	2°	Igen
UHN	6082-T6	400	100	új	2°	Nem

A vizsgálatok tervezésénél arra törekedtem, hogy két különböző értékű teljes nyúlás amplitúdóval végezzek el több vizsgálatot a különböző nyúlás amplitúdójú, de kevesebb

próbatestű vizsgálat helyett. Ennek az az oka, hogy ebben az esetben statisztikai módszert lehet alkalmazni az eltérések vizsgálatára, így a vizsgálati eredmények szórása kevésbé befolyásolja a megállapításokat. Ennek megfelelően 0,008 és 0,0045 mm/mm teljes nyúlás amplitúdójú vizsgálatokat végeztem. Az 5754-H22 hegesztett kötések eredményeit a 4.6. táblázat, a 6082-T6 hegesztett kötések eredményeit pedig a 4.7. táblázat foglalja össze.

4.6. táblázat. Az 5754-H22 kötéseken, különböző technológiai variánsokkal végzett kisciklusú fárasztó vizsgálatok eredményei

Próbatest jele	Tönkremeneteli ciklusszám	Teljes nyúlás amplitúdó	Rugalmas nyúlás amplitúdó	Képlékeny nyúlás amplitúdó	Feszültség amplitúdó
	ciklus		mm/mm		
H21	242	0,008	0,003192	0,004808	224,8
H23	322		0,00332	0,00468	230,1
H24	186		0,00314	0,00486	220,7
H25	288		0,00314	0,00486	220,2
H29	261		0,003303	0,0047	230,8
UH21	189		0,003255	0,004745	228,6
UH22	217		0,003095	0,004905	219,6
UH23	259		0,003292	0,004708	228,7
UH24	196		0,00328	0,00472	228,4
UH27	427		0,003328	0,004672	233,5
UHN21	243		0,003117	0,004883	219,1
UHN23	170		0,003187	0,004813	221,1
UHN25	386		0,00321	0,00479	224,6
UHN28	403		0,00322	0,00478	225,1
UHN210	503		0,00322	0,00478	224,3
H33	1790	0,0045	0,002935	0,001565	208,3
H34	1404		0,00298	0,00152	210,7
H35	1587		0,00305	0,00145	213,9
UH31	1604		0,00301	0,00149	211,5
UH35	1135		0,003108	0,001392	217,6
UH33	928		0,00312	0,00138	217,2
UH37	1400		0,00321	0,00129	226
UHN31	1163		0,003093	0,001407	218
UHN32	1539		0,003057	0,001443	214,9
UHN33	1313		0,003085	0,001415	217,3
UHN34	1424		0,003084	0,001416	217,5
UHN35	1353		0,003091	0,001409	215,1

4.7. táblázat. A 6082-T6 kötéseken, különböző technológiai variánsokkal végzett kisciklusú fárasztó vizsgálatok eredményei

Próbatest jele	Tönkremeneteli ciklusszám	Teljes nyúlás amplitúdó	Rugalmas nyúlás amplitúdó	Képlékeny nyúlás amplitúdó	Feszültség amplitúdó
	ciklus	mm/mm			MPa
H01	71	0,008	0,00259	0,00541	182,1
H02	65		0,002598	0,005402	181,8
H03	69		0,002535	0,005465	177,1
H04	94		0,002601	0,005399	182
H05	76		0,002635	0,005365	181,4
UH01	94		0,003001	0,004991	209,5
UH02	223		0,002992	0,00508	201,4
UH03	401		0,003195	0,004805	226,1
UH04	148		0,00316	0,00484	220,4
UH05	187		0,003045	0,004955	214,6
UHN01	165		0,00275	0,00525	192,6
UHN02	238		0,00284	0,00516	198
UHN03	339		0,002952	0,005048	208,8
UHN05	310		0,002872	0,005128	202,9
H11	250		0,0045	0,002221	0,002279
H12	248	0,002303		0,002198	159,9
H13	224	0,00251		0,00199	176,2
H17	239	0,002423		0,002077	169,4
H18	278	0,00247		0,00203	175,9
UH12	812	0,00279		0,00172	197,1
UH13	1060	0,00295		0,001555	206
UH14	708	0,002865		0,001635	201,1
UH17	1151	0,00303		0,00147	211,1
UHN11	1001	0,002815		0,001682	195,7
UHN12	1321	0,00287		0,00163	201,6
UHN13	1164	0,002884		0,00162	199,7
UHN14	1643	0,002958		0,001542	205,5
UHN15	1320	0,00281		0,00169	197,9

A vizsgálati darabszámok lehetővé tették, hogy Wilcoxon-próbával [126] [129] statisztikai összehasonlítást végezzek a ciklusszámra és a feszültség amplitúdóra, melynek összesítését a 4.8. és 4.9. táblázat mutatja:

4.8. táblázat. A Wilcoxon-próbák eredménye az 5754-H22 ötvözet hegesztett kötésein végzett kisciklusú fárasztóvizsgálatok eredményei alapján

Összehasonlítás	Teljes nyúlás amplitúdó	Ciklusszám eltérés	Feszültség amplitúdó eltérés
H+UH	0,008	Nem szignifikáns	Nem szignifikáns
H+UH	0,0045	Nem szignifikáns	Szignifikáns
H+UHN	0,008	Nem szignifikáns	Nem szignifikáns
H+UHN	0,0045	Szignifikáns	Szignifikáns
UH+UHN	0,008	Nem szignifikáns	Nem szignifikáns
UH+UHN	0,0045	Nem szignifikáns	Nem szignifikáns

4.9. táblázat. A Wilcoxon-próbák eredménye az 6082-T6 ötvözet hegesztett kötésein végzett kisciklusú fárasztóvizsgálatok eredményei alapján

Összehasonlítás	Teljes nyúlás amplitúdó	Ciklusszám eltérés	Feszültség amplitúdó eltérés
H+UH	0,008	Szignifikáns	Szignifikáns
H+UH	0,0045	Szignifikáns	Szignifikáns
H+UHN	0,008	Szignifikáns	Szignifikáns
H+UHN	0,0045	Szignifikáns	Szignifikáns
UH+UHN	0,008	Nem szignifikáns	Szignifikáns
UH+UHN	0,0045	Szignifikáns	Nem szignifikáns

A mérési eredmények és a statisztikai összehasonlítás alapján a következő megállapítások fogalmazhatók meg:

- az 5754-H22 hegesztett kötésnél a nagyobb nyúlás amplitúdó használatánál a H, UH és UHN jelű próbák között az eltérés az $\varepsilon=0,05$ szignifikancia szinten nem szignifikáns a tönkremeneteli ciklusszámot és a feszültség amplitúdót tekintve. Különbség a kisebb nyúlás amplitúdó alkalmazásával jelentkezik, miszerint a H és UH, valamint a H és UHN jelű próbák között az eltérés az $\varepsilon=0,05$ szignifikancia szinten szignifikáns a feszültség amplitúdót tekintve. Ez annak tudható be, hogy kisebb teljes nyúlás amplitúdó alkalmazása esetén a kötésben előforduló kisebb hibák hatása jobban érvényesülhet.
- a 6082-T6 hegesztett kötésnél a H és az UH, valamint a H és az UHN jelű próbák között az eltérés az $\varepsilon=0,05$ szignifikancia szinten szignifikáns a tönkremeneteli ciklusszámot, valamint a feszültség amplitúdót tekintve a kisebb és a nagyobb nyúlás amplitúdó alkalmazása esetén is. Az UH és UHN jelű próbák között a tönkremeneteli ciklusszámot tekintve az eltérés az $\varepsilon=0,05$ szignifikancia szinten nem szignifikáns, viszont a feszültség amplitúdót tekintve az eltérés szignifikáns a nagyobb nyúlás amplitúdónál. A kisebb nyúlás

amplitúdó esetében a tönkremeneteli ciklusszámot tekintve az eltérés az $\varepsilon=0,05$ szignifikancia szinten szignifikáns, míg a feszültség amplitúdót tekintve az eltérés nem szignifikáns. A legjobb eredményeket az UHN jelű próbatestek adták.

Összegzésként az alábbiakat lehet megfogalmazni:

- Az 5754-H22 alumíniumötvözet lineáris dörzshegesztett kötésénél a bekevert oxidréteg eloszlása és méretei, illetve a nagyobb anyagáramlást okozó szerszám használata, még a gyökoldali hűtés alkalmazása esetén sem befolyásolja érdemben a hegesztett kötés kisciklusú fárasztó igénybevétellel szembeni ellenállását.
- A 6082-T6 alumíniumötvözet lineáris dörzshegesztett kötésénél kimutattam, hogy a bekevert oxidréteg eloszlásának és méreteinek jelentős hatása van a kisciklusú fárasztó igénybevétellel szembeni ellenállásra. A nagyobb anyagáramlást eredményező szerszám használatával növekszik a hegesztett kötés kisciklusú fárasztó igénybevétellel szembeni ellenállása.

4.2 Nagyciklusú fárasztóvizsgálatok

Az alumíniumötvözetekből készült hegesztett szerkezeteknél a nagyciklusú fárasztó igénybevétel szintén gyakran előfordul, így nagyciklusú fárasztóvizsgálatokat is végeztem lineáris dörzshegesztéssel készült kötéseken.

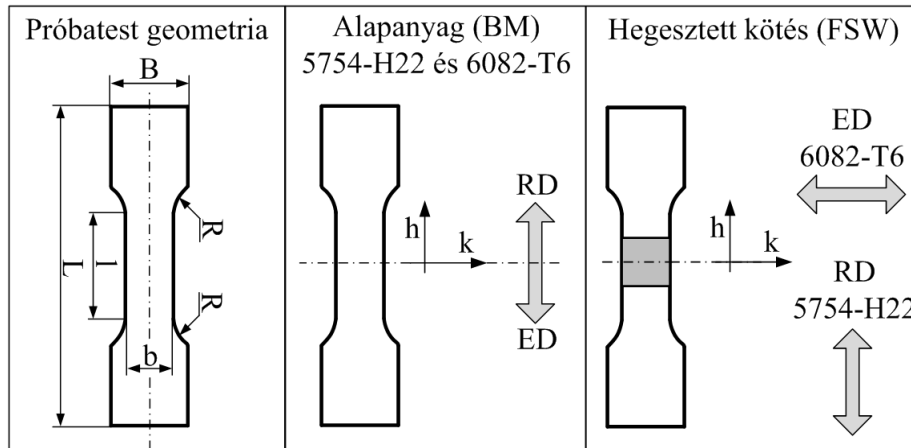
4.2.1 Nagyciklusú fárasztóvizsgálatok vizsgálati körülményei

A nagyciklusú fárasztóvizsgálatokat a 2.4. fejezetben bemutatott 5754-H22 alakítható és 6082-T6 nemesíthető alumíniumötvözeteken és azok lineáris dörzshegesztéssel készült kötéseiből kimunkált próbatesteken végeztem el. A hegesztésnél használt szerszám megegyezett a 3.2. ábrán bemutatottal, az alkalmazott technológiai paraméterek pedig az alábbiak voltak:

- fordulatszám: 400/min,
- hegesztési sebesség: 100 mm/min,
- szerszám dőlésszög: 2°.

A hegesztést az 3.1. ábrán szemléltetett hagyományos marógéppel végeztem el.

A vizsgálatokhoz alkalmazott lapos próbatestek geometriáját, továbbá azok kimunkálását az alapanyagokból és a hegesztett kötésekből a 4.12. ábra szemlélteti. Az RD jelöli a lemezek hengerlési irányát, ED a profil sajtolási irányát, ebből következően h a hosszirányt, k pedig a keresztirányt.



4.12. ábra. A nagyciklusú fárasztóvizsgálatokhoz alkalmazott próbatestek geometriája és kimunkálása

A próbatestek névleges geometriai méreteit a 4.10. táblázat foglalja össze, amelyben a kimunkálás és a repedésterjedés iránya a 4.12. ábra és az ahhoz fűzött magyarázat segítségével azonosítható.

4.10. táblázat. A nagyciklusú fárasztóvizsgálatokhoz alkalmazott próbatestek legfontosabb sajátosságai

Anyagminőség	Kimunkálás, repedésterjedés	t	b	l	B	L	R
		mm	mm	mm	mm	mm	mm
5754-H22	BM h/k	6	16	38	28	120	22
		6	15	–	28	120	92,5
		6	12	–	28	120	92,5
	FSW h/1W	6	16	38	28	120	22
6082-T6	BM h/k	6,3	8	–	18	140	60
	FSW k/1W	5,5	16	38	28	120	22

A vizsgálatokra a [106] előírásban megfogalmazottakat szem előtt tartva, MTS gyártmányú, univerzális, elektro-hidraulikus anyagvizsgáló rendszereken (MTS 322, 4.13. ábra, valamint MTS 810, 4.2. ábra) került sor. A vezérlési mód állandó terhelésamplitúdójú, a terhelés aszimmetria tényező a teljes vizsgálatosorozatban állandó értékű, $R = 0,1$ volt. A vizsgálatokat szobahőmérsékleten, laboratóriumi közegben és szinusz alakú terhelési függvényvel végeztük.



4.13. ábra. Nagyciklusú fárasztóvizsgálat az MTS 322 univerzális anyagvizsgáló rendszeren

A hegesztett kötésekből kimunkált próbatetek vizsgálatára minden esetben utókezelés nélküli (as-welded) állapotban került sor, a kötésekből készült próbatetekon utólagos forgácsolást nem végeztünk.

4.2.2 A nagyciklusú fárasztóvizsgálatok eredményei

A nagyciklusú fárasztóvizsgálatok eredményeit táblázati adatok és diagramok (Wöhler görbék) segítségével mutatom be.

Azoknak a próbateteknek a táblázati sorában, amelyek a szokásosnak mondható $5 \cdot 10^6$, illetve $1 \cdot 10^7$ ciklusszámokat, továbbá az esetenként ezektől eltérő ciklusszámokat törés nélkül elviselték a „NEM tört” megjegyzést szerepeltettük. Ezen próbatetek vizsgálati eredményeit a diagramokban reprezentáló pontokat, az elterjedt gyakorlatnak megfelelően, nyíllal (\rightarrow) jelöltem meg.

A lineáris dörzshegesztéssel (FSW) készített kötésekből kimunkált próbateteknél, abban az esetben, ha a tönkremenetel a varratszélben következett be, a táblázati sorban azt is feltüntettem, hogy a törési hely az AS előre oldalon (A), vagy az RS hátra oldalon (R) volt.

Az 5754-H22 jelű alumíniumötvözet alapanyagból és lineáris dörzshegesztéssel készített hegesztett kötéseiből kimunkált próbatetekon elvégzett nagyciklusú fárasztóvizsgálatok adatait és eredményeit a 4.11. és a 4.12. táblázatok foglalják össze.

ISMÉTLŐDŐ IGÉNYBEVÉTELEL SZEMBENI ELLENÁLLÁS

4.11. táblázat. Az 5754-H22 jelű alapanyagban elvégzett nagyciklusú fárasztóvizsgálatok adatai és eredményei (BM h/k)

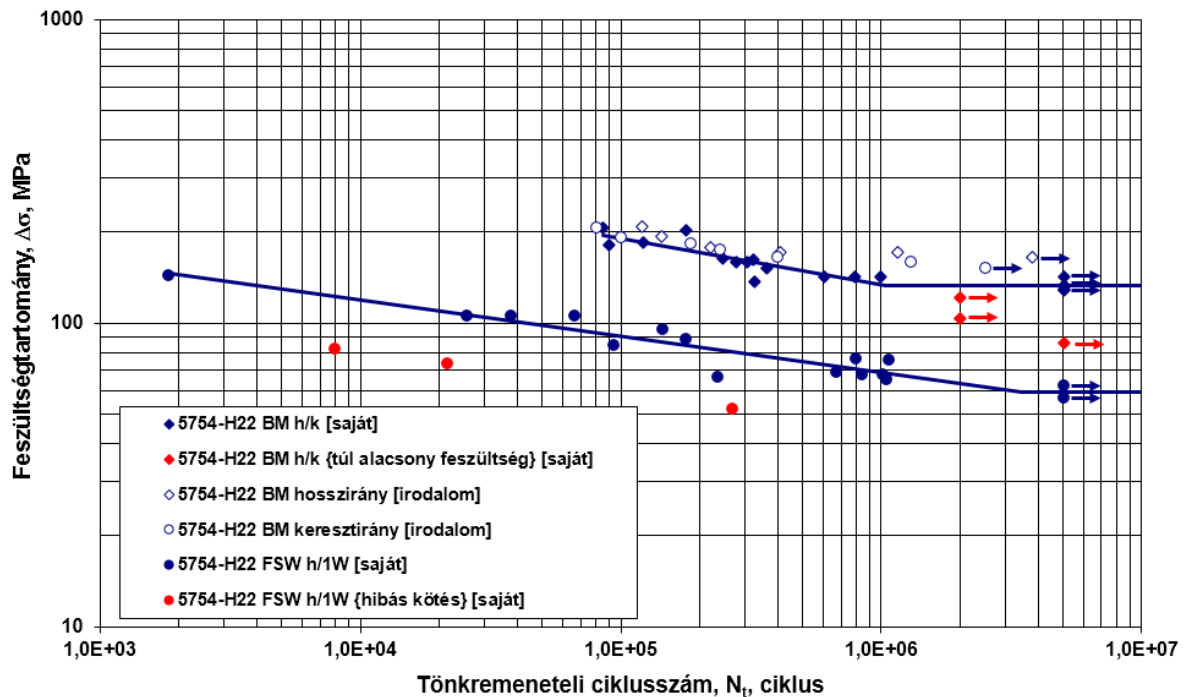
A próbatest jele		t	b	ΔF	$\Delta\sigma$	N_t	Megjegyzés
rövid	hosszú	mm	mm	N	MPa	ciklus	
K1	5-BM-HC-01	6	15,71	8100	85,9	5000000	túl alacsony $\Delta\sigma$
K2	5-BM-HC-02	6	15,89	9900	103,8	2000000	túl alacsony $\Delta\sigma$
K3	5-BM-HC-03	6	16,15	11700	120,7	2000000	túl alacsony $\Delta\sigma$
K4	5-BM-HC-04	6	16,15	13500	139,3	1104474	törés fejben, beütött számnál
K5	5-BM-HC-05	6	15,95	15300	159,9	305697	–
K6	5-BM-HC-06	6	15,9	14400	150,9	365578	–
K7	5-BM-HC-07	6	15,93	13500	141,2	606658	–
K8	5-BM-HC-08	6	15,69	15300	162,5	246364	–
K9	5-BM-HC-09	6	15,8	17100	180,4	90387	–
K10	5-BM-HC-10	6	15,52	12600	135,3	1463845	törés fejben
K11	5-BM-HC-11	6	13,35	12600	157,3	1679715	törés fejben
K12	5-BM-HC-12	6	14,75	12600	142,4	990969	–
K13	5-BM-HC-13	6	14,87	14400	161,4	322616	–
K14	5-BM-HC-14	6	11,63	14400	206,4	85340	–
K15	5-BM-HC-15	6	11,45	12600	183,4	120929	–
K16	5-BM-HC-16	6	11,73	11250	159,8	277747	–
K17	5-BM-HC-17	6	11,55	9900	142,9	790586	–
K18	5-BM-HC-18	6	11,72	9000	128,0	5000000	NEM tört
K19	5-BM-HC-19	6	11,85	9450	132,9	5000000	NEM tört
K20	5-BM-HC-20	6	11,55	9900	142,9	5000000	NEM tört
K21	5-BM-HC-21	6	11,85	14400	202,5	178321	–
K22	5-BM-HC-22	6	11,45	9450	137,6	325519	–
K23	5-BM-HC-23	6	12,15	9450	129,6	5000000	NEM tört

4.12. táblázat. Az 5754-H22 jelű alumíniumötvözet FSW kötéséből kimunkált próbatesteken elvégzett nagyciklusú fárasztóvizsgálatok adatai és eredményei (FSW h/1W)

A próbatest jele		t	b	ΔF	$\Delta\sigma$	N_t	Törés helye / megjegyzés
rövid	hosszú	mm	mm	N	MPa	ciklus	
11	5-FS-HC-1W11	5,96	16,01	8100	84,9	93838	varratközép
12	5-FS-HC-1W12	6,05	16,27	8100	82,3	8058	varratközép / kötéshiba
13	5-FS-HC-1W13	6,04	16,16	7200	73,8	21813	varratközép / kötéshiba
14	5-FS-HC-1W14	6,04	16,06	5040	52,0	268889	varratközép / kötéshiba
21	5-FS-HC-1W21	5,96	15,77	7200	76,6	798171	varratszél (R)
22	5-FS-HC-1W22	5,96	15,97	6300	66,2	236415	varratközép
23	5-FS-HC-1W23	5,95	15,71	6300	67,4	1016718	varratközép
24	5-FS-HC-1W24	5,96	15,99	5400	56,7	5000000	NEM tört
25	5-FS-HC-1W25	5,75	15,6	6075	67,7	844814	varratközép
31	5-FS-HC-1W31	5,79	15,8	6300	68,9	670981	varratközép

A próbatest jele		t	b	ΔF	$\Delta\sigma$	N_t	Törés helye / megjegyzés
rövid	hosszú	mm	mm	N	MPa	ciklus	
32	5-FS-HC-1W32	5,95	16,06	7200	75,3	1069386	varratközép
33	5-FS-HC-1W33	5,93	15,94	5850	61,9	5000000	NEM tört
34	5-FS-HC-1W34	5,9	15,7	6075	65,6	1048967	varratközép
35	5-FS-HC-1W35	5,75	15,95	8100	88,3	177766	varratközép
51	5-FS-HC-1W51	5,94	15,85	13500	143,4	1849	varratközép
52	5-FS-HC-1W52	5,94	15,88	9900	105,0	25524	varratközép
53	5-FS-HC-1W53	5,94	15,9	9900	104,8	67019	varratközép
54	5-FS-HC-1W54	5,95	15,85	9900	105,0	38245	varratközép
55	5-FS-HC-1W55	5,95	15,83	9000	95,6	144451	varratközép

Az alapanyagból és a hegesztett kötésekből kimunkált próbatestekre vonatkozó vizsgálati eredményeket és a Wöhler görbét az 5754-H22 jelű alumíniumötvözetre – irodalmi adatokkal [127] kiegészítve – a 4.14. ábra mutatja be.



4.14. ábra. Az 5754-H22 jelű alumíniumötvözet alapanyagból és lineáris dörzshegesztett kötéseiből kimunkált próbatestek vizsgálati eredményei

A 6082-T6 jelű alumíniumötvözet alapanyagból és lineáris dörzshegesztéssel készített hegesztett kötéseiből kimunkált próbatesteken elvégzett nagyciklusú fárasztóvizsgálatok adatait és eredményeit a 4.13. és a 4.14. táblázatok foglalják össze.

4.13. táblázat. A 6082-T6 jelű alapanyagban elvégzett nagyciklusú fárasztóvizsgálatok adatai és eredményei (BM h/k)

A próbatest jele		t	b	ΔF	$\Delta \sigma$	N_t	Megjegyzés
rövid	hosszú	mm	mm	N	MPa	ciklus	
651	6-BM-HC-01	6,26	7,93	9900	199	0	indításkor meghúzva
652	6-BM-HC-02	6,35	7,94	11340	225	96077	–
653	6-BM-HC-03	6,34	7,73	9810	200	150808	–
654	6-BM-HC-04	6,32	7,91	9990	200	209321	–
655	6-BM-HC-05	6,3	7,92	8730	175	943850	–
656	6-BM-HC-06	6,37	8,03	7650	150	2723777	–
657	6-BM-HC-07	6,32	7,86	7470	150	3226307	–
658	6-BM-HC-08	6,34	7,79	8640	175	413349	–
659	6-BM-HC-09	6,35	7,8	6210	125	5000000	NEM tört
660	6-BM-HC-10	6,33	7,44	10575	225	101722	–
661	6-BM-HC-11	6,29	7,85	6786	137	2651743	törés fejben
662	6-BM-HC-12	6,32	8,06	6975	137	3524835	törés fejben
663	6-BM-HC-13	6,28	7,77	6705	137	5000000	NEM tört
664	6-BM-HC-14	6,34	7,8	6795	137	5669720	NEM tört
665	6-BM-HC-15	6,18	7,98	7083	144	2305615	–
666	6-BM-HC-16	6,33	7,75	6435	131	1283469	törés fejben

4.14. táblázat. A 6082-T6 jelű alumíniumötvözet FSW kötéséből kimunkált próbatesteken elvégzett nagyciklusú fárasztóvizsgálatok adatai és eredményei (FSW h/1W)

A próbatest jele		t	b	ΔF	$\Delta \sigma$	N_t	Törés helye / Megjegyzés
rövid	hosszú	mm	mm	N	MPa	ciklus	
611	6-FS-HC-1W11	5,35	16,75	9000	100,4	379500	varratközép
612	6-FS-HC-1W12	5,52	16,01	10800	122,2	173585	varratszél (R)
613	6-FS-HC-1W13	5,45	15,75	7200	83,9	276047	varratszél (R)
614	6-FS-HC-1W14	5,55	15,95	7200	81,3	490665	varratszél (A), majd varratközép
621	6-FS-HC-1W21	5,75	15,7	12600	139,6	63573	varratszél (R)
622	6-FS-HC-1W22	5,5	15,8	5400	62,1	5000000	NEM tört / leálláskor meghúzva
623	6-FS-HC-1W23	5,3	15,75	12600	150,9	81515	varratszél (R)
624	6-FS-HC-1W24	5,55	15,75	10800	123,6	147943	hőhatásövezet
625	6-FS-HC-1W25	5,4	15,85	9000	105,2	492388	varratszél (A)
626	6-FS-HC-1W26	5,4	15,6	6300	74,8	5000000	NEM tört
631	6-FS-HC-1W31	5,4	16,1	6750	77,6	940932	varratszél (R)
632	6-FS-HC-1W32	5,25	15,9	6300	75,5	5000000	NEM tört
633	6-FS-HC-1W33	5,5	15,9	6525	74,6	1753506	varratszél (A)
634	6-FS-HC-1W34	5,5	15,8	6525	75,1	1003723	varratszél (R)
635	6-FS-HC-1W35	5,55	16,2	6075	67,6	1728912	varratszél (R)
636	6-FS-HC-1W36	5,45	15,95	6075	69,9	1792027	varratszél (R)

(könyökpontjához) tartozó igénybevételi szám, $\Delta\sigma_D$ a kifáradási határhoz tartozó feszültség.

4.15. táblázat. A nagyciklusú fáradtővizsgálatok számszerűsített eredményei

Anyagminőség	Kimunkálás / repedésterjedés	m	log(a)	N_k	$\Delta\sigma_D$
		–	–	ciklus	MPa
5754-H22	BM h/k	6,618	20,079	1,037 E06	133,3
	FSW h/1W	8,375	21,387	3,460 E06	59,3
6082-T6	BM h/k	8,518	24,921	6,596 E06	133,4
	FSW k/1W	4,442	14,408	1,546 E06	70,8

Az elvégzett vizsgálatok, azok eredményei, az eredmények feldolgozása és az irodalomban található vonatkozó adatok, illetve az azokkal elvégzett összehasonlítások alapján az alábbi következtetések fogalmazhatók meg:

- A vizsgálati eredmények megbízható és reprodukálható vizsgálatokra utalnak.
- A megtervezett technológiákkal elvárt, illetve megfelelő minőségű hegesztett kötések készíthetők, ahol az állítás már a nagyciklusú fáradással szembeni elvárt, illetve megfelelő ellenállást is magába foglalja.
- A 4.15. táblázatban található paraméterekkel leírható görbék az adott esetre vonatkozó fáradási szilárdsági görbéknek tekinthetők.
- A vizsgált alapanyagok nagyciklusú fáradással szembeni ellenállása kedvezőbb, mint a hegesztett kötéseké. A különbségek mértéke egyes esetekben felveti a hegesztéstechnológia további finomításának (célzott optimalizálás) lehetőségét, illetve igényét.
- A vizsgált alapanyagok és hegesztett kötések nagyciklusú fáradással szembeni ellenállása összhangban van az összehasonlító anyagok irodalomban közölt viselkedésével.

Mindezek igazolják a korábbi fejezetekben megfogalmazott irányok, illetve megfontolások megalapozottságát és helyességét, ugyanakkor jelzik azt is, hogy a különböző típusú ismétlődő igénybevételek részben eltérő megközelítéseket is szükségessé tesznek.

5 TÉZISEK - ÚJ TUDOMÁNYOS EREDMÉNYEK

T1. Kimutattam, hogy a vizsgált alumíniumötvözeteknél a gyökoldali hőciklus jelentős befolyással van a gyökoldali szemcseméretre (6) (25):

- a.) Az 5754-H22 alapanyag lineáris dörzshegesztésénél igazoltam, hogy a gyorsabb gyökoldali hűtés és a hozzá tartozó kisebb gyökoldali csúcshőmérséklet jelentős szemcseméret csökkenést eredményez és ezzel javul a kötés szilárdsági tulajdonsága.
- b.) A 6082-T6 alapanyag lineáris dörzshegesztésénél a gyors gyökoldali hőciklus alkalmazásával, valamint a technológiai paraméterek célszerű megválasztásával elértem a finomszemcsés szövetszerkezetet a gyökoldalon. Meghatároztam egy ideális gyökoldali csúcshőmérséklet tartományt (250–300°C), amelyben a szilárdsági tulajdonságok javultak.

T2. Igazoltam, hogy a dinamikus újrakristályosodás lejátszódása jelentősen függ az alapanyag tulajdonságaitól, a hőmérséklettől, az alakváltozási sebességtől és az alakváltozás mértékétől (11) (12):

- a.) Igazoltam, hogy az 5754-H22 alapanyagban a dinamikus újrakristályosodás lejátszódhat.
- b.) A 6082-T6 alumíniumötvözet lineáris dörzshegesztésénél a dinamikus újrakristályosodás kis alakváltozási sebességnél és kis alakváltozási mértéknél – a hegesztési hőciklustól függetlenül – mindenképpen bekövetkezik. Bizonyítottam, hogy a dinamikus újrakristályosodás eléréséhez nagyobb alakváltozási sebesség esetén nagyobb alakváltozási mértékre van szükség.

T3. Az 5754-H22 alapanyag lineáris dörzshegesztett kötése és a 6082-T6 alapanyag lineáris dörzshegesztett kötése eltérő módon viselkednek a kisciklusú fárasztó igénybevételnél (25) (26) (27):

- a.) Az 5754-H22 alumíniumötvözet lineáris dörzshegesztett kötések kisciklusú fárasztása során mért feszültség amplitúdók értéke az alapanyag meghatározottól nagyobbak, ami arra utal, hogy a hő hatására bekövetkező lágyulást okozó fémtani folyamatokat a hegesztés közben bekövetkező

képlékenyalakítás okozta szerkezetváltozás kompenzálja. Ez összhangban van a dinamikus újrakristályosodás során kapott eredményekkel.

- b.) A 6082-T6 alumíniumötvözet lineáris dörzshegesztett kötésének kisciklusú fárasztása során mért feszültség amplitúdó értékek lényegesen kisebbek az alapanyagon meghatározottaknál. Ez összhangban van dinamikus újrakristályosodási vizsgálatok eredményeivel, azaz a 6082-T6 ötvözet hegesztett kötéseiben a hő és képlékeny alakítás hatásainak következtében lejátszódó fémtani folyamatok közül a kilágyulást okozók a dominánsak.

T4. Vizsgálatokkal igazoltam, hogy a lineáris dörzshegesztő szerszám kialakítása befolyásolja a kötésbe bekevert oxidréteg eloszlását és méreteit (26) (27):

- a.) Igazoltam, hogy az 5754-H22 alumíniumötvözet lineáris dörzshegesztett kötésénél a kötésbe bekevert felületi oxidréteg eloszlása és méretei, illetve a nagyobb anyagáramlást okozó szerszám használata, még a gyökoldali hűtés alkalmazása esetén sem befolyásolja érdemben a hegesztett kötés kisciklusú fárasztó igénybevétellel szembeni ellenállását.
- b.) A 6082-T6 alumíniumötvözet lineáris dörzshegesztett kötésénél kimutattam, hogy a bekevert oxidréteg eloszlásának és méreteinek jelentős hatása van a kisciklusú fárasztó igénybevétellel szembeni ellenállásra. Bizonyítottam, hogy nagyobb anyagáramlást eredményező szerszám használatával növekszik a hegesztett kötés kisciklusú fárasztó igénybevétellel szembeni ellenállása.

6 EREDMÉNYEK ÖSSZEFOGLALÁSA

Értekezésem a lineáris dörzshegesztés technológiai paramétereinek hatásának elemzésével, a kötés tulajdonságaira gyakorolt hatásával foglalkozik alumíniumötvözetek hegesztése esetén. A témából adódik a technológia fejlesztésekre való törekvés, figyelemmel a hegesztett kötések különböző, akár időben változó igénybevételnek való megfelelésre. Az alumíniumötvözetek fejlődésének következménye az egyre nagyobb mértékű felhasználás az ipar számos területén. Sok esetben a felhasználásnak jelentős korlátot szabnak a hegeszthetőségi kérdések. A korszerű nagyszilárdságú alumíniumötvözetek hegesztése egyre komolyabb kihívás elé állítja a mérnököket, a hegesztés következtében megváltozik a kötés szövetszerkezete és ez jellemzően jelentős szilárdságcsökkenést eredményezhet a hegesztett kötésekben. Ebből adódóan az alapanyagok kedvező mechanikai tulajdonságai jelentősen romlanak ezzel gátat szabva az alumínium alapanyagok felhasználásának. Ez a probléma már régóta megoldásra vár, viszont a jellemzően használt ömlesztő hegesztő eljárások komoly korlátai miatt csak kisebb mértékben lehetett mérsékelni a hegesztési hőciklus okozta minőségromlást. A geometriai korlátok miatt a jóval kisebb hőmérsékletű szilárd-fázisú sajtoló hegesztő eljárások sem voltak jól alkalmazhatóak. A probléma megoldását egy új szilárd-fázisú sajtoló hegesztő eljárás, a lineáris dörzshegesztés megjelenése jelentheti, ami már elenyésző geometriai korláttal rendelkezik és a hegesztés hőmérséklete is jóval kisebb, mint az ömlesztő hegesztéseknél. A lineáris dörzshegesztés egy meglehetősen új hegesztő eljárás, így kevésbé terjedt el, valamint számos területen még nem teljesen kidolgozottak a technológia körülményei.

Az Anyagszerkezet-tani és Anyagtechnológiai Intézetben az alumíniumötvözetek hegesztése, hegeszthetőségi kérdései nagy múltra tekintenek vissza, valamint a dörzshegesztés kutatásának is komoly intézeti előzményei vannak [130] [131], így egyértelmű volt, hogy ennek a problémának a megoldási lehetőségeivel foglalkozzák egy új dörzshegesztő hegesztő eljárás alkalmazásával. Mivel a lineáris dörzshegesztés kísérleti kutatása nem igényel speciális berendezést, hanem egy hagyományos marógépen is el lehet készíteni a hegesztett kötetet, így a hegesztéshez a tárgyi feltételek is adottak voltak az Intézetben.

Mivel a mechanikai technológiák - így a hegesztés - mellett az Anyagszerkezet-tani és Anyagtechnológiai Intézet egyik fő profilja az anyagvizsgálat, így adott volt a lehetőség az

elkészített kötések vizsgálatára is, és ezalatt nem csak a hagyományos mechanikai vizsgálatokat, hanem a kevésbé hagyományos fárasztó vizsgálatokat is értjük. Ezen a téren több évtizedes tapasztalattal és korszerű infrastruktúrával rendelkezik az Intézet, így ez a körülmény is közre játszott abban, hogy a lineáris dörzshegesztéssel készült kötések minőségét minél szélesebb körű vizsgálatokkal igazoljuk.

Kutatómunkám elején tanulmányoztam a lineáris dörzshegesztés technológiai paramétereit, megismertem a hegesztett kötések speciális szerkezetét és alapvető mechanikai tulajdonságokat vizsgáltam. Kiválasztottam azokat az alapanyagokat, melyeken a vizsgálataimat elvégzem. A választás a járműiparban elterjedt, két jelentősen különböző alumíniumötvözetre esett: egy alakítható 5754-H22 és egy nemesíthető 6082-T6 jelű anyagra.

Egyértelművé vált számomra, hogy a hegesztő szerszámnak számottevő hatása van a kötés tulajdonságaira, így jelentős időt töltöttem a kísérleteknél használt szerszám tervezésével. A hagyományos mechanikai vizsgálatok igazolták azt a tényt, hogy ezzel az eljárással jobb szilárdsági tulajdonságú kötések hozhatók létre, viszont ez a szilárdság is még jelentősen elmaradt az alapanyagétól. Ebből adódóan célul tűztem ki, hogy olyan technológiai tervezési megfontolásokat keressék, melyekkel a hegesztett kötések szilárdsági tulajdonságai tovább javíthatóak.

A szakirodalmi adatok és a mechanikai vizsgálatok alapján egyértelművé vált, hogy a kötés leggyengébb része a gyök, ami jellemzően a nagyobb szemcseméretben tért el a kötés többi részétől. Így a gyökoldali szemcsefinomítás lehetőségeit kezdtem kutatni. Az eljárás jellegéből adódik az, hogy hegesztés során egy nem beolvadó alátétlemezt kell alkalmazni, ami jelen esetben egy nagy falvastagságú acéllemez volt. Ebből adódott az a tény, hogy hegesztés után a hegesztett kötés gyökoldala jóval lassabban hűlt le, mint a koronaoldala, így jelentős szemcsedurvulás következett be. Ennek kiküszöbölésére egy speciális gyökoldali hűtőegységet építettem be az alátétlemezbe, mely hatására gyorsabban hűl le a hegesztett kötés gyökoldala. Bizonyítottam, hogy ezzel a megoldással mindkét alapanyag esetében elérhető kisebb szemcseméret a gyökoldalon, ami a szilárdsági tulajdonságok javulását eredményezi. A gyökoldali szemcseméretet jelentősen befolyásolja még a hegesztés során lejátszódó dinamikus újrakristályosodás. Az Intézetünkben lévő Gleeble fizikai szimulátor segítségével ezt a jelenséget is tudtam vizsgálni a lineáris dörzshegesztéskor mért hőciklusok, valamint a szakirodalom által javasolt paraméterekkel. A vizsgálatok alapján szerszám- és technológia tervezési elveket tudtam felállítani a dinamikus újrakristályosodás eléréséhez hegesztéskor. A nemesített és az alakított alumíniumötvözetek eltérően viselkedtek a gyökoldali hűtésnél és a dinamikus újrakristályosodásnál is. Rögzíthető, hogy a 6082-T6 alapanyagnál a dinamikus újrakristályosodás a hegesztésnél keletkező feltételek esetén könnyen bekövetkezik, míg az 5754-H22 alapanyagnál jóval nehezebb elérni.

Az alumíniumszerkezeteknek sok esetben nemcsak statikus igénybevétele van, hanem ismétlődő igénybevételnek is ki vannak téve. Ez lehet kisciklusú és nagyciklusú fárasztó igénybevétel is. Mivel az Anyagszerkezettani és Anyagtechnológiai Intézetben a feltételek adottak az ilyen típusú anyagvizsgálathoz, valamint a szakirodalom meglehetősen hézagos ezen a téren, így egyértelmű volt, hogy ezzel is foglalkoznom kell. Kisciklusú és nagyciklusú vizsgálatokat is végeztem a lineáris dörzshegesztéssel készült kötéseken. A hegesztő eljárásra jellemző, hogy a hegesztés során a lemezek homloklületeiről előzetesen nincs oxid eltávolítás, így oxidot kever be a kötésbe. A kutatómunkám kezdetén, ahol csak hagyományos mechanikai vizsgálatokat végeztem, e ténynek akkor nem tulajdonítottam nagy szerepet. A kisciklusú fárasztóvizsgálatok során viszont egyértelművé vált, hogy az oxid jelenléte befolyásolja a hegesztett kötések fáradással szembeni ellenállását. Ennek kiküszöbölésére egy új, nagyobb anyagáramlást eredményező szerszámot terveztem. Bizonyítottam, hogy az új szerszám jobban összetöredezi az oxidot és diszperzebb eloszlást eredményez a kötésben, és a 6082-T6 ötvözet esetében így javítottam a hegesztett kötések kisciklusú fáradással szembeni ellenállását.

SUMMARY

The topic of my dissertation is to analyze the effects of technological parameters to the joint properties in case of friction stir welding on aluminium alloys. The development of the technology is the goal considering the different loads for example in case of cyclic loading. The development of aluminium alloys causes increasing applications at several fields of industry. In many cases it has a serious limitation to apply aluminium alloys because weldability issues. The welding of modern high strength aluminium alloys is a serious task for engineers, the material structure changes because welding heat and it typically results lower strength properties in the welded joints. Therefore the good mechanical properties of base materials decrease and it prevents the application of high strength aluminium alloys. This problem has not already solved because the limitation of heat input in the typically used fusion welding processes, so the welding heat cycle results decreasing quality. Solid-state pressure welding processes creates lower heat input, but these have serious geometrical constrains. The problem can be solved with a new solid-state pressure welding process, with the friction stir welding, which has not geometrical constrains and the heat input is less than fusion welding. The friction stir welding is a relatively new welding process and the technology is not already fully elaborated.

In the Institute of Materials Science and Technology there is a long tradition of research the weldability of aluminium alloys as well as the research of friction welding [130] [131], so it was clear that I have to research the solve opportunities of this problem in case of a new frictional welding process. The friction stir welding is not require very special welding equipment because a conventional milling machine is applicable to create a welded joint, so the conditions were given in the Institute.

One of the profile of the Institute of Material Science and Technology is the material testing, so the opportunity was given to examine the welded joints, with not just the conventional mechanical testing but less conventional fatigue tests. In this area there are more decade experience and significant infrastructure in the Institute, therefore this fact also contributed to use more tests to confirm the quality of friction stir welded joints.

At the beginning of my research I studied the technological parameters of friction stir welding, I met the special structure of the welded joints and examine the basic mechanical properties. I chose the base materials on which the tests are carried out. The choice was two significantly different aluminium alloys which were used in the vehicle industry: non-heat treatable 5754-H22 and heat treatable 6082-T6 materials.

It became clear to me that the welding tool has a significant effect to the joint properties, so I spent a lot of time to plan a new friction stir welding tool (which were used for investigations). The conventional mechanical tests were demonstrated the fact that the strength properties of the joints are better, however this strength is also significantly lower than the material's. Therefore my goal was to find technology design considerations which can improve the strength properties of welded joints.

Based on the literature data and mechanical tests it became clear that the weakest part of the joint is the root because there are coarser grains like the other parts. Thus I began to research the possibilities the grain refining. Because the principle of the process a not melted-in backing plate was applied during welding which was a thick wall steel plate. It was found the fact that the root side of the joint cooled down slower than the face side, significant grain coarsening can occur there. To solve this problem a special cooling unit were built in the backing plate which causes quicker cooling on the root side of the joint. I proved that fine-grained structure can reached with this additional cooling on both aluminium alloy resulting improvement of strength properties. The grain size of the root side was significantly influenced by the occurrence of dynamic recrystallization during welding. In the Institute there is a Gleeble physical simulator which help me to examine this recrystallization with welding heat cycle, and parameters suggested by literature. Based on these examinations I can create welding technology and tool design principles to achieve dynamic recrystallization during welding. The heat treatable and non-heat treatable aluminium alloys show different behavior with additional root cooling and dynamic recrystallization too. On the 6082-T6 base material the conditions of dynamic recrystallization can be reached easily, while in case of 5754-H22 base material it is more difficult.

In case of aluminium welded structures the loading is not only static, cyclic loading can occur in many cases. This can be low- and high cycle fatigue too. In the Institute of Material Science and Technology there are good conditions to fatigue tests and the literature is insufficient on this research field, so it was clear that I have to examine this problem. I examined the friction stir welded joints for low- and high cycle fatigue too. One of the specialty of this process is there are not oxide removing from the surface before welding, so this oxide stirred to the welded joint. When I started my research about friction stir welding, the stirred oxide had not significant effect to the conventional static properties of welded joints. During low cycle fatigue tests the appearance of stirred oxide had a significant effect to the resistance of cyclic loading. To solve this, I designed a new friction stir welding tool which causes higher material flow. I proved that the new tool can more break the oxide and results more disperse oxide distribution in the welded joint, and in case of 6082-T6 alloy I increased the resistance of cyclic loading of welded joint.

7 AZ IPARI HASZNOSÍTÁS LEHETŐSÉGEI

A kutatómunka ipari hasznosítási lehetőségei közül elsőként a szilárdságnövelési lehetőségeket emelném ki, ugyanis a gyökoldali hűtés alkalmazása könnyen kivitelezhető és jelentős javulást eredményez e téren. A dinamikus újrakristályosodási vizsgálatok eredményei ugyancsak jól alkalmazhatóak a szerszám- és a technológia tervezésnél, az eredmények arra is rámutatnak, hogy az anyagminőség és az anyag előlétele is jelentősen befolyásolja a hegesztés sikerét. Fontosnak tartom a fárasztó vizsgálatok eredményeit is, abból a szempontból, hogy a technológia tervezésnél figyelembe kell venni azt, hogy milyen igénybevétele lesz az adott hegesztett szerkezeti elemnek. A hegesztő berendezés szempontjából a robotizált rendszerek alkalmazhatósága az egyik legintenzívebben kutatott terület. Mivel ezen rendszereknek jelentős korlátjai vannak a hegesztés során fellépő igénybevételek tekintetében, ebből adódóan a szerszámtervezés és a technológiatervezés kulcsfontosságú, így a kutatómunka során megfogalmazott szerszámtervezési alapelvek hasznosak lehetnek. Véleményem szerint az elvégzett kutatómunka elősegíti a lineáris dörzshegesztés elterjedését és a felhasználásban segítséget nyújt az iparban dolgozó hegesztő szakembereknek.

Az elvégzett kutatómunka alapján egyértelművé vált számomra, hogy számos területen lehet még vizsgálatokat végezni a témával kapcsolatban, így továbbfejlesztési lehetőségek több területen is megfogalmazhatóak. A leírtak alapján egyértelmű az, hogy a különböző alumíniumötvözetek viselkedése hegesztés során jelentős különbségeket mutatnak, így fontosnak tartom a vizsgálatok kiterjesztését egyéb anyagminőségekre is, érdemes lenne nehezen hegeszthető alapanyagok (például: Al-Cu ötvözet) esetében is megvizsgálni a gyökoldali hűtés lehetőségét, illetve a dinamikus újrakristályosodás bekövetkezésének feltételeit. A falvastagság, valamint a kötés kialakítás is számottevő hatással lehet a hegesztett kötések szilárdsági tulajdonságaira, valamint a gyökoldali hűtés alkalmazhatóságának kérdéskörét is kibővíthetik.

A fárasztó vizsgálatokat tekintve további célként fogalmazható meg a nagyciklusú fárasztóvizsgálatok elvégzése olyan hegesztett kötésekben, melyek a disszertációban ismertetett technológiai fejlesztéssel készültek. Fontos eredményeket szolgáltat a kötés viselkedéséről az ismétlődő igénybevétel esetén a fáradásos repedésterjedési vizsgálatok, melyek eredményei jól kiegészíthetik az eddigi fárasztó vizsgálatok eredményeit.

Miskolc, 2016. március 30.

Meilinger Ákos

okleveles gépészmérnök, EWE/IWE

KÖSZÖNETNYILVÁNÍTÁS

Elsőként szeretnék köszönetet mondani témavezetőmnek Dr. Török Imre címzetes egyetemi tanárnak, az értekezés szakmai tartalmában nyújtott segítségével, illetve építő jellegű kritikai megjegyzéseier.

Köszönet illeti Dr. Lukács János professzor urat, aki Intézet és Laborvezetőként biztosította, hogy az Anyagvizsgáló Laboratóriumban az értekezéshez tartozó méréseim időben elkészüljenek, valamint a nagyciklusú fárasztóvizsgálatokban nyújtott komoly segítséget.

Szintén köszönet illeti Dr. Tisza Miklós professzor urat, aki a Sályi István Gépészeti Tudományok Doktori Iskola vezetőjeként, Tanszékvezetőként és Intézetigazgatóként segítette munkámat, valamint hasznos tanácsokkal látott el.

Külön szeretnék köszönetet mondani Dr. Nagy Gyula ny. egyetemi docensnek a kisciklusú fárasztóvizsgálatokban nyújtott jelentős segítségével.

Köszönetet szeretnék mondani Dr. Kuzsella László egyetemi docensnek a fizikai szimulációs vizsgálatok elvégzésénél nyújtott segítségével.

Az Intézet műhely- és labor dolgozói közül szeretném megköszönni Csurilláné Balogh Ágnes laboránsnak a mikroszkópos vizsgálatok előkészítése során, Szentpéteri László anyagvizsgáló mérnöknek a mérések végrehajtása során, és Kecskés-Kristóf Sándor műhelyvezetőnek a próbatest kimunkálás, valamint a hegesztés kivitelezése során végzett precíz és szakszerű munkájukat. Továbbá szeretném köszönetemet kifejezni az Intézet valamennyi oktató és dolgozó munkatársának az értekezés megvalósításában a maga területén nyújtott közvetett vagy közvetlen segítségével.

Szeretnék köszönetet mondani a Bay Zoltán Alkalmazott Kutatási Közhasznú Nonprofit Kft.-nek a vége-selemes szoftver használatáért.

Ezúton szeretnék köszönetet mondani a Nyíregyházi Főiskola Műszaki Alapozó és Gépgyártástechnológia Tanszék munkatársainak a digitális radiográfiai vizsgálatokért.

És végül, de nem utolsó sorban szeretném megköszönni családomnak, hogy türelmükkel támogatták a doktori disszertációm elkészítését.

A Lineáris dörzshegesztés technológiai paramétereinek optimalizálása című doktori értekezés a TÁMOP-4.2.1.B-10/2/KONV-2010-0001 projekt eredményeire alapozva a TÁMOP-4.2.2/A-11/1-KONV-2012-0029 jelű projekt részeként – az Új Széchenyi Terv keretében – az Európai Unió támogatásával, az Európai Szociális Alap társfinanszírozásával valósult meg.

IRODALOMJEGYZÉK

- [1] Sakurai, T.: *The latest trends in aluminium alloys sheets for automotive body panels*, Kobelco Technology Review No. 28, 2008, pp. 22-28.
- [2] Skillingberg, M., Green, J.: *Aluminium applications in the rail industry*, Light Metal Age, 2007, pp. 1-5.
- [3] Végvári, F.: *Gépjárműgyártás, fenntartás*, egyetemi tananyag, Kecskeméti Főiskola, 2011, pp. 75, ISBN: 978-963-279-654-3
- [4] Dúl, R., Jármai K.: *Alumínium körcső alakváltozásának végeelemes analízisa*, EME, X. Fiala Műszaki Tudományos Ülésszaka, Kolozsvár, 2005. pp. 55-58.
- [5] Tisza, M.: *Mechanikai Technológiák*, Miskolci Egyetemi Kiadó, 2008. pp. 144. ISBN: 963-661-571-3
- [6] Szunyogh, L.: *Hegesztés és rokon technológiák*, Gépipari Tudományos Egyesület, 2007, pp. 36 – 37, ISBN: 978-963-420-910-2
- [7] Bagyinszki, Gy., Bitay, E.: *Hegesztéstechnika I. Eljárások és Gépesítés*, Erdélyi Múzeum-Egyesület, 2010, pp. 18-21, ISSN: 2068-3081
- [8] Santos J. F., Gabor R.: *Friction stir welding development of aluminium alloys for structural connections*, Proceedings of Romanian Academy, Series A, Vol. 14, 2013, pp. 64 – 71.
- [9] Ohba, H., Ueda, C., Agatsuma, K.: *Innovative vehicle – the „A-train”*, Hitachi Review, Vol 50., 2001, pp. 130 – 133.
- [10] Wang, X., Kang, J-K., Kim, Y., Wirsching, P. H.: *Low cycle fatigue analysis of marine structures*, ABS Technical Papers, 2006, pp. 95-99.
- [11] Ericsson, M., Jin, L-Z., Sandström, R.: *Fatigue properties of friction stir overlap welds*, International Journal of Fatigue 29, 2007, pp. 57-68.
- [12] D’Urso, G., Giardini, C., Lorenzi, S., Pastore, T.: *Fatigue crack growth in the welding nugget of FSW joints of a 6060 aluminium alloy*, Journal of Material Processing Technology 214, 2014, pp. 2075 – 2084.

- [13] Gibson, B.T., Lammlein, D.H., Prater, T.J., Longhurst, W.R., Cox, C.D., Ballun, M.C., Dharmaraj, K.J., Cook, G.E., Strauss A.M.: *Friction stir welding: Process, automation, and control*, Journal of Manufacturing Processes, 2013 Vol. 16, pp. 53-73.
- [14] Record, J.H., Covington, J.L., Nelson, T.W., Sorensen, C.D., Webb, B.W.: *A Look at the Statistical Identification of Critical Process Parameters in Friction Stir Welding*. Welding Journal, 2007 April, pp.: 97-98.
- [15] Gremsperger G.: *A hegesztés jövője és a hazai feladatok*, Hegesztéstechnika, XXI. évf. 2010/1, pp. 22-31, ISBN: 1215-8372.
- [16] Dawes, C.J.: *Friction Stir Welding*, TALAT Lecture 4410, TWI, 1999. pp.7-10.
- [17] Bagyinszki, Gy.: *Automatizálás és intelligens gyártás*, Hegesztéstechnika, XXIV évf. 2013/4, pp. 22-30., ISBN: 1215-8372.
- [18] Mishra, R.S., Mahoney, M.W.: *Friction stir welding and processing*, 2007. pp. 3-17.
- [19] Cui, S.: *Thermomechanics, Material Flow and Microstructure Evolution during Friction Stir Processing of Light Cast Alloys*, PhD dissertation, 2011.
- [20] Mishra, R.S., Mahoney, M.W.: *Friction stir welding and processing*, 2007. pp. 40-68.
- [21] Hu, Z.L., Wang, X.S., Pang, Q., Huang, F., Qin, X.P., Hua, L.: *The effect of postprocessing on tensile property and microstructure evolution of friction stir welding aluminum alloy joint*, Materials Characterization Vol. 99, 2015. pp. 180-187.
- [22] Prohászka J.: *Fémek és ötvözetek mechanikai tulajdonságai*, Műegyetemi kiadó, 2001. pp. 209-210.
- [23] Frigaard, Ø., Grong, Ø., Midling, O.T.: *A Process Model for Friction Stir Welding of Age Hardening Aluminum Alloys*, Metallurgical and Materials Transactions A Vol 32A, 2001. pp. 1189-1200.
- [24] Sakai, T., Belyakov, A., Kaibyshev, R., Miura, H., Jonas, J.J.: *Dynamic and post-dynamic recrystallization under hot, cold and severe plastic deformation conditions*, Progress in Materials Science 60, 2014. pp. 1-207.
- [25] Tisza, M.: *Az anyagtudomány alapjai*, Miskolci Egyetemi Kiadó, 2008, pp. 121-132.
- [26] Sauvage, X., Dédé, A., Cabello Muñoz, A., Huneau, B.: *Precipitate stability and recrystallisation in the weld nuggets of friction stir welded Al-Mg-Si and Al-Mg-Sc alloys*, Material Science Engineering A491, 2008. pp. 364-371.

- [27] Wang, H., Colegrove, P., Mayer, H.M., Campbell, L., Robson, R.D.: *Material Constitutive Behaviour and Microstructure Study on Aluminium Alloys for Friction Stir Welding*, Advanced Material Research Vol. 89-91, 2010. pp. 615-620.
- [28] McNelley, T.R., Swaminathan, S., Su, J.Q.: *Recrystallization mechanisms during friction stir welding/processing of aluminum alloys*, Scripta Materialia 58, 2008. pp. 349-354.
- [29] Hallberg, H., Wallin, M., Ristinmaa, M.: *Modeling of Continuous Dynamic Recrystallization in Commercial-Purity Aluminum*, Material Science and Engineering A, 2010. pp. 1126-1134.
- [30] Zheng, Q.G.: *Characterization for Dynamic Recrystallization Kinetics Based on Stress-Strain Curves*, InTech Publications, 2013. pp. 61-88.
- [31] Mahmoodkhani, Y., Wells, M.A., Grajales, L., Poole, W.J., Parson, N.C.: *Material Flow and Grain Deformation During Extrusion*, Materials Science Forum Vols. 794-796, 2014. pp. 664-669.
- [32] Sherstnev, P., Zamani, A.: *Modeling of static and geometric dynamic recrystallization during hot extrusion of Al-Mg-Si alloy*, Materials Science Forum Vols. 794-796, 2014. pp. 728-733.
- [33] Ihara, K., Miura, Y.: *Dynamic recrystallization in Al-Mg-Sc alloys*. Materials Science and Engineering: A Vol 12, 2004. pp. 647-650.
- [34] József, I.: *Tudományos munkásság áttekintő összefoglalása*, Habilitációs füzet, A Miskolci Egyetem Habilitációs Füzetek, Műszaki-természettudományi Habilitációs Bizottság, 2001. pp. 4-7.
- [35] Bereczki, P., Verő, B., Józsa, R., Portász, A., Fehér, J., Virág, J.: *Meleghengergelés közben lejátszódó (a melegen hengerelt szalag tulajdonságait befolyásoló) folyamatok kutatása Gleeble 3800 szimulátor alkalmazásával*, Kohászat 2012/1. szám, 2012. pp. 15-16.
- [36] Humphreys, F.J., Hatherly, M.: *Recrystallization and related annealing phenomena*. 2nd ed. Oxford: Elsevier; 2004.
- [37] Sakai T, Jonas JJ. *Plastic deformation: role of recovery and recrystallization*, Encyclopedia of materials: science and technology, vol. 7., 2001. pp. 7079–7084.
- [38] Valiev, R.Z., Islamgaliev, R.K., Alexandrov, I.V.: *Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation*, Prog Mater Science Vol 45, 2000. pp. 103–189.
- [39] Poliak, E. I., Jonas, J. J.: *Critical Strain for Dynamic Recrystallization in Variable Strain Rate Hot Deformation*, ISIJ International Vol. 43, 2003. pp. 692-700.

- [40] Stewart, G. R., Jonas, J. J., Montheillet, F.: *Kinetics and Critical Conditions for the Initiation of Dynamic Recrystallization in 304 Stainless Steel*, ISIJ International Vol. 44, 2004. pp. 1581-1589.
- [41] Najafizadeh, A., Jonas, J. J.: *Predicting the Critical Stress for Initiation of Dynamic Recrystallization*, ISIJ International Vol. 46, 2006. pp. 1679-1684.
- [42] Hegyes, T., Barkóczy, P.: *Melegen hengerelt alumíniumötvözetek dinamikus újrakristályosodásának vizsgálata*, Anyagmérnöki Tudományok 38/1, 2013. pp.129-135.
- [43] McQueen, H. J., Blum, W., Straub, S., Kassner, M. E.: *Dynamic Grain Growth, a Restoration Mechanism in 99.999 Al*, Scr. Met. Mat. Vol 28, 1993, pp.1299-1304.
- [44] Gardner, K. J., Grimes, R.: *Recrystallization During Hot Deformation of Aluminium Alloys*, Metal Science Vol 13, 1979. pp. 216-222.
- [45] Blade, J. C.: *Recrystallization in Hot Rolling of Dilute Aluminium Alloys*, Metal Science Vol 13, 1979. pp. 206-210.
- [46] Totten, G. E., MacKenzie, D. S.: *Handbook of Aluminium* Volume 1, 2003. pp. 240-250, ISBN: 0-8247-0494-0
- [47] Mikó, T., Barkóczy, P.: *7075 Al ötvözet Dinamikus Újrakristályosodásának Vizsgálata*, Anyagmérnöki Tudományok 38/1, 2013. pp. 189-200.
- [48] Heurtier, P., Desrayaud, C., Montheillet, F.: *A Thermomechanical Analysis of the Friction Stir Welding Process*, Materials Science Forum, 2002. pp. 1537–1542.
- [49] Heurtier, P., Jones, M., Desrayaud, C., Driver, J., Montheillet, F., Allehaux, D.: *Mechanical and Thermal Modeling of Friction Stir Welding*, Journal of Materials Processing Technology Vol 171, 2006. pp. 348–357.
- [50] Buffa, G., Donati, L., Fratini, L., Tomesani, L.: *Solid State Bonding in Extrusion and FSW: Process Mechanics and Analogies*, Journal of Materials Processing Technology Vol. 177, 2006. pp. 344–347.
- [51] Buffa, G., Hua, J., Shivpuri, R., Fratini, L.: *Design of the Friction Stir Welding Tool Using the Continuum Based FEM Model*, Materials Science and Engineering A Vol.419, 2006. pp. 381–388.
- [52] Jata, K., Semiatin, S.: *Continuous Dynamic Recrystallization During Friction Stir Welding of High Strength Aluminum Alloys*, Scripta Materialia Vol. 43, 2000. pp. 743–749.
- [53] Masaki, K., Sato, Y., Maeda, M., Kokawa, H.: *Experimental Simulation of Recrystallized Microstructure in Friction Stir Welded Al Alloy Using a Plane-Strain Compression Test*, Scripta Materialia Vol. 58, 2008. pp. 355–360.

- [54] Tianzhong, L., Seidel, T., Wei, T., Reynolds, A.: *A Friction Stir Welding Model Using Computational Fluid Dynamics*, The Materials Society, 2003, pp. 299–312.
- [55] Schmidt, H., Hattel, J.: *Thermal Modeling of Friction Stir Welding*, Scripta Materialia Vol.58, 2008. pp. 332–337.
- [56] Nunes, A., Bernstein, E., McClure, J.: *A Rotating Plug Model for Friction Stir Welding*, Proceedings of the 81st American Welding Society Annual Convention, Chicago, 2000.
- [57] Askari, A., Silling, S., London, B., Mahoney, M.: *Modeling and Analysis of Friction Stir Welding Processes*, Proceedings of the Symposium on Friction Stir Welding and Processing, TMS, Indianapolis, 2001, pp. 43–54.
- [58] Darras, B., Khraisheh, M.: *Analytical Modeling of Strain Rate Distribution During Friction Stir Processing*, Journal of Materials Engineering and Performance Vol.17, 2008. pp. 168–177.
- [59] Nandan, R., Roy, G., DebRoy, T.: *Numerical Simulation of Three-dimensional Heat Transfer and Plastic Flow During Friction Stir Welding*, Metallurgical and Materials Transactions A Vol.37A, 2006. pp. 1247–1259.
- [60] Colegrove, P., Shercliff, H.: *CFD Modeling of Friction Stir Welding of Thick Plate 7449 Aluminium Alloy*, Science and Technology of Welding and Joining, Vol.11, 2006. pp. 429–441.
- [61] Hamilton, C., Dymek, S., Kalemba, I., Blicharski, M.: *Friction Stir Welding of Aluminium 7136-T76511 Extrusions*, Science and Technology of Welding and Joining Vol.13, 2008. pp. 714–720.
- [62] Mahoney, M., Rhodes, C., Flintoff, J., Spurling, R., Bingel, W.: *Properties of Friction Stir Welded 7075-T651 Aluminum*, Metallurgical and Materials Transactions A Vol. 29, 1998. pp. 1955–1964.
- [63] Song, M., Kovacevic, R.: *Thermal Modeling of Friction Stir Welding in a Moving Coordinate System and Its Validation*, International Journal of Machine Tools and Manufacture Vol.43, 2003. pp. 605–615.
- [64] Schneider, J., Nunes, A., Chen, P., Steele, G.: *TEM Study of the FSW Nugget in AA2195-T81*, Journal of Materials Science Vol.40, 2005. pp. 4341–4345.
- [65] Li, Y., Murr, L., McClure, J.: *Flow Visualization and Residual Microstructures Associated with the Friction Stir Welding of 2024 Aluminum to 6061 Aluminum*, Materials Science and Engineering A Vol.271, 1999. pp. 213–223.
- [66] Benavides, S., Li, Y., Murr, L., Brown, D., McClure, J.: *Low Temperature Friction Stir Welding of 2024 Aluminum*, Scripta Materialia Vol.41, 1999. pp. 809–815.

- [67] Sato, Y., Kokawa, H., Enomoto, M., Jogan, S.: *Microstructure Evolution of 6063 Aluminum During Friction Stir Welding*, Metallurgical and Materials Transactions Vol. A30, 1999. pp. 2429–2437.
- [68] Tang, W., Guo, X., McClure, J., Murr, L.: *Heat Input and Temperature Distribution in Friction Stir Welding*, Journal of Materials Processing and Manufacturing Science Vol.7, 1998. pp. 163–172.
- [69] Murr, L., Liu, G., McClure, J.: *TEM Study of Precipitation and Related Microstructures in Friction Stir Welded 6061 Aluminum*, Journal of Materials Science Vol.33, 1998. pp. 1243–1251.
- [70] Sato, Y., Mitsunori, U., Kokawa, H.: *Parameters Controlling Microstructure and Hardness During Friction Stir Welding of Precipitation-hardenable Aluminum Alloy 6063*, Metallurgical and Materials Transactions A Vol.33, 2002. pp. 625–635.
- [71] Bastier, A., Maitournam, M., Van, K., Roger, F.: *Steady State Thermomechanical Modeling of Friction Stir Welding*, Science and Technology of Welding and Joining Vol.11, 2006. pp. 278–288.
- [72] Sellars, C., Tegart, W.: *Hot Workability*, International Metallurgical Reviews , Vol.171, 1972. pp. 1–24.
- [73] Sheppard, T., Wright, D.: *Determination of Flow Stress: Part1 Constitutive Equation for Aluminium Alloys at Elevated Temperatures*, Metals Technology Vol. 171, 1979, pp. 215–223.
- [74] Johnson, G., Cook, W.: *A Constitutive Model and Data for Metals Subjected to Large Strains, High Strain Rates and High Temperature*, Proceedings of the Seventh International Symposium on ‘Ballistics’, 1983, pp. 541–548.
- [75] Zhang, Z., Chen, J.: *The Simulation of Material Behaviors in Friction Stir Welding Process by Using Rate-dependent Constitutive Model*, Journal of Materials Science, Vol. 43, 2008, pp. 222–232.
- [76] Arbegast, W.: *Modeling Friction Stir Joining as a Metalworking Process*, Proceedings of the Hot Deformation of Al Alloys III, 2003, pp. 313–237.
- [77] Mehta, M., Arora, A., De, A., Debroy, T.: *Tool geometry for friction stir welding - Optimum shoulder diameter*, 2011. pp: 3
- [78] Maeda, M., Liu, H., Fujii, H., Shibayanagi, T.: *Temperature Field in the Vicinity of FSW-Tool During Friction Stir Welding of Aluminium Alloys*, Welding in the world Vol. 49., 2005. pp. 2-3.

- [79]Roth, A., Krahn, O., Zäh, M.F., Pries, H., Dilger, K.: *Rührreibschweißen von Aluminium-Druckguss*, Werkstattstechnik H9, 2011. pp. 560.
- [80]Rowe, C.E.D., Thomas, W.: *Advances in tooling materials for friction stir welding*, 2006. pp. 4.
- [81]Szigeti, F.: *Kopásvédelem NiCrBSi ötvözetekből keményforrasztással előállított felületi rétegekkel*, Hegesztéstechnika, V. évf. 1994/3, pp. 33-36.
- [82]Neto, D., M., Neto, P.: *Numerical modelling of friction stir welding process: literature review*, International Journal of Advanced Manufacturing Technologies, Vol 65., 2013, pp. 115-126.
- [83]Adamowski, J., Gambaro, C., Lertora, E., Ponte, M., Szkodo, M.: *Analysis of FSW welds made of aluminium alloy 6082-T6*, Archives of Materials Science and Engineering, Vol. 28, 2007, pp. 453-460.
- [84]Czoboly, E., Ginsztler, J., Havas, I.: *Ismeretek a kisciklusú és a termikus fáradásról*. Gép, (36) 1984/7. pp. 241-253, ISSN 0016-8572
- [85]MSZ 4363:1992: *Kisciklusú fásztóvizsgálat (Visszavonva!)*
- [86]Yahr, G.T.: *Fatigue design curves for 6061-T6 aluminum*, 1993, pp. 1–5.
- [87]Spear, A., Ingraffea, A.: *Microstructurally small fatigue crack growth in thin aluminum-alloy, pressure vessel liner*, Procedia Engineering, Vol. 10, 2011, pp. 686-691.
- [88]Wang, X., Kang, J-K, Kim, Y., Wirsching, P.H.: *Low cycle fatigue analysis of marine structures*. ABS Technical Papers, 2006, pp. 95-99.
- [89]Czechowski, M.: *Fatigue life of friction stir welded Al-Mg alloys*, 13th International Scientific Conference on Achievements in Mechanical and Materials Engineering proceeding, 2005, pp. 83-86.
- [90]Landgraf, R. W., Morrpw, J. D., Endo, T.: *Determination of the Cyclic Stress-Strain Curve*. Journal of Materials, JMLSA, 1969/3. pp.176-188.
- [91]Havas, I.: *Zug-Druck Wechselfersuche mit konstanter Amplitude der wahren Verformung bei niedrigen Lastspielzahlen*. Materialprüfung, 1966/9. pp. 321-324. ISSN 0025-5300
- [92]Slot, T., Stentz, R. H., Berling, J. T.: *Controlled-Strain Testing Procedures. Manual on Low Cycle Fatigue Testing*, ASTM STP 465, American Society for Testing and Materials, 1969, pp. 100-128, ISBN-EB 978-0-8031-4582-5
- [93]Nagy, Gy.: *A próbatest alakjának hatása a törés helyére kisciklusú fásztáskor*. Kandidátusi értekezés, Miskolc, 1988.

- [94] Lukács, J., Nagy, Gy., Harmati, I., Koritárné, F. R., Kuzsela L., K. Zs.: *Szemelvények a mérnöki szerkezetek integritása témaköréből*. Miskolci Egyetem, Miskolc, 2012, ISBN 978-963-358-000-4
- [95] Chernecijj, V. K.: *Tenzometry dlja izmerenija deformacii rastjazhenija-szhatija pri ispytanii obrazcov konstrukcionnykh materialov*. Zavodskaja laboratorija, 1983/10. pp. 80-83.
- [96] Zjabkin, V. V., Kochetov, V. T.; Belikjanc S. G.: *Elektromekhanicheskijj tenzometr dlja maliciklovykh ispytanijj*. Zavodskaja laboratorija, 1984/8. pp. 84-86.
- [97] Ginsztler, J., Cobol E.: *Prisposoblenie dlja ispytanijj no vysokotemperaturnuju malociklovuju ustalost' i nekotorye rezul'taty issledovanijj nelegirovannojj kotel'noj stali*. Problemy prochnosti, 1978 /7. pp.121-124.
- [98] Donaldson, K. H., Dittmer, D. F., Morrow, J. D.: *Fatigue Testing Using a Digital Computer-Based System Use of Computers in the Fatigue Laboratory*, ASTM STP 613, American Society for Testing and Materials, 1976, pp.1-23.
- [99] Nagy, Gy.: *A fémek fáradási folyamata*. Oktatási segédlet, Miskolc, 1990.
- [100] Nagy, Gy.: *Kiciklusú fárasztás eredményeinek értékelése, a mérőszámok megbízhatósága*. Tanulmány, Készült a TÁMOP-4.2.2.A-11/1/KONV-2012-0029 Kutatási project keretében, Miskolc, 2013. pp. 1-29.
- [101] Radhakrishnan, V. M.: “*Damage Accumulation and Fracture Life in High-Temperature Low-Cycle Fatigue*”. ASTM STP 770, Eds. : Amzallag C.; Leils B. IV.; Rabbe P., ASTM, 1982, pp. 135-152. ISBN-EB 978-0-8031-4835-2
- [102] Klesnil, M., Lukas, P.: *Fatigue of Metallic Materials*. Academia, Prague, 1980, ISBN 0444987231
- [103] Nagy, Gy., Dobosy, Á.; Lukács, J.: *Kisciklusú fárasztásnál meghatározott mérőszámok megbízhatósága*, Gép (64) 2013/8. pp. 39-44.
- [104] Horvátné, V. Á., Biró A., Nagy, Gy.: *Determination of plastic strain energy and its degredating ratio in the case of LCF*, Multiscience-XX. microCAD International Multidisciplinary Scientific Conference, University of Miskolc, 16-17 March 2006. pp. 17-22, ISBN 963-661-700-7
- [105] Zsáry, Á.: *Méretezés kifáradásra a gépészetben*, Műszaki Könyvkiadó, Budapest, 1965.
- [106] Nakazawa, H., Kodama, S.: *Statistical S-N testing method with 14 specimens: JSME standard method for determination of S-N curves. Statistical research on fatigue and fracture*, Current Japanese materials research – Vol. 2. Eds.: Tanaka,

- T., Nishijima, S., Ichikawa, M., Elsevier Applied Science and The Society of Materials Science, Japan, 1987 pp. 59-69, ISBN 1-85166-092-5
- [107] Török, I.: *Nem-vas anyagok hegesztése*, IWE oktatási segédlet. ME-MTT, 1999, pp. 1-109.
- [108] Varga, I.: *Az alumínium hegesztését befolyásoló néhány anyagtulajdonság*, Magyar alumínium, 1984.21. évf. 5. sz. pp. 177-183.
- [109] ASM Handbook Volume 2: *Properties and Selection: Nonferrous alloys and Special-Purpose Materials*, ASM International, 1990, ISBN: 978-0-87170-378-1
- [110] Kálmán, I.: *Az alumínium hegesztési sajátosságai*, Hegesztéstechnika, XVI évf. 2005/3, pp. 13-17.
- [111] Köves, E.: *Alumínium kézikönyv*, Műszaki Könyvkiadó, 1984, Budapest, pp. 118-141
- [112] Burai, Z.: *Az alumínium és ötvözeteinek hegesztése*, Oktatási segédlet, NME, 1983, pp. 1-105.
- [113] Reiso, O.: *Extrusion of AlMgSi Alloys*, Materials Forum, 2004, Vol. 8. pp. 32-46.
- [114] Gitter, R.: *Design of Aluminium structures: Selection of Structural Alloys*, Eurocodes – Background and Applications, Brussels, 2008. pp. 1-29
- [115] Fraser, K.A., St-Georges, L., Kiss, L.I.: *Optimization of Friction Stir Welding Tool Advance Speed via Monte-Carlo Simulation of the Friction Stir Welding Process*, Materials, 2014, pp. 3435-3452, ISSN: 1996-1944
- [116] Grong, Ø., Shercliff, H.R.: *Microstructural modelling in metals processing*, Progress in Material Science 47, 2002. pp. 163 – 282.
- [117] Podrzaj, P., Jerman, B., Klobcar, D.: *Welding defects at friction stir welding*, Metalurgija, Vol. 54, 2015, pp. 387-389, ISSN: 0543-5846
- [118] Chen, F.Z., Chen, S.: *Recrystallization of 30Cr2Ni4MoV Ultra-super-critical Rotor Steel During Hot Deformation*, Materials Science and Engineering, Vol.528, 2011. pp. 5073-5080.
- [119] L. X.-s. C. J. Z. H.-b. C. Z.-s. Wu, L.-Z.: *Predicting Critical Conditions and Stress-Strain Curves for Dynamic Recrystallization in SPHC Steel*. Journal of Iron and Steel Research, 2010. pp. 51-57.
- [120] Barnett, M.R., Kelly, G.L., Hodgson, P.D.: *Predicting the critical strain for dynamic recrystallization using the kinetics of static recrystallization*, Scripta Materiala, Vol. 43, 2000. pp. 365-369.

- [121] Gottstein, G., Frommert, M., Goerdeeler, M., Schafer, N.: *Prediction of the Critical Conditions for Dynamic Recrystallization in the Austenitic Steel 800H*, Materials Science and Engineering A, Vol.387–389, 2004. pp. 604–608.
- [122] Sarkar, A., Chakravartty, J.K.: *Investigation of Progress in Dynamic Recrystallization in Two Austenitic Stainless Steels Exhibiting Flow Softening*, International Journal of Metallurgical Engineering Vol. 2, 2013. pp. 130-136.
- [123] Zhang, B., Baker, T.N.: *Effect of the heat treatment on the hot deformation behaviour of AA6082 alloy*, Journal of Materials Processing Technology Vol. 153–154, 2004. pp. 881–885.
- [124] Yibo, P., Gang, W., Tianxing, Z., Shangfeng, P., Yiming, R.: *Dynamic Mechanical Behaviors of 6082-T6 Aluminum Alloy*, Hindawi Publishing Corporation Advances in Mechanical Engineering, 2013
- [125] Kugler, G., Knap, M., Palkowski, H., Turk, R.: *Estimation of activation energy for calculating the hot workability properties of metals*, Metalurgija Vol.43, 2004. pp. 267-272.
- [126] Balogh, A., Dukáti, F., Sallay, L.: *Minőségellenőrzés és megbízhatóság*, Műszaki könyvkiadó, 1980, pp. 167-512.
- [127] Li, J.: *The effect of microstructure and texture on high cycle fatigue properties of Al alloys*, University of Kentucky, Doctoral Dissertations, Paper 522, 2007.
- [128] Ericsson, M.: *Fatigue strength of friction stir welded joints in aluminium*, Doctoral Thesis. Department of Materials Science and Engineering, Royal Institute of Technology, Stockholm, 2005.
- [129] Keller, G.: *Statistics for Management and Economics*, Cengage learning, 2014, appendix B-24, ISBN: 978-1-285-42545-0
- [130] Balogh, A.: *A tárolt energiájú súrlódásos hegesztés termikus- és mechanikai jellemzőinek hatása a hegesztett kötés tulajdonságaira*, Egyetemi doktori értekezés. Nehézipari Műszaki Egyetem, Miskolc, 1975. pp. 1-135.
- [131] Balogh, A.: *A dörzshegesztés folyamatjellemzői és alkalmazásuk optimális kötéstulajdonságok elérésére. (Process Variables of Friction Welding and their Application to Achieve Optimal Joint Properties)*, PhD. értekezés. Miskolci Egyetem, 1995. pp. 1-40.

A DISSZERTÁCIÓHOZ KAPCSOLÓDÓ JELENTŐSEBB PUBLIKÁCIÓK**IDEGEN NYELVŰ**

- (1) Török, I., Balogh, A., Juhász, K., Meilinger, Á.: *Main characteristics of fusion and pressure welding of aluminium alloys*, Production processes and systems, vol. 5., 2012, pp. 91 - 106, ISSN: 1786-7983
- (2) Meilinger, Á., Török, I.: *The importance of friction stir welding tool*, Production processes and systems vol. 6., 2013, pp. 25-34. ISSN: 1786-7983
- (3) Lukács, J., Meilinger, Á.: *Behaviour of friction stir welded joints made out of two aluminium alloys under cyclic loading conditions*, Advanced Material Research, vols. 891 - 892, 2014, pp. 1463 - 1468, ISSN: 1662-8985
- (4) Meilinger, Á., Török, I.: *Effect of temperature field and pressure force on the inhomogeneity of 5754-H22 and 6082-T6 FSW joints*, Materials Science Forum, vols. 794 - 796, 2014, pp. 377 - 382 ISSN: 1662-9752
- (5) Lukács, J., Meilinger, Á.: *Behaviour of AlMg3 base material and its friction stir welded joints under cyclic loading conditions*, Materials Science Forum, vol. 812, 2015. pp. 155-160.
- (6) Meilinger, Á., Török, I.: *The effect of welding heat cycle to the properties of friction stir welded joints*, Production processes and systems, vol 7., 2014, ISSN 1786-7983, pp. 19-30.
- (7) Meilinger, Á., Török, I.: *Characteristics of tools of friction stir welding, 13th International Conference on Tools*, Miskolc, Hungary, 27-28. March 2012. ISBN: 978-963-9988-35-4, pp. 231 - 236
- (8) Meilinger, Á., Török, I.: *Application and development opportunities of friction stir welding*, Multiscience-XVI. microCAD International Multidisciplinary Scientific Conference, University of Miskolc, 29-30. March 2012., Paper M4, ISBN: 978-963-661-773-8.
- (9) Meilinger, Á., Török, I.: *Investigations on material flow with different tool design at friction stir welding*, Multiscience-XVII. microCAD International Multidisciplinary Scientific Conference, University of Miskolc, 21-22. March 2013. Paper M4 ISBN: 978-963-358-018-9
- (10) Meilinger, Á.: *Finite element modeling of friction stir welding*, Multiscience-XXVIII. microCAD International Multidisciplinary Scientific Conference, University of Miskolc, 10-11 April 2014. Paper D3, ISBN: 978-963-358-051-6

- (11) Meilinger, Á., Török, I.: *Investigation of dynamic recrystallization during friction stir welding*, Young welding Professionals International Conference YPIC, Budapest, Hungary, 2015, poster
- (12) Meilinger, Á., Török, I.: *Investigations of dynamic recrystallization on the root side of FSW joints*, Multiscience-XXX. microCAD International Multidisciplinary Scientific Conference, University of Miskolc, 21-22. April 2016. Paper D2_4, ISBN: 978-963-358-113-1

MAGYAR NYELVŰ

- (13) Meilinger, Á., Török, I.: *A lineáris dörzshegesztés alkalmazása alumíniumötvözetek hegesztésénél*, GÉP LXIII. évf. 1. szám, 2012. pp. 7-10 ISSN: 0016-8572.
- (14) Meilinger, Á., Török, I.: *A technológiai paraméterek hatásainak vizsgálata lineáris dörzshegesztésnél*, GÉP LXIII. évf. 11. szám, 2012. pp. 29-32 ISSN: 0016-8572.
- (15) Meilinger, Á.: *A lineáris dörzshegesztés és alkalmazásai*, Hegesztéstechnika 23. évf. 1. szám, 2012 pp: 21-23, ISSN: 1215-8372.
- (16) Meilinger, Á.: *A lineáris dörzshegesztés technológiai paramétereinek megválasztása*, Hegesztéstechnika, 23. évf. 2. szám, 2012 pp: 27-30, ISSN: 1215-8372.
- (17) Meilinger, Á.: *A lineáris dörzshegesztés összehasonlítása AWI és AFI eljárásokkal alumínium hegesztésénél*, Hegesztéstechnika, 23. évf. 3. szám, 2012 pp. 39-42 ISSN: 1215-8372.
- (18) Meilinger, Á.; Török, I.: *A lineáris dörzshegesztéssel készült kötés kialakulása, szerkezete*, Hegesztéstechnika 24. évf. 4. szám, 2013 pp. 35-38. ISSN: 1215-8372.
- (19) Meilinger, Á.; Lukács, J.: *Két alumíniumötvözet lineáris dörzshegesztéssel készült kötéseinek viselkedése ismétlődő igénybevétel esetén*, Gép LXIV 8. szám pp. 25-30. ISSN: 0016-8572.
- (20) Meilinger, Á., Török, I.: *A technológiai paraméterek és a szerszámkialakítás megválasztása alumíniumötvözetek lineáris dörzshegesztésénél*, XX. Nemzetközi Gépészeti Találkozó (OGÉT), Kolozsvár, 2012.04.19-2012.04.22. pp. 298 – 301, ISSN: 2068-1267.
- (21) Meilinger, Á., Török, I.: *A technológiai paraméterek hatása a lineáris dörzshegesztéssel készült varrat tulajdonságaira*, 26. Hegesztési Konferencia, Óbudai Egyetem, 2012.05.10-2012.05.12. pp. 271 – 276, ISBN: 978-615-5018-28-2.
- (22) Meilinger, Á., Török, I.: *Szerszámfejlesztés alumíniumötvözetek lineáris dörzshegesztéséhez*, XXI. Nemzetközi Gépészeti Találkozó (OGÉT), Arad, 2013. 04. 25- 2013.04.28. pp. 278 - 281 ISSN: 2068-1267,

- (23) Meilinger, Á.: *Nagyszilárdságú alumíniumötvözetek lineáris dörzshegesztéssel készült kötéseinek tulajdonságai*, 27. Hegesztési Konferencia, Óbudai Egyetem, 2014.05.22-2014.05.24. pp.435 – 443, ISBN: 978-963-08-8585-0.
- (24) Meilinger, Á., Török, I.: *Új szemlélet a lineáris dörzshegesztés technológiai paramétereinek optimalizálásában*, XXII. Nemzetközi Gépészeti Találkozó (OGÉT), Nagyszében, 2014. 04. 24- 2014.04.27. pp. 248 – 251, ISSN: 2068-1267.
- (25) Balogh, A., Dobosy, Á., Frigyik, G., Gáspár, M., Kuzsella, L., Lukács, J., Meilinger, Á., Nagy, Gy., Pósalaky, D., Prém, L., Török, I., : *Hegeszthetőség és a hegesztett kötések tulajdonságai*, Miskolci Egyetem, 2015, ISBN: 978-963-358-081-3, pp. 1-324.
- (26) Meilinger, Á., Török, I.: *Lineáris dörzshegesztéssel készült kötések jellemzői kisciklusú fárasztó igénybevétel esetén*, GÉP LXVII. évf. 1. szám, 2016, ISSN: 0016-8572
- (27) Meilinger, Á., Török I.: *A lineáris dörzshegesztett kötések kisciklusú fárasztó igénybevétellel szembeni ellenállása*, 28. Hegesztési Konferencia, Dunaujvárosi Egyetem, 2016. 05.26-2016.05.28.

MELLÉKLETEK

- M1** Az alumíniumötvözetek jelölési rendszere
- M2** Az 5754-H22 alapanyag műbizonylata
- M3** A 6082-T6 alapanyag műbizonylata
- M4** A lineáris dörzshegesztésnél alkalmazott szerszám tervezése
- M5** A gyökoldali hűtés megoldása
- M6** Keménységmérési eredmények a gyökoldali hűtés alkalmazásával
- M7** A kezdeti dinamikus újrakristályosodási vizsgálatok paraméterei és mérési eredményei
- M8** Az újrakristályosodási vizsgálatok paraméterei és mérési eredményei
- M9** A kisciklusú fárasztó próbatestek kimunkálásának helyei
- M10** A kisciklusú fárasztási eredményeket közelítő függvények paraméterei

M1. Az alumíniumötvözetek jelölési rendszere

Európában és Amerikában is egységes jelölési rendszer alakult ki az alumíniumötvözetekre vonatkozóan, mely szerint 8 csoportot lehet megkülönböztetni:

- Színalumínium (1xxx),
- Al-Cu ötvözetek (2xxx),
- Al-Mn ötvözetek (3xxx),
- Al-Si ötvözetek (4xxx),
- Al-Mg ötvözetek (5xxx),
- Al-Mg-Si ötvözetek (6xxx),
- Al-Zn ötvözetek (7xxx),
- Egyéb ötvözetek, például a Li ötvöztetésű alumínium ötvözetek (8xxx);

A számjelölés mellett egy kezeltségi állapotot mutató jelölést is szükséges alkalmazni ezen alumíniumötvözeteknél. Ezeket a jelöléseket mutatja be az M1.1. táblázat:

M1.1. táblázat. Az alumíniumötvözetek kezeltségi állapotainak jelölései

Jel	Jelentés
F	Gyártási állapotú ötvözet
O	Lágyított állapotú ötvözet
H	Alakítással keményített állapotú ötvözet
W	Homogenizált állapotú ötvözet
T	Nemesített állapotú ötvözet

A felsorolt betűjeleket 1, 2 vagy 3 szám követi, ami további részleteket ír le a kezeltségi állapotról. Az M1.2. és M1.3. táblázat ezeket a részleteket ismerteti az alakítással keményített ötvözeteknél:

M1.2. táblázat. Az alakítható alumíniumötvözetek kezeltségi állapotainak részletezése

Jel	Jelentés
H1x	Az alapanyag alakítással keményített hőkezelés nélkül.
H2x	Az alapanyag alakítással keményített, majd részben lágyított.
H3x	Az alapanyag alakítással keményített és stabilizált.
Hx2	Negyed-kemény állapotú
Hx4	Fél-kemény állapotú
Hx6	Háromnegyed-kemény állapotú
Hx8	Teljesen kemény állapotú.

M1.3. táblázat. A nemesíthető alumíniumötvözetek kezeltségi állapotainak részletezése

Jel	Jelentés
T1	Az alapanyag gyártási hőmérsékletéről lehűlve természetesen öregített.
T2	Az alapanyag gyártási hőmérsékletéről lehűlve hidegen alakított, majd természetesen öregített.
T3	Oldó izzítást követően hidegen alakított, majd természetesen öregített.
T4	Oldó izzítást követően természetesen öregített.
T5	Az alapanyag gyártási hőmérsékletéről lehűlve mesterségesen öregített.
T6	Oldó izzítást követően mesterségesen öregített.
T7	Oldó izzítást követően „túlöregített” (csökkent szilárdsági tulajdonságok).
T8	Oldó izzítást követően hidegen alakított, majd mesterségesen öregített.
T9	Oldó izzítást követően mesterségesen öregített, majd hidegen alakított.
T10	Az alapanyag gyártási hőmérsékletéről lehűlve mesterségesen öregített, majd hidegen alakított.

M2. Az 5754-H22 alapanyag műbizonylata

Inspection certificate DIN EN 10204 3.1
 Certificate No.0000401044/ 001
 Page 1 / 1

Hydro Aluminium
 Rolled Products



Plant Hamburg

Hydro Aluminium Rolled Products GmbH, Aluminiumstraße, D-21129 Hamburg ThyssenKrupp Ferroglobus ZRt. Körvasut sor 110 H-1158 BUDAPEST	Packing List No./Position	1450231959 000010
	Order-No./Pos./Custo.-No.	494442/ 000010/ 118349
	Customer order No.	FGS-5400058082 05.06.2012
	Material-No.	85700671
	Alloy	5754
	Temper	H22
	Dimensions (Th. x W x L)	6.000 x 1.000.00 x 2.000.00 mm

Technical Requirements DIN EN 485-2+ 4 , DIN EN 515 , DIN EN 573-3	Sales text S575400600A02
---	-----------------------------

Batch Traceability

Origin	Package-No.	Cast Batch No.	Checkpoint	Master ID	Weight [kg]	No. of Pieces
801330012	80133002	810401902012	801330011	914445	1.050	33
801330013	80133003	810401902012	801330011	914445	1.050	33
797951016	79795106	1002471302012	797951011	977329	638	20

Inspection Results

Checkpoint	Results				
	Thickness mm	Rm MPa	Rp0,2 MPa	A50 (2') %	
min.	5.800	220	130	10,0	
max.	6.000	270			
797951011	5.959	241	180	17,0	
801330011	5.951	234	180	15,2	

Chemical Composition (wt.%) of Batch(es)

Alloy:5754 Cast Batch No.	Si %	Fe %	Cu %	Mn %	Mn+ Cr %	Mg %	Cr %	Zn %	Ti %
min.	-	-	-	-	0.10	2.6	-	-	-
max.	0.40	0.40	0.10	0.50	0.6	3.6	0.30	0.20	0.15
100247130 2012	0.15	0.34	0.03	0.30	0.33	2.9	0.03	0.01	0.01
81040190 2012	0.24	0.36	0.05	0.31	0.35	2.8	0.04	0.03	0.02

OM-System accredited to ISO/TS 16949 DIN EN ISO 14001 and DIN EN ISO 9001 We hereby certify, that the material described above has been tested and complies with the terms of the order contract. Dimension & surface inspec. without complaints This inspection certificate has been printed by computer system.		inspection representative	A. Witz
		Sign	WAH2
		Plant	Hamburg
		place of issue	Hamburg 21.08.2012

ThyssenKrupp Ferroglobus Zrt.
 Szabó Zsuzsanna
 Miskolc Telep

M3. A 6082-T6 alapanyag műbizonylata



Constellium Valais SA
Extrusions and Automotive Structures
CH-3960 Sierre
Switzerland

Bestellungsreferenzen

STADLER PANKOW GMBH

LESSINGSTR. 102
DE-13158 BERLIN

Ihre Bestellung 526680 + 526652 FLIR-000300
Bestellungsdatum 14.12.2011
Projekt Flirt Rosenheim

EN AW 6082 T6

Spezifikationen BU_1155438-b | EN 573-3
Grenzmasse und Form nach EN 755-9
Mechanische Eigenschaften EN 755-2
Zeichnung Nr.
Kundenartikel 0606657 / 6-TEILER / 526652
Bestellte Länge (mm) 1'000
Bestelltes Gewicht (kg) 14'813
Stückanzahl 560

Abnahmeprüfzeugniss

nach EN 10204-3.1
Nr. 253466-2534661
Ausgabedatum 02/04/2012
Version 1

Kunden Nr. 604339
Unsere Bestätigung 133543 - 680
Lieferschein 0080219102
Kontaktperson Verkauf Nicole Hauser
+41 44 438 66 19

Profil NR P60081
Artikel Nr. P60081
Losnummer 2534661

Gewicht (kg) 3'515
Stückanzahl 133

Chemische Zusammensetzung nach : EN 573-3

Abguss Nr.	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti	Pb				
Meßeinheit	%	%	%	%	%	%	%	%	%	%				
Min.	0.7			0.40	0.6									
Max.	1.3	0.50	0.10	1.0	1.2	0.25	0.05	0.20	0.10	0.01				

Ermittelte Werte

20616331	1.1	0.19	0.02	0.46	0.6	0.08	0.00	0.03	0.03	0.00				
----------	-----	------	------	------	-----	------	------	------	------	------	--	--	--	--

Festigkeits- und technologische Eigenschaften nach : EN 755-2

Probe Nr.	Rm/Long	Rp0,2/Long	A50(mm)/Long	HB				
Meßeinheit	MPa	MPa	%	HB				
Min.	290	250	6					
Max.								

Ermittelte Werte

1 - T6	319	282	19	103				
3 - T6	305	266	22	97				
4 - T6	292	254	19	91				

Grenzmasse und Form nach : EN 755-9

Länge	Ermittelter Wert										
1000 (+8 / -0)	1004										
Messpunkte											
Messpunkt	P1	P2	P3	P4	P9	Q12	Q13	Q14			
Variable	Masse H	Masse H	Masse H	Masse H	Gew/m	GeraVerw	Ebenheit	Oberfl			
Nominalwert	89.5	90.0	393.0	10.25	26.45	0	0	3			
Meßeinheit	mm	mm	mm	mm	Kg/m	mm/m	mm	NQ			
Tol +	+0.2	+0.6	+2.5	+0.25	28.57	+1	+2	+0			
Tol -	-0.6	-0.2	-2.5	-0.25		-0	-0	-0			
<i>Ermittelte Werte</i>											
1 - A	89.0	89.9	392.5	10.30	26.78	OK	OK	OK			
1 - E	89.1	90.0	392.4	10.30	27.01	OK	OK	OK			
2 - A	89.1	90.1	393.1	10.25	26.47	OK	OK	OK			

Wir bestätigen dass, die oben genannten Produkten den Vereinbarungen der Bestellung entsprechen.

Eine Liste über die Bedeutung der Abkürzungen ist auf Anfrage erhältlich.

Dieses Dokument wurde automatisch erstellt und benötigt keine persönliche Unterzeichnung.

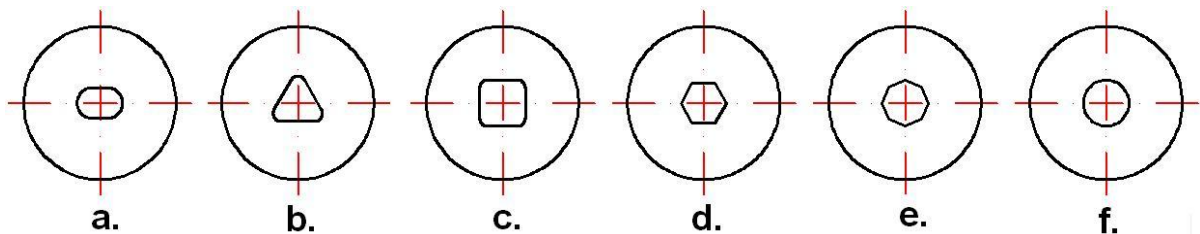
Qualitätsdienst
Olivier Hiroz
olivier.hiroz@constellium.com

M4. A lineáris dörzshegesztésnél alkalmazott szerszám tervezése

M4.1. A szerszám okozta anyagterfogat mozgás vizsgálata

M4.1.1. Tipizált szerszámok

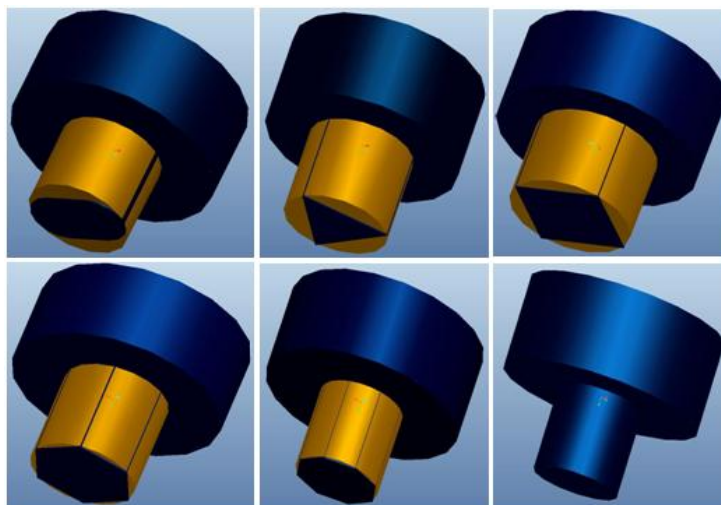
A megmozgatott anyagterfogat vizsgálatára, meghatározására különböző kialakítású szerszámokkal végeztünk kísérleteket annak bemutatására. Ezeket a szerszámokat valamilyen elv szerint érdemes tipizálni. Ez az elv vonatkozhat a váll és a tű részre is, azoknak alakjára, főbb méreteire, vagy éppen a minimális eltérésekre. Jelen esetben célszerű volt először a nagyobb mértékű eltérésekre összpontosítani, ez pedig a szerszám tű részének a keresztmetszete volt, pontosabban fogalmazva a tű élének a számát változtattam meg. Ebből az elvből kiindulva készítettünk „2”, 3, 4, 6, 8 élű tüket, illetve egy „végtelen” élű kör keresztmetszetűt is. Természetesen a „2” élű szerszámnál figyelembe kellett venni a fellépő erőhatásokat, így egy kicsit speciális alakú lett a szerszám. Ezeket a tű kialakításokat szemlélteti az M4.1. ábra:



M4.1. ábra. A tipizált tű kialakítások kontúrvonalai

a.) „2” élű, b.) 3 élű, c.) 4 élű, d.) 6 élű, e.) 8 élű, f.) „végtelen” élű tű

Az anyagáramlás egyenletes biztosításához kisebb lekerekítéseket volt célszerű alkalmazni a tű élén. A jobb összehasonlíthatóság érdekében érdemes volt mérőszámként alkalmazni a megmozgatott anyag térfogatát. Mivel a tű éle a forgás során egy kört ír le, ezért a megmozgatott térfogat meghatározható. Az M4.2. ábra szemlélteti a tipizált szerszámokat (kék színben) és az általuk megmozgatott anyagterfogatokat (sárga színben).



M4.2. ábra. A megmozgatott anyagterfogat mennyiségének szemléltetése a tipizált szerszámok esetén

A meghatározott anyagtérfogatokat az M4.1. táblázat foglalja össze:

M4.1. táblázat. A megmozgatott anyagtérfogat

Élek száma	Megmozgatott anyagtérfogat (mm ³)
2	84
3	220
4	116
6	18
8	8
∞	0

Az adatokból megállapítható, hogy a 3 élű szerszám mozgatja meg a legnagyobb anyagtérfogatot, így ez okozza a legnagyobb mértékű anyagáramlást is. A hengeres kialakítású tű a legkisebb anyagáramlást eredményezi.

M1.1.2. Anyagáramlási kísérletek

A kísérlet megtervezésénél az elsődleges szempont természetesen az volt, hogy valamilyen módon a hegesztés után kimutathatók legyenek az anyagáramlási viszonyok. Ha két azonos minőségű anyagot hegesztünk össze, akkor csak csekély mértékben vagy egyáltalán nem lehet következtetni ezen viszonyokra utólag. Van lehetőség vegyes kötés készítésére is, de az valójában csak az egyik oldalon történő áramlást mutatja meg tisztán, pedig az áramlási viszonyok nem azonosak a varrat két oldalán, úgyhogy ez sem ad megbízható eredményt. A választás egy harmadik lehetőségre esett, ami két A199,5 minőségű, 6 mm falvastagságú lemez közé egy nagyon vékony (0,035 mm) vastagságú réz fólia elhelyezését jelentette. Tehát a réz fólia pontosan az illesztési vonalon van, és a szerszám középvonala egy síkba esik a fólia vonalával, az így előkészített lemez látható a M4.3. ábrán:



M4.3. ábra. Réz fóliás kísérletekhez előkészített lemez

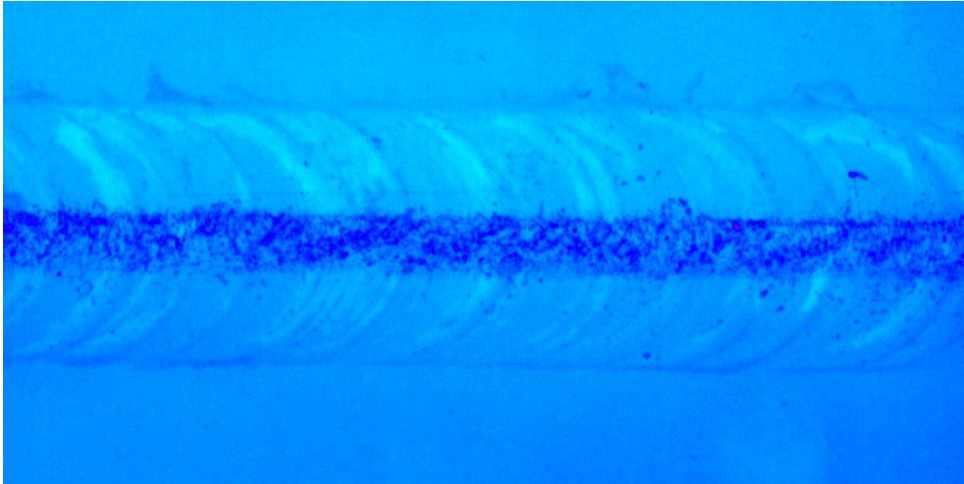
A kísérlet csak akkor vezet pontos eredményhez, ha a különböző szerszámgeometriákhoz azonos technológiai paraméterek tartoznak, így a fordulatszámot 1250/perc-re, a hegesztési sebességet pedig 125 mm/perc-re választottam, és ezekkel a paraméterekkel készült a hat különböző szerszámmal a hat kötés.

M4.1.3. A próbadarabok vizsgálata

A kísérletek során elkészült próbadarabok minősége nem kiváló, de nem is ez volt a cél, arra törekedtem ugyanis, hogy a réz fólia elkeveredjen a kötés mentén. A próbadarabokat érdemes

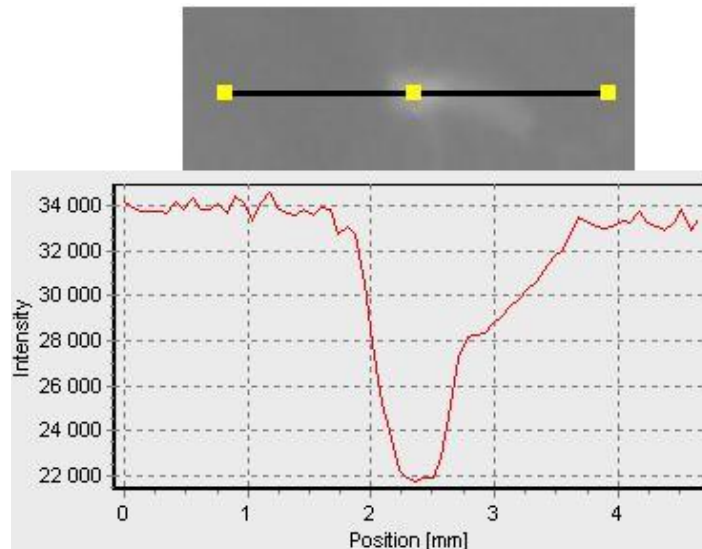
vizsgálni hosszanti irányban és a keresztmetszet mentén egyaránt. Az előbbi röntgenvizsgálattal értékeltem ki, az utóbbihoz pedig makrocsiszolatokat készítettünk.

A röntgenvizsgálathoz digitális röntgen berendezést használtunk, egyrészt a jó minőség elérése érdekében, másrészt a digitális röntgen kép vizsgálatához külön szoftver tartozik, amely jelentősen megkönnyíti a kiértékelést és számos hasznos kiegészítő funkcióval rendelkezik. Ilyen kiegészítő funkció például, hogy az elkészült képeken lehet állítani a kontrasztot, a színárnyalatot, stb., melyek segítségével jobban láthatóvá válik az adott eltérés. Erre mutat példát az M4.4. ábra, ahol egy réz fóliát keveredett be a kötésbe, melyeket a sötétebb kék részek mutatnak:



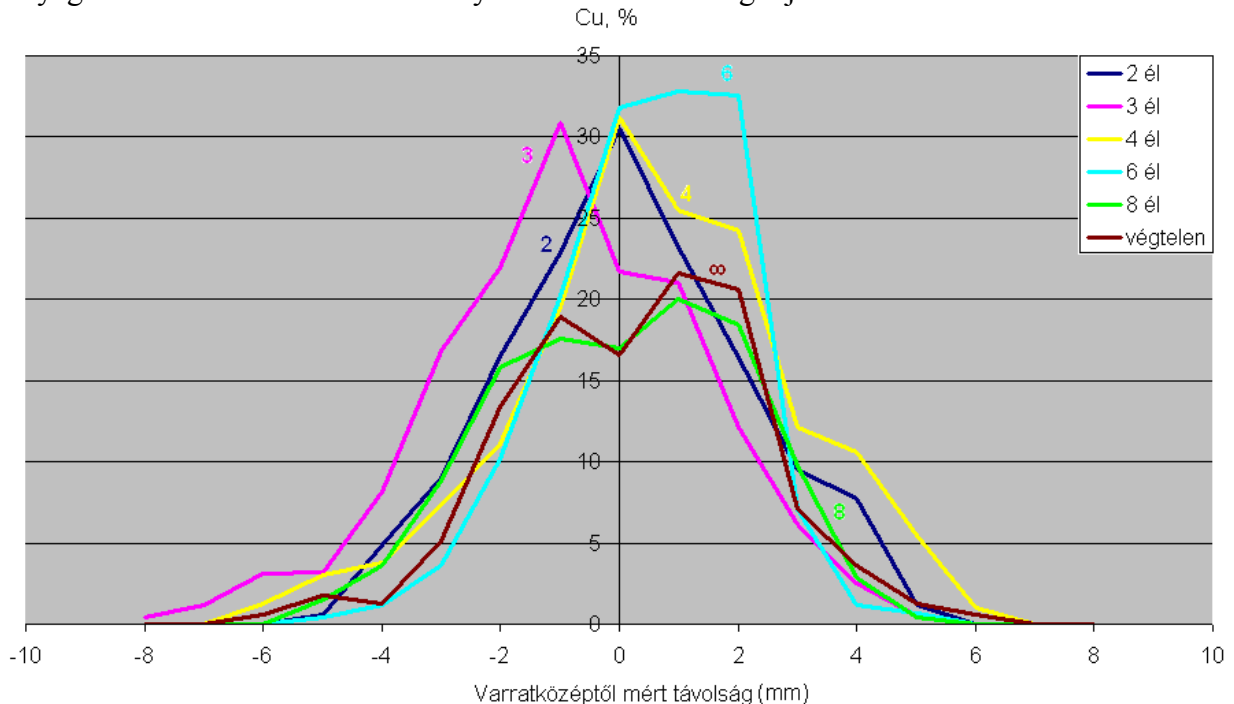
M4.4. ábra. Réz fóliával készült kötés röntgen felvétele

Az ábrán jól látható, hogy a kötés keresztmetszete mentén jelentősen változik a réz sűrűsége, illetve eloszlása is. A különböző szerszámkialakításoknál más-más sűrűség és eloszlás tapasztalható. Egy keresztmetszeti csiszolat csak egy bizonyos pontban tudja megmutatni a réz eloszlását, ami változhat a hosszanti irányban, így a biztos eredmény érdekében hosszanti irányban is szükséges vizsgálni. Ezért a varrat középvonalától mérve jobb- és baloldalra 1 – 1 mm osztásközönként összegeztem a réz mennyiségét 100 mm hosszban. Ebben szintén nagy segítségemre volt a digitális röntgen szoftvere, ami képes arra, hogy egy adott vonal mentén a röntgensugár elnyelődésének mértékét diagramon ábrázolja, amire az M4.5. ábra mutat példát. Az ábrán jól látható, hogy a réz elnyelődésének értéke jelentősen különbözik az alumíniumétól, így viszonylag nagy biztonsággal meg lehet határozni, hogy hol van réz és hol alumínium.



M4.5. ábra. A röntgensugár elnyelődés értékének ábrázolása (Al, Cu)

Az ismertetett módon mind a 6 varratot megvizsgáltam. A réz mennyiségét viszonylag pontosan meg lehet határozni abból, hogy 100 mm-ből hány mm olyan szakasz van, amelynek lényegesen kisebb az elnyelődése, mint az alumíniumé. Az összesített értékeket keresztmetszeti irányban összesítve jól láthatóvá válik, hogy a kötés melyik részére mennyi réz jutott, illetve az adott szerszámgeometria mennyire tudta széthordani a rezet. Minél nagyobb távolságokban található réz, illetve a középvonaltól minél távolabb található a legtöbb réz, annál nagyobb mértékű az anyagáramlás. A kísérletek eredményeit az M4.6. ábra foglalja össze:



M4.6. ábra. A réz eloszlása a keresztmetszet mentén különböző szerszámokkal készített kötésekben

Az ábrából látható, hogy a 3 élű szerszámnál volt a legnagyobb az anyagáramlás mértéke és a henger alakú szerszámnál pedig a legkisebb.

A röntgenvizsgálaton kívül makrocsiszolatokat is készítettünk, és az M4.7. ábrán láthatóak a fentiekben kielemezett réz darabok. Ezen kívül az is látszik, hogy meglehetősen sok réz került a varrat koronaoldalára, ami egyértelműen a vertikális anyagáramlás bizonyítéka.



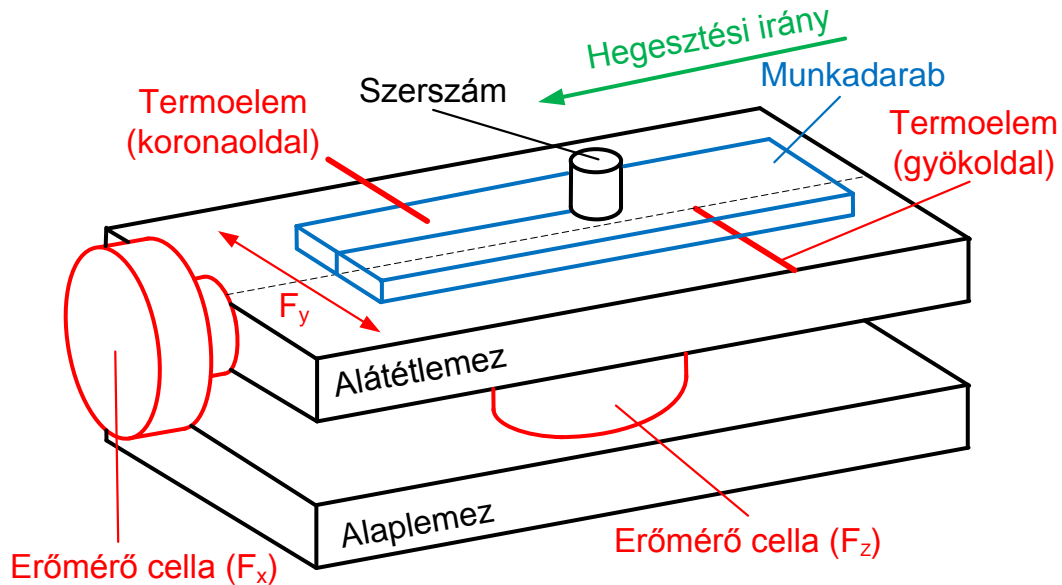
M4.7. ábra. Példa a makrovizsgálat eredményére

A kísérletekből egyértelműen kiderült, hogy a szerszám tű éleinek száma alapvetően befolyásolja az anyagáramlás mértékét. A bemutatott kísérletek alapján a három élű tű okozta a legnagyobb anyagáramlást. Ezzel a kialakítással viszont együtt jár az, hogy nagyobb a szerszám igénybevétele és ezzel együtt a szerszámtörés veszélye, továbbá a hegesztési sebesség csökkentésével is számolni kell. Ezeknek az értékét további kísérletek során határoztam meg.

M4.2. A szerszámra ható erők vizsgálata

Szerszámtervezésnél a szerszámra ható erőket is figyelembe kell venni. Ez kifejezetten igaz a gyakorlatban használatos nagyobb szilárdságú alumíniumötvözetek hegesztésénél. Az erők közül (melyeket a 2.8. ábrán szemléltetünk) az F_z a legnagyobb, amely a sajtolóerőt szolgáltatja, de alapvetően nem ez felel az esetleges szerszámtörésért. Az F_y irányú erő a legkisebb értékű és a forgástól függően két irányban is hat. Szimmetrikus szerszámkialakításnál elenyésző szerepe van. Az F_x irányú erő adja a jelentős szerszámterhelést, értéke rendszerint az F_z és az F_y között van.

A hőmérséklet mérése szintén fontos, leginkább a varrat gyök oldalán, hiszen a szerszám válla által létrehozott súrlódási hőnek egy kisebb része jut el a gyökig, így a gyök oldalon kötésihiba léphet fel, valamint a kevésbé felmelegített anyag hegesztése nagyobb erőhatásokkal jár. A koronaoldalon is hasznos a hőmérséklet mérése hegesztés közben, hiszen jól szemlélteti a szerszám vállának hatását, esetleges módosításokról adhat adatokat. A koronaoldali hőmérsékletmérés meglehetősen nehézkes a rossz hozzáférhetőség miatt. Ezen vizsgálatokhoz egy speciális mérőberendezést készítettünk, amely összeállítása az M4.8. ábrán látható:



M4.8. ábra. Az erőhatások és a hőmérséklet mérésére szolgáló mérőeszköz

A készülék tehát méri a korona- és gyökoldali hőmérsékletet, valamint az F_x és F_z erőket (az F_y erő méréséhez át kell szerelni az egyik erőmérő cellát, ugyanis a nagy erőhatások miatt érdemlegesen nem lehet mérni a 3 erőt egyszerre). A mérőberendezés 0,1 másodpercenként menti el az adatokat, és az idő, illetve az elmozdulás függvényében diagramon lehet ábrázolni az eredményeket.

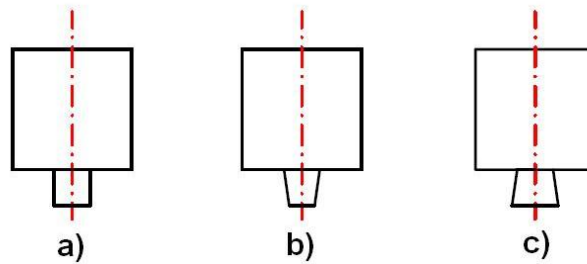
A kísérletek során az F_x irányú erőt mértem az előzőleg ismertetett tipizált szerszámgeometriákkal. A szerszám törés veszélye miatt csak nagyon lágy Al99,5 alapanyagon lehetett elvégezni a méréseket. Az eredményeket a M4.2. táblázat foglalja össze:

M4.2. táblázat. Erőmérési eredmények

Élek száma	F_x erő átlagértéke
2	297 N
3	301 N
4	346 N
6	289 N
8	276 N
végtelen	162 N

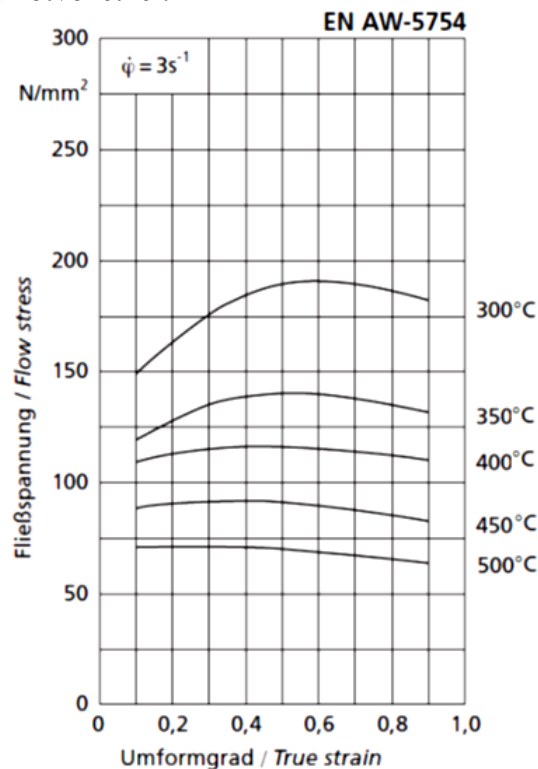
A hegesztés során a szerszámra ható erő értéke nem konstans, hanem bizonyos határok között változik, ezért vettem az átlagértékeket. A táblázatból látható, hogy a négy élű szerszámnál volt a legnagyobb az F_x erő értéke, és ahogy nőtt az élek száma, úgy csökkent a szerszám igénybevétele is. Tehát egyértelműen kimutatható, hogy az anyagáramlás során megmozgatott anyagterefogat jelentősen befolyásolja a szerszámra ható erőt.

Az erőn kívül a kísérletek során mértem a gyökoldali hőmérsékletet is, egy hengeres, egy csonka kúp és egy inverz csonka kúp tú alakú szerszámnál, ezen szerszámokat szemlélteti az M4.9. ábra:



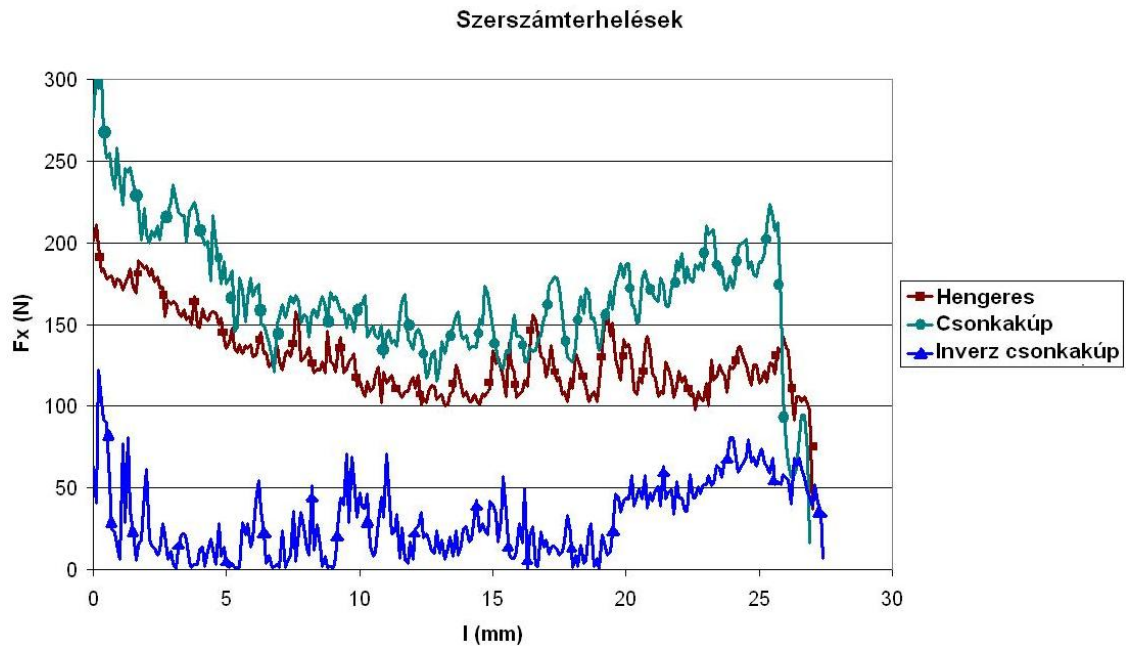
M4.9. ábra. Különböző tű kialakítások
 a) hengeres tű, b) csonka kúp alakú tű, c) inverz csonka kúp alakú tű

A gyökoldali hőmérsékletben jelentős különbségek adódtak a három szerszámnál: a hengeres kialakításnál a maximális hőmérséklet $352\text{ }^{\circ}\text{C}$, a csonka kúpnál $294\text{ }^{\circ}\text{C}$, míg az inverz csonka kúp alakúnál $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ volt. Ebben a hőmérsékletközben az alapanyag szilárdsága drasztikusan változik, így a szerszámtervezés szempontjából nagyon fontos, hogy mekkora gyökoldali hőmérsékletet tudunk elérni az adott szerszámmal. Az alapanyag szilárdságának hőmérsékletfüggését jól szemlélteti az M4.10. ábra, ami a folyási feszültség és az alakváltozás mértékét mutatja különböző hőmérsékleteken állandó alakváltozási sebességet alkalmazva, egy gyakran használt alumíniumötvözetnél.



M4.10. ábra. A hőmérséklet hatása a folyási feszültségre

Ez a gyökoldalon fellépő jelentős hőmérséklet különbség az F_x erő értékére is hatással van, amit további erőmérésekkel bizonyítható, melyek eredményeit az M4.11. ábra szemlélteti:

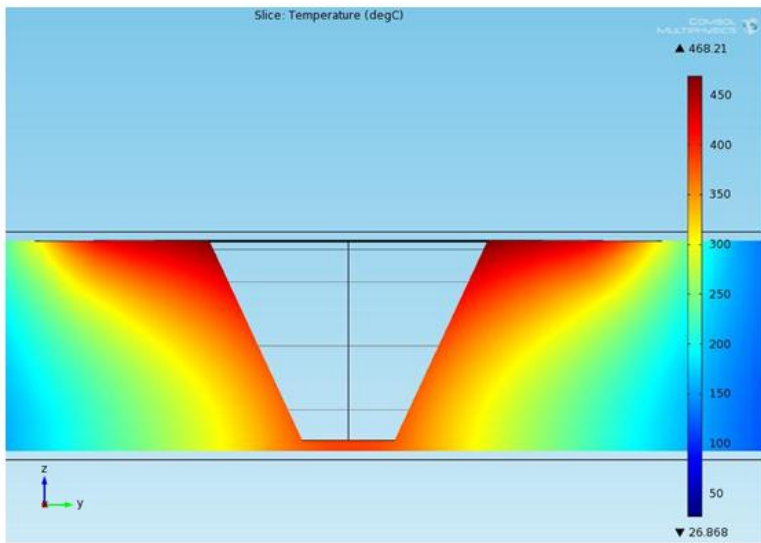


M4.11. ábra. Az F_x erő alakulása különböző tű kialakításoknál

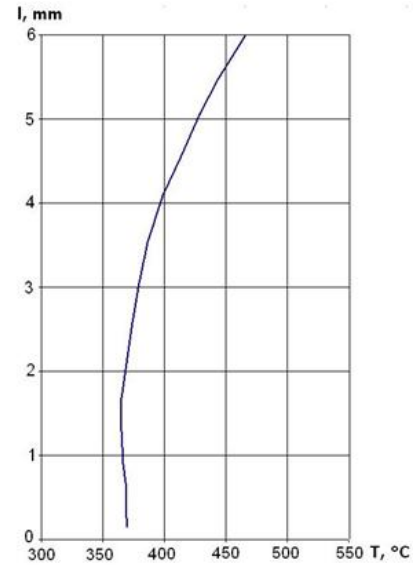
Tisztán látható, hogy a gyökoldali hőmérséklet növelése számottevően csökkenti a szerszámterhelést. Tehát a tűvég átmérőjének növelésével nő a gyökoldali hőmérséklet és csökken a szerszám igénybevétele, ami például egy robotizált rendszernél, ahol fontos a terhelőerő értéke, nagy előnyt jelenthet.

M4.3. Végeelemes modellezés alkalmazása lineáris dörzshegesztő szerszám tervezésnél

A hőmérsékletmérések során jelentős különbségeket tapasztaltunk a korona- és a gyökoldali hőmérsékletek között, a gyökoldalon akár 100 °C-al alacsonyabb hőmérséklet is lehetett. Ez azt is eredményezi, hogy a szerszám tű végénél jelentősebb erőhatások lépnek fel, valamint a falvastagság függvényében a kötés tulajdonságai különbözhetnek. Ebből adódóan olyan szerszámot terveztem, ami a lehető legkisebb hőmérsékletkülönbséget eredményezi a falvastagság mentén. Mivel az anyagban nem tudtuk mérni a hőmérsékletet, ezért végeelemes modellezést alkalmaztam a hegesztéskor keletkező hőmérsékletmező feltérképezésére. A modellezéshez a COMSOL Multiphysics szoftvert használtam. A modellezést több szerszámgeometrián is elvégeztem, a csonkakúp kialakítású szerszámmal végzett modellezés eredményét az M4.12. ábra szemlélteti:



a.)

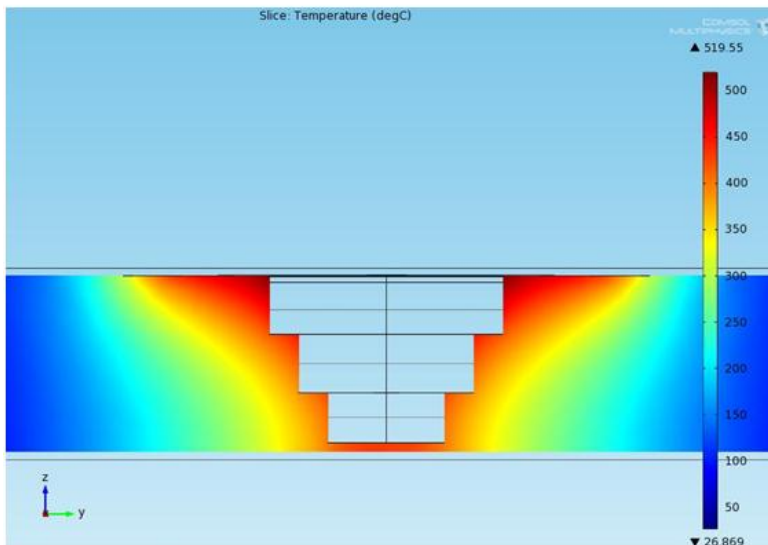


b.)

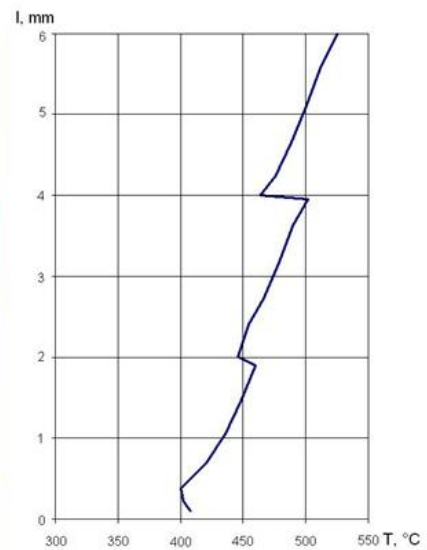
M4.12. ábra a.) Hőmérsékletmező a szerszám tő körül, b.) A tő palástján mért hőmérséklet értékek

Az ábrán is jól látszik, hogy kb. 100 °C különbség van a korona- és a gyökoldal között. A gyökoldali hőmérséklet 370 °C.

Az egyenletesebb hőmérsékleteloszlás érdekében egy lépcsős kialakítású szerszámot terveztem, amivel szintén modelleztem, az eredményt az M4.13. ábra szemlélteti:



a.)



b.)

M4.13. ábra. Hőmérsékletmező a szerszám tő körül, b.) A tő palástján mért hőmérséklet értékek

Az ábrából egyértelműen látszik, hogy a gyökoldali hőmérséklet nagyobb (412 °C), és egyenletesebb a hőmérsékleteloszlás az alapanyagban.

M4.4. A saját fejlesztésű szerszám

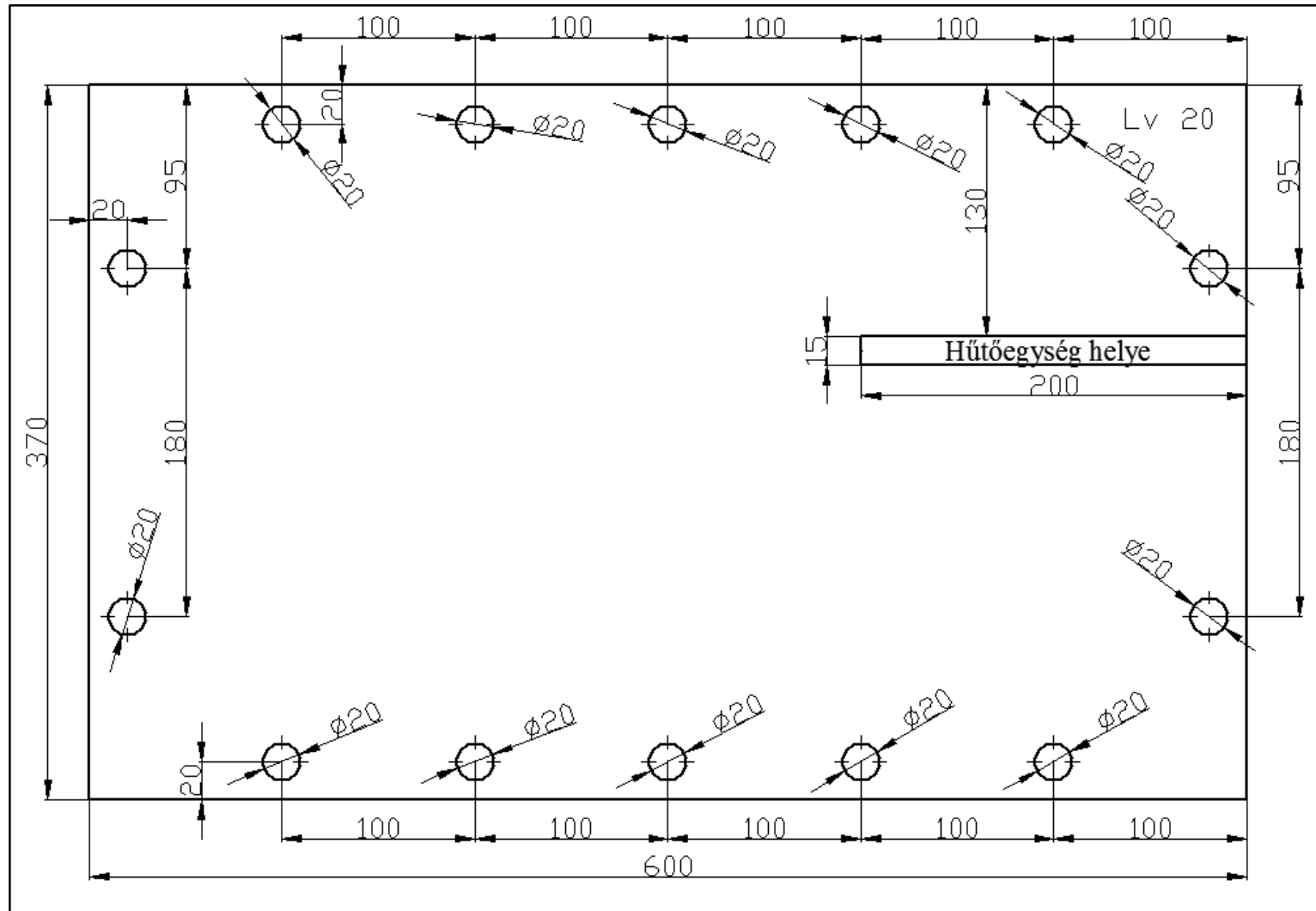
Az elvégzett vizsgálatokból az alábbi megállapítások tehetők:

- A szerszám tű éleinek száma jelentősen befolyásolja a megmozgatott anyagterfogatot, így az anyagáramlás mértékét is. Az él nélküli szerszámnál kisebb mértékű anyagáramlás figyelhető meg.
- A szerszámra ható erők tekintetében jelentős szerepe van az élek számának, a legnagyobb erőhatások a négy élű szerszámnál léptek fel, míg a legkisebb igénybevétele a hengeres kialakítású szerszámnak volt. Ezen kívül a gyökoldali hőmérséklet, és ezzel együtt a tűvég átmérő is befolyásolja az F_x erőt. Minél nagyobb a tűvég átmérője, annál nagyobb a gyökoldali hőmérséklet és annál kisebb az erőhatás.
- A végeselemes modellezés alkalmas arra, hogy a lineáris dörzshegesztés során kialakuló hőmérsékletmezőről információt adjon, így ennek segítségével egyenletesebb hőmérsékleteloszlást eredményező szerszámtervezésre nyílik lehetőség.

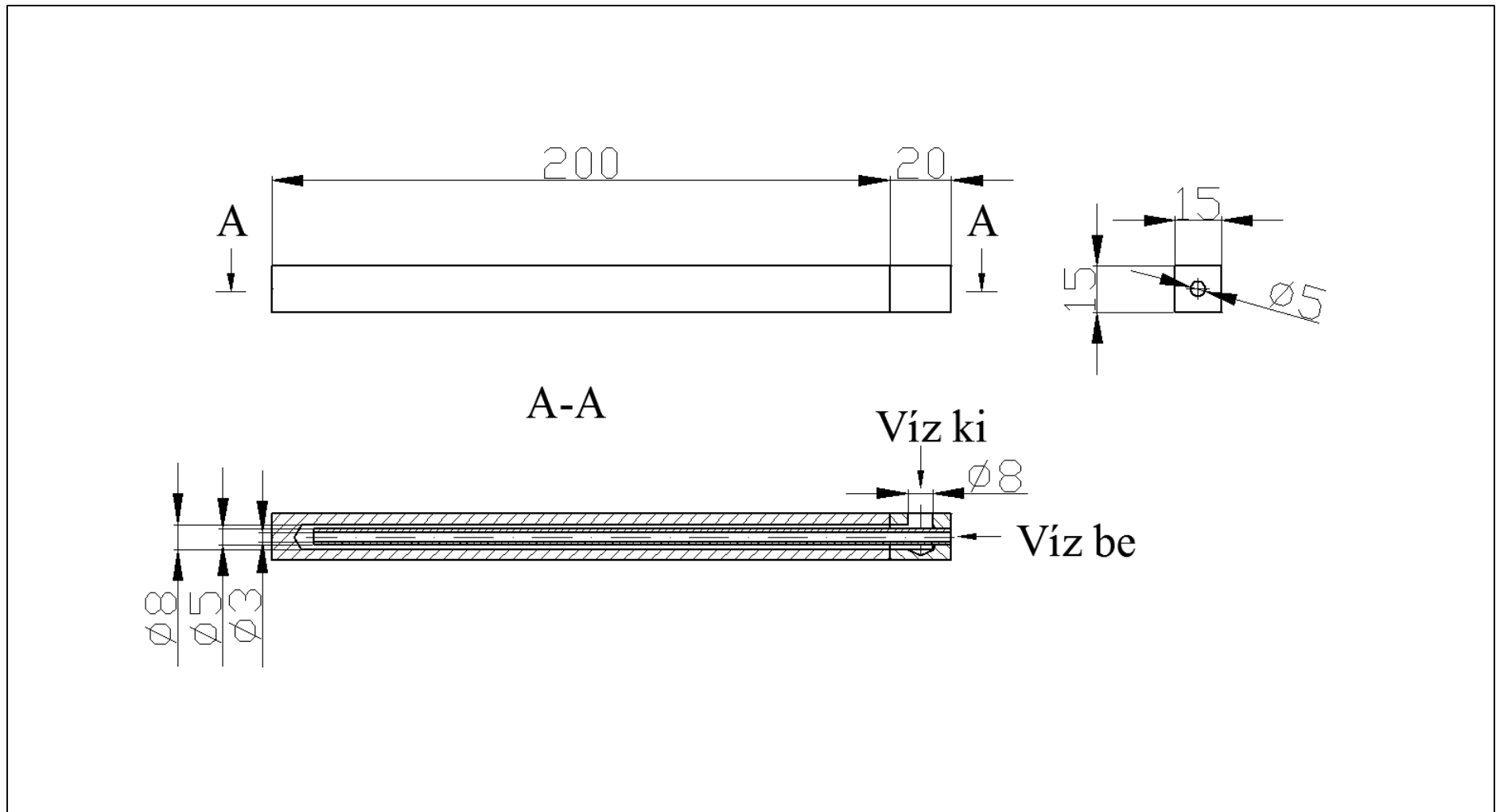
A végleges szerszám kialakításának az alábbiakat vettem figyelembe:

- Váll kialakítás: a konkáv váll használata volt értelemszerű, de ebben az esetben meg kell dönteni a szerszámot, ami falvastagság csökkenést, nagyobb sajtolóerőt, így nagyobb szerszámkopást okozott, tehát ez a kialakítás nem megfelelő. A kis falvastagság miatt a konvex váll szintén nem jöhetett szóba, így egyszerű lapos vállat választottam.
- Tű kialakítás: a választás a csonka kúp alakú, lépcsős kialakítású tűre esett az egyenletesebb hőmérsékleteloszlás és a nagyobb gyökoldali hőmérséklet miatt, melyeket végeselemes modellezéssel határoztam meg. Három lépcsőben csökken a tű keresztmetszete, az utolsó lépcső vége pedig lekerekített. Ezzel a kialakítással a szerszámra ható erők jóval kisebbek, mint az éllel rendelkező szerszámok esetében, és ez fontos szempont volt.
- A szerszám melegalakító szerszámacélból készült (anyagszám: 1.2567), ami nagy hőmérsékleten is tartja a mechanikai tulajdonságait, valamint jó kopásállósággal rendelkezik.

M5. A gyökoldali hűtés megoldása

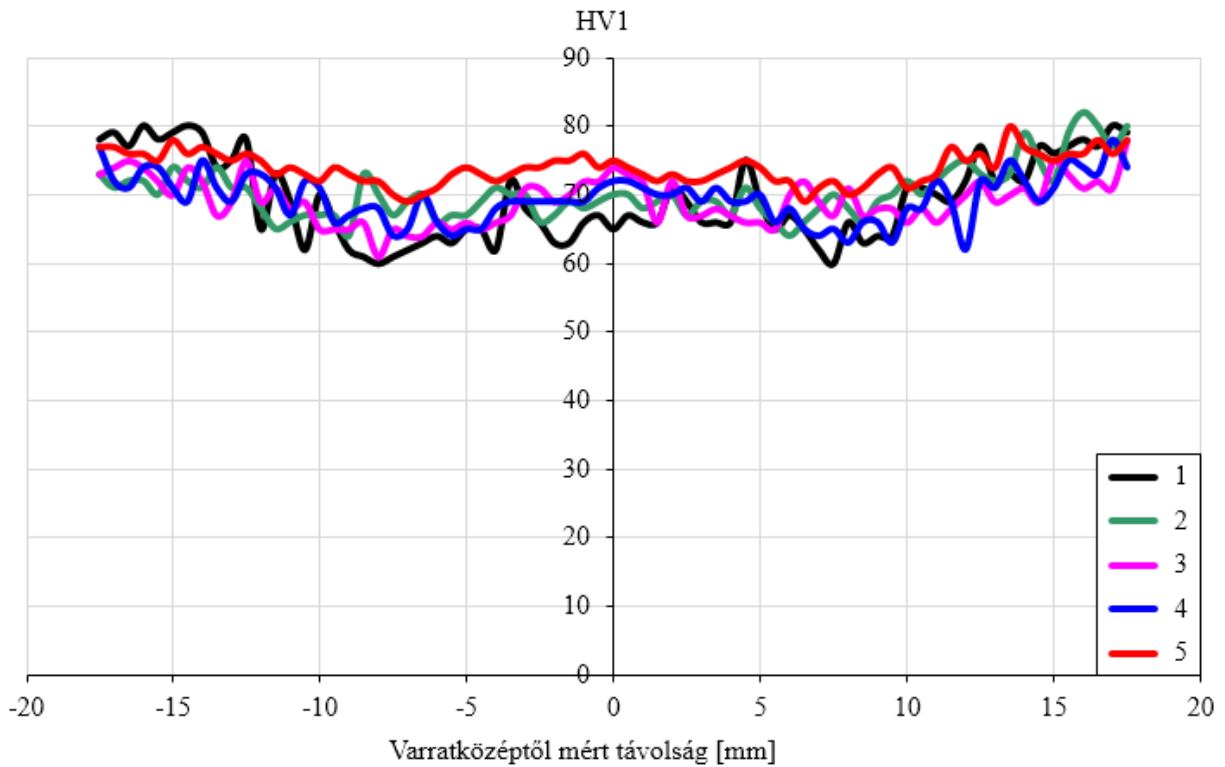


M5.1. A hegesztéshez használt alátétlemez

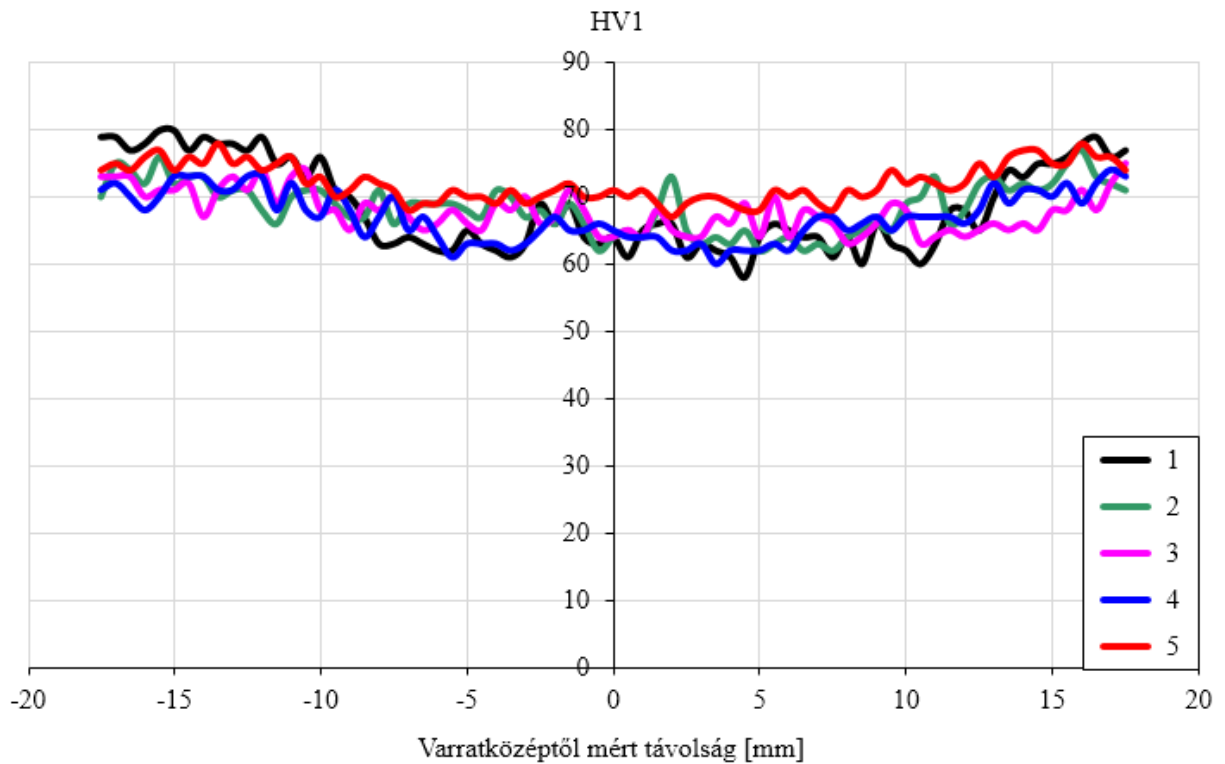


M5.2. A gyökoldali hűtéshez használt hűtőegység

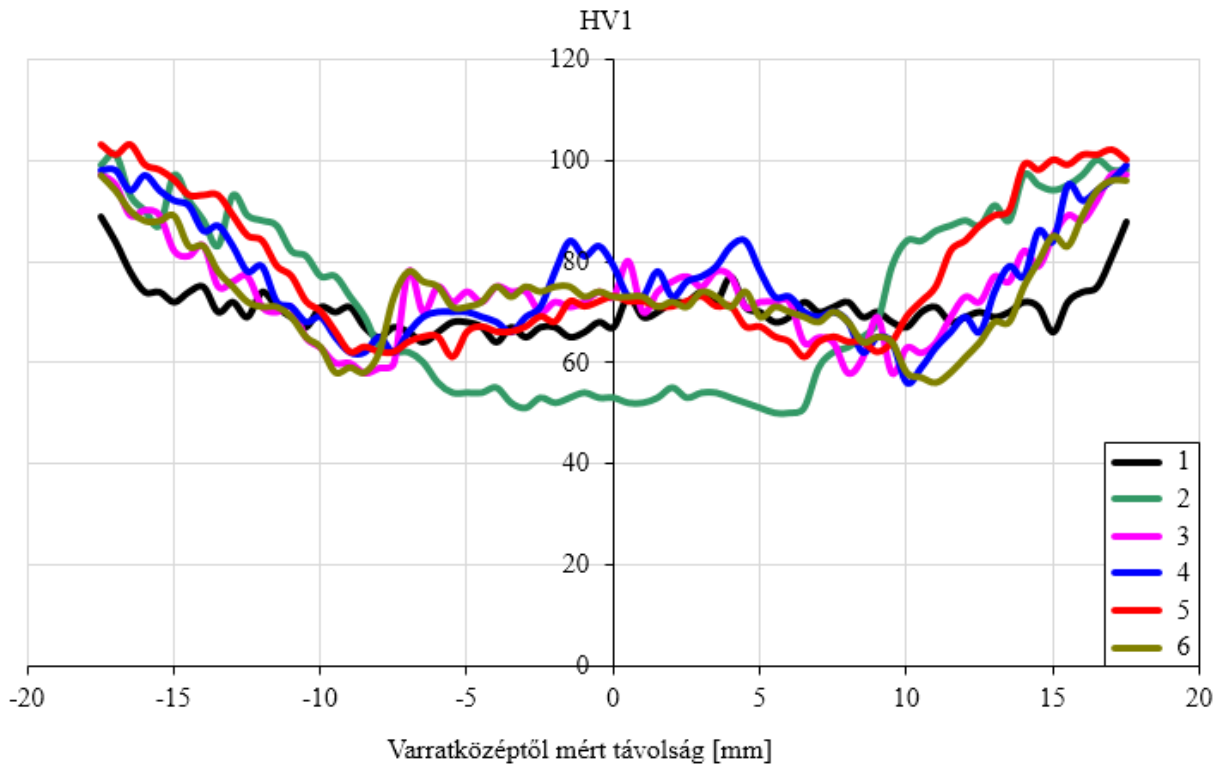
M6. Keménységmérési eredmények a gyökoldali hűtés alkalmazásával



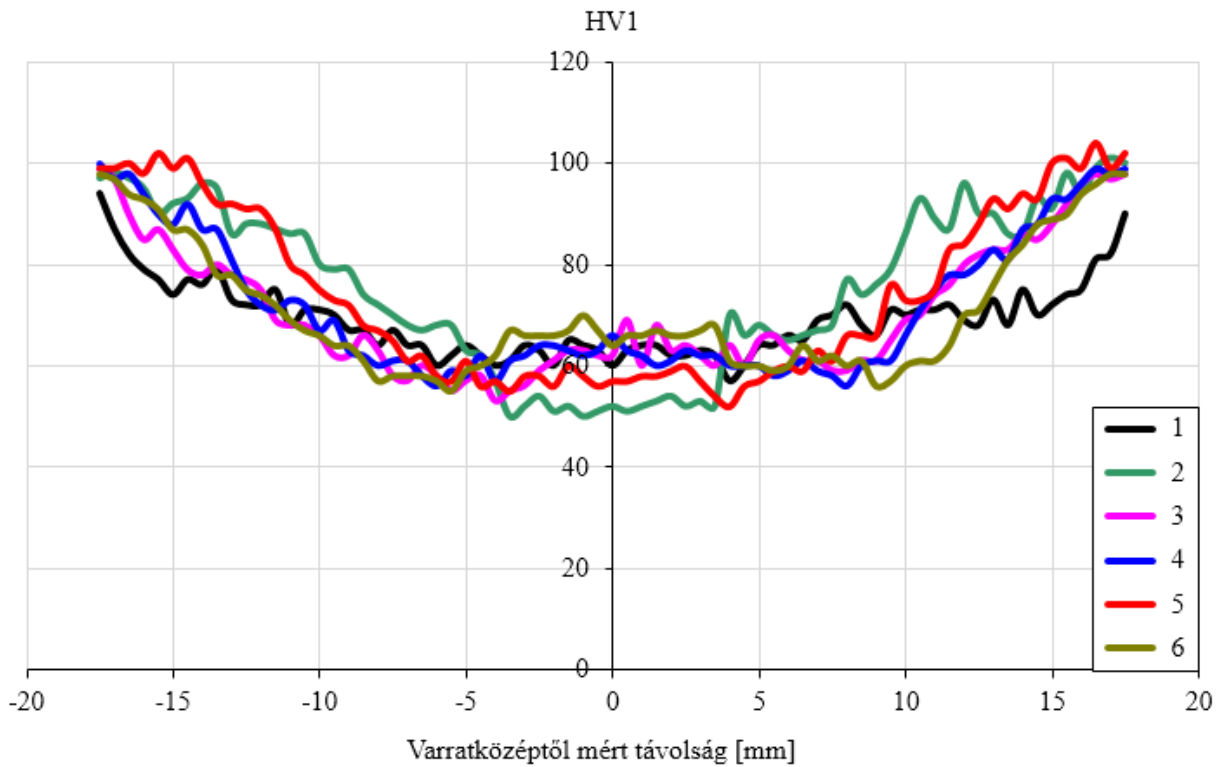
M6.1. ábra. Az 5754-H22 hegesztett kötés koronaoldalán mért keménység értékek



M6.2. ábra. Az 5754-H22 hegesztett kötés felületétől 3 mm-re mért keménység értékek

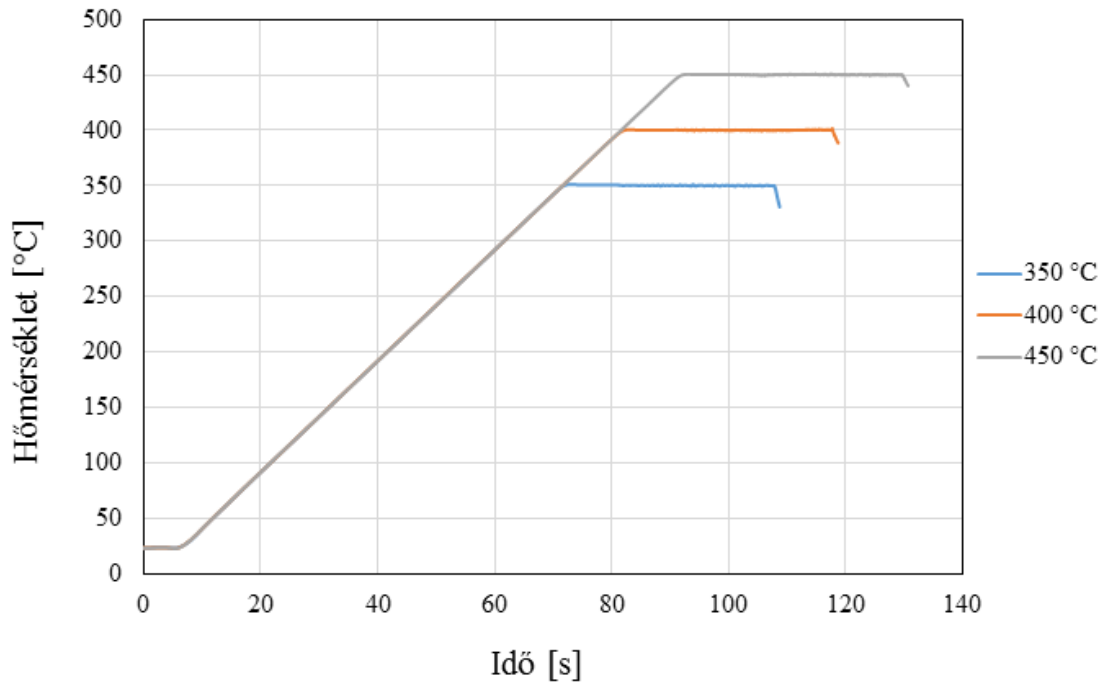


M6.3. ábra. A 6082-T6 hegesztett kötés koronaoldalán mért keménység értékek

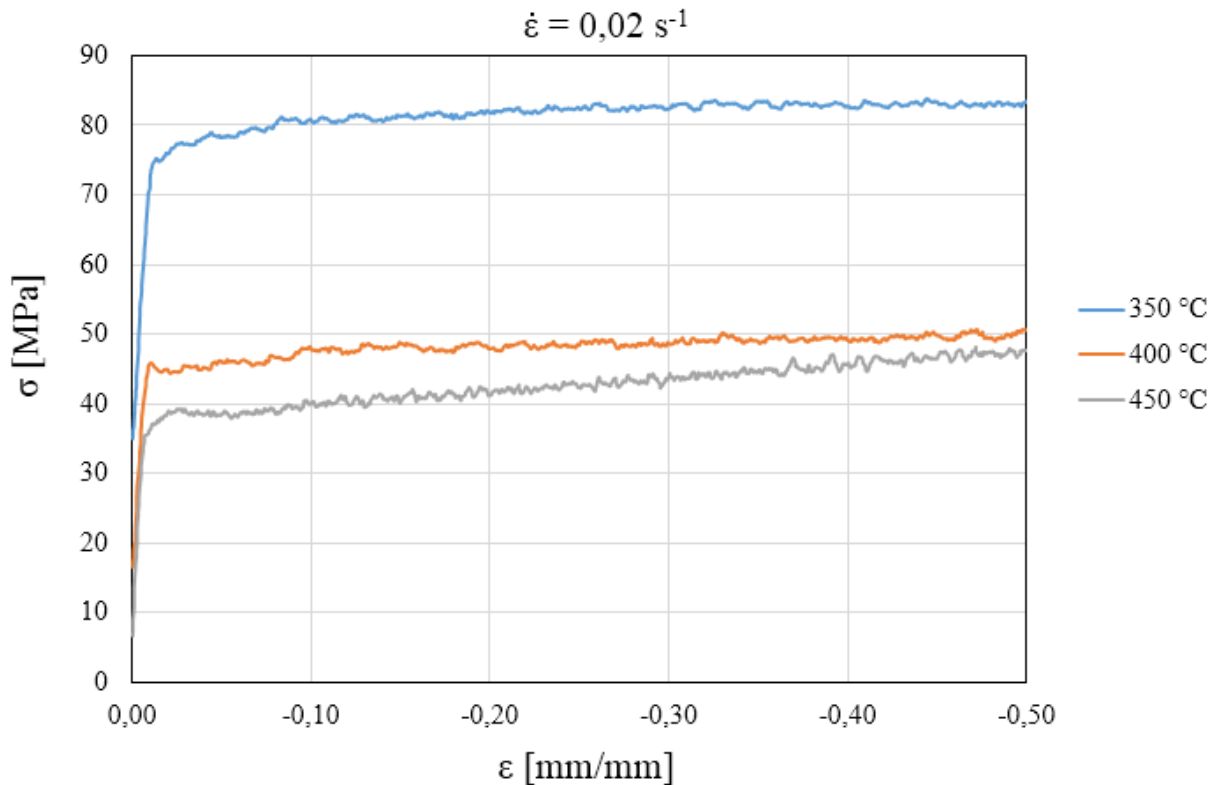


M6.4. ábra. A 6082-T6 hegesztett kötés felületétől 3 mm-re mért keménység értékek

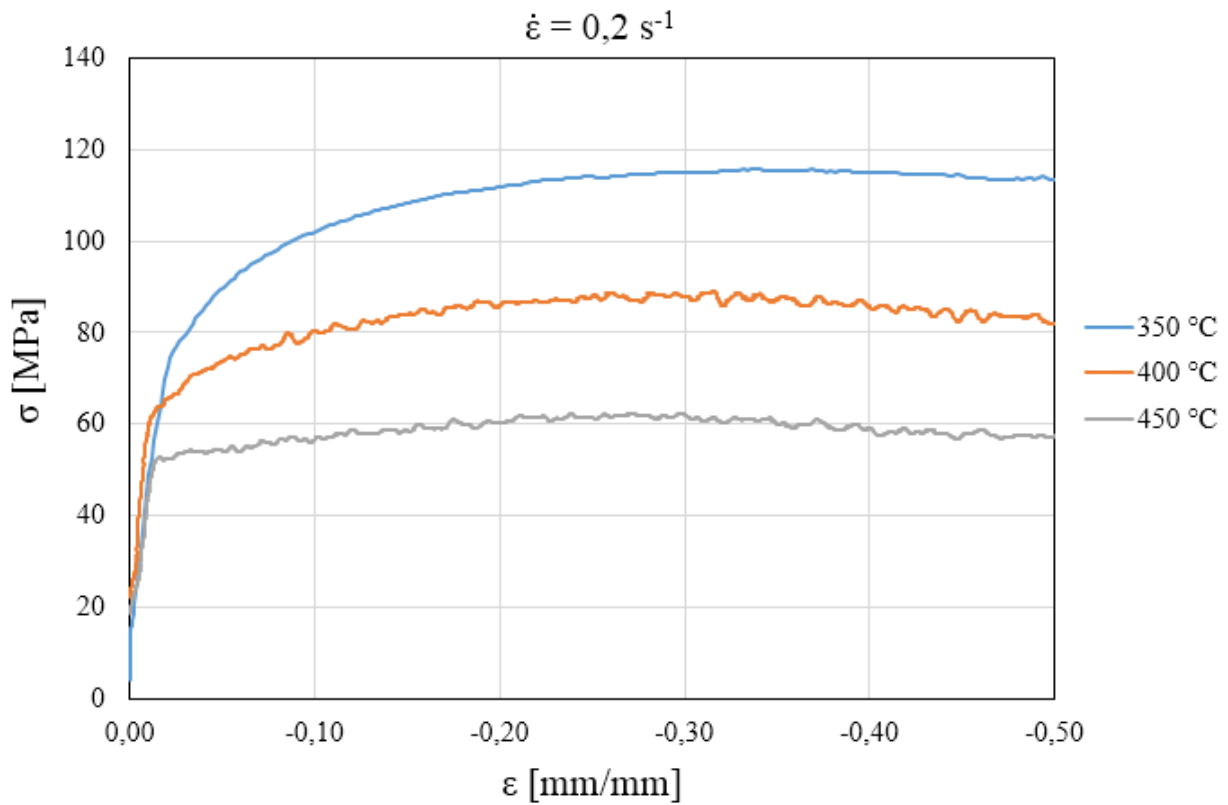
M7. A kezdeti dinamikus újrakristályosodási vizsgálatok paramétereit és mérési eredményeit



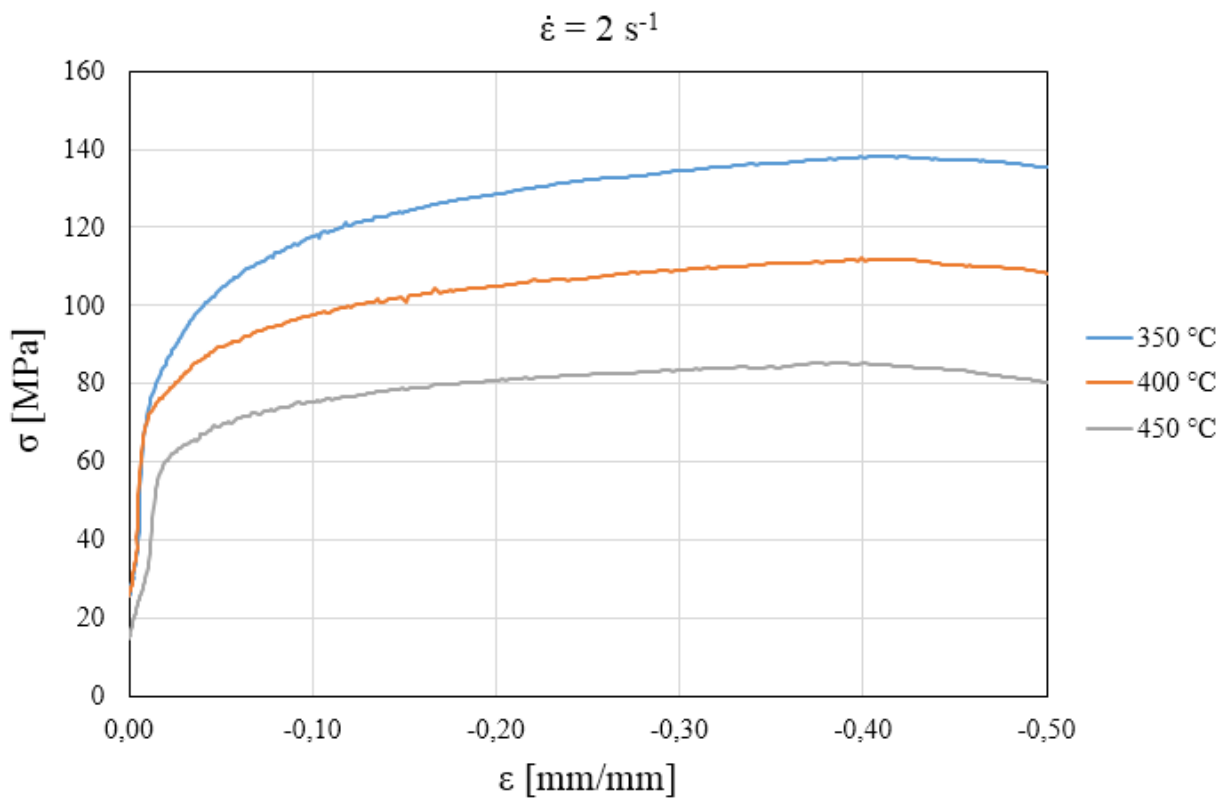
M7.1. ábra. A kezdeti melegítő vizsgálatokhoz használt hőciklusok



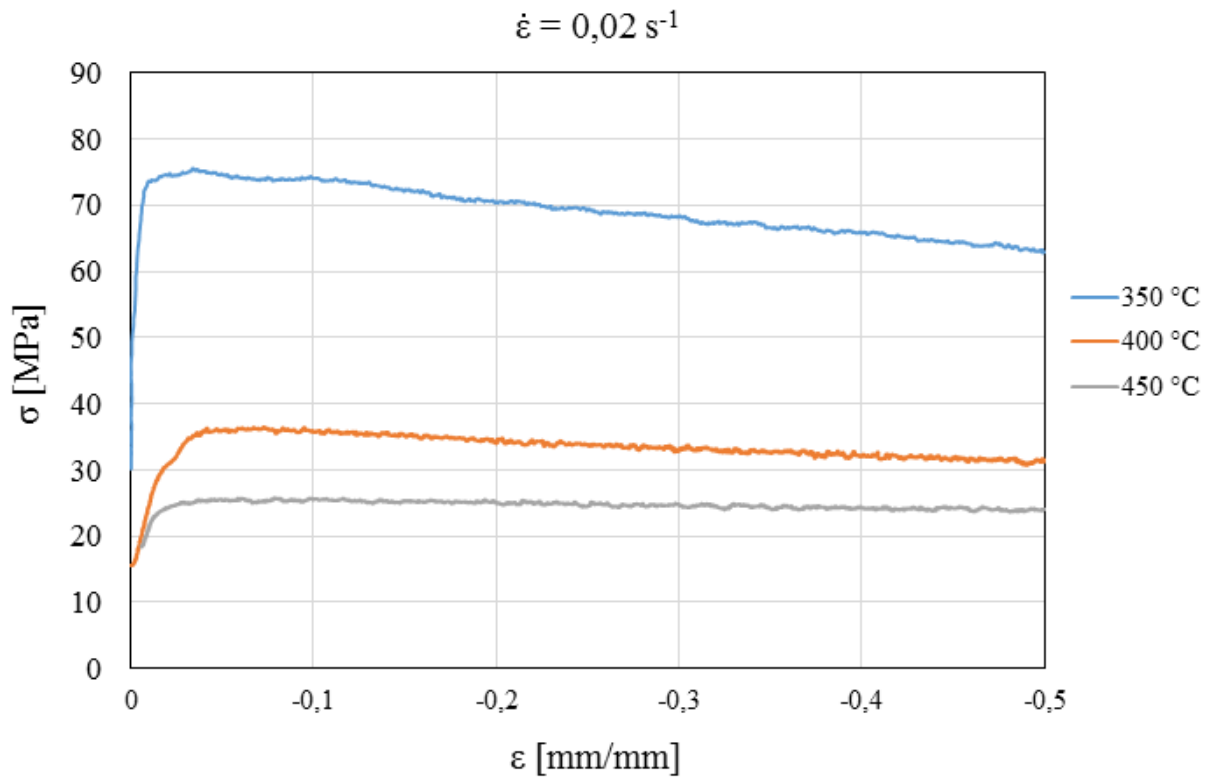
M7.2. ábra. Az 5754 - H22 alapanyagokon végzett kezdeti melegítő vizsgálatok eredményei $0,02 \text{ s}^{-1}$ alakváltozási sebesség esetén



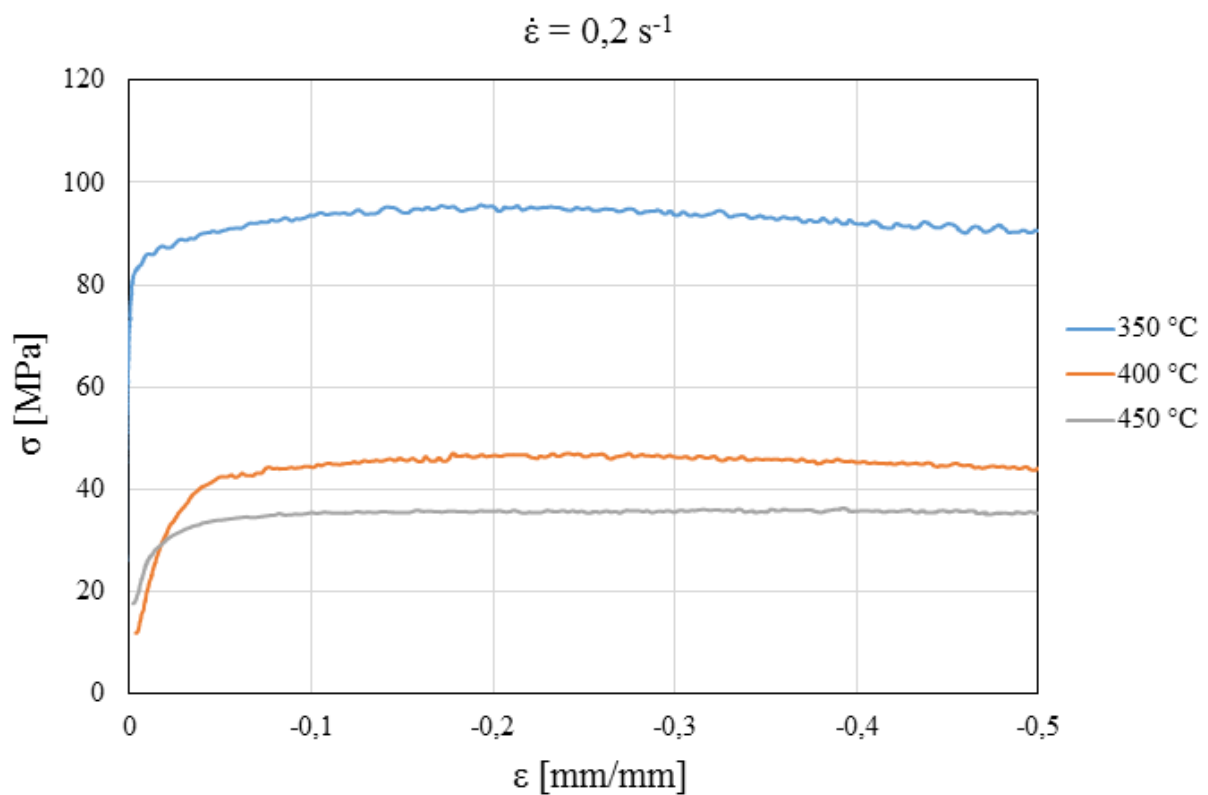
M7.3. ábra. Az 5754 - H22 alapanyagon végzett kezdeti melegítő vizsgálatok eredményei $0,2 \text{ s}^{-1}$ alakváltozási sebesség esetén



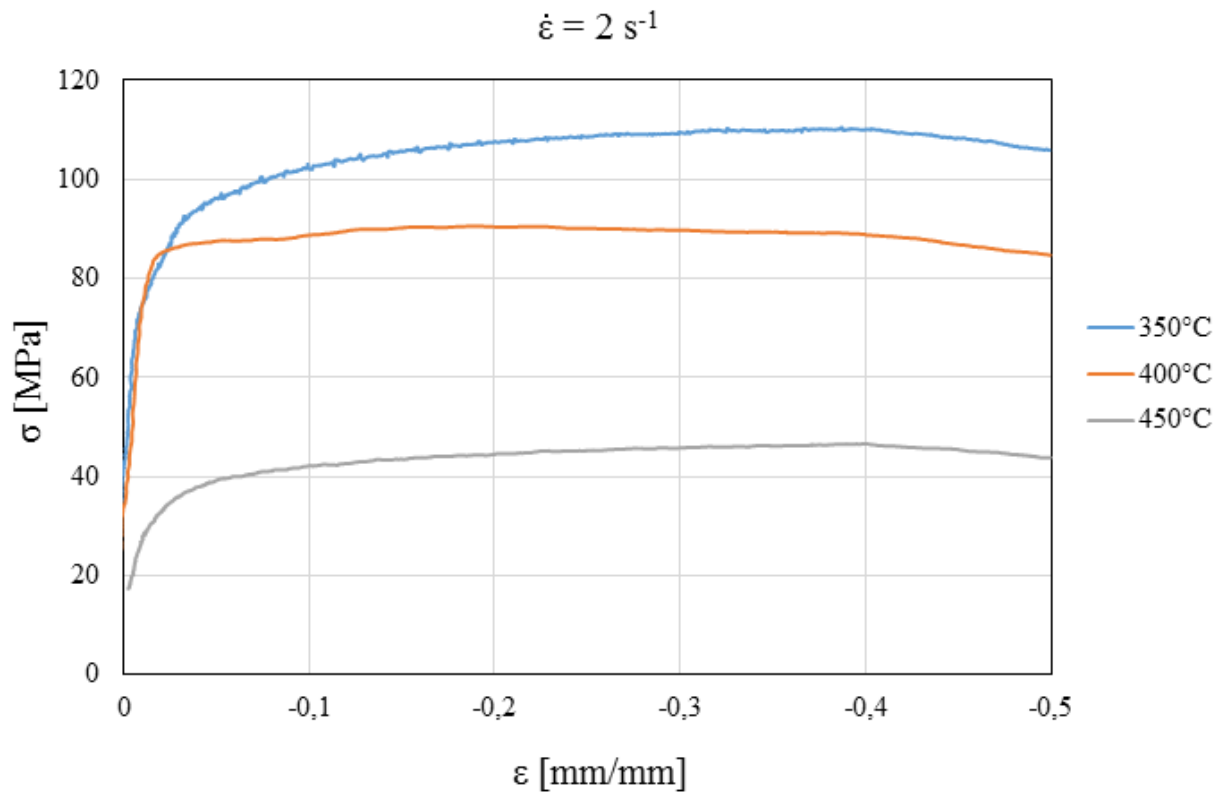
M7.4. ábra. Az 5754 - H22 alapanyagon végzett kezdeti melegítő vizsgálatok eredményei 2 s^{-1} alakváltozási sebesség esetén



M7.5. ábra. A 6082 – T6 alapanyagon végzett kezdeti melegítő vizsgálatok eredményei $0,02 \text{ s}^{-1}$ alakváltozási sebesség esetén



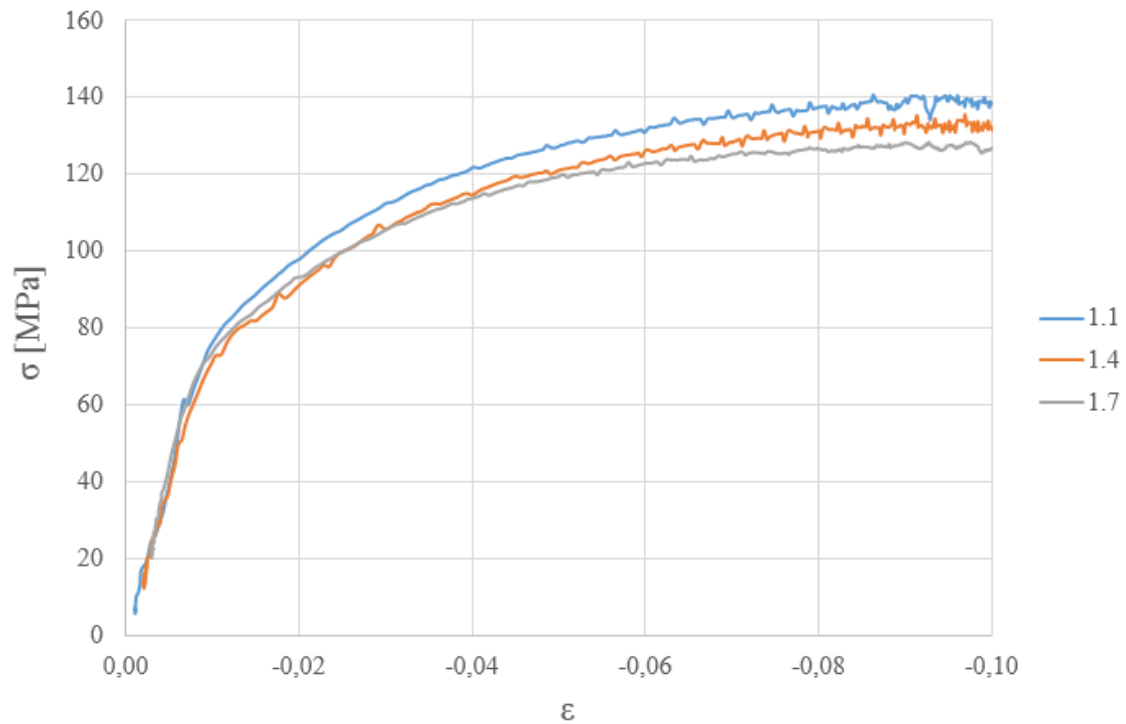
M7.6. ábra. A 6082 – T6 alapanyagon végzett kezdeti melegítő vizsgálatok eredményei $0,2 \text{ s}^{-1}$ alakváltozási sebesség esetén



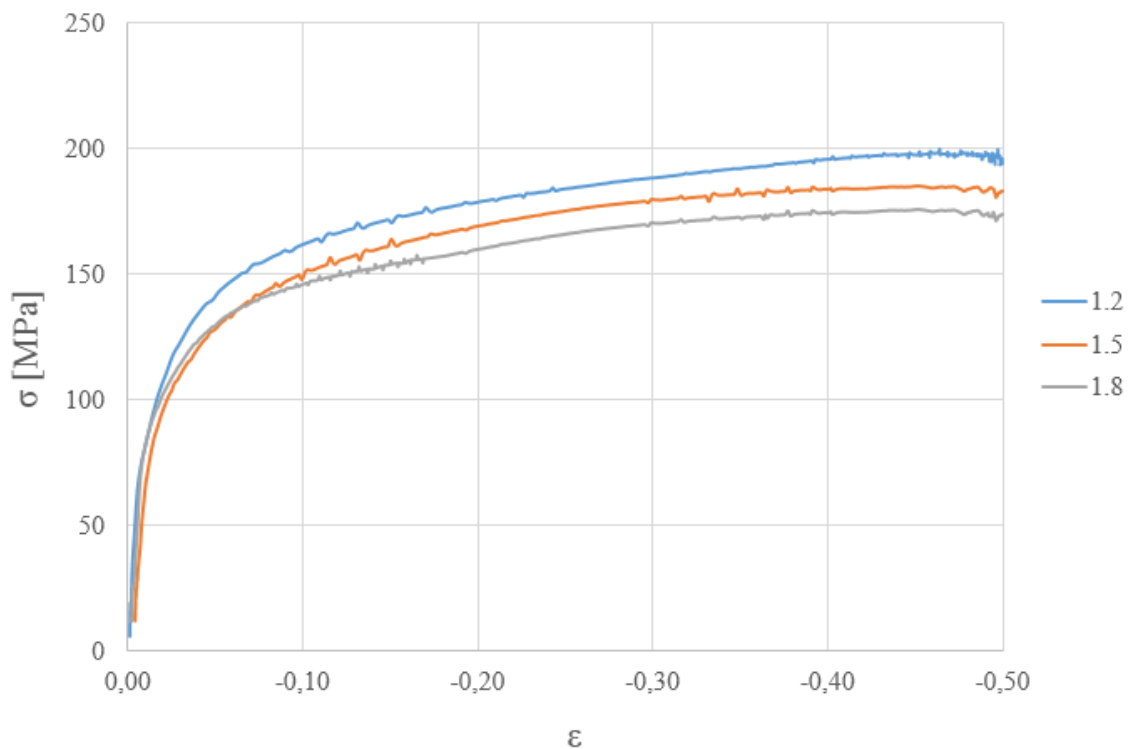
M7.7. ábra. A 6082 – T6 alapanyagon végzett kezdeti melegítő vizsgálatok eredményei 2 s^{-1} alakváltozási sebesség esetén

M8. Az újrakristályosodási vizsgálatok paramétereit és mérési eredményei

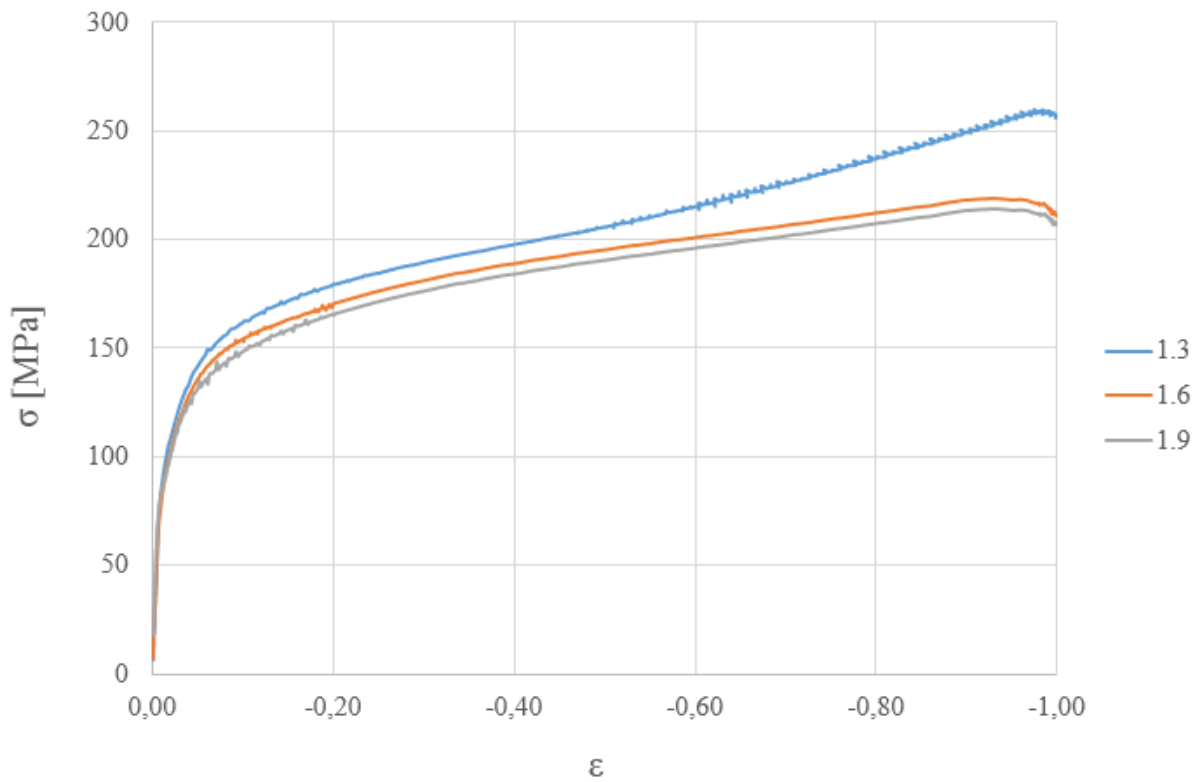
A melegítő vizsgálatok során felvett, azonos alakváltozáshoz tartozó valódi feszültség – valódi alakváltozás görbék láthatóak az alábbi ábrákon.



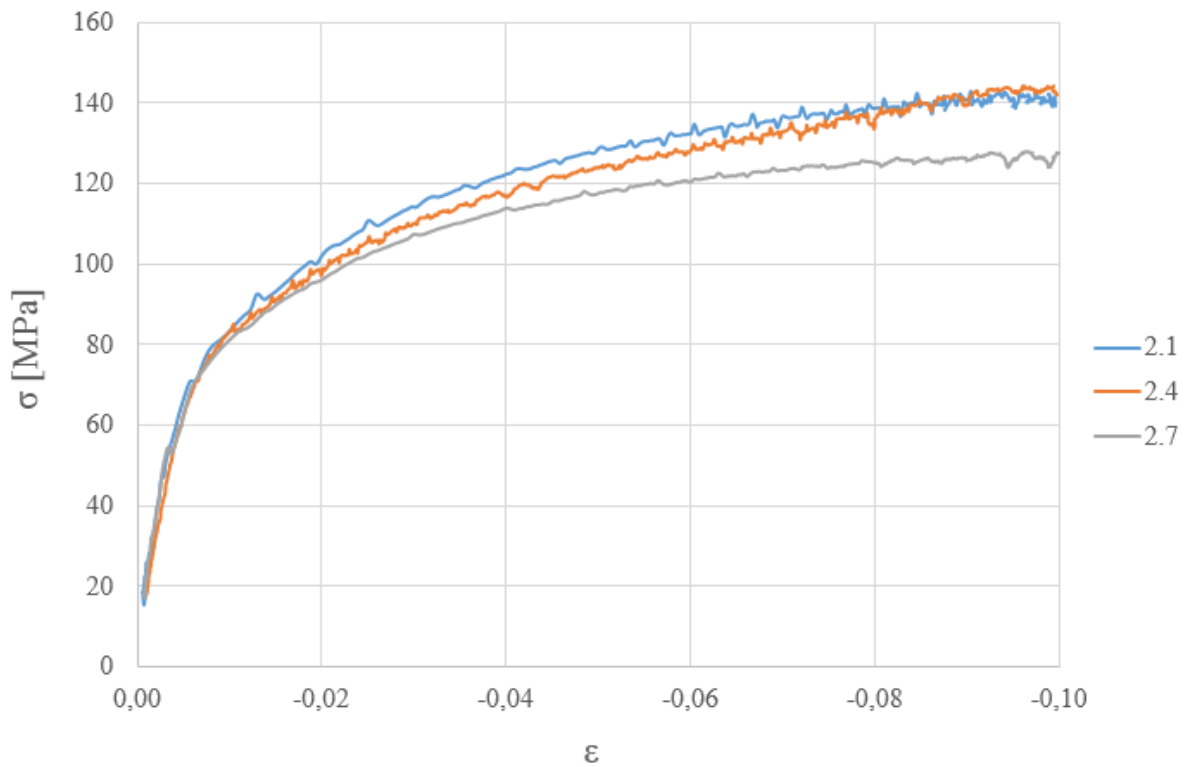
M8.1. ábra. Az 5754-H22 alapanyagán végzett melegítő vizsgálatok eredményei különböző alakváltozási sebességek esetén, lassú hőciklus, $\epsilon=0,1$



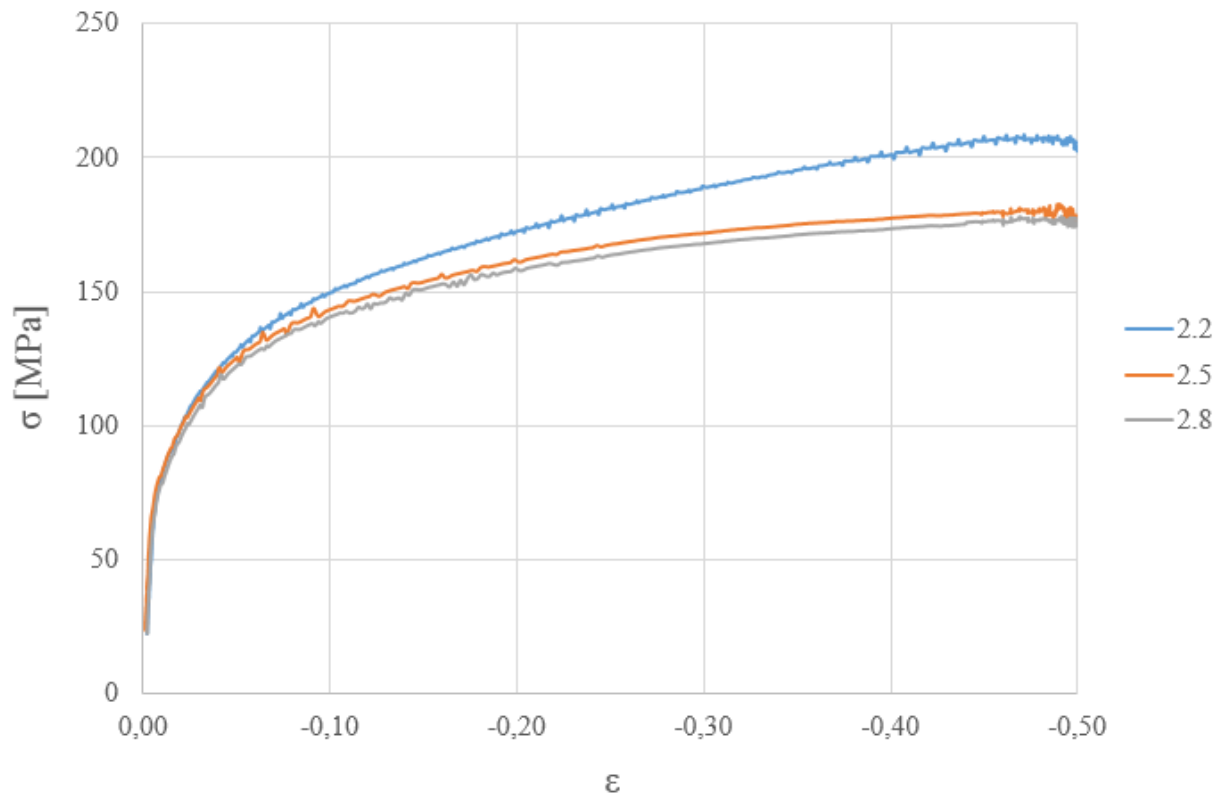
M8.2. ábra. Az 5754-H22 alapanyagán végzett melegítő vizsgálatok eredményei különböző alakváltozási sebességek esetén, lassú hőciklus, $\epsilon=0,5$



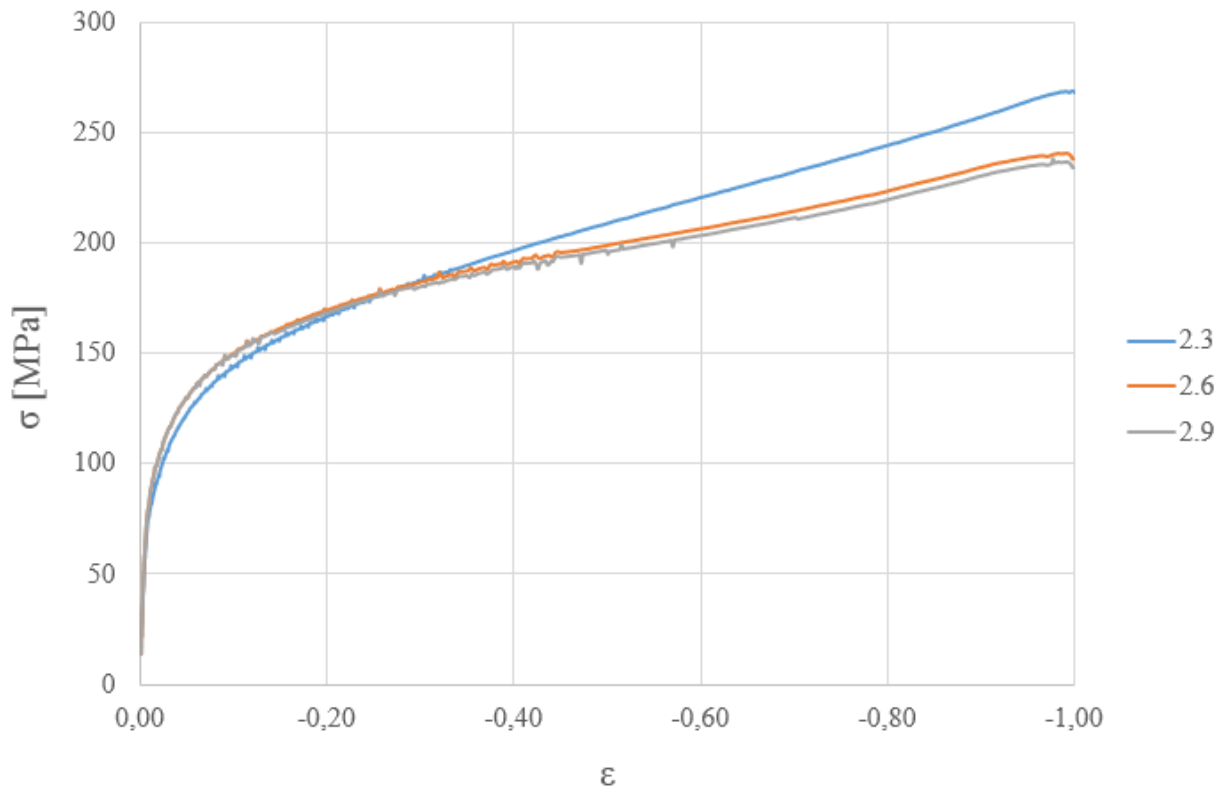
M8.3. ábra. Az 5754-H22 alapanyagon végzett melegítő vizsgálatok eredményei különböző alakváltozási sebességek esetén, lassú hőciklus, $\varepsilon=1$



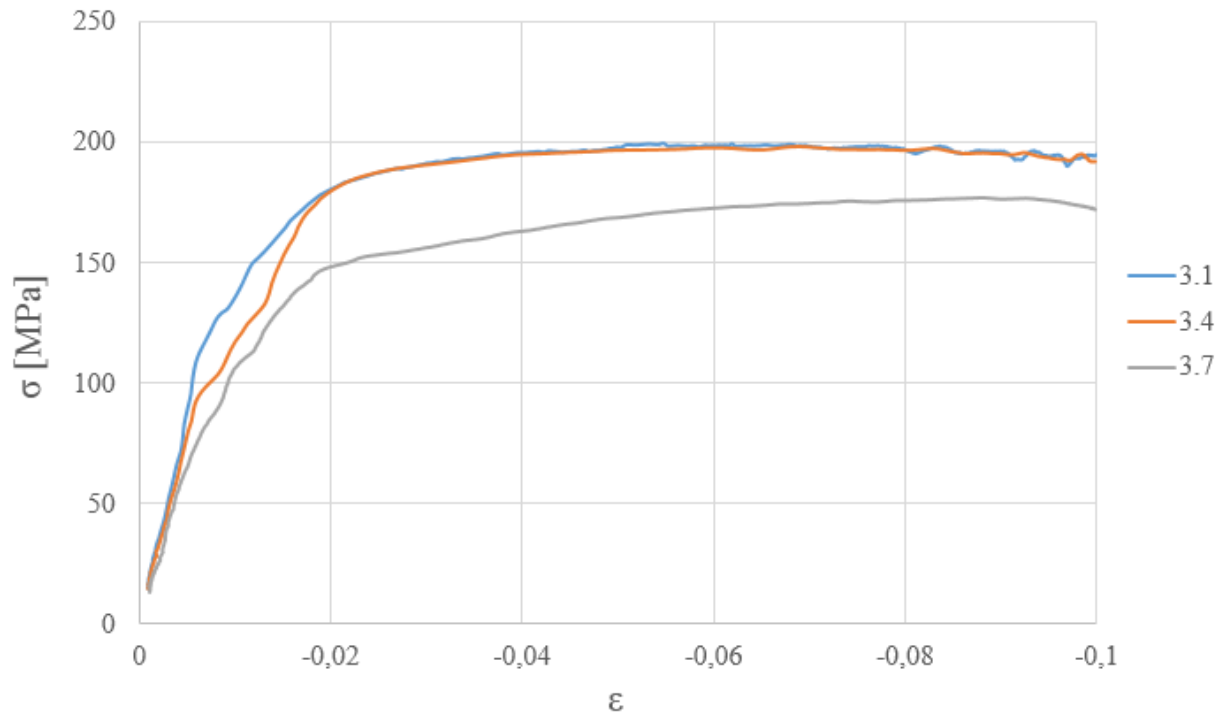
M8.4. ábra. Az 5754-H22 alapanyagon végzett melegítő vizsgálatok eredményei különböző alakváltozási sebességek esetén, gyors hőciklus, $\varepsilon=0,1$



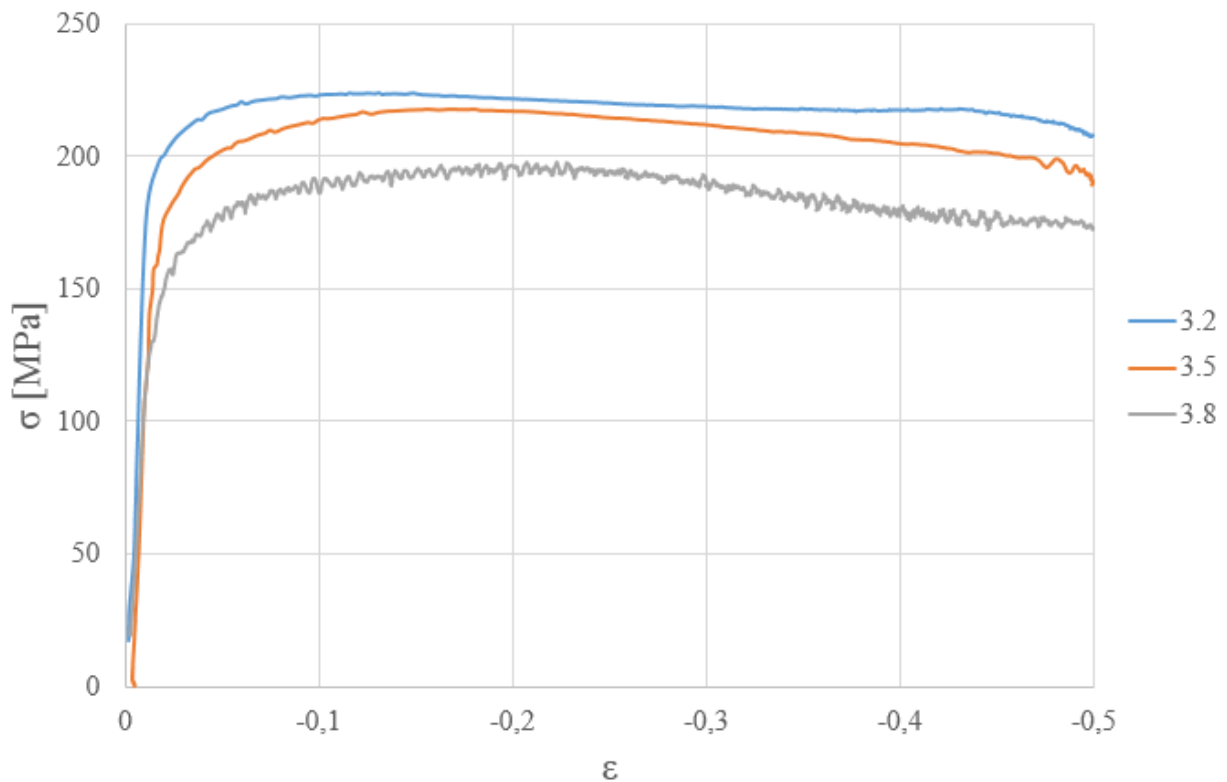
M8.5. ábra. Az 5754-H22 alapanyagon végzett melegítő vizsgálatok eredményei különböző alakváltozási sebességek esetén, gyors hőciklus, $\epsilon=0,5$



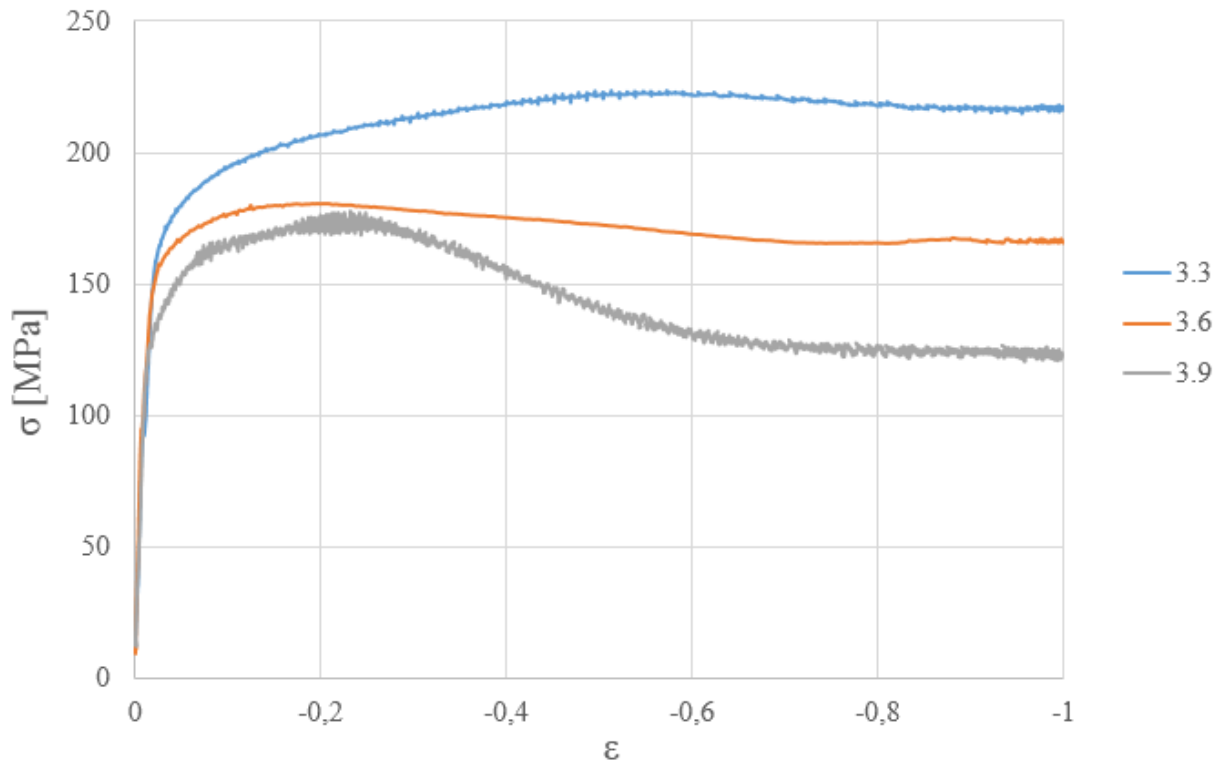
M8.6. ábra. Az 5754-H22 alapanyagon végzett melegítő vizsgálatok eredményei különböző alakváltozási sebességek esetén, gyors hőciklus, $\epsilon=1$



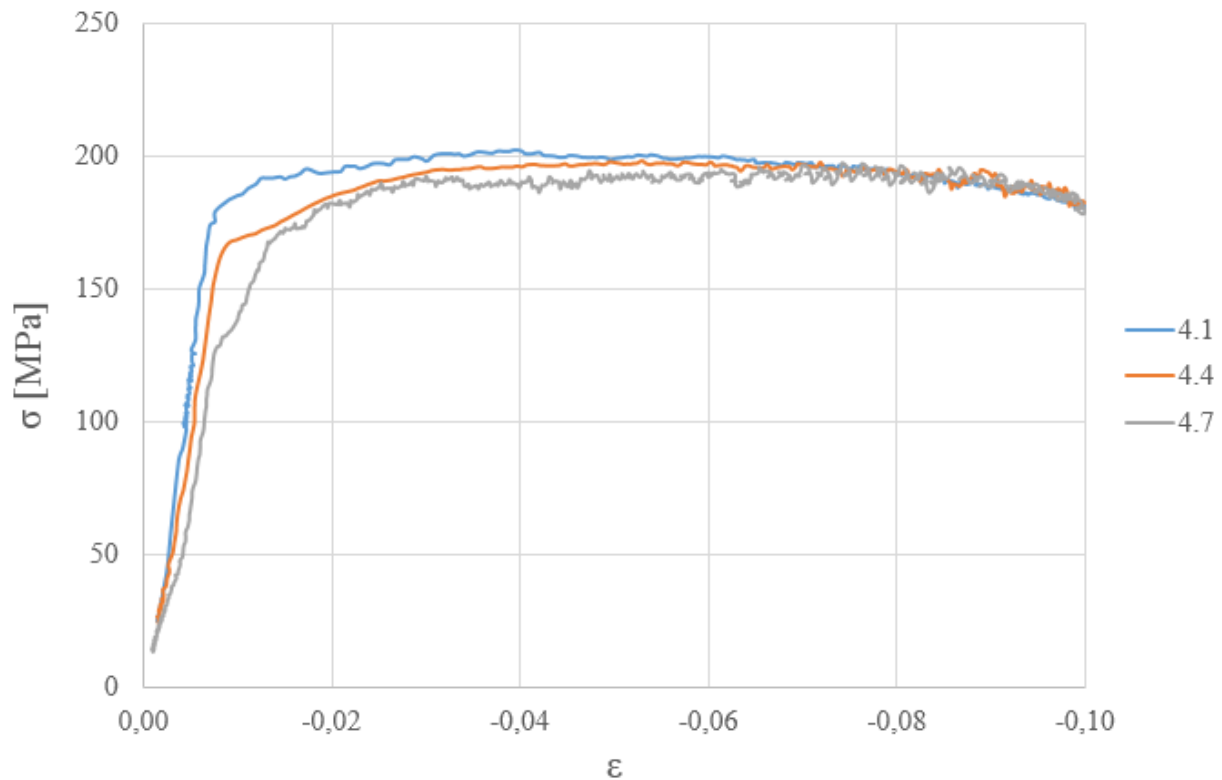
M8.7. ábra. A 6082-T6 alapanyagon végzett melegítő vizsgálatok eredményei különböző alakváltozási sebességek esetén, lassú hőciklus, $\epsilon=0,1$



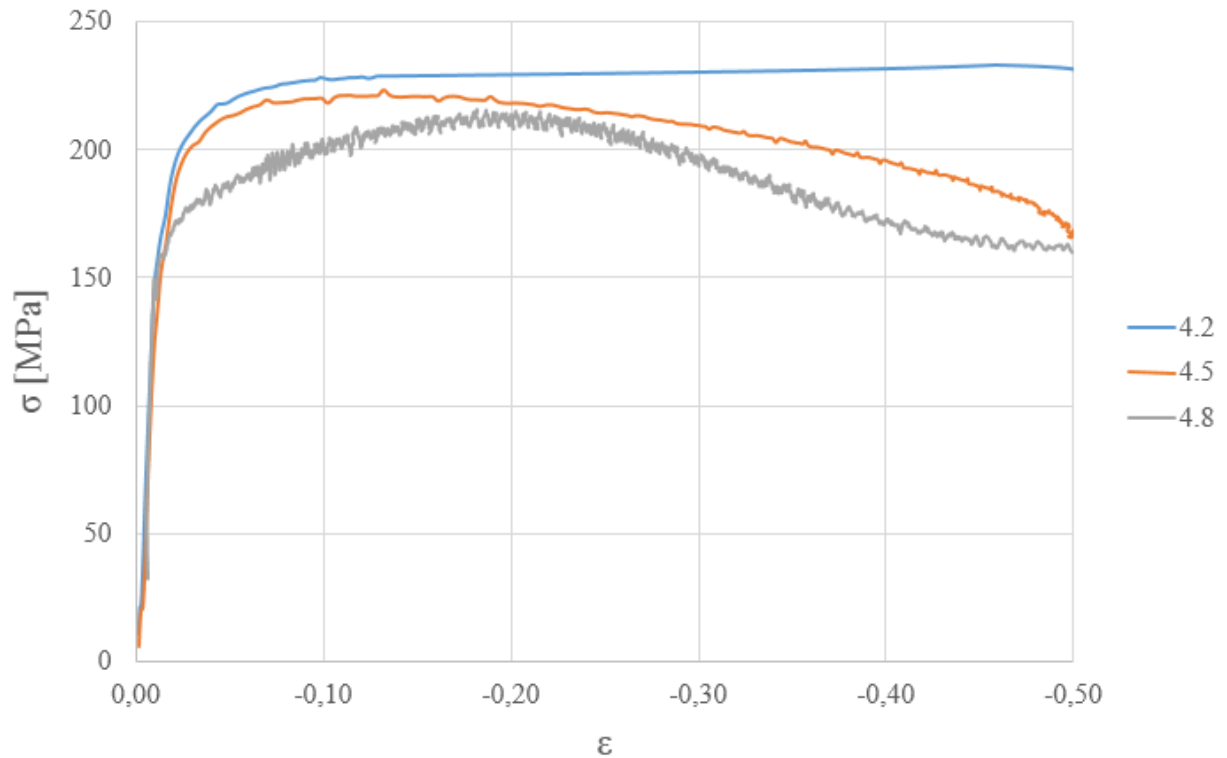
M8.8. ábra. A 6082-T6 alapanyagon végzett melegítő vizsgálatok eredményei különböző alakváltozási sebességek esetén, lassú hőciklus, $\epsilon=0,5$



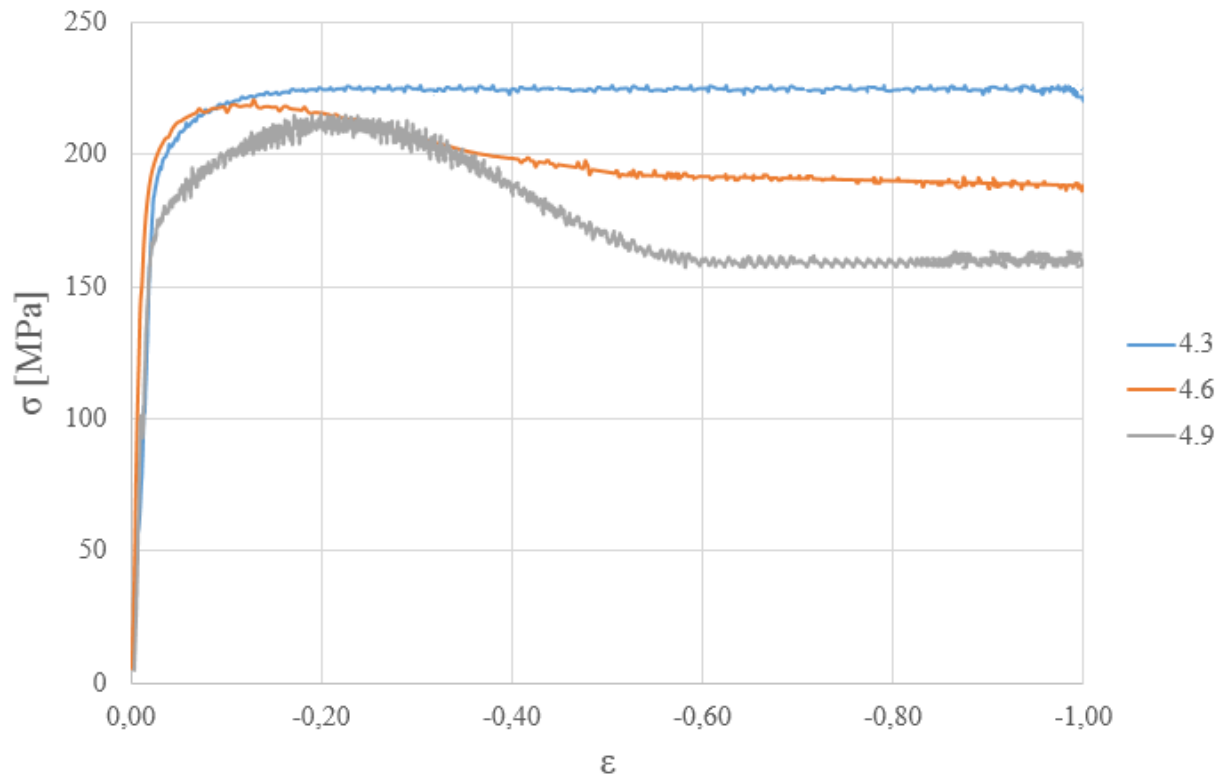
M8.9. ábra. A 6082-T6 alapanyagon végzett melegzömítő vizsgálatok eredményei különböző alakváltozási sebességek esetén, lassú hőciklus, $\epsilon=1$



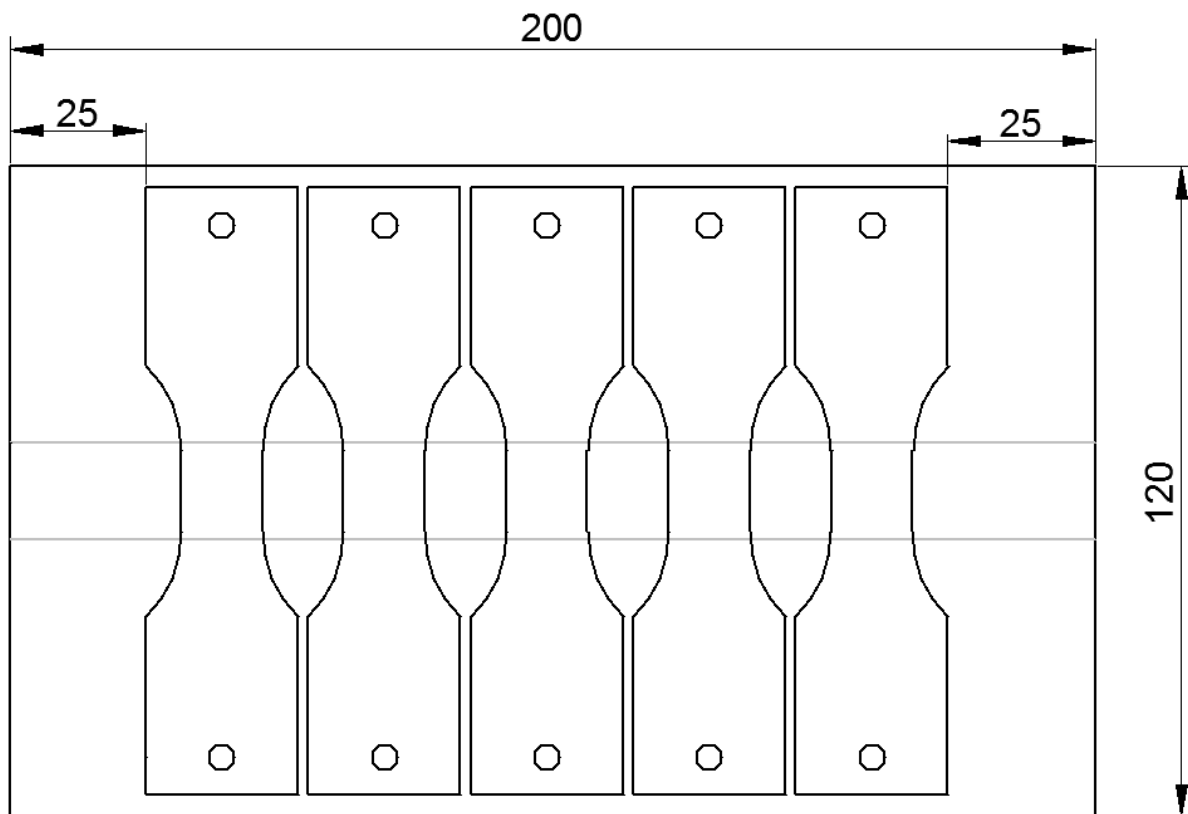
M8.10. ábra. A 6082-T6 alapanyagon végzett melegzömítő vizsgálatok eredményei különböző alakváltozási sebességek esetén, gyors hőciklus, $\epsilon=0,1$



M8.11. ábra. A 6082-T6 alapanyagon végzett melegítő vizsgálatok eredményei különböző alakváltozási sebességek esetén, gyors hőciklus, $\epsilon=0,5$



M8.12. ábra. A 6082-T6 alapanyagon végzett melegítő vizsgálatok eredményei különböző alakváltozási sebességek esetén, gyors hőciklus, $\epsilon=1$

M9. A kisciklusú fárasztó próbatetek kimunkálásának helyei

M9.1. A hegesztett kötés és a próbatetek kimunkálásának helyei

M10. A kisciklusú fárasztási eredményeket közelítő függvények paraméterei

Anyagminőség		Rugalmas nyúlást közelítő összefüggés paraméterei			Képlékeny nyúlást közelítő összefüggés paraméterei			Ciklikus folyásgörbe paraméterei		
jele	alapanyag, hegesztett kötés	Együtt-ható	Kitévő	Korr. index, %	Együtt-ható	Kitévő	Korr. index, %	Együtt-ható	Kitévő	Korr. index, %
5754-H22	alapanyag	0,0039	-0,037	96,44	0,5359	-0,823	97,37	274,77	0,0402	98,21
5754-H22	hegesztett kötés	0,0044	-0,047	86,52	0,6096	-0,842	96,40	275,54	0,0033	53,91
6082-T6	alapanyag	0,005	-0,035	88,49	0,2015	-0,762	97,11	386,14	0,0491	94,09
6082-T6	hegesztett kötés	0,0029	-0,014	76,48	0,096	-0,559	99,06	232,78	0,039	89,79