

MISKOLCI EGYETEM

Műszaki Anyagtudományi Kar

Kerpely Antal Anyagtudományok és Technológiák Doktori Iskola

Vezetője: Dr. Roósz András egyetemi tanár, MTA rendes tagja



**A MOLIBDÉN ÖTVÖZÉS HATÁSA AZ ÖNTÖTTVASAK
TERMOMECHANIKUS HŐFÁRASZTÁSI
TULAJDONSÁGAIRA**

Ph.D. értekezés

DIACONU V. VASILE - LUCIAN

Okleveles kohómérnök

Tudományos vezetők:

Dr. Dúl Jenő, Egyetemi docens

Miskolci Egyetem, Metallurgiai és Öntészeti Intézet, Öntészeti Intézeti Tanszék

Dr. Diószegi Attila, Kutatóprofesszor

Jönköpingeri Egyetem, Gépészeti, Öntéstechnológiai és Öntvényanyagok Tanszék

Miskolc

2012

TARTALOMJEGYZÉK

TARTALOMJEGYZÉK.....	I
Ábrajegyzék.....	III
BEVEZETÉS	1
1. AZ ÖNTÖTTVASAK TULAJDONSÁGAI	2
1.1. A vasöntvény – gyártás jelentősége	2
1.2. Az öntöttvas típusai és alkalmazási területei	5
1.2.1. Az átmeneti grafitos (vermikuláris, CGI) öntöttvas	8
2. A TERMOMECHANIKUS HŐFÁRASZTÁS	12
2.1. Termomechanikus hőfárasztás.....	13
2.1.1. A termomechanikus hőfárasztás mérési módszere	16
2.2. A hőmérséklet mérése a termomechanikus hőfárasztásnál	20
3. A MOLIBDÉN HATÁSA AZ ÖNTÖTTVASRA	23
3.1. A molibdén általános hatása az öntöttvas tulajdonságaira	23
3.2. A molibdén hatása az öntöttvas tulajdonságaira magas hőmérsékleten	28
4. A TERMOMECHANIKUS HŐFÁRASZTÁS VIZSGÁLATA	31
4.1. Célkitűzés.....	31
4.2. Kísérleti körülmények.....	31
4.2.1. A hőfárasztó vizsgálatok során használt próbatest méretei	31
4.2.2. A hőfárasztó vizsgálatok során használt ötvözetek kémiai összetétele	34
4.3. A vizsgált ötvözetek mikrostruktúrája	35
4.3.1. Optikai mikroszkópos vizsgálatok.....	35
4.3.2. Számítógépes képelemzés vizsgálatok.....	39
4.3.2.1. Az átmeneti grafit arány számítása	39
4.3.3. Szkenning elektronmikroszkópOS (SEM) vizsgálatok	42

4.4.	A vizsgált ötvözetek szilárdági tulajdonságai	46
4.5.	A hőfárasztó vizsgálatok és eredményei	52
4.6.	Összefoglalás	73
5.	A FESZÜLTSG-RELAXÁCIÓ VIZSGÁLATA.....	74
5.1.	A feszültség-relaxáció elmélete.....	74
5.2.	A feszültség-relaxáció vizsgálatok és eredményei	76
5.3.	Kiértékelés	85
	ÖSSZEFOGLALÁS.....	86
	SUMMARY	87
	ÚJ TUDOMÁNYOS EREDMÉNYEK.....	88
	KÖSZÖNETNYILVÁNYÍTÁS	90
	IRODALOMJEGYZÉK	91
	AZ ÉRTEKEZÉS TÉMAKÖRÉBŐL MEGJELENT PUBLIKÁCIÓK.....	96

ÁBRAJEGYZÉK

1. ábra. <i>Magyarország öntvénytermelése 2010 – ben.</i>	2
2. ábra. <i>Magyarország vasöntvény termelése 1996 és 2010 között.</i>	4
3. ábra. <i>Különböző grafit morfológiák – mélymaratott SEM képek [5]</i>	5
4. ábra. <i>A Fe - C ötvözetek mechanikai tulajdonságainak változása a karbon tartalomtól függően, grafitos és karbidos kristályosodáskor [6]</i>	6
5. ábra. <i>1943. április 12-én készített próbán látható a grafit gömb alakja [9]</i>	7
6. ábra. <i>Gömbgrafitos öntöttvasból gyártott öntvények. [72]</i>	7
7. ábra. <i>Lemezgrafitos- (a), vermikulár grafitos- (b) és gömbgrafitos (c) öntöttvas minősítése a grafit szemcsék alakja alapján [68]</i>	8
8. ábra. <i>Az átmeneti grafitos öntöttvas tulajdonságai ideálisak sok egyidejűleg hő- és mechanikai terhelésnek kitett gyártmányok számára [12]</i>	9
9. ábra. <i>Átmeneti grafitos öntöttvasból készült autóiipari öntvények [14].</i>	11
10. ábra. <i>Magas hőmérsékleten használt átmeneti grafitos öntöttvasból készült öntvények:</i>	11
11. ábra. <i>Feszültség – nyúlás viszonya az „in phase” és „out of phase” terhelések esetén [24].</i>	14
12. ábra. <i>Egy „out-of-phase” ciklus alatt zajló folyamatok [26]</i>	15
13. ábra. <i>A korlátozott termikus fárasztás vizsgálatához használt próbatest méretei (a méretek milliméterben) [29]</i>	16
14. ábra. <i>A korlátozott termikus fárasztás vizsgálatához használt rendszer sematikus ábrája [29]</i>	17
15. ábra. <i>Tipikus termikus feszültség ciklusok a vizsgálat kezdetén lemezgrafitos és vermikuláris grafitos öntöttvas esetén [29]</i>	17
16. ábra. <i>A termikus feszültség maximális értéke hevítés és lehűtés közben a ciklusok számának függvényében. Hőmérséklet tartomány 100 és 540 °C között, vizsgált anyagok lemezgrafitos és átmeneti grafitos ötvözetlen és ötvözött öntöttvasak [29]</i>	18
17. ábra. <i>Példák az indukciós tekercsek kialakítására:</i>	19
18. ábra. <i>Egy tipikus rendszer a termomechanikus fárasztás vizsgálatára [31]</i>	19

19. ábra. <i>A hőmérséklet különbség hatása a próbatest terhelésre az idő alapú TMF vizsgálatoknál.</i>	20
20. ábra. <i>A hőelemek elhelyezésének lehetőségei a mérés során:</i>	21
21. ábra. <i>A molibdén hatása az ausztenites mezőre [39].</i>	23
22. ábra. <i>2 % Mo tartalmú Fe-C ötvözet [39].</i>	24
23. ábra. <i>Molibdén hatása két különböző összetételű öntöttvas szakítószilárdságára [51]...</i>	25
24. ábra. <i>Molibdén hatása a szakítószilárdságra perlites és ferrites átmeneti rgrafitos öntöttvasnál, illetve perlites lemezgrafitos öntöttvasnál [40, 41]</i>	25
25. ábra. <i>Molibdén hatása a szakítószilárdságra különböző átmérőjű próbatestek esetén [50].</i>	26
26. ábra. <i>Molibdén hatása a keménységre különböző falvastagságok esetén [51].</i>	26
27. ábra. <i>Molibdén hatása a keménységre [52].</i>	27
28. ábra. <i>Korlátozott termikus hőfárasztás eredményei; a hőmérséklet tartomány 100 és 540°C fok között [29, 30]</i>	28
29. ábra. <i>A termikus ciklusok száma a molibdén-tartalom hatványának függvényében lemezgrafitos [40] és átmeneti grafitos öntöttvas esetén [41]</i>	29
30. ábra. <i>A molibdén hatása a lemezgrafitos öntöttvas hő fárasztására [42].</i>	30
31. ábra. <i>A hőfárasztási vizsgálatokhoz készült próbatestek öntvénye.</i>	32
32. ábra. <i>A vizsgálatok során használt próbatest:</i>	33
33. ábra. <i>Az $\phi 20$ mm-es átmeneti grafitos öntöttvas próbatest mikrostruktúrájáról készült grafítképek (maratlan csiszolat, $N = 110\times$):</i>	36
34. ábra. <i>A $\phi 20$ mm – es átmeneti grafitos öntöttvas próbatest mikrostruktúrájáról készült mikroszkópos felvételek (színesen maratott csiszolat, $N= 200\times$):</i>	37
35. ábra. <i>A perlit lemeztávolság mérése a $Mo=0,00\%$ esetén.</i>	38
36. ábra. <i>A perlit lemeztávolság változása a molibdén-tartalom függvényében különböző átmérőjű próbatestek esetén.</i>	38
37. ábra. <i>A szürke és a szegmentált képek különböző molibdén-tartalmú átmeneti grafitos öntöttvas esetén.</i>	41

38. <i>ábra. Karbidok a vizsgált átmeneti grafitos öntöttvas próbatestek szövetszerkezetében .</i>	43
39. <i>ábra. A JMatPro – val számított karbid tömegaránya a hőmérséklet függvényében különböző molibdén-tartalmú átmeneti grafitos öntöttvas esetén.</i>	44
40. <i>ábra. Az elemek dúsulása a primer ausztenit területén végzett pontmérésről készült felvételek alapján.</i>	45
41. <i>ábra. Az átmeneti grafitos öntöttvas mechanikai tulajdonságai szobahőmérsékleten .</i>	48
42. <i>ábra. A szakítószilárdság változása a hőmérséklet függvényében [46].</i>	50
43. <i>ábra. A szakítószilárdság változása a molibdén-tartalom függvényében különböző hőmérsékletek esetén a 20 mm-es átmérőjű öntvényből munkált próbatesteknél.</i>	51
44. <i>ábra. A korlátozott termikus fárasztás vizsgálatához használt rendszer</i>	53
45. <i>ábra. Az erőmérő cella</i>	53
46. <i>ábra. A próbatest felületi hőmérsékletének mérésére szolgáló pirométer pozíciói.</i>	54
47. <i>ábra. A próbatest külső részén mért hőmérsékletek.</i>	54
48. <i>ábra. A hőfárasztási folyamat első 10 ciklusának hőmérséklet- és feszültség-változása</i>	56
49. <i>ábra. Feszültség – hőmérséklet hurok az első három ciklus után (a hőmérséklet adatok a próbatest belsejében elhelyezett hőelem mért értékei).</i>	57
50. <i>ábra. Húzófeszültség a hőfárasztási ciklusok száma függvényében.</i>	58
51. <i>ábra. Nyomófeszültségek a hőfárasztási ciklusok száma függvényében.</i>	58
52. <i>ábra. Az erőjel a darab repedésének idején.</i>	59
53. <i>ábra. Mo = 1,01 % átmeneti grafitos öntöttvas viselkedése az eltörés ideje alatt.</i>	59
54. <i>ábra. Eltört próbatest.</i>	60
55. <i>ábra. Hőfárasztási ciklusok száma a molibdén függvényében különböző jelű kimunkált próbatestek esetén.</i>	62
56. <i>ábra. Hőfárasztási ciklusok száma a molibdén függvényben.</i>	63
57. <i>ábra. Törésig való ciklusok száma a molibdén-tartalom N-edik hatványa függvényében, lemezgrafitos öntöttvasból [40] és átmeneti grafitos öntöttvasból készült öntvényeknél ([41] és a saját mérési eredményeim).</i>	66

58. ábra.	<i>Vickers keménység a hőfárasztási ciklusok száma függvényében ($M_o = 0,0 \%$).</i>	68
59. ábra.	<i>Hőfárasztási ciklusok száma az átmeneti grafit arány függvényében a K jelű hengerből készült próbatestek esetén.</i>	69
60. ábra.	<i>Összefüggés a hőfárasztási ciklusok száma és az átmeneti grafit arány között különböző nyúlási értékek esetén [49].</i>	70
61. ábra.	<i>Összefüggés a hőfárasztási ciklusok száma és az átmeneti grafit arány, illetve perlit lemeztávolsága között különböző molibdén-tartalmú öntöttvas esetén.</i>	70
62. ábra.	<i>A fémátrixban scanning elektronmikroszkóp segítségével kimutatott repedésekről és porozitásról készült felvételek.</i>	72
63. ábra.	<i>Feszültség-relaxáció 500°C on, különböző ötvözésű lemezgrafitos öntöttvasaknál, különböző nyúlás érték mellett [40].</i>	74
64. ábra.	<i>Tipikus feszültség-relaxáció görbék [58].</i>	75
65. ábra.	<i>A nyomófeszültség értéke az idő függvényében a kísérleti anyagokból készült próbatestek esetén. A hőntartási hőmérséklet 600°C.</i>	76
66. ábra.	<i>A nyúlás értéke az idő függvényében a vizsgált átmeneti grafitos öntöttvasakból készült próbatestek esetén. A hőntartási hőmérséklet 600°C.</i>	77
67. ábra.	<i>A nyomófeszültség értéke a Larson – Miller függvényében minden kísérleti anyagból készült próbatest esetén. A hőntartási hőmérséklet 600°C.</i>	78
68. ábra.	<i>A maradó feszültség hányad az idő függvényében minden kísérleti anyagból készült próbatest esetén. A hőntartási hőmérséklet 600°C.</i>	79
69. ábra.	<i>A feszültség értéke a feszültség-relaxáció csökkenési arány függvényében minden kísérleti anyagból készült próbatest esetén. A hőntartási hőmérséklet 600°C.</i>	79
70. ábra.	<i>A nyomófeszültség a vizsgált kísérleti anyagokból készült próbatest esetén. Hőntartási hőmérséklet 350°C.</i>	80
71. ábra.	<i>A nyomófeszültség változása a vizsgált kísérleti anyagokból készült próbatestek esetén. A hőntartási hőmérséklet 350°C.</i>	80
72. ábra.	<i>A nyomófeszültség változása a Larson – Miller függvényében a vizsgált kísérleti anyagokból készült próbatestek esetén. Hőntartási hőmérséklet 350°C.</i>	81
73. ábra.	<i>A nyomófeszültség változása a Larson – Miller függvényében a vizsgált kísérleti anyagokból készült próbatestek esetén. Hőntartási hőmérséklet 350°C.</i>	81
74. ábra.	<i>A maradó feszültség hányad változása a vizsgált kísérleti anyagokból készült próbatestek esetén. A hőntartási hőmérséklet 350°C.</i>	82

75. ábra. <i>Mo = 1,01 % - kal ötvözött átmeneti grafitos öntöttvas mikroszkópos felvételei...</i>	83
76. ábra. <i>Összehasonlítás a különböző hőmérsékleten végzett feszültség-relaxáció vizsgálatok eredményei között.</i>	84

BEVEZETÉS

Ahhoz, hogy a motorok megfeleljenek az új teljesítményi követelményeknek és szigorúbb gépjármű kipufogógáz kibocsátás előírásoknak, egyre nagyobb hőmérsékleten és nagyobb nyomáson kell működniük, mint a korábban gyártott motorok. Ennek érdekében szükséges, hogy a lemezes- és az átmeneti grafitos öntöttvasból készült és a motorok gyártásában használt öntvényeknek nagyobb termikus kifáradási ellenállása legyen. Ez különösen igaz a nagy teljesítményű dízelmotorokhoz gyártott hengerfejek esetén, amelyek a leginkább hajlamosak a hőfáradási károkra és kúszási jelenségre az égéstérhez való közelségük miatt.

A termomechanikus hőfárasztás (TMF) fontos vizsgálati eljárás, mert

- az erre irányuló kutatások kimutatták az átmeneti grafitos öntöttvas előnyeit a lemezgrafitos öntöttvasból és az alumíniumból készült öntvényekkel szemben [1].
- ennek alkalmazásával a teherautó piacon jobb, és környezetbarát motorok fejlesztése valósult meg.

A termomechanikus hőfárasztás vizsgálata különösen fontos volt a Scania CV AB részére, mivel résztvevője az IEC WP2.3 nevű projektnek, amely alapján 2010 kezdetén bevezették az átmeneti grafitos öntöttvasból készült hengerfejek gyártását. Ennek érdekében más vizsgálatok mellett sor került a termomechanikus hőfárasztás vizsgálatára is.

A doktori kutatómunkám célja a molibdén hatásának vizsgálata az átmeneti grafitos öntöttvasra, továbbá a hőfárasztási tulajdonságok vizsgálata és összehasonlítása a lemezgrafitos öntöttvas tulajdonságaival. Erre a célra négy különböző molibdéntartalmú átmeneti grafitos, és egy GJL-300 minőségű lemezgrafitos öntöttvasból, különböző átmérővel öntött darabokból kimunkált próbatestek vizsgálatát végeztem el.

A termomechanikus hőfárasztási tulajdonságok vizsgálatán kívül elvégeztem a hőterhelés hatására kialakuló feszültség-relaxációjának vizsgálatát is.

A vizsgálatokat a Jönköpinger Egyetem projektje keretén belül végeztem Svédországban, a Swerea SWECAST és több autóiipari svéd öntőde közreműködésével.

A hőfárasztáshoz tartozó méréseket Södertäljében a SCANIA CV AB, Anyagok Technológia, UTMT részlegnél, a próbatestek szerkezetvizsgálatát a Miskolci Egyetemen végeztem el.

1. AZ ÖNTÖTTVASAK TULAJDONSÁGAI

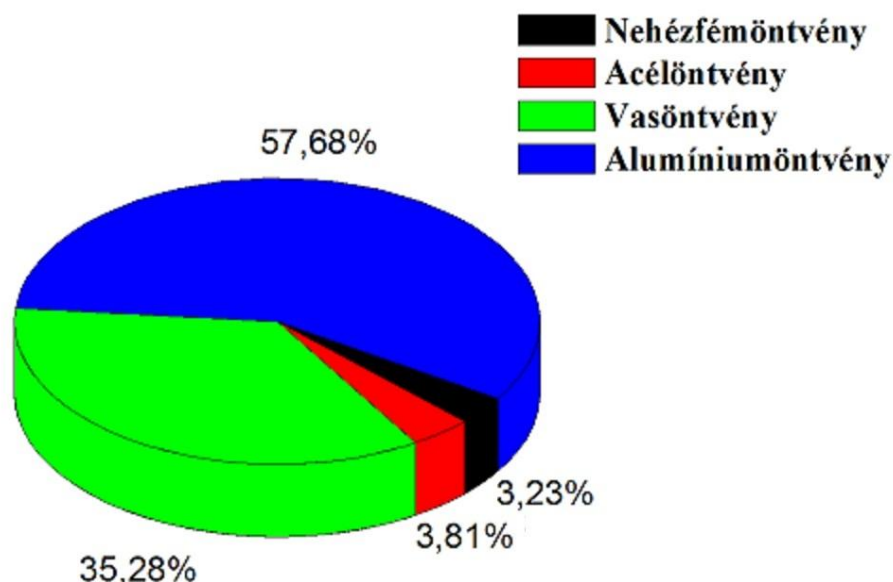
1.1. A VASÖNTVÉNY – GYÁRTÁS JELENTŐSÉGE

Az öntöttvas kifejezést a vasötvözetek azon széles családjára alkalmazzák, melyeknek a kristályosodása közben eutektikum képződik. A karbon stabil grafit vagy metastabil vaskarbid formájában jelenik meg a vasötvözetekben. Így az eutektikumnak két alaptípusa van, az egyik ausztenit–grafit fázisokból képződő grafit-eutektikum, míg a másik ausztenit – vaskarbid (Fe_3C) fázisokból képződő ledeburit.

Az öntöttvasak összetett ötvözetrendszeréből következik, hogy széles szövetszerkezeti skálával rendelkeznek, amelyek változatos tulajdonságokat eredményeznek. Különböző felhasználók számára fontos tulajdonságok az összetétel, az olvadákezelés, továbbá a megszilárdulási körülmények és a hőkezelési eljárások függvénye.

Annak ellenére, hogy az emberiség több mint 2500 éve használja az öntöttvasat, jelenleg is találnak új alkalmazási területeket. Ennek a folyamatos érdeklődésnek az oka az öntöttvas sokoldalú tulajdonságaiban és az öntvények kialakításának nagy szabadságában rejlik, amely lehetővé teszi, hogy komplex alkatrészeket lehessen gyártani néhány művelettel.

A sok jó tulajdonságának köszönhetően az öntöttvas az egyik leggyakoribb öntött anyag, amelynek éves termelése Magyarországon 2009-ben 41066 tonna, illetve 2010-ben 54700 tonna volt. Ezzel a mennyiséggel az öntöttvas képviseli a Magyarországon összes öntvénygyártás egyharmadát. Magyarország öntvénytermelésének adatait mutatja az 1. ábra és az 1. táblázat, [2, 3].



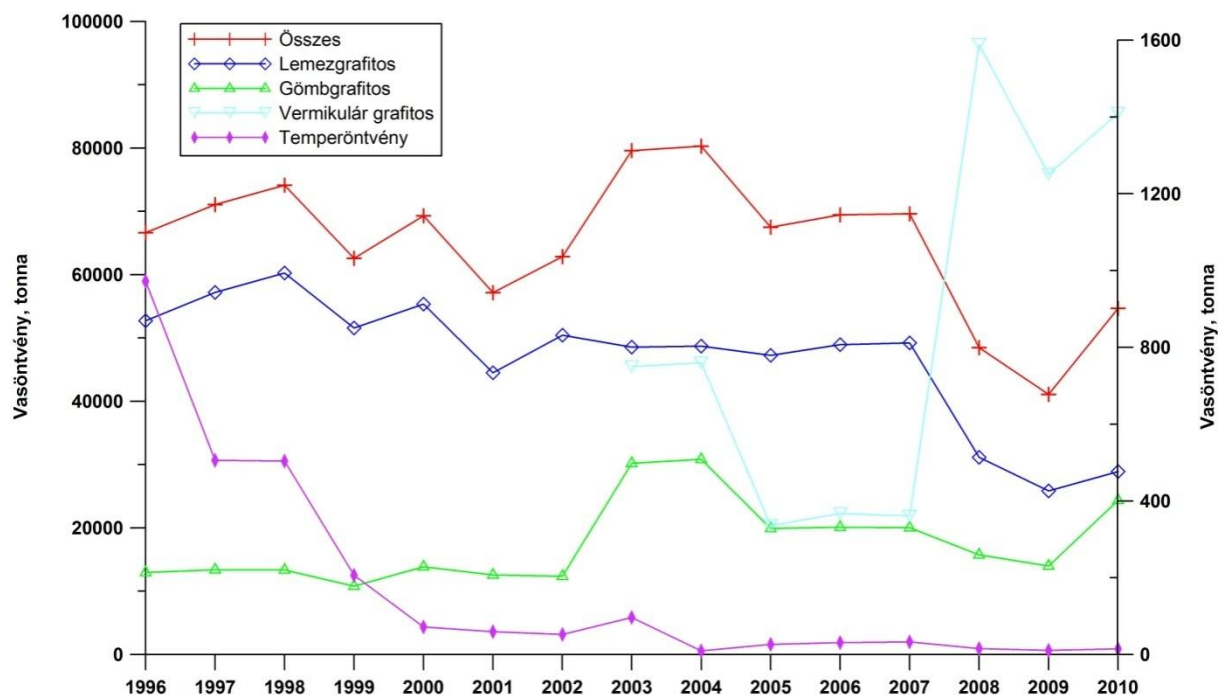
1. ábra. Magyarország öntvénytermelése 2010 – ben.

1. Táblázat – Magyarország öntvénytermelése (1996 – 2009) [2, 3]

Megnevezés	Értékek tonnában														
	1996*	1997*	1998*	1999*	2000*	2001*	2002*	2003*	2004*	2005*	2006	2007	2008	2009	2010
Lemezgrafitos vasöntvény	52700	57200	60259	51565	55364	44521	50434,6	48538	48724	47242	48950	49230	31133	25834	28921
Gömbgrafitos vasöntvény	12956	13374	13358	10789	13872	12575	12374,6	30211	30813	19912	20112	20011	15750	13970	24354
Vermikulár grafitos vasöntvény	0	0	0	0	0	0	0	750	760***	336	367	361	1589	1251	1410
Temperöntvény	972	506	504	207	72	60	52,6	97	10	27	31	33	16	11	15
Vasöntvény összesen	66628	71080	74121	62561	69308	57156	62861,8	79596	80307	67517	69460	69635	48488	41066	54700
Ötvözetlen acélöntvény	4298	3748	4251	3444	3718**	3953**	3061,8**	2957**	3014**	3002**	3356**	3321	4224	3052	3134
Ötvözött acélöntvény	3072	3271	2774	2651	2856**	2101**	2514,1**	2040,5**	2232**	2383**	2677**	2619	3414	2643	2767
Acélöntvény összesen	7370	7019	7025	6095	6574**	6054**	5575,9**	4997,5**	5246**	5385**	6033**	5940	7638	5695	5901
Ebből precíziós öntvény összesen													573	418	447
Alumínium kokillöntvény	4161	6847	11087	13098	16674	22447	26045,1	27399	31405	48974	53120	53919	40823	49063	46323
Alumínium nyomásos öntvény	6223	6697	8917	16855	22123	30576	37021,3	39140	42138	36103	40232	43011	49 298	30 857	42898
Alumínium homok öntvény	11	267	331	434	338	351	334,8	283,5	295***	258	278	346	221	181	202
Alumínium öntvény össz.	10395	13811	20335	30387	39135	53374	63401,2	66822,5	73838	85335	93630	97276	90342	80101	89423
Bronzöntvény	307	283	674	414	348	348	356,9**	308**	296**	750**	787**	806**	363	629	617
Sárgaréz öntvény	1596	2032	1889	2548	2749	2372	1955,0	1862	1796	984	976	1010	1044	813	672
Cinköntvény	1028	1538	1704	1583	2517	2239	2491,0	2562	3021	1816	2012	3566***	2 950	3 738	3580
Egyéb nehézfém öntvény	-	-	-	40	22	71	115,8**	121**	176**	686**	563**	551	490	262	143
Nhézfém öntvény össz.	2931	3853	4267	4585	5636	5030	4918,7**	4853**	5289**	4236	4338	5933	4847	5442	5012
Ebből precíziós öntvény összesen													12	37	31
ÖSSZES ÖNTVÉNY	87324	95763	105748	103628	120653	121 614	136757,6	156269	164680	162473	173461	178784	151 315	132 304	155036

* MŐSZ adatgyűjtés; ** precíziós öntvénnel együtt; *** U-Shin H Kft.-vel együtt

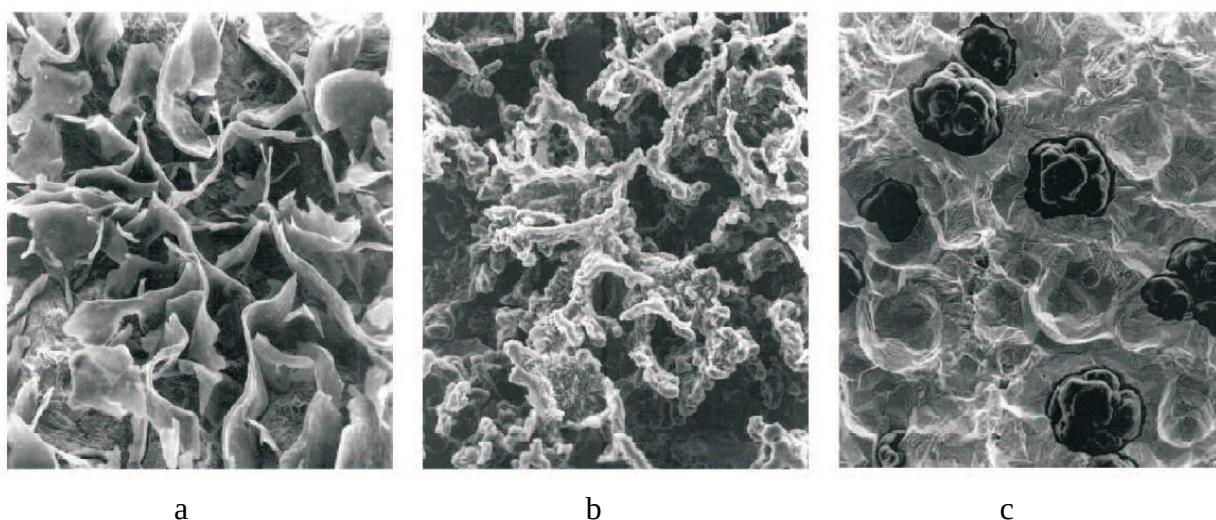
A 2. ábrán látható a magyarországi vasöntvény termelés alakulása 1996 és 2010 között. A vermikulár – grafitos és a temper öntvényekre vonatkozó adatok a jobb oldali függőleges tengelyen olvashatóak.



2. ábra. Magyarország vasöntvény termelése 1996 és 2010 között.

1.2. AZ ÖNTÖTTVAS TÍPUSAI ÉS ALKALMAZÁSI TERÜLETEI

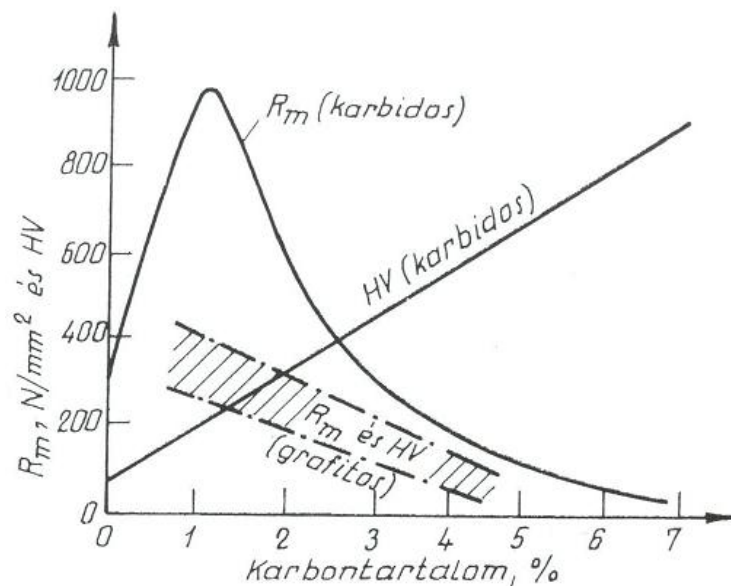
A történelmileg kialakult első osztályozási szempont az öntvények töretfelületének jellemzése volt. Ezek alapján megkülönböztethető a szürke és fehér töretű öntvény. A fehér töret esetén a törés a cementit lemezek (Fe_3C) mentén történik. Szürke töretnél a törés a grafitlemezek mentén történik, ezért a felület szürke színű. Feles töretű öntvélynél mind a fehér -, mind a szürke - öntvényre jellemző töretfelület megtalálható. A gyártási technológiák és a vizsgálati módszerek fejlődésével a szövetszerkezeti sajátosságok (grafitalak és a fémes szövet) széles skálája miatt újabb csoportosítások jöttek létre. A grafitalak szerint négy típus különböztethető meg: lemezgrafit, gömbgrafit, átmeneti grafit (kompakt / vermikuláris), valamint a hőkezelés közben kialakuló temperszén. A Fémes mátrix típusai: ferrites, ferrit-perlites, perlites, ausztenites, martenzites, bainites és ausztemperált [4]. A 3. ábrán láthatók a fő grafit morfológiák (lemez, átmeneti, gömb).



3. ábra. *Különböző grafit morfológiák – mélymaratott SEM képek [5].*
 a) lemezgrafit; b) átmeneti grafit; c) gömbgrafit.¹

Az öntöttvasak közül a lemezgrafitos öntöttvas, vagy szürkevas a legelterjedtebb típus. Legnagyobb hátránya, hogy nem szívós, mérhető nyúlása nincs, és szilárdsága is kicsi. Ennek az öntöttvasban kis mennyiségben (mintegy 6-10 térfogatszázalékban) található grafit az oka, melynek sem szívóssága, sem szilárdsága nincs. Az éles végű lemezgrafit bemetsző hatása révén sokkal nagyobb mértékben rontja a szilárdságot, mint ahogy mennyisége alapján várható lenne (4. ábra) [6].

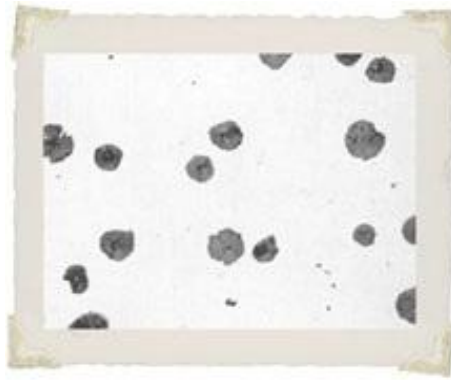
¹ A lemezes illetve vermikuláris grafit vastagsága 1 – 2 μm , a gömbgrafit átmérője 4 - 5 μm körüli értékeket ér el.



4. ábra. A Fe - C ötvözetek mechanikai tulajdonságainak változása a karbon tartalomtól függően, grafitos és karbidos kristályosodáskor [6]

A lemezgrafitos szürke öntöttvas (FG) alkalmazási területe igen széles, mivel a felhasználók számára fontos tulajdonságai is széles skálán mozognak. Jó a hővezető-képessége, a rezgéscsillapító-képessége, korrózió-állósága, kopásállósága és jól megmunkálható, mert az öntvény szerkezetében található grafitlemezek kenik a forgácsoló szerszámot. Így olyan alkalmazásokban előnyös, ahol kopás léphet fel, hiszen segít megtartani a kenőanyagot. Felhasználási területei pl.: autóiparban, mezőgazdasági gépiparban, építőipari berendezésekben, motorokban, fűtő és hűtőtestekben, olaj és gáz szivattyúkban és kompresszorokban, háztartási gépekben, bányaiiparban alkalmazott gépekben, valamint lendkerék, fogaskerék és csövek alapanyaga [7].

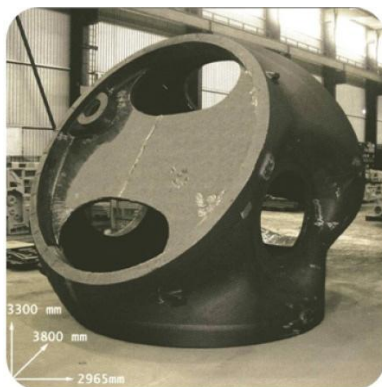
A gömbgrafitos öntöttvas gyártásának története rendkívül rövid időre nyúlik vissza. A 20-as évek végén kísérleteket végeztek a nikkel hasznosítására az öntvénygyártás, elsősorban a vasöntvény gyártás terén. Ennek eredményeként sikerült előállítani egy olyan öntöttvasat, amelyben a grafit gömb alakban volt jelen, továbbá egy öntött állapotban szívós és mérhető nyúlású, nagy karbon tartalmú öntöttvasat. 1938-ban az eutektikushoz közel eső összetételű öntöttvas szövetében bázikus salakkal végzett olvadékezelés és jelentős túlhevítés után ugyancsak gömb alakú grafitot találtak (5. ábra). Ezt követően kísérletek indultak a magnézium hatásának vizsgálatára az erősen ötvözött, fehértöretű öntöttvasban, majd a hipoeutektikus öntöttvasban. Sikerült a 3,2% C-, 1,75% Si-, 1% Ni-, valamint a 3, 5% C-, 2, 25% Si, 2% Ni - tartalmú öntöttvasban 0,5% adalékkal (80% Ni+20% Mg) a lemezgrafit mellett gömbgrafitot is elérni. A visszamaradó magnézium mennyisége a vasolvadékban 0,067% volt. A laboratóriumi körülmények között kapott eredmények alapján megkezdték az ipari bevezetésének előkészítését, melynek első eredménye 1948 áprilisában valósult meg [8].



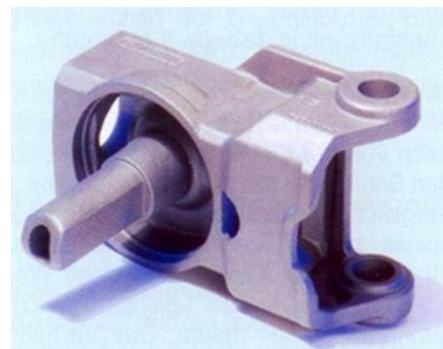
5. ábra. 1943. április 12-én készített próbán látható a grafit gömb alakja [9]

A gömbgrafitos vasöntvények legnagyobb felhasználója a közúti járműipar és a gépipar, ezen belül a mezőgazdasági, vegyi és építőipari gépgyártás.

További felhasználási terület a legváltozatosabb méretű és rendeltetésű szivattyú- és szelepház, hidraulikaelemek, turbina, kompresszor és nyomószivattyú házöntvények (6. ábra) [8].



Kerékagy egy szélenergia-erőmű számára (GJS – 400 – 15)



Sebességváltó mezőgazdasági gép számára (GJS – 400 – 15)



Féknyereg (GJS – 500 – 7)



Forgattyús tengely (GJS – 700 – 1)

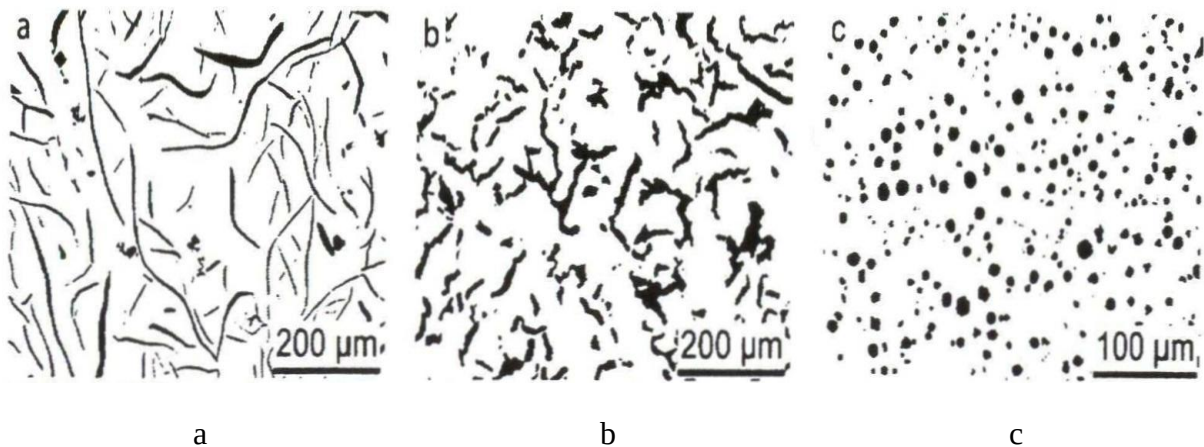
6. ábra. Gömbgrafitos öntöttvasból gyártott öntvények. ²[72]

² Az ábrákon szereplő jelölések megegyeznek a DIN EN 1563 szabványban előírtakkal. A háromjegyű szám jelöli a szakítószilárdságot, a másik szám viszont a nyúlást.

1.2.1. AZ ÁTMENETI GRAFITOS (VERMIKULÁRIS, CGI3) ÖNTÖTTVAS

Az átmeneti grafitos öntöttvasat először a gömbgrafitos öntöttvénygyártás kezdeti szakaszában figyelték meg. Gyakran tapasztalták, hogy a magnézium adagolása az öntöttvasban nem mindig eredményez gömbgrafitos szövetet. Ez leginkább akkor fordult elő, amikor az öntöttvasban kisebb maradó magnéziumtartalmat elemeztek, mint amennyi a teljesen gömbgrafitos szerkezethez szükséges volna. Ilyenkor a grafit a lemez és a gömb közötti átmeneti alakot vett fel [10].

Ahogy látható a 7. ábrán a lemezgrafitos öntöttvas jellemzője a grafitlemezecskék véletlenszerű eloszlása, miközben a gömbgrafitos öntöttvasban a grafit alakja egyedi gömbök. Az átmeneti grafit szemcsék elhelyezkedése véletlenszerű eloszlású és alakja rövidebb és vastagabb, mint a lemezgrafitos öntöttvasban, de valamint lekerekített széle van [11].



7. **ábra.** Lemezgrafitos- (a), vermikulár grafitos- (b) és gömbgrafitos (c) öntöttvas minősítése a grafit szemcsék alakja alapján [68]

Az átmeneti grafitos öntöttvas előnye a lemezgrafitos öntöttvassal szemben:

- költséges ötvözők (Ni, Mo, Cu, Cr, stb.) nélkül is nagyobb szilárdság;
- nagyobb szakítószilárdság/keményység viszony;
- lényegesen nagyobb nyúlás és szívósság;
- kisebb a hajlam a metastabilis rendszer szerinti kristályosodásra;
- kisebb a falvastagság érzékenység.

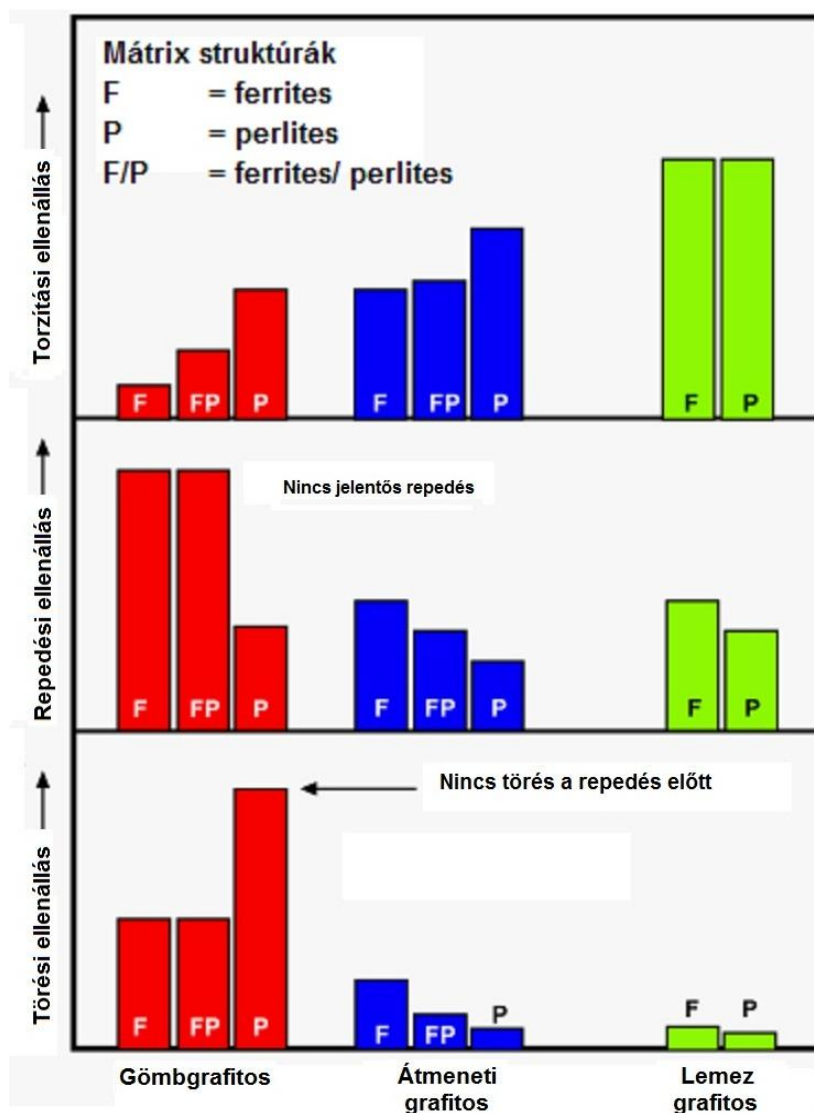
Az átmeneti grafitos öntöttvas előnye a gömbgrafitos öntöttvassal szemben:

- jobb hővezető képesség;
- jobb rezgéscsillapító képesség;
- jobb a forgácsolhatóság;

³ Angol kifejezés: CGI – compacted/ vermicular graphite iron.

- jobbak az öntészeti tulajdonságok, például bonyolultabb alakú öntvények is jó öntvénykihozattal, tápfej nélkül önthetők [8].

Mivel az átmeneti grafitos öntöttvas egy köztes anyag a lemezes és a gömbgrafitos öntöttvas között, ezért a legnyilvánvalóbb a felhasználása olyan alkalmazások esetén, ahol a lemezgrafitos öntöttvas mechanikai tulajdonságai nem elegendők, vagy ahol a gömbgrafitos öntöttvas tulajdonságai meghaladják a követelményeket. Ezt a megközelítést alkalmazták egy átmeneti grafitos öntvény gyártásánál, a nagy sebességű vonat féktárcsákhoz. A korábban használt lemezgrafitos öntöttvas esetén felszíni repedéseket tapasztaltak, a gömbgrafitos öntöttvas alkalmazása magas rugalmassági modulusa és alacsony hővezető képessége miatt túlzott vetemedéshez vezetett. Ahogy a 8. ábrán látható, az átmeneti grafitos öntöttvasat a kedvező tulajdonságai miatt sikeresen alkalmazták a féktárcsa gyártásánál [12].



8. ábra. Az átmeneti grafitos öntöttvas tulajdonságai ideálisak sok egyidejűleg hő- és mechanikai terhelésnek kitett gyártmányok számára [12].

A 2. táblázat összefoglalja a különböző öntöttvasak tulajdonságait. A táblázatban szereplő adatok a szabványokból [45, 47, 70] származnak.

2. Táblázat – A lemezes-, az átmeneti- és a gömbgrafitos öntöttvas tulajdonságai

Tulajdonság	Lemezes	Vermikulár	Gömb
	Grafitos öntöttvas		
Szakítószilárdság, R_m , [N/mm ²]	150 – 450	300 – 575	350 – 800
0, 2%-os határ, $R_{p0,2}$, [N/mm ²]	–	210 – 400	220 – 500
Nyúlás, A_5 , [%]	0,3 – 0,8 Max. 1, 5	0,5 – 5, 0	2 – 22
Rugalmassági modulusz, E , [kN/mm ²]	75 – 143	130 – 160	170 – 185
Sűrűség, ρ , [g/cm ³]	7, 1 – 7, 3	7, 0 – 7, 2	7, 1 – 7, 2
Hővezető-képesség, λ , [W/m*K]	45 – 53	36 – 47	30 – 38
Hőtágulási együttható, α , [$\mu\text{m}/(\text{m}^*\text{K})$]	100 °C	11,7	11
	400 °C	13	12,5
Fajlagos hőkapacitás, c , [J/(g*K)]	0,460 – 0,535	0,475	0,515

Bár az átmeneti grafitos öntöttvasat leginkább olyan alkalmazások esetén szokták használni, ahol a gömbgrafitos öntöttvas szakítószilárdsága nem felel meg a követelményeknek. Az átmeneti grafitos öntöttvas jövője olyan alkalmazásokban rejlik, amelyek egyszerre igénylik a nagyobb szakítószilárdságot és maradó alakváltozó-képességet, valamint a jó önthetőséget, a megfelelő hővezető-képességet és a kedvező megmunkálási tulajdonságokat [12].

Az új égéstermék-kibocsátásokra vonatkozó jogszabályok [13], valamint a kereslet a nagyobb fajlagos teljesítményű motorok gyártása irányába vezeti a dízelmotor technológia fejlődését. Míg a nagyobb hengertérbeli nyomások nyújtanak jobb égést, teljesítményt és nagyobb fordulatszámot, az ebből eredő termikus és mechanikus igénybevételek növekedése új anyagokat és tervezési megoldásokat követelnek.

A tervezőmérnököknek választaniuk kell az öntöttvasból és alumíniumból készült alkatrészek között különösen az öntvény tömege alapján és ebben egyre jobban előtérbe kerül az átmeneti grafitos öntöttvas.

Tekintettel arra, hogy az új motorfejlesztési programok célja, hogy a kiválasztott anyagoknak nem csak a jelenlegi tervezési szempontokat kell kielégíteni, hanem lehetővé tegye a későbbi kibocsátási és teljesítményi célok elérését a teljes blokk felépítés megváltoztatása nélkül. Az átmeneti grafitos öntöttvas legalább 75%-kal nagyobb szakítószilárdsága, 40%-kal nagyobb rugalmassági modulusa, valamint körülbelül kétszeres kifárasztási tulajdonsága a lemezgrafitos öntöttvassal és alumínium öntvényekkel szemben igazolja, hogy egy ideális anyaga a motortervezés és a teljesítménynövelés jelenlegi és jövőbeni követelményeinek [1].

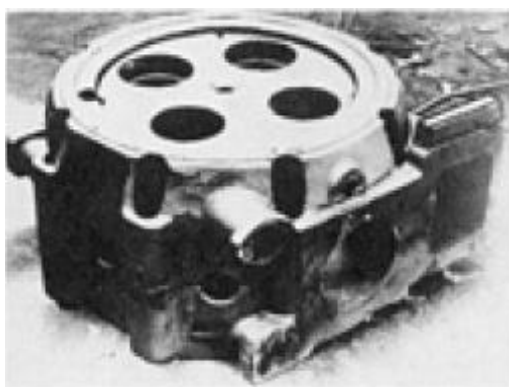
Jelenleg több vállalat, mint például az AUDI, a Caterpillar, a Chrysler, Ford, General Motors, Hyundai, International Truck, Kia, Land Rover, B & W Diesel, PSA Peugeot-Citroen, Rolls-Royce Energetika, Toyota, Volkswagen és a Volvo használják az általuk gyártott járművekben az átmeneti grafitos öntöttvasból öntött motorblokkokat és hengerfejekeket.

A 9. ábrán átmeneti grafitos öntöttvasból készült autóiipari alkatrészek láthatók, a bal oldalon a Ford Lion dízel pick-up hathengeres motorja, a jobb oldalon egy NAVISTAR motorblokk és hengerfej [14].



9. **ábra.** Átmeneti grafitos öntöttvasból készült autóiipari öntvények [14].

Mivel az átmeneti grafitos öntöttvas hővezető-képessége nagyobb, mint a gömbgrafitos öntöttvasé, ezért előnyben részesül olyan öntvények / alkatrészek gyártásánál, amelyek magas hőmérsékleten és / vagy termikus fárasztás körülmények között működnek. Ilyen alkalmazásra példák a kokillák, a hajtókarok, a hengerfejek, a kipufogócsonkok és a féktárcsák, amint a 10. ábrán látható [15].



a



b

10. **ábra.** Magas hőmérsékleten használt átmeneti grafitos öntöttvasból készült öntvények:
a) MaK – M 551 hengerfej b) Kipufogócsonk turbófeltöltővel; [15, 16]

2. A TERMOMECHANIKUS HŐFÁRASZTÁS

A különböző grafitmorfológiájú (lemezes-, átmeneti-, gömbgráfit) és a fémes mátrixú (ferrites, ferrit-perlites és perlites) öntöttvas termodinamikailag stabil szobahőmérsékleten. Valamilyen szintű belső / maradó feszültség létezhet az öntvényekben a gyártási folyamattól függően. A környezetinél magasabb hőmérsékletre való hevítés során nagyobb belső feszültség jöhet létre, főleg a hőtágulási viszonyok és az átalakulási folyamatok miatt. A hőmérsékletnövekedéssel az eutektoidos átalakulás hőmérsékletének közelében végbemehet a perlit bomlása. A hőmérséklet további növelése az eutektoidos átalakulási hőmérséklet fölé a meglévő fázisok ausztenitté alakulását okozza. Jelentős térfogatváltozások kísérik az átalakulási folyamatokat.

A magas hőmérsékleten használt öntött alkatrészek statikus és dinamikus terhelésnek vannak kitéve. Mindkettő igénybevétel húzó- és nyomó jellegű, ezzel növelve az adott szintű hőmérsékleten lejátszódó folyamatok összetett jelenségét [20].

A magas hőmérsékleten alkalmazott vasöntvények esetén a következő tulajdonságok nagy szerepet játszanak:

- Méretstabilitás (növekedés);
- Oxidáció;
- Meleg szilárdsági tulajdonságok;
- Megeresztés állóság (meleg keménység);
- Kúszás ellenállás / Kúszószilárdság;
- Termikus (termomechanikus) fárasztás ellenállás [21].

2.1. TERMOMECHANIKUS HŐFÁRASZTÁS

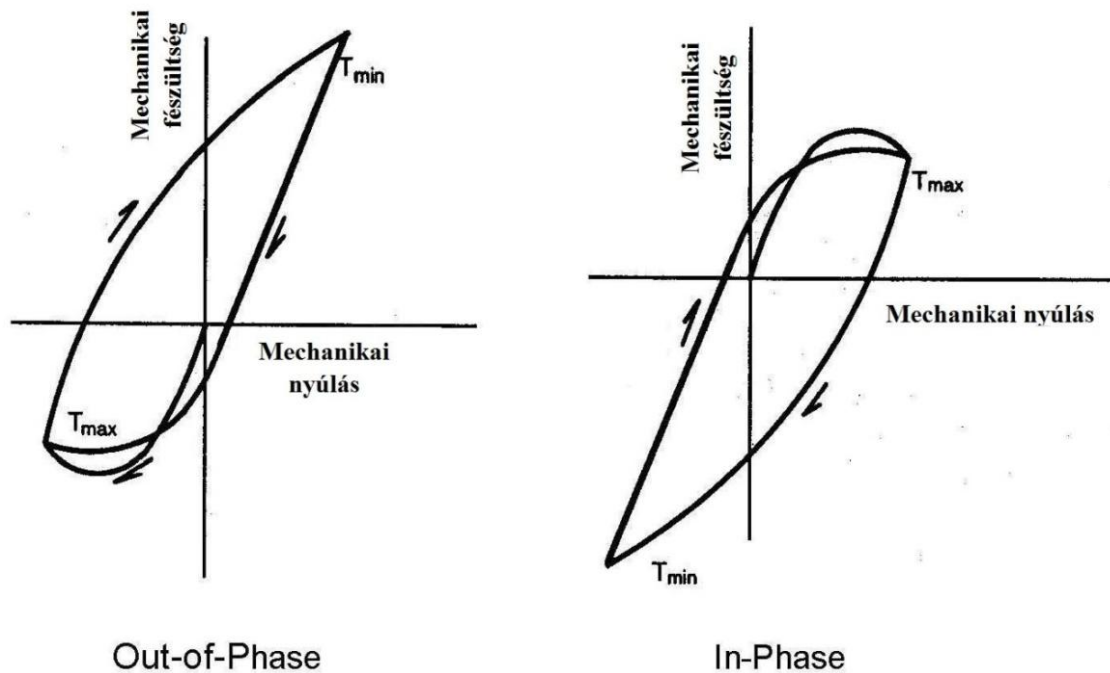
A termomechanikus hőfárasztás (TMF) alatt a ciklikus hőmérséklet-változtatás és egyidejű mechanikai méretváltozás által kiváltott a fárasztást értünk. A mechanikai nyúlást a nettó nyúlás (ε) és a termikus nyúlás (ε_T) különbségéből kapjuk meg, amelynek egységesnek kell lennie a mintában.

$$\varepsilon_M = \varepsilon - \varepsilon_T \quad (1)$$

A termomechanikus fárasztás több mechanizmust foglal magába, a „tisztá” fáradás károk mellett magas hőmérsékleten kialakuló kúszást és oxidációt is magába foglalja, ami közvetlenül hozzájárul a károsodáshoz. Mikroszerkezeti átalakulás is előfordulhat a termomechanikus fárasztás által az alábbi formában:

- Alakítási öregedés (a hidegen kismértékben alakított anyag képlékenységeinek, szívósságának csökkenésével és szilárdságának növekedésével járó folyamat) – az oldott-edzett rendszerek esetében;
- Az oldott állapotban lévő elemek fázisainak kiválása;
- Fázis átalakulás a ciklus hőmérséklet határain;
- Túlóregítés (nagyobb hőmérsékleten vagy hosszú ideig végzett mesterséges öregítés, a kiváltások mérete megnő, az anyag szilárdsága csökken) – mint például a kivált fázisok durvulása [22].

A termomechanikus fárasztás terhelése általában kéttípusú „in – phase” (IP) vagy „out of phase” (OP). Egy sematikus illusztráció a feszültség – nyúlás (stress – strain) viselkedéséről a kéttípusú terhelés alatt a 11. ábrán található [23].



11. ábra. Feszültség – nyúlás viszonya az „in phase” és „out of phase” terhelések esetén [24].

Az „in phase” típusú terhelés esetén a maximális hőmérséklet és nyúlás ugyanabban az időben fordul elő. Az „out of phase” típusú terhelésnél az anyagnak van nyomófeszültsége a magas hőmérsékleten és húzófeszültsége alacsony hőmérsékleten. Az „in phase” terhelés nagyobb valószínűséggel okoz kúszási kárt a magas hőmérsékleten kialakuló húzófeszültségek miatt. Az „out of phase” esetén jobban észrevehető az oxidációs kár, mert egy oxidhártya alakulhat ki magas hőmérsékleten, majd a törés a ciklus alacsony hőmérsékletű húzófeszültségének részen jön létre, ahol az oxidhártya törékenyebb [23].

Az „out of phase” esetben jóval nagyobb rugalmatlan nyúlás alakul ki, mint az „in phase” esetén.

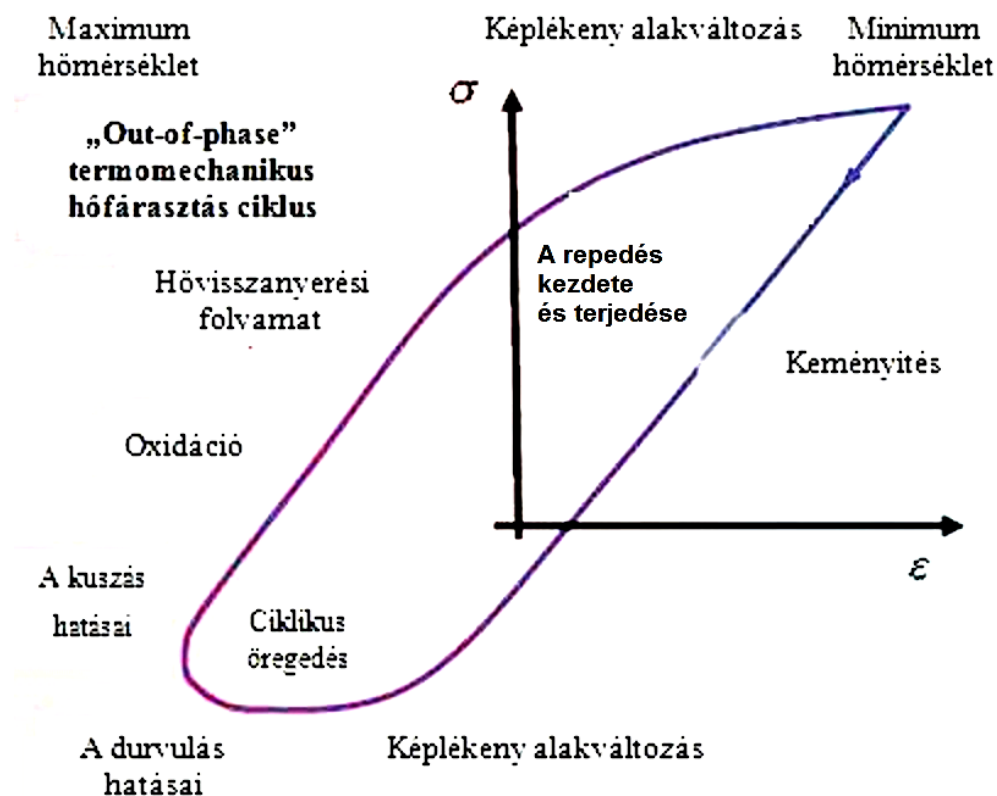
Termomechanikus fárasztási feltételek alapján az anyagban kialakuló károsodási mechanizmusokat három csoportba lehet osztani, ezek a fárasztás, a környezeti (oxidáció) és a kúszási károk.

Ezek a mechanizmusok önállóan vagy együttesen jöhetnek létre az anyagok típusától és a működési feltételektől (a maximum és minimum hőmérséklet, a hőmérséklet tartomány, a mechanikai alakváltozás tartománya és az alakváltozás sebessége, környezeti tényezők) hatásától függően [25].

Más tanulmányok szerint [26] a ciklusokban zajló hőmérsékletfüggő folyamatok, a következők:

- Képlékeny alakváltozás;

- Kúszás;
- Oxidáció;
- A mikrostruktúra durvulása;
- A repedés kezdeményezése és terjedése a 12. ábrán látható viszonyok szerint.



12. ábra. Egy „out-of-phase” ciklus alatt zajló folyamatok [26].

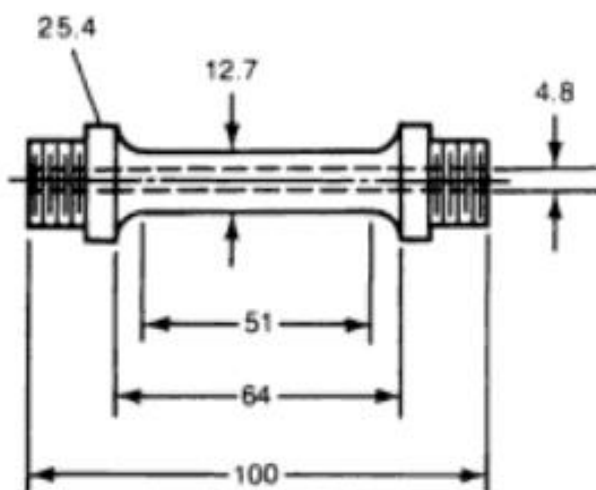
2.1.1. A TERMOMECHANIKUS HŐFÁRASZTÁS MÉRÉSI MÓDSZERE

A termomechanikus hőfárasztás mérésének jelentősége miatt jelentős figyelmet szenteltek a problémának különböző szemináriumokon. Beszámolók készültek a termomechanikus hőfárasztás vizsgálatával kapcsolatban az 1950-es évektől kezdődően Amerikában, Európában és Japánban. A számítógépek és a hidraulikus berendezések lehetővé tették a hőmérséklet – nyúlás egyidejű pontos vezérlését és mérését [22].

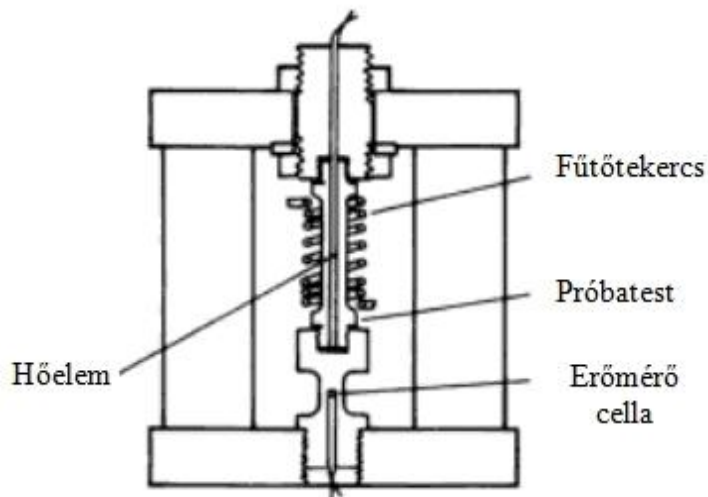
A termomechanikus fárasztás jellemzőinek meghatározása gyakran számos technikai problémához kapcsolódik. Létrehoztak egy szabványt, amely meghatározza ezt a fajta fárasztóvizsgálat működési elvét.

Az Európai Bizottság támogatásával 2000-ben létrehoztak egy kutatási projektet a termomechanikus hőfárasztási eljárások irányelveinek kidolgozására. A projektben 20 ipari, kutatási és tudományos központ vett részt. A projekt 2005-ben befejeződött, és az eredménye a jelenlegi szakaszban egy részletes eljárások és iránymutatások szabvány [27]. Ez kitér a termomechanikus fárasztás mérésének minden gyakorlati kérdésére, mint például a megfelelő hőmérséklet dinamikus mérési és ellenőrzési módszereire, a nominális hőmérséklet érték által okozott eltérés hatására, a fázis elmozdulása a mechanikai alakváltozás ciklus és a hőmérséklet ciklus között, a vizsgálat megindítására és újraindítására a rendszer kikapcsolása után, valamint az elfogadható hőmérsékleti gradiensre [28].

Az egyik széles körben elfogadott módszer a korlátozott termikus fárasztás vizsgálat. Az említett vizsgálaton, a próbatest (lásd a 13. ábrán a vizsgálandó darab méreteit) két álló lemez közé van felszerelve, amelyeket két oszlop mereven tart. A próbatest magas frekvenciájú indukciós áram segítségével fűtött, és hűtött a vízhűtéses befogófejek irányába a hővezetés által (14. ábra)

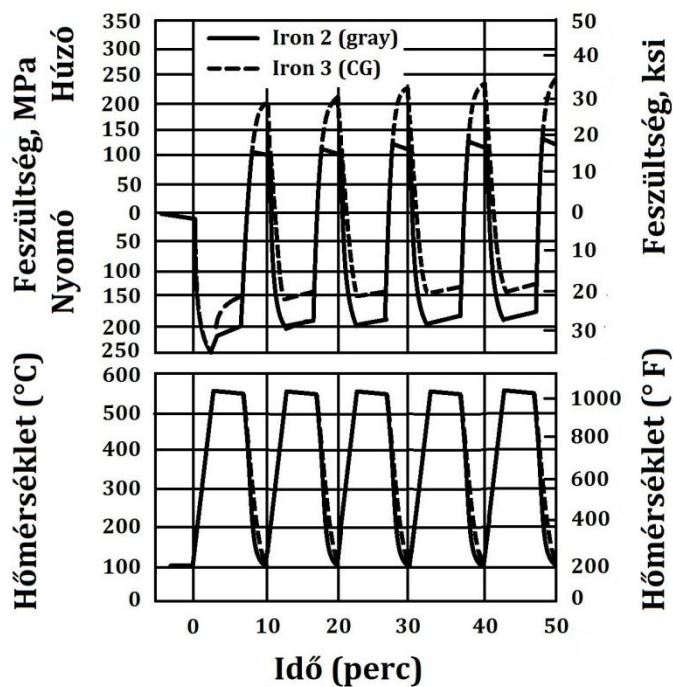


13. ábra. A korlátozott termikus fárasztás vizsgálatához használt próbatest méretei (a méretek milliméterben) [29]



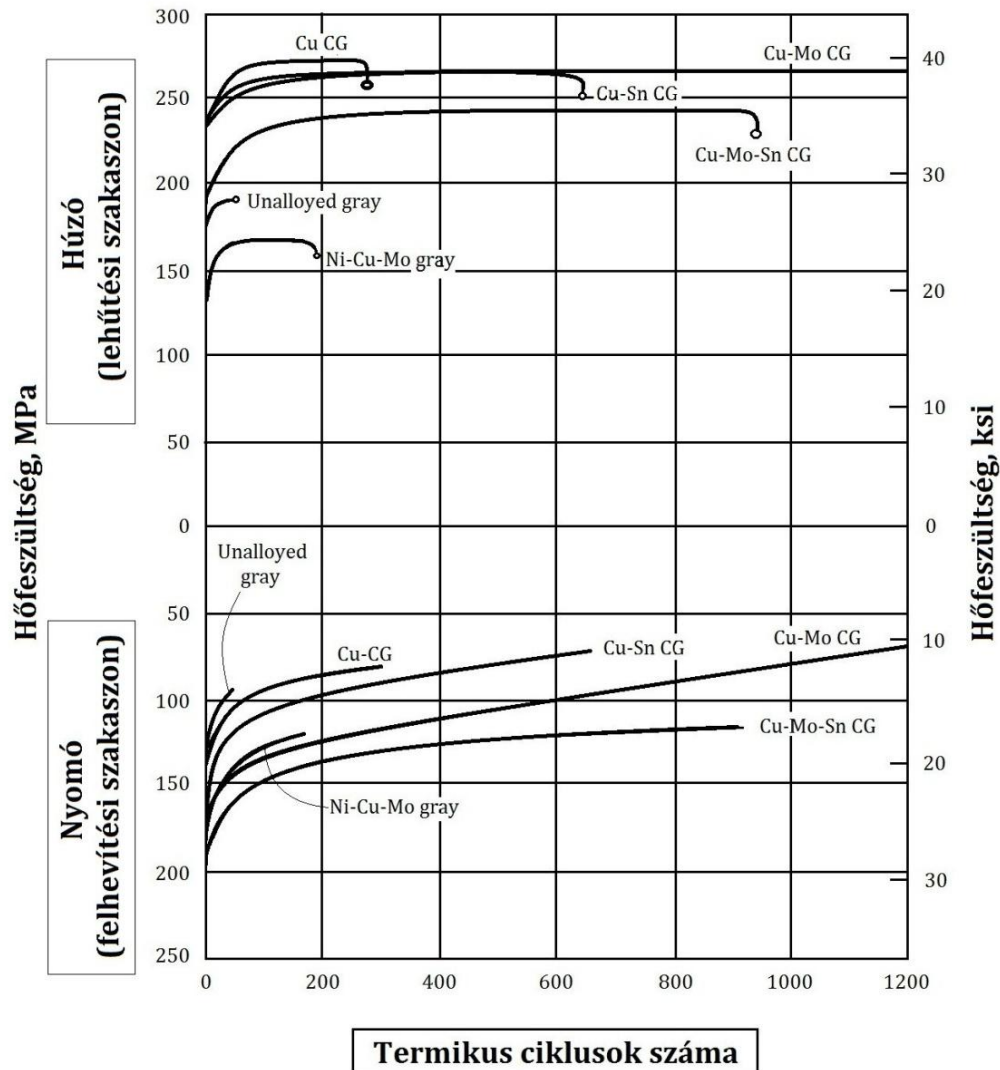
14. ábra. A korlátozott termikus fárasztás vizsgálatához használt rendszer sematikus ábrája [29]

A próbatesten létrejött termikus feszültséget egy erőmérő cella segítségével ellenőrzik. Az erőmérő cella a próba egyik befogófejénél található. A termikus ciklus idején, a hevítési idő alatt nyomófeszültségek jönnek létre, miközben a lehűlésnél húzófeszültségek alakulnak ki a próbatestben. A termikus ciklusok folytatásával a próbatestben halmozódik a fáradási kár olyan formában, amely hasonló a mechanikus fáradás vizsgálatánál tapasztalt viselkedéshez, végül a darab eltörik a fáradás miatt. Kezdetben a próbatestben nyomó feszültségek alakulnak ki a hevítés közben a korlátozott hőtágulás miatt (15. ábra).



15. ábra. Tipikus termikus feszültség ciklusok a vizsgálat kezdetén lemezgrafitos és vermikuláris grafitos öntöttvas esetén [29]

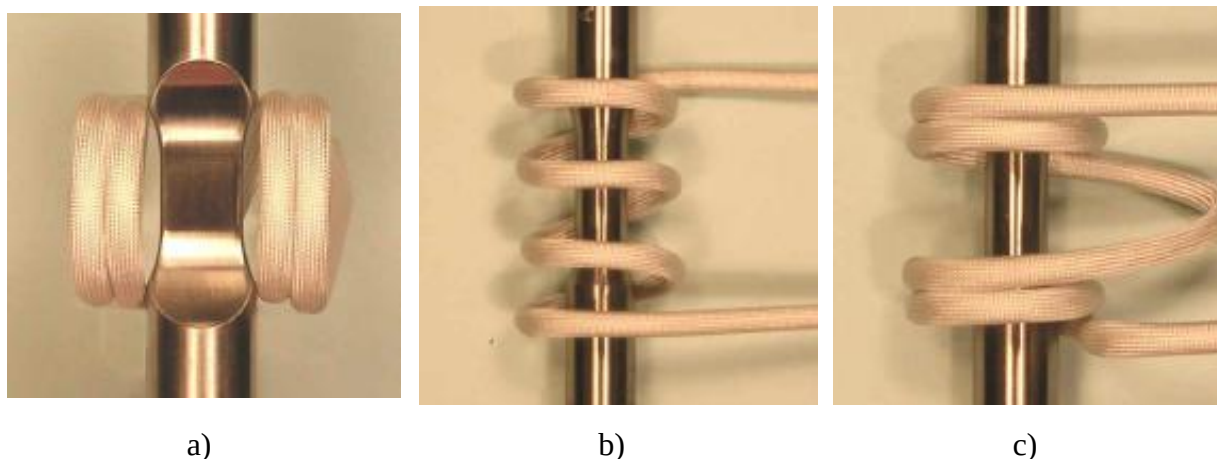
Képlékeny alakváltozás és feszültség-relaxáció alakul ki az 540°C -nál nagyobb hőmérsékleten hőntartás ideje alatt, ezáltal az egymást követő hűtési szakaszokban maradó feszültségek jönnek létre. Az egymást követő termikus ciklusok közben a nyomófeszültség maximális értéke folyamatosan csökken, miközben a húzófeszültség maximális értéke növekszik. Ez látható a 16. ábrán hat különböző öntöttvas próba esetén [29, 30].



16. ábra. A termikus feszültség maximális értéke hevítés és lehűtés közben a ciklusok számának függvényében. Hőmérséklet tartomány 100 és 540°C között, vizsgált anyagok lemezgrafitos és átmeneti grafitos ötvöztelen és ötvözött öntöttvasak [29]

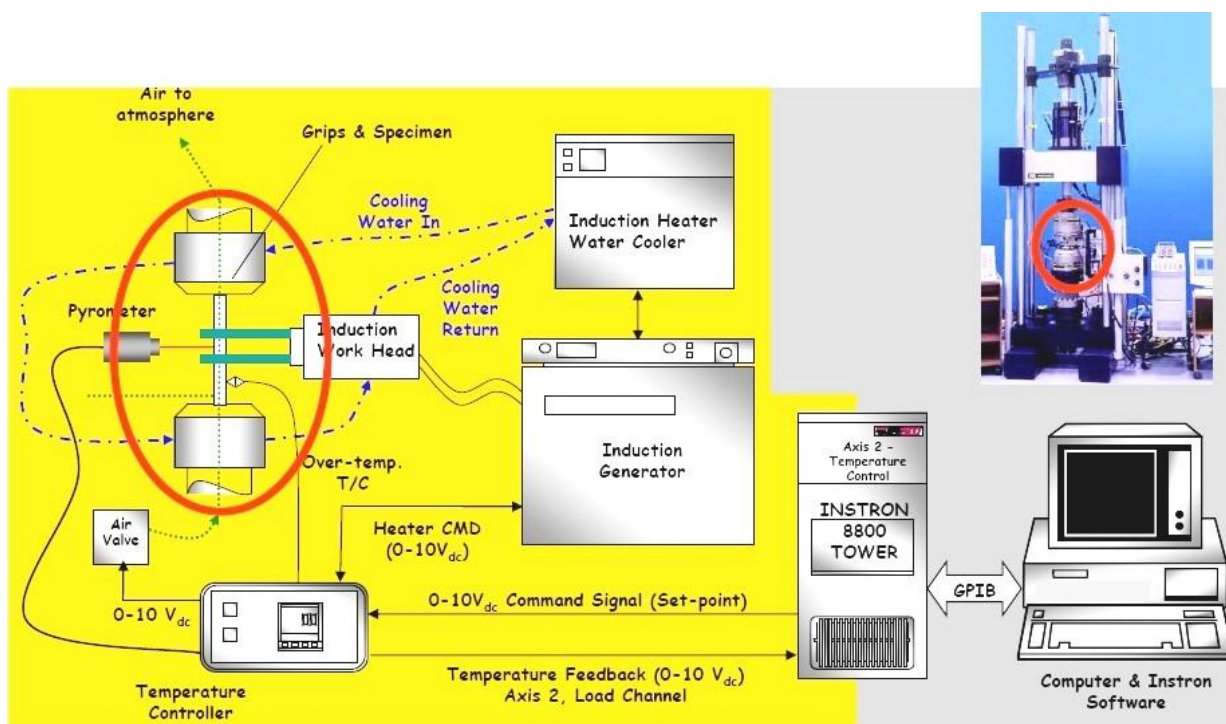
Az új szabvány [27] információkat nyújt a felhevítési és lehűtési rendszerekről. A szabvány által javasolt fűtési rendszerek a következők: közvetlen és közvetett indukciós fűtés, ellenállásos fűtés, valamint a sugárzó fűtés. Az indukciós tekercsek kialakításának megoldási módszerei láthatók a 17. ábrán.

A 18. ábrán a mérőrendszer elvi felépítését mutatom be.



17. ábra. Példák az indukciós tekercsek kialakítására:

a) transzverzális elektromágneses mező a lapos próbatestek fűtésére; b) hosszirányú mező a hengeres próbatestek számára; c) hosszirányú mező oly módon alakítva, hogy jobb axiális hőmérsékleti gradiens alakuljon ki és az extenzométer könnyebben férhessen a vizsgált darabhoz [27]

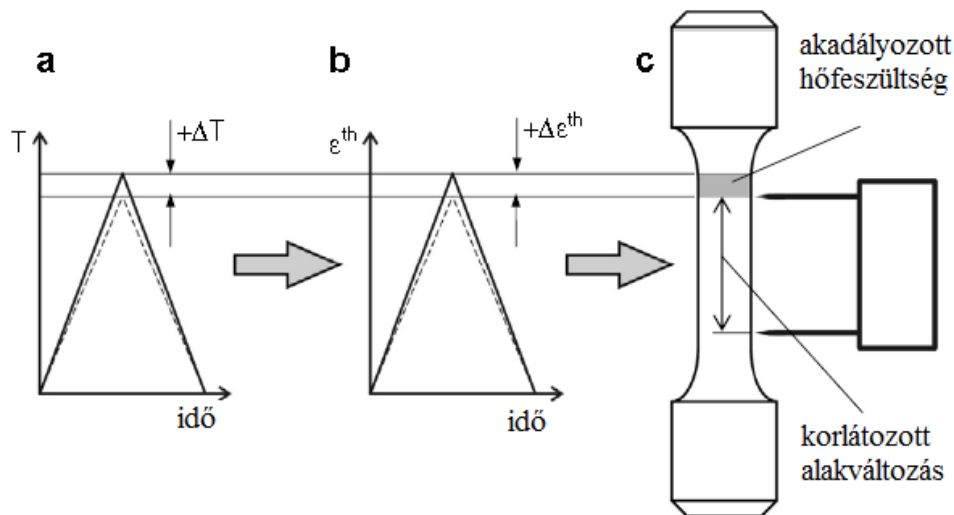


18. ábra. Egy tipikus rendszer a termomechanikus fárasztás vizsgálatára [31]

Az irodalomban [32] több módszer található a termomechanikus fárasztási vizsgálatok használatára.

2.2. A HŐMÉRSÉKLET MÉRÉSE A TERMOMECHANIKUS HŐFÁRASZTÁSNÁL

A hőmérséklet nagyon fontos paraméter a termomechanikus hőfárasztás vizsgálata során. A hőmérséklet változtatás eltérése megváltoztathatja az anyag viselkedését és hibás eredményekhez vezethet. Az anyag szilárdsága csökken a hőmérséklet növekedésével, oxidációs folyamatok aktiválódhatnak és még fázis átalakulások is lehetségesek. Ezen hatások felmérése – amelyek elsősorban az anyag tulajdonságaitól és a pillanatnyi hőmérséklettől függenek – nem könnyű feladat. A termomechanikus fárasztás vizsgálatok elsősorban idő alapú tesztek. A vizsgálati módszer keretén belül egy hőfeszültség hiba automatikusan egy mechanikai feszültség hibához vezet. Pozitív hőmérséklet eltérés ($+\Delta T$) a termikus feszültség növekedését okozza. Az ellenőrzési programon beállított érték alapja a névleges hőmérséklet és nincs hatása a termikus alakváltozás különbségre ($+\Delta \varepsilon_{\text{therm}}$). Ezen a módon a próbatest kiegészítő hőtágulása a vizsgáló gép alakváltozás szabályozó rendszer által akadályozott, ilyen módon nagyobb nyomófeszültség alakul ki (19. ábra). A feltételek fordítottak egy negatív hőmérséklet eltérés esetén és olyankor húzófeszültségek jönnek létre [27, 33, 34, 35].



19. ábra. A hőmérséklet különbség hatása a próbatest terhelésre az idő alapú TMF vizsgálatoknál.

A folytonos vonal – a tényleges érték, a pontozott vonal – a rendszerben beállított érték.

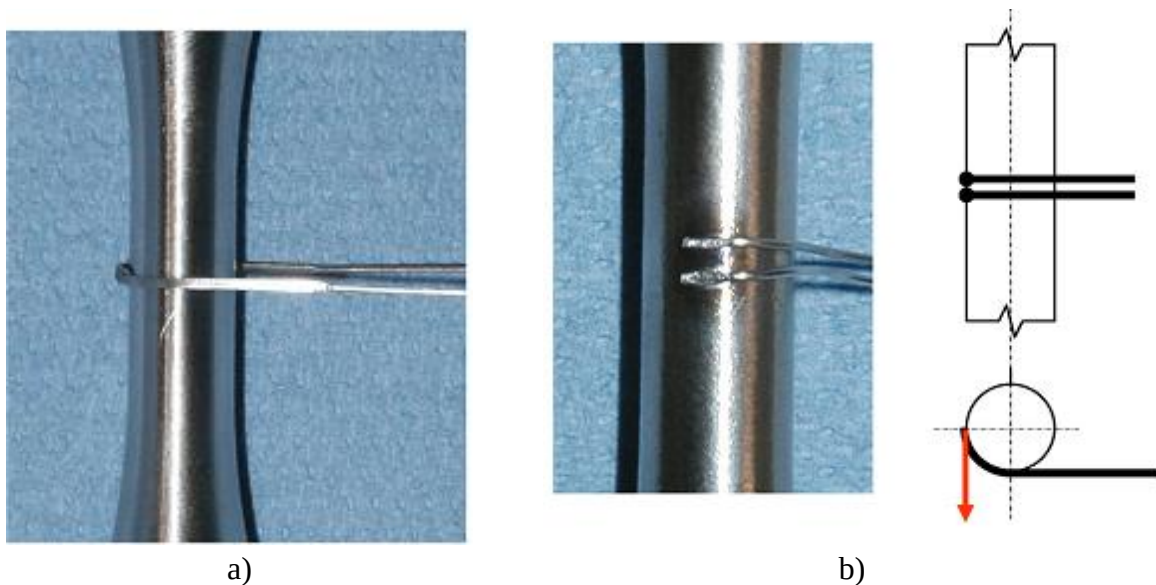
A pozitív hőmérséklet különbség (a) egy pozitív termikus alakváltozáshoz (b) és a nyomó feszültségek növekedéséhez (c) vezet [33]

Jelenleg különböző hőmérsékletmérési eszközöket használnak azzal a céllal, hogy a termomechanikus fárasztó vizsgálat alatti hőmérséklet-viszonyokat ellenőrizni és irányítani lehessen. Gyakran előfordul, hogy a hőelemeket ponthegezés segítségével rögzítik a próbatest felszínéhez. Ez a hegesztés jó termikus kapcsolatot teremt a hőelem és a vizsgálandó darab között, illetve egy közvetlen hőmérsékletmérést tesz lehetővé a nyomtávolságon. A ponthegezés viszont a diffúziós folyamathoz hasonlóan a hőelemek vezetékének kémiai összetételének változását okozhatja, amely miatt a mért hőmérséklet hamis

eredményekhez vezet. Azonban más hibák is létre jöhetnek, mint például a próbatest károsodása, „hideg foltok” kialakulása a hőelem vezetékekben a hővezetési folyamat miatt.

A szalag típusú hőelemeket a próbatest köré burkolva helyezik el mintegy 180° mentén, ezáltal elkerülik a „hideg foltok” kialakulási lehetőségeit. Az ilyen típusú hőelemekkel mért hőmérséklet a hőelem vezetékek érintkezési hossza mentén, a próbatesten mért átlag értéke. Annak köszönhetően, hogy a legtöbb esetben nem vehető észre jelentős kár a ribbon típusú hőelemnek a próbatesthez való csatolása következtében, ez a típusú hőmérsékletmérő eszköz közvetlenül a próbatest nyomtávolság szakaszán alkalmazható. Mindazonáltal a felületi oxidrétegek kialakulása és/vagy a felszín érdesítése TMF vizsgálat során, ezáltal a kialakuló képlékeny alakváltozás hátrányosan befolyásolja a minta és hőelem közötti termikus kapcsolatot, melynek az eredménye a próbatest valós hőmérsékletének alábecslése.

A hőmérséklet mérésére alkalmazott másik módszer a termomechanikus fárasztás vizsgálat során a koaxiális (hüvely típusú) hőelem, amelynél a hőelem tulajdonságai és összetétele nem változik ponthegeztetés következtében, és/vagy a próbatest anyagával létrejövő diffúziós folyamatot követően. Ezen kívül a szigetelő anyag a hüvely és a hőelem vezetékek között akadályozhatja a hőelem és a minta közötti érintkezési terület és a hőelemek vezetékek közötti kapcsolaton alapuló hőáramlást. Ennek az eredménye késleltetett a hőmérséklet jel, amely egy kritikus következmény különösen magas hőmérsékleti tartomány esetén [34, 36].



20. ábra. A hőelemek elhelyezésének lehetőségei a mérés során:
a) szalag típusú hőelem; b) ponthegeesztett hőelem két konstrukciója [34].

Egy másik hőmérséklet mérési módszer a termomechanikus fárasztás vizsgálat során az érintkezés-mentes módszer, a pirometria. Ily módon közvetlenül lehet mérni a hőmérsékletet a nyomtávolság szakaszán anélkül, hogy valamilyen károsodás történjen a vizsgált próbatesten. Ugyanakkor az oxidrétegek kialakulása és növekedése a TMF vizsgálat során

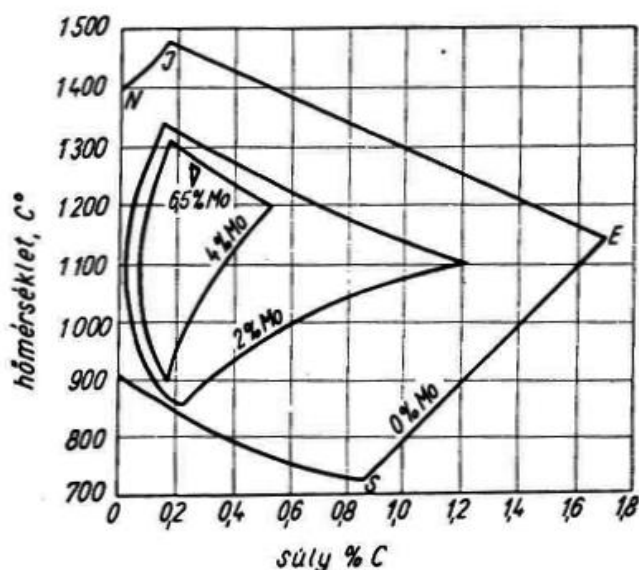
megváltoztathatja a kibocsátási együtthatót (feketeségi fok) és ebből következően befolyásolja a leolvasott hőmérséklet értékét egyszínű (one-colour) pirométer használata esetén. Ez a hatás elkerülhető kétszínű vagy kettős hullámhosszú pirométer használatával, de ennek ellenére a növekvő oxid rétegeknél lévő interferenciák hibás mérésekhez vezethetnek. Következésképpen pirométeres a hőmérsékletmérésnél figyelembe kell venni a TMF vizsgálatok idején a próbatest felület megváltozásának hatását [34, 36].

3. A MOLIBDÉN HATÁSA AZ ÖNTÖTTVASRA

3.1. A MOLIBDÉN ÁLTALÁNOS HATÁSA AZ ÖNTÖTTVAS TULAJDONSÁGAIRA

A molibdén intenzív karbidstabilizáló elem. A beötvözött molibdén egy része a cementitben dúsul és molibdén-tartalmú, nem túlságosan stabilis, komplex vaskarbid vegyület képződhet [37, 38].

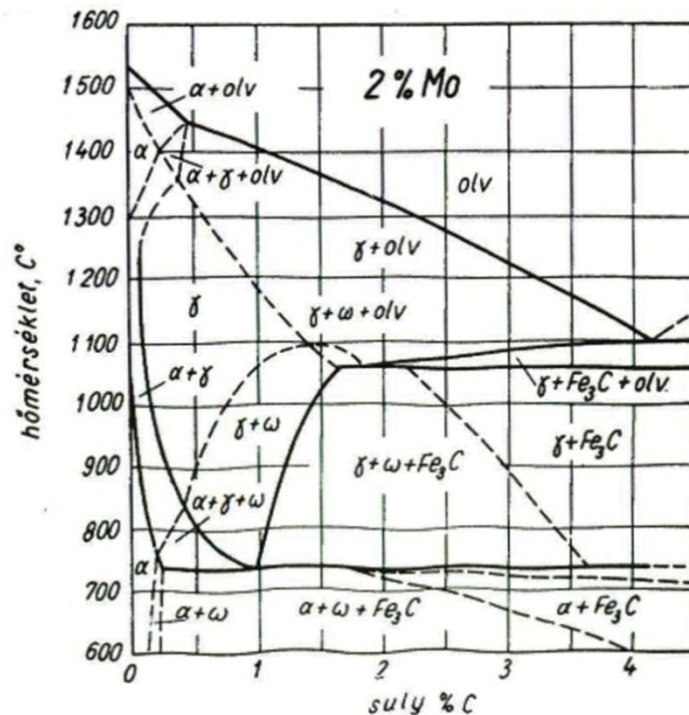
A molibdén olyan elem, amely az ausztenites mezőt beszűkíti, és egyúttal erősen hátráltatja az ausztenit átalakulását (21. ábra).



21. ábra. A molibdén hatása az ausztenites mezőre [39].

A kristályosodási folyamatokra a molibdén a többi ferrit- és karbidképző elemhez hasonló módon, de aránylag gyengén hat. A homogén α - fázis tere megközelítően 7% molibdén-tartalomig terjed. Az ausztenit átalakulása legtöbbször az ω kettőskarbid kiválásával kezdődik csupán a kisebb 0,2 – 0,4% C-tartalmú ötvözetben képződhet proeutektoidos ferrit. A 22. ábrán a 2% molibdén-tartalmú metszetben az látható, hogy az ω - kettőskarbid az ausztenitben csak magas hőmérsékleten oldódik, esetünkben 1% C-tartalom mellett 1050°C-on.

Mindazokban az ötvözetekben, amelyekben az ausztenit átalakulása ω - kettőskarbid képződésével kezdődik, végül 740°C körüli hőmérsékleten a α -Fe + $(\text{Fe, Mo})_6\text{C} \rightarrow \alpha$ -Fe + $(\text{Fe, Mo})_3\text{C}$ non variáns reakcióval ér véget.



22. ábra. 2 % Mo tartalmú Fe-C ötvözet [39].

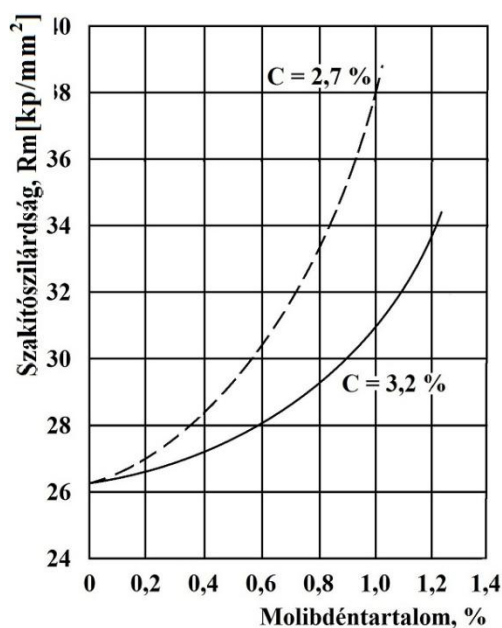
A molibdén mellett, hogy az ausztenites mezőt beszűkíti, egyúttal erősen hátráltatja az ausztenit átalakulást. Ez a késleltető hatás mindenekelőtt a perlit átalakulást érinti, míg a ferritképződést és a bainites állapotba történő átalakulást kevésbé.

Az öntöttvasba ötvözött leggyakoribb molibdén mennyiség 0,25 – 1,25 % [37, 38], más szerzők szerint [42] az optimális mennyiség kb. 0,8 – 1,0 %.

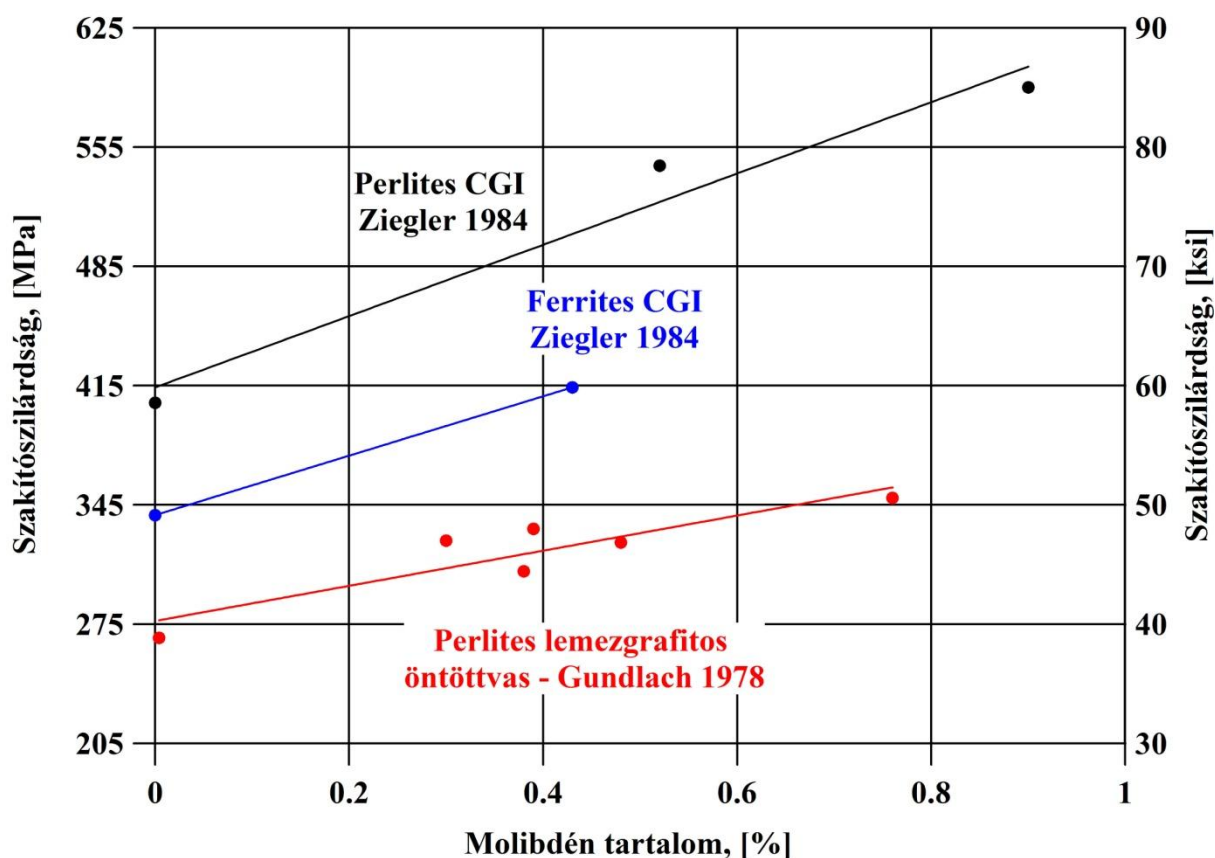
A molibdén a szakítószilárdság növelésében sokkal hatásosabb, mint a mangán és nikkel. A molibdén ötvözéssel a szakítószilárdság növekedését érjük el (23. és 24. ábra). 0,1% molibdén ötvözés 3,5 – 5,5 százalékos szakítószilárdság növekedést eredményezhet a C- és Si – tartalomtól függően [37, 38].

A ferrites öntöttvasaknál a folyáshatár gyakran sokkal nagyobb mértékben növekszik, mint a szakítószilárdság, így javulnak a nyúlásviszonyok.

.

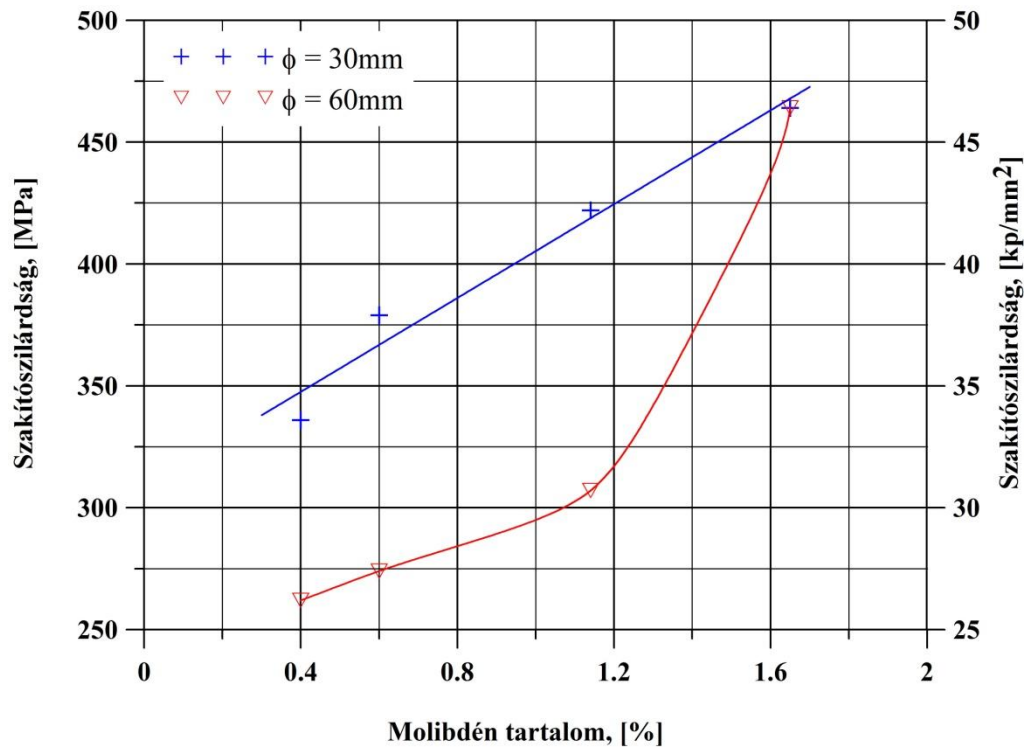


23. ábra. Molibdén hatása két különböző összetételű öntöttvas szakítószilárdságára [51].



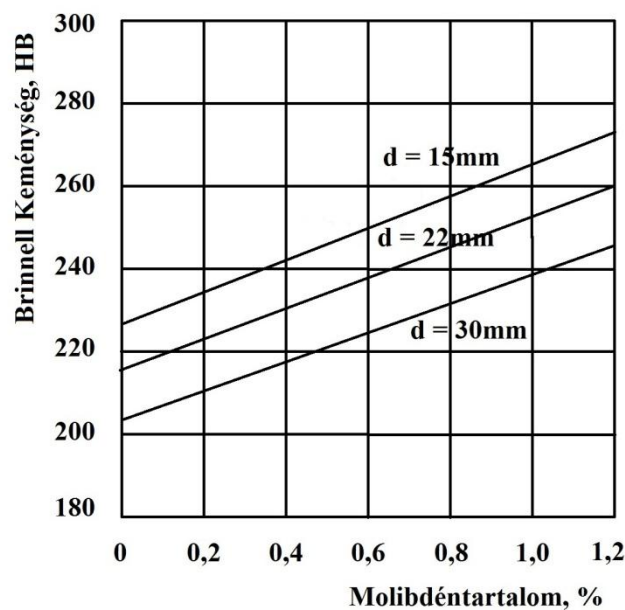
24. ábra. Molibdén hatása a szakítószilárdságra perlites és ferrites átmeneti rgrafitos öntöttvasnál, illetve perlites lemezgrafitos öntöttvasnál [40, 41]

A 25. ábrán látható a molibdén-tartalom hatása a szakítószilárdság változására különböző átmérőjű próbatestek esetén [50].



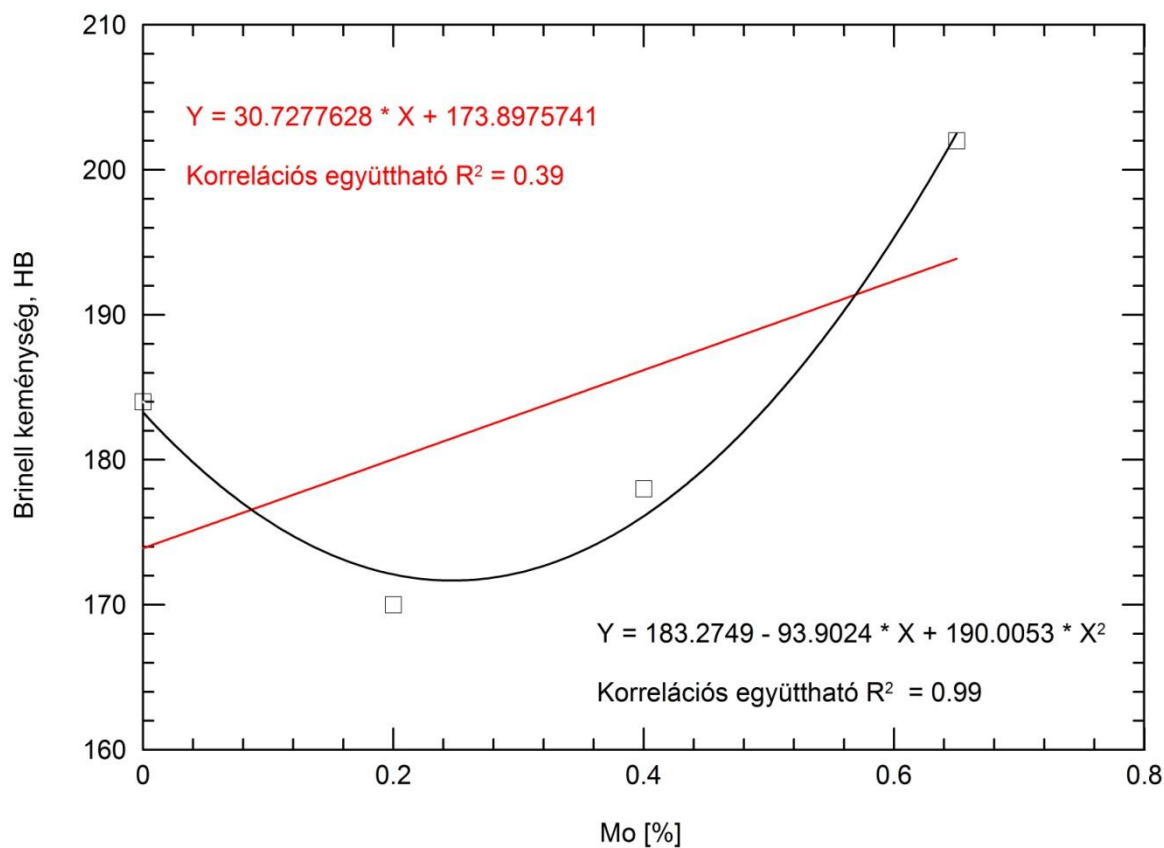
25. ábra. Molibdén hatása a szakítószilárdságra különböző átmérőjű próbatestek esetén [50].

A 26. ábra a molibdén keménységre gyakorolt hatását mutatja különböző falvastagságok esetén.



26. ábra. Molibdén hatása a keménységre különböző falvastagságok esetén [51].

Más kutatások [52] kimutatták, hogy a Brinell keménység és a molibdén-tartalom közötti összefüggést nem egy lineáris függvény alapján lehet leírni, hanem egy másodfokú függvény segítségével. A 27. ábrán látható, hogy a keménység változására a másodfokú függvény jobb közelítést ad, mint a lineáris közelítés.



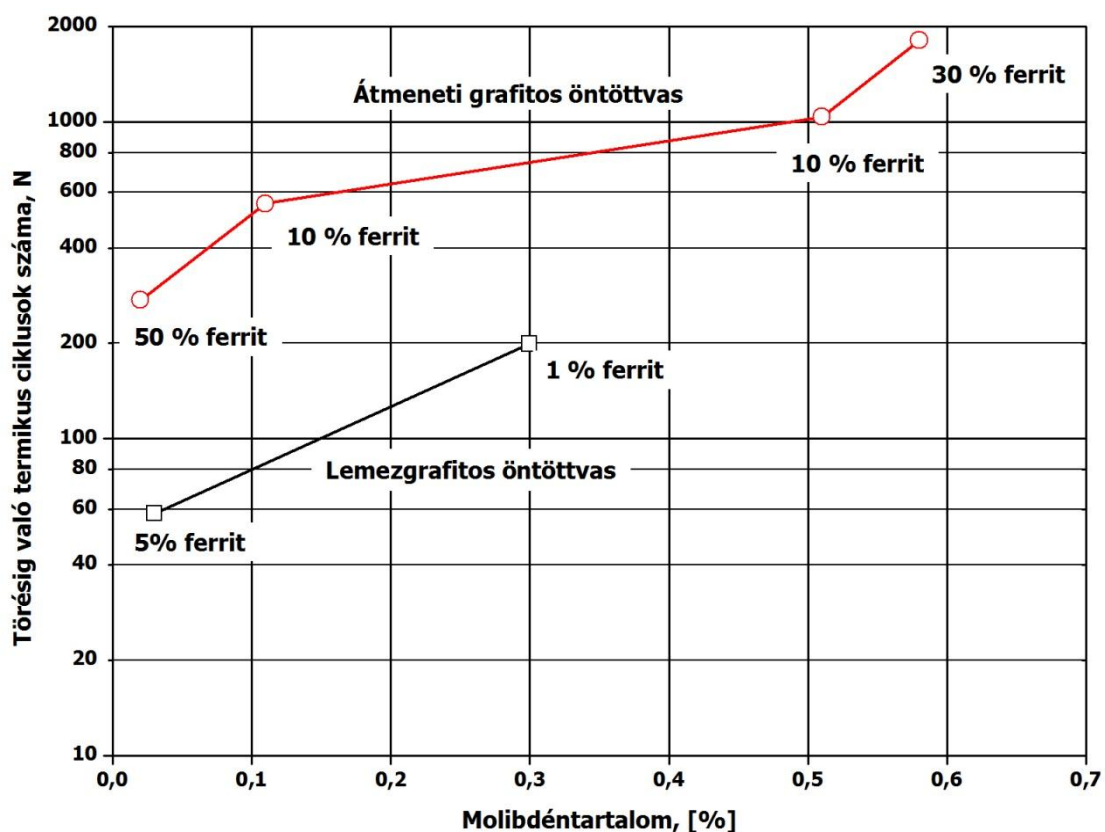
27. ábra. Molibdén hatása a keménységre [52].

3.2. A MOLIBDÉN HATÁSA AZ ÖNTÖTTVAS TULAJDONSÁGAIRA MAGAS HŐMÉRSÉKLETEN

A molibdén-ötvözés növeli az öntöttvas melegszilárdságát és a kúszási ellenállását. Magas krómtartalmú 2 – 3% molibdén-tartalmú öntöttvasak jóval nagyobb szívósságot mutatnak, mint a molibdént nem tartalmazó öntöttvasak [43].

A tanulmányok kimutatták, hogy a termomechanikus hőfárasztás ellenállás és a kúszás számos tényezőtől függ, ilyenek a karbon-egyenérték, szakítószilárdság, a mikroszerkezet és az ötvözés hatását is. Az öntöttvas ötvöző elemei közül a molibdén gyakorolja a legnagyobb hatást a termikus fáradás ellenállás növekedésére. Ugyanilyen hatású a vanádium is. Ez a két elem finomítja az eutektikus cella méretét, ezáltal tovább növeli a termikus fáradás ellenállását is [44].

Más tanulmányok kimutatták, hogy a molibdénnel való ötvözés jelentősen növeli a termikus hőfárasztás ellenállását lemezes és átmeneti grafitos öntöttvasból készült öntvényeknél. Adott molibdén-tartalom esetén az átmeneti grafitos öntöttvasnak jobbak a tulajdonságai, mint a lemezgrafitos öntöttvasé egy korlátozott termikus hőfárasztás vizsgálat során (28. ábra) [29].



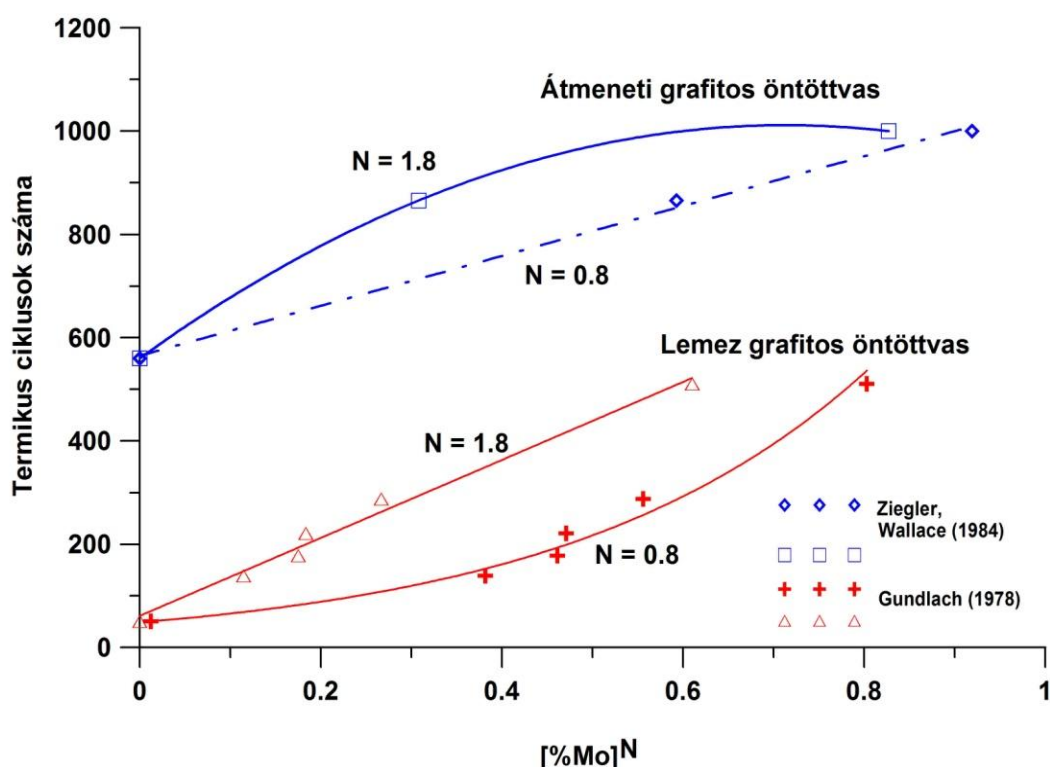
28. ábra. Korlátozott termikus hőfárasztás eredményei; a hőmérséklet tartomány 100 és 540°C fok között [29, 30]

A kísérleti eredmények regresszió analízise azt mutatja, hogy a termikus fárasztás fő befolyásoló tényezői a szakítószilárdság (TS) és a molibdén-tartalom:

$$\log N = 0,934 + 0,026 \cdot TS + 0,861 \cdot Mo \quad (2)$$

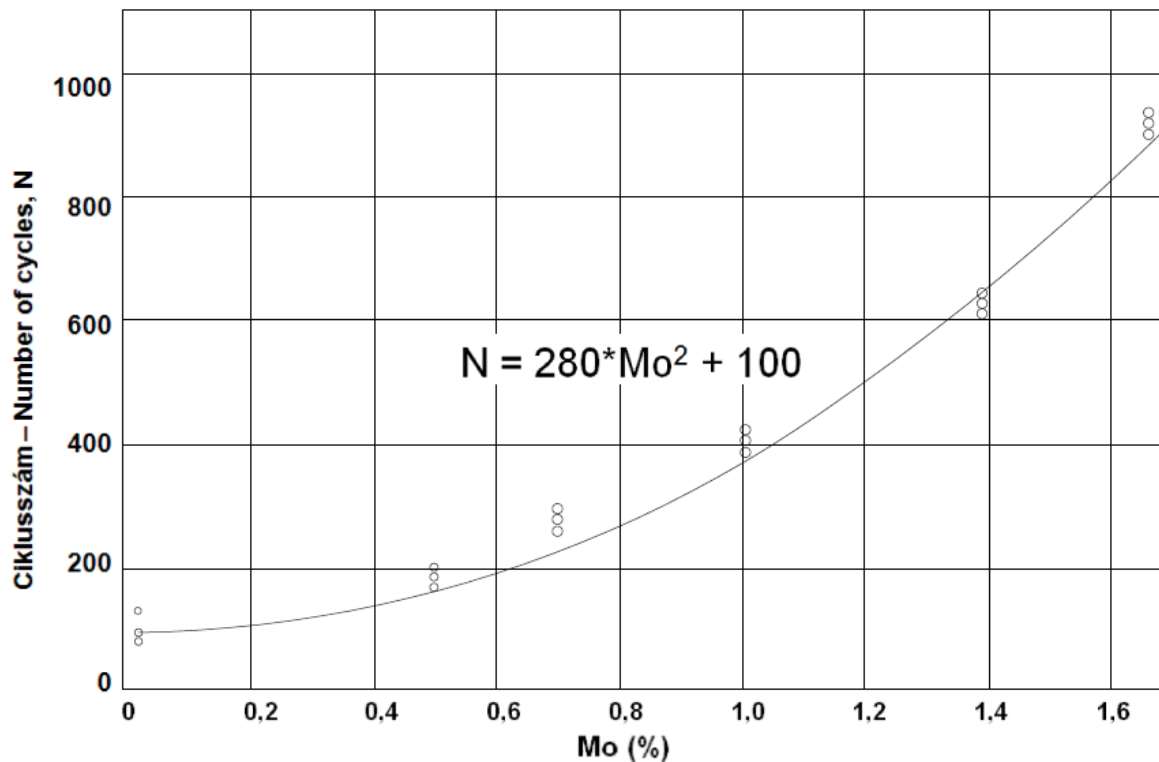
ahol N a töréshez tartozó termikus ciklusok száma, TS a szakítószilárdság ksi – ben ($1\text{ksi} = 6.89475908677537\text{ MPa}$), és Mo a molibdén-tartalom tömegszázalékban [29].

Más tanulmányok [40] szerint a lemezgrafitos öntöttvas esetén a töréshez tartozó ciklusok száma egy lineáris függvénnyel írható le a molibdén-tartalom 1,8-adik hatványa függvényében. A 29. ábrán látható, hogy a perlites mátrixú átmeneti grafitos öntöttvas esetén a termikus ciklusok száma a molibdén-tartalom 0,8-adik hatványa szerint változik, tehát a perlites átmeneti grafitos öntöttvas élettartama kevésbé függ a molibdén-tartalomtól, mint a lemezgrafitos öntöttvasé [41].



29. ábra. A termikus ciklusok száma a molibdén-tartalom hatványának függvényében lemezgrafitos [40] és átmeneti grafitos öntöttvas esetén [41]

Hazai kutatások is kimutatták a hőfárasztó vizsgálatnál a töréshez tartozó termikus ciklusok száma és molibdén-tartalom hatványa közötti kapcsolatot lemezgrafitos öntöttvasból készült öntvények esetén (30. ábra) [42].



30. ábra. A molibdén hatása a lemezgrafitos öntöttvas hő fárasztására [42]

A vizsgálatok eredménye szerint a molibdén második hatványa szerinti közelítés igazolja a [41] szerinti megállapításokat, a lemezgrafitos és az átmeneti grafitos öntöttvas hőfárasztással szembeni ellenállásának eltérését.

4. A TERMOMECHANIKUS HŐFÁRASZTÁS VIZSGÁLATA

4.1. CÉLKITŰZÉS

A doktori kutatómunkám célja a molibdén hatásának vizsgálata az átmeneti grafitos öntöttvas kristályosodására és a kialakuló szövetszerkezetre, továbbá a hőfárasztási tulajdonságainak vizsgálata és összehasonlítása a lemezgrafitos öntöttvas tulajdonságaival. Erre a célra négy különböző molibdén-tartalmú átmeneti grafitos, és egy GJL-300 minőségű lemezgrafitos öntöttvasból, különböző átmérővel öntött darabokból kimunkált próbatestek vizsgálatát végeztem el.

4.2. KÍSÉRLETI KÖRÜLMÉNYEK

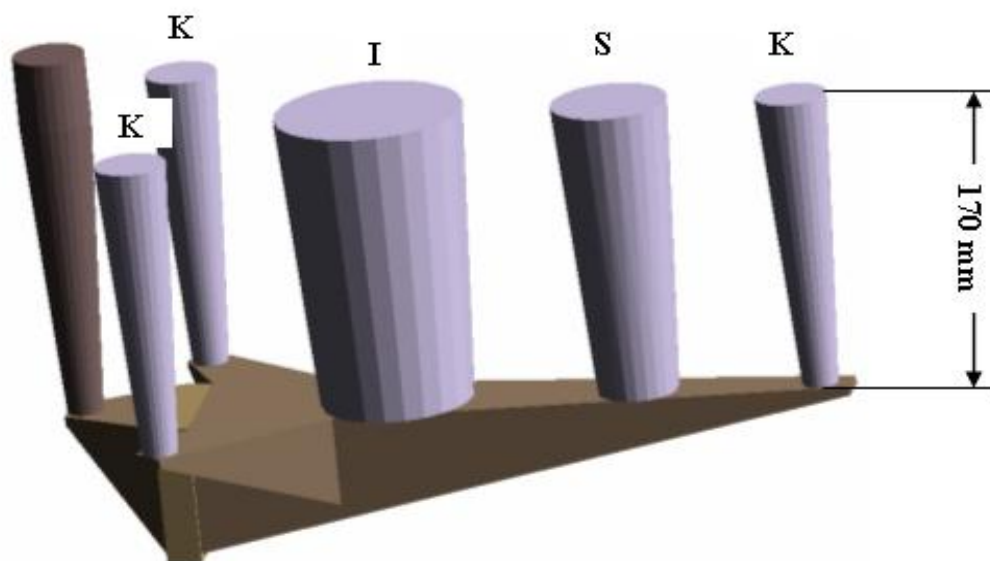
A vizsgálatokat a Jönköpingsi Egyetem projektje keretén belül végeztem Svédországban, a Swerea SWECAST és több autóiipari svéd öntöde közreműködésével.

A hőfárasztáshoz tartozó méréseket Södertäljében a SCANIA CV AB, Anyagok Technológia, UTMT részlegnél, a próbatestek szerkezetvizsgálatát a Miskolci Egyetemen végeztem el.

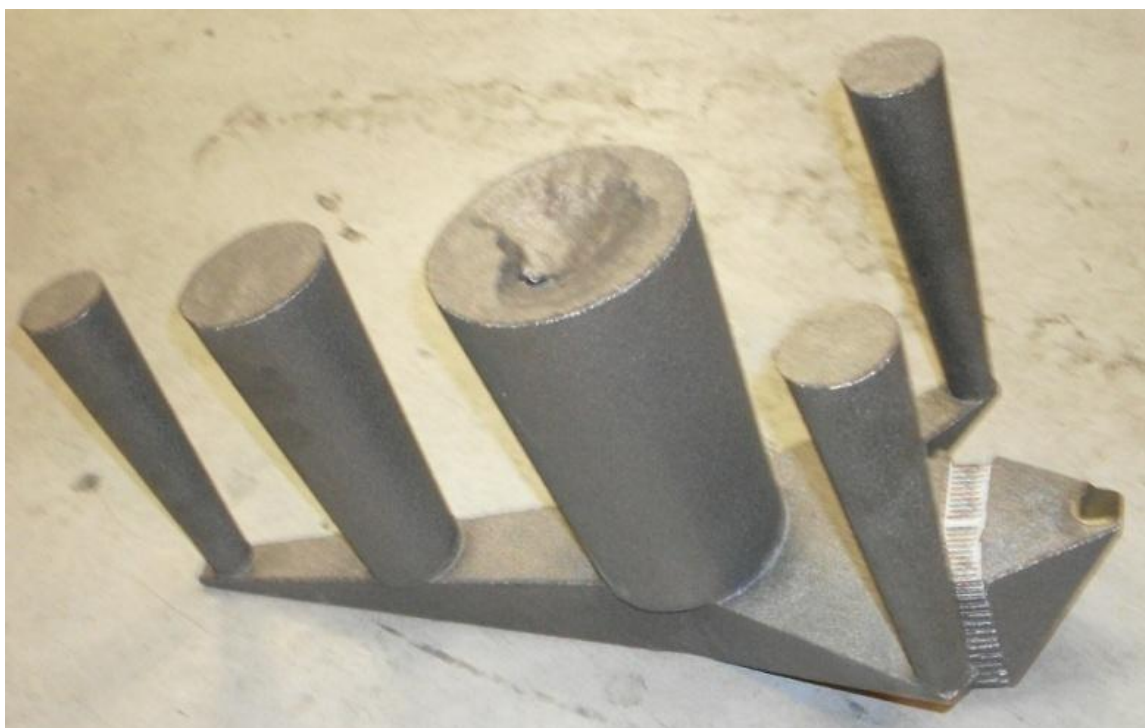
4.2.1. A HŐFÁRASZTÓ VIZSGÁLATOK SORÁN HASZNÁLT PRÓBATEST MÉRETEI

A vizsgálatok során négy átmeneti- és egy lemez grafitos öntöttvas hőfárasztási tulajdonságait vizsgáltam. Erre a célra a 31. ábrán látható öntvény volt öntve. Az öntvény furángyantás homokban volt formázva és utána öntve. A próbatestek (32. ábra) a különböző átmérőjű hengerekből voltak kimunkálva. A hengerek méretei: $\varnothing_K = 20 \text{ mm}$; $\varnothing_S = 55 \text{ mm}$; $\varnothing_I = 85 \text{ mm}$. Ezek a méretek a hengerek legvékonyabb részeinek a méretei.

A vizsgálandó próbatest hossza 120 mm (32. ábra), ezért az öntött darabok hossza 170mm volt, hogy meg lehessen akadályozni a lehetséges zsugorodási vagy más típusú hibák kialakulását a kész próbatest érdekében.

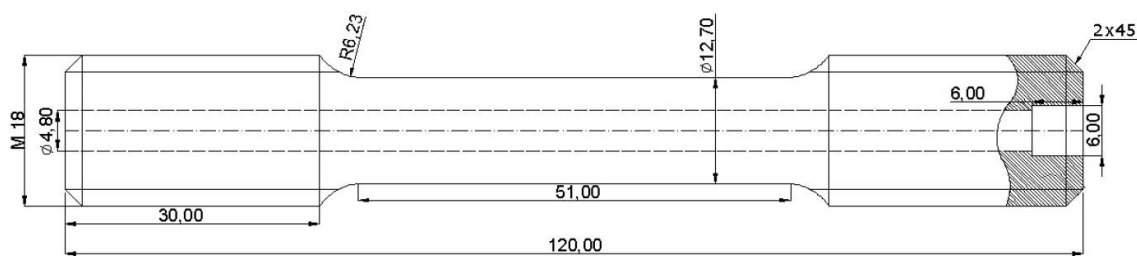


Az öntvény sematikus ábrája.



Az öntött darab.

31. ábra. A hőfárasztási vizsgálatokhoz készült próbatestek öntvénye.



a)



b)



c)

32. ábra. A vizsgálatok során használt próbatest:

a) sematikus rajza; b) a 3D rajza; c) megmunkált, vizsgálatra kész próbatest.

4.2.2. A HŐFÁRASZTÓ VIZSGÁLATOK SORÁN HASZNÁLT ÖTVÖZETEK KÉMIAI ÖSSZETÉTELE

A vizsgálatok során négy különböző molibdén-tartalmú átmeneti grafitos öntöttvasat, és egy molibdént nem tartalmazó lemezgrafitos öntöttvasat vizsgáltam. Az átmeneti grafitos öntöttvas molibdén-tartalma 0,0 és 1,01 % között változott. Az átmeneti és lemezgrafitos öntöttvas kémiai összetétele látható a 3. és a 4. táblázatban.

3. Táblázat. Az átmeneti grafitos öntöttvasból készült próbatestek kémiai összetétele

Vizsgált ötvözet	Kémiai összetétel, %											CE
	C	Si	Mn	P max	S max	Cr max	Mo	Ni max	Cu	Sn	Mg ca	
1V	3,58	2,30	0,56	0,006	0,008	0,05	0,00	0,03	0,57	0,156	0,011	4,35
2V	3,55	2,21	0,59	0,012	0,009	0,04	0,23	0,03	0,59	0,146	0,011	4,29
3V	3,50	2,18	0,56	0,016	0,012	0,05	0,46	0,03	0,58	0,140	0,011	4,23
4V	3,70	2,20	0,58	0,032	0,009	0,04	1,01	0,03	0,60	0,146	0,011	4,44
CE (karbon egyenérték) = C + (Si+P)/3												

A 4. táblázatban látható, hogy a projekt során használt lemezgrafitos öntöttvasból készült próbatestek kémiai összetétele hasonló az EN - GJL - 300 (GG - 30) típusú öntöttvaséhoz [45].

4. Táblázat. A lemezgrafitos öntöttvasból készült próbatestek kémiai összetétele

Ötvözet	Kémiai összetétel, %						CE
	C	Si	Mn	P	S	Cu	
1L	3,10	1,75	0,80	Max. 0,05	Max. 0,08	0,70	3,70
EN-GJL-300	3,0 – 3,2	1,3 – 1,9	0,7 – 0,9	Max. 0,10	0,06 – 0,12		3,4 – 3,7
CE (karbon egyenérték) = C + (Si+P)/3							

4.3. A VIZSGÁLT ÖTVÖZETEK MIKROSTRUKTÚRÁJA

4.3.1. OPTIKAI MIKROSZKÓPOS VIZSGÁLATOK

Több kutató megállapította, hogy a molibdén-ötvözése növeli az eutektikus cellák számát és finomítja a fémes mátrixot [42, 44, 53]. A vizsgált adagokból készített szövetképek képelemzéses vizsgálatával lehetővé vált a molibdén szövetszerkezetre gyakorolt hatásának számszerű adatokkal történő minősítése.

Az átmeneti grafitos öntöttvas szövetszerkezetének képelemzéses elemzése a Swerea SWECAST labor közreműködésével készült. A vizsgált terület ($28,74\text{mm}^2$) meghaladja a szabványban [47] előírt vizsgálandó terület értékét (4mm^2). Az 5. táblázatban szerepelnek az átmeneti grafitos öntöttvas mikrostruktúrájával kapcsolatos mérési eredmények. A 33. ábrán a maratlan, a 34. a maratott csiszolatokról készült mikroszkópos felvételeket mutatom be.

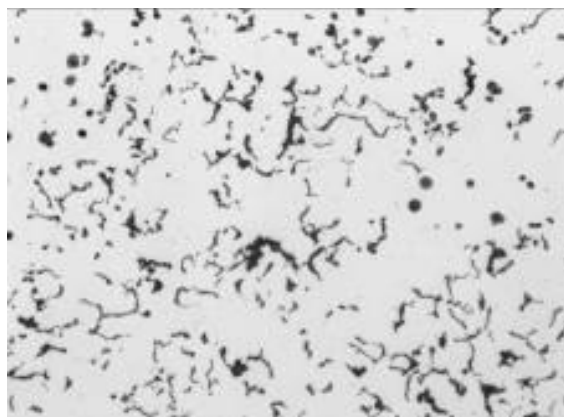
A perlit lemeztávolság adatainak meghatározása scanning elektronmikroszkóp (SEM) segítségével történt. A mérést 3 – 5 helyen készítettem. Az 5. táblázatban a legkisebb mért távolság szerepel, mivel a lemeztávolság merőleges irányú mérésének ez felel meg leginkább. A 35. ábrán a $\text{Mo} = 0,0\%$ esetén végzett perlit lemeztávolság mérését mutatom be.

5. Táblázat. Az átmeneti grafitos öntöttvas mikrostruktúrájával kapcsolatos adatok

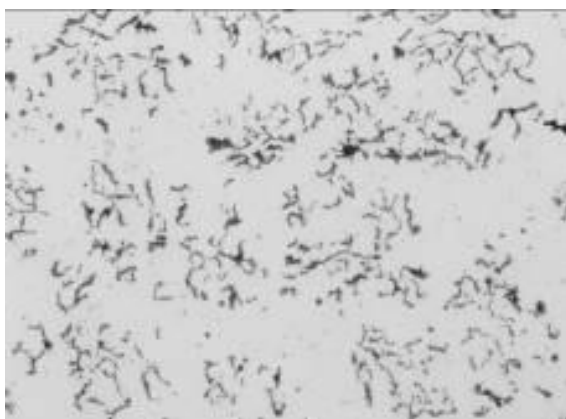
Jelölés	Öntvény- méret, mm	Gömbösödési arány (%)	A grafit- részecskék száma (mm^{-2})	Grafit- részecskék átlagos területe (μm^2)	Grafit- részecskék körszerűsége	Grafit átlagos hossza, (μm)	A perlit lemeztávolsága, nm	A porozitás maximális hossza, (μm)
1V	Ø20	9	150	768	0.35	52	226	300
	Ø55	7	239	473	0.35	45	283	62
	Ø85	12	232	456	0.41	41	327	205
2V	Ø20	6	339	322	0.33	36	198	277
	Ø55	13	214	497	0.40	42	289	277
	Ø85	15	380	936	0.40	56	267	416
3V	Ø20	4	274	281	0.32	35	172	233
	Ø55	7	367	387	0.34	39	251	556
	Ø85	9	393	768	0.35	52	276	324
4V	Ø20	5	269	323	0.33	36	140	1389
	Ø55	7	177	416	0.35	40	257	1778
	Ø85	8	204	613	0.36	48	279	627



a)



b)



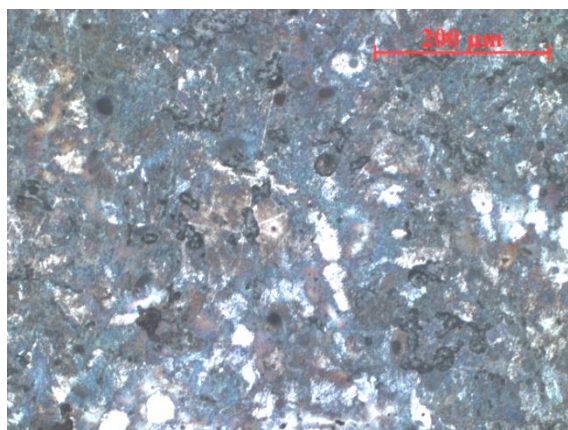
c)



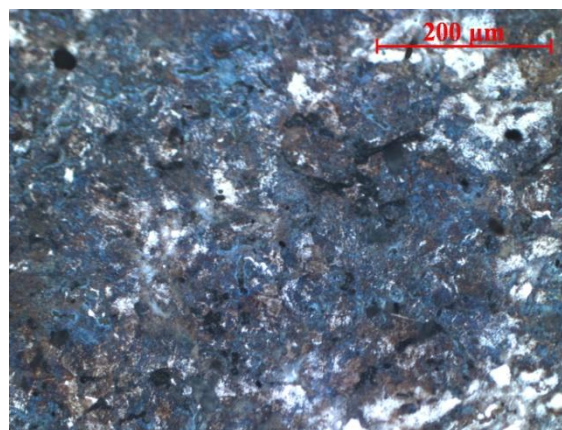
d)

33. ábra. Az $\phi 20$ mm-es átmeneti grafítos öntöttvas próbatest mikrostruktúrájáról készült grafítképek (maratlan csiszolat, $N = 110\times$):

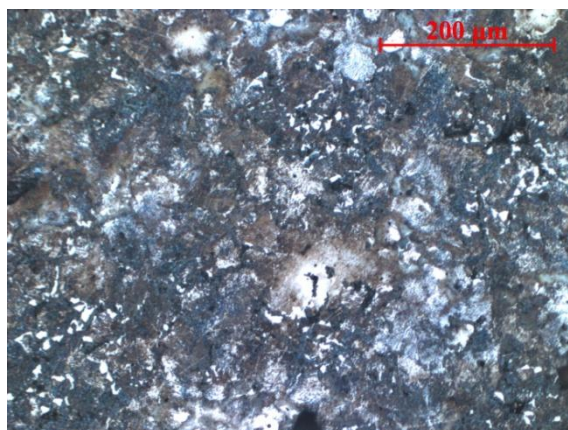
a) $Mo = 0 \%$; b) $Mo = 0,23 \%$; c) $Mo = 0,46 \%$; d) $Mo = 1,01\%$.



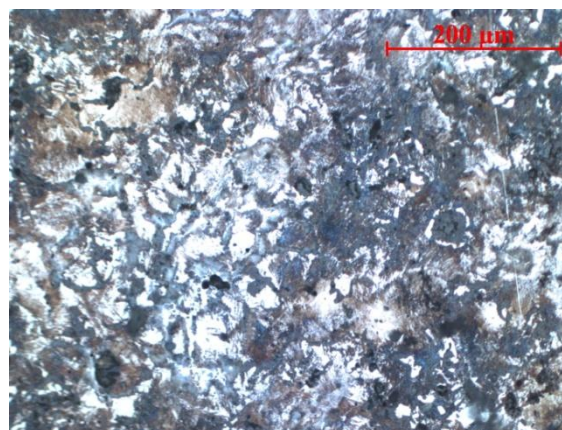
a)



b)



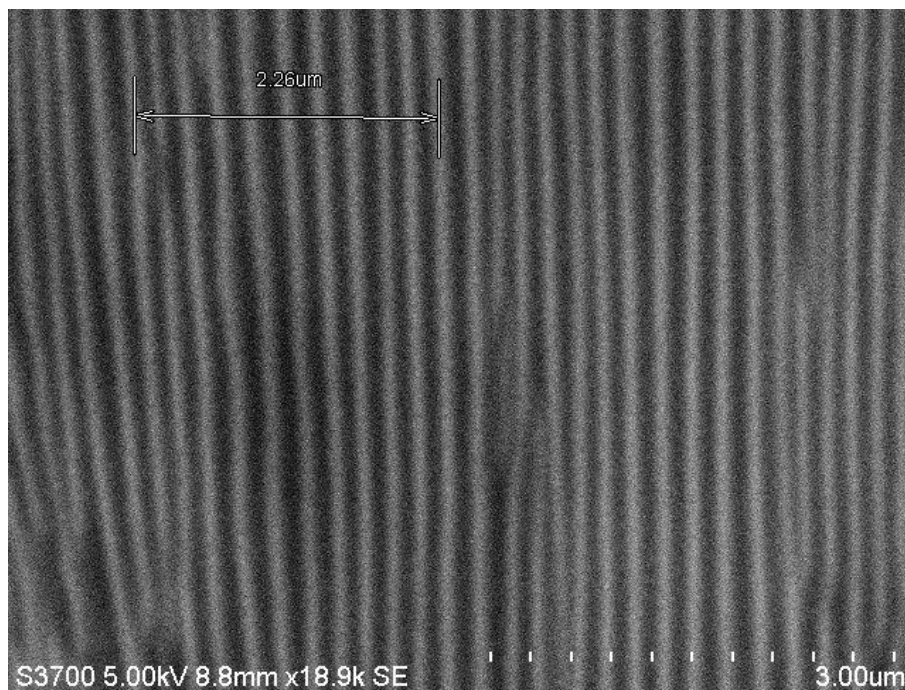
c)



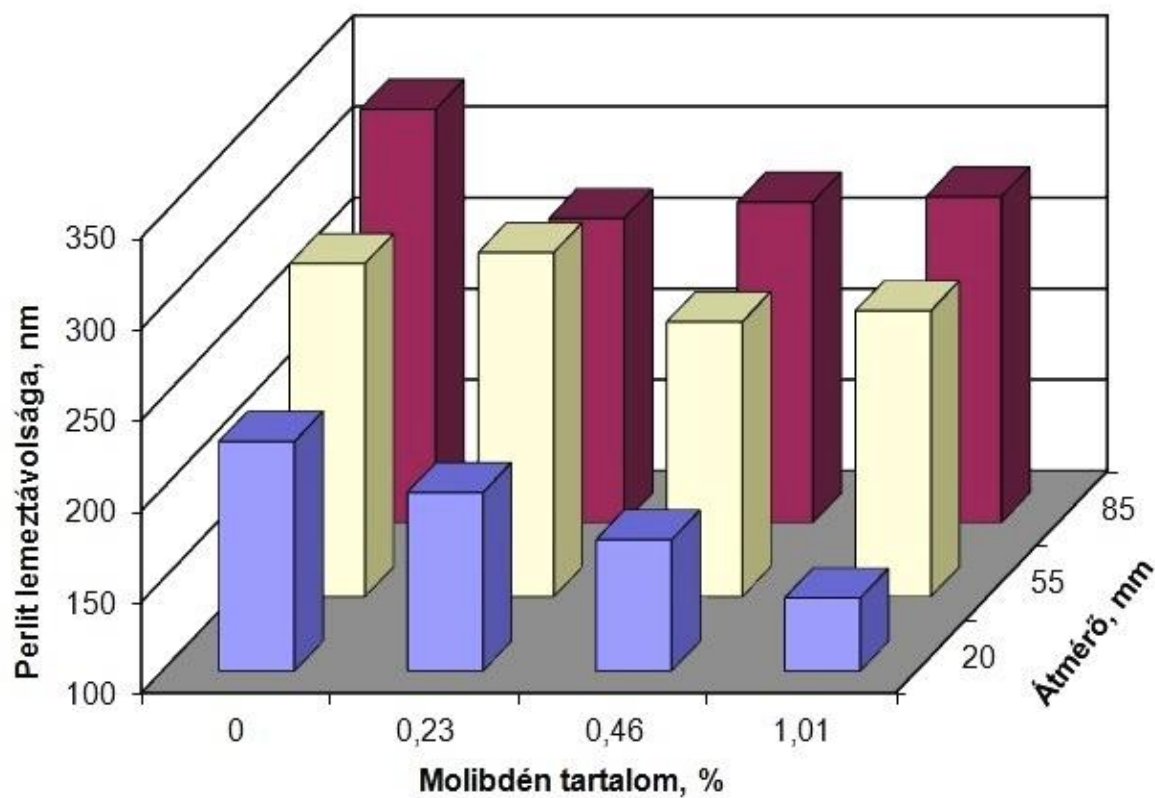
d)

- 34. ábra.** A $\phi 20$ mm – es átmeneti grafitos öntöttvas próbatest mikrostruktúrájáról készült mikroszkópos felvételek (színesen maratott csiszolat, $N=200\times$):
a) $Mo = 0\%$; b) $Mo = 0,23\%$; c) $Mo = 0,46\%$; d) $Mo = 1,01\%$.

A 36. ábrán látható a molibdén-tartalom és a perlit lemeztávolság közötti összefüggés különböző átmérőjű hengerekből kimunkált próbatestek esetén.



35. ábra. A perlit lemeztávolság mérése a Mo=0,00% esetén.



36. ábra. A perlit lemeztávolság változása a molibdén-tartalom függvényében különböző átmérőjű próbatestek esetén.

4.3.2. SZÁMÍTÓGÉPES KÉPELEMZÉS VIZSGÁLATOK

A képelemzéses vizsgálatokat a Miskolci Egyetem Fémteni és Képlékenyalakítástani Tanszékén végeztem el.

4.3.2.1. AZ ÁTMENETI GRAFIT ARÁNY SZÁMÍTÁSA

Az átmeneti grafit arányát (R) az alábbi összefüggéssel számoltam:

$$R = \frac{S_{\text{AG}}}{S_{\text{OG}}} \times 100[\%] \quad (3)$$

ahol az S_{AG} és az S_{OG} az átmeneti grafit és az összes grafit területe egy metallográfiai mezőben.

Az átmeneti grafit arányát egy képelemző szoftver segítségével határoztam meg. A szoftver használja az Otsu féle szegmentálást és egyszeri bináris nyitást.

A szegmentálás célja: megtalálni azokat a küszöbököt, amik az értékkészletet intenzitás osztályokra bontja. Ennek az eredménye az objektumok címkézése az alapján, hogy milyen intenzitás osztályba esnek.

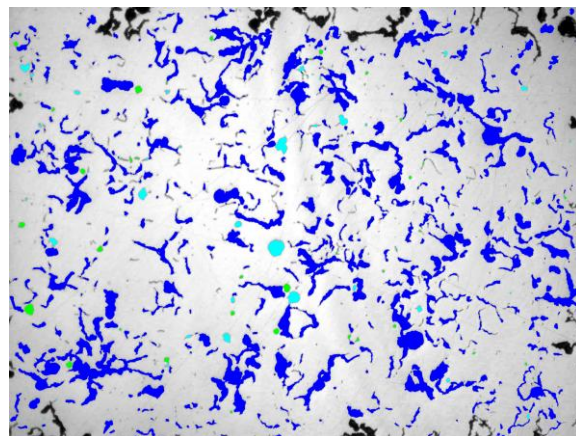
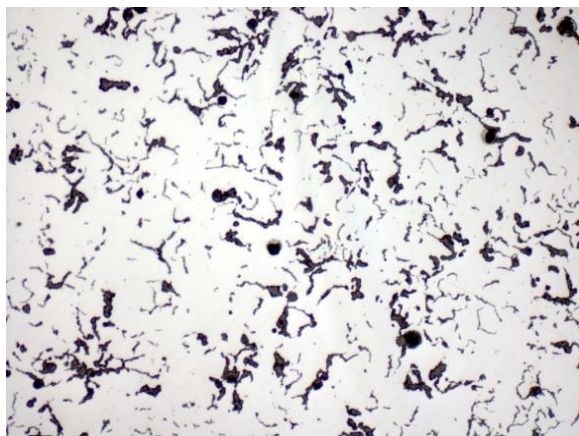
A bináris nyitás és a zárás az apróbb objektumok, a zaj eltüntetésére szolgál, és attól függően alkalmazandó, hogy a háttérből kívánunk-e szűrni szükségtelenül detektált elemeket, avagy az objektumokban maradtak apró detektálatlan képpontok. Szabálytalan alakú objektum vizsgálata során észrevehető, hogy a nyitás az objektumok alakját a körszerűség irányába tolja (a kezdeti eróziós lépés miatt), míg a closing okozta torzítás más jellegű: a nyúlványok megnyúlnak, esetleg addig nem érintkező objektumok érintkeznek [69].

A használt szoftver lépései:

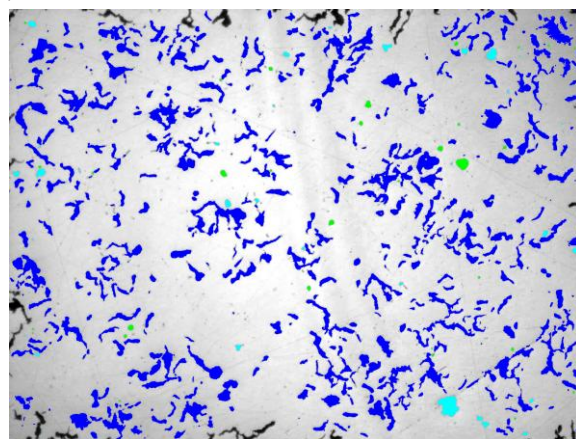
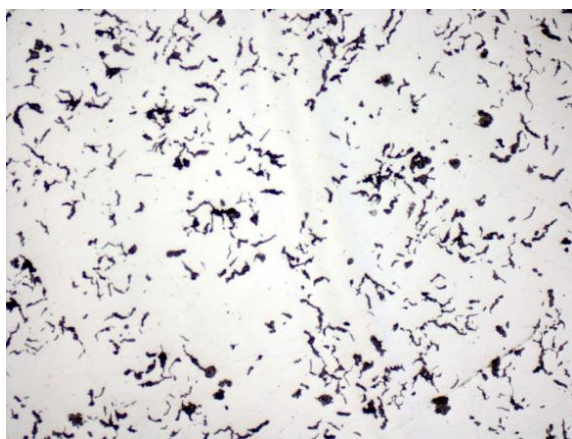
- szürke kép nyitása;
- szegmentálás;
- egyszeri bináris nyitás;
- az objektumok címkézése és mérése.

Megvizsgáltam az átmeneti grafitos öntöttvas próbatestek átmeneti- és gömbgrafit arányának változását a különböző molibdén-tartalom esetén. A képelemzéssel kiválasztott grafitgömbök szegmentálását mutatja be a 37. ábra.

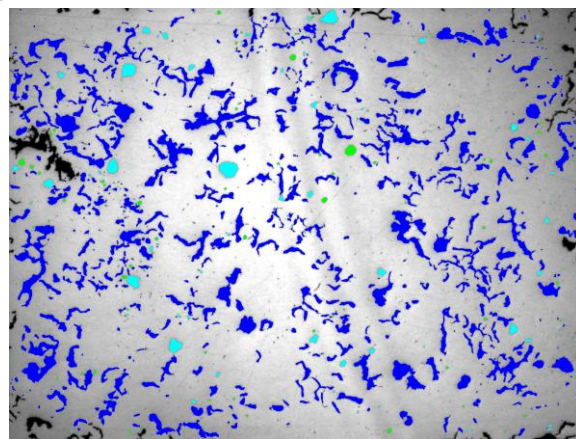
A szegmentált ábrákon sötétkékekkel van jelölve a szabvány szerinti III típusú grafitforma (átmeneti), világos kékekkel az V. típusú (szabálytalan gömb alakú grafit), és zölddel a VI. típusú (szabályos gömb alakú grafit). A mérést a különböző molibdén-tartalmú átmeneti grafitos öntöttvasból kimunkált próbatesteken történt öt darab képen. A 6. táblázat tartalmazza az átmeneti grafit arányának átlagolt értékeit a Ø20 mm-es próba esetén.



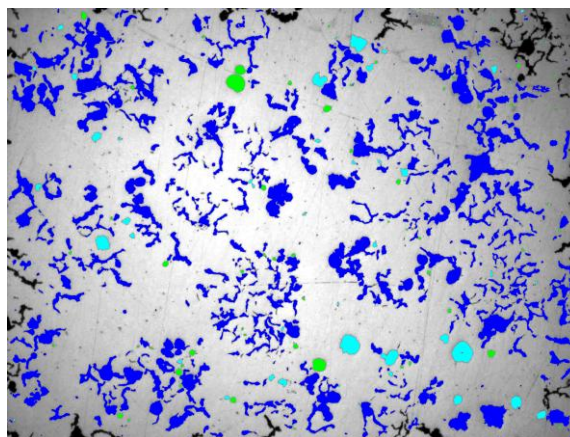
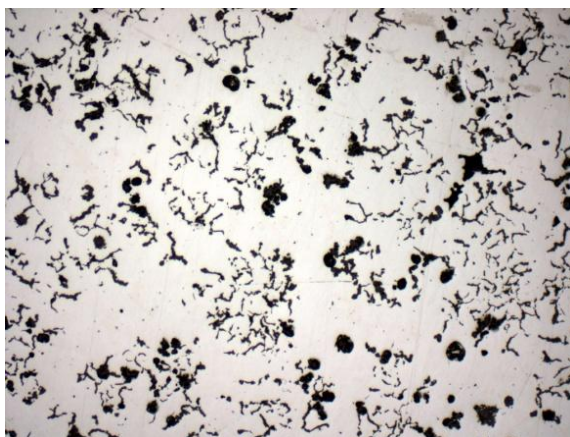
$Mo = 0,0 \%$



$Mo = 0,23 \%$



$Mo = 0,46\%$



Mo = 1,01 %

37. ábra. A szürke és a szegmentált képek különböző molibdén-tartalmú átmeneti grafitos öntöttvas esetén.

6. Táblázat. A grafit arány, különböző molibdén-tartalmú öntöttvas próbatestek esetén.

Ötvözet	Öntvény méret (mm)	Átmeneti grafit arány (%)	Szabálytalan gömb grafit arány (%)	Szabályos gömb grafit arány (%)
1V	Ø20	85,182	7,368	7,450
2V	Ø20	84,506	8,138	7,356
3V	Ø20	83,808	8,358	7,834
4V	Ø20	77,785	10,613	11,602

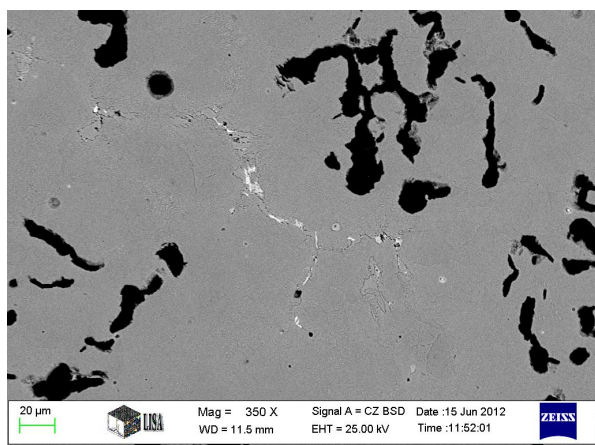
4.3.3. SZKENNING ELEKTRONMIKROSKÓPOS (SEM) VIZSGÁLATOK

A szakirodalmi összefoglalóban ismertettem, hogy a molibdén egy intenzív karbidstabilizáló elem. A saját vizsgálatok 38. ábrán látható eredményei szerint az eutektikus cellák között karbid fázisok találhatók. A 38. ábra bal oldali képein a fehér színű fázis a karbid, míg a jobb oldali képeken a világos árnyalat a baloldalt található képekről készült karbidban található molibdén dúsulását ábrázolja.

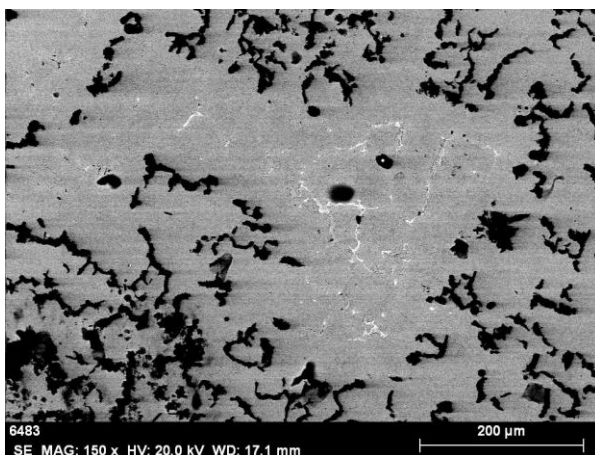
A változó molibdén-tartalmú ötvözetekben előforduló karbidok típusáról és a molibdén-tartalom függvényében várható karbidok térfogatarányáról számítások útján szereztem ismereteket. Számításaimhoz a JMatPro nevű programot használtam, amely termodinamikai összefüggésekre alapozva komplex összetételű ötvözetek egyensúlyi diagramjának a számítására alkalmas. A számításokat elvégezve a molibdénrel ötvözött ötvözetek M7C₃, M₆C, M₂(C,N) típusú karbidok jelenlétét valószínűsítik. A 39. ábrán a JMatPro-val számított egyensúlyi diagramoknak azon részét ábrázolom ahol a számított karbid tömegaránya a hőmérséklet függvényében van feltüntetve. Az M7C₃-as jelzésű karbid a Mo mentes ötvözetben fordul elő, 300 °C fok alatti hőmérsékleten. A Mo tartalom 0,23% való növelése szűkíti az M7C₃ mezőt, amiből arra lehet következtetni, hogy az M7C₃ kevesebb szerepet játszhat az általam vizsgált hő fárasztási folyamatokban. Az M₂(C,N) típusú karbid csak Mo jelenlétében keletkezik a szobahőmérséklet és 550 °C közötti intervallumban, térfogataránya arányosan növekszik a Mo tartalom növelésével. Az M₆C típusú karbid szintén csak Mo jelenlétében várható az 550 °C feletti hőmérsékleten. Az Mo növelése tágitja a karbid előfordulását határoló mezőt úgy a térfogatarány, mint a felső hőmérséklet határ feljebb tolódásával. Következésképpen az M₂(C,N) és az M₆C típusú karbidnak növekvő térfogataránya az Mo függvényében aktív részesei lehetnek a hőfárasztást javító tényezőknek.

A Szkenning elektronmikroszkóp segítségével pont-, illetve vonalmérést végeztem. A vizsgálatot két eutektikus cella között, illetve azokon a helyeken végeztem, ahol a primer ausztenit látható volt. A mérési eredményeket a 40. ábrán mutatom be.

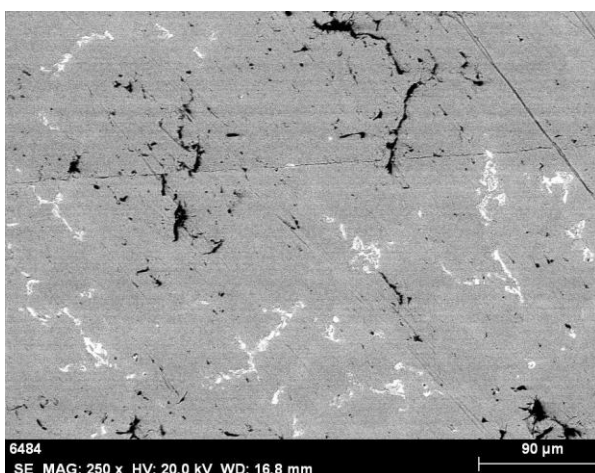
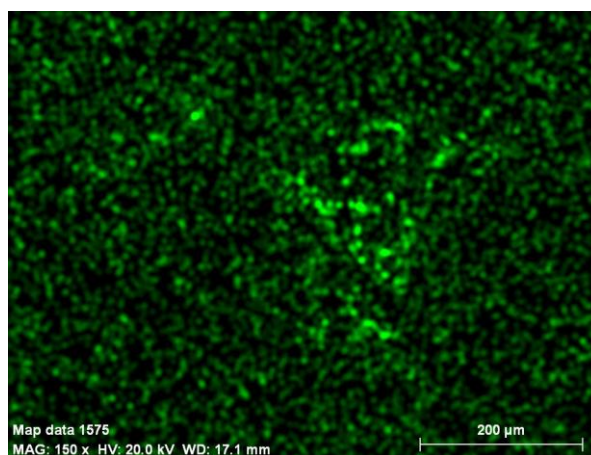
A 40. ábrán látható vizsgálati eredmények kimutatták, hogy a Mo a szekunder dendritágak peremére dúsul. Szkenning elektronmikroszkóp segítségével a szövetszerkezetben található szekunder dendritágak metszetének közepén valamint a szekundér dendritágak peremén mértem a Si, Mn és a Mo elemek dúsulását. A Si közismerten pozitívan dúsuló elem a primer austenit dendritben dúsul az Mn-nal ellentétben, ami a dendritek peremén dúsul. A Mn-hoz hasonlóan az Mo szintén a dendritek peremére dúsul, ami azt sugallja, hogy a dúsult Mo tartalmú fázisok diszperzitása a primer austenit dendrit morfológiájától válik függővé, ide várva a korábban számításokkal kimutatott Mo-ben gazdag karbidok megjelenését. Közismert hogy a dendrit morfológiája illetve a szekunder dendritág távolság a dermedési sebesség függvényében változik, ami a dendritközben dúsuló Mo esetén a jobb hőfárasztási tulajdonságokat jellemzi a kis átmérőjű rudakból kimunkált próbatestek esetén.



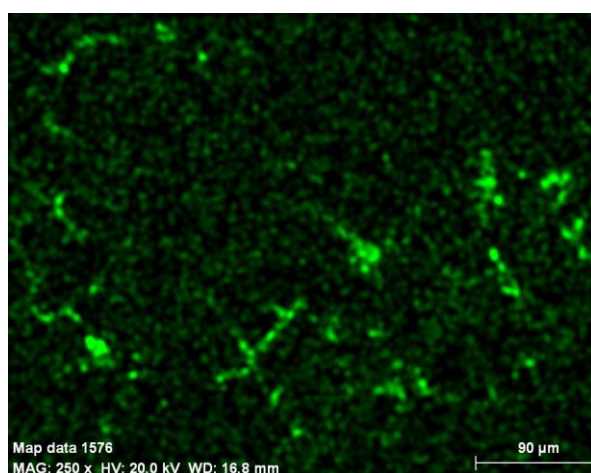
2 V



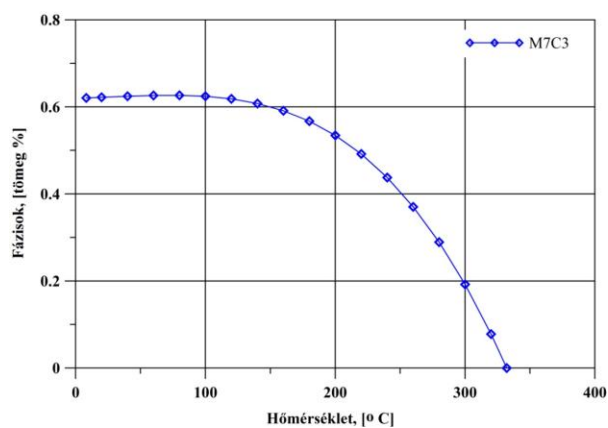
3 V



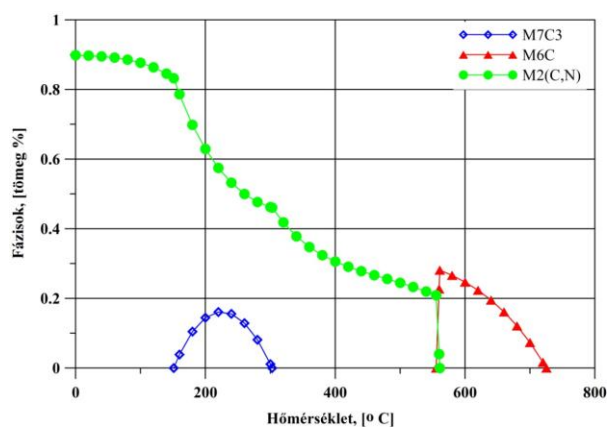
4 V



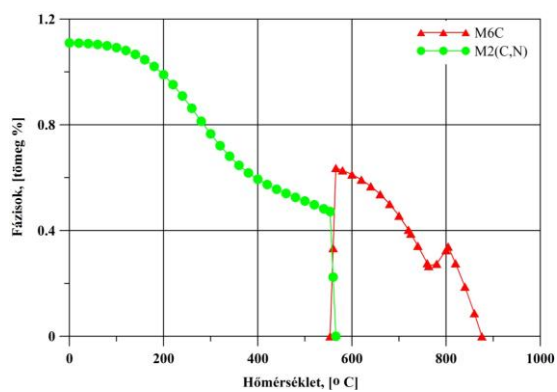
38. ábra. Karbidok a vizsgált átmeneti grafitos öntöttvas próbatetek szövetszerkezetében



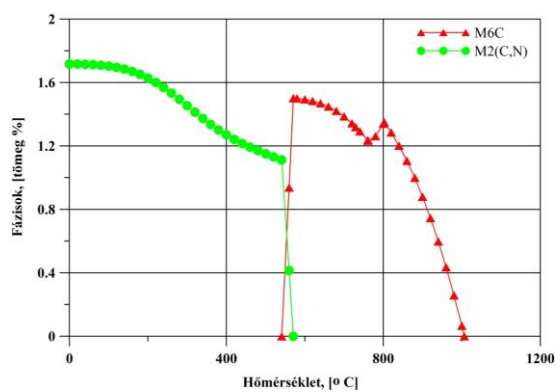
1 V



2 V

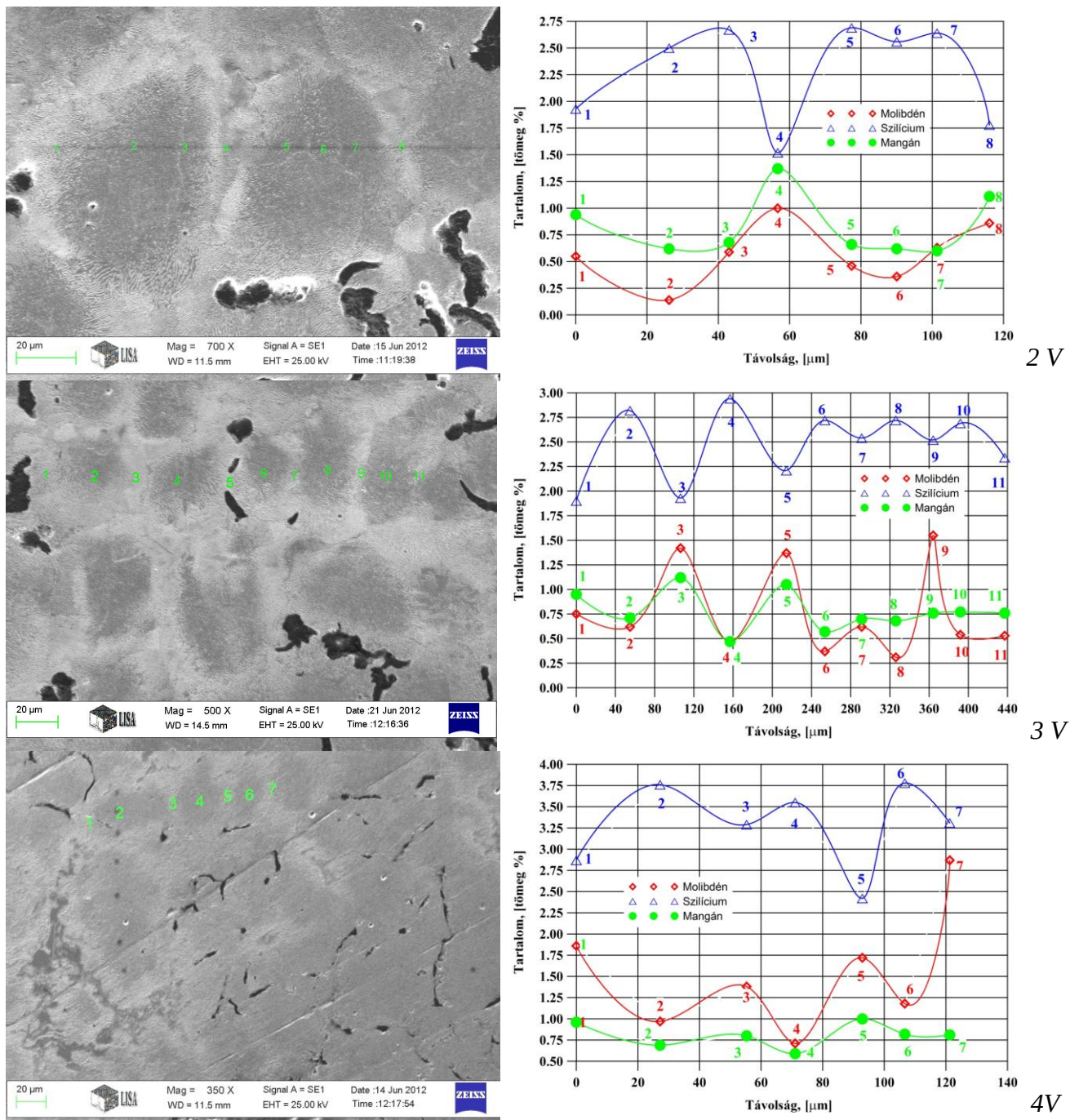


3 V



4 V

39. ábra. A JMatPro – val számított karbid tömegaránya a hőmérséklet függvényében különböző molibdén-tartalmú átmeneti grafitos öntöttvas esetén.



40. ábra. Az elemek dúsulása a primer auszénit területén végzett pontmérésről készült felvételek alapján.

A vizsgálati eredmények igazolták, hogy a molibdén-tartalom növelése esetén jelentős dendrites primer szerkezet alakul ki az eutektikus összetételű átmeneti grafitos öntöttvas kristályosodása közben.

4.4. A VIZSGÁLT ÖTVÖZETEK SZILÁRDÁGI TULAJDONSÁGAI

A 7. táblázatban szerepelnek az átmeneti grafitos öntöttvas szobahőmérsékleten mért mechanikai tulajdonságai. A különböző átmérőjű próbatestek esetén három vizsgálat történt, a szórás értékek $\pm$ jellel szerepelnek az átlagolt érték mellett.

7. Táblázat. Az átmeneti grafitos öntöttvas mechanikai tulajdonságai szobahőmérsékleten.

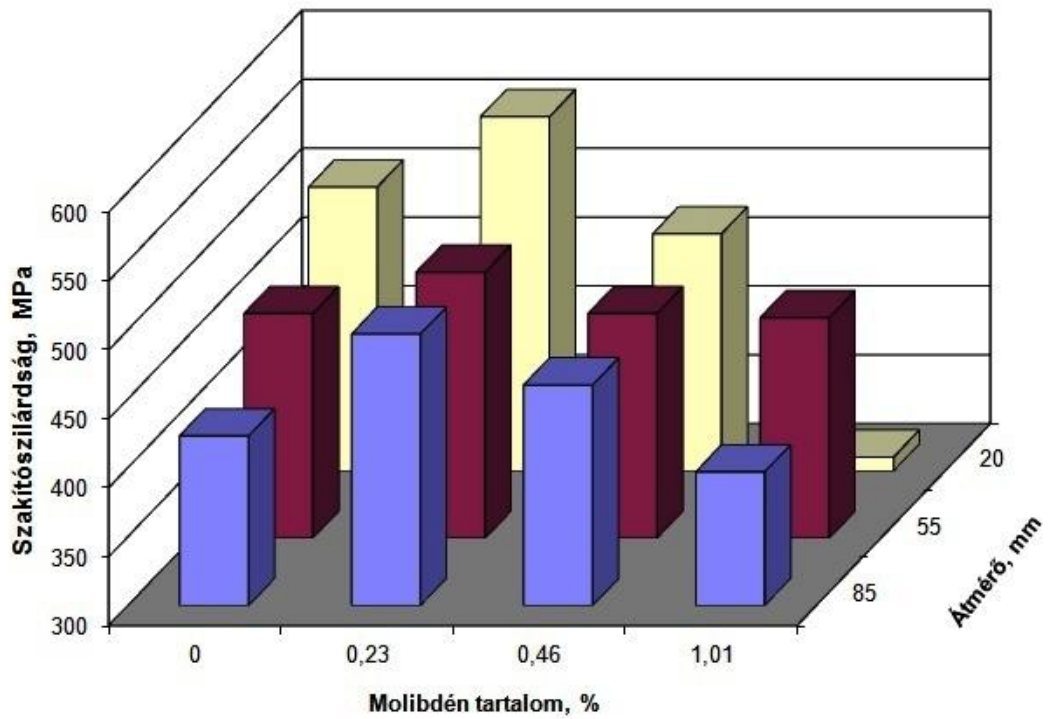
Ötvözet	Öntvény méret (mm)	Szakítószilárdság, R_m (MPa)	Nyúlás, A_5 (%)	Rugalmassági határ $R_{p0.2}$ (MPa)	Rugalmassági együttható, E_0 (GPa)
1V	Ø20	506 $\pm$ 8	1.58	404 $\pm$ 8	148 $\pm$ 4
	Ø55	463 $\pm$ 2	1.63	366 $\pm$ 1	144 $\pm$ 7
	Ø85	423 $\pm$ 14	1.08	361 $\pm$ 4	152 $\pm$ 5
2V	Ø20	557 $\pm$ 8	1.83	436 $\pm$ 1	154 $\pm$ 1
	Ø55	493 $\pm$ 56	1.66	392 $\pm$ 2	154 $\pm$ 4
	Ø85	497 $\pm$ 8	1.61	395 $\pm$ 2	157 $\pm$ 1
3V	Ø20	472 $\pm$ 9	0.76	427 $\pm$ 4	150 $\pm$ 0,3
	Ø55	463 $\pm$ 14	1.35	378 $\pm$ 1	151 $\pm$ 0,7
	Ø85	460 $\pm$ 2	1.30	379 $\pm$ 2	155 $\pm$ 0,9
4V	Ø20	310 $\pm$ 20	0.31	n/a	n/a
	Ø55	460 $\pm$ 32	1.07	391 $\pm$ 2	159 $\pm$ 13
	Ø85	397 $\pm$ 67	0.75	381 $\pm$ 4	150 $\pm$ 1

A 42. ábrán látható a mechanikai tulajdonságok változása a molibdén-tartalom függvényében, különböző átmérőjű hengerekből kimunkált próbatestek esetén. Minden vizsgált próbatest esetén látszik, hogy a Mo = 0,23 % adagolása esetén növekszik minden vizsgált mechanikai tulajdonság, a molibdén további növelése esetén viszont csökken.

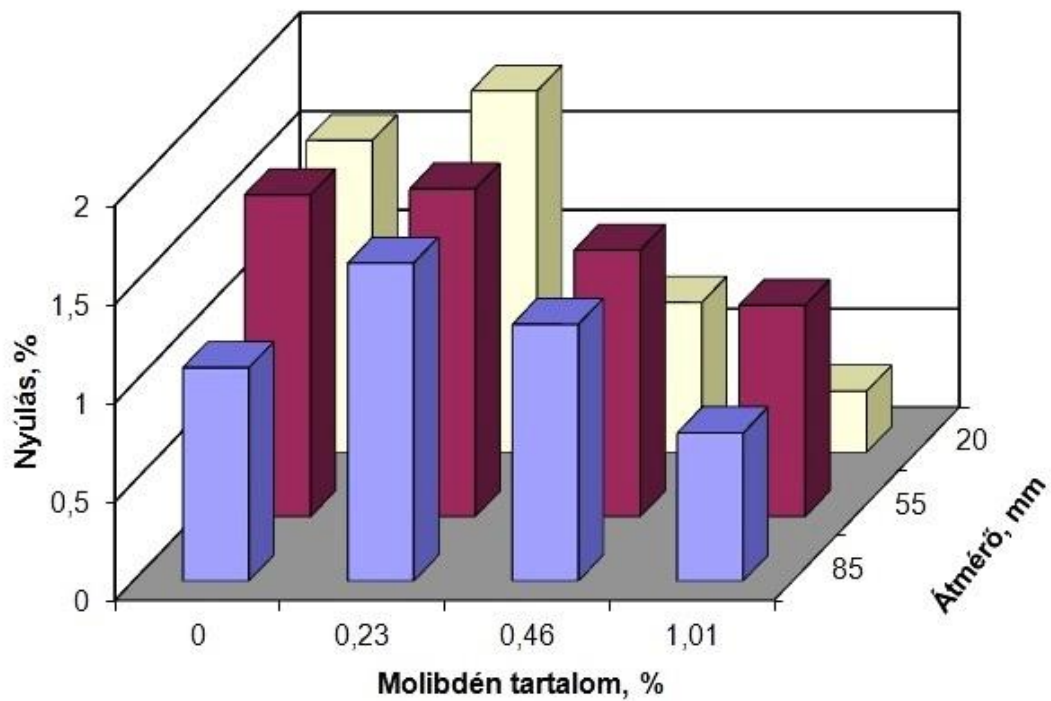
A mérési eredmények azt mutatják, hogy 0,23 % molibdén adagolásával növekszik minden vizsgált mechanikai tulajdonság, majd a további molibdén adagolás hatására csökken.

Az eutektikus összetételű olvadék a 0,23% fölötti molibdén tartalmak esetén egyre nagyobb a primer dendritek aránya a kristályosodás közben.

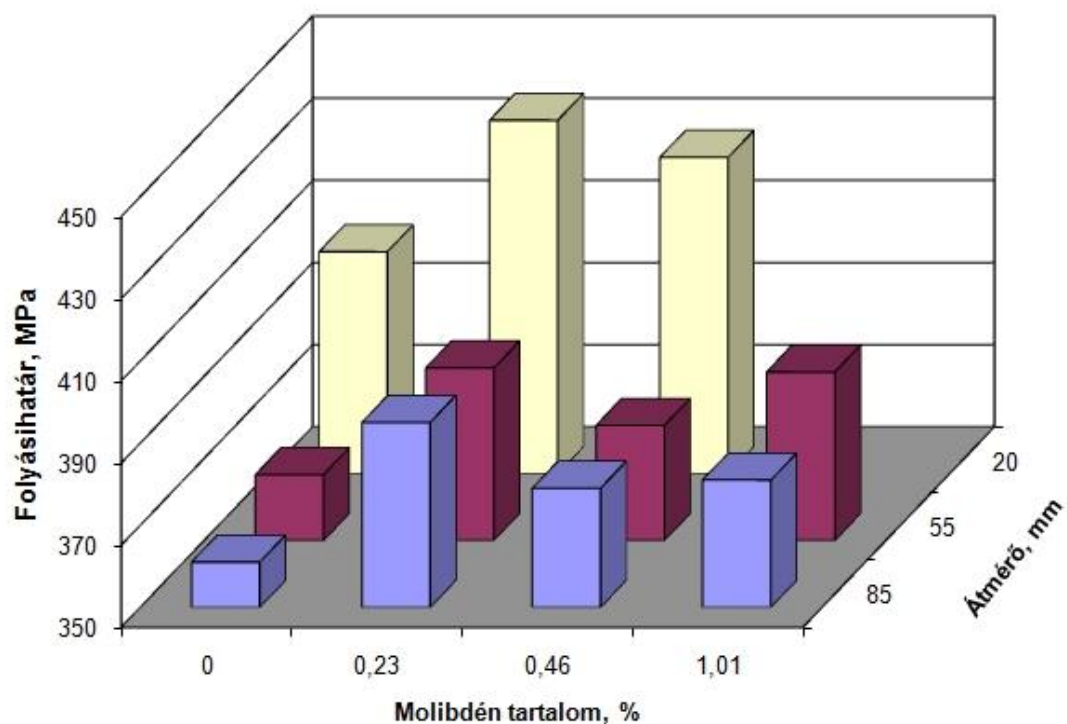
A primer dendrites szerkezet a grafit mennyiségét és eloszlását is befolyásolja. A grafit mennyisége (aránya) csökken, a térbeli eloszlása dendritközi jellegűvé válik, ezáltal a szakító próbatest törési felülete a nagyobb grafit tartalmú részekben jön létre, ami a szilárdsági tulajdonságok csökkenését okozza.



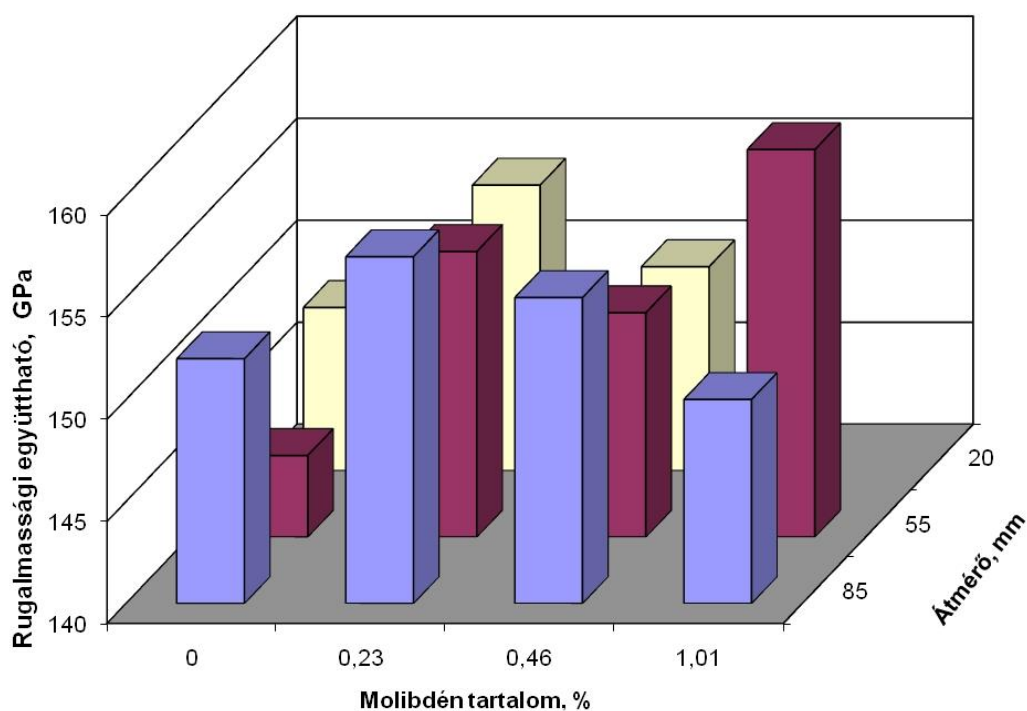
a



b



c



d

41. ábra. Az átmeneti grafitos öntöttvas mechanikai tulajdonságai szobahőmérsékleten
a) Szakítószilárdság; b) Nyúlás; c) Folyási határ; d) Rugalmassági együttható.

Megvizsgáltuk szilárdsági tulajdonságok magas hőmérsékleten bekövetkező változását is. A mérési eredményeket a 8. táblázat tartalmazza. A vizsgálatok a Jönköpingeri Egyetem és az együttműködő autóiipari öntvénygyártók által végzett kutatási projekthez tartoznak. Ezeket a vizsgálatokat a projekt más munkatársai végezték, a saját kísérleteimben a termomechanikus hőfárasztás és a melegsilárdsági tulajdonságok közötti összefüggések vizsgálatához használtam.

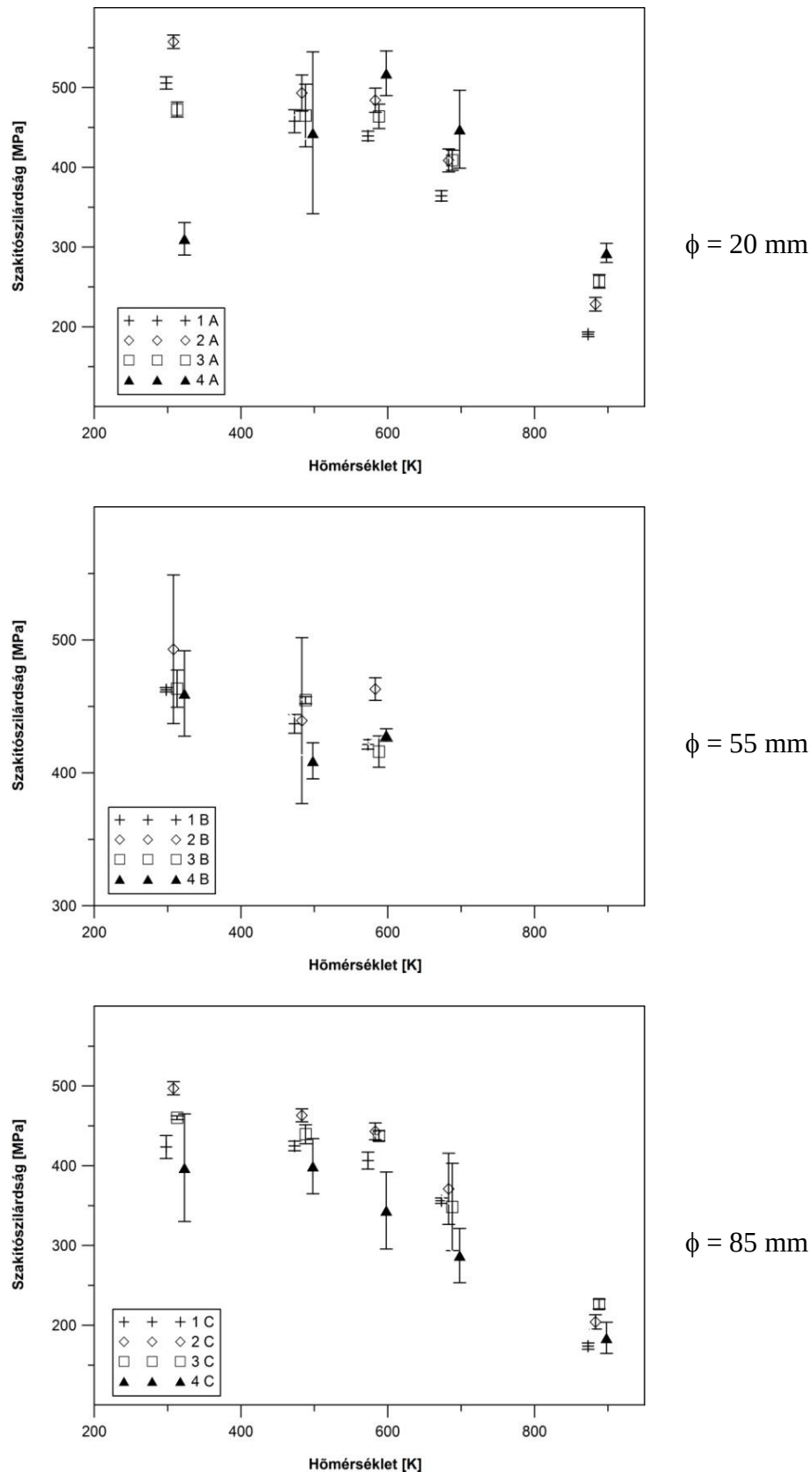
8. Táblázat. Az átmeneti grafitos öntöttvas szakítószilárdsága szoba- és magas hőmérsékleten⁴

Ötvözet	Öntvény méret (mm)	Szakítószilárdság (MPa)				
		25 °C	200 °C	300 °C	400 °C	600 °C
1V	Ø20	506±8	458±14	439±6	364±7	191±3
	Ø55	463±2	437±7	421±4	-	-
	Ø85	423±14	425±6	406±11	356±3	174±4
2V	Ø20	557±8	493±23	484±15	409±14	228±9
	Ø55	493±56	439±62	463±9	-	-
	Ø85	497±8	463±8	443±11	371±45	204±9
3V	Ø20	472±9	465±39	464±15	409±13	257±9
	Ø55	463±14	455±3	416±12	-	-
	Ø85	460±2	440±12	437±6	348±55	227±6
4V	Ø20	310±20	443±101	518±28	448±49	293±12
	Ø55	460±32	409±14	428±5	-	-
	Ø85	397±67	399±35	344±48	287±34	184±20

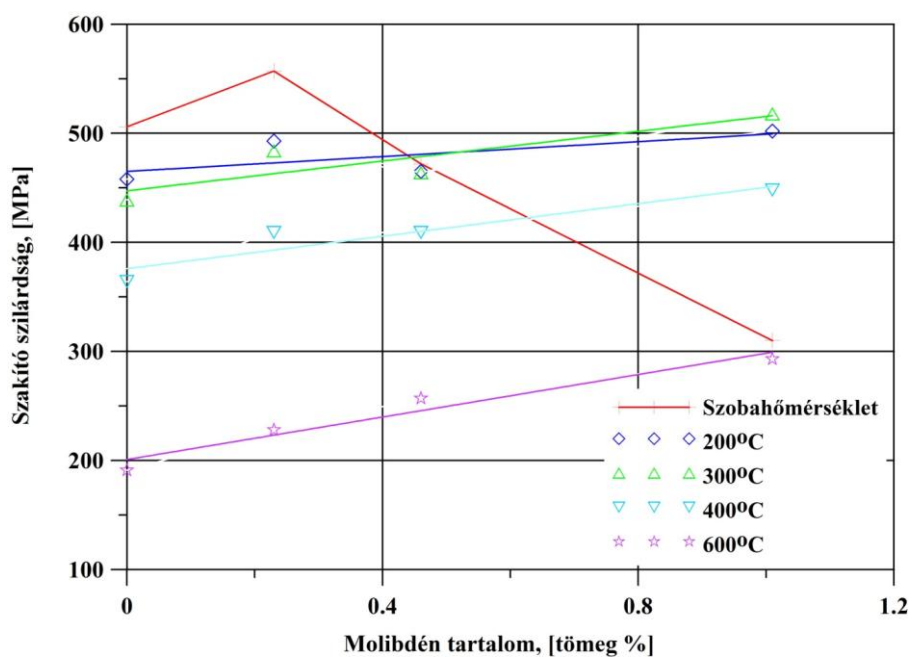
A szakítószilárdság értékeinek változása a hőmérséklet függvényében a 42. ábrán látható. A vizsgálathoz használt anyagok azonosak az általam vizsgáltakkal, azonos adagokból lettek a próbák leöntve. A 1...4 jelölés jelenti az olvadék számát (a jelen vizsgálatban 1V...4V), valamint A, B, C jelöli a próbatest átmérője szerint változó lehűlési sebességet, ahol az A jelölésű a leggyorsabb, amelyet a legkisebb, 20 mm átmérőjű hengeren lehetett mérni.

A 43. ábrán a molibdén-tartalom hatása látható a különböző hőmérsékleten mért szakítószilárdságra. Megállapítható, hogy a molibdén növelése a környezetinél magasabb vizsgált hőmérsékleteken növeli.

⁴ A magas hőmérsékleti mechanikai tulajdonságokra vonatkozó adatok egy, a Jönköpingeri Egyetem másik kutatási projektjéből származnak.



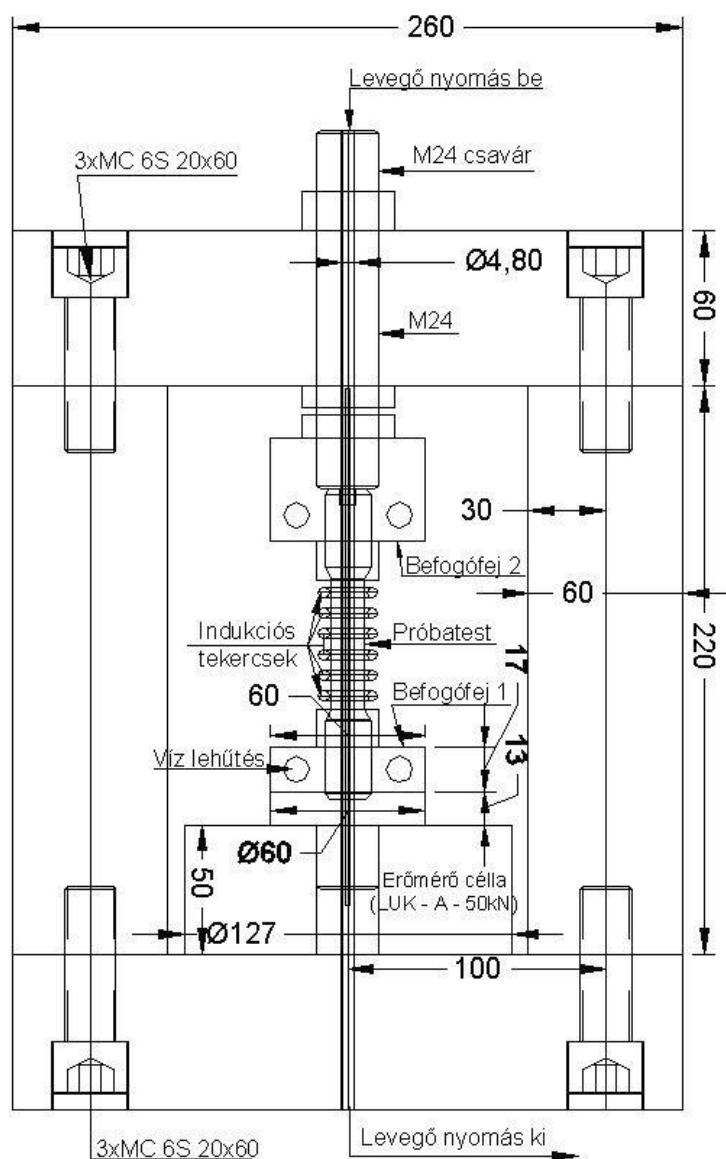
42. ábra. A szakítószilárdság változása a hőmérséklet függvényében [46].



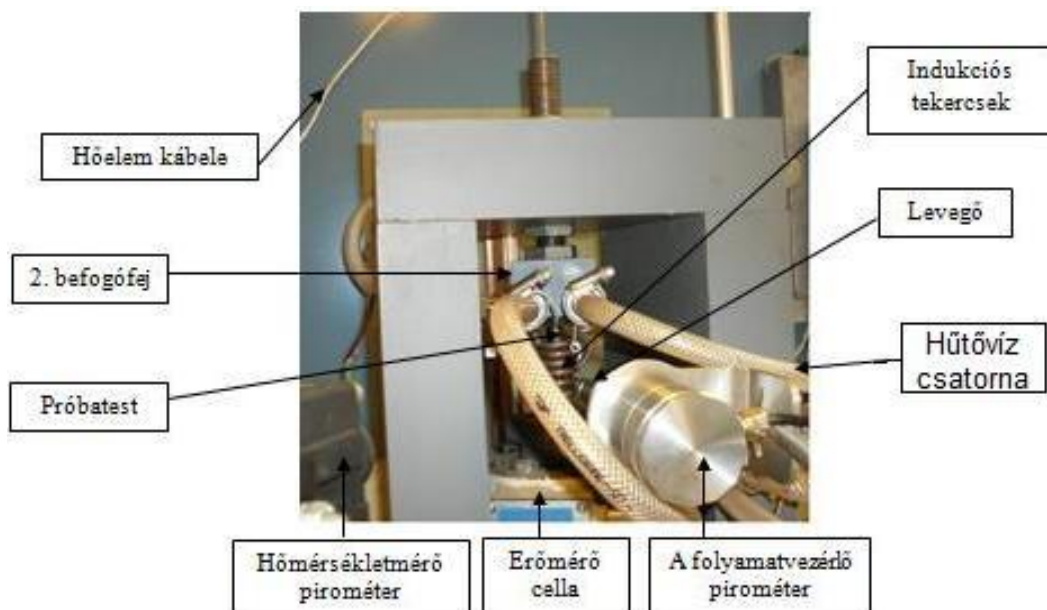
43. ábra. A szakítószilárdság változása a molibdén-tartalom függvényében különböző hőmérsékletek esetén a 20 mm-es átmérőjű öntvényből munkált próbatesteknél.

4.5. A HŐFÁRASZTÓ VIZSGÁLATOK ÉS EREDMÉNYEI

A vizsgálatokat egy, az irodalomban [29, 40] és a 13. ábrán bemutatott rendszerhez hasonló műszer segítségével végeztem (44. ábra). A rendszer felhevítése indukciós tekercessel történt. Az indukciós rendszer frekvenciája 300kHz. A próbatest lehűtése a belső hűtőcsatornákon keresztül áramoltatott víz és levegő alkalmazásával történt. A vízhűtő csatornák a próbatest befogófejein helyezkedtek el. A folyamatot egy pirométer vezérelte. A próbatestben létrejött termikus feszültségeket erőmérő cella (45. ábra) ellenőrizte. A mért értékeket „TracerDaq” program regisztrálta.



a) a rendszer sematikus rajza



b) a vizsgálataim során használt berendezés

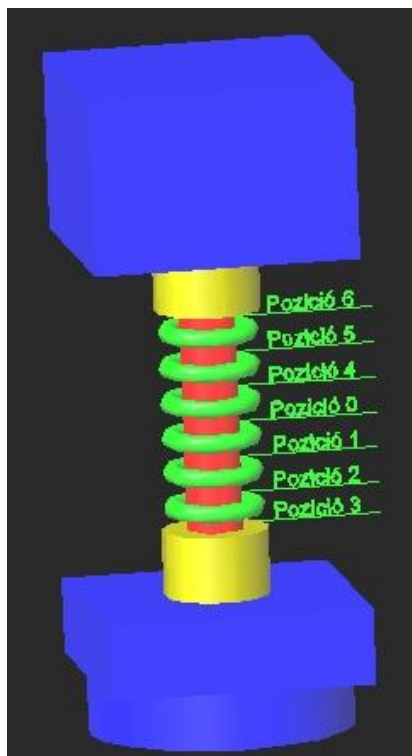
44. ábra. A korlátozott termikus fárasztás vizsgálathoz használt rendszer



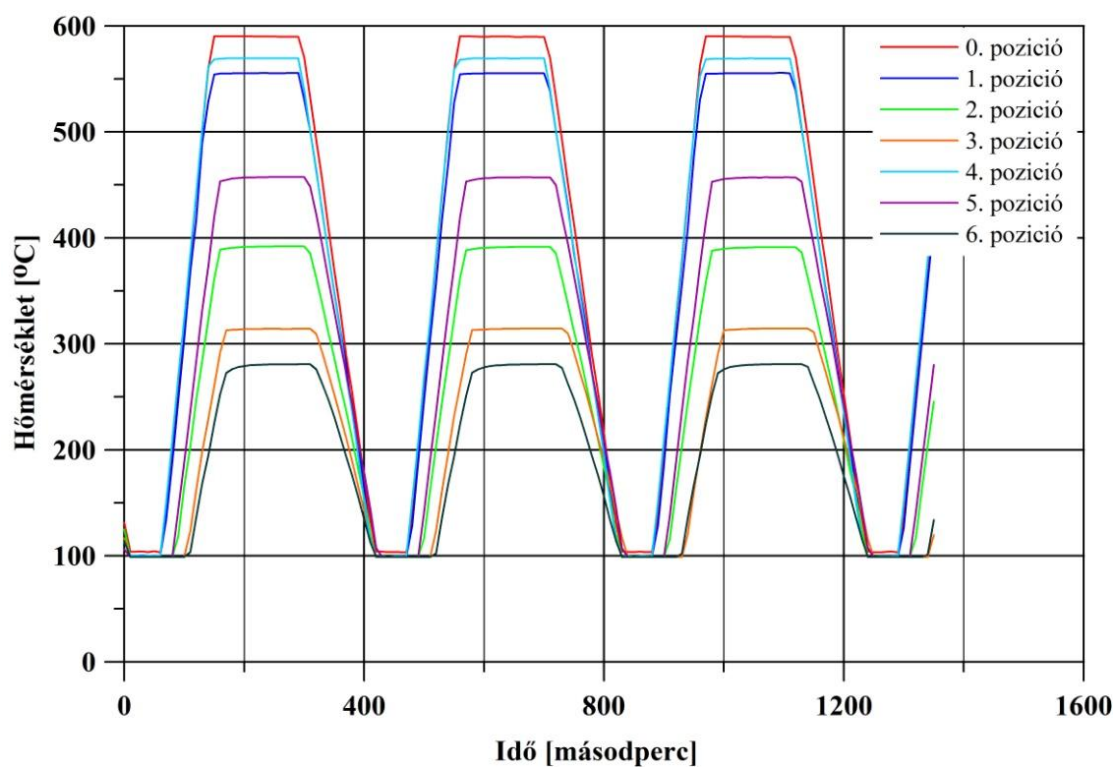
45. ábra. Az erőmérő cella⁵

A hőmérséklet gradienseket a próbatest mentén egy másik pirométerrel mértem különböző pozíciókban (46, 47. ábra). A próbatest belsejében közel a közepéhez volt helyezve egy hőelem, amely segítségével lehetőség volt arra, hogy ellenőrizzem a darab belső és külső része közötti hőmérséklet különbséget (48. ábra, b).

⁵ Az erőmérő cella névleges mérési tartománya a gyári adatok alapján ± 50 kN.



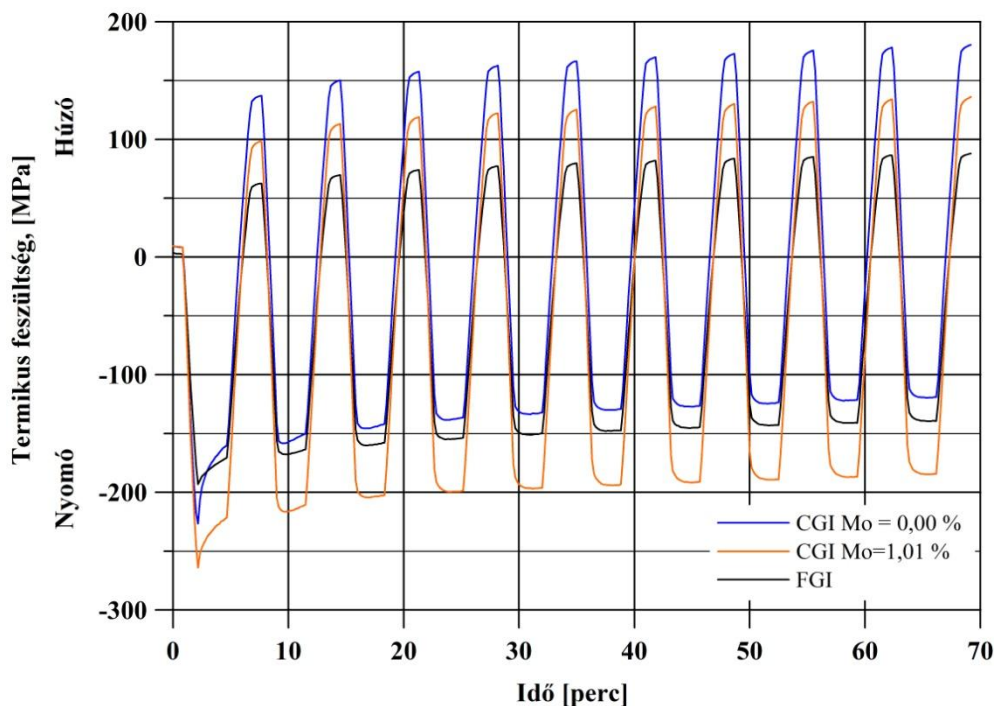
46. ábra. A próbatest felületi hőmérsékletének mérésére szolgáló pirométer pozíciói.



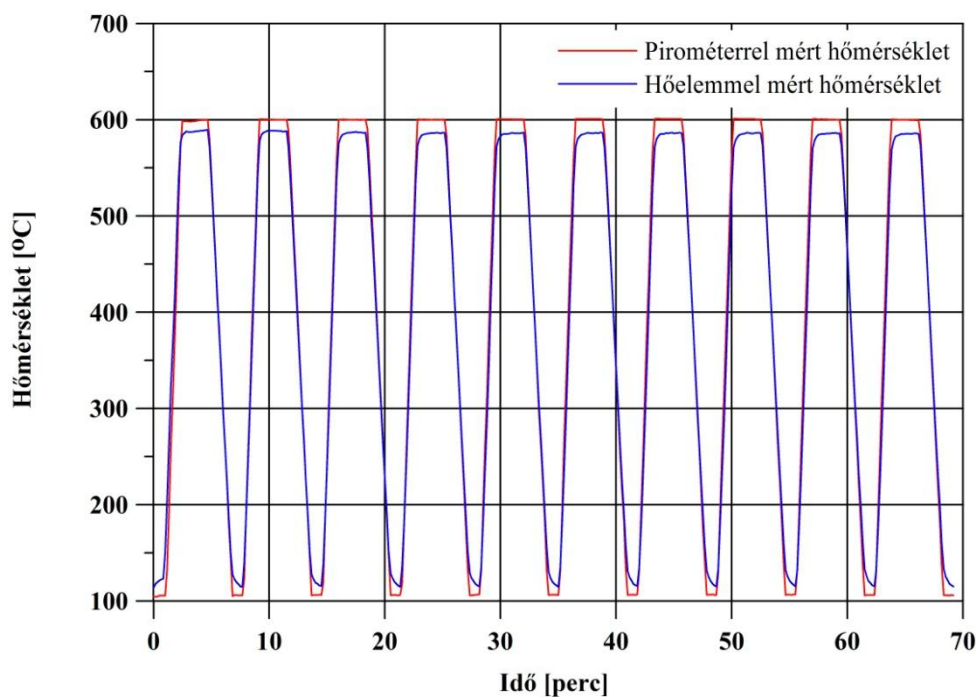
47. ábra. A próbatest külső részén mért hőmérsékletek.

A 47. ábrán mutatott hőmérséklet-gradiensek és a termomechanikus hőfárasztás vizsgálatok eredményei megerősítik a szakirodalomban található adatokat. Ha hőmérséklet-gradiens létezik egy próbatestben, termikusan okozott feszültségek alakulhatnak ki egy mintán belül, az egyenlőtlen termikus tágulás/összehúzódás következményeként. A próbatest azon részei, amelyekben nagyobb a hőmérséklet, jobban tágulnak mint a hidegebb részek, és nyomófeszültségek jönnek létre. A hidegebb részekben húzófeszültségek alakulnak ki azokon a részeken ahol a jobban fűtött szakaszok tágulásra kényszerítik az anyagot [48].

A termikus ciklus kezdetén a próbatestet felhevítettük $108\text{ }^{\circ}\text{C}$ – ra. Ezen a hőmérsékleten történt a darab megszorítása. A beállítások után a próbatestet tovább hevítettük $600\text{ }^{\circ}\text{C}$ - ra 80 másodperc alatt. Ezt követően 150 másodpercig hőntartás következett, majd a lehűtés 180 másodperc alatt. A következő ciklus szerint a próbatest felhevítése azonnal folytatódott. Mivel a próbatest hosszváltozása korlátozott volt axiális irányban, ezért az igénybevétel feszültség ciklusok szerinti. A folyamat első 10 ciklusának hőmérséklet- és feszültség-változása a 48. ábrán (a) látható (az ábrán szereplő adatok a három anyagból vizsgált három próbatest átlag értékei).



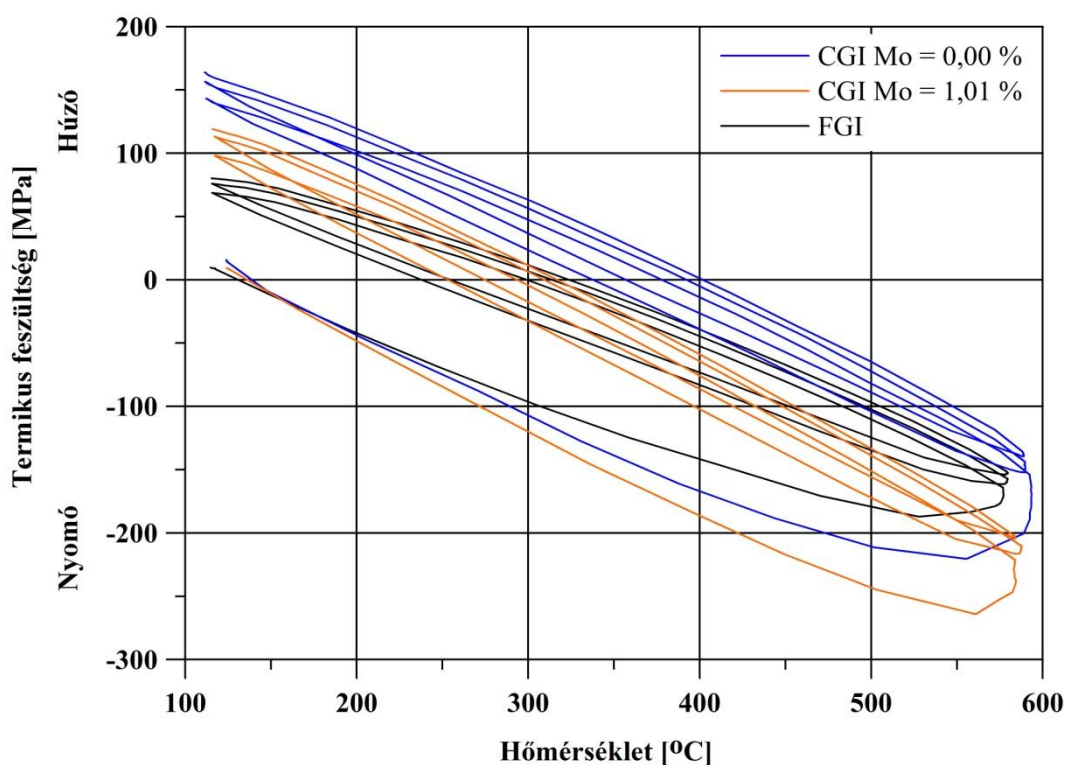
a



b

48. **ábra.** A hőfárasztási folyamat első 10 ciklusának hőmérséklet- és feszültség-változása
 a) Termikus feszültség az idő függvényében az első 10 ciklus alatt; b) Hőmérséklet az idő függvényében az első 10 ciklus alatt a próbatest belső és külső részén.

A hőfárasztási ciklusok kezdetén nyomófeszültség alakul ki a próbatestben, lehűlés közben viszont húzófeszültség jön létre. A 49. ábrán látható a termikus feszültség különbsége a kiválasztott három vizsgált anyag között.



49. ábra. Feszültség – hőmérséklet hurok az első három ciklus után (a hőmérséklet adatok a próbatest belsejében elhelyezett hőelem mért értékei).

A termikus feszültség értékét a következő képletek segítségével számítottam:

$$\sigma = F(kN) / \text{Keresztmetszet}(mm^2) \quad (4)$$

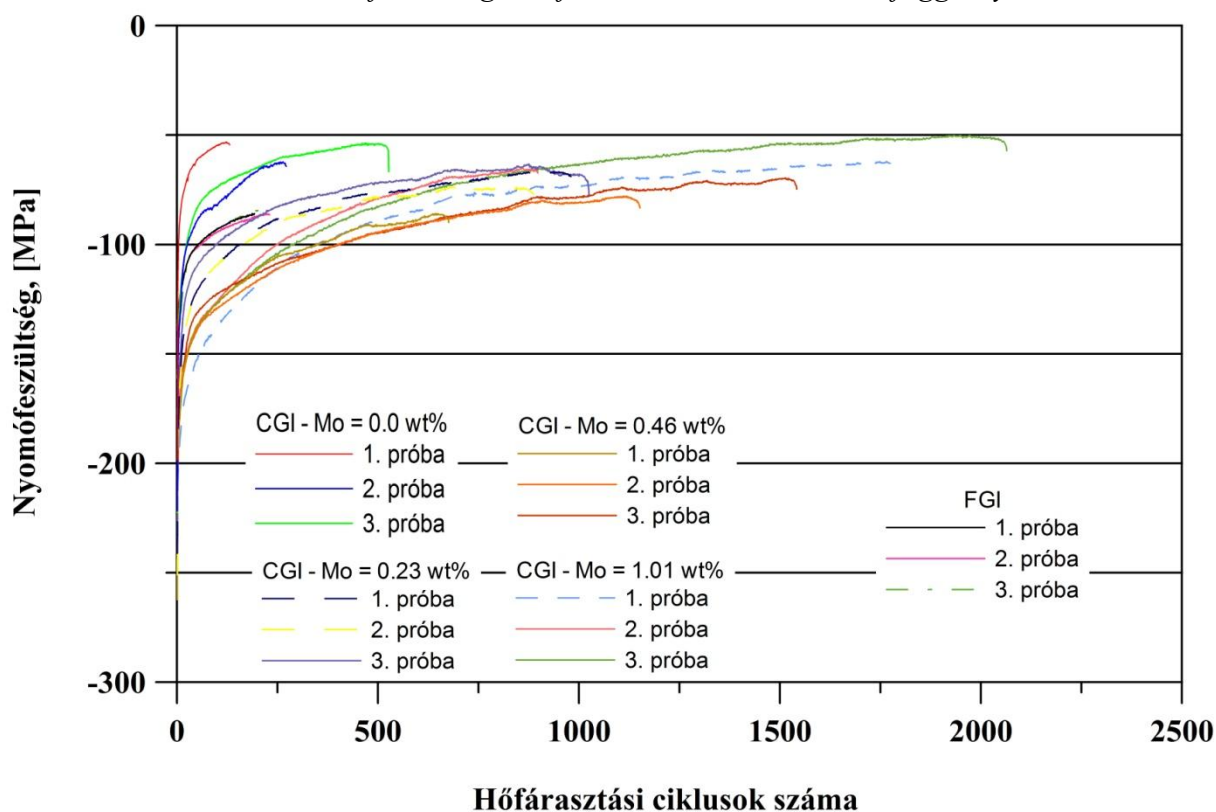
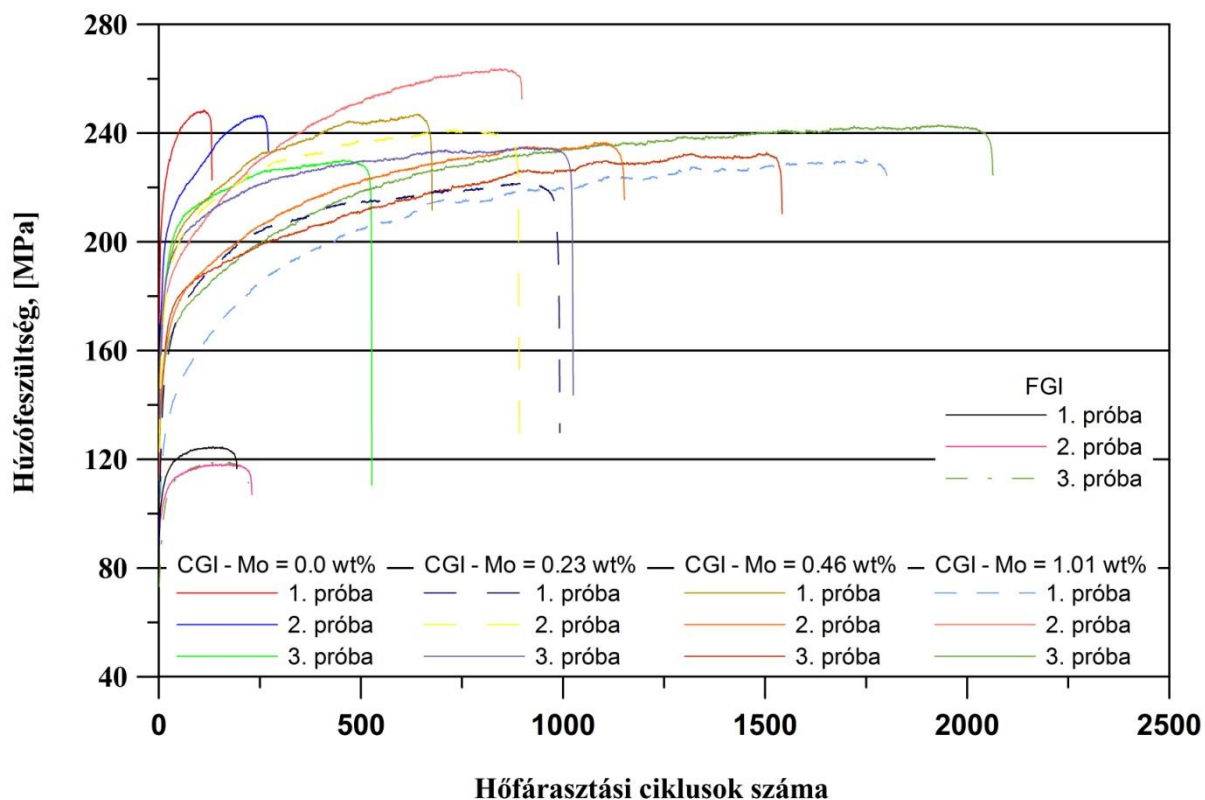
$$F = E_{rő_jel}(V) * \text{hitelesítési_állandó} \quad (5)$$

ahol a hitelesítési állandó értéke 15,0015kN/V és a keresztmetszet = 108,5813 mm².

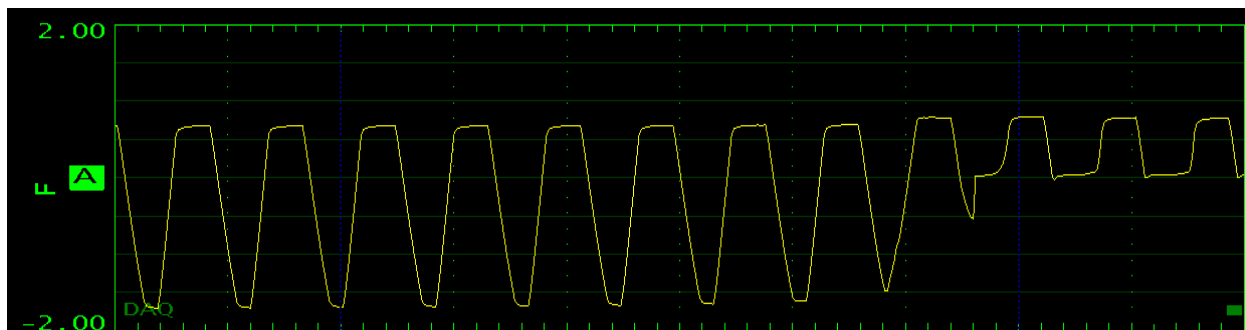
A hitelesítési állandó értékét az erőmérő cella gyári adatai alapján és kalibrációs mérések alapján állapítottam meg.

A termikus feszültség kiszámításához használt keresztmetszet a próbatest eredeti keresztmetszeti területe, szobahőmérsékleten terheletlen állapotban.

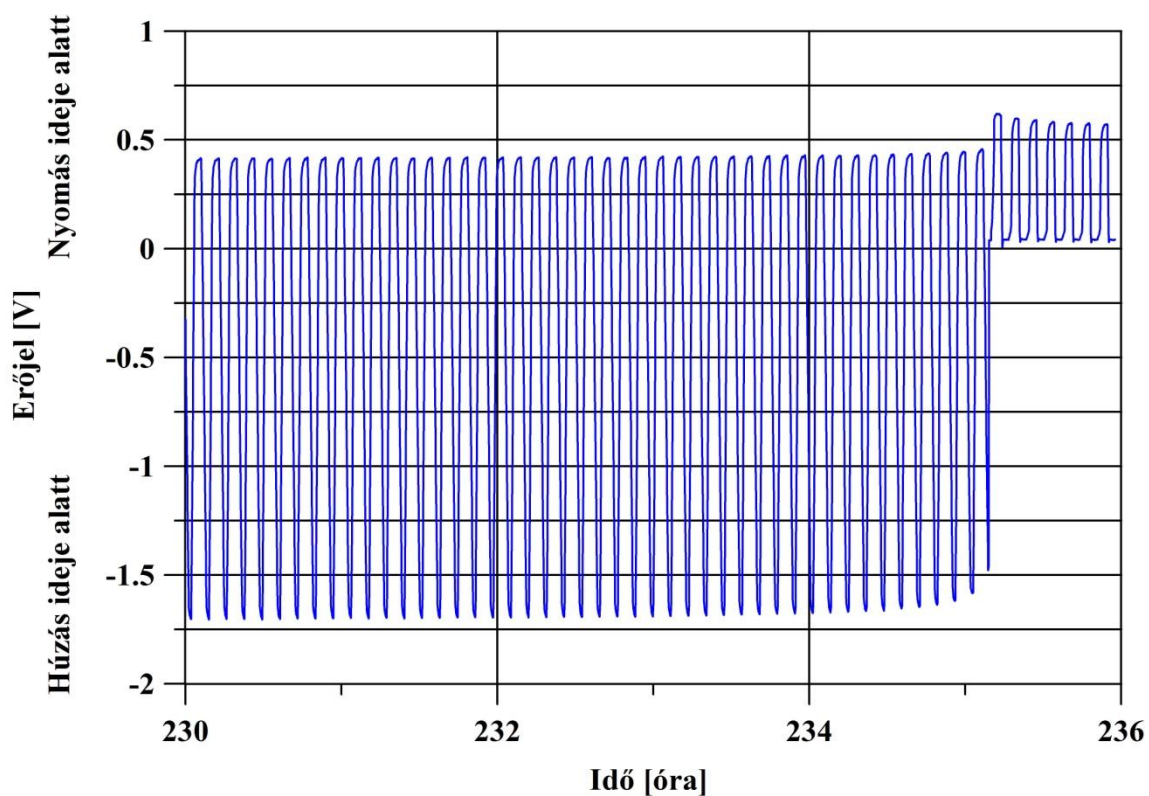
A termomechanikus hőfárasztás vizsgálat során a próbák húzófeszültség értéke növekszik, miközben a nyomófeszültség abszolút értéke csökken (50. és 51. ábra).



A folyamatot addig ismételtük, amíg a darab eltört a lehűtés szakaszában. A repedés azután jött létre, miután pár cikluson keresztül a húzó feszültség maximum értéke folyamatosan csökkent. Ezt a jelenséget mutatja az 53. ábra. Az 54. ábra erőjel skálája $-2 \cdot 10^3 \text{ V}$ (-30 kN) és $+2 \cdot 10^3 \text{ V}$ (30 kN) között van. Méréseim és gyári adatok alapján $1 \text{ V} = 50 \text{ kN}/3,333$.



52. ábra. Az erőjel a darab repedésének idején.



53. ábra. $M_o = 1,01 \%$ átmeneti grafitos öntöttvas viselkedése az eltörés ideje alatt.

Az 54. ábrán észrevehető a repedés.



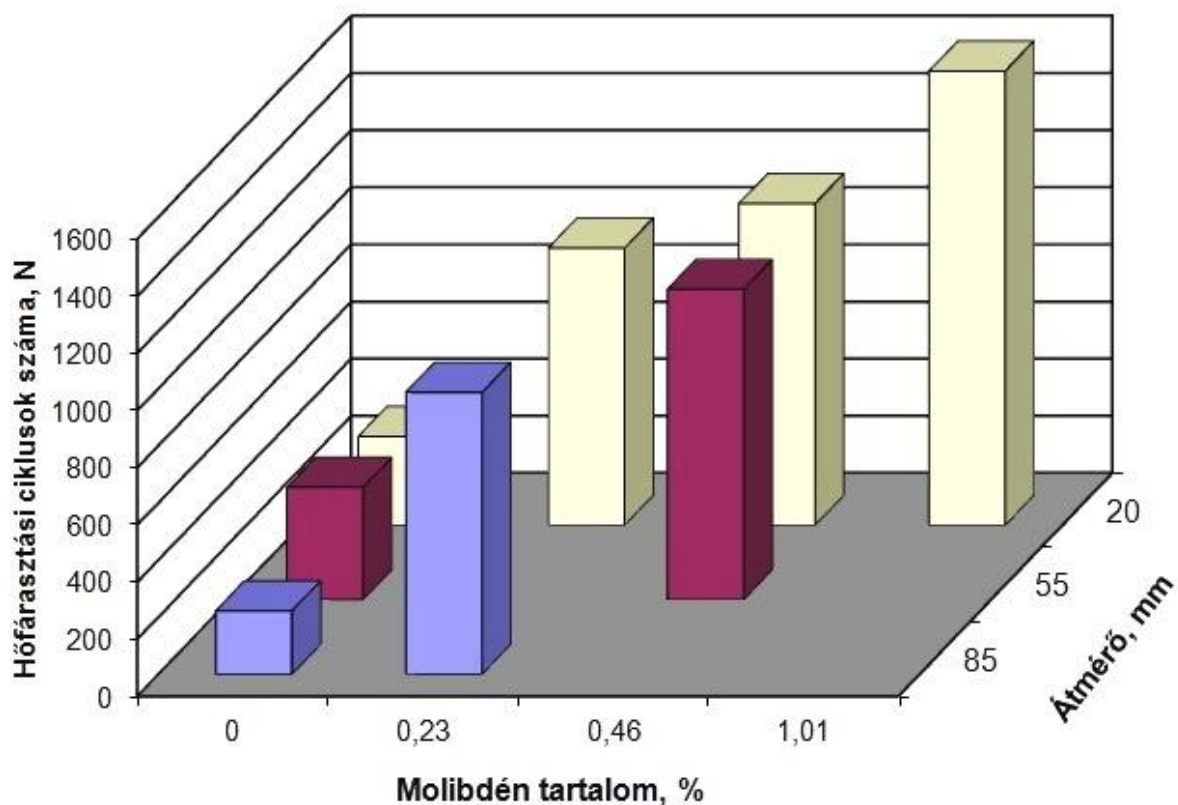
54. ábra. *Eltört próbatest.*

A mérési eredmények a 9. táblázatban találhatók. A hőfárasztó vizsgálatok hosszúidejű mérésekből állnak. A rendelkezésemre álló idő alatt a molibdén-tartalom hatását teljes körűen csak a 20 mm átmérőjű próbatestek esetén tudtam kimérni. Az öntött próbatestek eltérő porozitása miatt (5. táblázat) nagy szórást mutattak, különösen a nagyobb molibdén-tartalom esetén. A továbbiakban az azonos próbatestekhez tartozó mért eredmények átlaga alapján történik a kiértékelés.

Az 55. ábrán a hőfárasztási ciklusok száma és a molibdén-tartalom összefüggése látható különböző jelű próbatestek esetén.

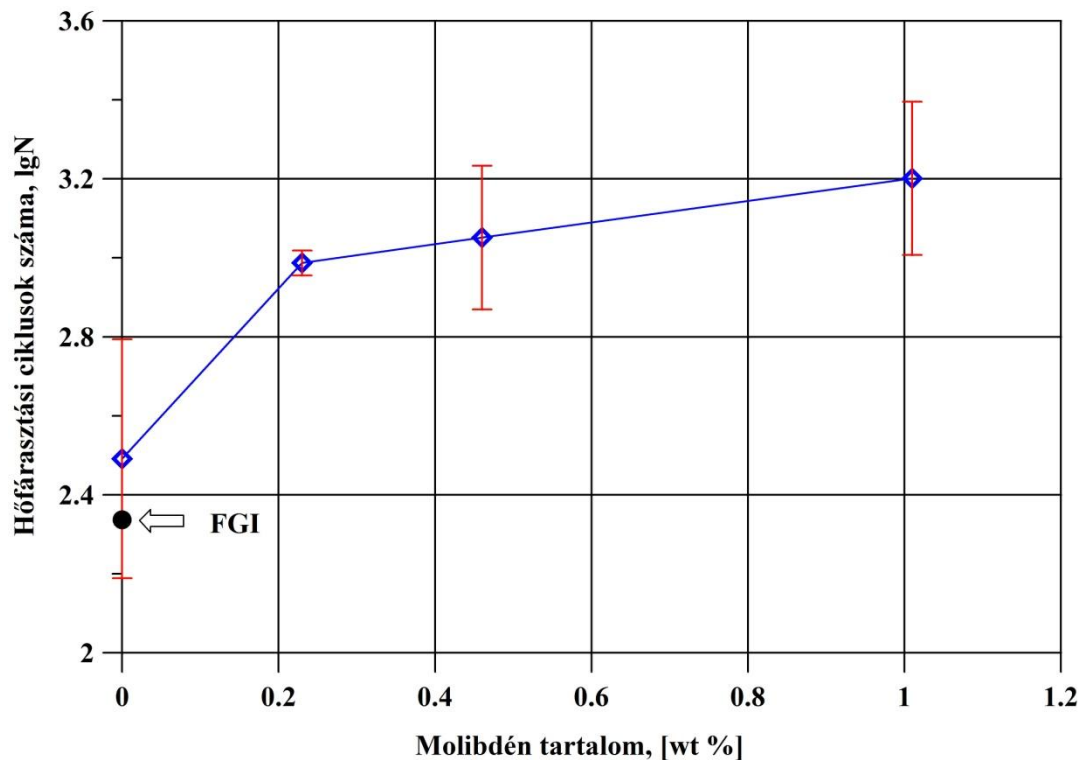
9. Táblázat. *Hőfárasztási ciklusok száma minden vizsgált anyag esetén.*

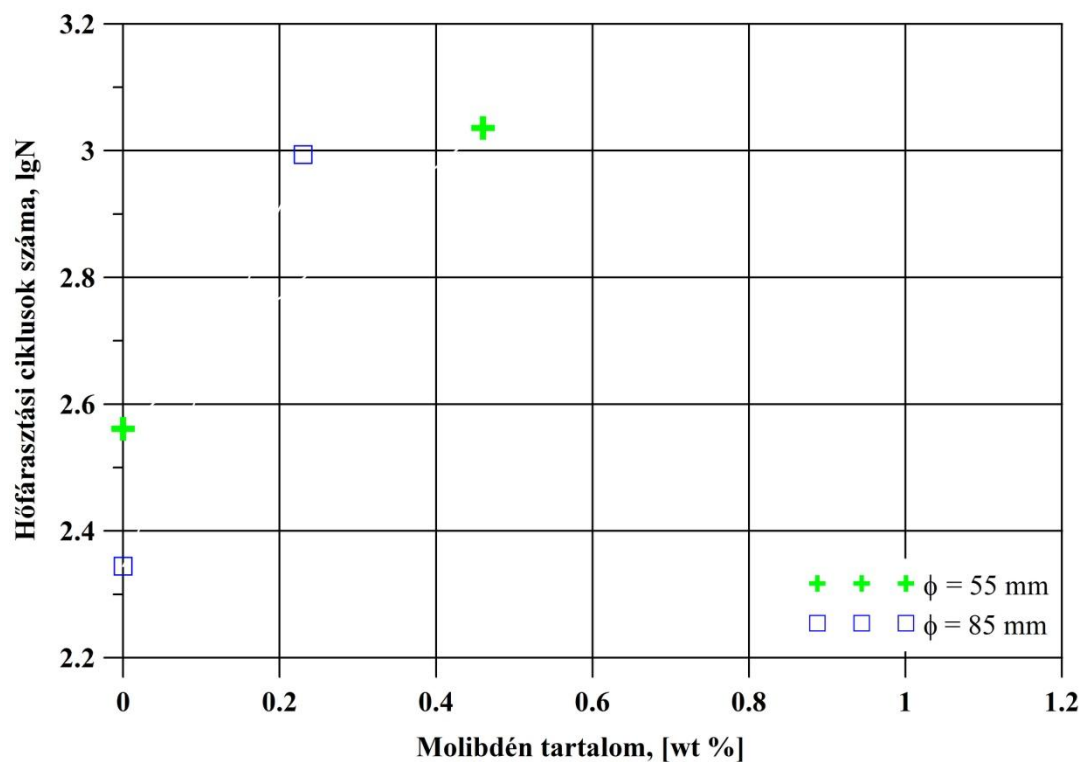
Ötvözet	ϕ 20 mm			ϕ 55 mm			ϕ 85 mm
	Egyedi	Átlag	Szórás	Egyedi	Átlag	Szórás	Egyedi
1V	131 271 527	310	201	364 422	393	41	221
2V	992 892 1025	970	69	-			986
3V	676 1154 1544	1125	435	1086			-
4V	1806 898 2064	1589	612	-			-
1L	195 232 224	217	19	-			-



55. ábra. Hőfárasztási ciklusok száma a molibdén függvényében különböző jelű kimunkált próbatestek esetén.

Az 56. ábrán látható a molibdén ötvözés hatása a töréshez tartozó ciklusok számára. A hőfárasztási ciklusok száma logaritmikus léptékben szerepel a függőleges tengelyen.





56. ábra. Hőfárasztási ciklusok száma a molibdén függvényben.

fent: a 20 mm-es átmérőjű hengerből kimunkált próbatestek adatai

lent: az 55 és 85 mm-es átmérőjű hengerből kimunkált próbatestek adatai

A 20 mm – es átmérőjű hengerből kimunkált próbatesteken mért hőfárasztási ciklusok száma és a molibdén-tartalom összefüggése a regressziós függvény alapján:

$$\lg N = 0,146 * \ln(Mo) + 3,188 \quad (6)$$

Az összefüggéshez tartozó $R^2 = 0,96$.

Ez az összefüggés szemlélteti a molibdén-tartalom hatását a vizsgált minták termikus fárasztási ellenállására. A 8. táblázatban lévő adatokból következtetni lehetett arra, hogy a molibdén ötvözése növeli a termomechanikus hőfárasztási élettartamot 0,23% Mo ötvözés esetén 313%-kal és 1,01 % molibdén adagolásnál 513%-kal a 20 mm–es átmérőjű hengerből kimunkált próbatestek esetén. Ilyen összefüggés állapítható meg a többi, nagyobb átmérőjű hengerből készült próbatestek esetén, bár a vizsgált kevés adat miatt az összefüggés nem számszerűsíthető.

Az eltérő porozitás mennyisége miatt nem állapítható meg számszerű összefüggés a molibdén-tartalom és a hőfárasztási ciklusok, illetve a szakítószilárdság között.

Megvizsgáltam a próbatestek Brinell keménységét is. A Brinell keménység méréseket 2,5 mm átmérőjű golyóval végeztem. Az átlag érték számításánál nem vettem figyelembe a szélső értékeket. Ezek a mérések összhangban voltak a szakirodalomban talált adatokkal, amely alapján a molibdén ötvözése növeli az átmeneti grafitos öntöttvasból készült öntvények keménységét. A Brinell keménység mérési adatok a 10. táblázatban találhatóak.

10. Táblázat. *A Brinell keménység a molibdén függvényében 20 mm-es átmérőjű hengerből kimunkált próbatestek esetén.*

Molibdén-tartalom, tömeg %	Brinell keménység, HB		
	Egyedi	Átlag	Szórás
0,00	223,5	231	4,33
	228,6		
	229,9		
	231,9		
	226,4		
	238,0		
	237,8		
0,23	236,9	238	3,14
	236,4		
	234,1		
	234,6		
	237,6		
	242,2		
	237,3		
	235,3		
	248,7		
0,46	231,4	243	3,00
	245,7		
	248,9		
	242,2		
	241,7		
	239,3		
	246,8		
	240,2		
1,01	244,1	253	7,16
	259,4		
	251,4		
	263,4		
	262,2		
	259,5		
	241,1		
	245,6		
	250,9		

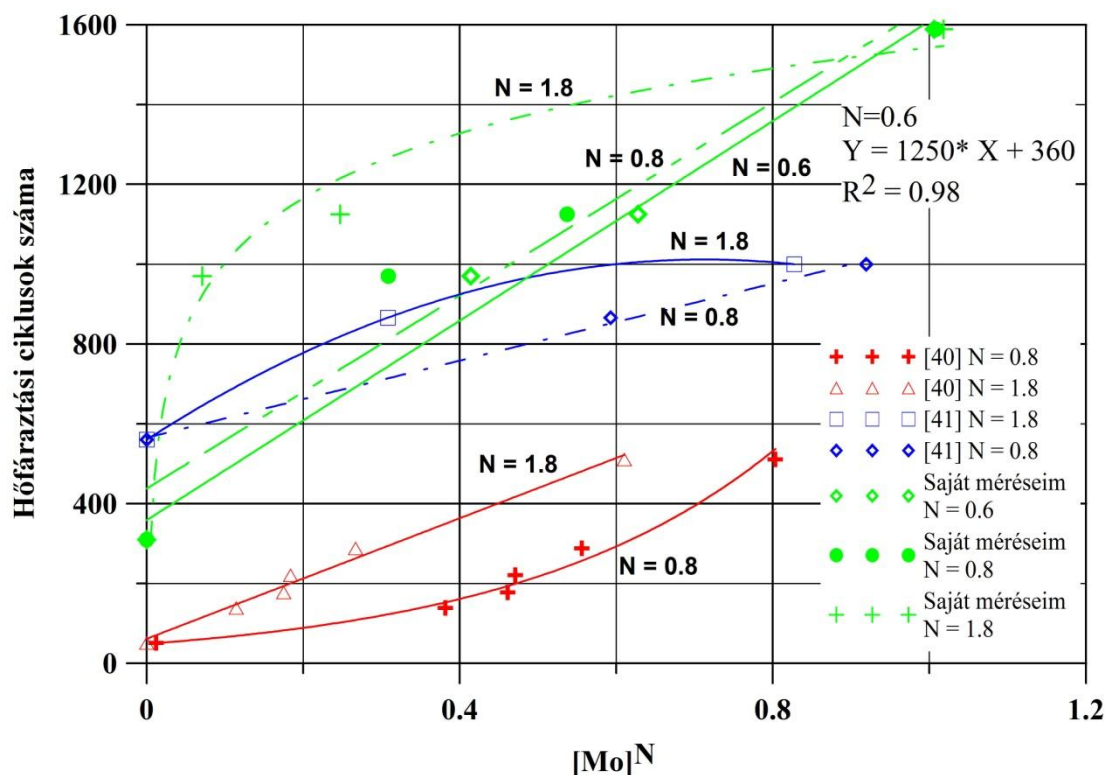
Ziegler és Wallace [41] kimutatták, hogy az átmeneti grafitos öntöttvas töréshez tartozó ciklusok száma függ a molibdén-tartalom 0,8-adik hatványától. Lemezgrafitos öntöttvas esetén ez a hatványkitevő 1,8 [40].

A vizsgálataim alapján kapott eredmények megmutatták, hogy az átmeneti grafitos öntöttvas esetén a töréshez tartozó hőfárasztási ciklusok száma a molibdén-tartalom 0,6-odik

hatványával arányos. Ennek a különbségnek az a lehetséges oka, hogy eltérőek a vizsgálati körülmények (hőmérséklet tartomány, ciklusi idő). A mérési eredmények alapján regressziós vizsgálattal létrehozott összefüggés:

$$N = 1250 * Mo^{0,6} + 360 \quad (7)$$

Az 57. ábrán a töréshez tartozó ciklusok száma a molibdén-tartalom N -edik hatványa közötti összefüggés látható lemezgrafitos öntöttvasból [40] és átmeneti grafitos öntöttvasból készült öntvényeknél. Ebben a diagramban feltüntettem a saját vizsgálati eredményeimet is.



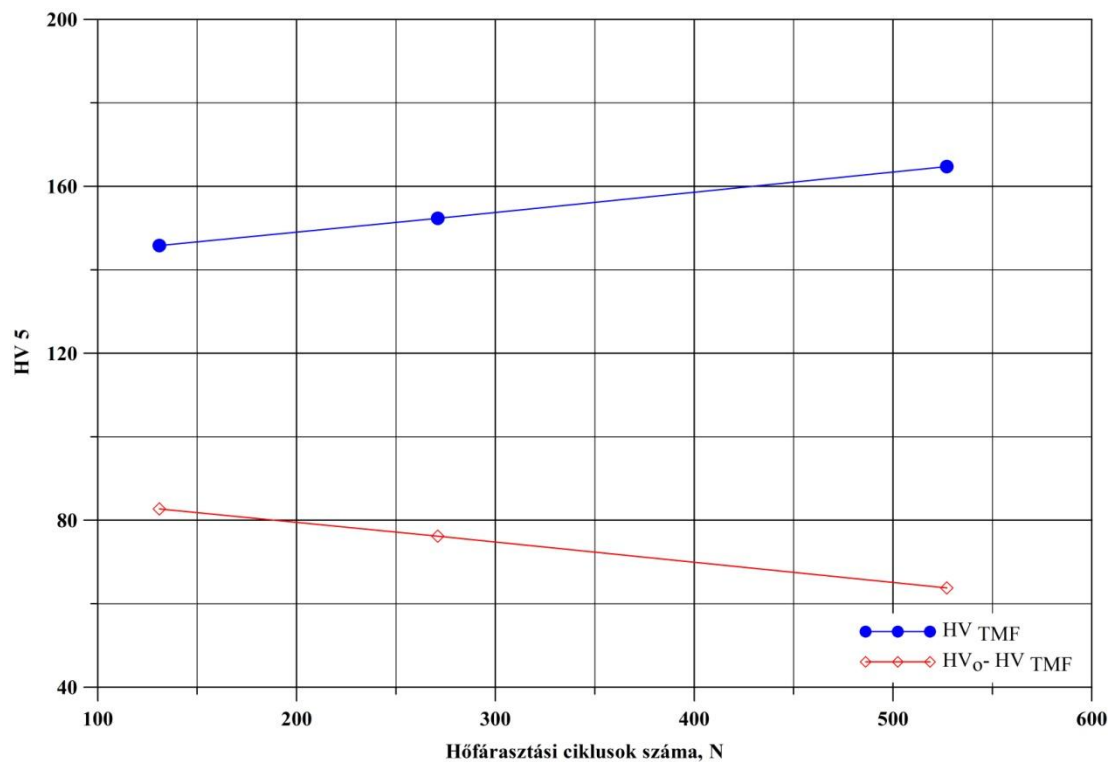
57. **ábra.** Törésig való ciklusok száma a molibdén-tartalom N -edik hatványa függvényében, lemezgrafitos öntöttvasból [40] és átmeneti grafitos öntöttvasból készült öntvényeknél ([41] és a saját mérési eredményeim).

A 9. táblázatban látható, hogy nagy az adatok szórása. Ezt a jelenséget az irodalom is jelzi [29]. Mikrókeménység mérés segítségével kerestem választ a szórási értékek magyarázatára. A 11. táblázatban láthatóak a Vickers keménység mérés során kapott eredmények. A mérést 5 ponton végeztem, és a táblázatban a kiugró adatok nem szerepelnek.

11. Táblázat. *Vickers keménység értékei és a hőfárasztási ciklusok száma.*

Ötvözet	Öntvény méret (mm)	Vickers keménység, HV 5							Hőfárasztási ciklusok száma, N			
		induló HV _o			hőfárasztási ciklusok után,HV _{TMF}			HV _o - HV _{TMF}				
		Egyedi	Átlag	Szórás	Egyedi	Átlag	Szórás					
1V	Ø20	227,2 229,6 228,8	228,5	1,22	142,9 141,6 153,0	145,8	6,2	82,7	131			
					149,7 150,3 157				152,3	4,0	76,2	271
					158,9 164,7 170,6							164,7
2V	Ø20	233,7 242,3 235,8	237,3	4,5	170,1 203,2 219,0	197,4	24,9	39,8				
					169,8 171,1 171,7				170,8	1,0	66,4	
					178,9 167,0 193,1							179,6
3V	Ø20	238,8 252,8 261,9	251,6	11,6	190,5 198,5 195,7	194,9	4,0	56,2				
					177,0 162,0 198,6				179,2	18,4	71,9	
					187,3 181,4 182,3							183,6
4V	Ø20	247,1 276,1 276,4	266,5	16,8	192,4 196,5 192,0	193,6	2,5	72,9				
									-		-	
					204,0 172,0 186,8				187,7	16,2	78,8	2064

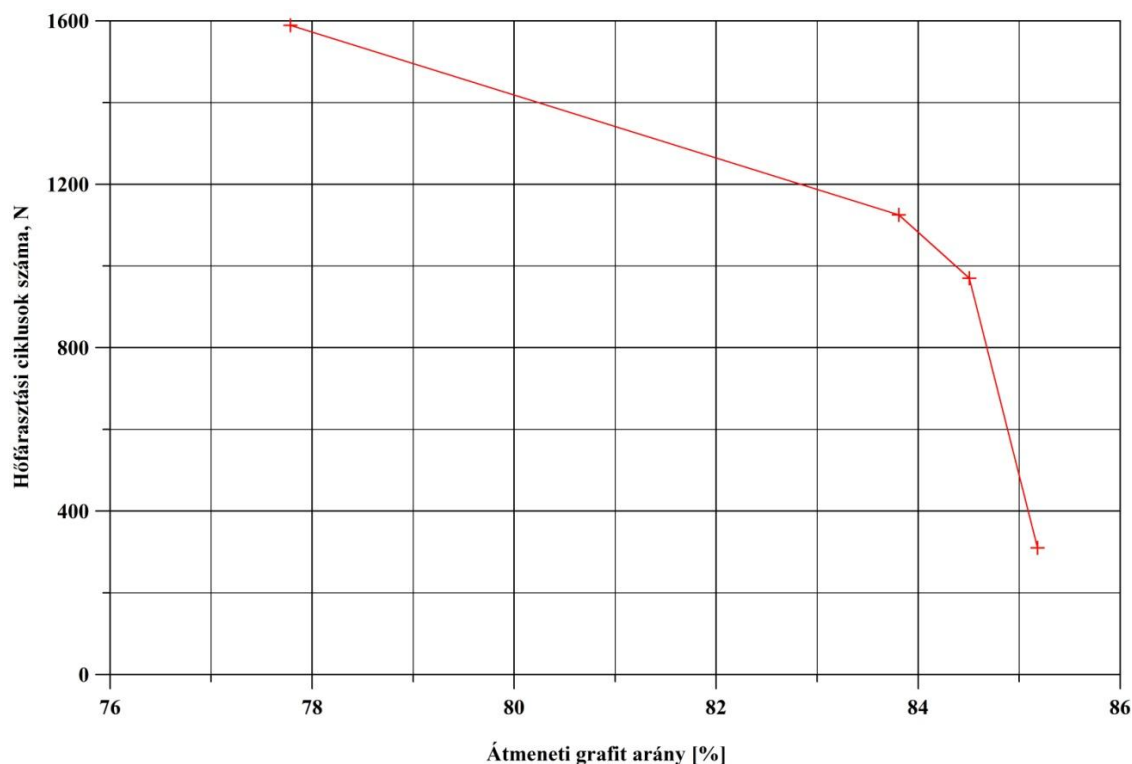
Az 58. ábrán látható a Vickers keménység érték és a hőfárasztási ciklusok száma közötti összefüggés a molibdén-nélküli próbatestek esetén.



58. ábra. Vickers keménység a hőfárasztási ciklusok száma függvényében ($M_o = 0,0\%$).

Megállapítható, hogy ha a kiinduló anyag és a termomechanikus hőfárasztás vizsgálat utáni Vickers keménység különbségének értéke alacsony, akkor az öntöttvas élettartama nagyobb.

Az 59. ábrán az átmeneti grafit arány és a hőfárasztási ciklusok száma közötti összefüggés látható.

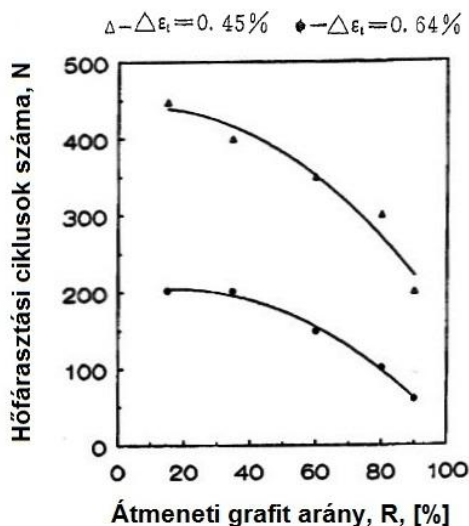


59. ábra. *Hőfárasztási ciklusok száma az átmeneti grafit arány függvényében a K jelű hengerből készült próbatestek esetén.*

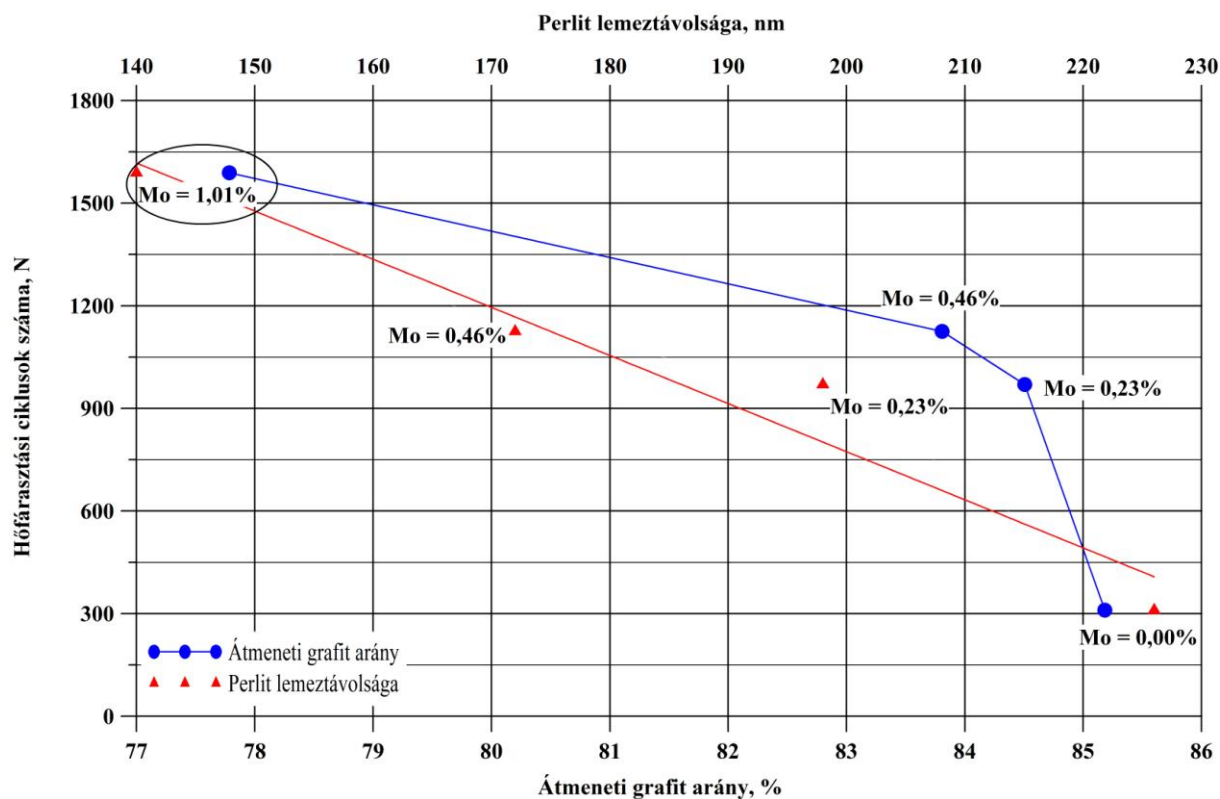
Wu Shengqing [49] vizsgálatai is tartalmazzák az átmeneti grafit aránya és a hőfárasztási ciklusok száma közötti összefüggést, mely a 60. ábrán látható. A saját mérési eredményeimet ezek alátámasztják.

A 61. ábrán a hőfárasztási ciklusok száma és az átmeneti grafit arány, illetve perlit lemeztávolsága közötti összefüggés látható különböző molibdén-tartalmú öntöttvas esetén.

Megállapítottam, hogy minél alacsonyabb az átmeneti grafit arány annál hosszabb az öntöttvas termomechanikus hőfárasztáshoz tartozó élettartama.

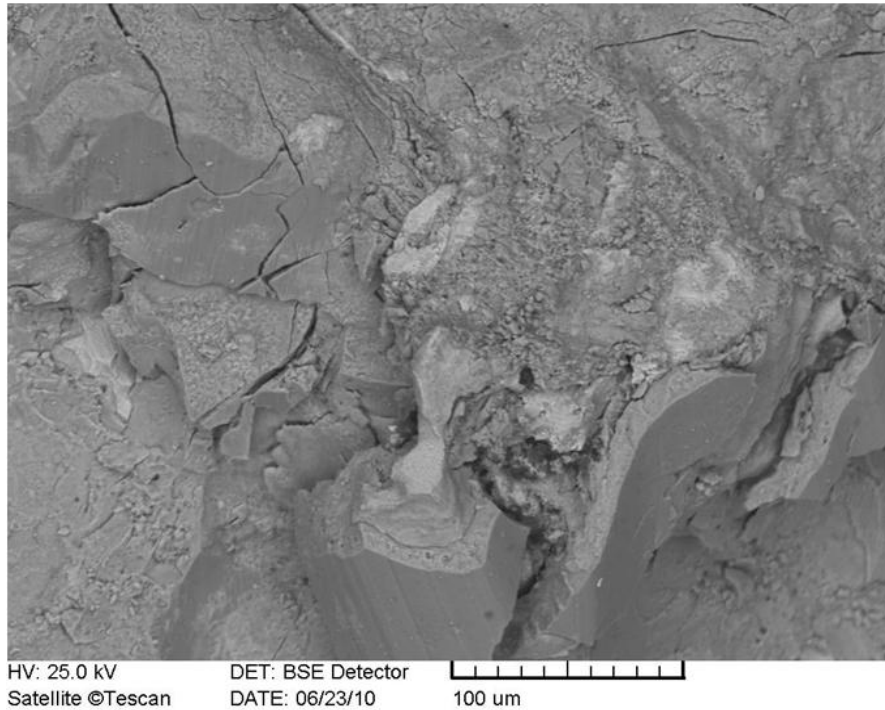


60. ábra. Összefüggés a hőfárasztási ciklusok száma és az átmeneti grafit arány között különböző nyúlási értékek esetén [49].

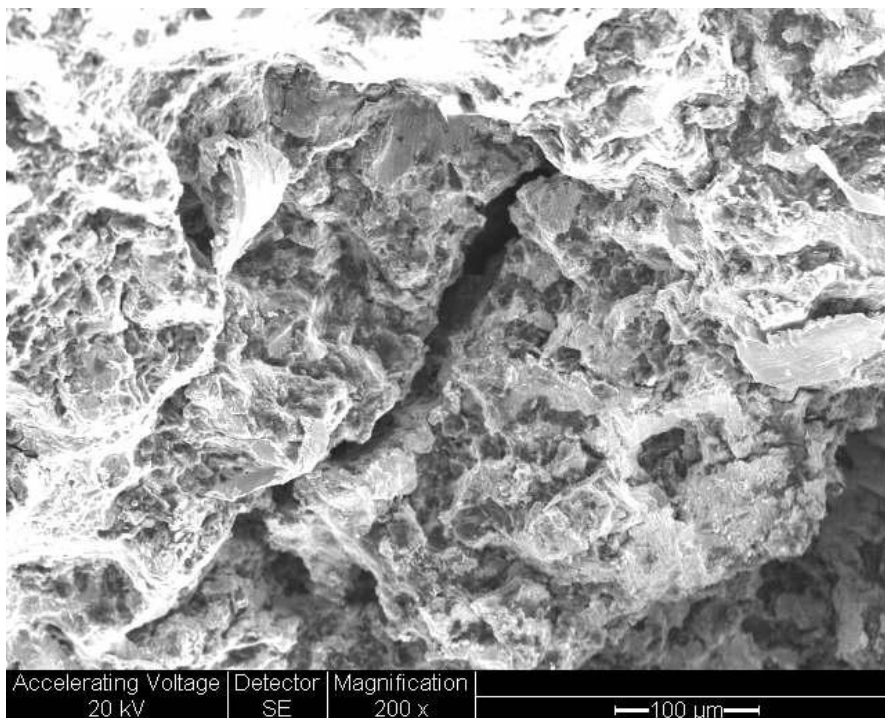


61. ábra. Összefüggés a hőfárasztási ciklusok száma és az átmeneti grafit arány, illetve perlit lemeztávolsága között különböző molibdén-tartalmú öntöttvas esetén.

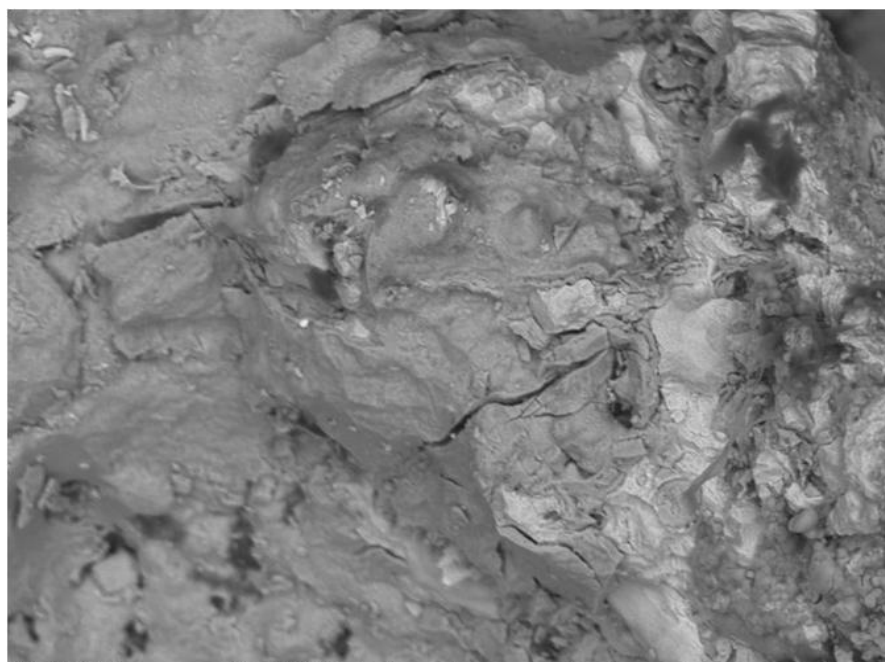
A SEM – mel végzett vizsgálatok nem adtak választ azzal kapcsolatban, hogy a termomechanikus hőfárasztás közben keletkezett repedések mértéke összefüggésben van-e a molibdén-tartalommal vagy sem. Erre azért nem volt lehetőség, mert nem lehet biztosan állítani, hogy a repedések a fém mátrixban vagy a kialakult oxidhártyában keletkeztek, ahogy az a 62. ábrán bemutatott felvételeken látható.



Molibdén-tartalom = 0,0 %



Molibdén-tartalom = 0,23 %

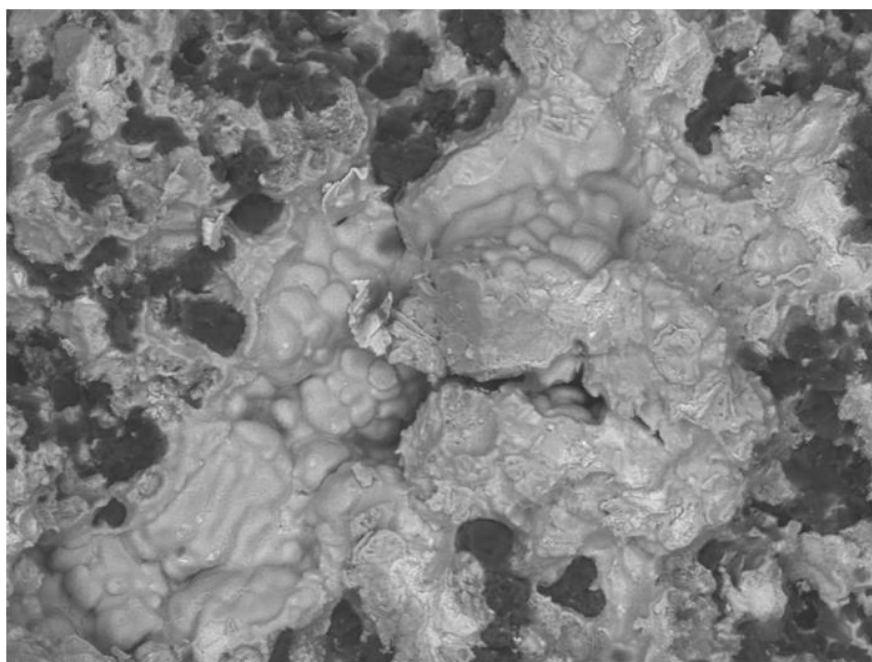


HV: 25.0 kV
Satellite ©Tescan

DET: BSE Detector
DATE: 06/23/10

100 um

Molibdén-tartalom = 0,46 %



HV: 25.0 kV
Satellite ©Tescan

DET: BSE Detector
DATE: 06/23/10

100 um

Molibdén-tartalom = 1,01 %

- 62. ábra.** A fémátrixban scanning elektronmikroszkóp segítségével kimutatott repedésekről és porozitásról készült felvételek.

4.6. ÖSSZEFOGLALÁS

Az elvégzett vizsgálatok megmutatták a molibdén-tartalom és a repedésig való ciklusok száma közti kapcsolatot. A molibdén-tartalom növekedésével növekszik a melegsílárdság értéke.

Az átmeneti grafitos öntöttvasból készült próbatest esetén a termomechanikus fárasztás ellenállása nagyobb, mint a lemezgrafitos öntöttvasé.

A molibdén hatása a mátrix finomítására a termomechanikus hőfárasztási vizsgálatok eredményei alapján is megállapítható. Minél finomabb a mátrix annál nagyobb a vizsgált típusú öntöttvas termomechanikus hőfárasztás ellenállása.

Lehet látni, hogy nincs nagy különbség a különböző átmérőjű hengerből készült próbatestekhez tartozó termomechanikus hőfárasztási ciklusok száma között.

Az elvégzett képelemzési vizsgálatok megmutatták az átmeneti grafit arány és a hőfárasztási ciklusok száma közötti összefüggést. Az átmeneti grafit arány csökkenésével növekszik az átmeneti grafitos öntöttvas élettartama.

5. A FESZÜLTSG-RELAXÁCIÓ VIZSGÁLATA

Az előző fejezetben megállapítottam a nyomófeszültség érték folyamatos csökkenését a termikus ciklus felmelegítési ideje alatt, miközben a húzófeszültség értéke folyamatosan növekedett. Ez a folyamat információt szolgáltat azzal kapcsolatban, hogy hőfárasztási ciklusok alatt feszültség-relaxáció alakul ki. A 48 (a) és 51. ábrából lehet látni, hogy a nyomófeszültség értéke folyamatosan csökken.

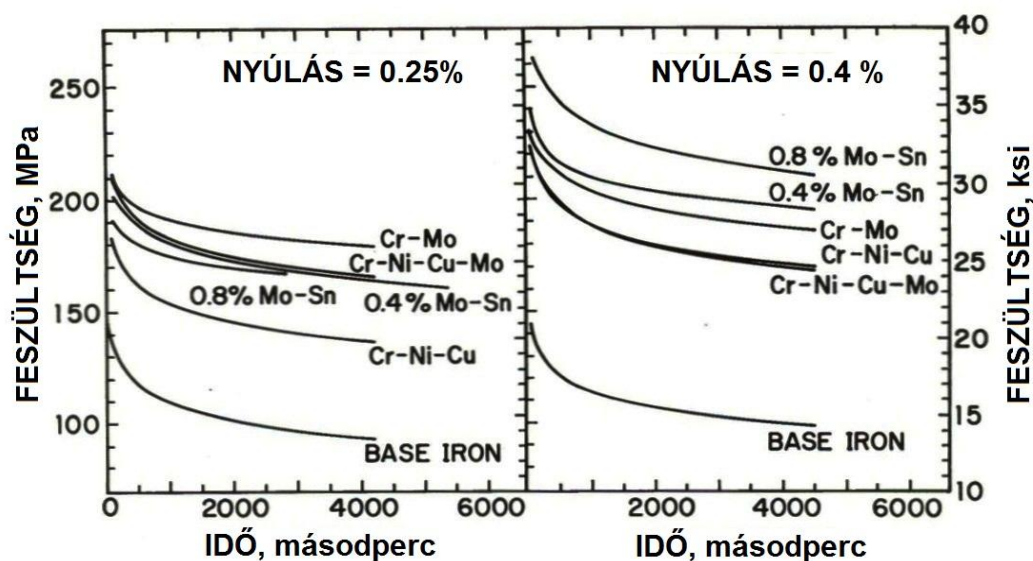
5.1. A FESZÜLTSG-RELAXÁCIÓ ELMÉLETE

Amikor egy külső feszültséggel terhelünk egy fém darabot, az úgy viselkedik, hogy ezzel a feszültséggel egyenlő és ellentétes belső feszültség alakul ki. Ha ez a terhelés folyamatos, akkor a belső feszültség az idő függvényében csökkenni fog.

Ezt a jelenséget *feszültség-relaxációnak* nevezzük. A feszültség-relaxáció létrejövele egy anyagban azzal magyarázható, hogy a rugalmas alakváltozás képlékeny alakváltozássá alakul át. A feszültség csökkenés mértéke az ötvöző elemek, a hőmérséklet és az idő függvénye lesz [54].

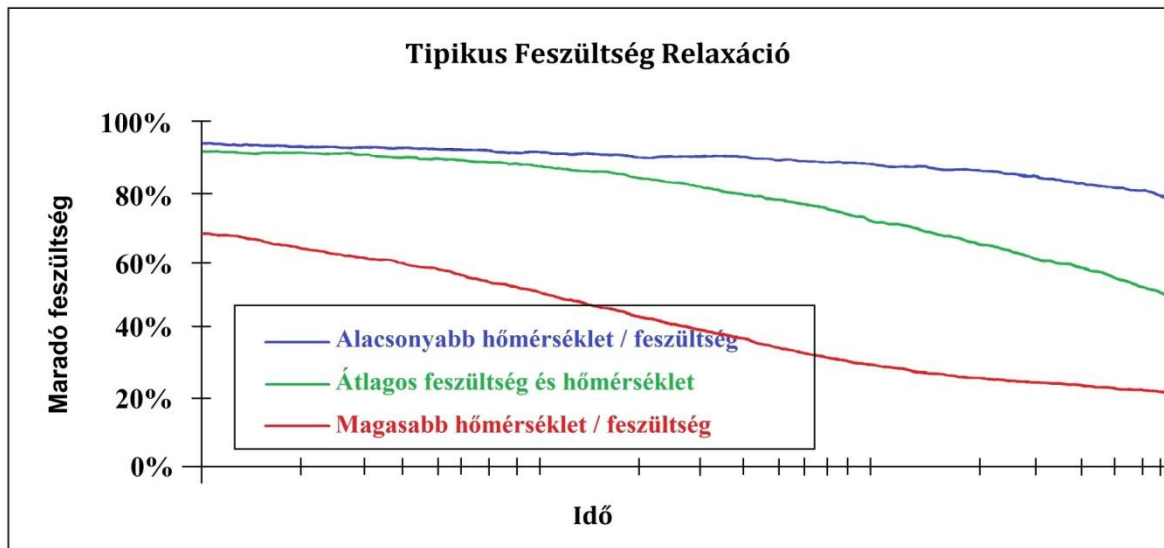
A feszültség-relaxáció megállapításához szükséges, hogy a próbatest adott nyúlás érték mellé legyen deformálódva. A feszültség csökkenése a darab hosszú ideig állandó magas hőmérsékleten tartásakor lett mérve [55].

Az alábbi ábrán látható a feszültség csökkenése az idő függvényében különböző ötvözésű lemezgrafitos öntöttvasak esetén, különböző nyúlási érték mellett 500°C fokon történő feszültség-relaxáció vizsgálatok során [40, 56].



63. ábra. Feszültség-relaxáció 500°C-on, különböző ötvözésű lemezgrafitos öntöttvasaknál, különböző nyúlás érték mellett [40].

Az alábbi ábrán láthatóak tipikus feszültség-relaxáció görbék.



64. ábra. Tipikus feszültség-relaxáció görbék [58].

Termomechanikus fárasztás feltételei alapján, a kár mechanizmusokat az anyagban, három csoportba lehet osztani, nevezetesen a fárasztás, a környezeti (oxidáció), és kúszási (feszültség-relaxáció) károk.

Ezek a mechanizmusok önállóan vagy együttesen jöhetnek létre az anyagok típusától és a működési feltételektől függően, mint a maximum és minimum hőmérséklet, a hőmérséklet tartomány, a mechanikai alakváltozás tartománya és az alakváltozás sebessége, valamint a környezeti tényezők [25].

Alacsony számú fárasztási ciklusok (LCF) esetén látható [57], hogy egy meghatározott vizsgálati hőmérsékleten a hőntartási idő növekedésével a fárasztási élettartam csökken, és ennek az oka a feszültség-relaxáció kúszási hatása. Úgy tűnik, hogy a feszültség-relaxáció kúszási mechanizmusa a fő oka a fárasztás élettartamának csökkentésére kúszás – fárasztás kölcsönhatás mellett.

5.2. A FESZÜLTÉG-RELAXÁCIÓ VIZSGÁLATOK ÉS EREDMÉNYEI

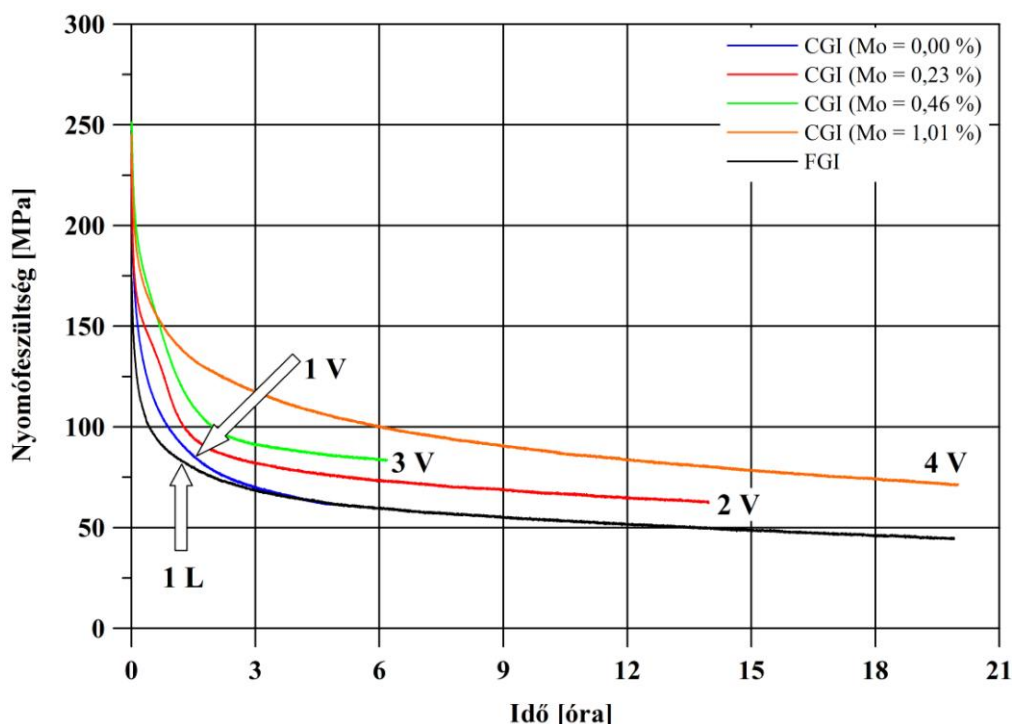
A feszültség-relaxáció vizsgálatait során használt rendszer megegyezik a hőfárasztási vizsgálatok során használtak egyikével. A vizsgálandó darabok a K jelű hengerből (lásd a 38. ábra) voltak kimunkálva. Ha a termomechanikus hőfárasztási vizsgálatok során a beömlő rendszerhez közeli K jelű hengerből voltak megmunkálva a próbatestek, a feszültség-relaxáció során vizsgálatra kerültek olyan próbadarabok, amelyek a beömlő rendszertől távolabb álló K jelű hengerből voltak készítve.

A feszültség-relaxáció vizsgálatot 350 és 600°C fokon végeztem.

A feszültség-relaxáció vizsgálat lépései a következők voltak:

1. kezdetén a próbatest hevítése 108°C fokra;
2. a próbatest megszorítása a 108°C hőmérsékleten;
3. a próbatest hevítése 600 °C – ra, illetve 350 °C – ra;
4. hőtartás 350 °C illetve 600 °C - on.

Az alábbi ábrán látható a próbatestek nyomófeszültség értékének csökkenése az idő függvényében a feszültség-relaxáció vizsgálat során 600 °C fokon. Minden anyag esetén, két próbatesten végeztem a mérést, így az ábrán közölt adatok a két mérésnek az átlaga.

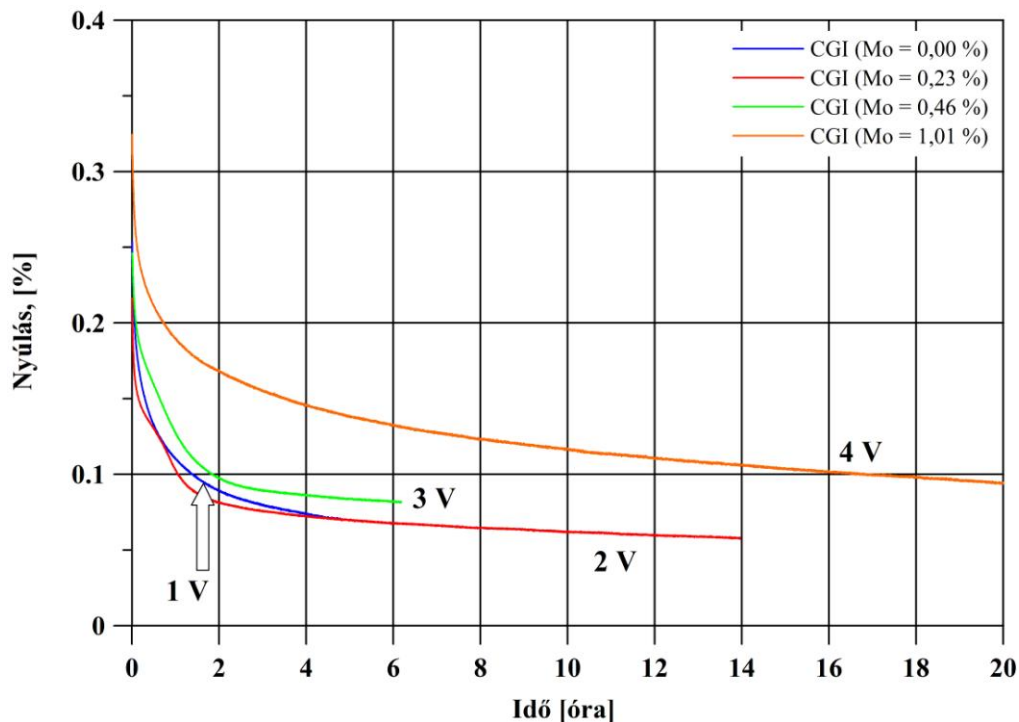


65. ábra. A nyomófeszültség értéke az idő függvényében a kísérleti anyagokból készült próbatestek esetén. A hőtartási hőmérséklet 600 °C.

Az irodalom [46] és a Hooke törvény (8. egyenlet) felhasználásával megrajzolható egy összefüggés a nyúlás és az idő között minden vizsgált anyag esetén.

$$\varepsilon = \frac{\sigma}{E} \quad (8)$$

ahol ε a nyúlás, σ a feszültség és E a rugalmassági modulusz 600°C-on.



66. ábra. A nyúlás értéke az idő függvényében a vizsgált átmeneti grafitos öntöttvasakból készült próbatetek esetén. A hőntartási hőmérséklet 600 °C.

A 65. ábrából látható, hogy a lemezgrafitos öntöttvasból készült próbatestnél gyorsabban csökken a nyomófeszültség értéke, ami arra utal, hogy a termomechanikus hőfárasztás ellenállása alacsonyabb az átmeneti grafitos öntöttvasból készült próbatestnél. Ugyanakkor észrevehető, hogy a molibdén ötvözésével lassabban csökken a nyomófeszültség értéke azaz a molibdén ötvözésével növekszik az átmeneti grafitos öntöttvas termomechanikus hőfárasztás ellenállása, illetve élettartama.

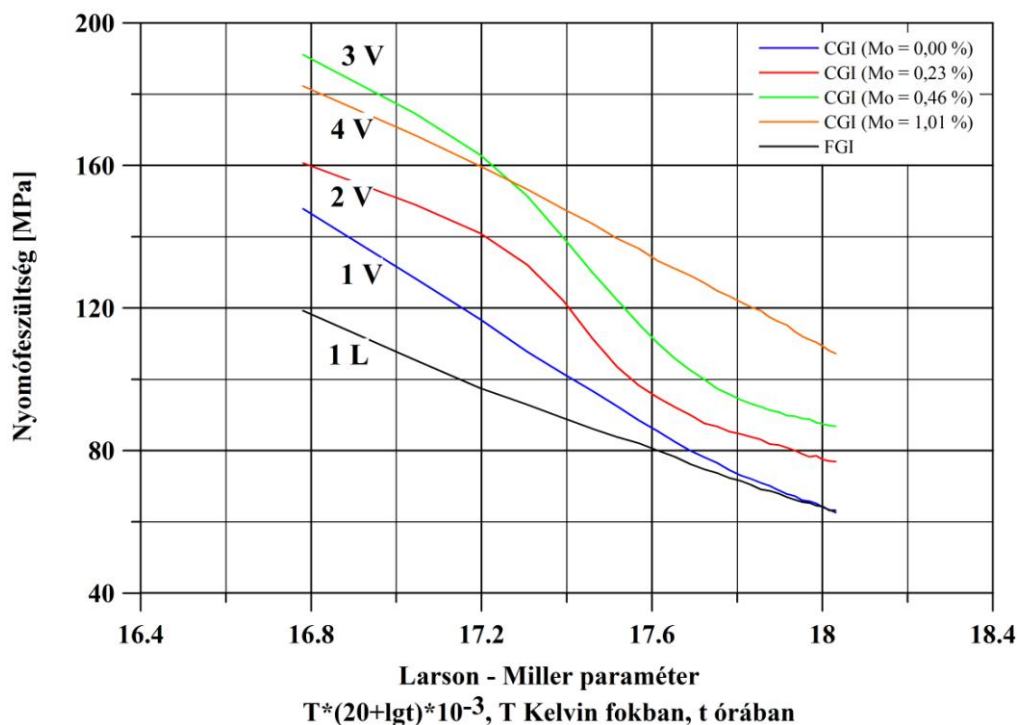
Hasonló összefüggést lehet észrevenni a 67. ábrán, amelyikben szerepel a feszültség-relaxáció vizsgálat során mért feszültség értéke a Larson - Miller paraméter függvényében. Az egyenestől való eltérés a 0,23 % és 0,46 % molibdén-tartalmú átmeneti grafitos öntöttvasból készült próbatetek esetén azzal magyarázható, hogy mivel a közölt adatok a két vizsgálat átlag értékei, az egyik próbatest vizsgálata során problémák voltak az indukciós tekercessel, illetve a folyamatvezérlő pirométerrel.

A Larson – Miller paraméter [59, 60, 61, 62] leírja a feszültség összefüggését az idő és a hőmérséklet függvényében a következő képlet alapján:

$$\sigma = T * (C + \lg t) * 10^{-3} \quad (9)$$

ahol σ a feszültség, T a hőmérséklet Kelvin fokban, C egy állandó, amely általában 20 és t az idő órában.

Mivel a vizsgálati idő nem volt azonos minden próbatest esetén (lásd 65. ábrát) az alábbi ábrákon a jobb összehasonlítás érdekében a vizsgálati idő le volt redukálva 270 percre (négy és fél óra).

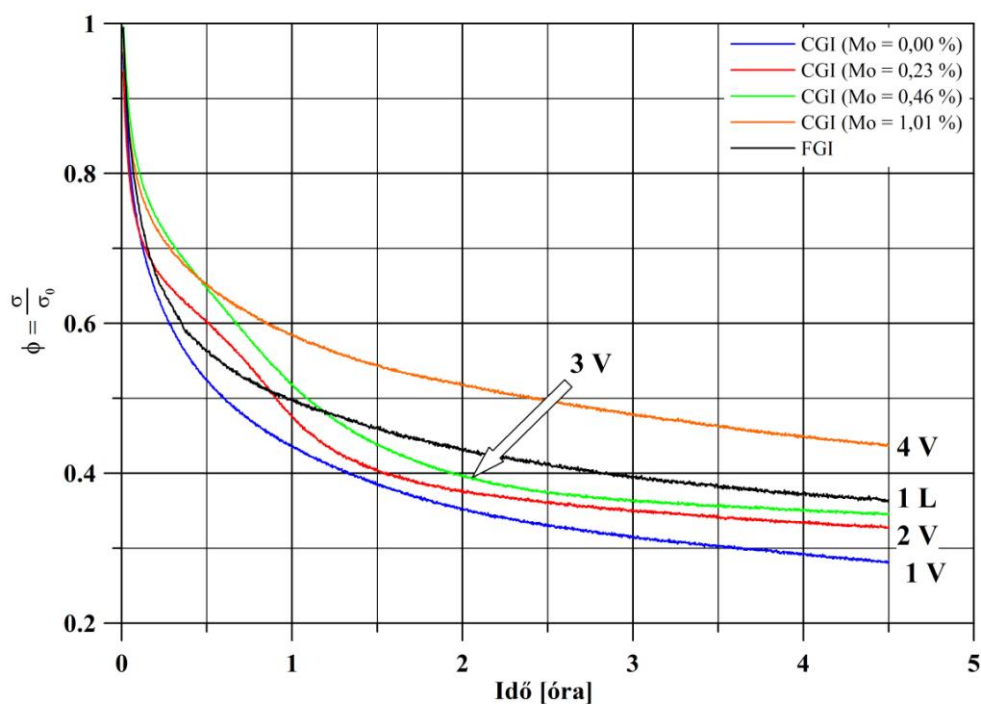


67. ábra. A nyomófeszültség értéke a Larson – Miller függvényében minden kísérleti anyagból készült próbatest esetén. A hőtartási hőmérséklet 600°C .

Az irodalomban [63] szerepel egy maradó feszültség hányad, amely leírja a feszültség-relaxáció ellenállását. Ez a szám a következő képlet alapján van számolva:

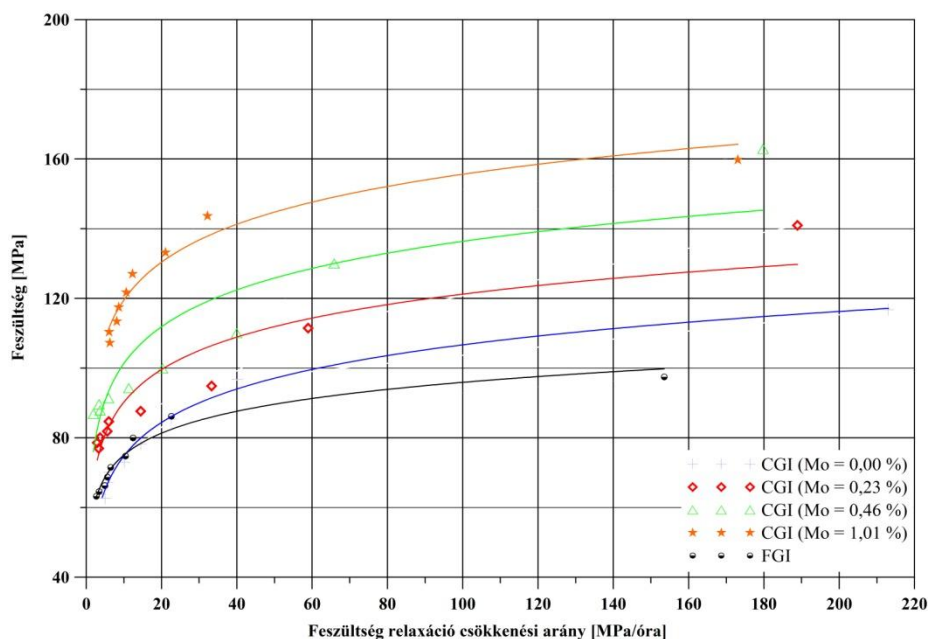
$$\phi = \frac{\sigma}{\sigma_0} \quad (10)$$

ahol ϕ a maradó feszültség hányad, σ_0 az induló feszültség, σ a maradó feszültség egy megadott időpontban.



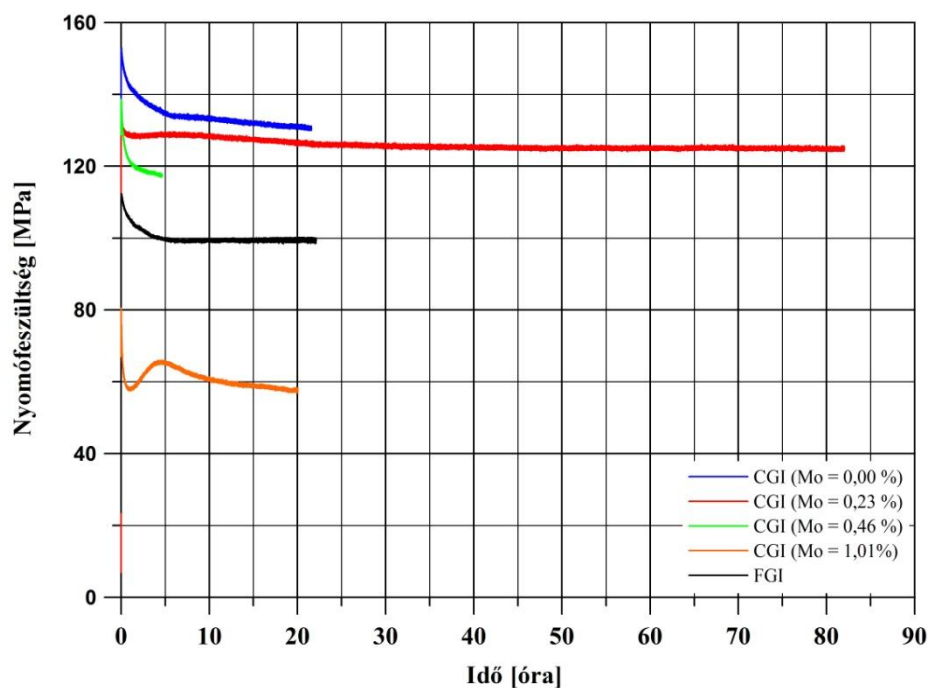
68. ábra. A maradó feszültség hányad az idő függvényében minden kísérleti anyagból készült próbatest esetén. A hőntartási hőmérséklet 600 °C.

Az alábbi ábrán szerepel a feszültség értéke összefüggése a feszültség-relaxáció csökkenési arányának függvényében. A feszültség-relaxáció csökkenési arány a feszültség – idő görbe meredeksége bármilyen adott időpontban [64]. Az ábrán közölt adatok, a csökkenési hányadra vonatkoznak, 270 perc időtartamra számított, minden vizsgált anyag esetén, fél – fél óra idő lépésként.

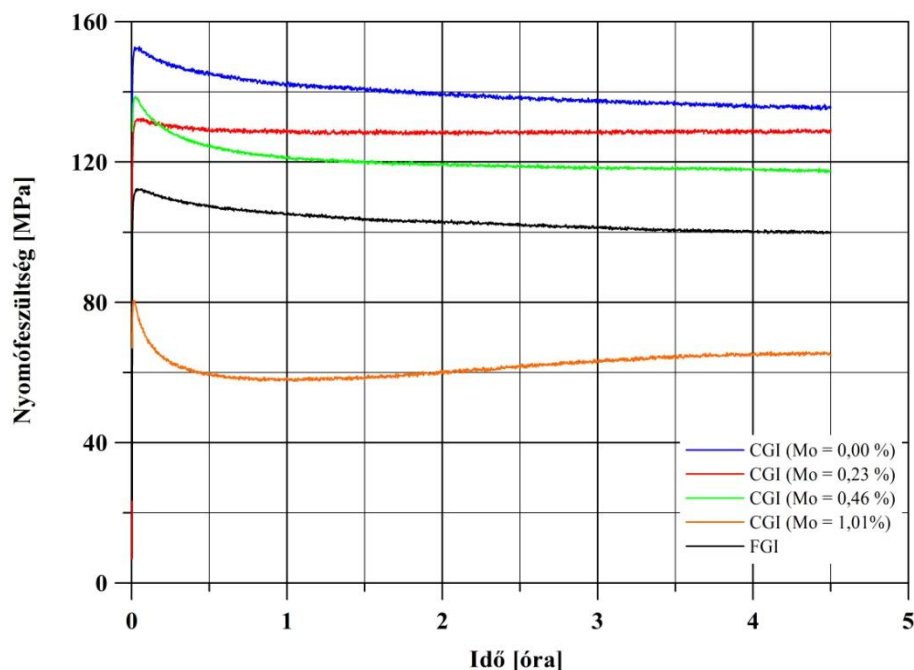


69. ábra. A feszültség értéke a feszültség-relaxáció csökkenési arány függvényében minden kísérleti anyagból készült próbatest esetén. A hőntartási hőmérséklet 600 °C.

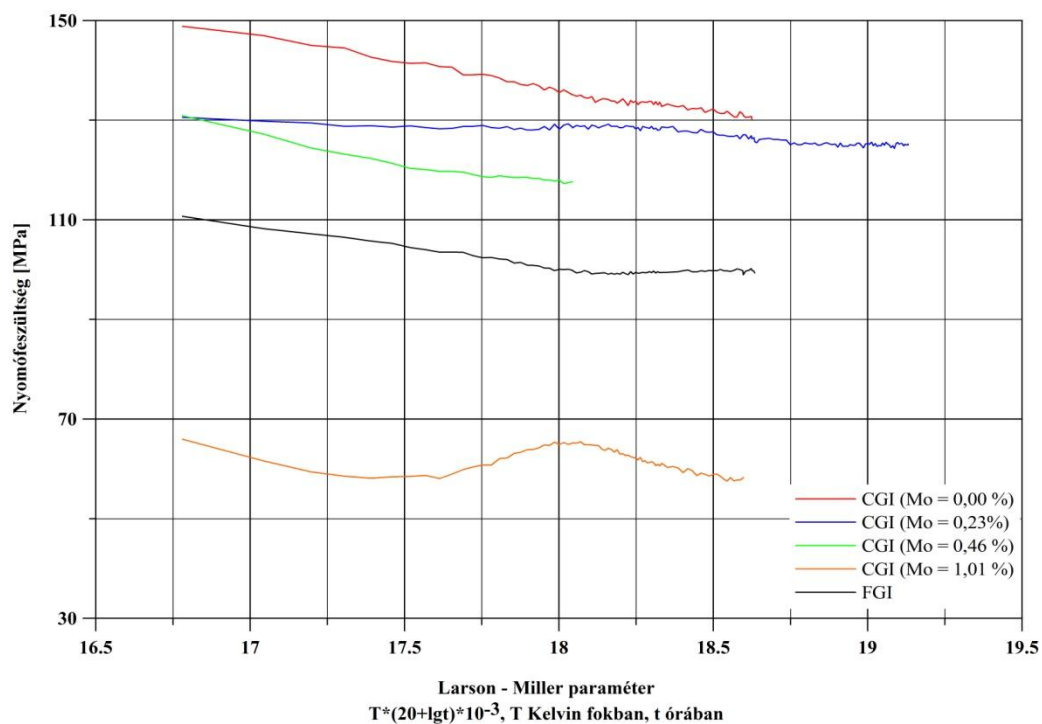
A 70-74. ábrákon láthatók a 350°C -on végzett feszültség-relaxáció vizsgálatok eredményei. A 0,23 és 1,01 % molibdén-tartalmú átmeneti grafitos öntöttvasból készült próbatesteken csak 1 – 1 tesztet végeztem.



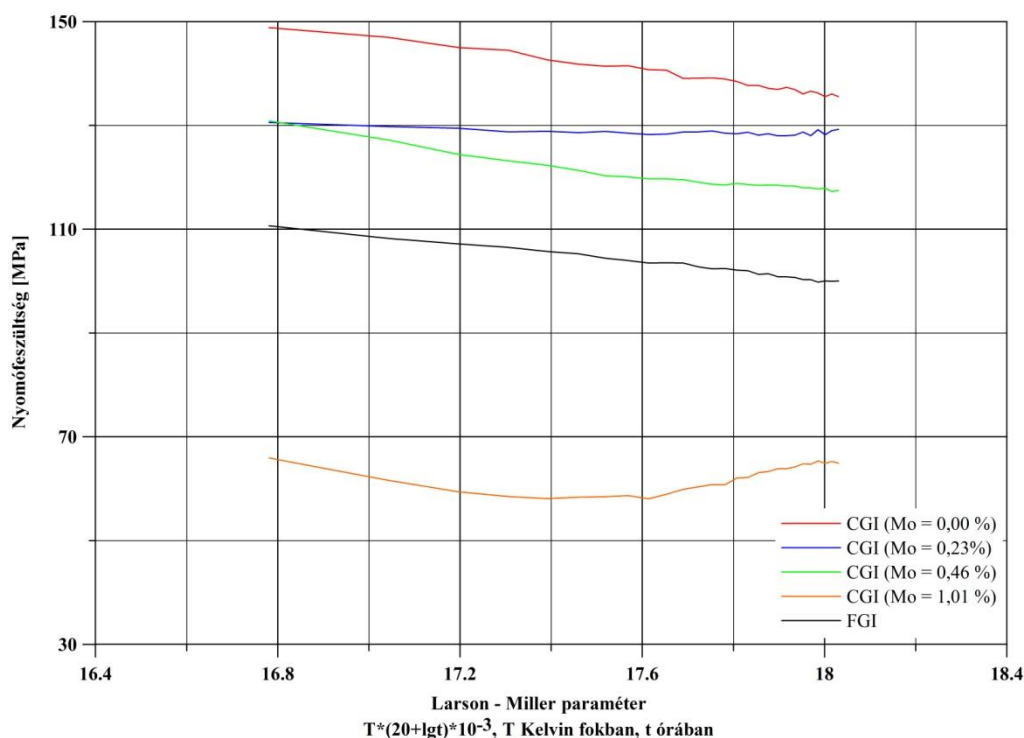
70. ábra. A nyomófeszültség a vizsgált kísérleti anyagokból készült próbatest esetén. Hőntartási hőmérséklet 350 °C.



71. ábra. A nyomófeszültség változása a vizsgált kísérleti anyagokból készült próbatestek esetén. A hőntartási hőmérséklet 350 °C.

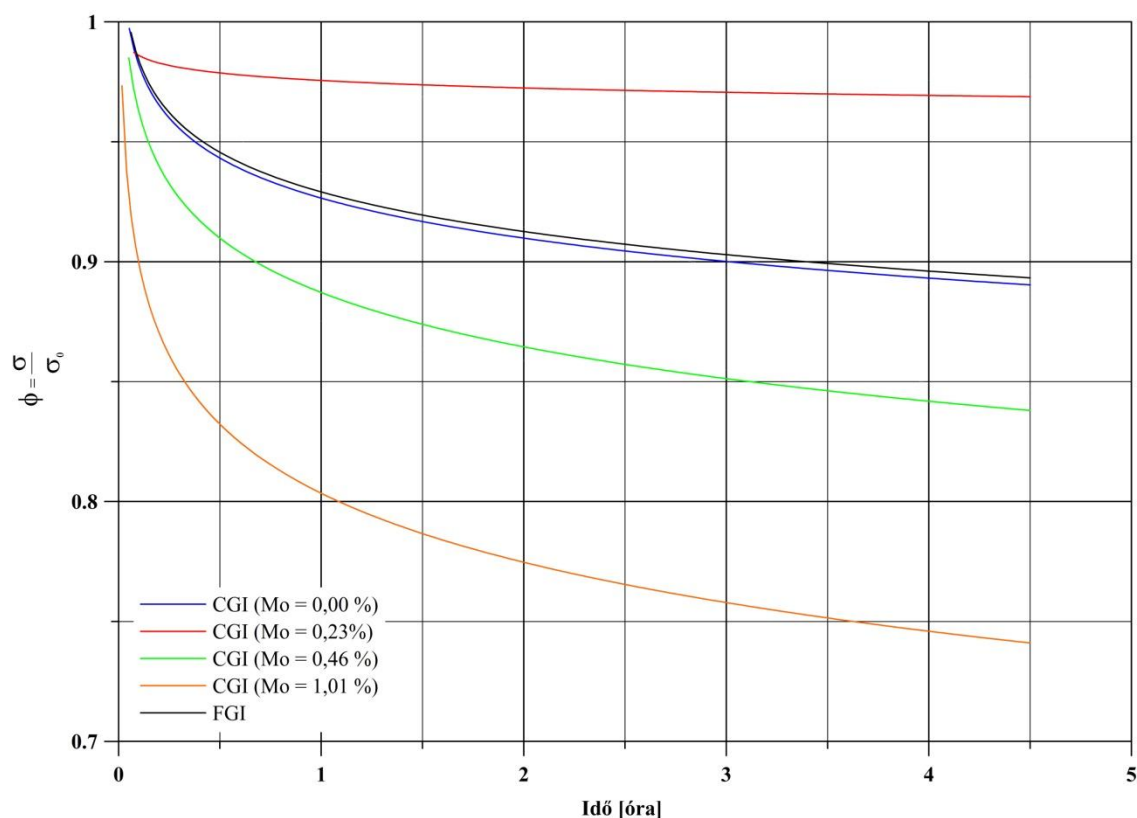


72. ábra. A nyomófeszültség változása a Larson – Miller függvényében a vizsgált kísérleti anyagokból készült próbatestek esetén. Hőntartási hőmérséklet 350°C .



73. ábra. A nyomófeszültség változása a Larson – Miller függvényében a vizsgált kísérleti anyagokból készült próbatestek esetén. Hőntartási hőmérséklet 350°C ⁶.

⁶ A jobb összehasonlítás érdekében a vizsgálati idő le volt redukálva 270 percre (négy és fél óra).



74. ábra. *A maradó feszültség hányad változása a vizsgált kísérleti anyagokból készült próbatestek esetén. A hőntartási hőmérséklet 350 °C.*

Az 1,01 % molibdénnel ötvözött átmeneti grafitos öntöttvas alacsony feszültség-relaxáció ellenállása 350°C – on azzal magyarázható, hogy az induló mátrixa bainites. Csontos és társai kimutatták a molibdén hatását az öntöttvas termikus fárasztási tulajdonságaira és információt adtak arról, hogy kb. 1% molibdén ötvözése bainites szövetet eredményez [42].

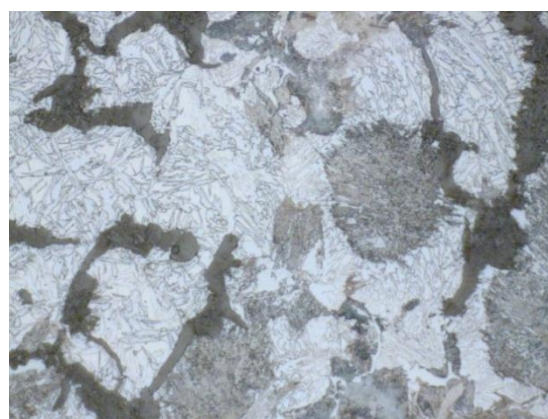
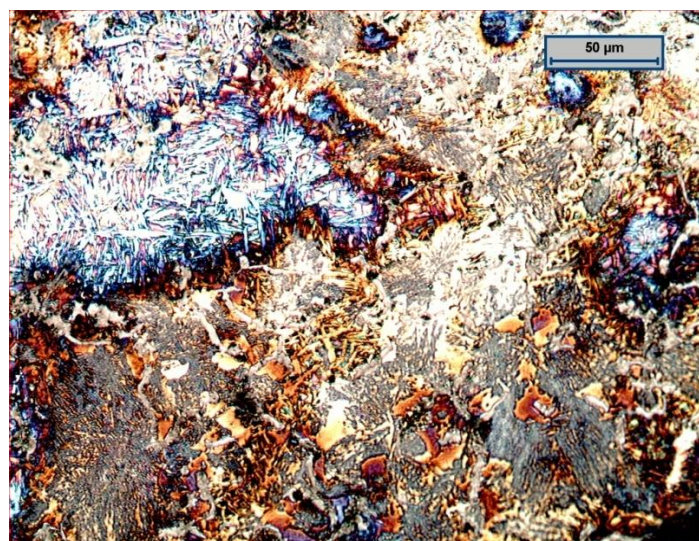
Shea [65] és Roehrig [66] kimutatták a bainites struktúrák rossz hatását az öntöttvas termomechanikus hőfárasztására. A vizsgálatukban igazolták a tűs szövetet tartalmazó öntöttvasak alacsony termomechanikus hőfárasztási ellenállását.

A saját kísérletekhez tartozó próbatestek közül a Mo = 1,01 % - kal ötvözött átmeneti grafitos öntöttvas mikroszkópos felvételein megtalálható volt a tűs szerkezetű, bainites szövet, melyet a 75. ábrán mutatok be.

A színes maratást a Jönköpinger Egyetemen végeztem. A színes maratás során használt oldat összetétele a 11. táblázatban látható:

11. Táblázat. Maratásra használt oldat kémiai összetétele [67, 68]

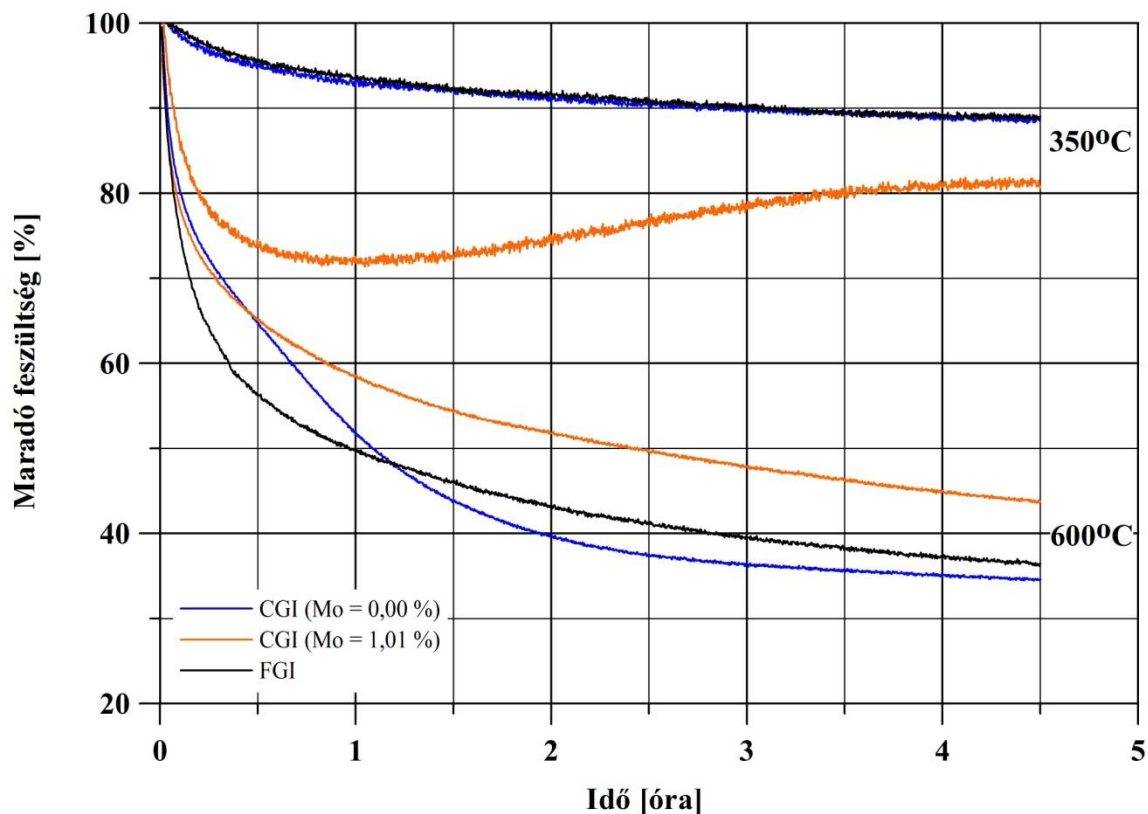
Anyag	Pikrinsav	KOH	NaOH	Desztillált víz
Tömeg	10 g	40 g	10 g	50 ml

*a**b**c*

75. **ábra.** Mo = 1,01 % - kal ötvözött átmeneti grafitos öntöttvas mikroszkópos felvételei.
a), b) Nitallal maratott (N = 100 X); c) színesen maratott (N = 200 X).

A 76. ábrán látható a feszültség-relaxáció vizsgálatok 350°C és 600 °C –on kapott eredményeinek az összehasonlítása látható a projektben vizsgált anyagok közül háromból

készült próbatestek esetében. Az ábrán bemutatott eredmények hasonlíthatók az irodalomban található [58, lásd 64. ábrát] tipikus feszültség-relaxáció görbével.



76. ábra. Összehasonlítás a különböző hőmérsékleten végzett feszültség-relaxáció vizsgálatok eredményei között.

5.3. *KIÉRTÉKELÉS*

A 600 °C fokon végzett feszültség-relaxáció vizsgálatok eredményei összhangban vannak a termomechanikus hőfárasztás vizsgálat során kapott eredményekkel.

A nagyobb a kúszási ellenállással rendelkező átmeneti grafitos öntöttvas jobban ellenáll a termikus hőfárasztási igénybevételnek, nagyobb a töréshez tartozó ciklusszáma.

A 600 °C fokon végzett feszültség-relaxáció tesztek megmutatták, hogy a lemezgrafitos öntöttvas kúszási ellenállása kisebb, mint az átmeneti grafitos öntöttvasé.

A 350 °C fokon végzett vizsgálatok eredményei – a hőmérséklet szempontjából - más összefüggést mutattak a molibdén-tartalom növekedése és a feszültség-relaxáció ellenállás értékei között. Az 1,01 % molibdénnel ötvözött átmeneti grafitos öntöttvas ellenállása volt a legalacsonyabb ezen a hőmérsékleten, mely a bainites szövet jelenlétével magyarázható.

ÖSSZEFOGLALÁS

Kutatási munkám célja a molibdén-tartalom hatása az öntöttvas termomechanikus hőfárasztási tulajdonságaira volt.

A vizsgálatok első célja az volt, milyen hatása van a molibdén ötvözésnek az öntöttvas fárasztása során a termomechanikus ciklusokra. Erre a célra Diószegi Attila, Jönköpinger Egyetem kutatóprofesszora és a SCANIA CV AB dolgozói segítségével egy olyan mérőrendszert terveztem, amely közelít az irodalomban talált módszer egyikéhez. Számos mérések után a rendszer beállt és elkezdtem a méréseket.

A végzett vizsgálatok megmutatták a molibdén ötvözés hatását a termomechanikus hőfárasztási ciklusokra. A molibdén adagolásával nőtt a vizsgált anyagok élettartama. Ugyanakkor a vizsgálatok megmutatták, hogy az átmeneti grafitos öntöttvas hőfárasztási ellenállása jobb mint a lemezgrafitos öntöttvasé.

A hőfárasztási vizsgálatok során megállapítottam a nyomófeszültség érték folyamatos csökkenését a termikus ciklus felmelegítési ideje alatt, miközben a húzófeszültség értéke folyamatosan növekedett. Ez a folyamat információt szolgáltat azzal kapcsolatban, hogy a hőfárasztási ciklusok alatt feszültség-relaxáció alakul ki, ami további új vizsgálatot igényelt. A feszültség-relaxáció vizsgálatok ugyanazt a tendenciát mutatták, mint a hőfárasztási vizsgálatok, és bizonyították a molibdén ötvözés hatását a termomechanikus hőfárasztási tulajdonságokra.

Az értekezésben foglalt eredmények és ismeretek segítségével eddig 1 M.Sc. diplomaterv („*Termomekanisk utmattning av bromsskivematerial*”) elkészítésénél hasznosultak.

SUMMARY

The goal of my research work was to investigate the effect of molybdenum content onto the thermomechanical fatigue of cast iron.

The first studies aimed at the impact of molybdenum alloying on the thermomechanical cycles. For this purpose with the help of Diószegi Attila, associate professor at Jönköping University and Scania CV AB employees it was designed a measuring system, which is close to one described in the literature. After a number of measurements and some modifications of the specimen dimensions the measurements started.

The studies showed the effect of the molybdenum alloying on the thermomechanical fatigue. The molybdenum alloying increased the thermomechanical resistance of the tested material. At the same time the investigations showed that the thermomechanical fatigue resistance of the compacted graphite iron is better than the one of the flake graphite iron.

During the thermomechanical fatigue experiments it was observed a continuous decrease in the compressive stress values. This behaviour has provided that during the thermomechanical fatigue cycles stress relaxation occurs, which required additional investigation. The stress relaxation tests showed the same trend as the thermomechanical fatigue investigations, and demonstrated the effect of the molybdenum alloying onto the thermomechanical fatigue properties.

The results of this research work were utilized in the preparation of one M.Sc. thesis ("*Termomekanisk utmattning av bromsskivematerial*").

ÚJ TUDOMÁNYOS EREDMÉNYEK

A következő tézisek molibdén mentes és 0,23 – 0,46 - 1,01 tömeg % Mo-tartalmú átmeneti grafitos öntöttvasra érvényesek, a következő átlagos összetételekkel (tömeg %): 3,5 – 3,7 C + 2,18 – 2,30 Si + 0,56 – 0,59 Mn + 0,006 – 0,0032 P (max) + 0,008 – 0,012 S (max) + 0,04 – 0,05 Cr (max) + 0,03 Ni (max) + 0,57 – 0,60 Cu + 0,140 – 0,156 Sn + 0,011 Mg (maradék: Fe). A komponensek közül csak a P mennyisége korrelált a Mo mennyiségével. Ezekből az öntöttvas anyagokból 20 mm átmérőjű és 170 mm hosszú öntvényeket öntöttem furángyantás homokkeverékbe, melyekből a vizsgálatokhoz 120 mm hosszú próbatesteket munkáltam ki. A próbatestek mechanikai tulajdonságait és szövetszerkezetét szobahőmérsékleten vizsgáltam. A hőfárasztó vizsgálatok során a próbatestet 300 kHz frekvenciájú tekercsel hevítettem fel, majd vízáramoltatású hűtőfuratokkal és levegővel hűtöttem. Minden ciklus egy 80 másodperces melegítési (108 °C-ról 600 °C-ra), egy 150 másodperces hőntartási és egy 180 másodperces hűtési (600 °C-ról 108 °C-ra) szakaszból állt. A vizsgálatokat a darab töréséig ismételtem.

1. Az átmeneti grafitos öntöttvas Mo-tartalma és mikroszerkezete között a következő összefüggéseket tártam fel:

1.1. A perlitlemezek távolsága csökkenő tendenciát mutat a Mo-tartalom növelkedésével a Mo-tartalom (0 tömeg % és 1,01 tömeg % tartományában).

1.2. A grafitszemcsék területaránya lineárisan csökken a Mo-tartalom növelésével 11,5 %-ról (0,0 tömeg % Mo) kb. 8,0 %-ra (1,01 tömeg % Mo).

1.3. A grafitszemcsék átlagos hossza az Ø20 mm-es próbatestek esetén közel azonos 35 – 36 μm a 0,23 – 1,01 tömeg % Mo-tartalom intervallumban, ami lényegesen kisebb, mint a Mo-mentes ötvözetben mért 52 μm .

1.4. Az átmeneti grafit részaránya kismértékben csökken (85,2 %-ról 83,8 %-ra) a 0,0 – 0,46 tömeg % Mo intervallumban, és ehhez képest nagymértékben (77,8 %-ra) csökken a Mo-tartalom 1,01 tömeg %-ra való emelésével.

1.5. Az eutektikus cellák átmérője kismértékben csökken a Mo-tartalom növelésével 334 μm -ről (0,0 tömeg % Mo) kb. 313 μm -re (1,01 tömeg % Mo).

2. Az átmeneti grafitos öntöttvas Mo-tartalma és mechanikai tulajdonságaira szobahőmérsékleten a következő összefüggéseket tártam fel:

2.1. A szakítószilárdság az Ø20 mm-es próbatestek esetén a Mo-mentes öntöttvasra jellemző 506 MPa értékről 557 MPa-ra növekszik 0,23 tömeg % Mo-tartalom mellett, majd a további Mo-koncentráció növelés hatására a szakítószilárdság lineárisan csökken, 310 MPa értéket érve el 1,01 tömeg % Mo-tartalom mellett.

2.2. A nyúlás a Mo-mentes öntöttvasra jellemző 1,58 % értékről 1,83 %-ra növekszik 0,23 tömeg % Mo-tartalom mellett, majd a további Mo-koncentráció növelés hatására a nyúlás csökken, 0,31 % - ot érve el 1,01 tömeg % Mo-tartalom mellett.

2.3. A rugalmassági modulus (E_0) és a rugalmassági határ ($R_{p0,2}$) csak elhanyagolható mértékben növekszik a Mo-tartalom növelésének hatására.

2.4. A Brinell keménység tendenciájában növekszik a Mo-mentes öntöttvasra jellemző 231-ös értékről az 1,01 tömeg % Mo-t tartalmazó ötvözetre jellemző 253-as értékre.

3. Az öntöttvas hőfárasztó vizsgálatainak eredményeként a következő megállapításokat tettem:

3.1. A Mo-mentes átmeneti grafitos öntöttvas 45%-kal több (310) hőfárasztó ciklust bír ki, mint a szintén Mo-mentes lemezgrafitos öntöttvas (220).

3.2. Megállapítottam, hogy a hőfárasztási ciklusok száma függ a molibdén-tartalom 0,6 hatványától.

$$N = 1250 * Mo^{0,6} + 360$$

4. A Mo-tartalom befolyásolja az átmeneti grafitos öntöttvasak feszültség relaxációját. Minél nagyobb az öntöttvas Mo-tartalma a vizsgált 0–1 tömeg% tartományban, annál kisebb a feszültség relaxációja 600°C-on.

KÖSZÖNETNYILVÁNYÍTÁS

Ezúton fejezem ki köszönetemet tudományos vezetőmnek, Dr. Dúl Jenőnek, aki munkámat mindvégig támogatta és a dolgozat megírásához nélkülözhetetlen segítséget nyújtott.

Köszönettel tartozok másik tudományos vezetőmnek, Dr. Diószegi Attilának, a szakmai és nem csak szakmai segítségéért, és hogy megteremtette a lehetőséget a svédországi (beleértve a Jönköpingsi Egyetemet, és a Scania CV AB) kutatásaim elvégzéséhez.

Köszönöm a Jönköpingsi Egyetem Gépész, Öntvénytechnológia és Öntészeti Tanszék munkatársainak és Scania CV AB dolgozóinak, hogy svédországi kutatómunkám során biztosították a szakmai fejlődés lehetőségét, a szakmai és emberi támogatásukat.

Köszönöm Dr. Sjögren Torstennek és Dr. Skoglund Peternek a szakmai irányításukat.

Köszönöm Pär Güthnek, a Swerea SWECAST dolgozójának, a mikrostruktúrával kapcsolatos végzett vizsgálatokat.

Köszönöm a Miskolci Egyetem, Metallurgiai és Öntészeti Intézet, Öntészeti Intézeti Tanszékének támogatását, és azt, hogy segítették szakmai fejlődésemet.

Köszönöm Dr. Barkóczy Péternek, aki segítséget nyújtott a képelemzési vizsgálatokkal kapcsolatban.

Köszönöm Kovács Árpádnak és Menyhárt Adriennek a SEM végzett vizsgálatokat.

Köszönöm mindazoknak, akik biztattak, hogy ne hagyjam abba és fejezzem be a doktori képzést.

Köszönöm édesanyámnak, családomnak, barátnőmnek és barátaimnak támogatását.

A tanulmány/kutató munka a TÁMOP-4.2.2/B-10/1-2010-0008 jelű projekt részeként – az Új Magyarország Fejlesztési Terv keretében – az Európai Unió támogatásával, az Európai Szociális Alap társfinanszírozásával valósul meg.

Édesapám, Diaconu Vasile

és

Varga Gábor emlékére

Diaconu V. Vasile - Lucian

IRODALOMJEGYZÉK

1. **Dr. STEVE DAWSON, PROF. FRITZ INDRA** - „Compacted Graphite Iron – A New Material for Highly Stressed Cylinder Blocks and Cylinder Heads” - 28. Internationales Wiener Motorensymposium 2007
2. <http://www.foundry.matav.hu/aktualis.htm>
3. **Dr. HATALA PAL** – „Tisztújító közgyűlés”, Bányászati és Kohászati Lapok, 144. évfolyam, 2011, 3. szám, 26 – 27 oldal
4. **DORU M. STEFANESCU** – „Classification and Basic Metallurgy of Cast Iron”, ASM Handbook, Volume 1, Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys, ASM International, 1990, 3 – 11 oldal
5. **TORSTEN SJÖGREN** – „The Influence of Graphite Morphology on the Elastic Behaviour of Cast Irons”, 2005, Licentiate Thesis, Jönköping University
6. **Dr. VÖRÖSNÉ Dr. FARAGÓ ELZA** – „Korszerű öntöttvasak és tulajdonságaik”, Bányászati és Kohászati Lapok, Öntöde, 39. évfolyam, 1988, 5. szám, 101 – 105 oldal
7. **Revised by CHARLES V. WHITE** – „Gray Iron”, ASM Handbook, Volume 1, Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys, ASM International, 1990, 12 - 32 oldal
8. **Dr. FARAGÓ ELZA** – „Nagyszilárdságú öntöttvasak”, Műszaki Könyvkiadó, Budapest, 1985
9. "The invention of ductile iron ... in Millis' own words", Modern Casting, volume 88, 10. szám, 1998
10. **Dr. VARGA FERENC, Dr. MOCSY ÁRPÁD, TAMÁS ISTVÁN** – „Átmeneti grafitos öntöttvas gyártási kísérletei”, VIII. Öntő Napok, Budapest, 1975
11. **STEVE DAWSON, TOM SCHROEDER** – „Compacted Graphite Iron Offers a Viable Design Alternative”, Engineered Cast Solutions, 2000 (Spring), 42 – 45 oldal
12. **STEVE DAWSON, TOM SCHROEDER** – "Practical applications for compacted graphite iron”, AFS Transactions, 2004, paper 04-047, oldal 1-9
13. **European Parliament C. Regulation (EC) No 595/2009, ENVI**, Brussels, Belgium, 2009, 1 – 13 oldal
14. **VALTER VANDER DE OLIVEIRA** – „Influência da geometria de brocas na furação do ferro fundido vermicular” („Establishing the Drill Geometry for Drilling Compacted Graphite Iron”), Universidade Tecnológica Federal Do Paraná, CAMPUS DE Curitiba, Departamento De Pesquisa E Pós-Graduação, Curitiba, 2008
15. **DORU M. ȘTEFĂNESCU, E. NECHTELBERGER, R. HUMMER** - „Compacted Graphite Irons”, ASM Handbook, vol.15 – Casting, 667 – 677 oldal
16. **E. NECHTELBERGER, H. PUHR, J.B. VON NESSELRODE, A. NAKAYASU** - "Cast Iron with Vermicular/Compacted Graphite--State of the Art Development, Production, Properties, Applications," Paper presented at the International Foundry Congress, Chicago, April 1982
17. **CHAPÓ ELEK, GERÉDY JÓZSEF, LAMM RÓBERT** – „Temperöntvények”, Műszaki Könyvkiadó, Budapest 1961

18. **Dr. VARGA FERENC (főszerkesztő)** – „Öntészeti kézikönyv”, Műszaki Könyvkiadó, Budapest, 1985
19. **DR. DÚL JENŐ** – Vas és acélöntészet, tantárgyi jegyzet
20. **DIÓSZEGI ATTILA, HOLMGREN DANIEL** – „Literature survey: Elevated Temperature Properties of Cast Iron”, Project Report, Jönköping University, Department of Mechanical Engineering, 2004
21. **J.R. DAVIS** – “Elevated Temperature Properties”, ASM Speciality Handbook, Cast Irons, 1996, 409 – 427 old.
22. **HUSEYIN SEHITOGLU** – „Thermal and Thermomechanical Fatigue of Structural Alloys”, ASM Handbook, vol. 19 – Fatigue and Fracture, 527 – 557 oldal, ASM International, 1996
23. **DARREL SOCIE AND BENJAMIN SOCIE** – „Thermomechanical Fatigue Made Easy”, Fatigue 2007,
http://www.cdm.unicas.it/files/Download/TMF_Made_Easy.pdf
24. **H. SEHITOGLU** - "Thermo-Mechanical Fatigue Life Prediction Methods," Advances in Fatigue Lifetime Predictive Techniques, [ASTM](#) STP 1122 (1992), 47–76 oldal
25. **A. NAGESHA, M. VALSAN, R. KANNAN, K. BHANU SANKARA RAO, V. BAUER, H.-J. CHRIST, VAKIL SINGH** – “Thermomechanical fatigue evaluation and life prediction of 316L(N) stainless steel”, International Journal of Fatigue, April 2009, 636 – 643 oldal
26. **LÖHE D., BECK T., LANG K.-H.** – “Important aspects of cyclic deformation, damage and lifetime behaviour in thermo-mechanical fatigue of engineering alloys”, In: Portella PD, Sehitoglu H, Hatanaka K – Fifth international conference on low cycle fatigue, LCF5, Berlin, 161-175 oldal
27. **PETER HÄHNER, ERNST AFFELDT, TILMANN BECK, HELLMUTH KLINGELHÖFFER, MALCOLM LOVEDAY, CLAUDIA RINALDI** – „Validated Code-of-Practice for Strain Controlled Thermo-Mechanical Fatigue Testing”, June 2006
28. **J. OKRAJNI, A. MAREK, G. JUNAK** – “Description of the deformation process under thermo-mechanical fatigue”, Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering, Vol.21, Issue 2, April 2007, 15 – 24 oldal
29. **Y. J. PARK, R. B. GUNDLACH, R. G. THOMAS, J. F. JANOWAK** – “Thermal Fatigue Resistance of Gray and Compacted Graphite Irons”, AFS Transactions, Vol. 93, 1985, 415 – 422 oldal
30. **DORU M. ȘTEFĂNESCU** - „Compacted Graphite Iron”, ASM Handbook, vol.1 – Properties and Selection: Irons, Steels, and High Performance Alloys, 56 – 70 oldal
31. **Dr. REINHARD BARDENHEIER, GRAHAM P. ROGERS** – “Experimental Simulation of Complex Thermo-Mechanical Fatigue (TMF)”, TMF Workshop, 22 – 23.09.2005, Berlin
32. **GARY R. HALFORD, BRADLEY A. LERCH, MICHAEL A. MCGAW** – „Fatigue, Creep Fatigue, and Thermomechanical Fatigue Life Testing”, ASM Handbook, vol.8 – Mechanical Testing and Evaluation, 686 – 716 oldal, ASM International, 2000

-
33. **H. – J. KÜHN, O. KAHLCKE, S. BROOKES** – “A practicable nominal temperature tolerance for TMF – tests”, International Journal of Fatigue 30 (2008), 277 – 285 old.
 34. **TILMANN BECK, KLAUS RAU** – “Temperature measurement and control methods in TMF testing – a comparison and evaluation”, International Journal of Fatigue 30 (2008), 226 – 233 oldal
 35. **T. BRENDL, E. AFFELDT, J. HAMMER, C. RUMMEL** – “Temperature gradients in TMF specimens. Measurement and influence on TMF life”, International Journal of Fatigue 30 (2008), 234 – 240 oldal
 36. **TILMANN BECK, KLAUS RAU** – Thermo-Mechanical Fatigue – the Route to Standardisation – “Temperature measurement and control methods in TMF Testing”, TMF Workshop 2005, BAM, Berlin, 22-23. 09. 2005
 37. **Dr. VÖRÖSNÉ dr. FARAGÓ ELZA** – „A ritkafémek alkalmazásának lehetőségei vasöntvények gyártásakor”, Bányászati és Kohászati Lapok – Öntöde, 26 évfolyam, 1975, 3. szám, 51 – 59 oldal
 38. **Dr. VARGA FERENC** – „Öntészeti kézikönyv”, Műszaki Könyvkiadó, Budapest, 1985
 39. **VERŐ JÓZSEF** – Vaskohászati Enciklopédia, IX/1 - “Az ipari vasötvözetek metallográfiája”, Akadémiai Kiadó, Budapest, 1960
 40. **R. B. GUNDLACH** – “Thermal Fatigue Resistance of Alloyed Gray Iron for Diesel Engine Components”, AFS Transactions vol. 87 (1979), 551 – 560 old.
 41. **K. R. ZIEGLER, J. F. WALLACE** – “The Effect of Matrix Structure and Alloying on the Properties of Compacted Graphite Iron” AFS Transactions, vol. 92 (1984), 735 – 748 old.
 42. **Dr. CSONTOS ISTVÁN, CZAKÓ LAJOS, BOLLOBÁS JÓZSEF** – „A molibdénnel ötvözött lemezgrafitos öntöttvasak hőfárasztó vizsgálata”, Bányászati és Kohászati Lapok – Öntöde, 29. évfolyam, 1978, 6. szám, 130 – 136 oldal
 43. http://www.imoa.info/moly_uses/moly_grade_alloy_steels_irons/molybdenum_grade_cast_irons.html
 44. **BEGIN, ROGER E. (Dearborn, MI)** – “Alloyed grey iron having high thermal fatigue resistance and good machinability”, US Patent 5242510, 1993
 45. **DIN EN 1561**
 46. **MARTIN SELIN** – „Tensile and Thermal Properties in Compacted Graphite Irons at Elevated Temperatures” – Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science, Volume 41, Number 12, 2010
 47. **ISO 16112:2006**
 48. **DANIEL HOLMGREN, ATTILA DIÓSZEGI AND INGVAR L. SVENSSON** – “Parameters Influencing the Temperature Distribution in Cast Iron Cylinder Heads Operating at Elevated Temperatures” – The 8th International Symposium on Science and Processing of Cast Iron, SPCI – 8, October, 2006, Beijing, China
 49. **WU SHENGQING** – “Effect of Compacted/ Vermicular Graphite Amount on the Elevated Temperature Properties of Cast Iron”, Transaction of the JAPAN Foundrymen’s Society 13 (1994), 30 – 36 oldal.
-

-
50. **H. MAYER** – „Mechanical Properties of Cast Irons alloyed with Molybdenum and Tungsten”, Foundry Trade Journal, Vol. 129, No. 2797, July 16, 1970, 71 – 77 oldal.
 51. **KLAUS RÖHRIG, HANS – GÜNTHER GERLACH, OTTO NICKEL** – „Legiertes Gusseisen”, Band 2, Giesserei – Verlag GMBH, Düsseldorf, 1974
 52. **Y. YANG, A. LUOVO, T. RANTALA** – „The Effects of Alloying and Cooling Rate on the Microstructure and Mechanical Properties of Low – Alloy Gray Iron”, Paper presented at the 57th International Foundry Congress, Osaka, September 1990
 53. **J. F. JANOWAK, R. B. GUNDLACH** – „A Modern Approach to Alloying Gray Iron”, AFS Transactions, 90 (1982), 847 – 863 oldal.
 54. **DEREK E. TYLER** – „Wrought Copper and Copper Alloy Products” ASM Handbook, vol. 2 - Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special - Purpose Materials, 241-264 oldal
 55. http://www.instron.co.uk/wa/applications/test_types/creep_stress_relax.aspx
 56. **R.B. GUNDLACH** – „The Effects of Alloying Elements on the Elevated Temperature Properties of Gray Irons”, AFS Transactions, Vol. 91, 1983, 389 – 422 oldal.
 57. **M. H. SABOUR, R. B. BHAT** – „Lifetime Prediction in Creep-Fatigue Environment”, Materials Science-Poland, Vol. 26, No. 3, 2008, 563 – 584 oldal
 58. **MIKE GEDEON** – „Factors Affecting Stress Relaxation and Creep”, Technical TIDBITS, Issue No. 13 – January 2010
 59. **LARSON F.R., MILLER J.** - "A Time-Temperature Relationship for Rupture and Creep Stress", ASME Transaction, 765 – 775 oldal, July 1952.
 60. **DANIEL J. BENAC, V.P. SWAMINATHAN** – „Elevated - Temperature Life Assessment for Turbine Components, Piping, and Tubing”, ASM Handbook Volume 11, Failure Analysis and Prevention, 289 - 311 oldal
 61. **THOMAS H. COURTNEY** – „Fundamental Structure – Property Relationships in Engineering Materials”, ASM Handbook Volume 20, Materials Selection and Design, 336 – 356 oldal
 62. **JACK H. WESTBROOK** – „Sources of Materials Property Data and Information”, ASM Handbook Volume 20, Materials Selection and Design, 491 – 506 oldal
 63. **LIU YONG, ZHU JINGCHUAN** – „Effects of triple heat treatment on stress relaxation resistance of BT20 alloy”, Mechanics of Materials 40 (2008) 792 – 795 oldal
 64. **C.M. STOVER** – „ME 220L Strength of Materials, Laboratory Manual”
http://www.csupomona.edu/~cmstover/files/220L/220L_Manual.pdf
 65. **SHEA M.M.** – „Influence of composition and micro – structure on thermal cracking of grey cast iron”, AFS Transactions, vol. 86, 1978, 23 – 30 oldal
 66. **ROEHRIG K.** – „Thermal fatigue of grey and ductile irons”, AFS Transactions, vol. 86, 1978, 75 – 88 oldal
 67. **RIVERA J.L., BOERI R.E., SIKORA J.A.** – „Solidification of Gray Cast Iron”, Scripta Materialia, vol. 50, 331 – 335 oldal, 2004
 68. **LENNART ELMQUIST** – „Defect Formation during Solidification in Grey Cast Iron Castings”, Department of Materials and Manufacturing Technology, Chalmers University of Technology, Göteborg, Dissertation Thesis, 2009
-

- 69. **GÁCSI ZOLTÁN, SÁRKÖZI GÁBOR, RÉTI TAMÁS, KOVÁCS JENŐ, CSEPELI ZSOLT, MERTINGER VALÉRIA** - „Sztereológia és képelemzés”, Egyetemi Tankönyv, 2001
- 70. **DIN EN 1563**
- 71. **KOVÁCS JENŐ** – „A térfogathányad meghatározásának gyakorlati módjai”, Gyakorlati útmutató
- 72. **Dr. Ing. GEORG RÖTH** – „Duktiles Gusseisen”

AZ ÉRTEKEZÉS TÉMAKÖRÉBŐL MEGJELENT PUBLIKÁCIÓK

Folyóiratcikkek

6. Diaconu Vasile – Lucian, Sjögren Torsten PhD., Skoglund Peter PhD., Dr. Diószegi Attila: „A molibdén ötvözés hatása az öntöttvasak termomechanikus hőfárasztási tulajdonságaira” (küldve a Bányászati és Kohászati Lapoknak)
5. V. L. Diaconu, T. Sjögren, P. Skoglund, A. Diószegi: „The stress relaxation of compacted graphite iron alloyed with molybdenum” (Elfogadva publikálásra a „International Journal of Cast Metal Research” című folyóiratban; DOI: 10.1179/1743133612Y.0000000036)
4. V. L. Diaconu, T. Sjögren, P. Skoglund, A. Diószegi: „Influence of molybdenum alloying on thermomechanical fatigue life of compacted graphite irons”
(DOI: 10.1179/1743133612Y.0000000021, „International Journal of Cast Metal Research”, 2012, Vol. 25, No. 5, 277 – 286 oldal)
3. A.Diószegi,V.Fourlakidis,L.V.Diaconu: "Effects of Carbon Content on the Ultimate Tensile Strength in Gray Cast Iron" , 5th International Conference on Solidification and Gravity, Miskolc 2008, Materials Science Forum 2010, Volume 649. (Trans Tech Publications, ISBN 0-87849-290-9, pp. 511-516) <http://www.scientific.net/MSF.649.511>
2. Conf. Dr. Ing. Attila Diószegi, Drd. Ing. Vasile Lucian Diaconu: „Microstructure and Tensile Property Simulation of Grey Cast Iron Components”, Revista de Turnatorie (Román Öntészeti Lapok), nr. 9-10, 2009, pp.14-22
1. Ing. Camelia Bondesson, Dr. ing. Attila Diószegi, Ing. Vasile Lucian Diaconu: „Report on Industry Casting in Sweden - A svédországi öntőipar ismertetése”, Revista de turnatorie, nr. 11-12, 2008. (Román Öntészeti Lapok) pp. 13-17.

Konferencia kiadványok

3. Diaconu Vasile Lucian, Sjögren Torsten , Skoglund Peter , Diószegi Attila: „Az átmeneti grafitos öntöttvas termomechanikus hőfárasztás vizsgálata”, XII. Bányászati, Kohászati és Földtani Konferencia - BKF 2010, 2010. április 8-11., Nagyenyed (Erdélyi Magyar Műszaki Tudományos Társaság, INCITATO Nyomda Kolozsvár, ISSN 1842-9440, pp.34 – 38)
2. Vasile Lucian Diaconu, Torsten Sjögren, Peter Skoglund, Attila Diószegi: „Thermomechanical fatigue investigation of compacted graphite irons”, XXIV. microCAD, Nemzetközi Tudományos Konferencia 2010. március 18-20. (ISBN 978-963-661-925-1 Ö, pp.45-51)

Hivatkozás

Anders Berglund – „Criteria for Machinability Evaluation of Compacted Graphite Iron Materials”, KTH Royal Institute of Technology, Department of Production Engineering, Machine and Process Technology, Doctoral thesis, Stockholm, Sweden, 2011, ISBN 978-91-7501-159-2

<http://kth.diva-portal.org/smash/record.jsf?pid=diva2:457571>

1. Diaconu Vasile Lucian – „The examination of ductile iron porosity and flotation failures”, 5th International PhD Foundry Conference, Brno, 2008. május 13-15. (Czech Foundrymen Society, BUT Faculty of Mechanical Engineering, CD kiadvány)

Előadások

6. Diaconu Vasile Lucian, Sjögren Torsten , Skoglund Peter , Diószegi Attila: „Az átmeneti grafitos öntöttvas termomechanikus hőfárasztás vizsgálata”, XII. Bányászati, Kohászati és Földtani Konferencia - BKF 2010, 2010. április 8-11., Nagyenyed
5. Vasile Lucian Diaconu, Torsten Sjögren, Peter Skoglund, Attila Diószegi: „Thermomechanical fatigue investigation of compacted graphite irons”, XXIV. microCAD, Nemzetközi Tudományos Konferencia 2010. március 18-20.
4. D.V. Lucian, Sjögren T., Skoglund P.: „A vermikuláris- és lemezgrafitos öntöttvas öntvények termomechanikus hőfárasztása”, XX. Magyar Öntőnapok, Tapolca, 2009. október 11-13

3. Torsten Sjögren, Lucian Diaconu, Peter Skoglund: "Experiment and results in Task 2.3 - Thermo-mechanical fatigue (TMF) testing of compacted and gray cast iron" - Cast Iron Seminar within IEC/CIC WP2, Jönköping, 2009.június 24.
2. Diaconu Vasile Lucian: „The examination of ductile iron porosity and flotation failures”, 5th International PhD Foundry Conference, Brno, 2008. május 13-15.
1. Diaconu Vasile Lucian: „Gömbgrafitos öntöttvas porozitási hibainak vizsgálata”, XIX. Magyar Öntőnapok, Lillafüred, 2007. október 14 – 16