

Miskolci Egyetem
Műszaki Anyagtudományi Kar
Kerpely Antal Anyagtudományok és Technológiák Doktori Iskola



ALUMÍNIUM HENGERFEJ ÖNTVÉNYEK
REPEDÉS-ÉRZÉKENYSÉGE

Ph.D. értekezés

Készítette:

FEGYVERNEKI GYÖRGY

okleveles kohómérnök

Tudományos vezető:

Dr. Dúl Jenő

Miskolci Egyetem

Metallurgiai és Öntészeti Tanszék

Kutatás támogatója: Hydro Alumínium Győr Kft.

Miskolc

2007

Tartalomjegyzék

1. Bevezetés, a doktori munka célkitűzései	3
2. A hengerfej- öntvények tulajdonságait (repedés-érzékenységet) befolyásoló tényezők hatása. 5	5
2.1. Alumínium és ötvözeteinek jellemzése és csoportosítása.....	5
2.2. Az alkalmazott öntészeti ötvözet jellemzése.....	6
2.2.1. A DIN 226.10-es ötvözet (AlSi9Cu3)	6
2.2.2. Az eutektikus ötvözet egyensúlyi diagramja	7
2.2.3. A kristályosodás menete DIN 226.10-es ötvözet esetében	9
2.3. Az alumínium - szilícium -vas rendszer kristályosodási morfológiája:.....	10
2.4. Az alumínium-szilícium ötvözet vastartalmának hatása az ötvözet tulajdonságaira.....	14
2.5. Az ötvözőelemek hatása a hengerfejek mechanikai tulajdonságaira és repedésérzékenységre	15
2.6. Vastartalmú intermetallikus fázisok kialakulását elősegítő körülmények, a mangán és a króm hatása. A vas káros hatásának csökkentési lehetőségei	17
2.7. A réz -, a szilícium -, és vastartalom, valamint a hűtési sebesség hatása az AlSi ötvözetből öntött öntvények porozitási hajlamára és a repedésekkel szembeni ellenállóképességére.....	20
2.8. A hőkezelés fogalma, hőkezelések csoportosítása	22
2.8.1. Hőkezelések csoportosítása	23
2.8.2. Alumínium ötvözetek csoportosítása hőkezelhetőség szempontjából	23
2.8.3. Hőkezelések típusai és jelöléseik	24
2.8.4. A T5-ös és T6-os hőkezelések folyamata	25
2.8.5. Mesterséges öregítés	27
3. Saját kísérletek	29
3.1. A problémakör bemutatása.....	29
3.2. A vizsgált hengerfejtípus gyártási körülményei.....	30
3.3. A hengerfej öntvények égésterében található repedések okainak azonosítása.....	32
3.3.1. A hengerfej metszetek csiszolatairól energia diszperzív elektron mikroszkópon és töreteiről scanning mikroszkópon készült felvételek bemutatása és elemzése.....	32
3.3.2. Következtetések az energia diszperzív elektron és a scanning mikroszkópon készült felvételek alapján	37
3.4. A vas megjelenési formái AlSi-ötvözet tömbök szövetszerkezetében, a tömbök vizsgálatának eredményei.....	40
3.5. Vastartalmú intermetallikus fázisok megjelenésének okai szekunder öntészeti ötvözet tömbökben.....	44
3.6. Az intermetallikus vastartalmú vegyületfázisok kialakulásának hatása a hengerfej öntvények repedésére.....	48
3.6.1. Az intermetallikus vegyületfázisok kialakulásának okai, következményei.....	48
3.6.2. Az intermetallikus vastartalmú vegyületfázisok kialakulásának csökkentési lehetőségei (előírások a repedésre való hajlam csökkentésére).....	49
3.7. Hengerfejek mechanikai tulajdonságainak vizsgálata	50
3.7.1. Szakítóvizsgálat	50
3.7.2. Szövetszerkezet vizsgálata.....	52
3.7.3. Mechanikai tulajdonságok kapcsolata hengerfej öntvények repedékenységgel	52
3.7.4. Mechanikai tulajdonságok változása különböző hőkezelések esetén	53

3.8. A mechanikai tulajdonságok változása különböző ötvözetek esetén, az ötvözőelemek szerepe	58
3.8.1. Mechanikai tulajdonságok változása az égéstérben különböző ötvözetek esetén	59
3.8.2. Mechanikai tulajdonságok változása a csavarhelyeken különböző ötvözetek esetén	61
3.9. Fluidágyas hűtés alkalmazása a mechanikai tulajdonságok javítására és a repedésérzékenység csökkentésére	62
3.10. A mechanikai tulajdonságok és a szekunder dendritág távolság kapcsolata, a mechanikai tulajdonságok előre jelzésének lehetősége	66
3.11. A mechanikai tulajdonságok, fluidágyas hűtés hatása a repedésérzékenységre, szekunder dendritág távolság és repedésérzékenység kapcsolata	70
3.11.1. A hőkezelési kísérletek eredményeinek kiértékelése	70
4. A hőfárasztásos repedésvizsgálat	72
4.1. A repedésérzékenység vizsgálata, a hőfárasztásos „Thermoshock-teszt”	72
4.2. A hőfárasztásos „Thermoshock teszt” értékelése	74
4.3. A „Thermoshock-teszt” (hőfárasztás) eredményeinek bemutatása	75
4.4. A „Thermoshock-teszt” eredményei különböző ötvözetek esetén	75
4.4.1. A DIN226.10 primer ötvözet hőfárasztásos „Thermoshock-teszt” eredményei	76
4.4.2. A DIN226.10 szekunder ötvözet hőfárasztásos „Thermoshock-teszt” eredményei	77
4.4.3. AlSi7MgCu1,5Fe0,3 primer ötvözet hőfárasztásos „Thermoshock-teszt” eredményei	78
4.4.4. AlSi7MgCu2,5Fe0,3 primer ötvözet hőfárasztásos „Thermoshock-teszt” eredményei	79
4.4.5. AlSi7MgCu2,5Fe0,6 szekunder ötvözet hőfárasztásos „Thermoshock-teszt” eredményei	80
4.4.6. A DIN233-as szekunder ötvözet hőfárasztásos „Thermoshock-teszt” eredményei	81
4.4.7. A kísérleti ötvözetek hőfárasztásos „Thermoshock-teszt” eredményeiből levonható következtetések	82
4.5. A „Thermoshock-teszt” eredményei különböző hőkezelés és azonos ötvözetek esetén, a fluidágyas hűtés szerepe	84
4.5.1. A DIN226.10-es primer ötvözetből fluidágyas hűtés alkalmazásával gyártott hengerfej 210°C; 150 min-es hőkezelését követő hőfárasztásos „Thermoshock-teszt” eredményei	85
4.5.2. A DIN226.10-es primer ötvözetből fluidágyas hűtés alkalmazása nélkül gyártott hengerfej 210°C; 150 min-es hőkezelését követő hőfárasztásos „Thermoshock-teszt” eredményei	86
4.5.3. A DIN226.10-es primer ötvözetből fluidágyas hűtés alkalmazásával gyártott hengerfej 240°C; 180 min-es hőkezelését követő hőfárasztásos „Thermoshock-teszt” eredményei	87
4.5.4. A DIN226.10-es primer ötvözetből fluidágyas hűtés alkalmazása nélkül gyártott hengerfej 240°C; 180 min-es hőkezelését követő hőfárasztásos „Thermoshock-teszt” eredményei	88
4.5.5. A DIN226.10-es primer ötvözetből fluidágyas hűtés alkalmazásával gyártott hengerfej 240°C; 240 min-es hőkezelését követő hőfárasztásos „Thermoshock-teszt” eredményei	89
4.5.6. A DIN226.10-es primer ötvözetnél a fluidágyas hűtési eljárás és 240°C; 240 perces hőkezelés alkalmazásának hatása	89
4.5.7. A különböző hőkezelés és a fluidágyas hűtés szerepének összefoglalása	90
5. Összefoglalás	93
Summary	95
6. Új tudományos eredmények	97
6.1. Az értekezés tudományos eredményeinek jelentősége és hasznosításuk lehetőségei	100
6.2. Az értekezés témaköréből megjelent publikációk	101
Felhasznált irodalom	104

1. Bevezetés, a doktori munka célkitűzései

Az autóipari beszállítóknak egyre inkább szembe kell nézniük azzal a ténnyel, hogy az autógyárak elsődleges célja a minél nagyobb teljesítményű, de minél kisebb tömegű alkatrészek kifejlesztése.

A gépjárművek motorjainak egyik legfontosabb része a hengerfej. A hengerfej-öntvényekkel szemben támasztott kimagasló szilárdsági követelmények eléréséhez folyamatos technológiai fejlesztés, magas szintű gyártási fegyelem szükséges. Ezen a területen is érvényesül a minél nagyobb teljesítmény, minél kisebb tömeg elvárás, mely a falvastagság csökkentését vonja maga után. A vékony falak egyik legnagyobb hátránya azonban a repedés-érzékenységre való hajlam növekedése.

A disszertációm első részében a hengerfej-öntvények gyártásával kapcsolatos korszerű szakmai ismereteket foglaltam össze hazai és főleg nemzetközi tapasztalatok rendszerezésével. Mivel a probléma orvoslásában jelentős szerepet játszanak a mechanikai tulajdonságok, illetve a szabályozott körülmények közötti dermedési- és hűlési viszonyok, ezért kitérek a mechanikai tulajdonságok és a szövetszerkezet vizsgálat témakörökben megjelent szakirodalomra is.

Kutatásom célja az alumínium-hengerfej öntvények repedésekkel szembeni ellenálló képességének vizsgálata, a repedések kialakulási okainak, csökkentési lehetőségeinek feltárása, a gyártástechnológia fejlesztésének kidolgozása.

Bemutatom azt a vizsgálati módszert és berendezést (hőfárasztásos, „Thermoshock”teszt), melynek segítségével a repedés-érzékenység nagy biztonsággal vizsgálható. Ez a módszer az autógyárak által alkalmazott „cold-warm” tesztnek felel meg.

A hengerfej öntvények gyártási folyamatának minden olyan részletét elemeztem, mely befolyással lehet a repedés-érzékenységre, illetve ahol potenciális lehetőség van ennek javítására.

Megvizsgáltam a repedt öntvényeket, kerestem a repedés kialakulásának okait. Mikrocsiszolatokat vettem a repedések kiindulópontjainak helyéről és scanning elektronmikroszkóp segítségével végeztem vizsgálatokat. Egyértelműen megállapítható volt, hogy a repedés kiindulópontjában mindenütt vastartalmú intermetallikus fázisok találhatók, melyek kialakulása az alapanyag, az AlSi ötvözet tömbök gyártásával hozhatók kapcsolatba. Megvizsgáltam az ötvözet tömbök csiszolatait scanning elektronmikroszkóppal és elemeztem az intermetallikus vastartalmú fázisok kialakulásának a lehetőségét.

Mivel egyértelmű kapcsolatot találtam a fázisok átöröklődése és a repedés-érzékenység között, ezért arra helyeztem a hangsúlyt, hogy milyen lehetőségeim vannak a gyártási paraméterek módosításával elkerülni, de legalábbis kedvezőbb kristályosodási morfológiára kényszeríteni az intermetallikus vastartalmú fázisokat már az ötvözetömb gyártásánál.

Az alumínium hengerfej öntvények minden egyes gyártási fázisát szisztematikusan megvizsgáltam, hogy feltárjam azokat a lehetőségeket, amelyekkel szabályozható és javítható a repedéssel szembeni ellenálló képesség.

Megvizsgáltam az öntődében alkalmazott olvadékezelési technológia hatását, a szemcsefinomítás és a nemesítés szerepét a repedések kialakulásában.

Az öntést követően a hengerfej öntvény kokillában való dermedése során jelentős szerepe van a hűtési viszonyoknak és ennek kapcsán a kialakuló szekunder dendritág távolságnak a repedésekkel szembeni ellenálló képesség növelésében. Megvizsgáltam, hogy a szekunder dendritág távolság milyen kapcsolatban van a repedés-érzékenységgel.

Nagyon fontos szerepe van a repedés-érzékenység kialakulásában az öntvény kokillából való kivételét követően a szabályozott hűtésnek. Részesem voltam az ún. fluidágyas hűtési technológia kidolgozásának, mely nagymértékben javítja a hengerfej öntvényeknek a repedésekkel szembeni ellenállását.

Az öntvények mechanikai tulajdonságait és ezen keresztül a repedés kialakulásával szembeni ellenálló képességét javítani tudjuk hőkezelések alkalmazásával is. Vizsgálatokat végeztem annak megállapítására, hogy a hengerfej-öntvények hőkezelése során milyen határértékek esetén teljesül a mechanikai tulajdonságok olyan javítása, mely a repedésekkel szembeni ellenálló képesség növekedését eredményezi.

A gyártási paraméterek hatásának vizsgálatára irányuló minden kísérletemet a hőfárasztásos teszttel egészítettem ki, így bizonyítom a vizsgált jellemzőnek az öntvény tulajdonságaira gyakorolt hatásával kapcsolatos megállapításaim helyességét.

Összességében a doktori munkámban egy olyan összefüggésrendszer felállítására volt lehetőségem, melynek alkalmazásával a fentiekben leírt vizsgálati módszerek alkalmazása nélkül is nagy biztonsággal elérhető az alumínium hengerfej öntvények repedésekkel szembeni ellenálló képességének javítása.

2. A hengerfej- ötvények tulajdonságait (repedés-érzékenységét) befolyásoló tényezők hatása

A hengerfej-ötvények repedés-érzékenységét befolyásoló tényezők hatását az alábbiak szerint csoportosítva foglalom össze:

- ötvözet
- ötvöző-, kísérő- és szennyező elemek
- kristályosodás
- hűlési viszonyok
- hőkezelés

2.1. Alumínium és ötvözeteinek jellemzése és csoportosítása

Előnyök:

- az alumínium könnyű fém, sűrűsége 1/3-a az acélénak, s, ezáltal megfelel bizonyos gazdaságossági szempontoknak, ami alatt az önsúly csökkenést értem, és az ez által bekövetkező kisebb üzemanyag fogyasztást is;
- másik előnye az alumíniumnak, hogy korrózióálló fém, ugyanis a levegő, vagy a víz oxigénje az alumínium felületén oxidréteget hoz létre, mely meggátolja a további oxidálódást.

Hátrányok:

- kisebb a szilárdsága, mint az acélé, vagyis gyengébb mechanikai tulajdonságokkal bír, de az alumínium ötvözetek nagyon jól reagálnak a szilárdság javító eljárásokra (Pl. hőkezelés);
- jellemzően kicsi keménységűek, vagyis az alumínium-ötvözetek kopásállósága általában nem megfelelő;

Az alumínium ötvözetek előállításához körülbelül tízszer több energia kell, mint a lágyacél előállításához.

Az alumínium ötvözeteket két nagy csoportra lehet osztani:

1. alakítható ötvözetek;

2. **öntészeti ötvözetek:** Nagy ötvöző tartalmú anyagok, mintegy 1,0-2,5 % szennyezővel, amelyekből a termékek főleg öntéssel készülnek [3].

Az 1. ábra az Al-ötvözetek csoportosítási lehetőséget mutatja:



1. ábra Az alumínium ötvözői [3]

2.2. Az alkalmazott öntészeti ötvözet jellemzése

2.2.1. A DIN 226.10-es ötvözet (AlSi9Cu3)

A szilícium ötvözetek (**sziluminok**) a legelterjedtebbek az öntészeti ötvözetek között, mert alacsony az olvadási és öntési hőmérsékletük, illetve kiváló a formakitöltő képességük. A **DIN 226.10-es ötvözet eutektikus, háromalkotós ötvözetrendszer**, ami 0,25-0,5%-ban tartalmaz Mg-t (magnéziumot), mely a magnéziumtartalom miatt hőkezelhető. Az alumínium a szilíciummal szilárd oldatot alkot, a magnézium pedig a szilíciummal Mg_2Si (magnézium-szilicid) ionvegyületet hoz létre, amely a nemesítés során öregítéssel szegregálható, s ez a folyamat jelentősen javítja a szilárdsági tulajdonságokat [3].

A DIN 226.10-es ötvözetet hőkezelés nélkül **szilumin-bétának**, hőkezeléssel **szilumin-gammának** nevezik. A hőkezelés után bekövetkező szilárdsági tulajdonságok javulása miatt ezt az ötvözetet gyakran használják nagy igénybevételnek kitett motor és gépalkatrészek gyártására, így a hengerfejek gyártására is [12].

Mivel az ötvöző atomok (elsősorban a fő ötvöző a szilícium) szilárd állapotban korlátozottan oldódnak az alumíniumban, ezért a jellemző állapotára az **eutektikus**.

Megkülönböztetünk:

- ⇒ • **hipoeutektikus** ötvözeteket, Si-tartalom általában: **5,2...11%**
- ⇒ • eutektikus ötvözeteket, Si-tartalom: 12-13%
- ⇒ • hipereutektikus ötvözetek, Si-tartalom: 13...25%

2.2.2. Az eutektikus ötvözet egyensúlyi diagramja

Az **egyensúlyi diagram** [6] segítségével végig követhetjük az olvadt ötvözet kristályosodásának a folyamatát, valamint megállapíthatjuk, hogy a különböző összetételű ötvözetek adott hőmérsékleten milyen állapotban vannak, milyen az egyensúlyt tartó fázisok összetétele, mennyisége.

Az egyensúlyi diagramot a likvidusz, szolidusz és szolvusz vonalak különböző területekre osztják.

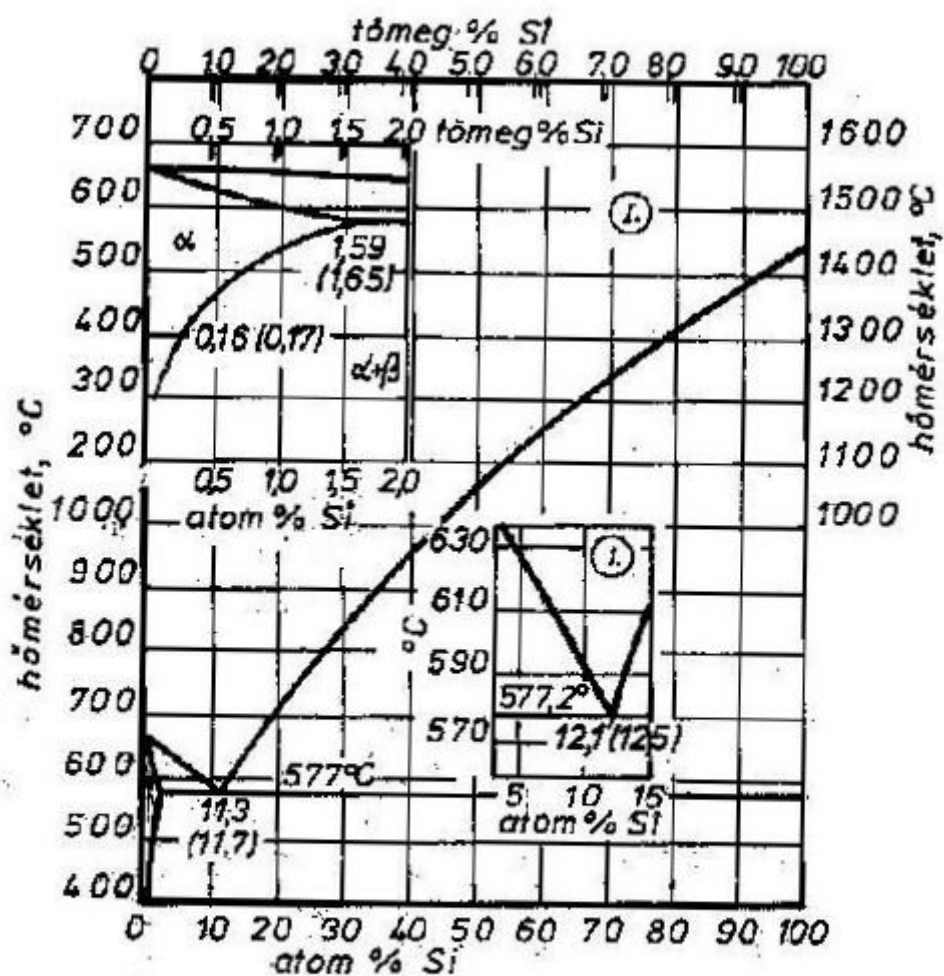
- a **likvidusz** vonal, amit a 2. ábrán a szaggatott vonal jelöl, jelenti a kristályosodás kezdetét
- a **szolidusz** vonal, amit a 2. ábrán folytonos vonal jelöl, jelenti a kristályosodás végét
- a **szolvusz** vonal, a pontozottan jelölt vonal a szilárd állapotban végbemenő kiválások görbéi

A DIN 226.10-es ötvözet a gyakorlatban egy **háromalkotós ötvözetnek felel meg**, melyhez tartozó **térbeli ábra**, értelmezése nagyon nehéz, ezért a két legnagyobb mennyiségben előforduló alkotó egyensúlyi diagramja alapján következtetünk a kristályosodás folyamatára [16].

A 2. ábrán a **sziluminok** egyensúlyi diagramját láthatjuk. Mivel az ötvözet csak néhány százalékban tartalmaz ötvözőt, ezért számunkra az alumínium felőli oldal a lényeges.

A DIN 226.10-es ötvözet kb. 6,5-7,5%-ban tartalmaz szilíciumot, így a **hipoeutektikus** ötvözetekhez sorolható. Ez azt jelenti, hogy kristályosodáskor priméren alumínium alapú, szilícium atomokat oldva tartalmazó **szilárd oldat**, „ α ” kristályosodik. A hőmérséklet csökkenésével „ α ”+„ β ” szilárd oldatból álló **eutektikum** keletkezik. (Az eutektikus összetételű olvadék az ötvözet legkisebb olvadáspontú tagja, ahogy láthatjuk helyén az egyensúlyi diagramban minimum van, és a likvidusz görbén is törés jelentkezik.). A hőmérséklet további csökkenésével, az eutektikus hőmérséklet alatt „ α ” szilárd oldat szilíciumban túltelítetté válik, és az egyensúly érdekében a **szilícium kristályok** kiválnak. A tulajdonságok döntően az eutektikum finomságától, a „Si” fázis méretétől és alakjától függenek, továbbá fontos a „Si” fázis eloszlása is. Lehűlt állapotban az ötvözet alumínium

kristályokból, a kiválás során keletkező szilícium kristályokból, és az azokat körülvevő eutektikumból áll [3].



I. Dr. phil Max Hansen, Const. of binary alloys
Toronto 1958

I. G. M. Craighead, Trans. AIME 1955

2. ábra Al-Si-ötvözetek egyensúlyi diagramja [6]

2.2.3. A kristályosodás menete DIN 226.10-es ötvözet esetében**Szabványos összetételű DIN 226.10-es hipoeutektikus AlSi ötvözet
kristályosodásának elvi modellje [4]**

	hőmérséklet [°C]	a szilárd fázis mennyisége, [%]
a dermedés az alumínium-szilícium szilárdoldat (α-fázis) kristálycsíráinak kialakulásával kezdődik:	580-575	4
a szilárdoldat (α-fázis) kristálycsíráinak növekedése, az α és a β /Al(Fe,Mn)Si és az AlFeSi/ (intermetallikus) fázisok kristálycsíráinak megjelenése:	575-574	13
további Fe és Mn tartalmú fázisok kiválása és a korábban kialakult kristálycsírák, dendritek növekedése :	574-571	16
a koherencia pont, (itt következik be a dendrit kristályok összeállása):	574-571	16
elkezdődik az eutektikus kristályosodás, és tovább tart a korábban kialakult csírák, dendritek és az intermetallikus fázisok fejlődése:	571-565	24
az újabb csírák kialakulása mellett az eutektikum kristályosodása és az intermetallikus fázisok fejlődése folytatódik:	565-564	45
az eutektikum kristályosodás mellett folytatódik az intermetallikus fázisok fejlődése és az összetételtől függően, megjelennek az Mg_2Si, az $Al_{10}Mg_4Si_4Fe$, majd az $AlCu_4$, és az $AlCu_4Ni$ fázisok is, és megkezdődik a ternér, kvaternér eutektikumok kristályosodása	564-506	96
a „ridigity pont” /a dendritváz összeállása/:	561	36
az $AlCu_4$ fáziskiválása	506-501	99,5
az ötvözet kristályosodása komplex eutektikum kristályosodásával fejeződik be, melynek kialakulásában a korábbi fázisok mellett részt vesz még az $Al_5Mg_8Si_2Cu_5$ fázis is	501-474	100

2.3. Az alumínium - szilícium -vas rendszer kristályosodási morfológiája:

Alumínium olvadékokban és ötvözeteikben kísérő elemként leggyakrabban a vas fordul elő.

A legnagyobb mennyiségben gyártott Al-99,5-ben 0,1...0,3 % vas mindig jelen van.

Ez a mennyiség meghaladja az oldhatósági határt és az oldhatósági határ fölötti vas az alumíniumban Al_3Fe , alumíniumötvözetekben vastartalmú intermetallikus fázisként kristályosodik.

Az Al_3Fe fázis a szövetszerkezetben a metallográfiai vizsgálatok során túszerű kiválásként jelenik meg.

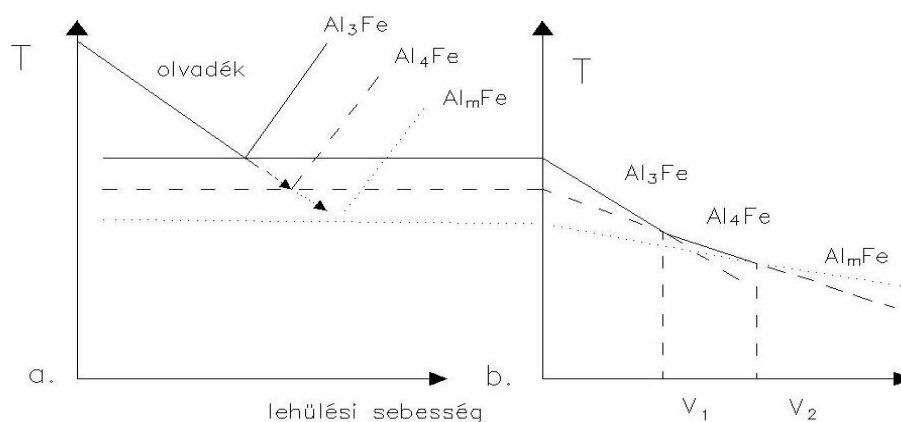
Az alumínium - vas binér rendszer esetén:

kristályosodás jellege:	eutektikus
a vas maximális oldhatósága az eutektikus hőmérsékleten	
Hansen: Constitution of biner alloys szerint	0,052%
L.F.Mondolfo Alumínium Alloys [30]. Butterworths szerint	0,04%
a binér rendszer eutektikus hőmérséklete (T_E):	655°C
a binér rendszer kristályosodásakor kiváló második fázis (X):	Al_3Fe
Az alumínium vasoldó képessége 20°C-on :	0,005%

azaz tizedrészére csökken az oldott állapotú vas a szobahőmérsékletre hűtés közben, emiatt az alumínium mátrixból újabb Al_3Fe kiválások következnek be, amint az a 3. ábrán látható.

A kristályosodáskor és a lehűlés során kiváló vastartalmú fázisoknak nagy hatásuk van a termék tulajdonságaira.

A különböző vastartalmú alumíniumötvözetekben nem csak az eutektikus fázis mennyisége, hanem összetétele is függvénye a hűtési sebességnek. A nem egyensúlyi megszilárdulásakor az alumínium mellett vasat és csak kevés szilíciumot tartalmazó ötvözetekben az eutektikum túlhűlése miatt, további alumínium-vas vegyületek is képződnek a lehűlési sebességtől függően [21].



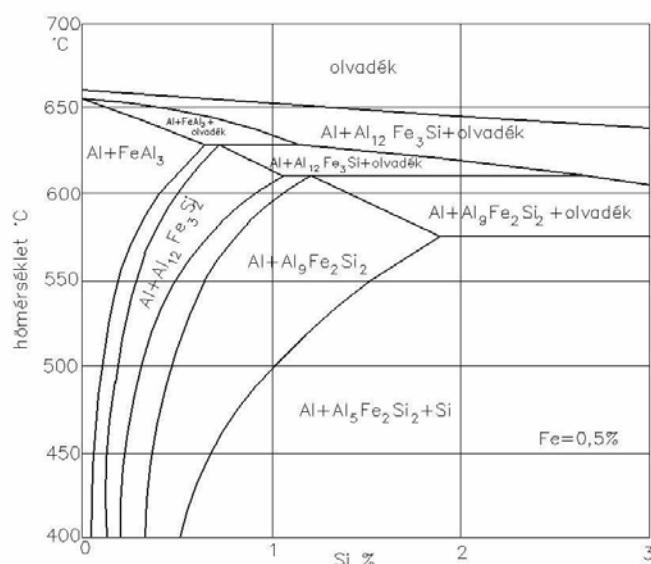
3. ábra Összefüggés a vastartalmú alumínium ötvözet hőmérséklete és a lehűlési sebesség között [5]

Lassú lehülési sebesség esetén az olvadékból csak az Al_3Fe eutektikus fázis kristályosodik. A dermedési sebesség növekedésekor előbb az Al_6Fe majd az $\text{Al}_m(m>3)\text{Fe}$ képződik az Al_3Fe helyett. Az Al_6Fe fázis képződéséhez 3°C , az Al_mFe csírképződéséhez pedig 9°C **túlhűlés szükséges**. Egyes szerzők szerint még ennél is nagyobb túlhűlésre van szükség. Az egyes vegyületek a megfelelő túlhűléseknél és a kritikus hűlési sebességeknél jönnek létre. A lehülési sebesség változásával AlFe fázisoknak nem csak az összetétele, a képződési tartománya is megváltozik a nem egyensúlyi megszilárduláskor, mint a 3. ábrán is látható.

Az olvadék szilíciumtartalmának növelésekor a vas-alumínium vegyületekbe beépül a szilícium is, és fokozatosan megjelennek a különböző összetételű alumínium - vas - szilícium intermetallikus fázisok [21].

A vastartalmú alumínium-szilícium ötvözetek szövetszerkezetében megjelenő vas-tartalmú intermetallikus fázisok morfológiájuktól függően feszültségnövelőként hatnak. Fárasztó igénybevétel esetén a mikro és makró repedések kiinduló pontja. A vastartalom növekedésével elsősorban az ötvözet szívóssága, nyúlása, és ütőmunkája csökken.

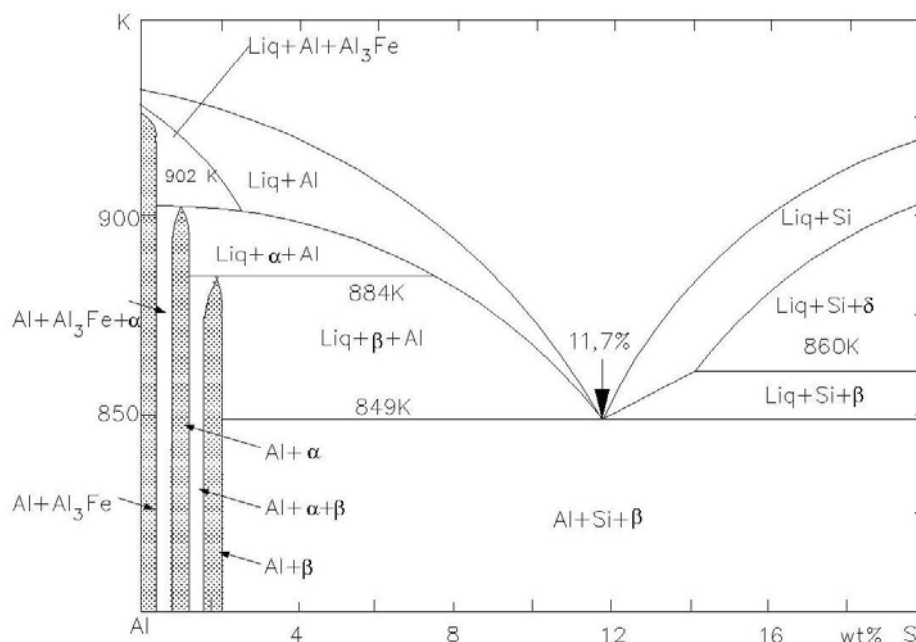
A 4. ábrán **0,5 % vastartalmú ötvözet** egyensúlyi körülmények között történő kristályosodáskor kiváló fázisok láthatók a szilíciumtartalom függvényében.



4. ábra 0 – 3% Si tartalmú alumínium – szilícium – vas állapotábra metszet 0,5% Fe-tartalom mellett [30]

A 0,7 % vastartalmú alumínium - szilícium - vas egyensúlyi diagram szerint (5. ábra) már az 1 % **alatti szilíciumtartalmú ötvözetekben is megjelenik** kristályosodáskor az Al_3Fe vegyület fázis mellett, *H.W.L. Philips szerint az $\text{Al}_{12}\text{Fe}_3\text{Si}$ [30], még J. E. Hatch szerint $\text{Al}_{15}\text{Fe}_3\text{Si}_2$ vegyület fázis kristályosodik [30]. Ilyen típusú vegyület fázisokat *L.F.Mondolfo* a 0,7 % vastartalmú alumínium-szilícium ötvözetben α fázisként $\text{Al}_3\text{Fe}_2\text{Si}$ összetétellel azonosított [30].*

A szilíciumtartalom növekedésekor **H.W.L. Philips szerint az $\text{Al}_3\text{Fe}_2\text{Si}_2$** vegyület fázis is megjelenik, **amit L.F. Mondolfo** a 0,7 % vastartalmú alumínium-szilícium ötvözetben **β fázisként Al_5FeSi összetétellel azonosított [30].**



5. ábra 0 – 20% Si tartalmú alumínium – szilícium – vas állapotábra metszete 0,7% Fe-tartalom mellett [30]

A vastartalmú alakítható és öntészeti alumínium-szilícium ötvözetekben megjelenő vastartalmú fázisok közül a gyakrabban előforduló intermetallikus vegyület fázisok:

- α** fázisként megnevezhető – $\text{Al}_{15}\text{Fe}_3\text{Si}_2$ és a
- β** fázisként megnevezhető – Al_5FeSi fázisok.

A kevésbé gyakori fázisok:

- δ** fázisként megnevezhető – Al_5FeSi_2 és a
- p** fázisként megnevezhető – $\text{Al}_8\text{Mg}_3\text{FeSi}_6$ fázisok.

Az α - $\text{Al}_{15}\text{Fe}_3\text{Si}_2$ fázis kristályszerkezete hexagonális és 860 °C az olvadáspontja,

A β - Al_5FeSi fázis kristályszerkezete monoklin és az olvadáspontja 870 °C.

A δ - Al_5FeSi_2 fázis kristályszerkezete tetragonális

A p- $\text{Al}_8\text{Mg}_3\text{FeSi}_6$ fázis kristályszerkezete szintén hexagonális.

A vastartalmú alumínium-szilícium ötvözetek kristályosodása során lejátszódó folyamatok egyszerűsített folyamatábráját H. Westengen és munkatársai (Z Metall 73 360, 1985.) a következők szerint írják le [31]:

a kristályosodáskor lejátszódó reakció

kristályosodáskor lejátszódó folyamat típusa

$$\text{olvadék} \longrightarrow \text{Al} + \text{Al}_3\text{Fe}$$

eutektikus reakció

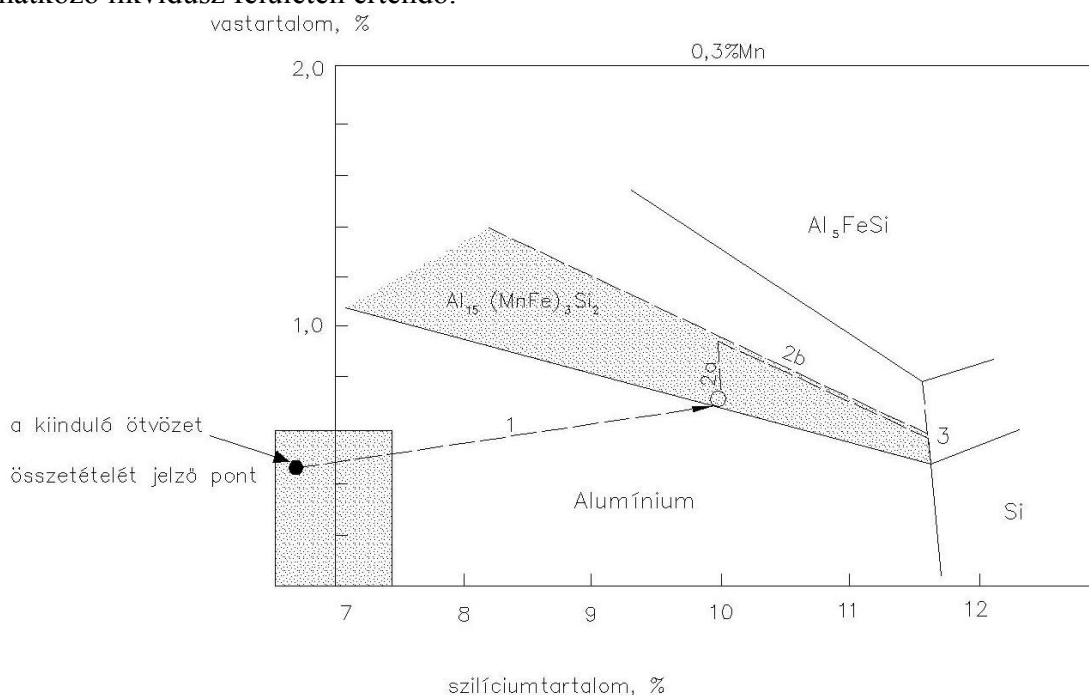
$$\text{olvadék} + \text{Al}_3\text{Fe} \longrightarrow \text{Al} + \alpha$$

eutektikus reakció

$$\text{olvadék} + \alpha \longrightarrow \text{Al} + \beta$$

peritektikus reakció

Egyensúlyi diagram metszeten is nyomon követhetjük a vastartalmú intermetallikus fázisok kristályosodásának menetét az A356-os szabványos öntészeti ötvözetnél. A 0,3 % mangántartalmú alumínium-szilícium ötvözetben az egyensúlyi diagram szerint a kristályosodás a szilícium és a vastartalom függvényében az alábbiak szerint megy végbe. A 6. ábra a vonatkozó likvidusz felületen értendő.



6. ábra Összefüggés 0,3% mangántartalmú alumínium – szilícium ötvözet kristályosodásakor kiváló intermetallikus fázisok az ötvözet szilícium és vastartalma között [14]

Az amerikai szabvány szerint szabványos összetételű A356-os ötvözet dermedésekor megvan annak a lehetősége, hogy a primer fázis és az eutektikum mellett $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{FeMn})_3\text{Si}_2$ (mivel az ötvözet tartalmaz mangánt is) és $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ fázis is kristályosodjon.

A jelzett összetételű ötvözet kristályosodása szilíciumtartalmú alumínium dendritek kristályosodásával kezdődik és a maradék olvadék összetétele az 1, majd a 2a és 2b jelű vonalak mentén változik.

Az $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{FeMn})_3\text{Si}_2$ fázis kiválása a 2a vonal mentén történik, majd a 2b vonal mentén folytatódik és a 3-as pontban, fejeződik be, ahol az alumínium-szilícium eutektikum kristályosodására is sor kerül. A 2b vonal mentén, és a 3-as pontban is az $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{FeMn})_3\text{Si}_2$ fázis mellett a $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ fázis kristályosodására is sor kerül(het) [14].

2.4. Az alumínium-szilícium ötvözet vastartalmának hatása az ötvözet tulajdonságaira

A vas vitathatatlanul a legellentmondásosabb elem az alumínium bázisú öntészeti ötvözetekben. A nyomásos és a kokilla öntvényeknél a vasat tradicionálisan minőségjavító ötvözőnek tekintik, mert jelenléte mérsékli a fém tapadását a fémforma falához. Ennek a vélekedésnek határozottan ellent mond az a tény, hogy az utóbbi időben számos nagysorozatú nyomásos öntvényt gyártanak sikerrel olyan alumínium-szilíciumötvözetből melynek vastartalmát 0,1%-ban maximálnak.

Más megközelítés szerint a vas bizonyíthatóan a legártalmasabb szennyeződés az alumíniumban és az alumíniumötvözetekben.

Attól kezdődően, hogy a vasat már nem lehet gazdaságosan eltávolítani a primer alumíniumból, és/vagy a szekunder alumíniumötvözetekből, az ötvözet ára egyre drasztikusabban emelkedik a vastartalom csökkenésével.

Ennek oka, hogy az alumíniumötvözetek vastartalmának növekedése progresszíven csökkenti az ötvözet hideg- és melegalakíthatóságát. A csökkenés mértéke különösen a kritikus vastartalom elérése után drasztikus.

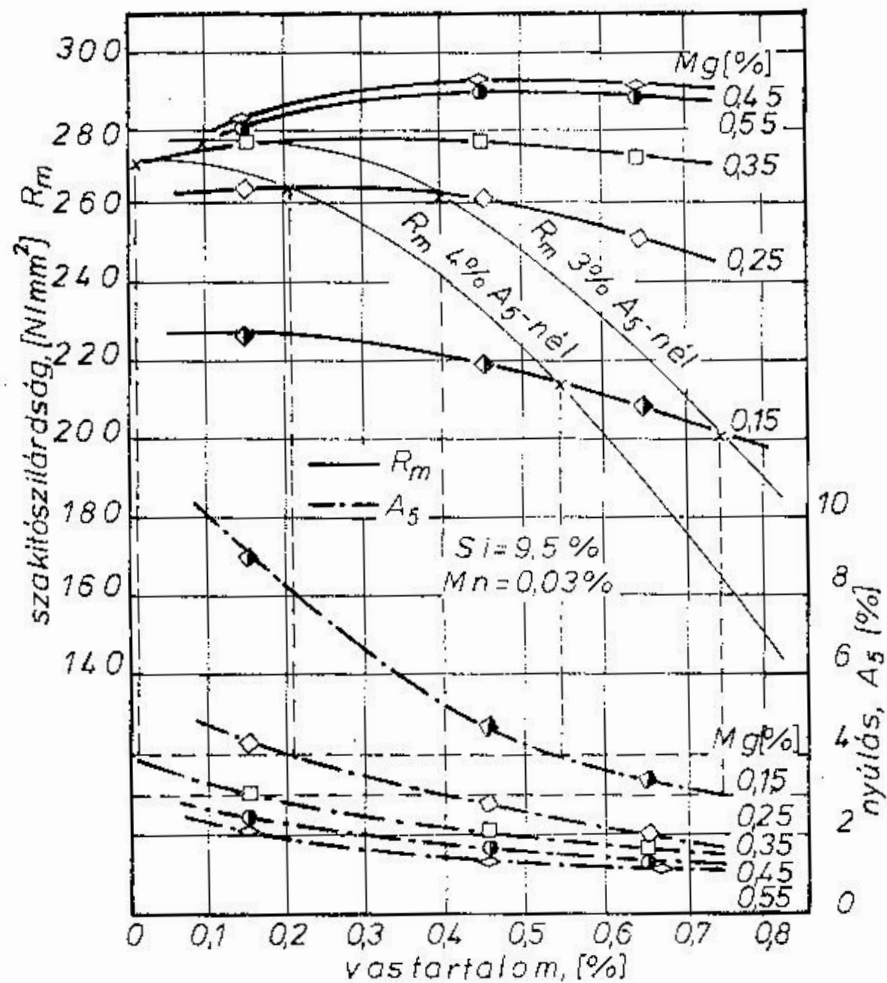
Az ötvözetlen és a gyengén ötvözött alumíniumötvözetek esetén a felhasználás szempontjából mértékadó tulajdonságok, az alakíthatóság és a villamosvezető-képesség azok, amelyeknek megfelelő értékeit a technológiai műveletek során kell biztosítani.

Az ötvözetlen alumínium alakíthatóságát, képlékenységét a technológiai paraméterek mellett döntően a vas és a szilícium mennyisége határozza meg.

Az alumínium az eutektikus hőmérsékleten 0,052 %-ot vasat old és ez az érték a hőmérséklet csökkenésével rohamosan, csökken. Amennyiben a kristályosodás nem egyensúlyi körülmények között megy végbe, a kristályosodási sebesség és az olvadék összetétele függvényében az oldott vas koncentrációja az egyensúlyi értéktől nagyobb is lehet, elérheti a 0,07 % - ot is [6].

Öntészeti ötvözetek esetén az ötvözet szakítószilárdság értéke csak kismértékbe változik, a vastartalom növekedésével, ugyanakkor a nyúlás értéke drasztikusan csökken (7. ábra).

Általánosan igaz, hogy az alumínium–ötvözet–olvadékok kísérő elemei közül leggyakrabban és legnagyobb mennyiségben a vas fordul elő szennyező elemként.



7. ábra Összefüggés változó magnéziumtartalmú alumínium-szilícium ötvözet szakítószilárdsága nyúlása és az ötvözet vastartalma között [6].

2.5. Az ötvözőelemek hatása a hengerfejek mechanikai tulajdonságaira és repedésérzékenységre

A Cu-tartalom hatása:

A Cu-tartalom viszonylag magas értéke lehetővé teszi a hengerfejek hűtött égésterében a 95 – 100 HB értékek elérését is.

A réz ezen mennyisége biztosíthatja (feltéve, ha a dermedés elég gyors és ennek köszönhetően a réz nem válik ki a dermedés folyamán) a hőkezelés során megfelelő mechanikai tulajdonságok kialakulását annak köszönhetően, hogy a szabad réz szilárd oldatba megy.

A réztartalom növekedésével párhuzamosan azonban megnő az ötvözet melegrepedési hajlama, illetve AlSi-ötvözetek esetében a korrózióálló-képesség csökkenése egyenes arányt mutat az ötvözet Cu-tartalmának növekedésével [11].

A Si-tartalom hatása:

Az Si-tartalom 8,5 – 9,5 % közötti értéke ideális öntési és formakitöltési tulajdonságokat biztosít [14]. Fontos azonban a megfelelő nemesítés is az olvadákezelés folyamán, mert alulnemesített ötvözet esetén az Si durva, szögletes alakban kristályosodik, melynek hatására a hengerfej mechanikai tulajdonságai is csökkennek. (lásd. 3. ábra) [22]. A 8. ábra a szilíciumtartalom hatását mutatja be.

A Mg-tartalom hatása:

A magnéziumtartalom a megfelelő mechanikai tulajdonságok, keménység kialakulását segíti elő, bár az alkalmazott T5-ös hőkezelésnél ennek nincs jelentősebb szerepe.

A Mn-tartalom hatása:

A mangán a vas káros hatását csökkenti azáltal, hogy intermetallikus vegyületet képez vele, ezáltal a vasra jellemző túszerű kiválások helyett kedvezőbb alakú kiválások lesznek a szövetszerkezetben, nőnek a mechanikai tulajdonságok.

A Fe-tartalom hatása:

Az AlSi-ötvözetek legkárosabb szennyező eleme a vas. A dermedés folyamán - főleg ha ez lassan megy végbe - túszerű kristályok formájában válik ki. A túszerű Fe kristályok egyrészt okai lehetnek mikrolunkerek kialakulásának a szövetszerkezetben, illetve előfordulásuk helyén a mechanikai tulajdonságok ugrásszerű csökkenését okozzák.

A Sr-tartalom hatása:

A stronciumot az AlSi-ötvözetek nemesítésére használják előötvözet formájában (pl.: AlSr10Ti1). Manapság hipoeutektikus AlSi ötvözetek nemesítésére kizárólag ezt alkalmazzák azért, mert a nátriummal történő nemesítéshez képest a lecsengés jelensége csak 4 – 6 óra múlva jelentkezik [18].

A Sr a szilícium kristályok optimális alakban (finom szemcsés) való kiválását segíti elő, ezáltal áttételesen javítja a mechanikai tulajdonságokat is.

Az alkalmazott mennyiség kiszámításánál azonban figyelni kell arra, hogy 350 – 400 ppm Sr-tartalom fokozza a gázfelvételi hajlamot és elősegíti mikrolunkerek képződését is.

A gyakorlatban alkalmazott optimális mennyiség 150 – 250 ppm között változik [19].

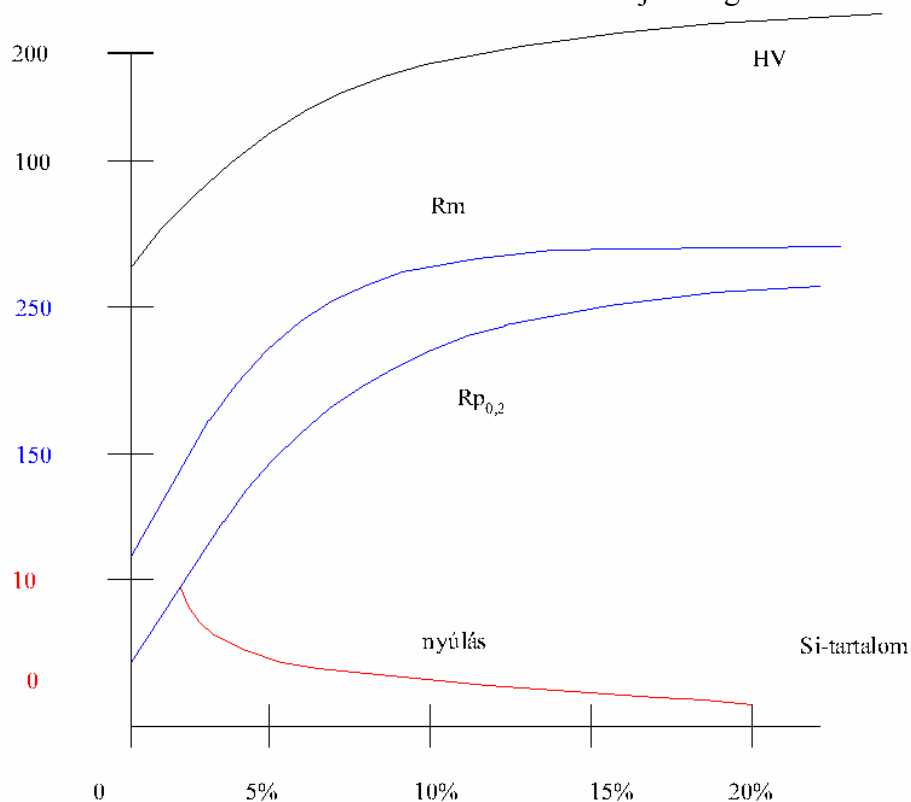
A stronciumnak a kialakuló szövetszerkezetre gyakorolt pozitív hatása abban is megmutatkozik, hogy az intermetallikus vastartalmú fázisok kedvezőtlenebb - $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ - módosulata a Sr hatására átalakul $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{FeMn})_3\text{Si}_2$ módosulatba, ezáltal elősegíti a mechanikai tulajdonságok javulását [15].

Az előzőekben említett elemeken túl még két olyan kémiai elem van, amely befolyásolja ezen ötvözet típus esetén a mechanikai tulajdonságokat és ezen keresztül a hengerfej öntvények repedésérzékenységét. Ez a két elem a cink és a titán [9].

A cink növeli, fokozza az anyag szakítószilárdságát, a titánt pedig szemcsefinomítóként használjuk.

Megfelelő mértékű szemcsefinomítás hatására a szövetszerkezet finomabb lesz, ezáltal pedig javulnak a mechanikai tulajdonságok és a repedésekkel szembeni ellenállóképesség is.

A DIN 226.10-es ötvözet manapság a leggyakrabban alkalmazott gravitációs kokillaöntési célokra alkalmas AlSi ötvözet. Nagy hátránya azonban, hogy szekunder típusú, azaz hulladék beolvasztásával állítják elő, ennek azonban a viszonylag magas Fe-tartalom a következménye. A 8. ábrán a szilícium hatását mutatom be a mechanikai tulajdonságokra:



8. ábra A szilícium hatása a mechanikai tulajdonságokra [22]

2.6. Vastartalmú intermetallikus fázisok kialakulását elősegítő körülmények, a mangán és a króm hatása. A vas káros hatásának csökkentési lehetőségei

Amikor az alumíniumötvözet olvadéka a szilícium és a vas mellett mangánt és / vagy krómot is tartalmaz, akkor ezek az elemek beépülnek az intermetallikus fázisba a vas mellé α -Al(FeMnCr)Si/.

A vas -, a mangán - és a krómtartalmú alumínium-szilícium ötvözet olvadékban az alumínium és a szilícium a vassal, a mangánnal és a krómmal nem pontosan a stöchiometriai arányoknak megfelelő összetételű intermetallikus fázisokat képeznek. Ezeknek a vegyületfázisoknak a kémiai összetételét azért nem lehet pontosan megállapítani, mert kristályosodásukat követően meg van annak a lehetősége, hogy a fázisok részben, vagy teljesen átalakuljanak, és / vagy részben oldódjanak.

Az AlSi- ötvözet olvadék sűrűségétől nagyobb sűrűségű, különválásra hajlamos intermetallikus fázisok csíráinak kialakulása már az olvasztás során elkezdődik, és a hűtési idő alatt is folytatódhat. A betétanyaggal az olvadékba kerülő nagyobb méretű intermetallikus fázisok, a nagyobb sűrűségük miatt rövid idő elteltével leülepedhetnek a tégely ill. kemence aljára, és a tégely, a kemence alján megtapadhatnak. A betétanyaggal bekerülő kisebb méretű képződmények az olvasztás és a hűtési idő alatt az olvadékban lebeghetnek, majd megfelelő körülmények között méretük tovább növekedhet, végül lesüllyedhetnek.

A leülepedő fázisok a kemence alján „szilícium iszapot” képeznek, vagy megtapadnak a tégely ill. a kemence alján, ahol foltokban, vagy összefüggő kemény tapadványokat képezhetnek [20].

Amikor az olvasztó -vagy az öntökemencébe közvetlenül, előmelegítés nélkül-hideg betét adagolására kerül sor, akkor a hideg betét környezetében az olvadék hirtelen lehűl, és az olvadék rákristályosodik a frissen adagolt hideg betétre. Ilyenkor a rendelkezésre álló rövid idő alatt megvan a lehetősége annak, hogy a hirtelen lehűlt zónában kialakuljanak az intermetallikus zárványok új csírái. A megszilárdult réteg visszaolvadása után az intermetallikus zárványok kialakult csírái a beolvadást követően rendszerint nem tudnak feloldódni vagy azért, mert nincs elegendő idő a beoldódására, vagy azért, mert az olvasztási ill. hőntartási hőmérséklet alacsony. A megszilárdult réteg és az adagolt betét beolvadása után az olvadék pihentetése ill. hőntartása alatt a kialakult új csírák is tovább növekedhetnek, és ha nem tudnak leülepedni, akkor megvan annak a lehetősége, hogy öntéskor a forma-üregbe kerüljenek. Az öntvénybe került intermetallikus zárványok méretüktől és eloszlásuktól függően ronthatják az öntvény tömörré táplálásának esélyeit, elősegítik a porozitás, szövetritkulás, esetleg mikrorepedések kialakulását, továbbá rontják az öntvény megmunkálhatóságát és a szilárdsági tulajdonságokat is [21].

Az AlSi-ötvözet olvadék iszapképződésének kezdő hőmérséklete a 9. ábra alapján határozható meg, az olvasztási ill. hőntartási hőmérséklet ismeretében és az ötvözet iszap faktorából. Az iszap faktor értékét az olvadék vas, mangán és króm-tartalma határozza meg, a következő összefüggés szerint [7]:

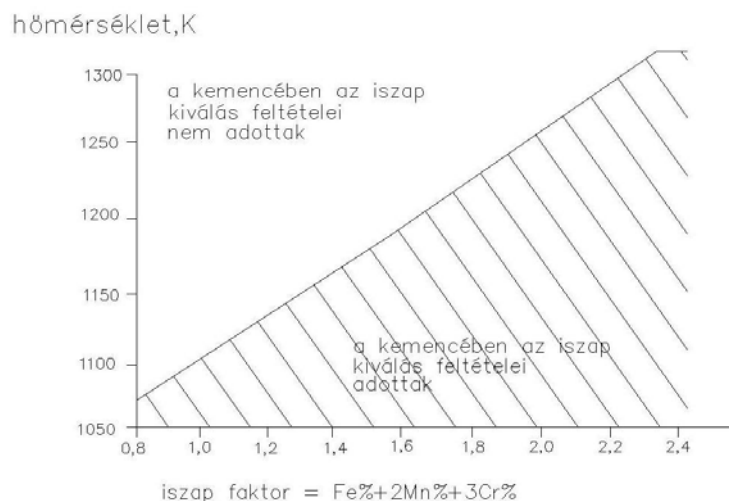
$$\text{iszap faktor} = \text{Fe } (\%) + 2\text{Mn } (\%) + 3\text{Cr } (\%)$$

Az összefüggés szerint az iszapképződést döntően az ötvözet króm és mangán-tartalma befolyásolja.

Mondolfo és társai [30] szerint az olvadék öntés előtti számottevő túlhevítésével nyilvánvalóan lehet csökkenteni az olvadékban lebegő intermetallikus fázisok kristálygóccainak számát és / vagy méretét. Kísérleteik során azt tapasztalták, hogy a túlhevített olvadékból öntött öntvények kristályosodáskor a vasban gazdag intermetallikus fázisok méretei kisebbek, mint a túlhevítés nélküli olvadékból öntötteké, továbbá a jelentősen túlhevített olvadék kristályosodásakor a kínai írásjelre hasonlító α -fázis keletkezik, a lemezes szerkezetű β -fázis helyett.

A vas káros hatásának kompenzálására a szakirodalomban ajánlott mangán mennyiségét illetően megoszlanak a vélemények. Üzemi tapasztalatok szerint egyre inkább általános gyakorlat az, hogy a vas káros hatásának kompenzálására a mangánt az alábbi összefüggés szerint határozzák meg: $\text{Mn } \% > \frac{1}{2} \text{Fe } \%$

A fenti összefüggés szerint számított mangántartalom esetén is megvan annak a lehetősége, hogy az $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{FeMn})_3\text{Si}_2$ fázis mellett még némi $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ fázis is kristályosodjon [7]. Ennek az a magyarázata, hogy az intermetallikus fázisok megjelenése az érintett elemek arányán túl, a lehűlési sebességtől, és az ötvözet többi alkotóitól és azok mennyiségétől is függ. Ezek a kölcsönös kapcsolatok ma még nem ismertek pontosan.



9. ábra Összefüggés a hőmérséklet és az olvadék iszapfaktora között [7]

Öntészeti alumínium-szilícium ötvözeteknél a vas hatásának kompenzálására elvileg használható a króm ötvözése is, igaz erre az üzemi gyakorlatban nagyon ritkán kerül sor. Króm jelenlétében az Al_3Fe és az Al_5FeSi lemez alakú fázisok helyett a kínai írásjelre hasonlító $\text{Al}_{13}(\text{FeCr})_4\text{Si}_4$ fázis képződik kristályosodáskor, amely tulajdonságaiban hasonló az $\text{Al}_{15}\text{Fe}_3\text{Si}_2$ fázishoz, amelyről már korábban is szó volt.

Az $\text{Al}_{13}(\text{FeCr})_4\text{Si}_4$ intermetallikus fázis keménysége a vegyületbe beépülő króm mennyiségével arányosan növekszik, de az ötvözet nyúlása az intermetallikus fázis morfológiájának módosulása miatt növekszik.

Üzemi gyakorlatban az intermetallikus fázisok módosítására a króm ötvözését tudatosan azért nem használják, mert a króm növeli az intermetallikus fázis(ok) keménységét és intenzíven elősegíti a „szilícium iszap” képződését is.

Primeren króm ötvözésére a nagyszilárdságú alakítható ötvözetek gyártásakor kerül sor. A termékek amortizálódás után visszakerülnek a szekunder öntészeti ötvözetet gyártó üzemek adagterére. Mivel a krómot a szekunder öntészeti ötvözetek gyártásakor nem tudják eltávolítani, a krómtartalom szintje a körforgások során emelkedhet. A szekunder öntészeti ötvözetek krómtartalmát hígítással lehet csökkenteni.

Azokban az öntödékekben, ahol a betét összeállításához szekunder öntészeti ötvözetet és visszajárón kívül vásárolt amortizációs hulladékot is használnak, ott az olvadék krómtartalmát fokozottabban kell figyelni azért, hogy az iszapfaktor szintje ne haladja meg az előírt szintet.

Magnéziumtartalmú alumínium-szilícium ötvözetek kristályosodásakor a finom eloszlású vastartalmú intermetallikus α -fázis mellett gyakran megtalálható az $\text{Al}_8\text{Mg}_3\text{FeSi}_6$ összetételű, a β -fázistól kedvezőbb morfológiájú p -fázis is. A p -fázis a hő hatására gyakran átalakul, leginkább α -fázissá.

Öntészeti ötvözeteknél elvileg **kobaltötvözéssel** is lehet módosítani a vastartalmú intermetallikus fázisok kedvezőtlen morfológiáját, de valamivel nagyobb koncentrációban kell ötvözni, hogy a vasban dús intermetallikus fázisok gömbszerű alakban jelenjenek meg. Üzemekben ilyen célra a kobaltot drágasága miatt nem alkalmazzák [21].

A **berillium** szintén beépülhet a vasban dús kedvezőtlen morfológiájú intermetallikus fázisokba kristályosodáskor, a kiváló $\text{Al}_4\text{Fe}_2\text{Be}_5$ kompakt „gömbölyű”, gömbös vagy

gömbyszerű" intermetallikus fázist alkotva kedvezőbb alakú a vastartalmú intermetallikus β és az α -fázisétól, de ehhez a berilliumot minimum 0,4%-os mennyiségben kell ötvözni.

A fentieken kívül a vas káros hatásainak semlegesítésére lehet használni a molibdén, a nikkel és a kén ötvözését is. Egyes szerzők szerint molibdén ötvözése hatékonyabb, mint a mangáné. A vasban dús intermetallikus fázisok kedvezőtlen hatását elméletileg ötvözésen kívül a szolidus hőmérsékletéhez közeli hőmérsékleten végzett hőkezeléssel is lehet csökkenteni. A probléma ilyenkor az, hogy a szabványos ötvözetek esetén a szolidus hőmérséklet közelében végzett hőkezeléskor a kristályhatárokon olvadás „gyöngyöződés” következhet be, ami a szilárdsági értékek csökkenését eredményezi, így a módszer alkalmazhatósága erősen korlátozott.

Attól kezdődően, hogy a vasat már nem lehet gazdaságosan eltávolítani a primer alumíniumból és / vagy a szekunder alumíniumötvözetekből az ötvözet ára egyre drasztikusabban emelkedik a vastartalom csökkenésével.

Ennek oka az, hogy az alumíniumötvözetek vastartalmának növekedése progresszíven csökkenti az ötvözet hidegalakíthatóságát. A csökkenés mértéke különösen a kritikus vastartalom elérése után drasztikus [8].

A vastartalom növekedésével arányosan csökken a szakítószilárdság értéke is, bár a csökkenés mértéke kevésbé drámai, mint a hidegalakíthatóságé.

Öntészeti ötvözetek esetén a szakítószilárdság értékének csökkenésénél az ötvözet vastartalmán kívül az ötvöző elemek mennyiségét is figyelembe kell venni.

2.7. A réz -, a szilícium -, és vastartalom, valamint a hűtési sebesség hatása az AlSi ötvözetből öntött ötvények porozitási hajlamára és a repedésekkel szembeni ellenállóképességére

Ebben a fejezetben összefoglalom azokat a szakirodalmi ismereteket, amelyek a Cu-tartalom, illetve a dermedési sebesség hatását mutatják az AlSi-ötvözetből öntött hengerfej ötvények repedésekkel szembeni ellenállóképességére, illetve porozitási hajlamára.

A témában több igen érdekes publikáció is napvilágot látott a 2000-es évek elejétől kezdve. Ezen publikációk egyike sem foglalkozik azokkal az ötvözet típusokkal, amelyeket doktori munkám során vizsgáltam.

C.H. Caceres, M.B. Djurdjevic, T.J. Stockwell, J.H. Sokolowski [24] cikkükben a réztartalom és a porozitási hajlam közötti összefüggést vizsgálják az Al-Si-Cu-Mg ötvözetek esetében. A vizsgálataik során a szabványos A356-os ötvözetrel foglalkoztak.

Ez az ötvözet 6,5-7% közötti Si- és 0,15-0,20% körüli Cu-tartalommal rendelkezik. Kutatásuk során a Cu-tartalom növelésének függvényében vizsgálták a kialakuló porozitások mértékét. Egyértelmű összefüggés látható a Cu-tartalom növekedése és a porozitási hajlam növekedése között. A porozitások mennyisége 0,2% Cu-tartalomtól kezdődően egyenes arányban növekszik a Cu-tartalommal egészen 1%-ig, majd innentől kezdve gyakorlatilag ezen a szinten stagnál. A Cu-tartalom további növekedésének hatására a porozitások mennyisége már változatlan marad.

A réztartalom ezen porozitást növelő hatása azon alapszik, hogy a réz Al-Al₂Cu formában ternér eutektikumot képez, mely alacsonyabb hőmérsékleten dermed meg, mint az AlSi binér eutektikum ennek kapcsán pedig ezen fázis dermedés közbeni utántáplálására kevés lehetőség nyílik.

A réztartalomnak és a dermedési sebességnek a repedések kialakulásában játszott szerepét G. Garcia, J.Espinoza-Cuadra, H. Mancha-Molinar [28] is a szabványos összetételű A319-es ötvözet példáján foglalta össze.

A növekvő réztartalomnak azonban az előzőekben összefoglaltaktól eltérően pozitív hatása is ismert. A réztartalom növekedése növeli a szilárdsági tulajdonságokat, köszönhetően a réz alapú precipitátumok kialakulásának. A réz az alumíniummal ternér eutektikumot, vagy Al_2Cu szögletes alakú kiválást képez a dermedés folyamán. Ez a folyamat az ötvözet Cu-, Fe-, és Sr-tartalmától függően következik be.

Ezen réztartalmú fázisok hatására a repedésekkel szembeni ellenállóképesség csökken. Ennek oka az, hogy a réztartalmú fázisok feszültség hatására nagyon könnyen megrepednek, az éles sarkok feszültséggyűjtő helyként szolgálnak, ezáltal repedések kiindulópontjaivá válnak, illetve az előzőekben említett alacsonyabb dermedési hőfok és az ennek következtében kialakuló nehézkes utántáplálás miatt a réztartalmú fázisok környezetében mikroporozítások lépnek fel, melyek szintén repedések kiindulópontjai lehetnek.

Ezen szakirodalom [28] is megerősíti a vas káros hatását a mechanikai tulajdonságokra, illetve a repedések kialakulásában játszott szerepére.

A vas a dermedés során intermetallikus fázisokat képez. Ezen fázisok alakja és mérete több tényezőtől függ, melyek közül az egyik legfontosabb a dermedés közbeni hűlési sebesség [28].

A lassú dermedés során kialakuló nagyobb méretű kristályok ugyanis feszültség hatására sokkal könnyebben aprózódnak, mint a gyors dermedési sebesség hatására kialakuló kisebb méretű kristályok.

Nem szabad figyelmen kívül hagyni azonban a szilíciumtartalmat sem. A szilíciumnak is szerepe van a repedések kialakulásában, ezt foglalja össze M. R. Joyce, C. M. Styles, P. A. S. Reed [27] is egy 2003-ban megjelent cikkében. Az eutektikushoz közeli összetételű AlSi-ötvözetek esetében vizsgálták a repedések kialakulásának okait.

Az ötvözet Cu- és Fe-tartalma mellett tehát a repedések kialakulásában jelentős szerepet játszik az AlSi-biner eutektikum Si-tartalma és morfológiája is. Ennek elsődleges oka a hővezetési tényező különbsége az alumínium és a szilícium kristályok között. A szilíciumkristályok a hővezetési tényezők különbsége miatt fellépő feszültség hatására aprózódnak és az éles sarkok ez esetben is feszültséggyűjtő helyként szolgálnak, ezáltal pedig repedések kialakulásához vezetnek.

Emellett a megfelelő nemesítettségi fok is jelentős szerepet játszik a repedések kialakulásában. Abban az esetben, ha a binér AlSi-eutektikum szilíciumtartalma nincs megfelelő mértékben nemesítve, a szilícium nagy méretű szögletes kristályok formájában képződik, mely kristályok szintén feszültséggyűjtő helyként működnek, és repedések kiindulópontjául szolgálnak.

A repedésekkel szembeni ellenállóképességet azonban nem csak az egyes ötvözőelemek, illetve a kristályosodás során kialakuló intermetallikus fázisok befolyásolják, hanem a motor üzeme során a hőterhelés hatására bekövetkező anyagszerkezeti változások is. Erről a kapcsolatról Katsuhiko Sasaki és Tsuyoshi Takahasi [23] által megjelentetett cikkben található egy összefoglalás, amely képet ad arról, hogy milyen anyagszerkezeti változások következnek be a motor üzeme során, melyek csökkentik az ötvények repedésekkel szembeni ellenállóképességét.

A vizsgált anyagösszetétel esetén- mely megfelel a szabvány szerinti A356-os ötvözet összetételének- a kristályosodás során a réz Al_2Cu formában kristályosodik. Az Al_2Cu kristályok a motor üzeme során jelentkező hőszokk hatására két formát vehetnek fel a hőmérsékletviszonyoktól, illetve az ötvözet lokális sűrűségétől függően. Az egyik a tűszerű alak, a másik az ellipszis jellegű alak. A két változat közül a tűszerű alak a veszélyesebb a repedésekkel szembeni ellenállóképesség csökkenése szempontjából. Elsősorban a kiválások és a diszlokációk egymáshoz képesti viszonyától függ, hogy ezen fázisok milyen irányban, és mennyiben befolyásolják a motor üzeme során kialakuló mechanikai tulajdonságokat. Mindkét kiválás a mechanikai tulajdonságok csökkenésének irányába hat.

H. Mayer, M. Papakyriacou, B. Zettl és S. Vacic [25] megjelentetett cikkükben az AZ91-es, szabványos összetételű magnézium, és a DIN szabvány szerinti 226-os összetételű AlSi-ötvözet esetében hasonlítják össze a terhelési határértéket, illetve azt feszültség határértéket, amely már repedést idéz elő az öntvény szövetszerkezetében. Cikkükben nyomásos öntéssel készült alkatrészek esetében vizsgálják ezeket a határértékeket.

A DIN szabvány szerinti 226-os ötvözet vastartalma 0,8-1,2% közötti, ennek kapcsán nem elhanyagolható az intermetallikus vastartalmú fázisok szerepe a repedések kialakulásában, amivel a cikk nem foglalkozik.

Ebben a cikkben is megjelenik a repedések kialakulásával kapcsolatban a porozitások veszélyének hangsúlyozása, mely különösen veszélyes a nyomásos öntvények esetében is. Az öntvény nagy részén megtalálhatóak ezen anyaghiányos helyek, melyek repedések kiindulópontjául szolgálhatnak.

További nagyon fontos szempont lehet a téma kutatása során a magában az öntőszerszámban kialakuló repedések vizsgálata. Ez a téma található meg B. Kosec, L. Kosec, J. Kopac [26] cikkében is. Ennek vizsgálata azért lehet nagy jelentőségű, mert a kokillában a dermedés gyorsítása végett kialakítandó hőmérsékletviszonyok hatására nagymértékű repedések keletkezhetnek, melyek az öntőszerszám élettartamát nagymértékben csökkenthetik. Azaz meg kell találni azt a kompromisszumot, mely úgy tudja biztosítani az optimális dermedési viszonyokat, hogy mellette ez nem okozza a kokilla idő előtti tönkremenetelét.

A kokillákban található repedések azért is fontosak, mert az öntvény kokillából való kivétele során előfordulhat -ha a szerszám telítve van repedésekkel-, hogy az öntvény a szerszámban megtapad és a kiemeléshez használt erős szakító igénybevétel miatt repedések keletkeznek benne.

2.8. A hőkezelés fogalma, hőkezelések csoportosítása

A fémek tulajdonságai nagyon sokféleképpen változnak és változtathatók meg.

A tulajdonságok megváltoztatásának célja:

- ⇒ mechanikai tulajdonságok megváltoztatása;
- ⇒ fizikai tulajdonságok megváltoztatása stb.

A fémeknél kiemelkedő jelentősége van a mechanikai tulajdonságok megváltoztatásának, ugyanis ezek a tulajdonságok befolyásolják a fémek és ötvözetek viselkedését, amikor igénybevételnek vannak kitéve. A dolgozat bevezetésében említettem, hogy a **szilárdsági paraméterek megváltoztatása befolyásolja a hengerfejek terhelhetőségét ezáltal pedig a repedések kialakulásával szembeni ellenállását.**

A szilárdsági tulajdonságok növelésének módszerei:

- ⇒ ötvöztetés
- ⇒ hidegalakítás
- ⇒ **hőkezelés**

A hőkezelés olyan eljárások gyűjtőfogalma, amelynek során az anyag (fém vagy ötvözet) tulajdonságai egy megkívánt irányban változnak meg a szobahőmérsékletnél nagyobb hőmérsékleten való tartás, és szabályozott lehűlés hatására. Hőkezelésen tehát, a szilárd állapotú anyag hőmérsékletének tervszerű, meghatározott módon történő megváltoztatását értjük azzal a céllal, hogy az anyag tulajdonságai megfelelőek legyenek. A tulajdonságok megváltoztatásának az oka, hogy az anyagban olyan átalakulások mennek végbe, amelyek során megváltozik az anyag szerkezete.

2.8.1. Hőkezelések csoportosítása

A hőkezeléseket többféleképpen lehet csoportosítani:

1. A hőkezelés célja szerint:

- 1.1 Szilárdsági tulajdonságok javítása
- 1.2 Vetemedés csökkentése
- 1.3 Méret stabilizálás
- 1.4 Hidegalakíthatóság javítása
- 1.5 Szívósság növelése
- 1.6 Kémiai ellenállóság növelése

2. Hőkezelés terjedelme alapján:

- 2.1. Teljes keresztmetszetre terjedő
- 2.2. Felületi hőkezelések

3. Termodinamikai szempontból:

- 3.1. Stabil állapot elérése
- 3.2. Metastabil állapot elérése

4. Anvagban lejátszódó átalakulások szerint:

- 4.1. Rövid távú diffúzióval járó
- 4.2. Hosszú távú diffúzióval járó

A hőkezelések szempontjából nélkülözhetetlen tudnunk, hogy a hőkezelésre váró termék anyagának melyek a legfontosabb tulajdonságai, ugyanis a hőkezelések döntő alapja a szövetváltozás, így azok az anyagok alkalmasak hőkezelésre, amelyeknél hőmérsékletváltozás hatására szövetükben bizonyos változás érhető el [3].

2.8.2. Alumínium ötvözetek csoportosítása hőkezelhetőség szempontjából

Az 1. táblázat részletesen bemutatja az egyes alumínium ötvözetek jelöléseit, valamint hogy alkalmas-e nemesítésre vagy sem.

1. táblázat Az alumínium ötvözetek csoportosítása a hőkezelhetőség szerint [5]

Alumínium ötvözetek	Hőkezelhetőség
1xx.x Kereskedelmi tisztaságú alumínium	Nem nemesíthető
2xx.x Al-Cu	Nemesíthető
4xx.x Al-Si	Nem nemesíthető
5xx.x Al-Mg	Nem nemesíthető
Alumínium ötvözetek	Hőkezelhetőség
7xx.x Al-Mg-Zn	Nemesíthető
8xx.x Al-Sn	Nemesíthető
9xx.x Al és egyéb elemek	A nemesíthetőség az egyéb elemektől függ
6xx.x Al-Mg-Si	Nemesíthető

Az egyes ötvözetek különböző célok szerint hőkezelhetők. A 2. táblázat tartalmazza a hőkezelési célokat, illetve az e célok szerint hőkezelhető alumínium ötvözeteket.

2. táblázat Az ötvözetek csoportosítása a hőkezelési célok szerint [5]

Cél	Hőkezelés típusa	Jelölés	Ötvözet	Megjegyzés
A szilárdsági tulajdonságok javítása	Meleg kikeményítés	T6	<i>AlSi10Mg</i> <i>AlSi10Mg(Cu)</i> <i>AlSi9Mg</i> AlSi7Mg <i>AlSi5Mg</i> <i>AlCu4Ti</i> <i>AlMg3Si</i>	A szilárdsági tulajdonságok javítása részben a nyúlás rovására, a folyamat gyors (órák)
	Hideg kikeményítés	T4	<i>AlCu4TiMg</i>	A folyamat napokig tart
	Részkikeményítés	-	<i>AlCu4Ti</i>	A nyúlás javítása a szilárdság rovására, a melegkikeményítés ellentéte
	Önkeményedő		<i>AlSi6Cu4</i> <i>AlSi9Cu3</i> <i>AlZn10Si8Mg</i>	Az öntött hegesztett daraboknál
	Egyszerűsített		<i>AlSi5Mg</i> <i>AlSi10Mg</i>	Tartós formába öntött ötvözeteknél
Vetemedés csökkentése	Feszültség-mentesítés		<i>Mind</i>	Belsőfeszültségek csökkentése
Méret stabilizálás	Túlkeményítés, stabilizálás	T7	<i>Kikeményíthető ötvözetek</i>	A méretváltoztatások akadályoztatása, vezetőképesség javítása
Hidegalakíthatóság javítása	Kilágyítás	0	<i>Mind</i>	hidegalakításnál
Szívósság növelése	Izzítás		<i>AlSi12</i> <i>AlSi11</i>	
Kémiai ellenállóság növelése	Homogenizálás		<i>AlMg10</i>	Korrózióállóság, szilárdság és nyúlás javítása

2.8.3. Hőkezelések típusai és jelöléseik [5]

- T1. gyártási hőmérsékletről hűtés, majd természetes öregítés
T2. gyártási hőmérsékletről hűtés, hidegalakítás, majd természetes öregítés
T3. oldó hőkezelés, hidegalakítás, majd természetes öregítés
T4. oldó hőkezelés, majd természetes öregítés
T5. a gyártási hőmérsékletről hűtés, majd mesterséges öregítés
T6. oldó hőkezelés, majd mesterséges öregítés (meleg kikeményítés)
T7. oldó hőkezelés, és túlöregítéssel stabilizálás
T8. oldó hőkezelés, hidegalakítás, majd mesterséges öregítés
T9. oldó hőkezelés, mesterséges öregítés, majd hidegalakítás
T10. gyártási hőmérsékletről hűtés, hidegalakítás, majd mesterséges öregítés

2.8.4. A T5-ös és T6-os hőkezelések folyamata [5]

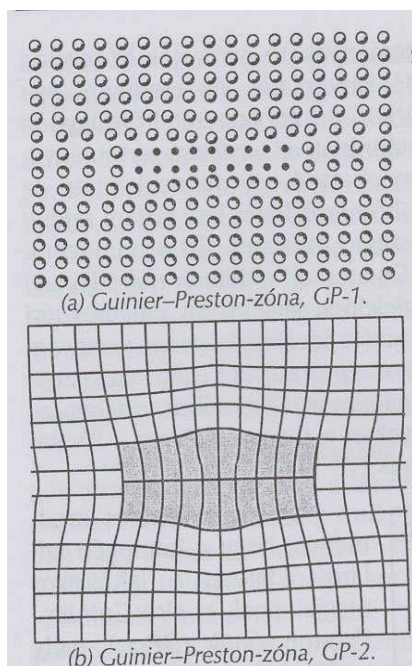
A meleg kikeményítés során a szilárdsági paraméterek akkor növekednek jelentősen, ha az ötvözet kristályszerkezetében levő diszlokációk (vonalszerű kristályhibák) mozgását meg tudjuk akadályozni. A diszlokációk mozgása az alumínium alapú mátrixban kiválásokkal akadályozható. A hőkezelés során az a feladat, hogy az alumínium mátrixban hatásosan akadályozó részecskéket hozzunk létre. Ilyen részecskék keletkeznek túltelített szilárd oldatból való kiválás során.

Ha egy diszlokáció kiváláshoz ér, akkor a továbbhaladáshoz át kell vágnia azt:

- ⇒ ha az átvágáshoz nagy energia kell, a kiválások jelentős szilárdság növekedést okoznak;
- ⇒ ha az átvágáshoz túl nagy energia kell, akkor a diszlokáció nem vágja át a kiválást, hanem megkerüli azt, ilyenkor a szilárdságnövelő hatás kisebb.

Ezek a folyamatok akkor működnek, ha a kiválások a mátrixot alkotó alumínium szilárd oldattal **koherensek**, illetve fél-koherensek.

Ezeket a kisméretű, egyenletes eloszlású, sűrűn elhelyezkedő, a mátrix szerkezetével megegyező képződményeket **GP ZÓNÁKNAK** (Guinier Preston) nevezzük. A 10. ábrán látható a koherens GP I. zóna, fekete pontok jelölik a kiválást, illetve látható a félkoherens GP II.



zóna, ahol a kiválást a sötéten jelölt rész mutatja.

Az AlSi7Mg-ötvözet hőkezelésekor a cél, a GP zónás szerkezet létrehozása, mert ebben az állapotban jelentősen megnő a szilárdság.

A kiválásos folyamat lépései:

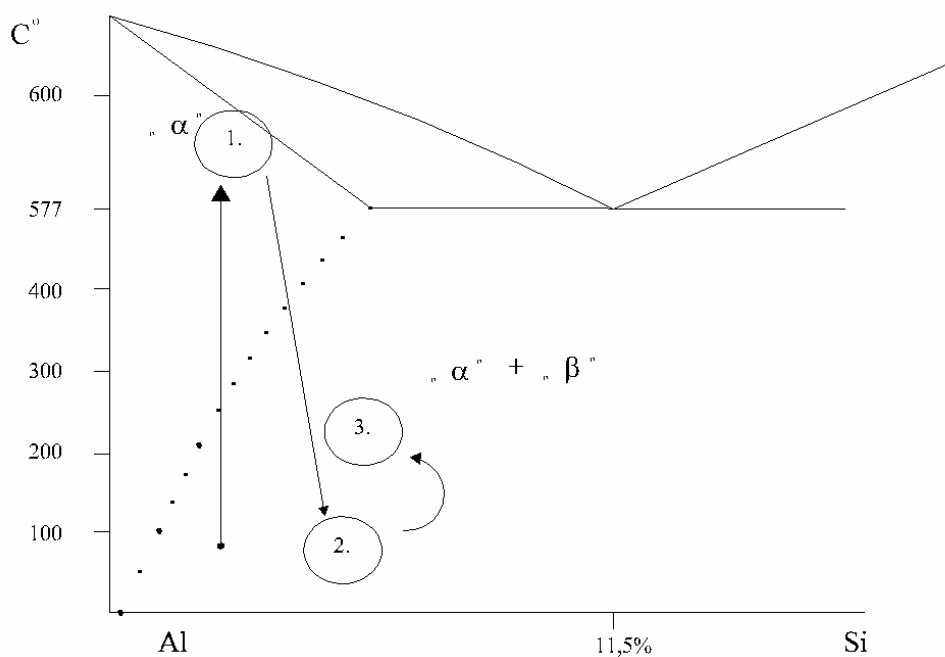
szilárd oldat ⇒ GP I zóna ⇒ GP II zóna ⇒ metastabil fázis ⇒ stabil fázis

10. ábra GPI. És GPII. zónák

2.8.4.1. A kiválásos keményítés lépéseinek ábrázolása

1. Oldó hőkezelés
2. Edzés
3. Öregítés

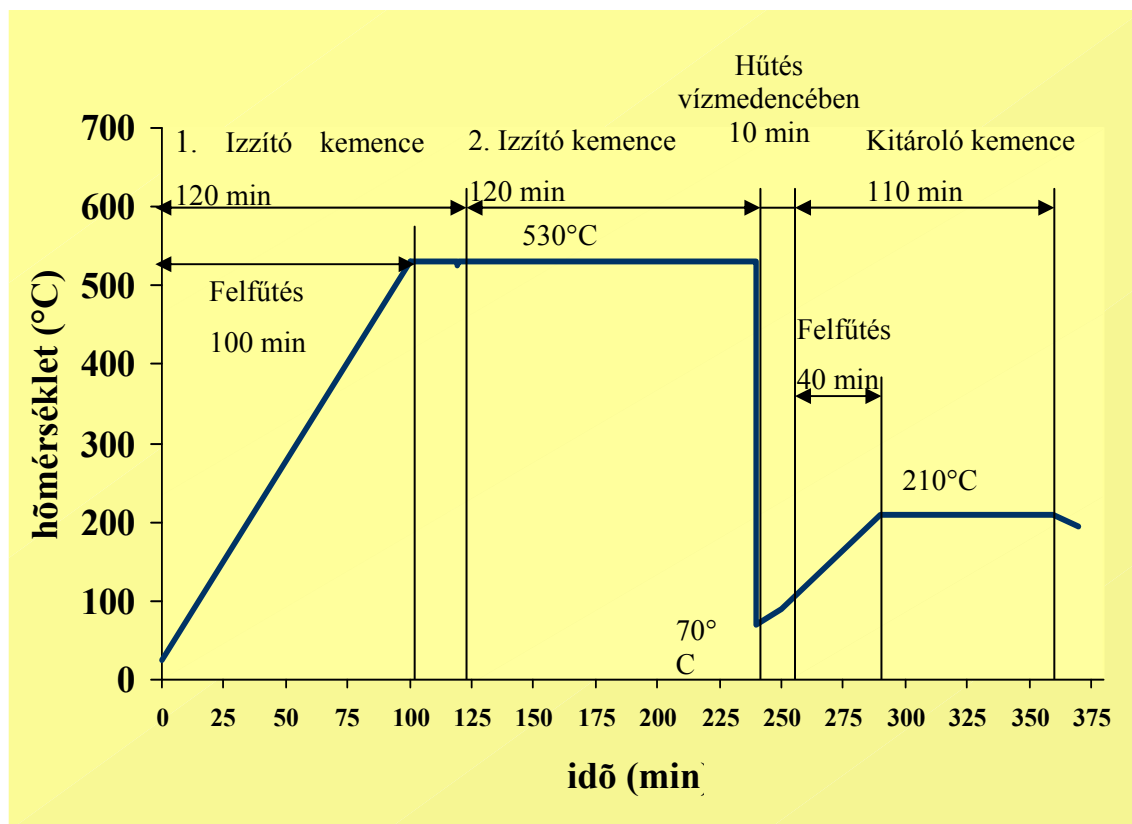
A 11. ábra egy általános eutektikus egyensúlyi diagramon mutatja meg a kiválásos keményítés lépéseit.



11. ábra A kiválósos keményítés lépései

2.8.4.2. A T5-ös és T6-os eljárás folyamata [6]

A 12. ábra a T5-T6-os hőkezelés részfolyamatainak időbeli lefolyását mutatja:



12. ábra A T5-T6-os hőkezelés hőmérséklet-idő diagramja

2.8.4.3. Oldó hőkezelés

Az A 356 ötvözetből gyártott hengerfejet a hőkezelő kemencébe tesszük, és 100 perc alatt **530 °C**-ra felfűtjük, ezek után 120 percig ezen a hőmérsékleten tartjuk. Ez a hőmérséklet az egyensúlyi diagram szerint a szolvusz (a 11. ábrán félkövér pontozott vonal) és szolidusz (félkövér folytonos vonal) közötti részbe esik, vagyis **az ötvözetet „ α ” területbe hevítjük**. A hőmérséklet meghatározásánál lényeges, hogy ne lépjük túl az eutektikus hőmérsékletet, ugyanis nem szabad, hogy a kristályhatárokon olvadék keletkezzen. Ezen a hőmérsékleten a hengerfejet hőntartjuk. A hőntartási idő alatt **„ β ” fázis feloldódik, és homogén „ α ” szilárd oldat jön létre**. Ezt a lépést hívjuk a második fázis oldatba vitelésnek. Az oldó hőkezelés idejének a megállapításakor figyelembe kell venni az ötvözet kémiai összetételét, állapotát, és a hengerfej falvastagságát.

2.8.4.4. Edzés

A hőkezelés második lépésében a hengerfejet 530 °C-ról 70 °C-ra hűtjük, amit vízmedencében hajtunk végre. Ennek az időtartama üzemi viszonyok között 10 perc.

A nagy hűtési sebesség miatt a diffúzió (atomok helyváltoztatása) végbemenetelére nem áll rendelkezésre elég hosszú idő, ezért az „ α ” fázisból a „ β ” fázis **nem tud kiválni**. A hűtési ciklus végén „ α ” fázis van jelen, de ez **túltelített szilárd oldat**, nem egyensúlyi, nem stabil.

A hűtési művelet akkor tökéletes, ha a létrejött szerkezet minden atomja és vakanciája (üres rács hely) a helyén maradt, ami fontos a kiválások és a diffúzió szempontjából.

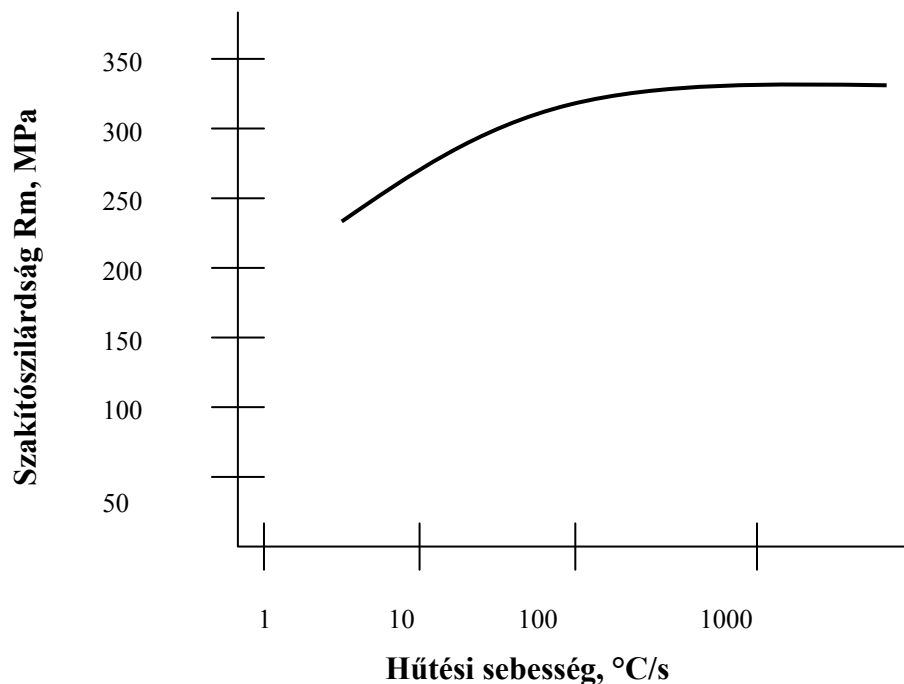
Ha a hűtés közben kiválások keletkeznek, akkor a hőkezelést rosszul hajtottuk végre, ez az edzés hőkezelési hibája. A hűtés közben kialakuló a kiválási folyamatoknak a sebessége a túltelítettség mértékétől és a diffúzió sebességétől függ. A túltelítettség mértéke a hőmérséklet csökkenésével nő, a diffúzió sebessége a hőmérséklet csökkenésével csökken.

A sikeres edzés érdekében a hűtést a nagyon gyorsan kell végrehajtani. Ha a hűtési sebesség csökken, akkor a szilárdság is csökken, mert kiválások keletkeznek (13. ábra). Fontos, a munkadarab vastagsága, mert a nagyobb falvastagságnál a hűtési sebesség csökken. Szintén fontos a felület minősége, mert tiszta, fényes felület esetén a legnagyobb a hűtési sebesség.

2.8.5. Mesterséges öregítés

Harmadik lépésben a hengerfejet a kitároló kemencébe tesszük és 40 perc alatt **210 °C**-ra hevítjük, majd 70 percig ezen a hőmérsékleten tartjuk. Az edzéssel létrehozott túltelített szilárd oldat nincs egyensúlyi állapotban, a túltelítettséget okozó ötvözők kiválni akarnak, mert a kiválások létrejöttével az ötvözet közelebb kerülhet az egyensúlyi állapothoz. Így harmadik lépésben a túltelített „ α ” szilárd oldatból álló ötvözet egy megfelelő szolvusz vonal alatti hőmérsékletre történő hevítése és hőntartása megy végbe. Ez az ún. öregítési hőmérséklet.

Itt megvalósul a **diffúzió**, megjelennek, és növekednek a **kiválások**. Létrejön az egyensúlyi „ α ” + „ β ” szövetszerkezet. Ezek a kiválások az **Mg₂Si vegyületet** („ β ” fázis) alkotó atomok diffúziója révén valósulnak meg.



13. ábra Hűtési sebesség és a szakítószilárdság közötti összefüggés [6]

A folyamat kezdetén a tútelített „ α ” szilárd oldatból a tútelített állapotban tartott alkotó atomjai kezdenek el csoportosulni, és **GP I.** zónákat hoznak létre. További atomok diffundálnak, így a GP I. zóna vastagodik, és **GP II. zónává** alakul át. Ezt követően a kiválások tovább növekednek, és „ β' ” fázis, majd végül stabil „ β ” fázis létrejöttét eredményezi.

A hőkezeléssel nemesíthető ötvözetek tulajdonságai az öregítés hőmérsékletétől, és idejétől jelentősen függenek.

Hosszabb öregítési idő és kisebb hőmérséklet előnyei:

- ✓ a maximális folyáshatár a hőmérséklet csökkenésével nő;
- ✓ a tulajdonságok egyenletesebbek a felületi -és középső részek között.

Adott hőmérsékleten a szilárdsági jellemzők maximumához tartozó hőntartási idő a megfelelő, ha ez ennél hosszabb, akkor túlöregedés következik be, ami szintén hőkezelési hiba. Ilyenkor a szilárdsági paraméterek csökkennek.

Azt a folyamatot, amikor adott hőmérsékletre hevítjük, majd hőn tartjuk a munkadarabot, **mesterséges öregítésnek** nevezzük.

3. Saját kísérletek

3.1. A problémakör bemutatása

Doktori munkám alapjául két a Hydro Alumínium Győr Kft.-nél gyártott hengerfejtípus szolgált, melyek tesztelése során problémák merültek fel.

A problémákat két csoportba lehetett osztani:

- *a hengerfejek mechanikai tulajdonságai nem feleltek meg a vevői követelményeknek*
- *a motortesztek során a hengerfejek égésterében nagymértékű (a vevő által nem elfogadott) repedések keletkeztek*

Első lépésként abból a szempontból vizsgáltam meg a hengerfejeket, hogy milyen közös tulajdonságaik vannak, amelyek elősegíthetik a fellépett problémák kialakulását.

Az elemzések során két fontos, közös paramétert találtam:

1. *Mindkét hengerfej szekunder DIN 226.10-es ötvözetből lett öntve (AlSi9Cu3)*
2. *Mindkét hengerfej T5-ös típusú hőkezeléssel lett hőkezelve („meleg kitárolás”; feszültségmentesítő izzítás)*

A DIN 226.10-es ötvözet főbb komponensei a következők:

Si: 8,5 – 9,5 %	Mn: 0,3 – 0,5 %
Cu: 2,3 – 2,6 %	Fe: 0,3 – 0,7 %
Mg: 0,25 – 0,50 %	Sr: 150 – 250 ppm

Ezen ötvözőelemek mennyisége határozza meg egy AlSi-ötvözetből öntött hengerfej öntvény esetében az önthetőségi és mechanikai tulajdonságokat, illetve nagy szerepük van az öntvény repedéssel szembeni ellenálló képességének alakításában is.

A gyártás másik közös jellemzője a hőkezelés volt. A két hengerfejtípus esetében az amerikai szabvány szerinti T5-ös hőkezelés egy klasszikus öregítési folyamat, amely elsődleges célja a feszültségmentesítés és a mechanikai tulajdonságok kismértékű növelése.

A hőkezelés is jelentős szerepet játszik az öntvények repedéssel szembeni ellenállóképességében, de a disszertációmban bizonyítani fogom, hogy mivel egy igen komplex problémával állunk szemben ezért a megoldása sem lehetséges egyedül az ötvözőelemek és a hőkezelés változtatásával. Ráadásul, mint minden folyamat esetében itt is igaz, hogy figyelembe kell venni a gazdaságossági szempontokat, azaz olyan megoldást kell találni, mely egyszerre oldja meg a problémát, és nem jár jelentősebb költségnövekedéssel. Ehhez szükséges egy olyan összefüggésrendszer felállítása, amelynek segítségével előre jelezhető a probléma kialakulása.

Saját kísérleti munkámat az alábbi tagolás szerint ismertetem

- Repedések okainak vizsgálata
- AlSi ötvözet tömbök vizsgálata
- Szekunder öntészeti ötvözet tömbök vizsgálata
- Az intermetallikus vegyületfázisok kialakulásának okai, következményei
- Hengerfejek mechanikai tulajdonságainak vizsgálata
- Fluidágyas hűtés alkalmazása
- A mechanikai tulajdonságok és a szekunder dendritág távolság kapcsolata, a mechanikai tulajdonságok előre jelzésének lehetősége
- Hőfárasztásos vizsgálatok

3.2. A vizsgált hengerfejtípus gyártási körülményei

A Hydro Alumínium Győr Kft.-nél kizárólag gravitációs kokillaöntési eljárást alkalmazunk a hengerfejek gyártása során. Ezen nagy eljárás csoporton belül – a cégcsoport szabadalmaként – az ún. Rotacaster öntési technológiát is alkalmazzuk. Ez az eljárás a hagyományos gravitációs kokillaöntés és a billenő kokillás öntés előnyeit egyesíti.

A vizsgált hengerfejek gyártási folyamatának rövid összefoglalása:

A vizsgált hengerfej öntéséhez a DIN szabvány szerinti 226.10-es ötvözetet alkalmaztuk. Ez a leggyakrabban alkalmazott AlSi-ötvözet (AlSi9Cu3).

Az ötvözet megolvasztására döntő többségben gázfűtésű olvasztókemencék szolgálnak, ezek mellett rendelkezünk két kisebb elektromos fűtésű kemencével is. Az olvasztási kapacitás növelése céljából folyékony formában is vásárolunk alumínium ötvözetet.

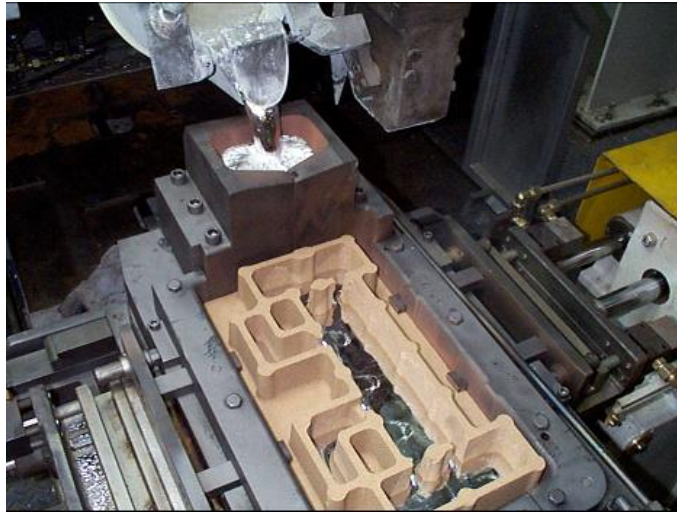
A szériagyártás során az olvadék minősítése kétféle módon történik. Vizsgáljuk az olvadék kémiai összetételét emissziós spektrométer segítségével, illetve az olvadék gáztartalmát az archimédeszi elven működő sűrűségi index módszer segítségével. A szériagyártás körülményei között csupán néhány ötvözőelem pl.: Cu, Mg, Mn, Sr, stb. mennyiségét tudjuk kismértékben korrigálni, azaz a klasszikus ötvözetet szériakörülmények között nem alkalmazzuk.

Az olvadék gáz- és zárványtartalmának csökkentésére impeller berendezéseket használunk, melyek segítségével nitrogén gázt, illetve tisztító sót juttatunk a fémfürdőbe.

Kokillaöntéskor a fémolvadékot szürkeöntvényből vagy acélból készített tartós formába, az úgynevezett kokillába öntjük. A kokillaöntés nagy előnye, hogy alak- és méretpontos, sima felületű és finom szövetszerkezetű öntvényeket lehet általa nagy sorozatban előállítani. A gravitációs kokillaöntésnél a beömlő-rendszer és a formaüreg feltöltése folyékony fémrel egyszerűen a gravitáció segítségével történik. A gravitációs öntéskor a kokillák beömlő rendszere úgynevezett szabad áramlású rendszer, ami azt jelenti, hogy a beömlő-csatorna keresztmetszete folyamatosan növekszik. A kokillába öntendő öntvényt úgy célszerű tervezni, hogy a falvastagság a beömlés helyétől távolodva csökkenjen. Ezzel érhető el az irányított dermedés, valamint az, hogy a tápfej tömörre tudja táplálni az öntvényt. A mag és az öntvény kokillából történő kivehetősége érdekében a merőleges felületeket 0,5-2 fokos oldalferdeséggel célszerű készíteni. A kokillát minden öntési művelet előtt tisztítani kell, az üregeket, esetleg a magokat felületi bevonó-anyaggal kell bevonni. Ezzel csökkenteni lehet a felületek kopását, szabályozni lehet a hőelvonást és meg lehet akadályozni az öntvények feltapadását.

Az öntéshez három kokilla egyidejű használatára alkalmas ún. „Tridem” típusú öntőgépet alkalmazunk.

A 14. ábrán a vizsgált hengerfej öntési folyamata látható a „Tridem” típusú öntőgépen:



14. ábra A vizsgált hengerfej öntés közben

Az öntést követően, az öntvény geometriájától és a kokilla hűtési viszonyaitól függő dermedési idő lejárta után a hengerfejek a hűtősorra kerülnek, ahol kb. 4-5 óra tartózkodás után érik el a további feldolgozáshoz szükséges max. 80°C hőmérsékletet.

A hűtősorról lekerülő hengerfejek először homokrázásra kerülnek, melynek során eltávolítjuk az öntvény belső üregeiből a homokot, majd a tápfej és a beömlőrendszer fűrészelése következik. Az előzőekben felsorolt műveletek egy integrált tisztító cellában történnek.

A tisztítási művelet után következik a hőkezelés folyamata. A vizsgált hengerfejtípus esetében a vevő a szabvány szerinti „T5-ös” típusú hőkezelés alkalmazását írta elő.

A hőkezelést követően a szilárdsági értékek megfelelőségének vizsgálata céljából keménységmérés történik.

A gyártási folyamat következő lépése a megmunkálás. Ez a művelet integrált CNC vezérlésű megmunkáló központokban történik. A hengerfejek egyik felületén sem történik ún. készre munkálás, azaz egyik felületen sem érjük el a kész méretet, a felületek marásának elsődleges célja az, hogy az öntési hibák még a vevőhöz történő kiszállítás előtt feltárljanak, illetve a tömítettség vizsgálathoz kellően sima felületek álljanak rendelkezésre.

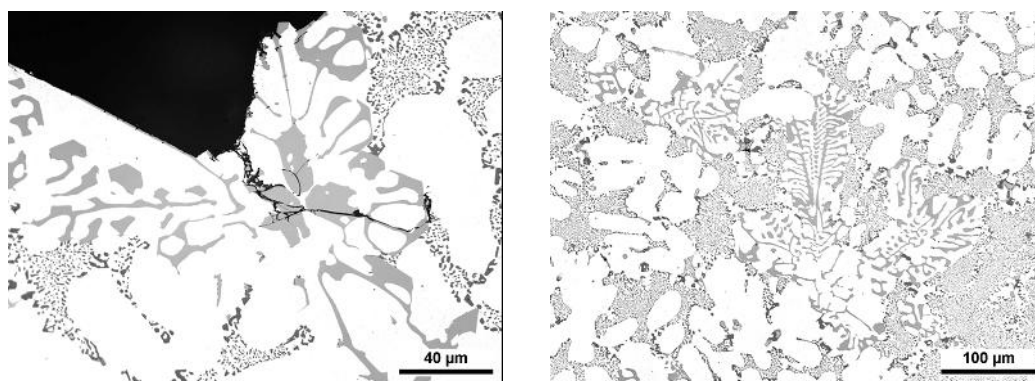
Ezzel el is jutottunk a gyártási folyamat utolsó lépéseire, melyek során vizsgáljuk a hengerfej tömítettségét, valamint vizuális vizsgálatral illetve endoszkóp segítségével ellenőrizzük a hengerfej megfelelőségét.

Ezt követően kerül sor a hengerfej csomagolására és a vevőhöz történő kiszállításra.

3.3. A hengerfej öntvények égésterében található repedések okainak azonosítása

A doktori munkám fő célkitűzése az volt, hogy egyértelműen azonosítsam a hengerfej öntvények égésterében található repedések okait, továbbá megalkossam azt az összefüggésrendszer, melynek segítségével előre jelezhetővé válik és minimálisra csökkenthető az öntvények égésterében jelentkező repedések helye és száma.

Első lépésként tehát a vevői követelményeknek nem megfelelő repedésekből csiszolatok készítésére került sor, majd a csiszolatokat elektron mikroszkóp segítségével vizsgáltam. A repedések környezetének és az öntvény belső részének szövetét mutatja a 15. ábra.



15. ábra A vegyületfázisokról készült mikroszkópos felvételek

A szövetvizsgálatokból az alábbi következtetések vonhatóak le:

A repedések környezetének szövetszerkezete döntően primeren kristályosodott alumínium alapú szilárd oldatból és szilíciumot tartalmazó biner eutektikumból, továbbá vastartalmú intermetallikus $Al(Fe,Mn)Si$ és $AlFeSi$ fázisokból áll.

Az energia diszperzív mikroszondás vizsgálatok alapján feltételezhető, hogy az alumínium alapú szilárd oldat és a biner eutektikum fázisai mellett Mg_2Si , Al_2Cu valamint $Al_{15}Cu_4Ni_2$ és $Al_3Mg_8Si_2Cu_2$ vegyület fázisok és vas-, mangán tartalmú fázisokból álló ternér, kvaternér eutektikum is előfordul a szövetben.

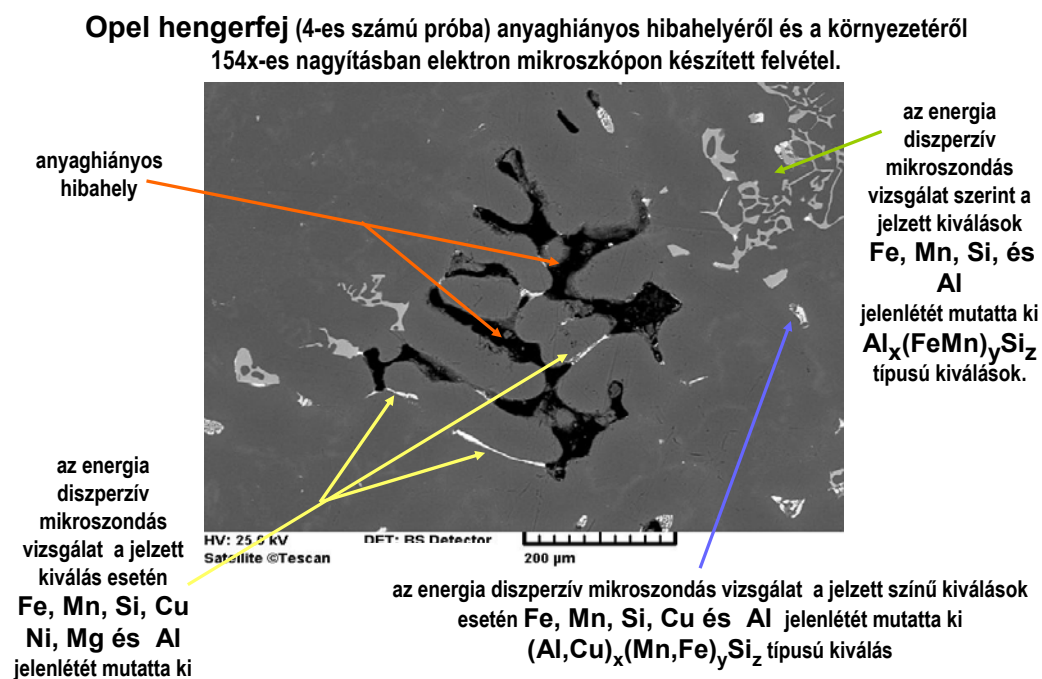
A továbbiakban arra kerestem a választ, hogy ezen vegyületfázisok mikor, hol és milyen hatásmechanizmus következtében alakulhatnak ki.

3.3.1. A hengerfej metszetek csiszolatairól energia diszperzív elektron mikroszkópon és töreteiről scanning mikroszkópon készült felvételek bemutatása és elemzése

A hengerfej metszetek optikai és polarizációs mikroszkópon végzett vizsgálatait után végeztem el a scanning elektron mikroszkópos és az energia diszperzív mikroszondás elemzéseket.

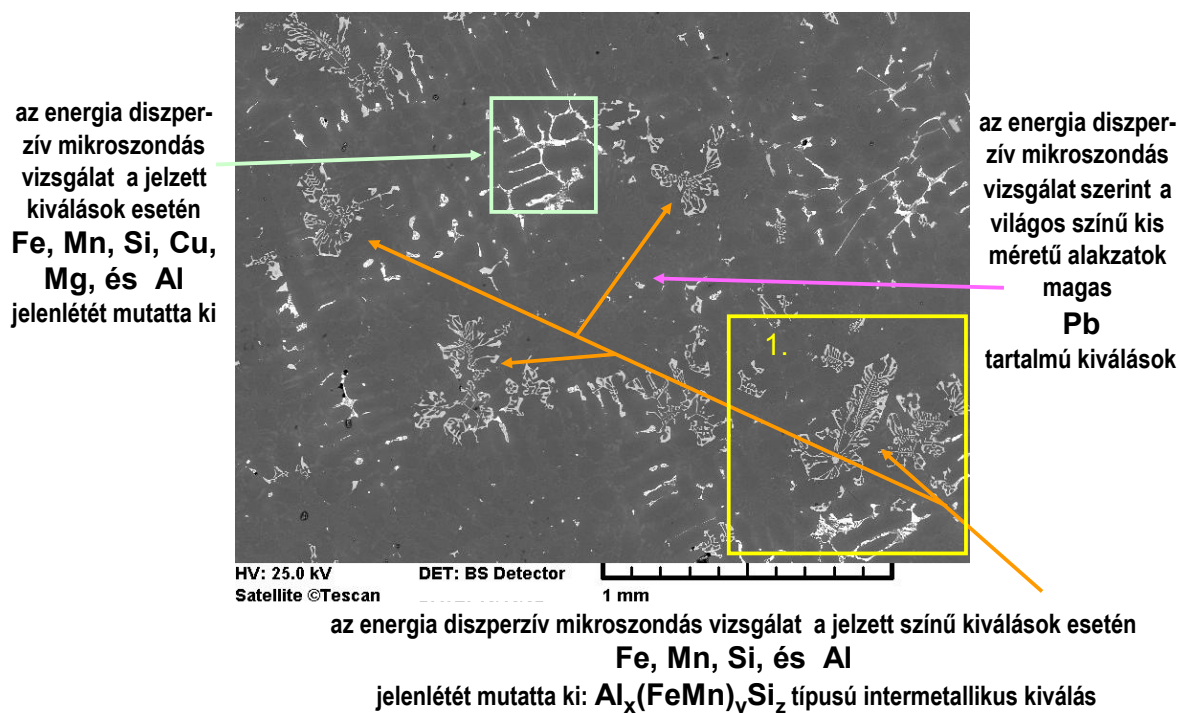
A hengerfej metszetek egyik részéből töret vizsgálatokhoz készítettem próbatesteket, amelyeket scanning elektron mikroszkópon vizsgáltam meg, a másik részéből az energia diszperzív mikroszondás elemzésekhez készítettem próbatesteket.

A töretekről és a csiszolatokról készített scanning és elektron mikroszkópos felvételek, továbbá a spektrumok és a hozzájuk tartozó kiértékelések láthatóak a 16.-24. ábrákon.



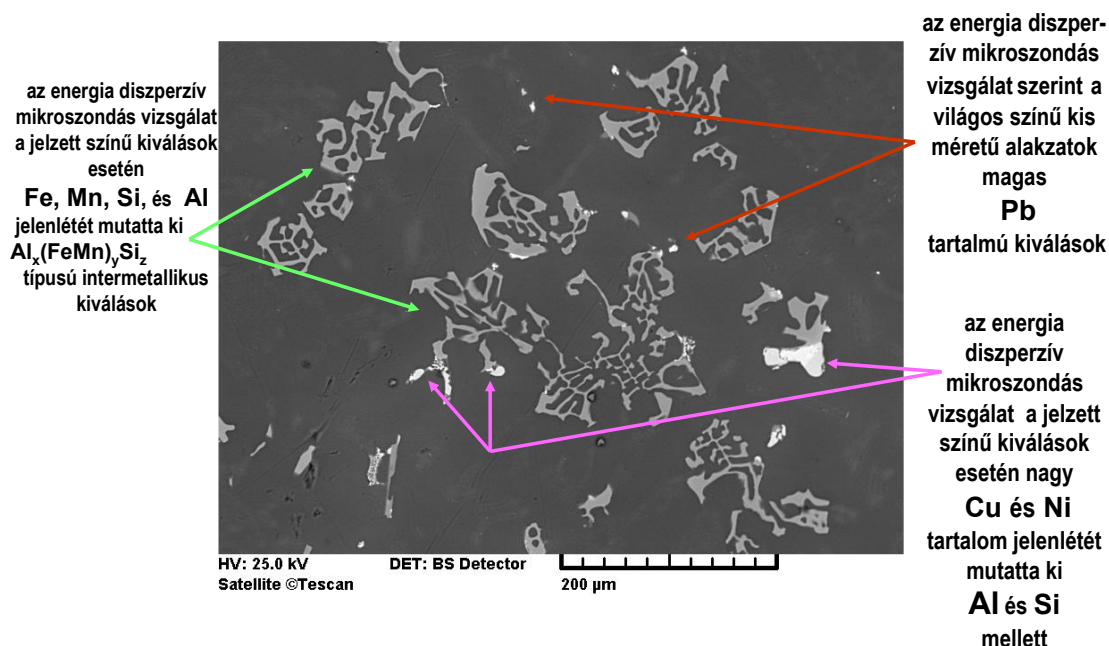
16. a ábra Opel hengerfej anyagiányos, repedt hibahelyéről és környezetéről készült felvétel

Az első ábrán bemutatott **Opel hengerfej** csiszolat (1-es számú próba) anyagiányos hibahelyének környezetéről 53x-os nagyításban elektron mikroszkópon készített felvétel.



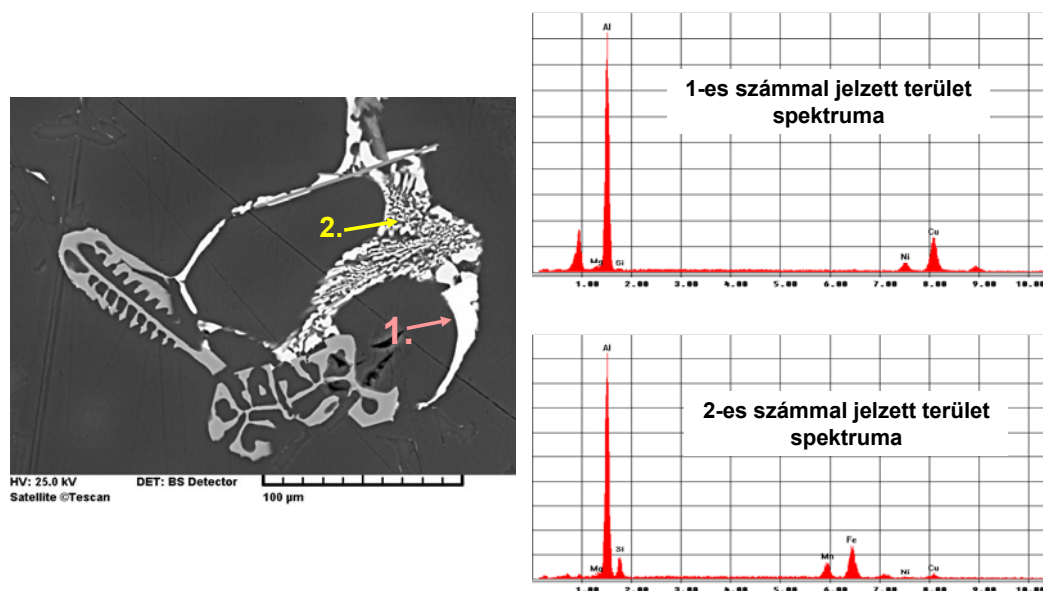
16. b ábra Az előző ábrán bemutatott hibahelyről kisebb nagyításban készült felvétel

Opel hengerfej (1-es számú próba) anyagiányos hibahelyének és a környezetének 212x-es nagyításban elektron mikroszkópon készített felvétele.



16. c ábra A 16. a ábrán bemutatott hibahelyről 212x nagyításban készült felvétel

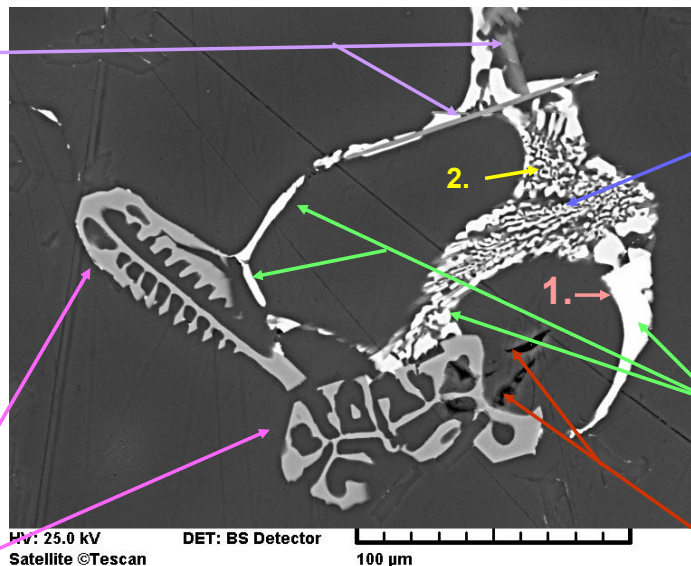
Opel hengerfej (4-es számú próba) 5mm vastag szelvényének középső részén, az anyagiányos hibahely körzetében talált kiválásról 265x-ös nagyításban elektron mikroszkópon készített felvétel és a jelzett pontok spektrumai.



17. ábra Anyagiányos, repedt hibahely környezetében készített 265x nagyítású felvétel a jelzett pontok spektrumával

Opel hengerfej (4-es számú próba) 5mm vastag szelvényének középső részén, az anyagiányos hibahely körzetében talált kiválásról 265x-ös nagyításban elektron mikroszkópon készített felvétel.

az energia diszperzív mikroszondás vizsgálat szerint a jelzett 100µm hosszú tű alakú alakzatok Fe-t és Al-t tartalmaznak Al_3Fe kiválások



az energia diszperzív mikroszondás vizsgálat a jelzett kiválás esetén Fe, Mn, Si, Cu Ni, Mg és Al jelenlétét mutatta ki

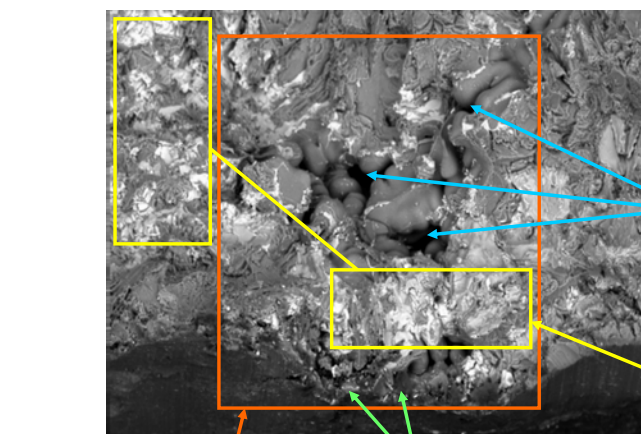
az energia diszperzív mikroszondás vizsgálat a jelzett színű kiválások esetén nagy Cu és Ni tartalom jelenlétét mutatta ki Al Mg és Si mellett

az energia diszperzív mikroszondás vizsgálat a jelzett színű kiválások esetén Fe, Mn, Si, és Al jelenlétét mutatta ki: $\text{Al}_x(\text{FeMn})_y\text{Si}_z$ típusú intermetallikus kiválások

Mg_2Si vegyület fázis

18. ábra Anyagiányos, repedt hibahelyről 265x nagyításban készült felvétel

Opel hengerfej maggal körülvevő 12mm vastag szelvényének (5-ös számú próba) felületi rétegében talált anyagiányos hibahelyéről és környezetéről scanning elektron mikroszkópon 75x-es nagyításban készült töret felvétel.



formázókeverékből felszabadult gáz okozta anyagiányos hibahely

a gáz bemeneti nyílások

anyagiányos hibahelyek, ahol az energia diszperzív mikroszondás vizsgálat a fémek alkotókon kívül az O jelenlétét is kimutatta

az energia diszperzív mikroszondás vizsgálat a jelzett területeken több Fe, Mn, Si, Cu, Ni és Mg tartalmat mutatott ki, mint a töret más részein

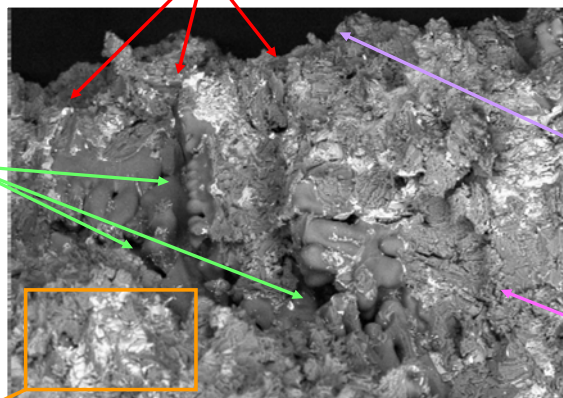
19. ábra Anyagiányos, repedt hibahely környezetéről scanning elektronmikroszkóppal készült felvétel

Opel hengerfej (1-es számú próba) anyagiányos hibahelyéről és környezetéről scanning elektron mikroszkópon 100x-os nagyításban készült töret felvétel.

formázókeverékből felszabadult gáz okozta anyagiányos hibahely, (gáz porozitás), a dendritágak felületét vékony hártya fedi, ahol az energia diszperzív mikroszondás vizsgálat a fémes alkotókon kívül az **O** jelenlétét is kimutatta

formázóanyagból és/vagy a magból felszabadult gáz(ok) betörési helyei

az energia diszperzív mikroszondás vizsgálat a jelzett területen több **Fe, Mn, Si, Cu, Ni** és **Mg** tartalmat mutatott ki, mint a töret más részein



nyers öntvény felülete

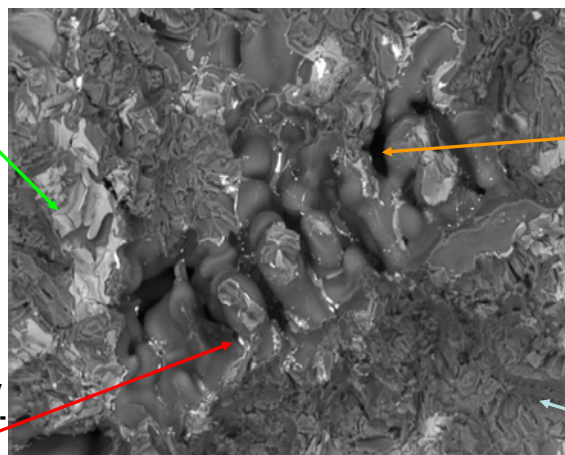
fémes mátrix töret felülete

20. ábra Anyagiányos, repedt hengerfej töretéről készített scanning elektronmikroszkópos felvétel

Opel hengerfej (4-es számú minta) részben idegen anyaggal kitöltött anyagiányos hibahelyéről és környezetéről scanning elektron mikroszkópon 200x-os nagyításban készített felvétel.

az energia diszperzív mikroszondás vizsgálat a jelzett kiválások esetén **Fe, Mn, Si, Cu, Mg, és Al** jelenlétét mutatta ki

az energia diszperzív mikroszondás vizsgálat szerint a világos színű kis méretű alakzatok magas **Pb** tartalmú kiválások

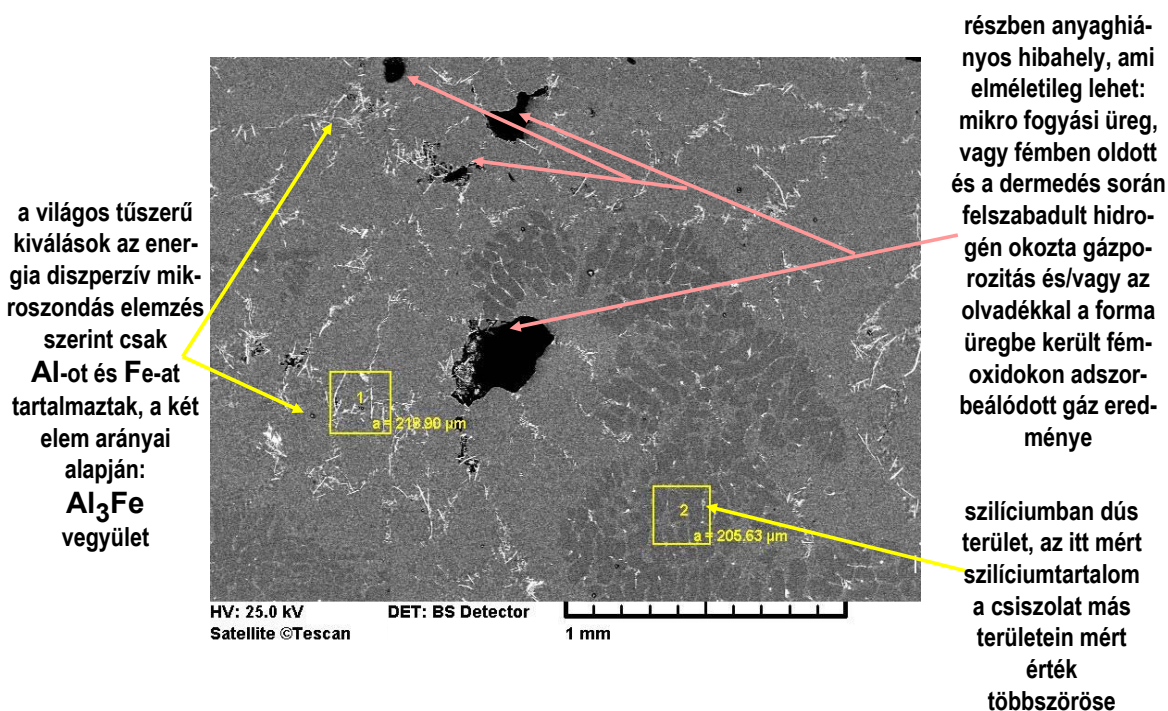


formázókeverékből felszabadult gáz okozta anyagiányos hibahely, (gáz porozitás), a dendritágak felületét vékony hártya fedi, az energia diszperzív mikroszondás vizsgálat a fémes alkotókon kívül az **O** jelenlétét is kimutatta

fémes mátrix törete

21. ábra Anyagiányos, repedt hengerfej töretéről készült scanning elektronmikroszkópos felvétel

Részben anyaghiányos hibahely és annak környezete 53x-os nagyításban.



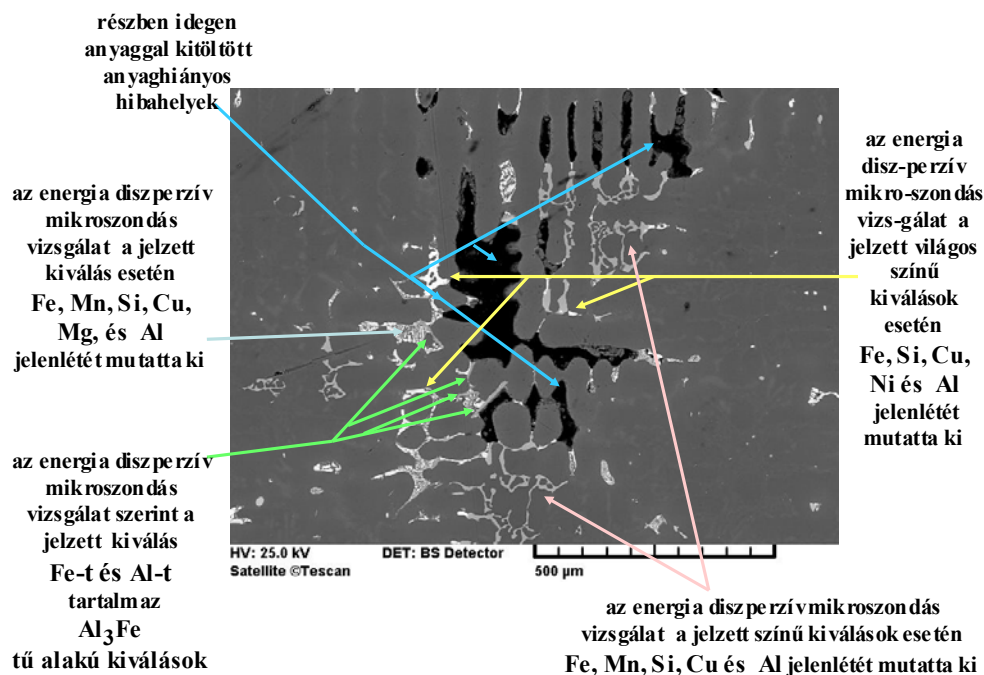
22. ábra Anyaghiányos, repedt hibahely és környezete 53x nagyításban

3.3.2. Következtetések az energia diszperzív elektron és a scanning mikroszkópon készült felvételek alapján

A hengerfej metszetek csiszolatairól és az előkészített töretekéről az energia diszperzív mikroszkopos, és a scanning elektron mikroszkópos felvételeken látható, hogy az ötvözet összetételétől eltérő összetételű anyaggal csak részben kitöltött, anyaghiányos hibahelyek kialakulása összefügg [20]:

- fémbe oldott, majd a dermedés során az olvadék gázoldóképességének megváltozása miatt felszabaduló hidrogén mennyiségével;
- az öntéskor a beömlő-rendszerből, a formából, vagy a magból a dermedés korai szakaszában bekerülő gázokkal;
- a nemfémes zárványoknak is kiemelkedő szerepük van

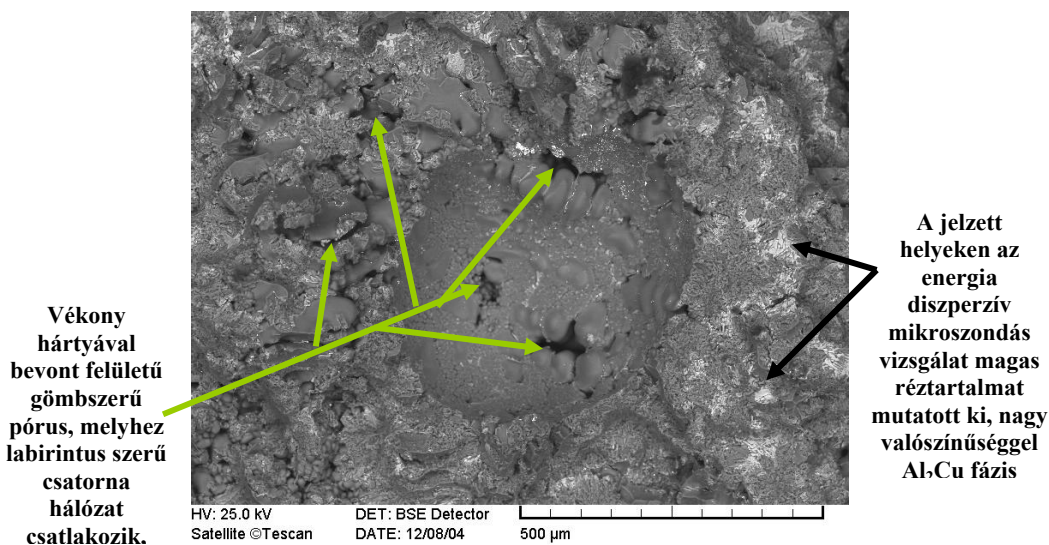
A 23. ábrán az előző három kijelentés bizonyítása látható, ahol a részben idegen anyaggal kitöltött, anyaghiányos hibahely körül az intermetallikus vastartalmú vegyületfázisok széles köre is megtalálható. Ezen vegyületfázisok miatt elzáródnak a dendritek közötti tápcsatornák és szívódás alakul ki az öntvényben. Ez a jelenség azért is különösen veszélyes a repedések kialakulása szempontjából, mert az intermetallikus vastartalmú vegyületfázisok repedések kiindulópontjai lehetnek, valamint a szívódás jelenléte is jelentősen csökkenti az öntvény adott pontjából a repedéssel szembeni ellenállóképességet.



23. ábra Hibás öntvénytetszetéről optikai mikroszkópon készített felvétel

A scanning elektron mikroszkópos és az energia diszperzív mikroszondás vizsgálatok során kiderült, hogy a nagyobb méretű anyaghiányos hibákhoz, pórusokhoz, (a pórus alsó részén, amit optikai mikroszkópon nem lehet látni) kapcsolódó (23. ábra) labirintusszerű, dendritágak burkoló felületeit követő póruscsatornahálózat felülete az alapanyag összetételétől függő összetételű, oxigéntartalmú anyaggal van bevonva.

A 24. ábrán egy hibás öntvény töretéről scanning elektron mikroszkópon 250x-es nagyításban készült felvétel látható.



24. ábra Hibás öntvény töretéről scanning elektron mikroszkópon készült felvétel

A vizsgálati eredmények alapján az is kiderült, hogy az optikai mikroszkópon látott nagyobb méretű, részben idegen anyaggal kitöltött, anyaghiányos hibák környezetében előforduló erősen tagolt anyaghiányos hibákat a klasszikus metallográfiai vizsgálatok során tévesen minősítettem mikro fogyási üregnek. A mikrofogyási üregek kialakulásában jelentős szerepet játszanak a kokilla hőmérséklet viszonyai, illetve az alkalmazott kokillafekecs minősége is [10].

A scanning mikroszkópos vizsgálatok igazolják, hogy a tagolt kontúrú, részben idegenanyaggal kitöltött anyaghiányos hibahelyek nem az elégtelen táplálás miatt alakultak ki, hanem az olvadékból felszabadult, vagy öntés közben a fémbe került gáz okozta a kialakulásukat.

Feltételezésem szerint a gázbuborék az olvadékban alakult ki (24. ábra). A buborékok az olvadékban mindaddig szabadon növekednek, ameddig az olvadékhányad csökkenésével arányosan növekedő szilárd fázis el nem éri azt a szintet, ami már meg tudja akadályozni a buborék szabályos további növekedését. A kristályosodás előre haladásával az olvadék-hőmérséklet csökkenésével arányosan megváltozik a fém gázoldó képessége. A felszabaduló hidrogén, bediffundál a már meglevő buborékba. Ezáltal a buborékban megnő a gáz nyomása, és a buborék burkolófelületéhez kapcsolódó dendritközi csatornákból a gáz az olvadékot visszanyomva alakíthatja ki a szilárd dendritágak felülete által határolt labirintusszerű anyaghiányos csatornarendszert. Ezeket a hibákat optikai mikroszkópos vizsgálatokhoz készített csiszolatokon alakjuk miatt könnyen lehet mikro fogyási üregnek minősíteni. A téves minősítés alapján hozott technológiai intézkedés sikere ezért vitatható lesz.

Összefoglalva megállapítható,

- ha az öntvény szövetszerkezetében oxidzárvány van, akkor az anyaghiány (a porozitás) is kötelezően előfordul
- és ahol anyaghiány (porozitás) van, ott oxidzárvány (oxidhártya és/vagy nagyobb méretű intermetallikus kiválás) is van.

A fentieket figyelembe véve az anyaghiányos hibák kialakulását eredményezhetik:

- az olvadékban oldott gázokon kívül,
- az öntéskor turbulens áramlással bekerült oxidhártyákon adszorbeálódott gázok
- az öntés közben a forma felületen visszamaradt (kondenzálódott) gyantából felszabaduló gázok
- a magokból felszabaduló gázok
- intermetallikus vastartalmú vegyületfázisok (az utántáplálás lehetőségét akadályozzák)

Az elvégzett vizsgálatok igazolják, hogy az ötvözet összetételétől eltérő összetételű anyaggal részben kitöltött anyaghiányos hibahelyek kialakulásánál feltétlenül számolni kell a vasban dús intermetallikus fázisok szerepével, mert ezek a viszonylag nagyméretű kiválások a dermedés utolsó fázisában meg tudják akadályozni a dendritközi és a szakaszos táplálást, és anyaghiányos hibahely kialakulását segítik elő.

A különböző morfológiájú vasban dús intermetallikus fázisok környezetében talált idegen anyaggal kitöltött, anyaghiányos hibahelyek belső felületét minden esetben oxigéntartalmú hártya vonja be.

A nagyobb méretű, főleg vasban dús intermetallikus zárványok olyan esetekben is hátrányosak, amikor az olvadék gáztartalma alacsony, és dermedéskor a fém gázoldó képességének csökkenése nem eredményez porozitást. A zárványok ebben az esetben is repedések kiindulópontjai.

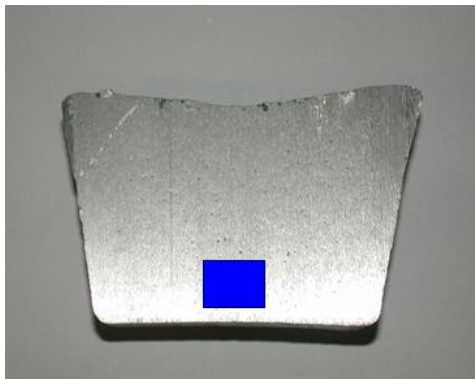
3.4. A vas megjelenési formái AlSi-ötvözet tömbök szövetszerkezetében, a tömbök vizsgálatának eredményei

A vastartalmú alumínium-szilícium-ötvözetek szövetszerkezetében megjelenő vas-tartalmú intermetallikus vegyületfázisok morfológiájuktól függően kisebb nagyobb mértékben feszültség növelőként hatnak. Fárasztó igénybevétel esetén a mikró és makró repedések kiinduló pontjai is lehetnek. A vastartalom növekedésével elsősorban az ötvözet szívóssága, nyúlása, és ütőmunkája csökken.

Ebben a fejezetben bemutatom, hogy az általunk alkalmazott AlSi ötvözetek szövetszerkezetében milyen típusú vastartalmú intermetallikus fázisokat találtam a vizsgálatok során. Ez azért is nagyon lényeges mert a későbbiek folyamán bizonyítani fogom ezen vegyületfázisok továbböröklődését és ezáltal megjelenését a hengerfej ötvényekben is. Ezen fázisok következtében jelentős mértékben növekszik az ötvény repedésre való hajlama. A vegyületfázisok káros hatásának csökkentésére az üzemi körülmények között nem sok lehetőség van, ezért meghatároztam azokat a gyártásközi körülményeket, amelyek nem megfelelő minőségű tömb előállítását eredményezik [21].

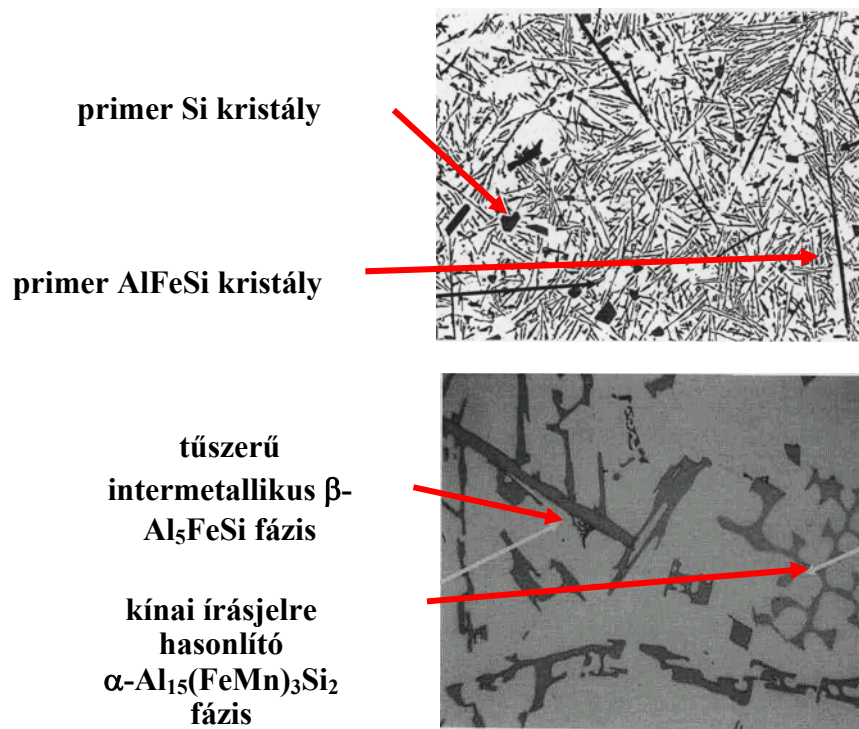
Elsőként mikrociszolatok készítésére és mikroszkópos szövetszerkezetvizsgálatra került sor az ötvözet-tömbökn.

A mikrociszolatok vételének a helyét (25. ábra) a beszállítóinkkal is egyeztettem, megkerestük a tömbökön azt a helyet, amely a legjobban jellemzi a gyártási körülményeket.



25. ábra A mintavétel helye az alumínium ötvözet tömbökből

A β - Al_5FeSi fázis a metallográfiai csiszolatokon, mint tű kristály jelenik meg, amint a 26 ábra mutatja.

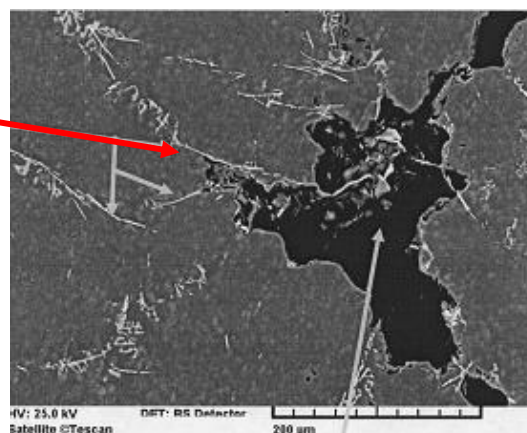


26. ábra Eutektikus összetételű nem nemesített 1,0 % vastartalmú alumínium-szilícium ötvözet maratlan szövete képe a/ kisebb, b/ nagyobb nagyításban

A $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ fázis, mint primeren kristályosodó fázis csak a metallográfiai csiszolatokon látható tűszerű intermetallikus fázisnak, a valóságban a $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ fázis három dimenzióban nem tűszerű kiválás, hanem sík ugyan úgy, mint az Al_3Fe fázis, de gyakran virágsziromszerű kiválások formájában válik ki.

A 27.-30. ábrákon néhány példa látható arra, hogy a kristályosodás során kiváló különböző összetételű, lemezes szerkezetű vastartalmú vegyület fázisoknak milyen a megjelenési formája és milyen módon segítik elő a porozítások illetve repedések kialakulását.

a világos pálcika alakú
kiválások az energia
diszperzív mikroszkóp
elemzések szerint Al-ot
és Fe-at és csak kevés Si-
ot tartalmaztak, a két
elem arányai alapján a
kiválás inkább Al_3Fe ,
mint $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ fázis



27. ábra Anyaghiányos hibahely intermetallikus fázisokkal (N=256x)

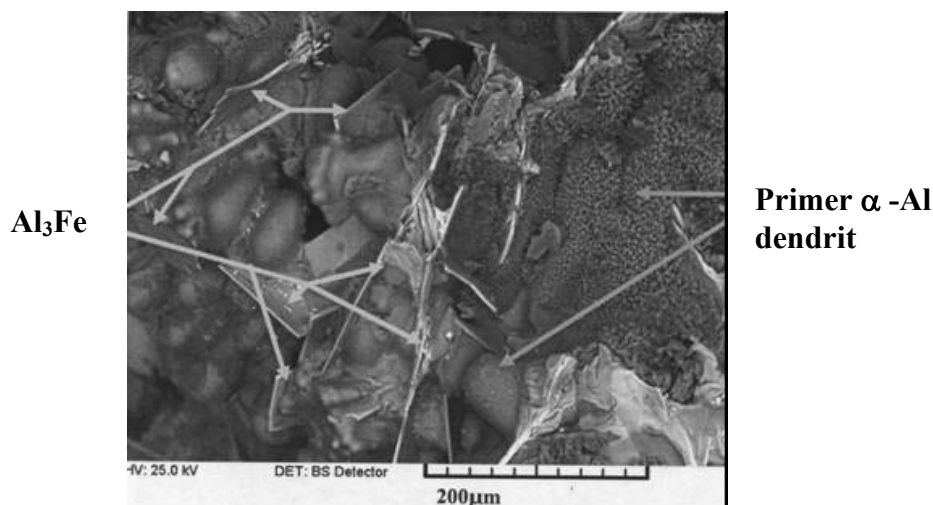
Az anyagihiányos hibahelyek típusai:

- mikro fogyási üreg, ami úgy alakulhatott ki, hogy a túszerűnek látszó kiválások (melyek a valóságban lemezszerű intermetallikus fázisok) a dendritközi táplálás szakaszában elzárják a pórus csatornákat és így megakadályozzák az olvadék áramlását az anyagihiányos helyre,
- a fémbe oldott és a dermedés során felszabadult gáz (a hidrogén) okozta gázporozitás
- az olvadékkal a forma üregbe került fémoxidokon adszorbeálódott gáz eredménye
- vastartalmú intermetallikus vegyületfázisok által elzárt terület.

A 28, 29. és 30. ábrán hipoeutektikus összetételű 0,7 % Fe és 0,2 % Mn-tartalmú alumínium-szilícium ötvözetömbök töreteinak anyagihiányos hibahelyéről, scanning elektron mikroszkópon különböző nagyításban készült felvételek láthatóak. A felvételeken jól látszanak azok a lemezszerű Al_3Fe kiválások, melyek a kristályosodás kezdeti szakaszában válnak ki, majd a dendritközi táplálás és a szakaszos táplálás szakaszában a dendritek között kialakult póruscsatornáknak lezárják az olvadék áramlás útját, ezáltal elősegítik a porozítások kialakulását és növelik a repedés veszélyét.

A 28. ábrán az energia diszperzív mikroszondás vizsgálat 500x-os nagyításban 100-200 μm -es nagyságú magas Al és Fe tartalmú Al_3Fe vegyületfázis jelenlétét mutatta ki.

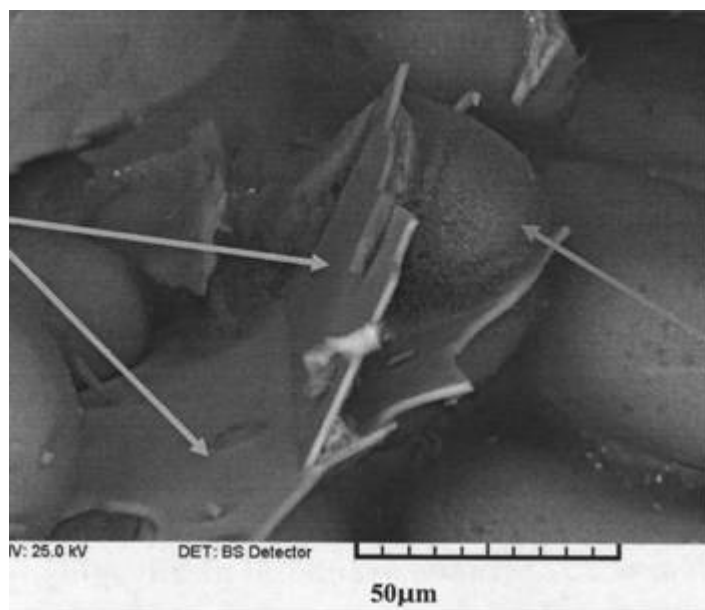
Ezen kívül változó vastagságú α és γ -alumínium oxiddal bevont **primer α alumínium** dendritek is láthatóak a felvételen.



28. ábra Intermetallikus vastartalmú vegyületfázisok 500x-os nagyításban

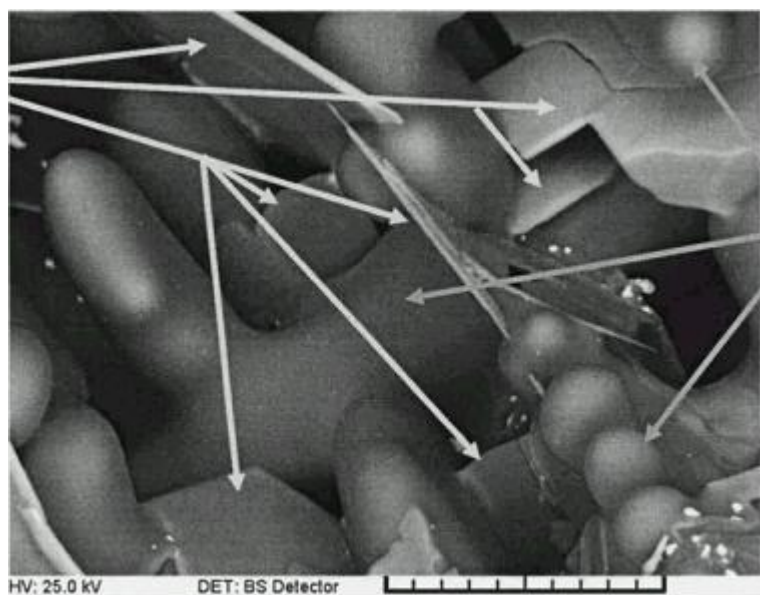
A 29. ábrán az energia diszperzív mikroszondás vizsgálat 2000x-os nagyításban 50-100 μm -es nagyságú magas Al- és Fe- tartalmú Al_3Fe vegyületfázis jelenlétét mutatta ki.

A felvételen α és γ -alumínium oxiddal bevont **primer α alumínium** dendritek is láthatóak.

Al_3Fe Primer α -Al
dendrit

29. ábra Intermetallikus vastartalmú vegyülefázis 2000x-es nagyításban

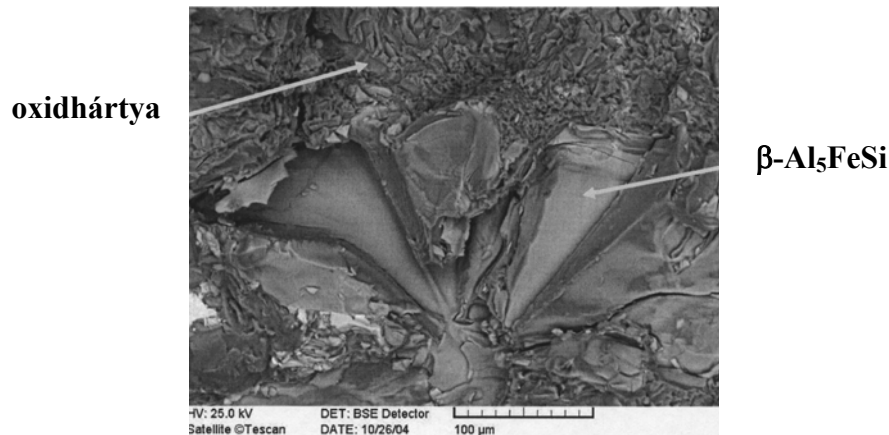
A 30. ábrán az energia diszperzív mikroszkopos vizsgálat 2000x-es nagyításban 50-100 μm -es Al és Fe tartalmú vegyülefázisok, elsősorban Al_3Fe jelenlétét mutatta ki. Ezek mellett vékony alumíniumtartalmú oxidhártyával bevont primer α alumínium dendritek is láthatóak.

 Al_3Fe Primer α -Al
dendrit

30. ábra Al_3Fe vegyülefázis 2000x-es nagyításban

A 31. ábrán virágsziromra hasonlító, nagyméretű (~200-500 µm-es) intermetallikus Al(FeMn)Si fázis látható. A felvétel egy hipoeutektikus összetételű 0,7 % Fe és 0,4 % Mn-tartalmú alumínium-szilícium ötvözetből töretéről, scanning elektron mikroszkóppal készült. A felvételen látható kiválás esetén az energia diszperzív mikroszkopos vizsgálat sok Al-, Fe- és Si, valamint kevés Mn jelenlétét mutatta ki. Az alkotók arányai szerint alacsony Mn-tartalmú **β -Al₅FeSi** fázis.

Ezen a felvételen bemutatott nagyméretű intermetallikus fázis, a szekunder öntészeti tömb gyártásakor alakul ki.



31. ábra AlSi ötvözetből töretéről 500x-os nagyításban készült felvétel

3.5. Vastartalmú intermetallikus fázisok megjelenésének okai szekunder öntészeti ötvözet tömbökben

Az öntészeti ötvözet tömbökben lévő, nagyméretű intermetallikus fázisok a későbbiek során a formaöntődében az olvasztás és hűtőtartás során nem tudnak feloldódni, de annak sincs meg minden esetben a feltétele, hogy a vasban dús intermetallikus fázisok leülepedjenek a kemencében [13].

A fentiekhez hasonló méretű intermetallikus fázisok csak akkor tudnak feloldódni az ötvözet olvadátkban, ha az olvasztási hőmérsékletet tartósan 900 °C fölött tartjuk. Erre, a formaöntődékben több ok miatt nem kerülhet sor.

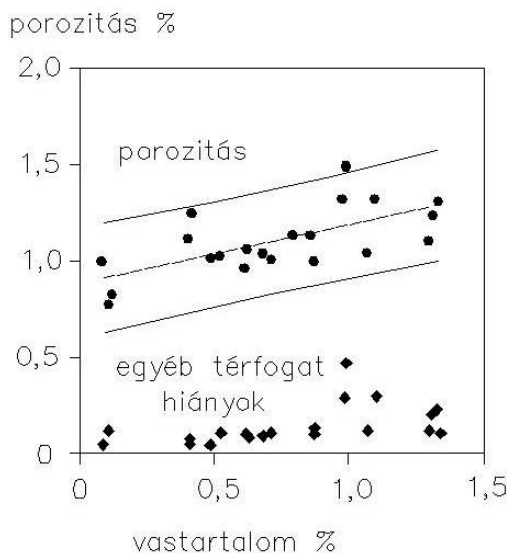
A teljesség igénye nélkül pl.:

- az olvadék hőmérséklet emelkedésével arányosan növekszik az ötvözet alkotóinak a leégése
- a hőmérséklet emelkedésével arányosan növekszik az oldott hidrogén mennyisége
- a túlhevítéssel arányosan növekszik az olvasztás költsége és a falazat ill. a téglafogyás stb.

Mondolfo és társai szerint [30] az olvadék öntés előtti 300-400 °C-os túlhevítésével lehet csökkenteni az olvadátkban lebegő intermetallikus fázisok kristálygócainak számát, és a meglévők méretét. Kísérleteik során azt tapasztalták, hogy a túlhevített olvadátkból öntött öntvények kristályosodáskor a vasban gazdag intermetallikus fázisok száma és azok méretei kisebbek, mint a túlhevítés nélküli olvadátkból öntötté, továbbá a jelentősen túlhevített olvadék kristályosodáskor kínai írásjelre hasonló **α -fázis** keletkezik, a lemezes szerkezetű **β -fázis** helyett.

A vastartalmú intermetallikus fázisok morfológiája miatt a vastartalom növekedésével arányosan növekszik kristályosodáskor az ötvözetek porozitási hajlama.

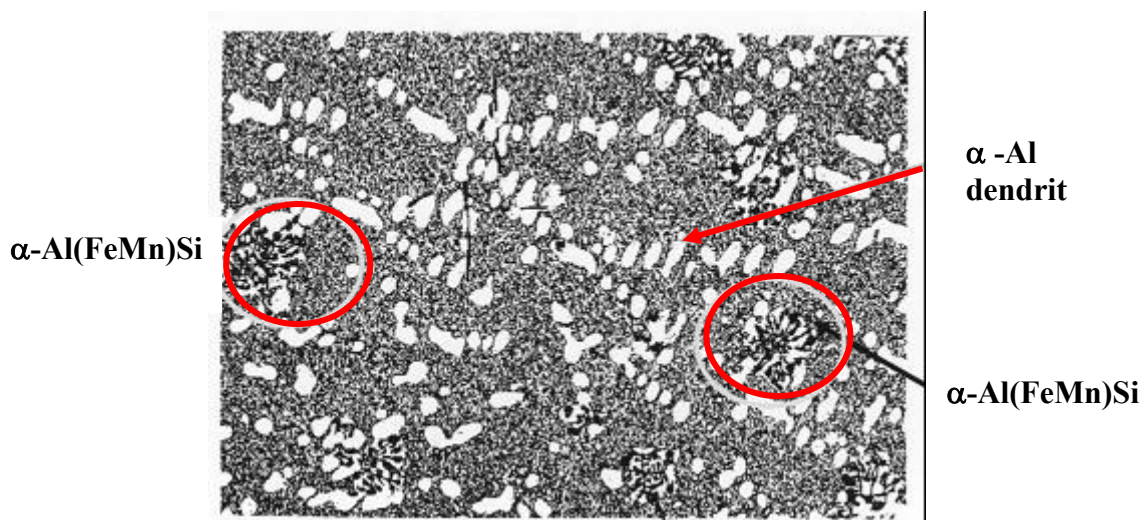
A 32. ábra a porozitás változását mutatja a vastartalom függvényében AlSi9Cu3 ötvözet esetén.



32. ábra A vastartalom és a porozitás kapcsolata [6]

Öntészeti ötvözet tömbök szövetszerkezetében a metallográfiai csiszolatokon az intermetallikus α -fázis (amelyik rendszerint több-kevesebb mangánt is tartalmaz) kínai írásjel alakban jelenik meg.

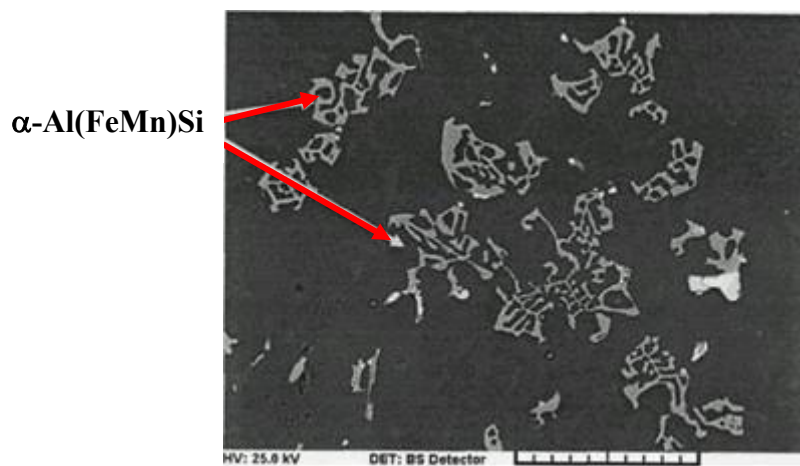
A 33. és a 34. ábrán α -Al(FeMn)Si kínai írásjelre hasonlító intermetallikus fázisokról optikai mikroszkópon N=212x-es nagyításban készült felvételek láthatóak. Az öntészeti ötvözet-tömb ebben az esetben eutektikus összetételű, nemesített, 1,0 % vas- és 0,6% mangán tartalmú alumínium-szilícium ötvözet volt.



33. ábra α -Al(FeMn)Si kínai írásjelre hasonlító intermetallikus fázisok

A 33. ábrán a piros körrel megjelölt területen α -Al(FeMn)Si kínai írásjelre hasonlító intermetallikus fázisok illetve a nyíllal megjelölt területen primeren kivált alumínium dendritek láthatóak.

A 34. ábrán 212x-es nagyításban láthatóak az $\alpha\text{-Al(FeMn)Si}$ vegyületfázisok. Ezen a felvételen egyértelműen látszik honnan kapták nevüket.



34. ábra $\alpha\text{-Al(FeMn)Si}$ kínai írásjelre hasonlító intermetallikus fázisok 212x-es nagyításban

Az $\alpha\text{-Al(FeMn)Si}$ fázis és az $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ fázis közül az utóbbi a veszélyesebb a hengerfej repedésérzékenysége szempontjából. Ennek elsődleges oka, hogy a $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ fázis éles sarkokat képez, mely feszültséggyűjtő helyként szolgál. A hengerfej öntvények falvastagsága több helyen is 2,5-3 mm közötti, ami nagyon könnyen bereped ilyen fázisok jelenlétében.

A vizsgálatok célja annak meghatározása, hogy milyen körülmények kialakítása szükséges ahhoz, hogy az olvadék káros vastartalma a dermedés folyamán $\alpha\text{-Al(FeMn)Si}$ -ként kristályosodjon. A 35. és a 36. ábrán 1000x-es és 1500x-os nagyításban mutatom be az $\alpha\text{-Al(FeMn)Si}$ fázist. Ezek a felvételek segítik ezen fázisok minél jobb megismerését.



35. ábra $\alpha\text{-AlFeMnSi}$ intermetallikus fázisról scanning elektronmikroszkópon (N=1000x) készült felvétel. (eutektikus összetételű nemesített, 0.8 % vas- és 0,4% mangán tartalmú AlSi ötvözet).

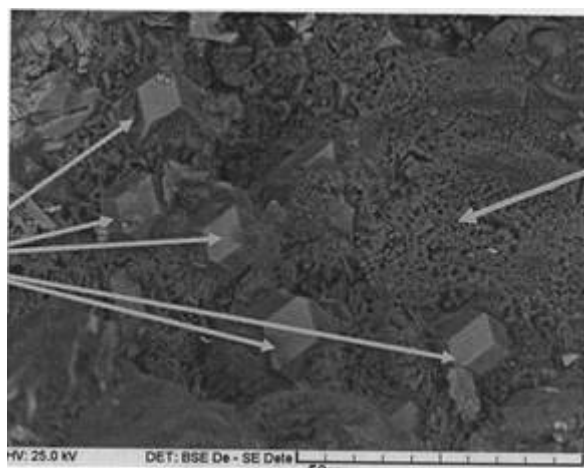
α -Al(FeMn)Si

36. ábra α -AlFeMnSi intermetallikus fázisról scanning elektronmikroszkópon készült felvétel, N=1500x. (hipoeutektikus összetételű nemesített, 0,8 % vas- és 0,4% mangán tartalmú alumínium-szilícium ötvözet).

Az α -Al₁₅Fe₃Si₂ fázis nem csak kínai írásjelre hasonlító alakban fordul elő a szövetszerkezetben, hanem megjelenhet poliéder alakban is, ha primer fázisként szilárdul meg.

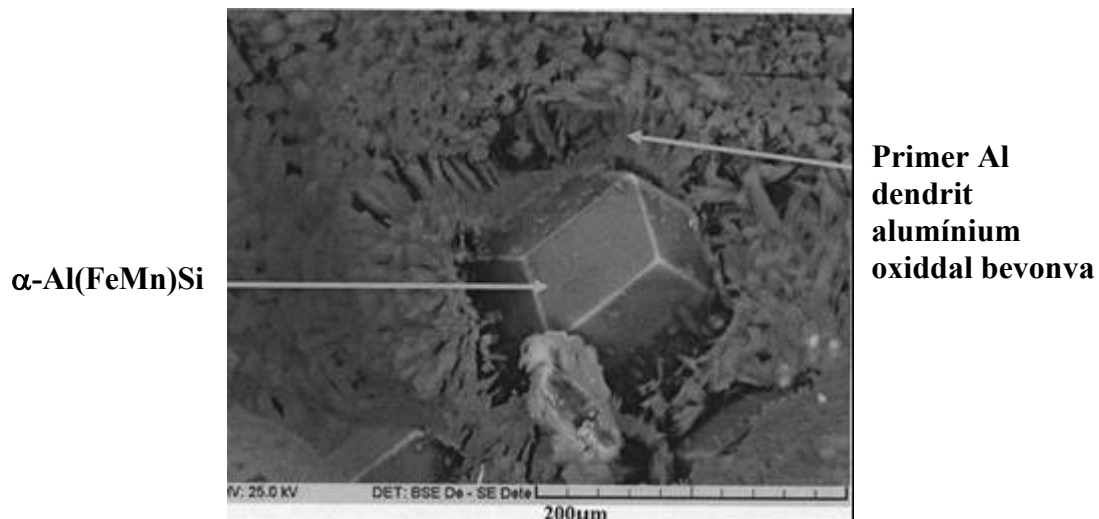
Ezt az állítást igazolja a 37. és a 38. ábra. A 37. ábrán 500x-os nagyításban, a 38. ábrán 1500x-os nagyításban mutatom be az α -Al₁₅Fe₃Si₂ fázist.

A 37. ábrán látható esetben az energia diszperzív mikroszondás elemzések Al-t, Fe-t, Mn-t, és Si-ot tartalmazó kiválásokat jeleztek, azaz a kristályosodás során primeren kiváló α -Al(FeMn)Si intermetallikus fázissal állunk szemben. Emellett változó vastagságú α - és γ -alumínium oxiddal bevont primer α alumínium dendritek is láthatóak.

 α -Al(FeMn)Si

37. ábra α -Al(FeMn)Si intermetallikus fázisról készült felvétel 0,8% Fe-tartalommal

A 38. ábrán az energia diszperzív mikroszondás elemzések Al-t, Fe-t, Mn-t, és Si-ot tartalmazó kiválásokat mutatnak, azaz a kristályosodás során primeren kiváló α -Al(FeMn)Si intermetallikus fázis keletkezett. Emellett változó vastagságú γ -alumínium oxiddal bevont primer α alumínium dendritek is láthatóak.



38. ábra Primeren kivált α -Al(FeMn)Si intermetallikus fázisról scannig elektronmikroszkópon (N=1588x) készült felvétel. (eutektikus összetételű, nemesített 0,8 % vas- és 0,4% mangán-tartalmú alumínium-szilícium ötvözetben).

Ebben a fejezetben sokoldalúan bizonyítottam, hogy a hengerfej repedésérzékenysége szempontjából legveszélyesebb vastartalmú intermetallikus fázisok már az ötvözet tömbökben is előfordulnak. Abban az esetben, ha nem avatkozunk be a metallurgiai folyamatokba, azaz nem segítjük elő, hogy ezen fázisok a legkedvezőbb morfológiával kristályosodjanak, illetve nem csökkentjük minimálisra ezen fázisok kialakulásának valószínűségét, akkor számolnunk kell a repedések gyakoriságának növekedésével. Ezek az intermetallikus fázisok a gyakorlatban alkalmazott olvasztási és öntési hőmérsékleten ugyanis nem oldódnak fel, tehát továbböröklődnek, ami konkrétan azt jelenti, hogy a hengerfej öntvény repedésének veszélye a motor üzeme során jelentősen megnő.

3.6. Az intermetallikus vastartalmú vegyületfázisok kialakulásának hatása a hengerfej öntvények repedésére

3.6.1. Az intermetallikus vegyületfázisok kialakulásának okai, következményei

Ezen fázisok kialakulásának három fő okát találtam:

- A repedésérzékenység szempontjából kedvezőtlenebb β -Al₅FeSi formában kristályosodik a vastartalmú fázis, ha a szekunder ötvözet beolvasztásának bármely stádiumában az olvadék Fe tartalma 1% fölé nő. Ez a legveszélyesebb a repedésérzékenység szempontjából, mert az éles sarkok feszültséggyűjtő helyként működnek. Minden olyan AlSi- tömb esetén ahol a tömb vastartalma 1%-nál nagyobb volt a töretfelületek scanning elektronmikroszkópos vizsgálata során a vas ebben a formában volt jelen (lásd a korábbi fejezetek scanning elektronmikroszkópos felvételeit).
- A repedésérzékenység szempontjából kedvezőtlenebb β -Al₅FeSi formában kristályosodik a vastartalmú fázis, ha a szekunder ötvözet olvadékának hőmérséklete az olvasztási folyamat során bármely okból tartósan 700°C alá csökken (ezen hőmérséklet alatt megkezdődik az intermetallikus vegyületfázisok kiválása, melyek az öntődékben alkalmazott olvasztási hőmérsékleten csak részlegesen tudnak feloldódni, azaz ezen fázisok öröklődnek és megjelennek a hengerfej szövetszerkezetében is)

- A repedésérzékenység szempontjából kedvezőtlenebb $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ formában kristályosodik a vastartalmú fázis, ha a tömbösítés során a dermedési sebesség nem elég gyors, azaz nem alkalmaznak vízűtést a tömbösítés folyamán. Ebben az esetben van elég idő az intermetallikus vegyületfázisok kiválására és növekedésére

Az intermetallikus vegyületfázisok jelenlétének következményei:

- Az intermetallikus vastartalmú fázisok jelenléte inhomogén szövetszerkezet kialakulását idézi elő, mely a mechanikai tulajdonságok (R_m , $R_{p0,2}$, A_5) min. 20 %-os csökkenését eredményezi az általam vizsgált ötvözet típusok esetében. Ez a csökkenés minden olyan esetben megfigyelhető volt, ahol a szakadás kiindulópontjában intermetallikus vegyületfázis volt jelen.
- jelenlétükben jelentősen megnő a hengerfej repedésének veszélye, repedések kiindulópontjául szolgálnak (minden repedés kiindulópontjában megtalálhatóak, lásd az előző fejezetek mikroszkópos felvételeit a repedt hengerfejek mikrosziszolatairól)
- Az intermetallikus vastartalmú vegyületfázisok környezetében szívódási porozitás található. Kialakulásának oka az, hogy ezen vegyületfázisok a dermedés utolsó szakaszában („burst feeding”) elzárják a dendritek közötti tápcsatornákat megakadályozva a folyékony fém áramlását a dendritek között.

3.6.2. Az intermetallikus vastartalmú vegyületfázisok kialakulásának csökkentési lehetőségei (előírások a repedésre való hajlam csökkentésére)

Az alábbiakban szeretném tételszerűen összefoglalni azokat a tapasztalatokat és eredményeket, melyeket az intermetallikus vastartalmú fázisok témakörében kidolgoztam és a hengerfej repedésre való hajlamának csökkentéséhez nélkülözhetetlenek:

A hengerfejek gyártásához használt olvadékokra vonatkozó előírások

- A hengerfej repedésekkel szembeni ellenálló képessége összefügg az ötvözet Fe – Mn arányával. Kutatásaim alapján pontosítottam a vas kedvezőtlen $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ formában való kristályosodásának elkerülését elősegítő Fe – Mn arányt: $0,65 - 0,75 \times [\text{Fe}\%] = [\text{Mn}\%]$
(a szakirodalom szerint ajánlott $0,5-0,7 \times [\text{Fe}\%] = [\text{Mn}\%]$ arány helyett)
A kísérletekre az ötvözet tömb beszállítókkal egyeztetve került sor.
Vizsgálataim eredménye alapján a Hydro Alumínium Győr Kft. csak ezen előírásnak megfelelő AlSi-ötvözet tömböt veszi át 2004 júniusa óta.
- A hengerfej repedésekkel szembeni ellenálló képessége összefügg a vastartalmú intermetallikus vegyület fázisok méretével.
Kísérleteim alapján a repedésérzékenység szempontjából kedvező méretek:
 - $\alpha\text{-Al(FeMn)Si}$ vegyületfázis esetén max. 200 μm
 - $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ vegyületfázis esetén max. 100 μm .Ezen maximum értékek alatti méretek esetén a hengerfej ötvény repedése még nem következik be. A repedések kiindulópontjánál található intermetallikus vastartalmú fázisok mérete minden esetben ellenőrizve lett. Ezen vizsgálatok eredményét tükrözik az $\alpha\text{-Al(FeMn)Si}$ és a $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ fázisok méretével kapcsolatos megállapításaim.

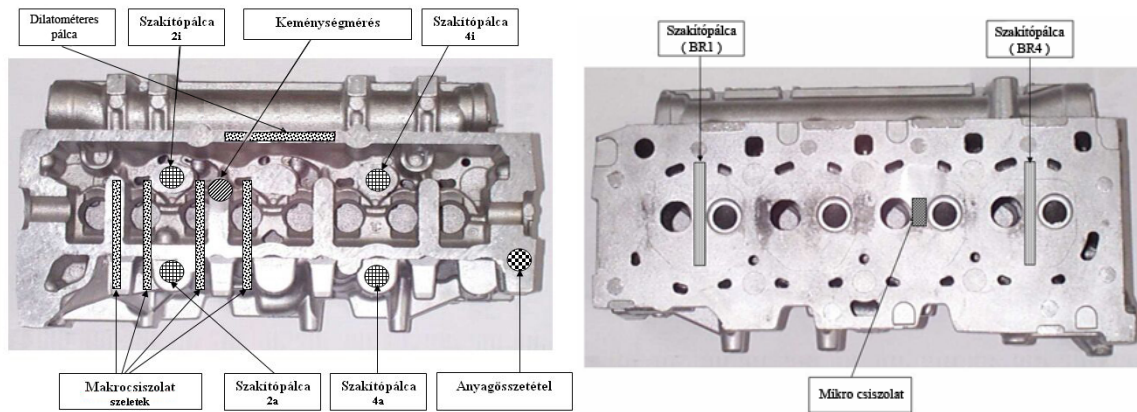
- Minden esetben a megfelelő Fe-Mn aránypár betartásával arra kell törekedni, hogy **β -Al₅FeSi** tűk ne forduljanak elő a szövetszerkezetben
- A hengerfej repedésekkel szembeni ellenálló képessége összefügg az eutektikus szilícium-kristályok alakjával és méretével. A kedvező legömbölyített alakú eutektikus szilícium-kristályok kialakulásához AlSr10Ti1 előötvözzettel előnemesített tömbök alkalmazása szükséges, melynek beolvasztása után, az öntés előtt az olvadék kezelésében már csak minimális korrekciót szabad végezni annak érdekében, hogy a nemesítés tökéletes legyen, a szilícium kristályok ne váljanak repedések kiindulópontjává.
Kísérleteim alapján az ehhez szükséges optimális Sr-tartalom értéke az AlSi ötvözet tömbök esetén 230-300 ppm.
- szigorú hőmérséklet kontroll szükséges az olvasztó, és a hőntartó kemencékben a teljes tömbgyártási folyamat során. Biztosítani kell, hogy a teljes gyártási folyamatban az olvadék hőmérséklete ne legyen 700°C-nál alacsonyabb. Ezzel minimálisra csökkenthető a kiváló intermetallikus fázisok mennyisége, ellenkező esetben már a tömbgyártási folyamat során megkezdődik az intermetallikus fázisok kiválása és lesz elég idejük a növekedésre is
- ha a szekunder ötvözet Fe-tartalma az olvasztási, tömbgyártási folyamat bármely fázisában 1% körüli értékre növekszik, akkor más minőségű ötvözetet kell gyártani belőle, hígítása nem lehetséges. 1%-nál nagyobb Fe-tartalom esetén az intermetallikus Fe tartalmú fázisok megjelenése mindenképpen bekövetkezik.

3.7. Hengerfejek mechanikai tulajdonságainak vizsgálata

A mechanikai tulajdonságokon az anyagoknak azt a képességét értik, hogy különböző erőhatásokkal szemben mekkora ellenállást tudnak kifejteni, illetve, hogy igénybevétel hatására milyen és mekkora alakváltozásra képesek. Az öntvények mechanikai tulajdonságainak meghatározása általában a szakító-, hajlító-, nyomóvizsgálattal történhet.

3.7.1. Szakítóvizsgálat

A szakítóvizsgálat az egyik legrégebbi, ugyanakkor a legszélesebb körben alkalmazott anyagvizsgálati eljárás. A szakítóvizsgálat célja az anyagok egytengelyű húzó igénybevétellel szembeni ellenállásának meghatározása és számszerű jellemzése. A szakítóvizsgálat segítségével meghatározhatjuk az anyag rugalmasságát, szilárdságát, alakváltozó képességét, szívósságát jellemző anyagjellemzőket és anyagi mérőszámokat. A vizsgálat elve, hogy egy próbatestet középpontos húzó igénybevétellel – általában szakadásig – terhelünk. A vizsgálatot szabványos próbatesttel végzzük. Üzemi viszonyok között a szakítópálcát a vevő által meghatározott helyekről munkáljuk ki.



39. ábra: Mintavételi helyek az anyagvizsgálatokhoz

A vizsgált hengerfej esetében hat darab pálcát vizsgáltam. Négy darabot a csavarhelyekből kivágott hasáb égéstérhez közelebbi végéből esztergálunk ki (2a, 4a, 2i, 4i), valamint kettő darabot az égéstérből (BR1, BR4). A 4 mm átmérőjű próbatestet behelyeztem az erre a vizsgálati keresztmetszetre kialakított befogó készülékbe, majd a Zwick gyártmányú szakítógéppel szakadásig terheljük.



40. ábra Szakítógép befogó készüléke

A 40. ábrán látható berendezés a szakítóvizsgálat során számolja és rögzíti:

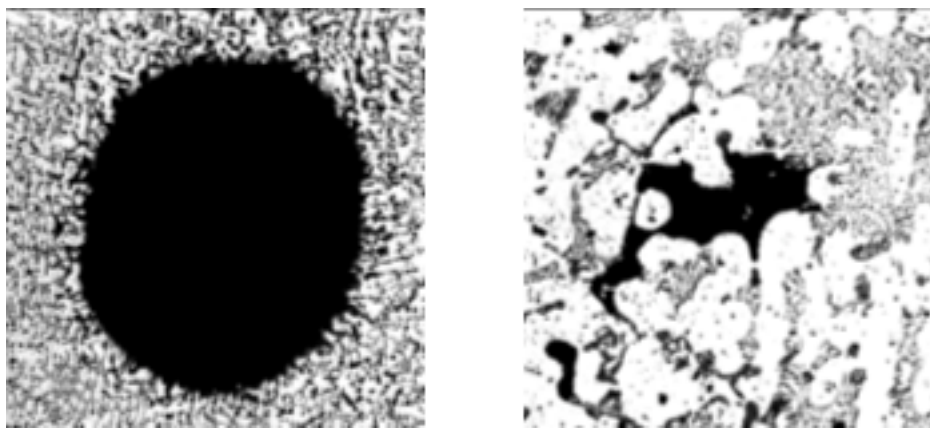
- Szakítószilárdságot [R_m]: A szakítószilárdságon a maximális erő (F_m) és az eredeti keresztmetszet (S_0) hányadosát értjük, azaz: $R_m = F_m / S_0$ [MPa].
- Szakadási fajlagos nyúlást [A]: A próbatest alakváltozó képességének egyik jellemző mérőszáma, amely a vizsgálati szakaszon belül kijelölt L_0 eredeti jeltávolságnak a szakadásig bekövetkezett maradó megnyúlásából számítható.
- Egyezményes folyáshatárt [$R_{p0,2}$]: Az adott alumínium-anyagminőség nem mutat határozott folyáshatárt, ezért a képlékeny alakváltozás kezdetét az egyezményes folyáshatárral jellemezzük. Az egyezményes folyáshatárt 0,2 % maradó nyúlást eredményező feszültséggel definiáljuk. $R_{p0,2} = F_{p0,2} / S_0$ [MPa]
- Young modulust

A hengerfejekből kimunkált szakító pálcákra vonatkozó előírások a megrendelő által meghatározott helyeken:

Előírások:	R_m [MPa]	R_{p0,2} [MPa]	A₅ [%]
Csavarhelyek (2a, 4a, 2i, 4i)	190	165	0,5
Égéstér (BR1, BR4)	210	165	1

3.7.2. Szövetszerkezet vizsgálata

Az öntött hengerfejek öntési hibáit makroszkópos-, szövetszerkezetét pedig, mikroszkópos vizsgálattal ellenőrzzük. A mikroszkópos vizsgálathoz 50-1500-szoros nagyítást alkalmazunk. A makroszkópos vizsgálattal a durva anyaghibák, például salakzárványok, dúsulások, illetve nagymértékű szövetszerkezet elváltozások mutathatók ki.



41. ábra Gázholtyag és mikrolunker

A mikroszkópos vizsgálattal az alumíniumöntvözet szekunder dendritág távolságát, azaz cellaméretet határozzuk meg. A dendrites szövetszerkezet a szekunder dendritág távolsággal jellemezhető, melyet a hőkezelés során bekövetkező kristálynövekedés és az anyagban jelenlévő ötvözők befolyásolnak. A mérést 10 helyen végzzük el, majd az így kapott eredményekből középértéket számolunk, és ezen érték szerint minősítjük a hengerfejet. A vizsgált hengerfej esetében a $DAS \leq 20 \mu m$. Ezt az értéket a motor terhelése alapján határozzák meg. Minél nagyobb a terhelés, annál finomabb szövetszerkezetre van szükség, kisebb a dendritkارتávolság és kedvezőbbek a mechanikai tulajdonságai a hengerfejnek.

3.7.3. Mechanikai tulajdonságok kapcsolata hengerfej öntvények repedésérzékenységével

A vizsgált hengerfej gyártásának megkezdése előtt különböző vizsgálatokat végeztem melyek célja a repedésérzékenység szempontjából legkedvezőbb anyagminőség és hőkezelési paraméterek meghatározása. Ennek érdekében különböző öntészeti ötvözetekből gyártattam hengerfejeket és különböző, vagy azonos paraméterekkel hőkezeltettem a darabokat. Az ilyen célra öntött hengerfejek mechanikai tulajdonságai alapján meghatározhatók a megfelelő anyagminőség és hőkezelési paraméterek.

Az öAlSi9Cu3 szekunder és öAlSi9Cu3 primer minőségű ötvözetből készített hengerfejek esetében a mechanikai tulajdonságok, a szakítószilárdság [R_m], a folyáshatár [$R_{p0,2}$], és a nyúlás [A] változását vizsgáltam.

Feladataim tehát a következők voltak:

- A megfelelő anyagminőség és hőkezelési paraméterek kiválasztása mechanikai tulajdonságok alapján.
- Az öAlSi9Cu3 szekunder az öAlSi9Cu3 primer az AlSi7Cu1,5 primer illetve az AlSi7Cu2,5 primer minőségű ötvözetekből készült hengerfejek mechanikai anyagi jellemzői és a repedés bekövetkezése közötti kapcsolat meghatározása.

Az elvégzett hőkezelési kísérletek eredményeit a következő szisztéma szerint dolgoztam fel:

Mechanikai tulajdonságok változása azonos ötvözetek és különböző hőkezelési paraméterek esetén: öAlSi9Cu3 szekunder, öAlSi9Cu3 primer minőség, öAlSi7Cu1,5 és öAlSi7Cu2,5 öntészeti alumínium ötvözetek mechanikai tulajdonságait vizsgáltam különböző hőkezelési paraméterek, valamint változó szilícium és réztartalom mellett.

Mechanikai tulajdonságok változása azonos hőkezelési paraméterek és különböző ötvözetek esetén: öAlSi9Cu3 szekunder, öAlSi7Cu1,5 öAlSi7Cu2,5 , $\text{öAlSi9Cu3+AlMn+AlP}$, öAlSi7MgCu0,5 és öAlSi9Cu3 primer minőségű anyagminőségből öntött hengerfejeket vizsgáltam, melyeket azonos paraméterekkel hőkezelttem. Az alkalmazott hőkezelési paraméterek: 210, 220, 230, 240°C illetve 150, 180, 240 min voltak. Ezen tartományon belül az összes lehetséges kombinációt megpróbáltam.

3.7.4. Mechanikai tulajdonságok változása különböző hőkezelések esetén

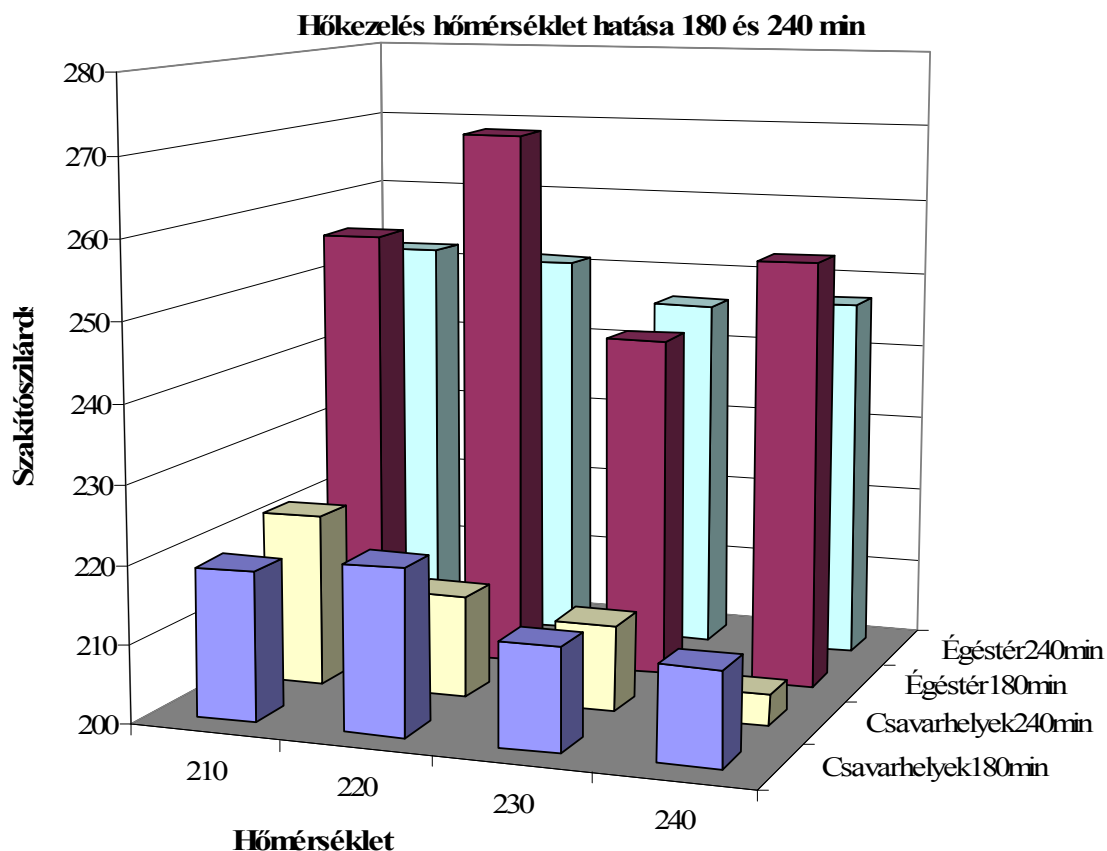
Ebben az alfejezetben összefoglalom a hőkezelések módosításával elért mechanikai tulajdonságokat a 226.10-es ötvözet esetén. A stronciumtartalom értéke minden esetben 200 ppm körüli volt. A szakirodalmi adatok alapján ez a mennyiség biztosítja az optimálisan nemesített AlSi-eutektikumot, mely a mechanikai tulajdonságokra és a repedésekkel szembeni ellenállóképességére is hatással van [19]. Mind a szekunder mind a primerváltozat esetében bemutatom az eredmények változását. A cél minden esetben a megfelelő nyúlás és folyáshatár együttes elérése. Ez min. 2% nyúlást és min. 165 MPa folyáshatár elérését jelenti. Ez az a mechanikai tulajdonság-kombináció, mely biztosítja a repedésérzékenység szempontjából kedvező hengerfej ötvényt.

A 42-44. ábrán látható diagramon a 226P, azaz a primer minőségű és a 226S, azaz a szekunder 226.10-es ötvözetből öntött hengerfejek mechanikai tulajdonságait mutatom be különböző hőkezelések esetén.

Az eredmények alapján megállapítható, hogy a növekvő hőkezelési hőmérséklet rontja a szilársági értékeket és növeli a nyúlást. A hőkezelés idejének növelésével ugyanez a hatás érhető el.

3.7.4.1. A mechanikai tulajdonságok változása 226S ötvözet esetén

Hőkezelési paraméterek és szakítószilárdság [Rm] összefüggése



42. ábra A szakítószilárdság változása a 226S ötvözetnél különböző hőkezelési paraméterek esetében a hengerfej ötvény égésterében

A 42. ábrán látható, hogy a 226.S. anyagminőség szakítószilárdsága valamennyi hőkezelési paraméternél megfelelt a megrendelő által meghatározott határértéknek, mely a csavarhelyeknél 190 [MPa], az égésterben 210 [MPa]. A legjobb szakítószilárdsági értéket a **220°C, 180min.** hőkezelési paraméterek eredményezték. A szakirodalom szerint- amennyiben magas réz-tartalmú ötvözetet 250°C feletti hőmérsékleten hőkezelünk- a mechanikai tulajdonságok a hőmérséklet emelkedésével exponenciálisan romlanak. Ennek megfelelően legmagasabb hőkezelési hőmérsékletnek a 240°C-t választottam.

A repedésérzékenység szempontjából elsősorban az égésterekben elért mechanikai tulajdonságok a fontosak, ezért elsősorban az itt elért szilárdsági értékeket vizsgálom. A leszorító csavarhelyek esetében a cél „csak” a vevő által előírt értékek elérése volt.

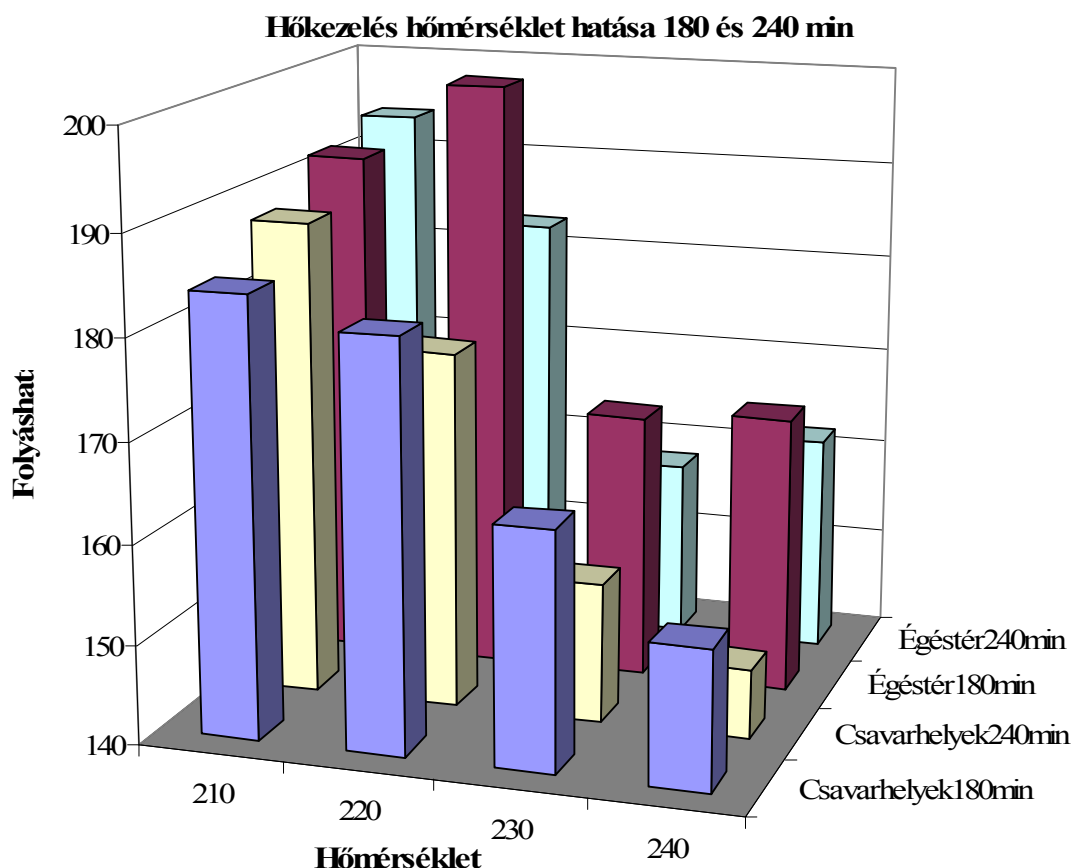
A folyáshatár [$R_{p0.2}$] alakulása a hőkezelési paraméterek függvényében

A 43. ábrán látható, hogy a 180min, valamint a 240min. időtartamú hőkezeléseknél a folyáshatár a hőmérséklet növekedésével jelentősen csökken. A 240min. esetén a 230°C és a 240°C hőmérsékleten hőkezelt hengerfejeknél a folyáshatár értékek nem érik el sem a csavarhelyeken, sem az égésterben a megengedett legkisebb értéket – ami 165 [MPa]. A legjobb eredményeket a 210°C, 180min.; 220°C, 180 min, valamint a 210°C, 240min. hőkezelési paraméterek hozták.

A vizsgálatok igazolták, hogy a csökkenő hőmérséklettel a szilárdsági értékek növelhetőek. Idő tekintetében pedig adott hőmérséklet esetén minél hosszabb ideig tart a hőkezelés, annál kisebbek lesznek a szilárdsági értékek.

A repedékenység szempontjából a nyúlásnak és a folyáshatárnak van a legnagyobb szerepe, így a folyáshatár értékeket annak alapján kell vizsgálnunk, hogy mekkora nyúlás érhető el egy adott értékhez kapcsolódóan.

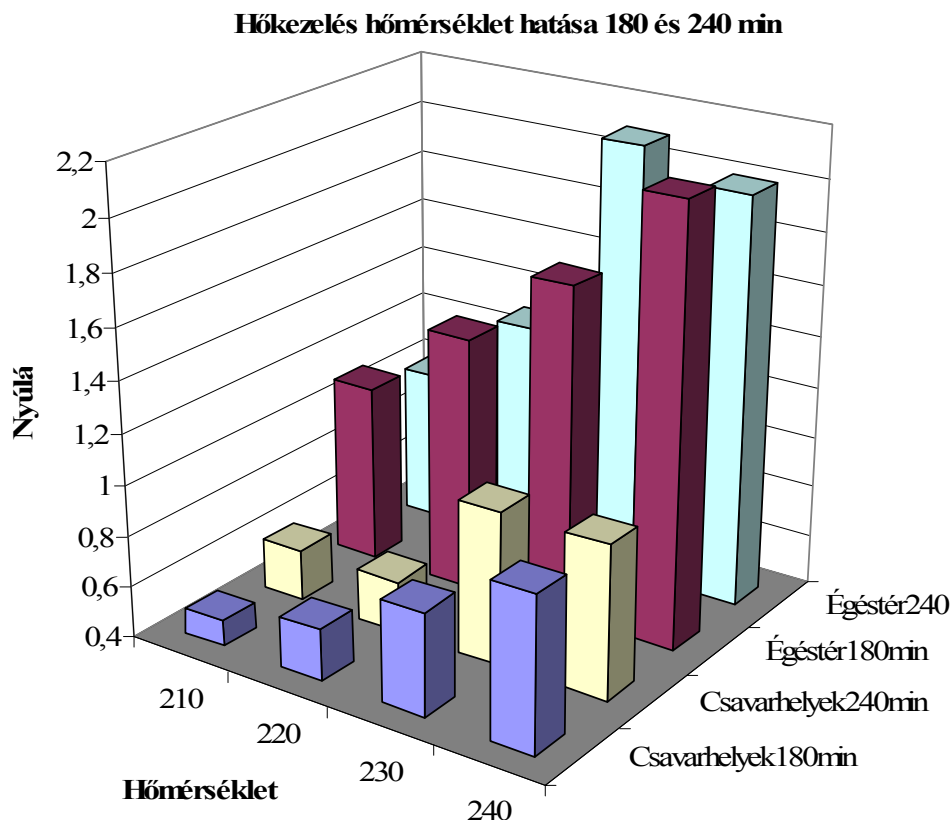
A szakirodalomból jól ismert összefüggés szerint folyáshatár és nyúlás között fordított arányosság van. Minél nagyobb a folyáshatár értéke, annál alacsonyabb a nyúlás értéke, és ez fordítva is igaz.



43. ábra A folyáshatár változása a 226S ötvözetnél különböző hőkezelési paraméterek esetében a hengerfej öntvény égésterében

Hőkezelési paraméterek és nyúlás [A5] összefüggése:

A magasabb hőmérsékleten végzett hőkezelés eredménye- adott anyagminőség esetében- a nyúlás értékek növekedése. A nyúlás értékek növekedése mellett a folyáshatár csökkenése következett be, a vizsgált esetben pedig az előírt szilárdsági értékeket sem érte el a hengerfej. Az eredmények alapján megállapítható, hogy a 226 S anyagminőség esetében a legkedvezőbb mechanikai jellemzőket a 220°C, 180 min hőkezelési paraméterek eredményezték, amint a 44. ábrán látható.



44. ábra A nyúlás változása a 226S ötvözetnél különböző hőkezelési paraméterek esetében a hengerfej ötvény égésterében

3.7.4.2. A mechanikai tulajdonságok változása a 226P ötvözet esetén

A 226.P ötvözetet alumínium hulladékból olvasztják, vastartalmát azonban 0,3% alatti értékre állítják be. Ez azt jelenti tehát, hogy gyakorlatilag primer minőségű, de szekunder alapanyagból gyártott ötvözetről beszélhetünk.

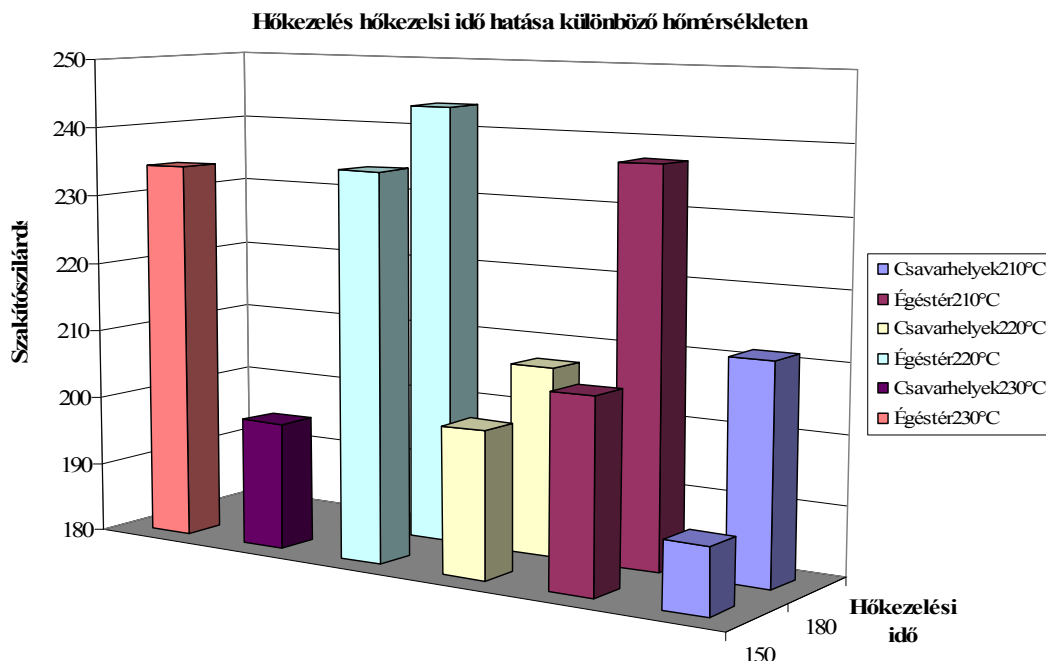
Ezt azért is tartom fontosnak kiemelni, mert a szekunder jelleg miatt itt is számolni kell az intermetallikus fázisok megjelenésével.

A 226.P anyagminőségből öntött hengerfejeket nyolc különböző hőkezelési paraméterrel hőkezelttem.

Hőkezelési paraméterek és szakítószilárdság [Rm] összefüggése

Ennek az anyagminőségnek a szakítószilárdsági értékei – csavarhelyeken és az égésterben egyaránt – mindegyik hőkezelési paraméternél megfelelőek. Kiugróan magas értéket a 210°C, 150 min. esetén mutat.

A 45. ábrán a szakítószilárdság változását mutatom be különböző hőkezelési paraméterek esetén a 226P ötvözetnél.

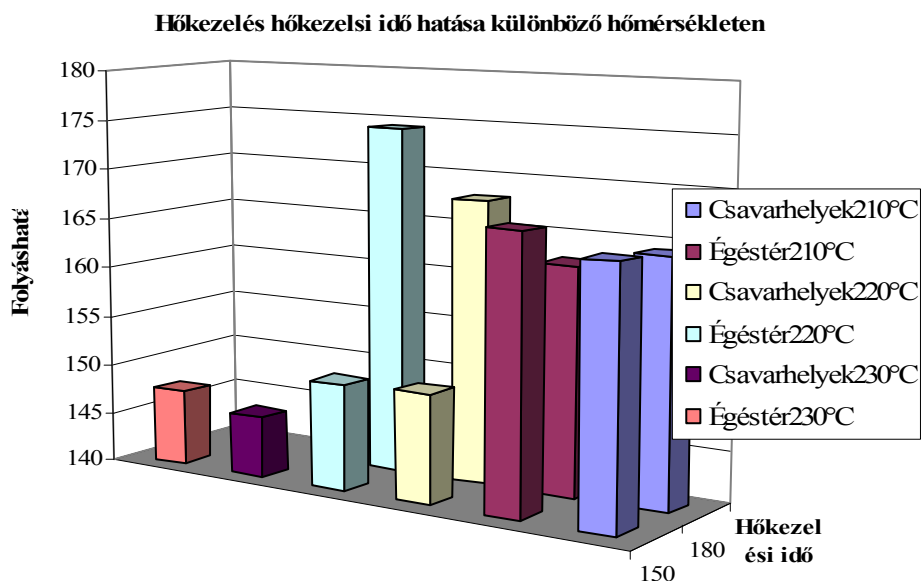


45. ábra A szakítószilárdság változása a 226P ötvözetnél különböző hőkezelési paraméterek esetében a hengerfej öntvény égésterében

A folyáshatár [$R_{p0.2}$] alakulása a hőkezelési paraméterek függvényében

Mind a 210°C, 150min. ; 210°C, 240min. ; mind a 220°C, 180min. paraméterekkel hőkezelt hengerfejek folyáshatára az előírtak megfelelő. A legmagasabb értéket a 210°C-on, 150 percig hőkezelt darabok mutatják.

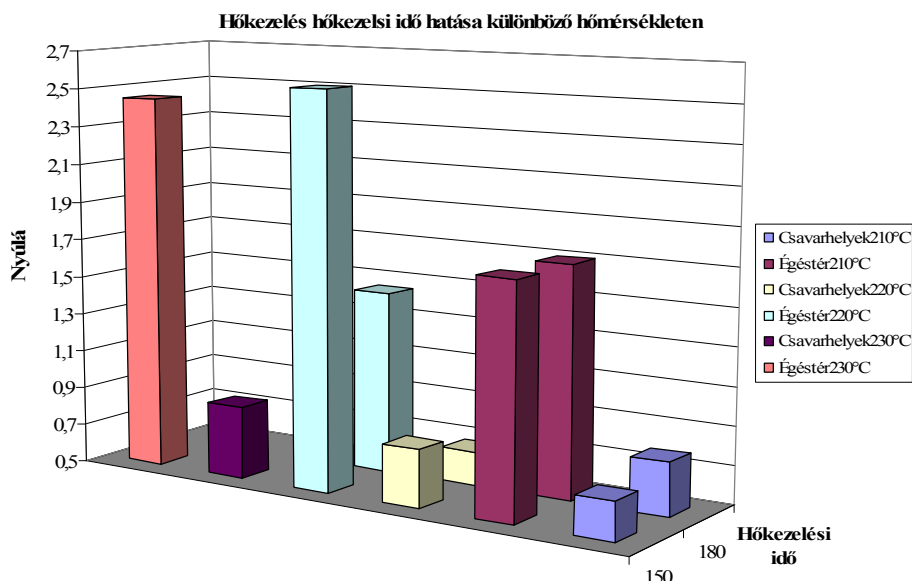
Itt is érvényesül a minél alacsonyabb hőmérséklet, minél rövidebb hőkezelési idő, annál nagyobb szilárdsági értékek elv. A rövidebb hőkezelési időnek viszont további hátránya a fent leírtak mellett, hogy a szövetszerkezet nem lesz eléggé homogén. Ez pedig jelentősen megnöveli a hengerfej repedésének veszélyét a motor üzeme során.



46. ábra A folyáshatár változása a 226P ötvözetnél különböző hőkezelési paraméterek esetében a hengerfej öntvény égésterében

Hőkezelési paraméterek és nyúlás [A5] összefüggése

Valamennyi hőkezelési paraméter esetében a nyúlás érték megfelelő és a 220°C, 150min. valamint a 230°C, 150min. hőkezelési paraméterekkel a legnagyobb, amint a 47. ábra mutatja.



47. ábra A nyúlás változása a 226P ötvözetnél különböző hőkezelési paraméterek esetében a hengerfej ötvény égésterében

Összegezve a 226P anyagminőségre a következők állapíthatók meg:

A mechanikai tulajdonságokat illetően a 210°C, 150min., 210°C, 240min., valamint a 220°C, 180min. paraméterekkel hőkezelt hengerfejek mutatnak az előírásoknak megfelelő eredményt. A legkedvezőbb tulajdonságokat a 210°C-on, 150 percig hőkezelt darabok mutatják. Ennél a paraméter kombinációnál jön össze a megfelelő szilárdsági tulajdonság és a 2% körüli nyúlás az égésterben, mely kombináció a legkedvezőbb a repedésérzékenység szempontjából az erre vonatkozó vizsgálataim alapján.

A fenti két ötvözet közül az eredmények alapján csak a 226P ötvözet alkalmas arra, hogy elérje a repedésérzékenység szempontjából kritikus értékeket. (10 db-nál több teljes átrepedés a hengerfejöntvény égésterében két hengerfej vizsgálata után átlagértéket tekintve)

A választott hőkezelési paraméterek, pedig az eredmények alapján a 210°C, 180 min. volt.

3.8. A mechanikai tulajdonságok változása különböző ötvözetek esetén, az ötvözőelemek szerepe

A disszertáció korábbi fejezeteiben összefoglaltam azokat a fontosabb ötvözőelemeket és ezek hatását, melyek döntő szerepet játszanak a mechanikai tulajdonságok és ezen keresztül a repedésérzékenység alakulására.

Négy ötvözet kombinációt vizsgáltam:

- 226.10 primer (AlSi9Cu3Fe<0,3)
- 226.10 szekunder (AlSi9Cu3)
- AlSi7Cu1,5
- AlSi7Cu2,5

Ezen ötvözetek kiválasztásának két fő oka volt:

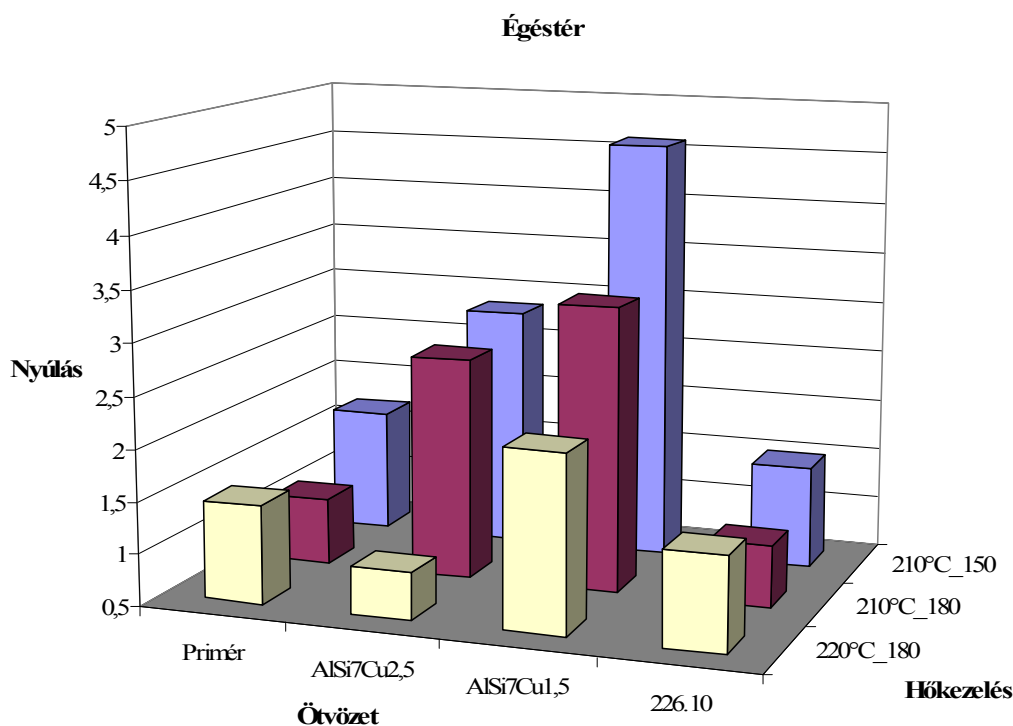
- a vevő mindenképpen primer bázisú,
- továbbá legalább 2,5-3,0% Cu tartalmú ötvözet alkalmazását írta elő

Ezen előírások figyelembe vételével választottam ki a fenti ötvözeteket. A szekunder 226.10 ötvözet választását az indokolta, hogy a Hydro Alumínium Győr Kft. ezt az ötvözetet használja a legnagyobb mennyiségben, így nem kellett volna új olvasztókemencét vásárolni az új hengerfej öntéséhez, ha ez bizonyult volna a legjobbnak.

A 48.-50. látható összefoglaló diagramokon a főbb ötvözőelemek hatását mutatom be a mechanikai tulajdonságokra adott hőkezelési típus esetén. Először az égéstérben mért mechanikai tulajdonságokat hasonlítom össze, mivel a hengerfej repedésérzékenysége szempontjából ez a fontosabb terület, majd a csavarhelyek eredményei következnek. Ez a hengerfej legvastagabb része, így ha ezen a területen megfelelőek a kapott értékek, akkor biztos, hogy a hengerfej teljes egészében is megfelelőek lesznek a mechanikai tulajdonságok.

3.8.1. Mechanikai tulajdonságok változása az égéstérben különböző ötvözetek esetén

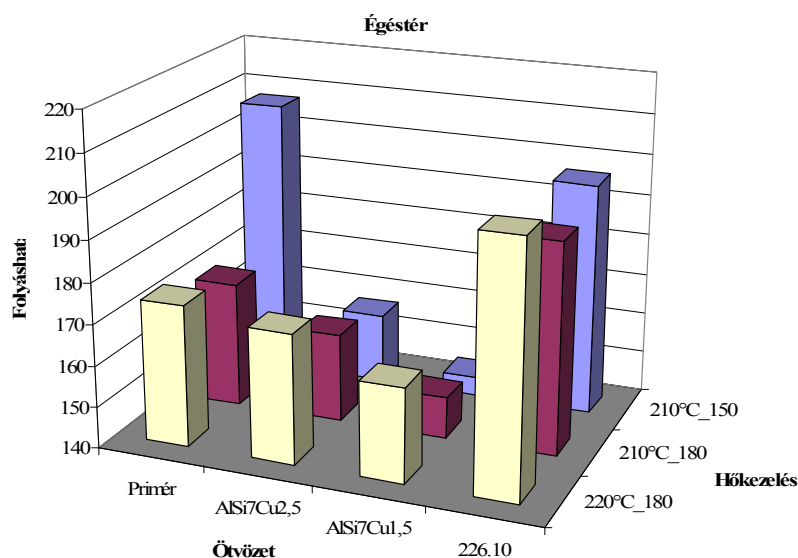
A 48. ábrán a nyúlás változását mutatom be különböző ötvözetek és hőkezelési paraméterek esetén.



48. ábra A nyúlás változása különböző ötvözetek és hőkezelési paraméterek esetében a hengerfej öntvény égésterében

A legnagyobb nyúlásértékeket az AlSi7Cu1,5 ötvözet esetén kaptam főleg az alacsony hőmérsékletű és rövidebb idejű hőkezelések esetén. Az általam kritikusnak tartott 2%-os nyúlásértéket azonban a 226.10 primer ötvözet is eléri.

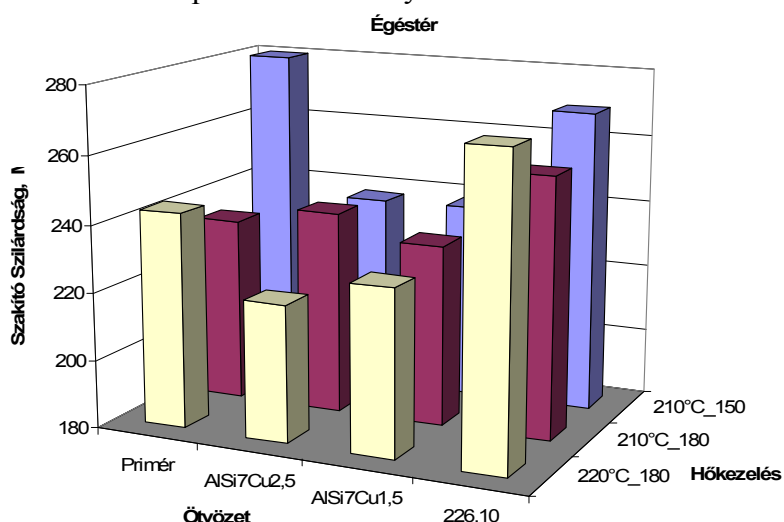
A 49. ábrán a folyáshatár értékének változását mutatom be különböző ötvözetek és hőkezelési paraméterek esetében.



49. ábra A folyáshatár változása különböző ötvözetek és hőkezelési paraméterek esetében a hengerfej ötvény égésterében

A szilárdsági értékek közül a folyáshatár értéke a hőkezelés hőmérsékletének növekedésével növekszik, ugyanez a tendencia mondható el a hőkezelési idő növekedésének függvényében is. A Cu-tartalom növekedése egyértelműen szilárdság növelő hatású. Mindhárom hőkezelési típus esetén ez a tendencia érvényesül. Az általam kritikusnak tartott 165MPa értéket az AlSi7Cu1,5 ötvözet kivételével mindegyik teljesíti.

A szakítószilárdság értéke csak olyan szempontból fontos, hogy értéke eléri-e a vevői követelményeket. Az 50. ábrán látható hogy, a vevői elvárás teljesülése minden ötvözet, illetve minden hőkezelési típus esetén érvényesül.



50. ábra A szakítószilárdság változása különböző ötvözetek és hőkezelési paraméterek esetében a hengerfej ötvény égésterében

A 3. táblázat tartalmazza emlékeztetőként a mechanikai tulajdonság-előírásokat ezen hengerfej típus esetében:

3. táblázat A mechanikai tulajdonságokra vonatkozó előírások

Előírások:	R _m [MPa]	R _{p0,2} [MPa]	A [%]
Csavarhelyek (2a, 4a, 2i, 4i)	190	165	0,5
Égéstér (BR1, BR4)	210	165	1

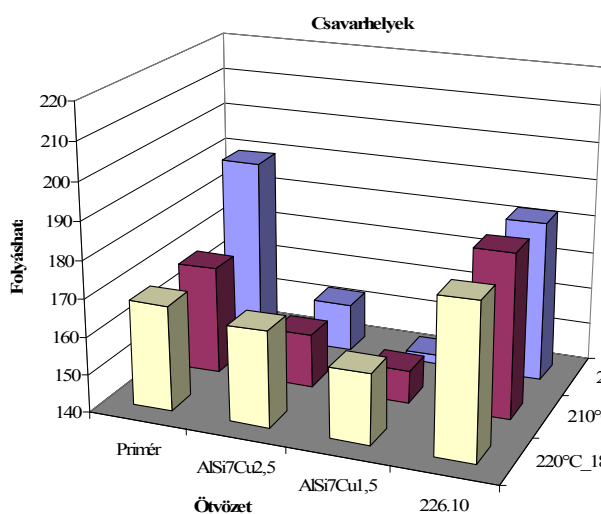
A repedésérzékenység szempontjából megfelelő hengerfej leöntéséhez a fenti diagramok alapján három ötvözet alkalmazása javasolható:

- 226.10 primer
- 226.10 szekunder
- AlSi7Cu2,5

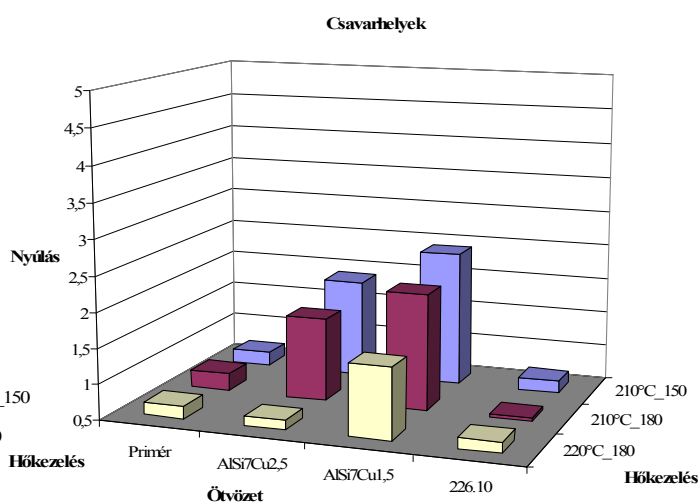
Ahhoz, hogy eldönthessük melyik ötvözet a legalkalmasabb a repedésérzékenység csökkentésére, el kell végeznünk a „Thermoshock-tesztet” melynek segítségével megláthatjuk, melyik ötvözet bírja a legtovább a hőfárasztást veszélyes mértékű repedés kialakulása nélkül. (veszélyes mértékű repedés: 10 db-nál több teljes átrepedés a hengerfej égésterében két hengerfej vizsgálata után átlagértéket tekintve)

3.8.2. Mechanikai tulajdonságok változása a csavarhelyeken különböző ötvözetek esetén

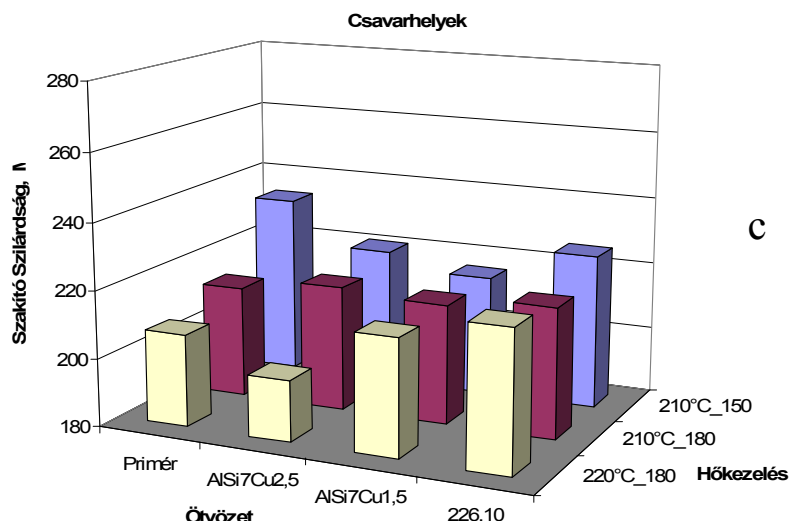
Az 51. a, b, c ábrán három diagram látható, ami a csavarhelyek mechanikai tulajdonságainak változását mutatja. Ezen értékeket csak olyan szempontból vizsgáltam, hogy teljesítik-e a vevői előírásokat. Ha ezen a területen is megfelelőek az értékek, akkor- mivel ez a hengerfej legvastagabb része- a hengerfej egészéről is megállapítható, hogy a mechanikai tulajdonságok a különböző falvastagságok esetén megfelelőek.



a



b



51. ábra A szilárdsági tulajdonságok változása különböző ötvözetek és hőkezelési paraméterek esetében a hengerfej öntvény leszorító csavarhelyein

A csavarhelyek mechanikai tulajdonságainak eredményei alapján két ötvözzel érdemes foglalkozni, ezek a 226.10 primer és a 226.10 szekunder. Ez a két ötvözet teljesíti a mechanikai tulajdonság előírásokat.

A későbbi fejezetekben részletesen összefoglalom a fenti ötvözetek és a velük elért mechanikai tulajdonságok esetében a „Thermoshock-teszt”eredményeit. Ez lesz a mérvadó abból a szempontból, hogy melyik ötvözet alkalmazása mellett lehet lecsökkenteni a repedésérzékenységet.

3.9. Fluidágyas hűtés alkalmazása a mechanikai tulajdonságok javítására és a repedésérzékenység csökkentésére

Mielőtt a hőkezelések szerepére rátérnék, szeretném előbb bemutatni és összefoglalni, hogy milyen lehetőség van arra még a hőkezelés előtt, hogy egy hengerfej mechanikai tulajdonságait növelhessük és repedésekkel szembeni ellenállóképességét pedig növeljük. Bemutatom azt a kísérleti fluidágyas hűtési berendezést és működési elvét, melynek megvalósításában aktív szerepet vállaltam, és a berendezés Hydro szabadalomként Németországban bejegyzésre is került.

Doktori munkám legfontosabb célkitűzése ugyanis az volt, hogy -sok egyéb eddig nem ismert összefüggés felállítása mellett- egy olyan eljárást is kidolgozzak, melynek segítségével a hengerfej öntvények szilárdsága és repedésekkel szembeni ellenállóképessége növelhető.

Mindkét célkitűzés együttes megvalósítására lehet alkalmas a szabályozott hűtés alkalmazása az öntést követően.

Minden öntőde alkalmaz valamilyen módszert az öntvények hűtésére, azonban az általunk kifejlesztett eljárás egy olyan eddig nem alkalmazott hűtési eljárást eredményez, mely megvalósítása a tulajdonságok javítása mellett a folyamatok optimalizálása miatt gazdasági haszonnal is jár.

A működő kísérleti berendezésről készült képek láthatók az 52. ábrán:

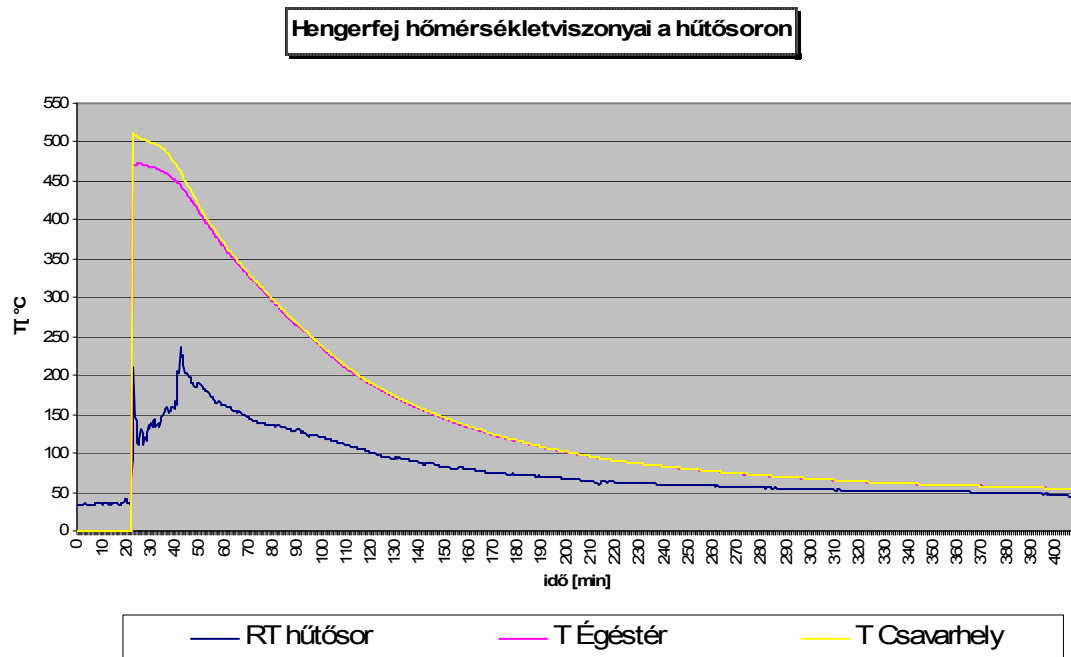


52. ábra A fluidágyas hűtési berendezés

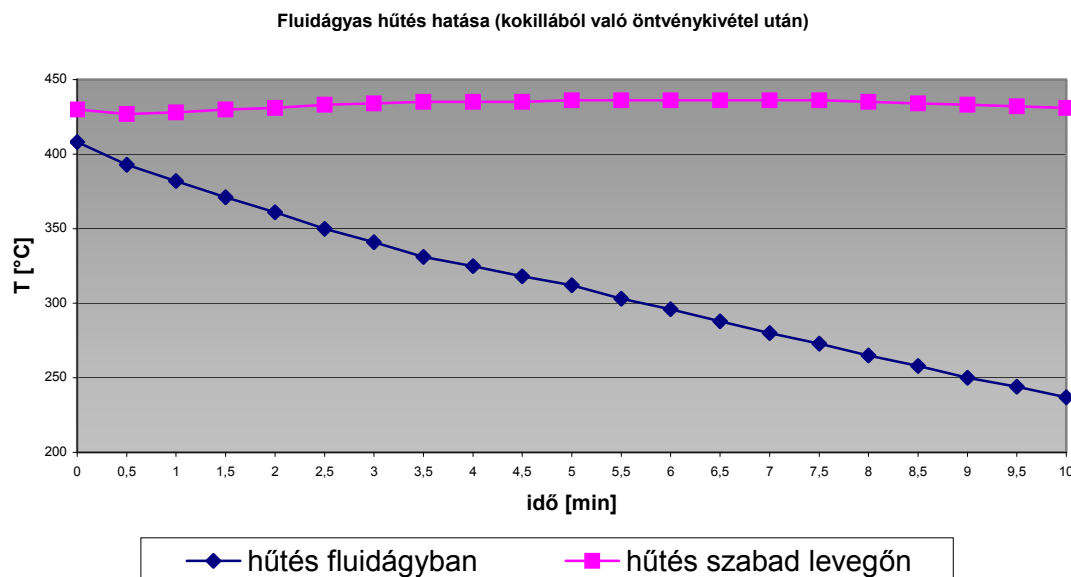
A kísérleti berendezés gyakorlatilag egy fémdoboz, melynek a falában hideg víz van keringtetve. Ez biztosítja a hűtést a fémdobozban lévő homok számára. A fémdoboz aljában csövek találhatók, melyek ki vannak több ponton lyukasztva. Az ezeken keresztül beáramló levegő biztosítja a homok folyamatos mozgását.

A hűtés elve: a leöntött és a kokillában megszilárdult hengerfejet rögtön a kokillából történő kivétele után tápfejjel és beömlőrendszerrel együtt a fluid ágyba helyezjük és ott 10 percen belül 250°C alá hűtjük. Ezzel biztosítjuk azt, hogy a réz-tartalmú fázisok ne tudjanak kiválni és elegendő mennyiségű réz maradjon a hőkezelés során a szilárd oldatban.

Az 53-54. ábrán látható két diagramon a normál hűtősoron (53. ábra) lehűlő illetve a fluidágyban lehűlő (54. ábra) hengerfejek hőmérsékletét mutatja be.



53. ábra Hengerfej hőmérsékletviszonyai a hűtősoron

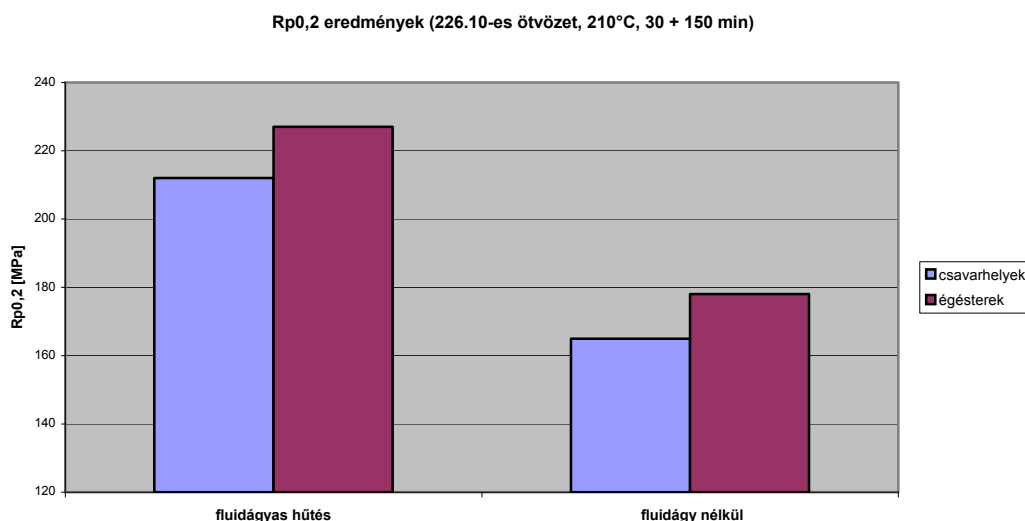
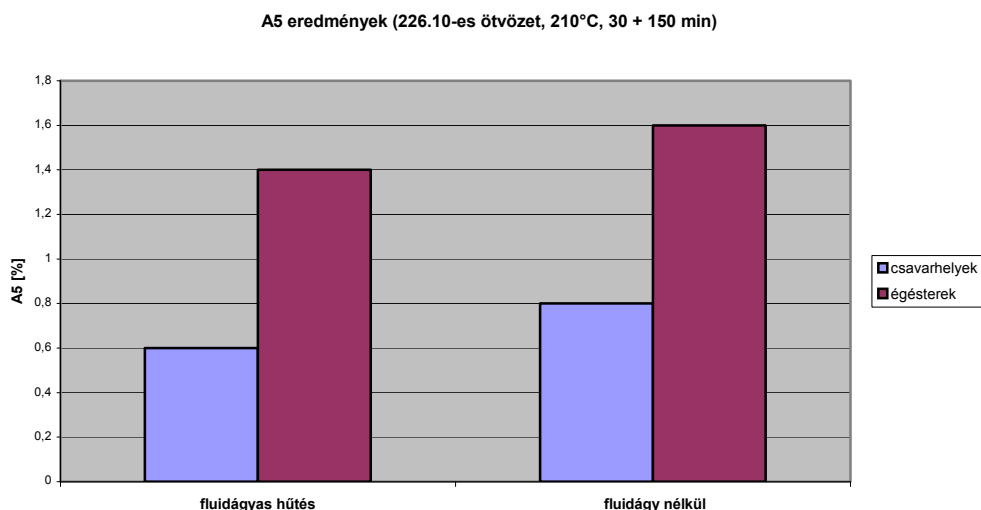


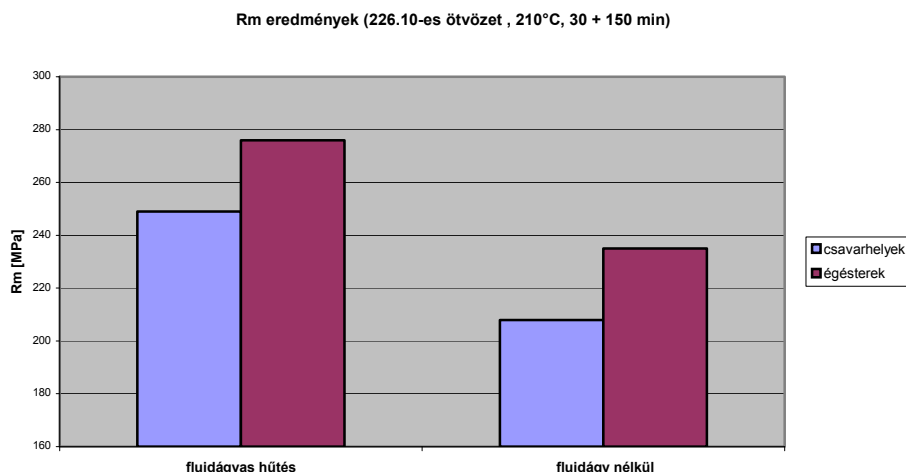
54. ábra Hengerfej hőmérsékletviszonyai fluidágyas hűtés esetén

Mindkét esetben a hengerfejek csavarhelyeibe helyeztük a termoelemeket. Ennek az volt az oka, hogy a leszorító csavarhelyeken található a legvastagabb anyaghalmoz, így ott hűl a leglassabban a hengerfej. Így ha ennek a területnek a hőmérséklete 250°C alatt van akkor nagy biztonsággal kijelenthetjük, hogy a hengerfej egészének hőmérséklete is a kritikus 250°C alatt van.

Az előző fejezetben már bemutattam, hogy a különböző hőkezelések esetén hogyan változnak a mechanikai tulajdonságok és ezen keresztül a repedésérzékenység. Legjobb hőkezelési verziónak a 210°C, 180 min-es hőkezelés bizonyult, ez a hőmérséklet-idő páros az, amely biztosítja a min. 2% nyúlást és min. 165 MPa $R_{p0,2}$ értéket az égéstérben.

Az 55. ábrán látható három diagram a folyáshatár, szakítószilárdság és nyúlás értékek összehasonlítását tartalmazza 210°C, 180 min hőkezelési paraméterek esetén fluidágyas hűtés alkalmazásával, és hagyományos hűtésnél.





55. ábra A fluidágyas hűtés hatása a szilárdsági tulajdonságokra

A szakító szilárdság és a folyáshatár növekedése mellett a fluidágyas hűtés hátránya azonban, hogy a hengerfejek ridegebbé válnak, és a nyúlás értékek csökkennek. Vizsgálataim alapján megállapítható, hogy a fluidágyban hűtött ötvözet nyúlás értékeinek csökkenése nem vezet a repedésérzékenység növekedéséhez, szemben azokkal a darabokkal, amelyek normál körülmények között kb. 3,5-4 h alatt hűlnék le 250°C alá.

A fluidágyas hűtés további előnye, hogy az eljárás hatására bekövetkező szilárdság növekedés azt eredményezi, hogy a magasabb hőmérséklet ellenére is valamennyi mért mechanikai tulajdonság megfelel az előírásoknak.

Összegezve tehát ez a hűtési mód mindenképpen javasolt hengerfejek gyártása során az ötvözet élettartamának növelése céljából.

3.10. A mechanikai tulajdonságok és a szekunder dendritág távolság kapcsolata, a mechanikai tulajdonságok előre jelzésének lehetősége

A mikroszkópos vizsgálattal az alumíniumötvözet szekunder dendritág távolságát (DAS), azaz a cellaméretet határoztuk meg. A dendrites szövetszerkezet a szekunder dendritág távolsággal jellemezhető, melyet a hőkezelés során bekövetkező kristálynövekedés és az anyagban jelenlévő ötvözők befolyásolnak [17]. A mérést 10 helyen végeztük el, majd az így kapott eredményekből középértéket számoltunk, és ezen érték szerint minősítjük a hengerfejet. A vizsgált hengerfej esetében a $DAS \leq 25\mu m$. Ezt az értéket a motor terhelése alapján határozzák meg. Minél nagyobb a terhelés, annál finomabb szövetszerkezetre van szükség, kisebb a szekunder dendritág távolság és kedvezőbbek a mechanikai tulajdonságai a hengerfejnek.

A célom az volt, hogy a DAS értékének meghatározása alapján előre lehessen jelezni, a mechanikai tulajdonságokat. Ha ismerjük a mechanikai tulajdonságokat, akkor az általam meghatározott mechanikai tulajdonság kombinációnak ($R_{p0,2}$ és A5 tekintetében) figyelembe vételével meg tudjuk előre határozni, hogy a hengerfejben milyen mértékű repedések fognak keletkezni, és ezek a repedések milyen hatással lesznek a motor működésére.

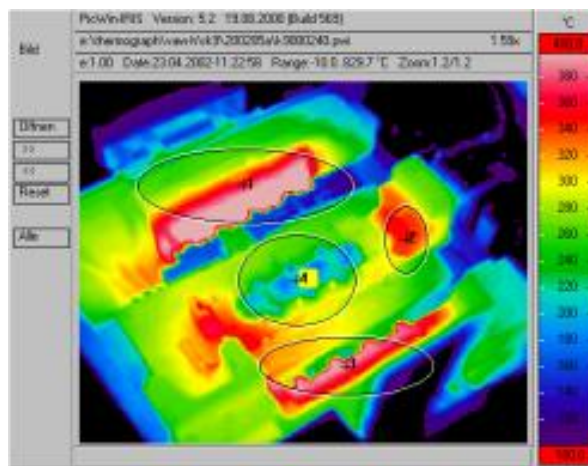
Előljáróban azonban fontos tudni, hogy a szekunder dendritág távolságot elsősorban a dermedési sebesség befolyásolja. Ennek figyelembevételével került sor a kokillák hűtésének módosítására, mellyel az volt a célom, hogy agresszív hűtési viszonyok létrehozásán keresztül meggyorsítsam a dermedési sebességet a dermedés első 20-30 sec intervallumban. Ennyi idő

szükséges ugyanis mindössze a dendrites szerkezet kialakulására az öntvény kokillával érintkező felületein, így a repedésérzékenységet befolyásoló égéstérben is.

A kokillák hűtőcsöveinek korrekciójával sikerült elérnem, hogy az égéstérben a dermedés kezdetén max. 80°C hőmérséklet legyen, mely elősegíti, a finom dendrites szövetszerkezet kialakulását, és biztosítja a 18µm-nél kisebb DAS értékek elérését.

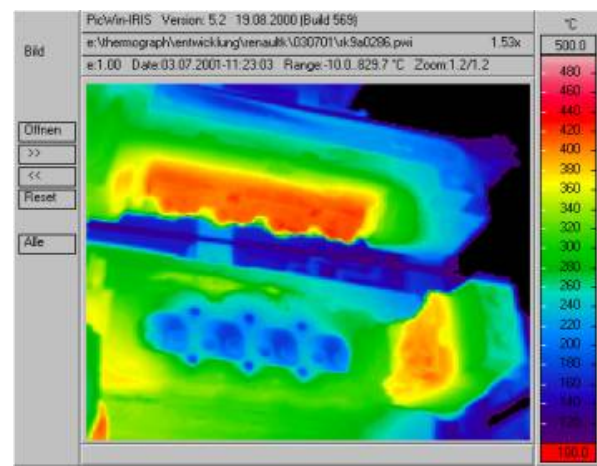
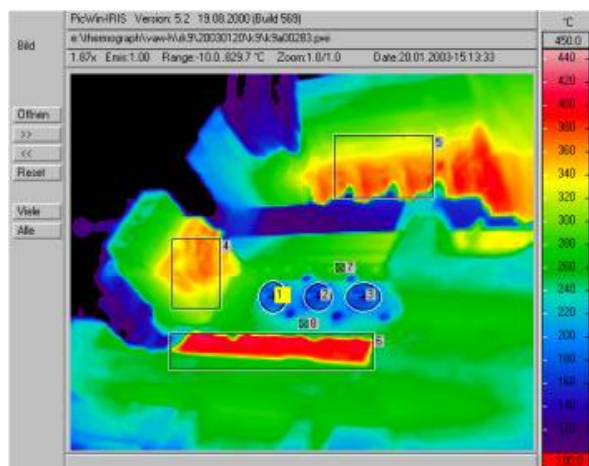
Az 56. ábrán három termokamerával készített felvétel látható a kokilla alaplapijáról módosítás előtt és a hűtés növelésének kialakítása után.

A képeken egyértelműen látszik, a módosítás eredményessége:



Hűtés módosítás előtt

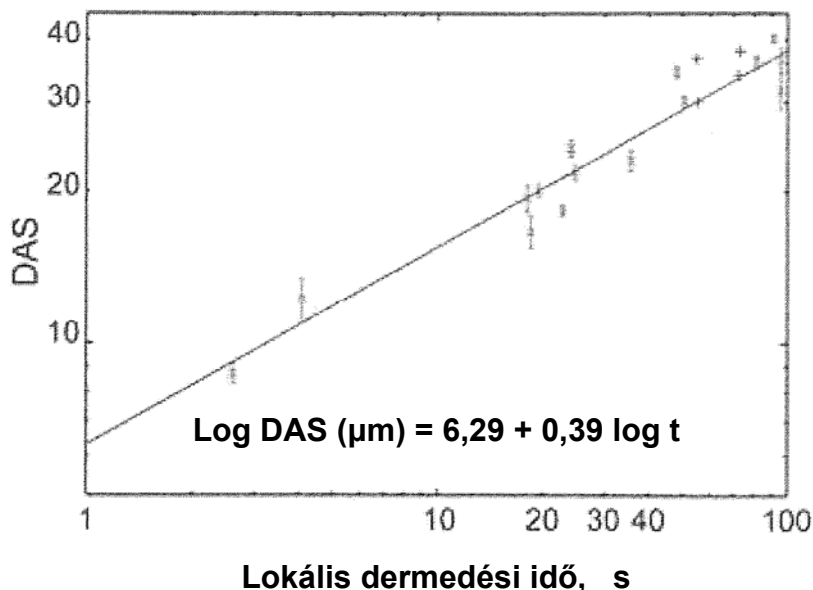
Hűtés módosítás után



56. ábra Termokamerával készült felvételek a kokilla hőmérsékletéről a módosítás előtt és után

A repedésérzékenység előrejelzési lehetőségének első feltételét, az előre jelezhető szekunder dendritág távolság lehetőségét biztosítottam.

Ez tehát azt jelenti, hogy a kokilla alaplapijának hőmérsékletéből következtetni lehet a kialakuló szekunder dendritág távolság nagyságára. Ez a gondolat jelenik meg a Gießerei-Praxis 2005/10. számában is F.Scheppe, C.Obuna, B.Böttger, J.Jakumeit Prozess-Gefüge-Eigenschaften című cikkében [2], amelyben az 57. ábra szerint bemutatja az összefüggést a dermedési sebesség és a szekunder dendritág távolság között.



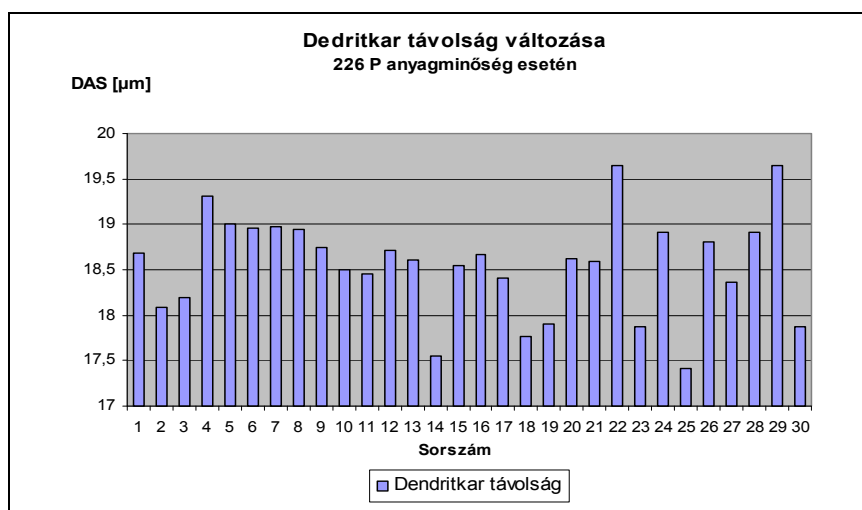
57. ábra Összefüggés a helyi dermedési idő és a DAS értéke között [2]

A gondolatsort tovább folytatva tehát, ha ismerjük a kokilla alaplapjának hőmérsékletét, akkor következtetni tudunk a DAS értékére. A DAS értékéből pedig következtetni tudunk a mechanikai tulajdonságokra.

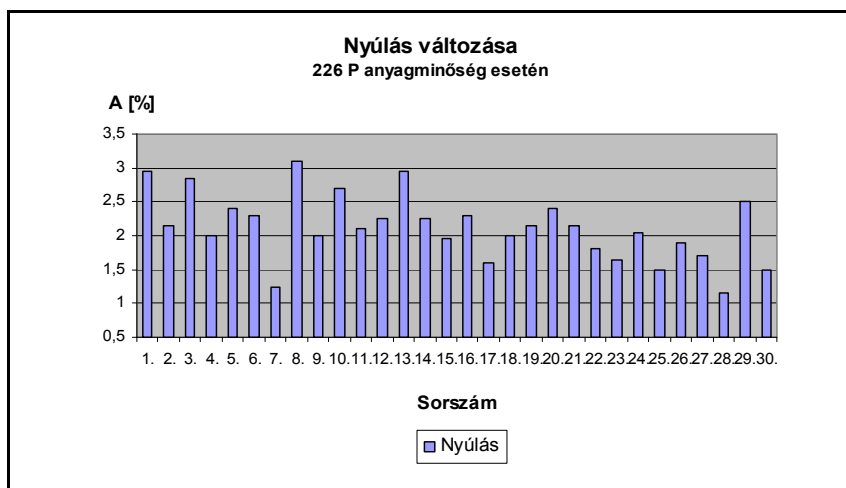
Ennek bizonyítására 30 héten keresztül vizsgáltam a vizsgált öntvénytípusnál a DAS értékeket és a mechanikai tulajdonságokat. A kiértékelés elve az volt, hogy megállapítsam azt a DAS határértéket, mely esetén a mechanikai tulajdonságok elérik azt a határértéket (A5 esetében min. 2%-ot; $R_{p0,2}$ esetében, pedig a min. 165 MPa-t), amely esetén a repedésérzékenység veszélye lecsökken.

A következő három diagramon először a DAS változását (58. ábra) majd a nyúlás és a szakítószilárdság változását (59. ábra) mutatom be a vizsgált időszakban:

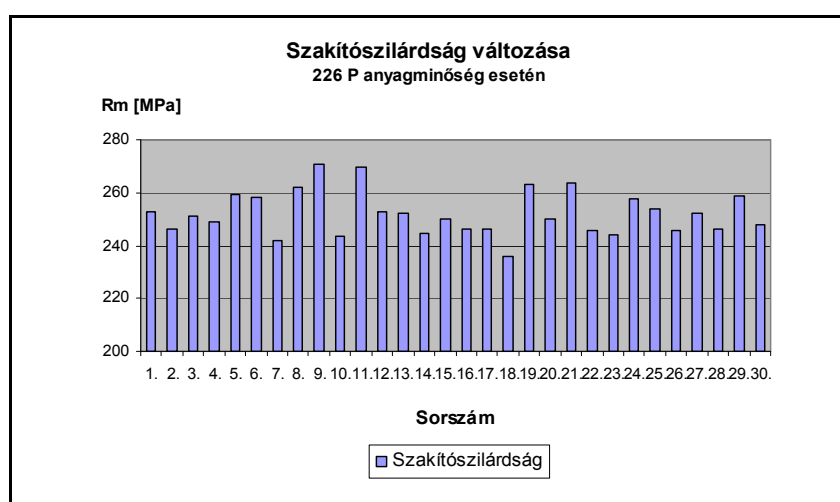
58. ábra A DAS változása a hengerfej öntvény égésterében 30 hét folyamán



a



b



c

59. ábra A dendritágtávolság (a), a nyúlás (b) és a szakítószilárdság (c) változása a hengerfej öntvény égésterében a vizsgált 30 hét folyamán

A 30 hét mérési eredményeiből készített diagramok alapján megállapítható, hogy max. 19 μ m-es DAS szükséges ahhoz, hogy a nyúlás értéke biztosan elérje a hőkezelés után a min. 2%-os értéket, a szilárdsági paraméterek pedig megfeleljenek a vevői követelményeknek.

Összefoglalva tehát az eddigi eredményeket megállapítható, hogy, ha a hengerfej égésterében a dermedés során biztosítani tudjuk a max. 80°C hőmérsékletet, akkor a DAS értéke max. 19 μ m értéken tartható, mely DAS érték biztosítja az eredményeim alapján min. 2%-os nyúlást. Ahhoz, hogy ez a nyúlás érték valóban elérhető legyen, alkalmazni kell a fluidágyas hűtési eljárást az öntést követően. Ez biztosítja a megfelelő mennyiségű rezet a hőkezelés során, így a kívánt mechanikai tulajdonságok elérhetőek.

Ha állításaim igaznak bizonyulnak, akkor felállítottam azt a feltételrendszert, mely esetén már a kokilla hőmérsékletéből következtetni lehet az öntvény kritikus tulajdonságaira és a repedésérzékenységre.

Ennek bizonyítása a következő fejezetekben történik, a hengerfej öntvény repedésérzékenysége vizsgálati eredményei alapján.

3.11. A mechanikai tulajdonságok, fluidágyas hűtés hatása a repedésérzékenységre, szekunder dendritág távolság és repedésérzékenység kapcsolata

Az alábbiakban összefoglalom azokat az eredményeket, melyek a fent megnevezett témakörben doktori munkám során megállapításra kerültek.

Ahhoz, hogy a hőkezeléssel a hengerfej öntvény mechanikai tulajdonságait növeljük, illetve elérjük azt a paraméterkombinációt, mely biztosítja a repedésérzékenység csökkenését, a következők figyelembe vétele szükséges:

- a felhasznált olvadék gyártása során alkalmazni kell a korábbi fejezeteim eredményeit, azaz szükség van egy intermetallikus vastartalmú vegyület fázisoktól mentes, vagy ezeket a kedvezőbb $\alpha\text{-Al(FeMn)Si}$ formátumban tartalmazó olvadék előállítására
- az olvadék gáztartalma és csíráállapota megfelelő legyen, azaz szükséges az olvadéktisztítás és kezelés elvégzése
- az öntést követően a kokillában történő dermedés során egy megfelelően finom, a szekunder dendritág távolsággal pontosan meghatározható finomságú szövetszerkezet kialakítása
- az öntvény kokillából való kivételét követően szabályozott hűtés alkalmazására a hőkezelés szempontjából fontos elemek idő előtti kiválásának elkerülésére

Amennyiben ezek a feltételek adottak, akkor lehetőség van a hőkezelés alkalmazásával a hengerfej öntvény mechanikai tulajdonságainak növelésére, ezzel párhuzamosan pedig a repedésekkel szembeni ellenállóképesség növelésére.

3.11.1. A hőkezelési kísérletek eredményeinek kiértékelése

A különböző hőkezelési paraméterek az ötvözetek mechanikai tulajdonságait nagymértékben befolyásolják. A vizsgált hengerfej gyártására két anyagminőség bizonyult a legalkalmasabbnak: öAlSi9Cu3 szekunder (226.S.) és az öAlSi9Cu3 primer minőségű (226.P.) öntészeti alumínium ötvözetek. Mivel mind két ötvözet alkalmazása biztosítja a vevő által előírt szilárdsági értékeket és mindkét ötvözet alkalmazásával elérhető a hengerfejek repedésérzékenysége szempontjából kulcsfontosságú min. 2%-os nyúlás, ezért két további szempontot érdemes figyelembe vennünk, mielőtt döntünk a ötvözetek között.

Az egyik az ötvözet ára, a másik pedig a gyártáshoz felhasznált alapanyag minősége. A szekunder ötvözetek esetében ugyanis fokozottan számolnunk kell az intermetallikus vasfázisok megjelenésével, mely fázisok elsősorban felelősek a hengerfejek repedéséért.

Mivel a vizsgált időszakban az a furcsa helyzet állt elő, hogy a primer minőségű ötvözet (226.P.) beszerzési költsége alacsonyabb volt, mint a szekunder ötvözeté (226.S.), ezért műszaki és gazdasági oldalról is indokolható volt a 226 P ötvözet választása a vizsgált hengerfej gyártásához. A 226.P. anyagminőség a 210°C, 150min. hőkezelési paraméterek alkalmazásával mutatta a legkedvezőbb mechanikai tulajdonságokat.

A hengerfej öntvények repedékenységének csökkentését elősegítő mechanikai tulajdonságok és alkalmazható hőkezelések

A következőkben felsorolt megállapítások a T5-ös hőkezelés alkalmazása mellett érvényesek, doktori munkám során ezen hőkezelés paramétereinek vizsgálatát végeztem el.

- Vizsgálataim alapján meghatároztam, hogy a repedékenység csökkentéséhez az egyezményes folyáshatár ($R_{p0,2}$) értékének min. 165 MPa-nak, a nyúlás (A5) értékének pedig min. 2%-nak kell lenni. A hőkezelési paraméterek megválasztásánál az elsődleges kritérium a nyúlás min. 2%-os értékének biztosítása.
- A vizsgálataim alapján igazoltam, hogy a min. 165 MPa egyezményes folyáshatár illetve a min. 2%-os nyúlás eléréséhez a szakirodalom által ajánlottnál hosszabb hőkezelési idők alkalmazása javasolt, ez konkrétan min. 180 perces hőntartást jelent 210°C-on az öregítésnél.
- Vizsgálataimmal igazoltam, hogy a fluidágyas (szabályozott) hűtés alkalmazásával a hengerfejöntvények mechanikai tulajdonságai (R_m , $R_{p0,2}$) hőkezelés nélkül 10%-kal, hőkezeléssel pedig 20%-kal növelhetőek.
- Vizsgálataimmal igazoltam, hogy a hengerfej repedésekkel szembeni ellenálló képessége összefügg a primer fázis szemcsefinomságával, a szekunder dendritág távolsággal. A hengerfej égésterében a min. 165 MPa egyezményes folyáshatár és a min. 2% nyúlás érték elérése a hőkezelést követően csak abban az esetben lehetséges, ha a hengerfej öntvény égésterében a szekunder dendritág távolság értéke max. 19 μm .
- Vizsgálataimmal igazoltam, hogy a kokillában max. 80°C égéster hőmérséklet alkalmazható a max. 19 μm -es szekunder dendritág távolság eléréséhez.
- Bebizonyítottam, hogy a mechanikai tulajdonságok (R_m , $R_{p0,2}$, A5) a kokilla égésterének hőmérséklete alapján előre jelezhetőek. Az előrejelzés alapja a szekunder dendritág távolság és a mechanikai tulajdonságok közötti összefüggés, illetve a mechanikai tulajdonságok javításának a lehetősége a fluidágyas hűtés alkalmazásával.

4. A hőfárasztásos repedésvizsgálat

4.1. A repedésérzékenység vizsgálata, a hőfárasztásos „Thermoshock-teszt”

Az AlSi ötvözetből öntött hengerfej öntvények repedésérzékenységének vizsgálatára a bonni kutató – fejlesztő központunk a hőfárasztásos „Thermoshock-tesztet” dolgozta ki. A doktori munkám során ezen berendezés segítségével ellenőrizhettem az elvégzett kísérleteim repedésérzékenységre gyakorolt hatását.

A 60. ábrán lévő képek a berendezés részeit és a vizsgálat részfolyamatait mutatják



60. ábra A „Thermoshock-teszt”

Egy tesztciklus részfolyamatai

A hengerfejet égéster oldalával felfelé fordítva behelyezzük a vizsgáló berendezésbe. Szobahőmérsékletre indítva a hengerfej égésterét 10 másodperc alatt felhevítjük 100°C körüli hőmérsékletre. Ezt követően 4 – 5 másodperces hőntartás következik ezen a hőmérsékleten.

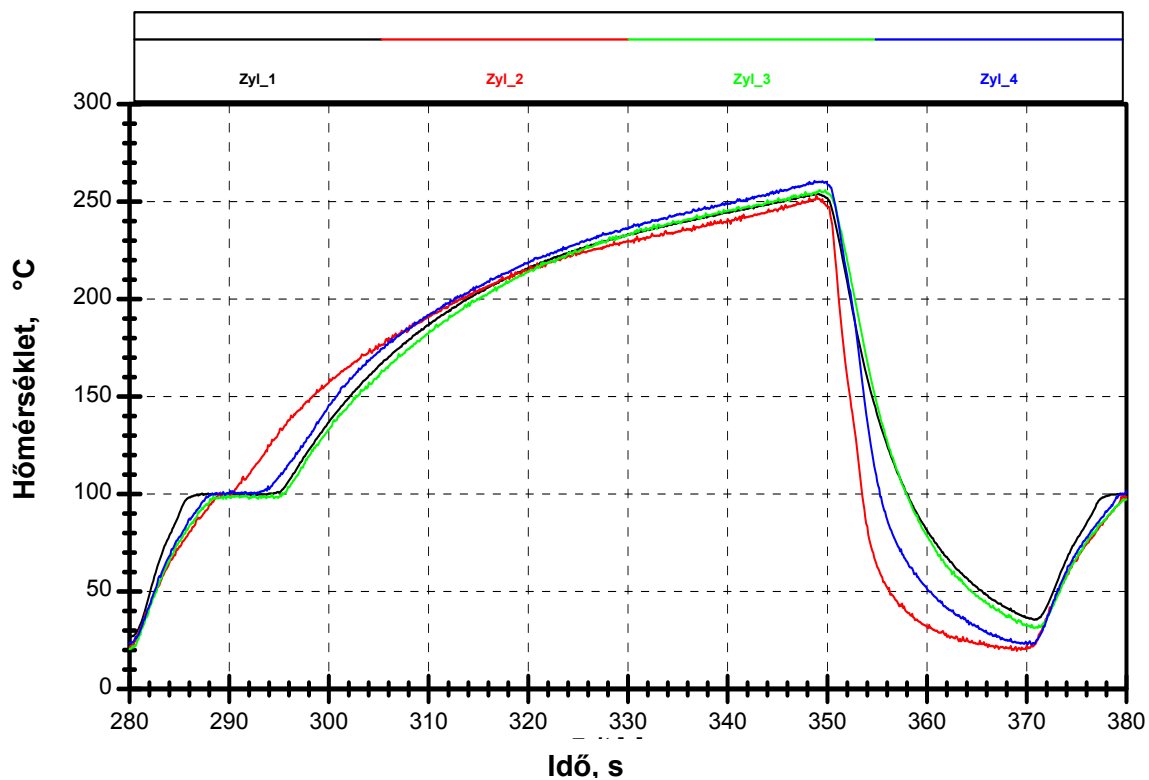
Majd újabb intenzív hevítéssel 50 másodperc alatt a hengerfej égésterének hőmérsékletét 300°C közelébe hevítjük.

Ezt követően a gázégők helyére hideg vizet szolgáltató csövek kerülnek. A vízhűtés segítségével 30 másodpercen belül az égésterek hőmérsékletét újra szobahőmérsékletűre (kb. 20 – 25°C) hűtjük.

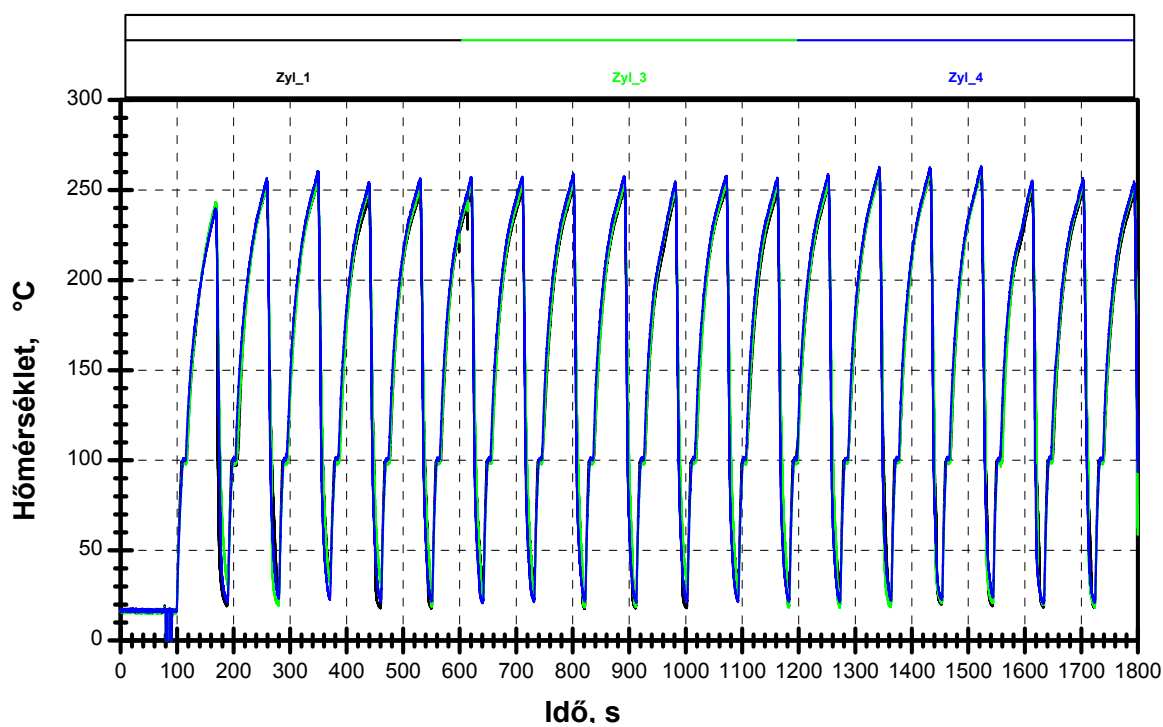
Ezek a ciklusok ismétlődnek egymás után. Az égésterekben kialakuló repedések számát, helyét, mélységét és hosszát 4, 7, 10, 15 és 20 óra elteltével megvizsgáljuk.

A kapott eredményekből diagramos kiértékelést készítettünk.

Az alábbi két diagramon a tesztciklusok láthatóak, előbb egy ciklus kiemelve (61. ábra) majd a ciklusok sűrű egymásutánja (62. ábra):

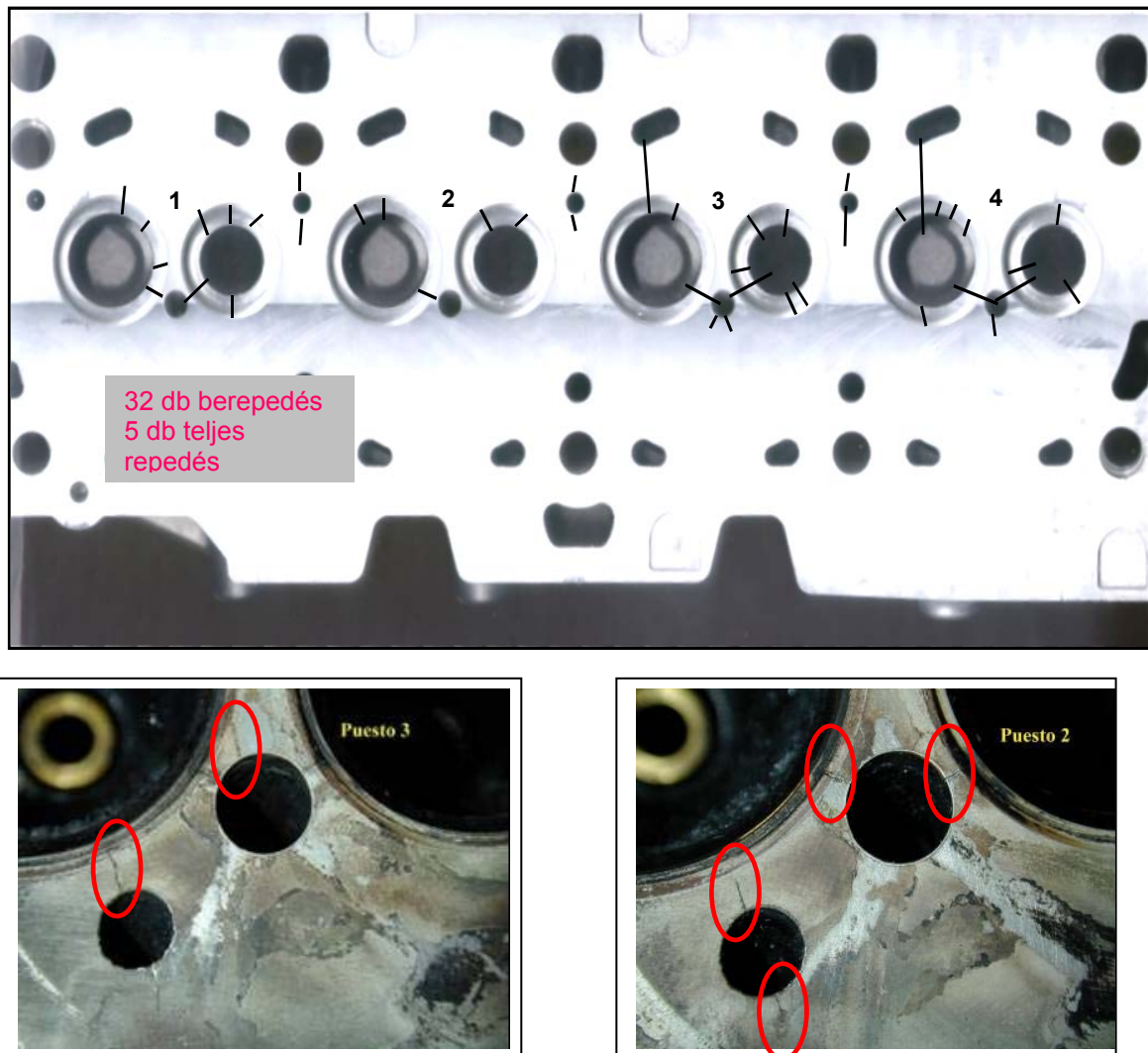


61. ábra A, „Thermoshock”-teszt egy ciklusa



62. ábra Tesztciklusok sűrű egymásutánja

A 20 órás hőfárasztásos „Thermoshock teszt” után a hengerfej égésterében található repedéseket a 63. ábra mutatja.



63. ábra A hengerfej égésterében található repedések a hőfárasztás után

4.2. A hőfárasztásos „Thermoshock teszt” értékelése

A „Thermoshock-tesztek” eredményeként a hengerfejek égéstere az előbbiekben látható módon és helyeken megreped. A teszt kiértékeléseként a kialakult repedések elemzését végezzük el.

Kétfajta repedéstípust különböztetünk meg:

- *berepedés*
- *teljes átrepedés*

A vevői követelmények tartalmazzák, hogy egy hengerfej égésterében mennyi berepedés és mennyi teljes átrepedés fordulhat elő.

A repedésekre vonatkozó előírások tartalmazzák azt is, hogy milyen hosszú és milyen mély lehet az adott repedés.

Ezeket az értékeket annak függvényében határozzák meg, hogy milyen terhelést kap majd a hengerfej a motorban (milyen teljesítményű motorba kerül majd beszerelésre), illetve mennyire veszélyes helyen található a repedés.

A repedés legfontosabb jellemzői:

- mélysége
- a hely, ahol található

Legveszélyesebbek a teljes átrepedések, pl. a szelepektől a víztér lábáig átmenők már komoly funkcionális problémákat is okozhatnak a motor működése során.

Teljes átrepedés tekintetében akkor megfelelő a hengerfej, ha a hőfárasztásos tesztet két hengerfej esetében elvégezve a teljes átrepedések számának átlaga kisebb 10 db-nál.

A hőfárasztásos „Thermoshock-teszt” leginkább a motorok tesztelésére szolgáló ún. cold – warm (hideg – meleg) tesztnek felel meg. A motorok tesztelésére számos más eljárást is alkalmaznak, de a cold – warm tesztnek megfelelő „Thermoshock” teszt a leginkább mérvadó a repedésérzékenység vizsgálatára.

4.3. A „Thermoshock-teszt” (hőfárasztás) eredményeinek bemutatása

Az elvégzett vizsgálatok alapján táblázatokba foglaltam a „Thermoshock-tesztek” eredményeit. Minden kísérletnél betettem egy képet a 20 órás teszt utáni állapotról, mely a hengerfej égésterének 20 órás teszt utáni repedéseit mutatja.

Először a **különböző ötvözetekkel** elvégzett hőfárasztásos „Thermoshock-teszt” eredményeit foglaltam össze azonos hőkezelési paraméter alkalmazása esetén, majd a különböző hőkezelések illetve a gyártási paraméterek hatását vizsgáltam a repedésérzékenységre. A fejezet lezárásaként pedig összefoglaltam a kapott eredményekből levonható következtetéseket.

A bemutatott eredmények kb. 3 év kutatómunkáját foglalják össze.

4.4. A „Thermoshock-teszt” eredményei különböző ötvözetek esetén

A következő ötvözet típusokból leöntött hengerfejek vizsgálatára került sor:

- DIN 226.10 primer (AlSi9Cu3Fe<0,3%)
- DIN 226.10 szekunder (AlSi9Cu3Fe=0,6-0,8%)
- AlSi7MgCu1,5 Fe0,3
- AlSi7Cu2,5Fe0,3
- AlSi7Cu2,5Fe0,6
- DIN 233 (AlSi10MgCu0,5)

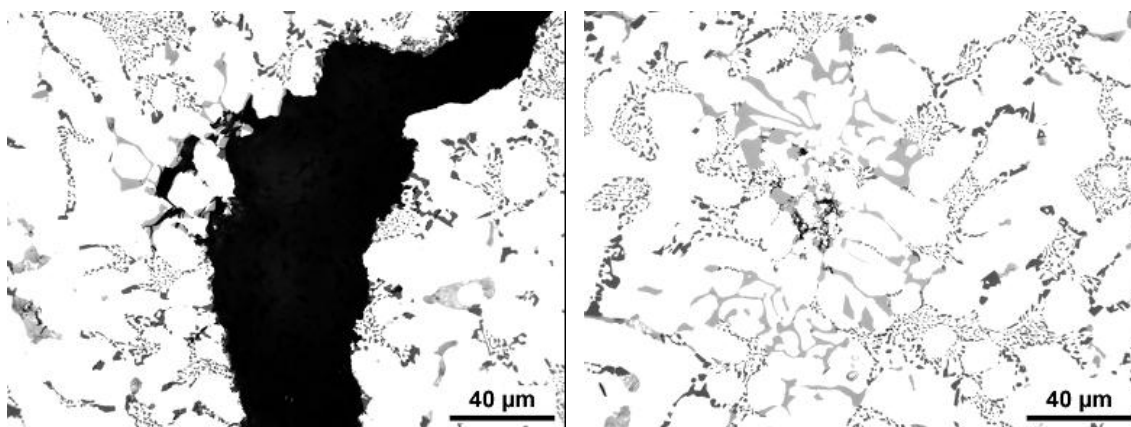
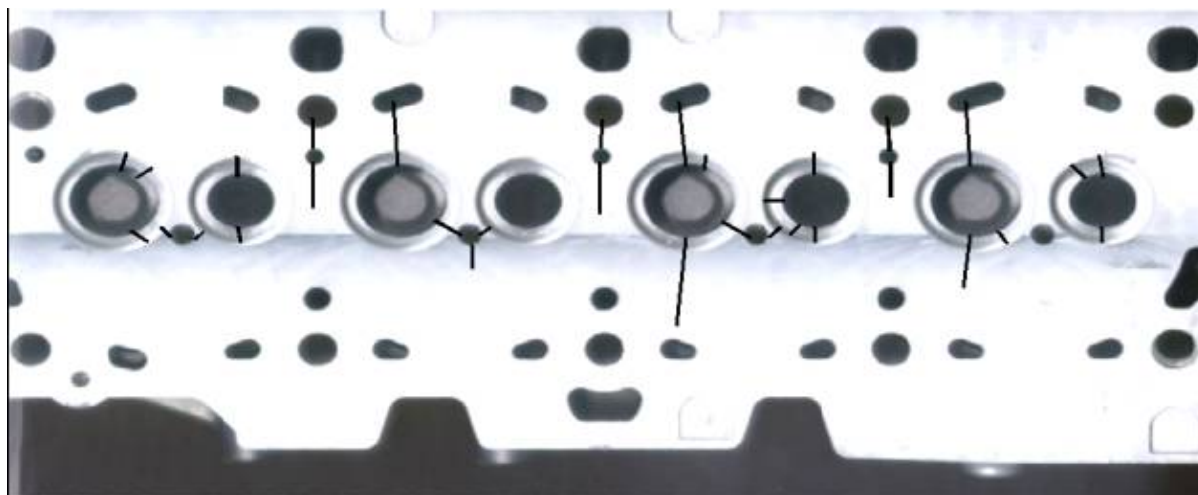
4.4.1. A DIN226.10 primer ötvözet hőfárasztásos „Thermoshock-teszt” eredményei

A 4. táblázat a repedések kialakulásának gyakoriságát és minőségét mutatja.

Ötvözet			4 h	7 h	10 h	15 h	20 h
226 primer T5: 210°C @ 30'+150' (23.10.2002)	719	teljes átrepedés	0	1	5	9	9
		berepedés	3	12	12	17	20
	724	teljes átrepedés	0	1	1	7	10
		berepedés	3	6	12	16	19
	Átlag	teljes átrepedés	0	1	3	8	10
		berepedés	3	9	12	17	20

4. táblázat A repedések kialakulásának gyakorisága és minősége

A DIN 226.10 primer ötvözet esetében a hengerfej égésterében a 20 órás hőfárasztás teszt után kialakult repedésháló és egy tetszőlegesen kiválasztott teljes átrepedés helyéről vett mikrosziszolatról készült felvételek a 64. ábrán láthatók.



64. ábra A hengerfej égésterében 20 órás teszt után kialakult repedések és egy átrepedés környezetének szövettelvétele

A DIN 226.10 primer ötvözet esetén kialakult repedésekről összefoglalóan megállapítható, hogy a 20 órás tesztciklus után 10 teljes átrepedés és 20 db berepedés jelentkezett átlagban a hengerfejek égésterében. Egy tetszőleges teljes átrepedésről készített csiszolat elemzése alapján megállapítható, hogy $Al_{15}(Mn,Fe)_3Si_2$ intermetallikus fázis és oxidhártya is

megtalálható a repedés kiindulópontjánál. Az intermetallikus fázisok ezen formája kedvezőbb a repedéssel szembeni ellenálló képesség szempontjából. A bemutatott képen a repedés egyértelmű oka az oxidhártlya volt, mely egy nem megfelelően méretezett beömlőrendszer következtében kerülhet a hengerfej ötvény égésterébe. Doktori kutatómunkám nem terjedt ki az oxidhártlya eltávolításának lehetőségeire. Megállapítható, hogy a primer ötvözet esetén elkerülhető, hogy vastartalom kedvezőtlen formátumú $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ formában kristályosodjon és ezáltal repedést idézzon elő. Az alkalmazott ötvözet ugyanis hulladékból előállított és tisztított (Fe-tartalom 0,3% alá csökkentve) primer minőségű szekunder ötvözet.

Vizsgálataim igazolták, hogy teljesen repedésmentes hengerfej nincs, a kutatási feladatom a teljes átrepedések számának csökkentése volt, meghatározni azokat a peremfeltételeket, melyek teljesülése esetén a teljes átrepedések száma csökkenthető.

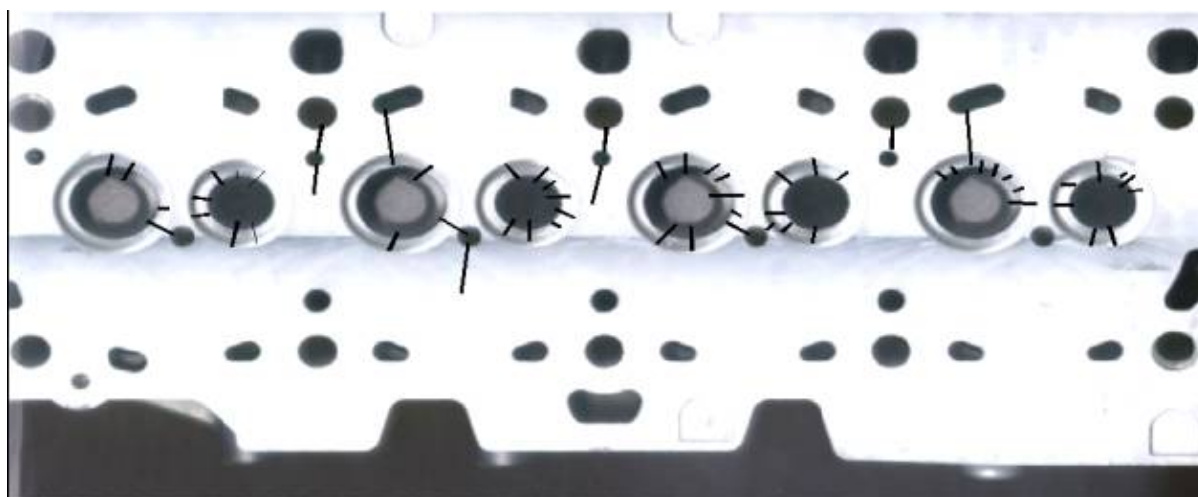
4.4.2. A DIN226.10 szekunder ötvözet hőfárasztásos „Thermoshock-teszt” eredményei

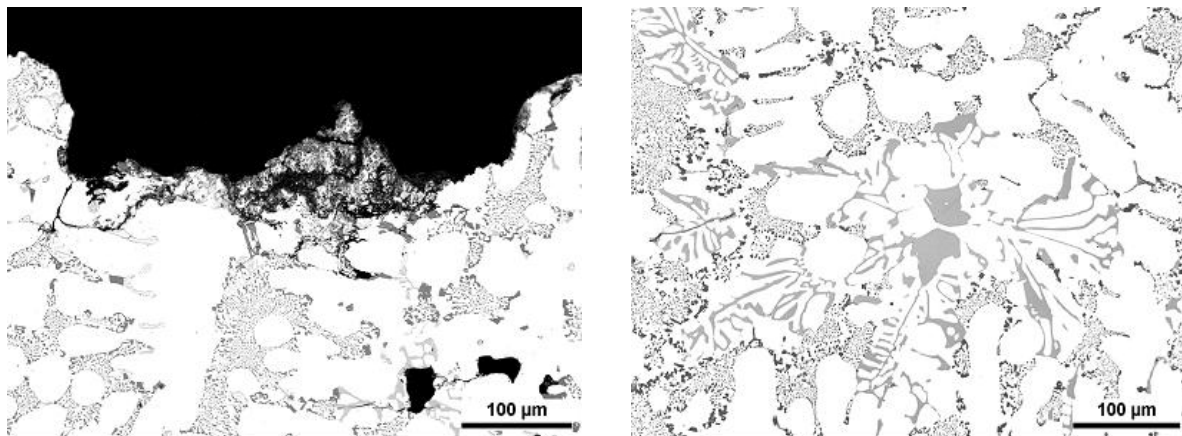
Az 5. táblázat a repedések kialakulásának gyakoriságát és minőségét mutatja.

Ötvözet			4 h	7 h	10 h	15 h	20 h
226 S T5: 210°C @ 30'+150' (12.06.2003)	3	teljes átrepedés	0	3	3	7	9
		berepedés	7	17	30	34	42
	5	teljes átrepedés	0	2	4	6	10
		berepedés	3	13	21	30	32
	Átlag	teljes átrepedés	0	3	4	7	10
		berepedés	5	15	26	32	37

5. táblázat A repedések kialakulásának gyakorisága és minősége

A DIN 226.10 szekunder ötvözet esetében a hengerfej égésterében a 20 órás hőfárasztás teszt után kialakult repedésháló és egy tetszőlegesen kiválasztott teljes átrepedés helyéről vett mikrosziszolatról készült felvételek a 65. ábrán láthatók.





65. ábra A hengerfej égésterében 20 órás teszt után kialakult repedések és egy átrepedés környezetének szövettfelvétele

A DIN 226.10 szekunder ötvözet hőfárasztás teszt eredményei alapján megállapítható, hogy bár a teljes átrepedések száma megegyezik a DIN226.10 primer ötvözetével, a berepedések száma majdnem a duplája. A repedések kiindulópontjából készített mikrosziszolatok eredményei alapján megállapítható, hogy minden repedés kiindulópontjában nagyméretű intermetallikus Fe-tartalmú fázis található.

A kapott eredmények alapján egyértelműen megállapítható, hogy a DIN226.10 szekunder ötvözet alkalmazása repedésérzékenység szempontjából nagyobb rizikót jelent, mint a primer típusú ötvözet.

Vizsgálataim további részében az általam javasolt kísérleti ötvözetkombinációkból öntött hengerfejek hőfárasztás teszt eredményeit mutatom be táblázatos formában és a hengerfejről készített képek alapján. Az összes kísérleti ötvözzel végzett vizsgálat eredményei alapján összefoglalom a különböző ötvözőelemek hatását a hengerfejek repedésérzékenységére.

4.4.3. AlSi7MgCu1,5Fe0,3 primer ötvözet hőfárasztásos „Thermoshock-teszt” eredményei

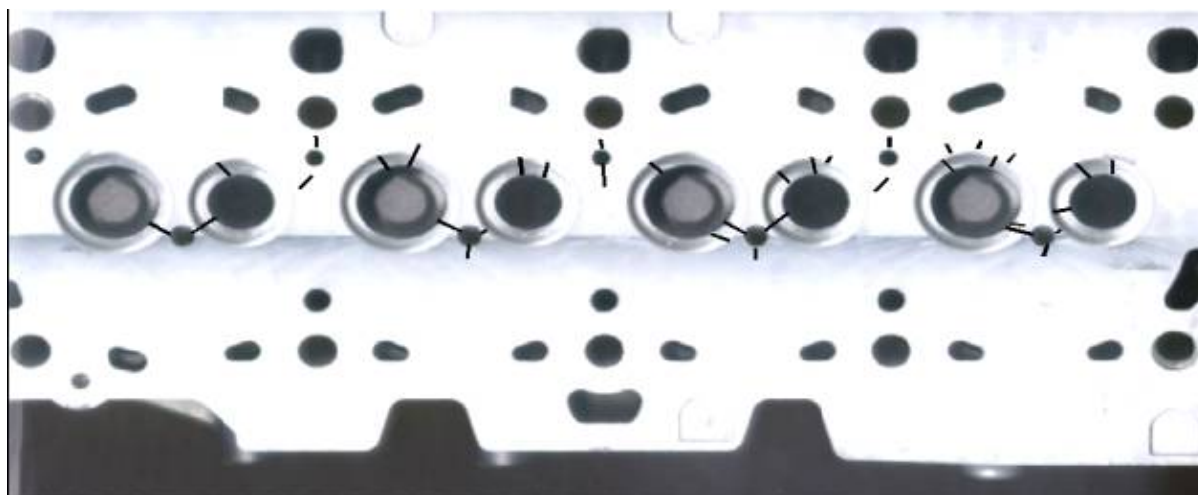
A 6. táblázat a repedések kialakulásának gyakoriságát és minőségét mutatja.

Ötvözet			4 h	7 h	10 h	15 h	20 h
AlSi7MgCu1,5 T5:210°C @ 30'+150'	191	teljes átrepedés	0	0	0	3	5
		berepedés	2	7	9	31	32
	184	teljes átrepedés	0	0	0	0	4
		berepedés	0	9	12	20	33
	Átlag	teljes átrepedés	0	0	0	2	5
		berepedés	1	9	13	29	33

6. táblázat A repedések kialakulásának gyakorisága és minősége

Az AlSi7MgCu1,5Fe0,3 ötvözet egy primer minőségű, szabványos összetételű ötvözet, melynek réztartalmát 0,5%-ról 1,5%-ra növeltem meg. A változtatás oka az volt, hogy az eredeti szabványos összetétel az alacsony réztartalom miatt T5-ös hőkezelés esetén nem biztosítja a szükséges szilárdsági tulajdonságokat.

Az AlSi7MgCu1,5Fe0,3 primer ötvözetből öntött hengerfej égésterében a 20 órás hőfárasztás teszt után kialakult repedéseket a 66. ábrán látható.



66. ábra A hengerfej égésterében 20 órás teszt után kialakult repedések

A 20 órás hőfárasztás teszt után a hengerfej égésterében 5 db teljes átrepedés és 33 db berepedés jelentkezett. Ez az előzőekben bemutatott ötvözetekhez képest jobb eredmény, amelynek oka egyrészt az ötvözet tisztán primer jellege, szemben a 226.10 primer minőségű, de valójában szekunder jellemzőkkel rendelkező ötvözetrel.

Lényeges különbség továbbá az ötvözetek eltérő réztartalma. A kapott eredményekből levonható az a következtetés, hogy a réztartalom növekedése egyértelműen negatív hatást gyakorol a hengerfej ötvények repedéssel szembeni ellenálló képességére.

4.4.4. AlSi7MgCu2,5Fe0,3 primer ötvözet hőfárasztásos „Thermoshock-teszt” eredményei

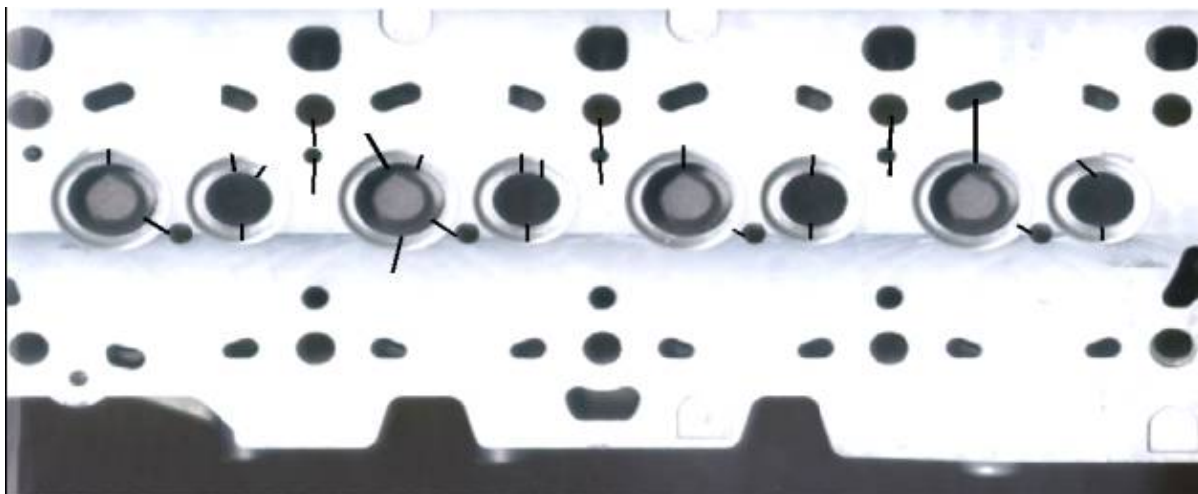
A 7. táblázat a repedések kialakulásának gyakoriságát és minőségét mutatja.

Ötvözet			4 h	7 h	10 h	15 h	20 h
AlSi7Cu2,5Fe0,3 T5:210°C @ 30'+150'	1116	teljes átrepedés	0	0	0	1	6
		berepedés	3	3	24	29	33
	1115	teljes átrepedés	0	0	1	2	6
		berepedés	1	5	8	16	20
	Átlag	teljes átrepedés	0	0	1	2	6
		berepedés	2	4	16	23	27

7. táblázat A repedések kialakulásának gyakorisága és minősége

Az AlSi7Cu2,5Fe0,3 ötvözet egyedül a réztartalomban különbözik az AlSi7Cu1,5Fe0,3 ötvözetétől. Ennél az ötvözetnél a réztartalmat 2,5%-ig növeltem annak érdekében, hogy a meghatározott szilárdsági követelmények teljesüljenek.

Az AlSi7MgCu2,5Fe0,3 primer ötvözetből öntött hengerfej égésterében a 20 órás hőfárasztás teszt után kialakult repedéseket a 67. ábra mutatja.



67. ábra A hengerfej égéstere 20 órás teszt után AlSi7Cu2,5Fe0,3 primer ötvözet esetén

A teljes átrepedések száma eggyel nőtt az AlSi7Cu1,5Fe0,3 ötvözetéhez képest, azonban a berepedések száma kismértékben csökkent. A hengerfej élettartamát elsősorban a teljes átrepedések határozzák meg ezért a két ötvözet közül inkább az alacsonyabb réztartalmú, tehát az AlSi7Cu1,5Fe0,3 biztosíthatná a hosszabb élettartamot, azonban ennek a mechanikai tulajdonság értékei alacsonyabbak.

A kapott eredmények alapján további ötvözeteket vizsgáltam meg annak megállapítására, hogy melyek teljesítik egyszerre mind a két feltételt, azaz a mechanikai tulajdonság értékek és a repedéssel szembeni ellenálló képességük is megfelelő.

4.4.5. AlSi7MgCu2,5Fe0,6 szekunder ötvözet hőfárasztásos „Thermoshock-teszt” eredményei

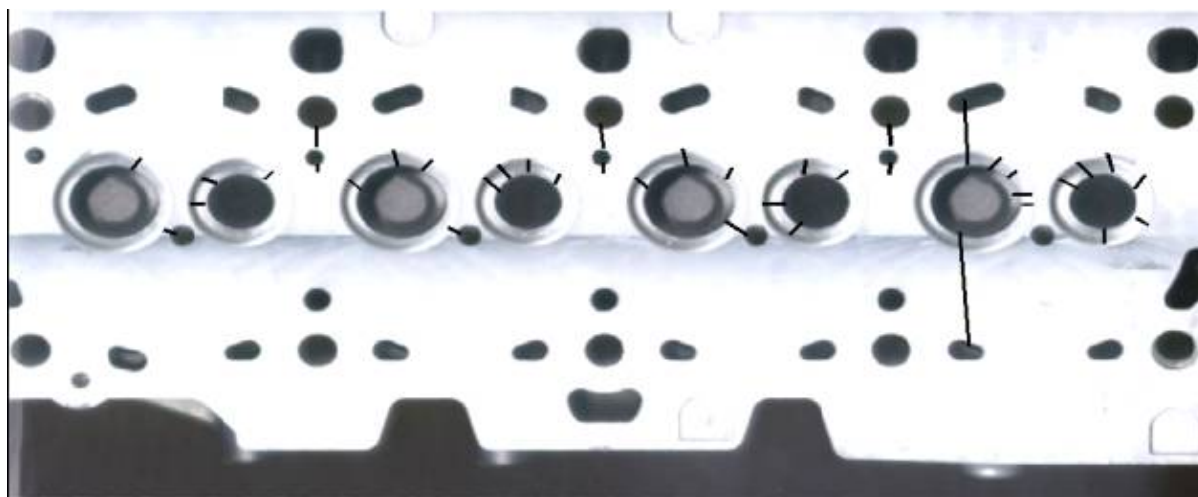
A 8. táblázat a repedések kialakulásának gyakoriságát és minőségét mutatja be.

Ötvözet			4 h	7 h	10 h	15 h	20 h
AlSi7Cu2,5Fe0,6 T5:210°C @ 30'+150'	1087	teljes átrepedés	0	3	4	7	9
		berepedés	4	10	13	15	19
	1089	teljes átrepedés	1	5	9	10	12
		berepedés	6	9	11	19	22
	Átlag	teljes átrepedés	1	4	7	9	11
		berepedés	5	10	12	17	21

8. táblázat A repedések kialakulásának gyakorisága és minősége

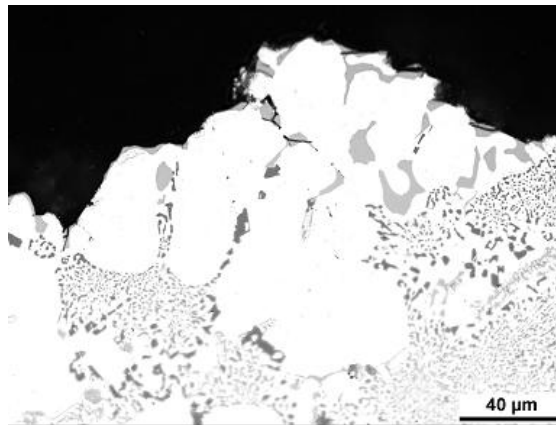
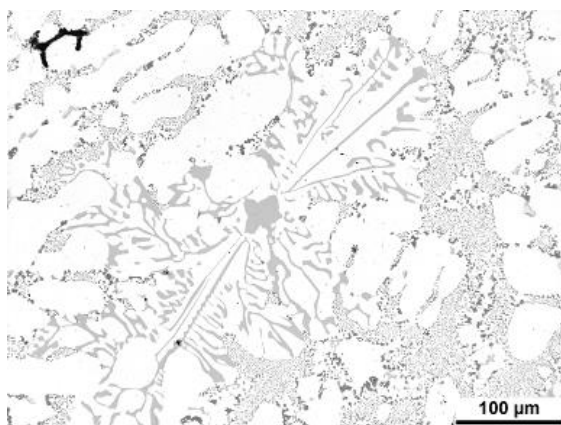
Az AlSi7Cu2,5Fe0,6 ötvözet az előzőekben vizsgált ötvözet szekunder változata. A magasabb vastartalom miatt számolnunk kell a vastartalmú intermetallikus fázisok megjelenésével is mely a repedéssel szembeni ellenálló képességét csökkenti a hengerfej öntvénynek. Ezen fázisok a mechanikai tulajdonságokra is negatív hatást gyakorolnak. Ha azonban betartatjuk a disszertációim korábbi fejezeteiben ismertetett gyártási körülményeket az olvadék előállítás, illetve az öntvény öntése és dermedése során, akkor ez a szekunder ötvözetfajta is alkalmas lehet egy nagyobb repedéssel szembeni ellenálló képességű öntvény gyártására.

Az AlSi7MgCu2,5Fe0,6 szekunder ötvözetből öntött hengerfej égésterében a 20 órás hőfárasztás teszt után kialakult repedések a 68. ábrán láthatók.



68. ábra A hengerfej égéstere 20 órás teszt után AlSi7Cu2,5Fe0,6 primer ötvözet esetén

A teljes átrepedések száma kismértékben nőtt, a berepedések száma viszont számottevően csökkent. Ebből összességében levonható az a következtetés, hogy a kutatási eredményeknek megfelelő körülmények esetén szekunder ötvözetből is önthető olyan ötvény, melynek a repedésekkel szembeni ellenálló képessége megfelelő lesz. A repedések kiindulópontjából készített csiszolatokon, a 69. ábrán jól látszik, hogy az intermetallikus vastartalmú fázisok a kedvezőbb α -Al(FeMn)Si formában találhatók.



69. ábra Mikroszkópos felvételek a teljes átrepedés helyének környezetéről

4.4.6. A DIN233-as szekunder ötvözet hőfárasztásos „Thermoshock-teszt” eredményei

A 9. táblázat a repedések kialakulásának gyakoriságát és minőségét mutatja.

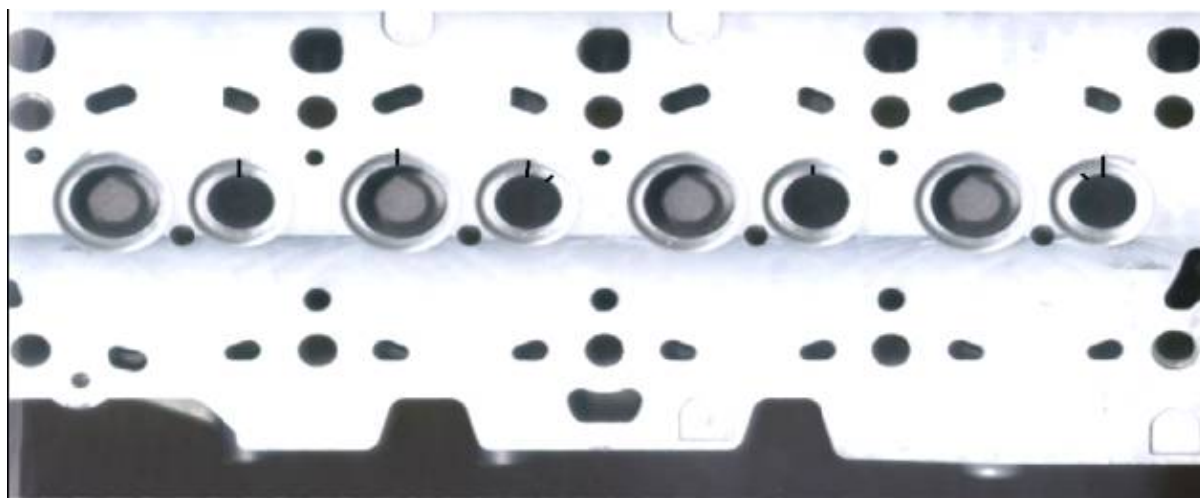
Ötvözet			4 h	7 h	10 h	15 h	20 h
233/T6	448	teljes átrepedés	0	0	0	0	0
		berepedés	0	1	1	6	9
	438	teljes átrepedés	0	0	0	0	0
		berepedés	0	1	2	4	7
	Átlag	teljes átrepedés	0	0	0	0	0
		berepedés	0	1	2	5	8

9. táblázat A repedések kialakulásának gyakorisága és minősége

A DIN 233-as (AlSi10MgCu0,5) ötvözet kipróbálásának több oka is volt. Egyrészt a szilícium-tartalma magasabb, másrészt pedig a réztartalma alacsonyabb (max. 0,5%), mint a korábbi ötvözetek esetében. Vizsgáltam ezáltal a szilíciumtartalom hatását a repedéssel szembeni ellenálló képességre és a mechanikai tulajdonságokra is. Ez az ötvözet szekunder típusú, azaz hulladék beolvasztásával állítják elő, ennek megfelelően a vastartalma 0,6-0,7% körüli.

A repedés-érzékenység csökkentése érdekében meg kellett oldani a vastartalmú intermetallikus fázisok kedvező alakú kiválását, továbbá az alacsony réztartalom hatását kellett ellensúlyozni a megfelelő mechanikai tulajdonságok eléréséhez.

A DIN233-as szekunder ötvözetből öntött hengerfej égésterében a 20 órás hőfárasztás teszt után kialakult repedéseket és minőségüket mutatja a 70. ábra.



70. ábra A hengerfej égüstere 20 órás teszt után a DIN233-as szekunder ötvözet esetén

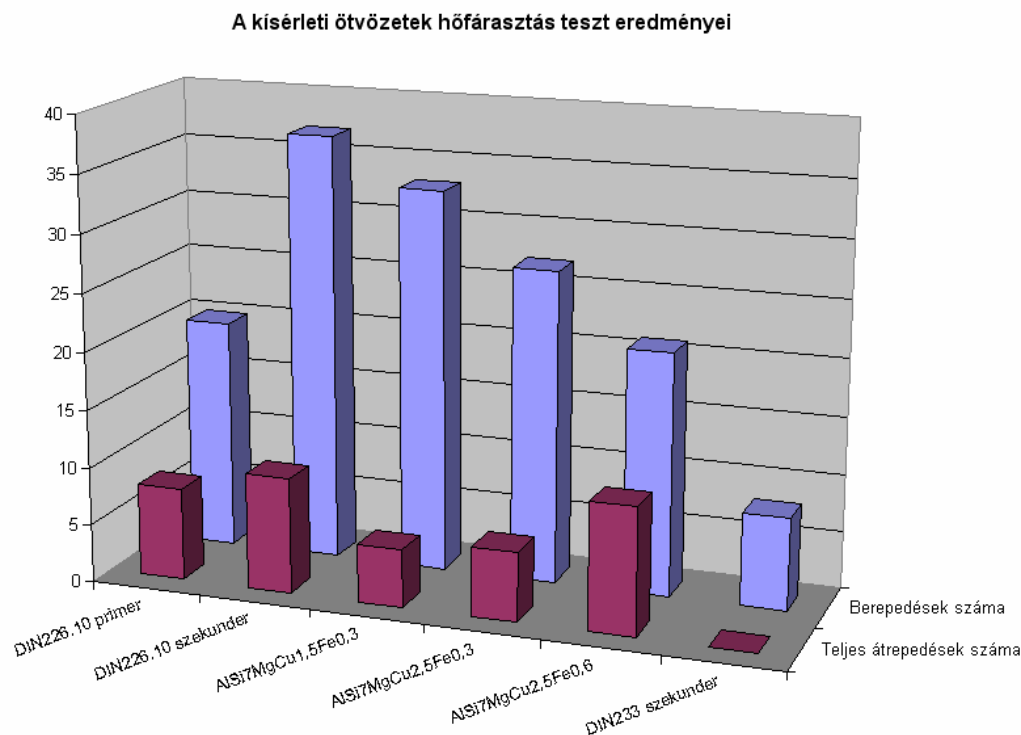
A DIN226-os szekunder ötvözet alkalmazása esetén teljes átrepedést egyáltalán nem, berepedést pedig mindössze 8 db-ot találtam. Az ötvözet alkalmazásának hátránya azonban, hogy szekunder típusú, azaz intermetallikus vastartalmú fázisok megjelenésével, még ha kedvezőbb $\alpha\text{-Al(FeMn)Si}$ formában is számolhatunk, továbbá az alacsony réztartalom jelentősen lecsökkentheti a várható mechanikai tulajdonságokat T5-ös hőkezelés alkalmazása esetén. Összességében azonban ez a kísérlet azt bizonyította, hogy a réz- és szilíciumtartalomnak is jelentős hatása van a vas mellett a hengerfej ötvény repedéssel szembeni ellenálló képességére.

4.4.7. A kísérleti ötvözetek hőfárasztásos „Thermoshock-teszt” eredményeiből levonható következtetések

A 10. táblázatban és a 71. ábrán összefoglalva bemutatom a hőfárasztásos teszt eredményeit.

Ötvözet	Berepedések száma	Teljes átrepedések száma
DIN226.10 primer	20	8
DIN226.10 szekunder	37	10
AlSi7MgCu1,5Fe0,3	33	5
AlSi7MgCu2,5Fe0,3	27	6
AlSi7MgCu2,5Fe0,6	21	11
DIN233 szekunder	8	0

10. táblázat A kísérleti ötvözetek hőfárasztásos teszt eredményei



71. ábra A kísérleti ötvözetek hőfárasztásos teszt eredményeinek összefoglalása

A szabványos üzemi ötvözetekből öntött hengerfejek elvégzett vizsgálatok alapján levonható következtetések

- Megállapítottam, hogy a Cu-tartalom növekedése egyértelműen növeli a repedési hajlamot. Mind a teljes átrepedések, mind a berepedések száma 25-30%-kal növekszik az általam vizsgált ötvözet típusok esetén 1% Cu-tartalom növekedés hatására.
- A DIN 233 szabvány által meghatározott (8,0-11,0 %) intervallumban az Si-tartalom növelése kedvező hatást gyakorol a hengerfej ötvözetek repedésekkel szembeni ellenálló képességre. 10% körüli Si-tartalom esetén a teljes átrepedések száma 0, a berepedések száma pedig feleannyi, mint a többi vizsgált, kisebb Si-tartalmú ötvözetkombináció esetében
- A DIN226.10-es ötvözet primer és szekunder minőségű változatának hőfárasztásos teszt eredményei alapján megállapítható, hogy a szabvány által meghatározott intervallumban az Fe-tartalom növekedésének a hatására a berepedések száma közel 50%-kal, a teljes átrepedések száma pedig 20%-kal növekszik. Nagyobb Fe-tartalom esetén a repedések kiindulópontjában a vas a kedvezőtlen β - Al_5FeSi formában van jelen.

A kísérleti ötvözetek hőfárasztásos teszt vizsgálatának eredményei alapján levonható következtetések

- A DIN233-as ötvözet esetében a teljes átrepedések száma 0 db, a berepedések szempontjából is kedvező volt az ötvözet, az alacsony réztartalom miatt azonban a mechanikai tulajdonságai nem érik el az elvárt értékeket

- Az AlSi7Cu1,5Fe0,3 ötvözet esetén a teljes átrepedések száma 5 db, ami igen jó értéknek tekinthető a berepedések száma pedig 33 db. A repedéssel szembeni ellenálló képesség szempontjából az ötvözet alkalmazása javasolt, azonban az alacsony réztartalom miatt az elérhető mechanikai tulajdonságok nem teljesítik az előírásokat.
- Az AlSi7Cu2,5Fe0,3 ötvözet repedéssel szembeni ellenállóképessége közel azonos az AlSi7Cu1,5Fe0,3 ötvözetével, az elérhető mechanikai tulajdonságok azonban ennél sem teljesítik az előírásokat.
- Az AlSi7Cu2,5Fe0,6 ötvözet, az előző ötvözet szekunder változata esetében a teljes átrepedések száma 11 db feletti, ráadásul a repedések kiindulópontjában megjelentek az intermetallikus vastartalmú fázisok is.
- A DIN 226.10-es ötvözet szekunder változatánál a teljes átrepedések száma 10 db, a berepedések száma pedig 37 db. Megállapítható, hogy a repedéssel szembeni ellenállóképesség szempontjából nem megfelelő az ötvözet, azonban a mechanikai tulajdonságai, a 3% réztartalomnak köszönhetően kielégítik az előírásokat.
- A DIN226.10-es ötvözet primer változata esetében a teljes átrepedések száma 10 db, a berepedések száma pedig 20 db volt. A repedések kiindulópontjában az intermetallikus vastartalmú fázisok a kedvezőbb $\alpha\text{-Al(FeMn)Si}$ formában vannak jelen. A mechanikai tulajdonságok teljesítik az előírásokat.

A fenti megállapítások figyelembe vételével három ötvözet alkalmas a további vizsgálatokra, ezek a DIN233-as, a DIN226.10-es primer és az AlSi7Cu1,5Fe0,3 ötvözet.

Az eredmények kiértékelése után megállapítható, hogy a továbbiakban a minden feltételt kielégítő DIN226.10-es primer ötvözzel érdemes a további vizsgálatokat elvégezni.

4.5. A „Thermoshock-teszt” eredményei különböző hőkezelés és azonos ötvözetek esetén, a fluidágyas hűtés szerepe

Ebben a fejezetben a **DIN226.10-es primer ötvözet alkalmazásával** elvégzett további vizsgálatok eredményeit mutatom be. A korábbi vizsgálatok eredményeim alapján ez az ötvözet biztosítja a repedésekkel szemben a leginkább ellenálló hengerfej ötvényt.

A hőkezelési paraméterek kiválasztásának alapelve az volt, hogy a T5-ös hőkezelés hőmérséklete szempontjából az alsó (210°C) és felső (240°C) sávját vizsgáltam, illetve a hűtési idő tekintetében a 150; 180; és 240 perces hűtési hatását vizsgáltam.

A vizsgálatok fő iránya

- a hőkezelési paraméterek hatásának kimutatása (három hőkezelési változat alkalmazásával)
- a fluidágyas hűtés szerepének bemutatása, érdemes-e alkalmazni a repedésekkel szembeni ellenálló képesség növelésére

A vizsgálatok célja az volt, hogy ha adott egy megfelelő ötvözetből a vizsgálati eredményeimnek megfelelően legyártott hengerfej ötvény, akkor a hőkezelések és a

fluidágyas hűtési eljárás hatását a hőfárasztásos („Thermoshock”-teszt) segítségével bizonyítsam.

A DIN 226.10-es primer ötvözetből gyártott kísérleti ötvények esetében a következő hőkezelések illetve hűtési kombinációk hőfárasztásos („Thermoshock”) teszt vizsgálatára került sor:

- 210°C; 150 min hőkezelés + fluidágyas hűtési eljárás alkalmazása
- 210°C; 150 min hőkezelés + fluidágyas hűtési eljárás alkalmazása nélkül
- 240°C; 180 min hőkezelés + fluidágyas hűtési eljárás alkalmazása
- 240°C; 180 min hőkezelés + fluidágyas hűtési eljárás alkalmazása nélkül
- 240°C; 240 min hőkezelés + fluidágyas hűtési eljárás alkalmazása

4.5.1. A DIN226.10-es primer ötvözetből fluidágyas hűtés alkalmazásával gyártott hengerfej 210°C; 150 min-es hőkezelését követő hőfárasztásos „Thermoshock-teszt” eredményei

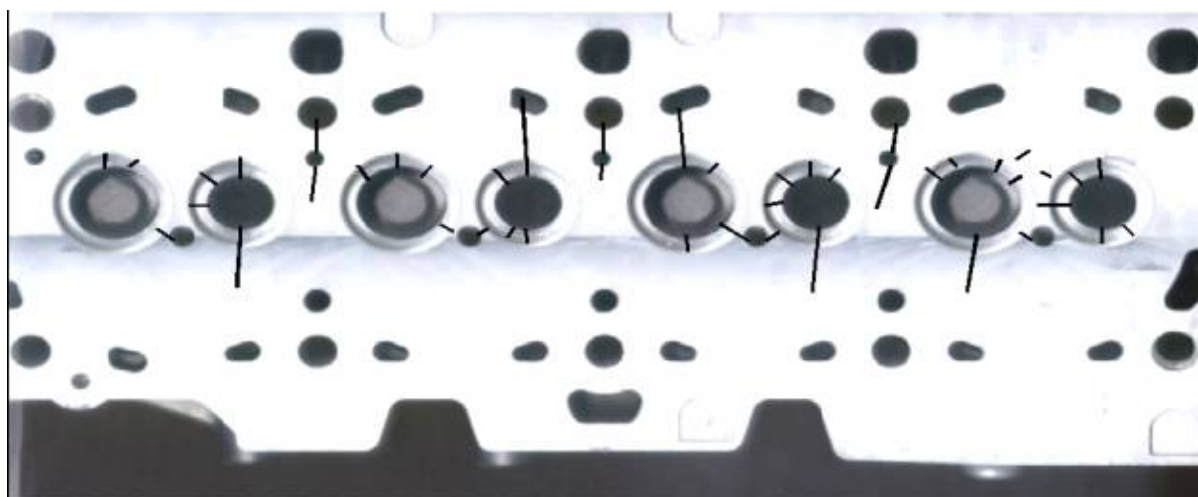
A 11. táblázat a repedések kialakulásának gyakoriságát és minőségét mutatja.

Ötvözet			4 h	7 h	10 h	15 h	20 h
226 primer T5 210°C @ 30'+150' fluid ágy alkalmazása	60-7	teljes átrepedés	2	4	7	11	14
		berepedés	7	14	18	24	28
	60-6	teljes átrepedés	3	4	9	13	13
		berepedés	9	15	17	21	28
	Átlag	teljes átrepedés	2	4	8	12	14
		berepedés	8	14	18	23	28

11. táblázat A hőfárasztásos teszt eredményei

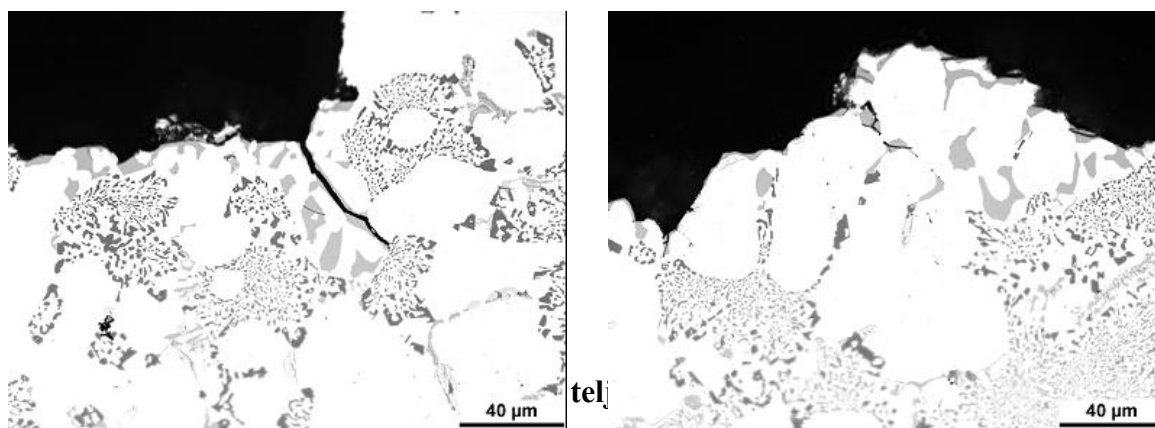
A teljes átrepedések száma 14 db, a berepedések száma pedig 28 db volt, intermetallikus vastartalmú fázist a repedésekből készített mikrociszolatokon nem találtam.

A kialakult repedések helyi eloszlását a 72. ábra mutatja.



72. ábra A DIN 226.10-es ötvözetből fluidágyas hűtés alkalmazásával gyártott és 210°C, 150 perc paraméterekkel hőkezelt hengerfej égéstere 20 órás teszt után

Egy tetszőlegesen kiválasztott teljes átrepedés helyéről vett mikrociszolatról készült felvételek láthatóak a 73. ábrán.



73. ábra Mikrosziszolatok a teljes átrepedés helyéről kivéve

4.5.2. A DIN226.10-es primer ötvözetből fluidágyas hűtés alkalmazása nélkül gyártott hengerfej 210°C; 150 min-es hőkezelését követő hőfárasztásos „Thermoshock-teszt” eredményei

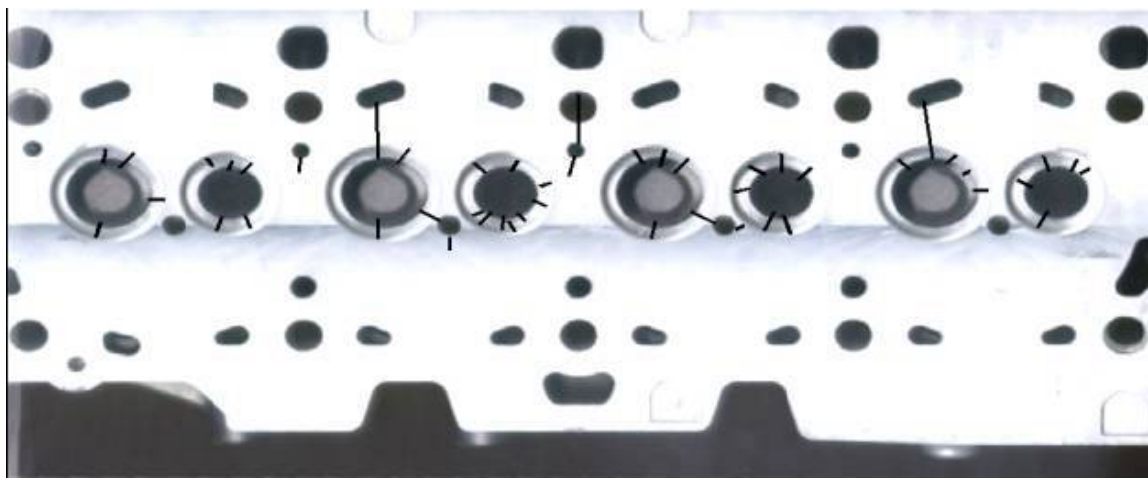
A 12. táblázat a repedések kialakulásának gyakoriságát és minőségét mutatja.

Ötvözet			4 h	7 h	10 h	15 h	20 h
226.10 primer T5: 210°C @ 30'+150' fluid ágy nélkül	802	teljes átrepedés	0	3	5	7	8
		berepedés	2	10	15	20	26
	843	teljes átrepedés	2	6	7	10	14
		berepedés	9	12	21	21	27
	851	teljes átrepedés	3	4	6	10	13
		berepedés	4	17	20	28	35
	Átlag	teljes átrepedés	2	4	6	9	12
		berepedés	5	13	19	23	29

12. táblázat A hőfárasztásos teszt eredményei

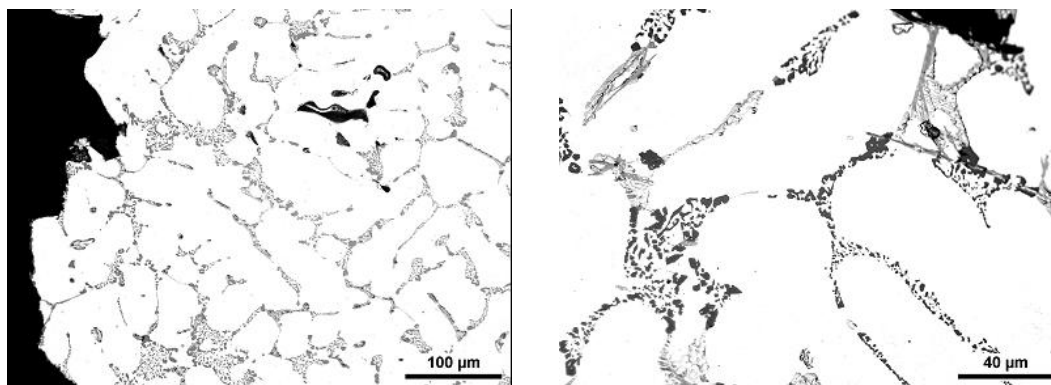
A vizsgált ötvözetből fluidágyas hűtési eljárás alkalmazása nélkül gyártott ötvényen - azonos hőkezelési paraméterek esetén - a teljes átrepedések száma 12 db, a berepedések száma pedig 29 db volt. Ezek az értékek közel vannak a fluidágyas hűtési eljárás szerint gyártott hengerfej ötvény értékeivel.

A hőfárasztás teszt során kialakult repedéseket a 74. ábra mutatja.



74. ábra A DIN 226.10-es ötvözetből fluidágyas hűtés nélkül gyártott és 210°C, 150 perc paraméterekkel hőkezelt hengerfej égéstere 20 órás teszt után

Egy tetszőlegesen kiválasztott teljes átrepedés helyéről vett mikroszkópi csiszolatról készült felvételek láthatóak a 75. ábrán



75. ábra Mikrocsiszolatok a teljes átrepedés helyéről kivéve

Vastartalmú intermetallikus vegyületfázisokat ebben az esetben sem találtam a repedések kiindulópontjából készített mikroszkópi csiszolatokon.

4.5.3. A DIN226.10-es primer ötvözetből fluidágyas hűtés alkalmazásával gyártott hengerfej 240°C; 180 min-es hőkezelését követő hőfárasztásos „Thermoshock-teszt” eredményei

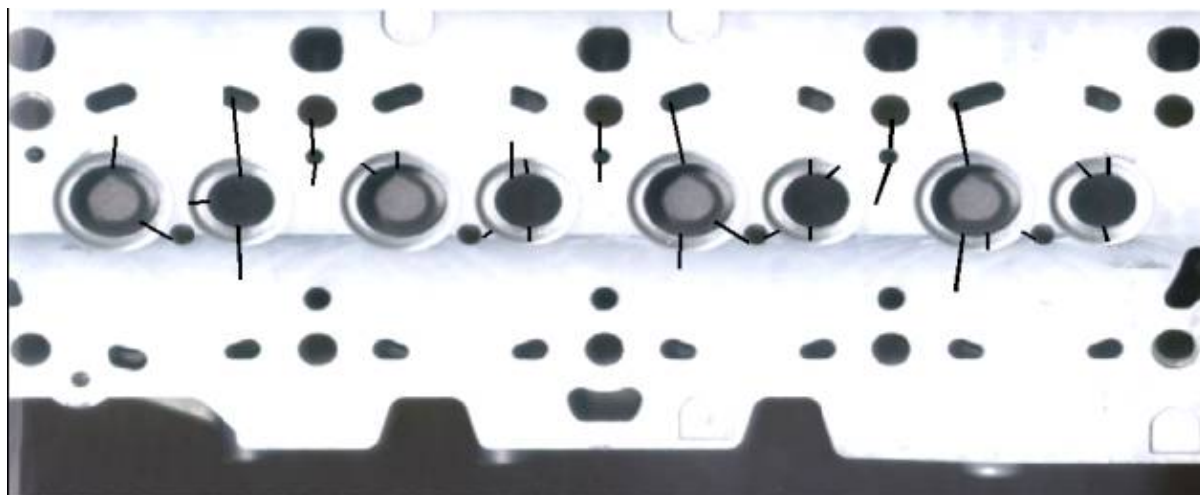
A 13. táblázat a repedések kialakulásának gyakoriságát és minőségét mutatja.

Ötvözet			4 h	7 h	10 h	15 h	20 h
226.10 primer T5:240°C @ 30'+180' fluid ágy alkalmazása	28_2	teljes átrepedés	0	4	6	9	10
		berepedés	20	26	36	40	48
	28_8	teljes átrepedés	2	5	6	8	9
		berepedés	23	34	34	41	45
	Átlag	teljes átrepedés	1	5	6	9	5
		berepedés	22	30	35	41	47

13. táblázat A hőfárasztásos teszt eredményei

A fluidágyas hűtési eljárás és a 240°C; 180 perces hőkezelési paraméter kombináció esetén a teljes átrepedések száma 10 db, a berepedések száma pedig 47 db volt. A teljes átrepedések szempontjából igazolódott, hogy a hőkezelési időnek minimum 180 percre kell lennie.

A hőfárasztásos teszt során kialakult repedéseket a 76. ábra mutatja.



76. ábra A DIN 226.10-es ötvözetből fluidágyas hűtés alkalmazásával gyártott és 240°C, 180 perc paraméterekkel hőkezelt hengerfej égéstere 20 órás teszt után

4.5.4. A DIN226.10-es primer ötvözetből fluidágyas hűtés alkalmazása nélkül gyártott hengerfej 240°C; 180 min-es hőkezelését követő hőfárasztásos „Thermoshock-teszt” eredményei

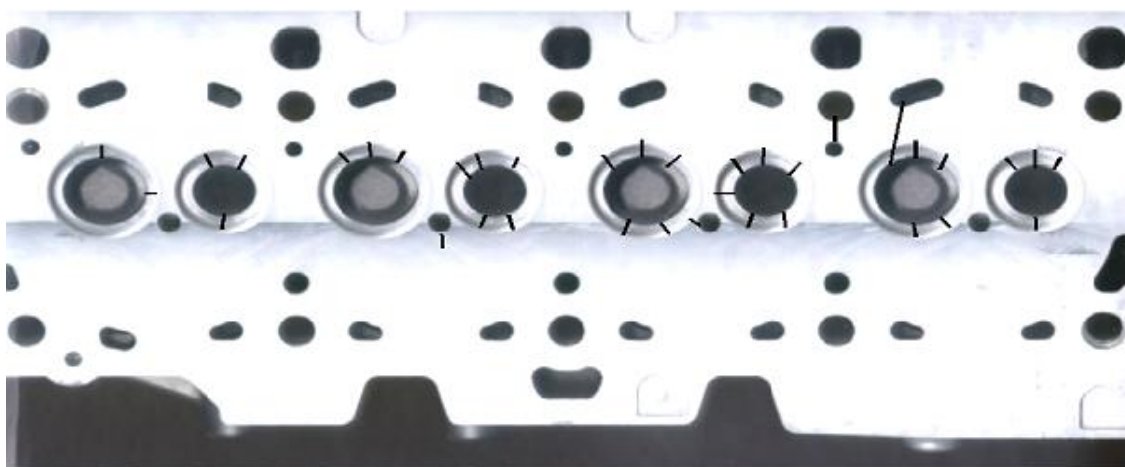
A 14. táblázat a repedések kialakulásának gyakoriságát és minőségét mutatja.

Ötvözet			4 h	7 h	10 h	15 h	20 h
226.10 primer T5:240°C@ 30'+180' fluid ágy nélkül	29_4	teljes átrepedés	0	1	3	5	9
		berepedés	17	23	32	48	53
	29_7	teljes átrepedés	0	2	6	7	8
		berepedés	22	34	42	48	57
	Átlag	teljes átrepedés	0	2	5	6	9
		berepedés	20	29	37	48	55

14. táblázat A hőfárasztásos teszt eredményei

A fluidágyas hőkezelési eljárás alkalmazása nélkül a berepedések száma nagyobb lett, itt már 55db berepedés jelentkezett a teszt után. Igazolódik a fluidágyas hűtési eljárás pozitív hatása a hengerfej ötvény repedésekkel szembeni ellenálló képességének növelésére.

A hőfárasztásos teszt során kialakult repedéseket a 77. ábra mutatja.



77. ábra A DIN 226.10-es ötvözetből fluidágyas hűtés nélkül gyártott és 240°C, 180 perc paraméterekkel hőkezelt hengerfej égéstere 20 órás teszt után

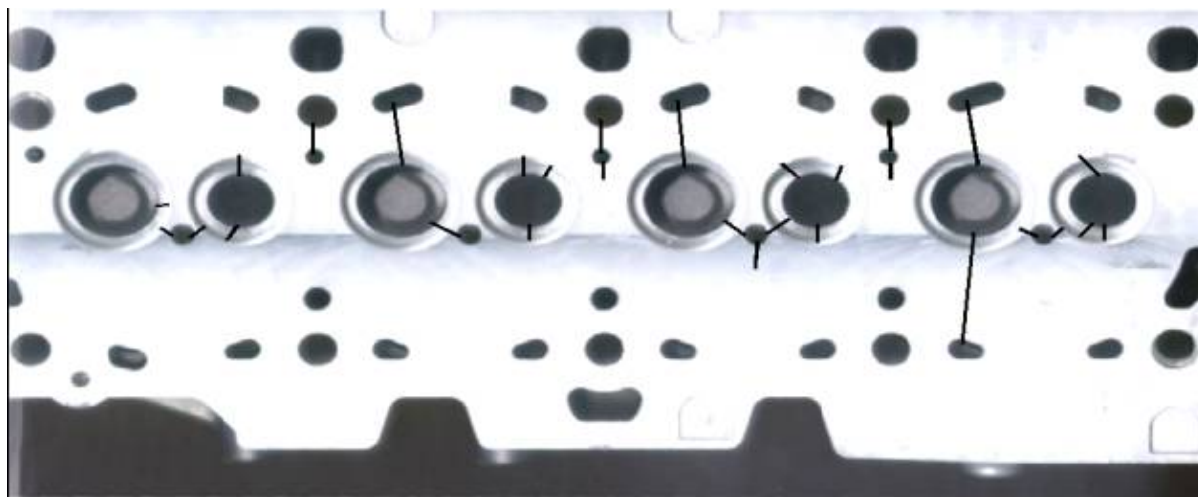
4.5.5. A DIN226.10-es primer ötvözetből fluidágyas hűtés alkalmazásával gyártott hengerfej 240°C; 240 min-es hőkezelését követő hőfárasztásos „Thermoshock-teszt” eredményei

A 15. táblázat a repedések kialakulásának gyakoriságát és minőségét mutatja.

Ötvözet			4 h	7 h	10 h	15 h	20 h
226.10 primer T5: 240°C @ 30'+240' fluid ágy alkalmazása	50_6	teljes átrepedés	0	0	0	1	2
		berepedés	2	3	6	8	13
	50_9	teljes átrepedés	0	1	3	7	8
		berepedés	2	8	11	18	23
	50_12	teljes átrepedés	0	1	3	5	6
		berepedés	2	8	16	24	38
	Átlag	teljes átrepedés	0	1	2	4	5
		berepedés	2	6	11	17	25

15. táblázat A hőfárasztásos teszt eredményei

A hőfárasztásos teszt során kialakult repedéseket a 78. ábra mutatja.

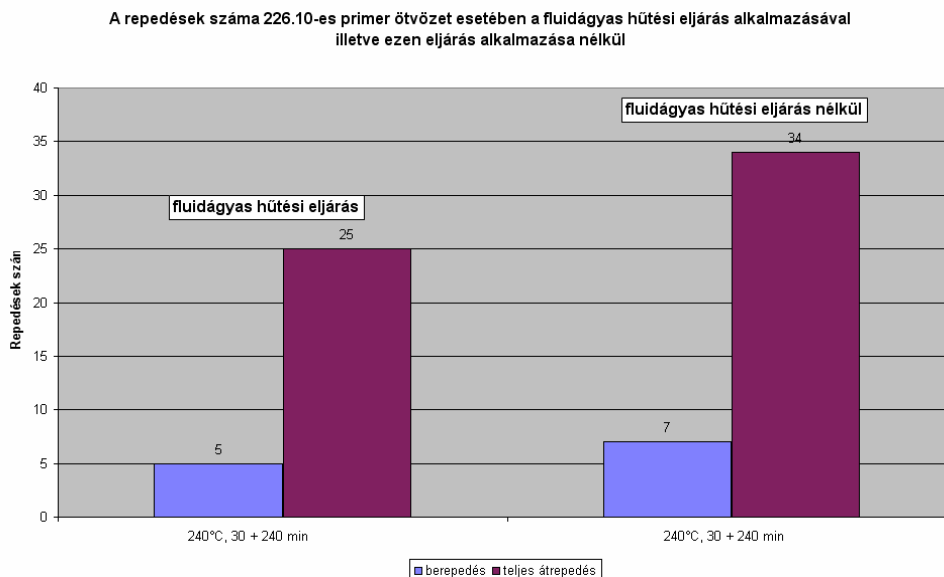


78. ábra A DIN 226.10-es ötvözetből fluidágyas hűtés alkalmazásával gyártott és 240°C, 240 perc paraméterekkel hőkezelt hengerfej égéstere 20 órás teszt után

A fluidágyas hűtési eljárás és 240 perces hőntartás hatására a teljes átrepedések száma 5 db a berepedések száma pedig 25 db volt. Egyértelműen bizonyítást nyert, hogy a hengerfej repedésekkel szembeni ellenálló képességének növeléséhez hőkezelés szempontjából szükség van a legalább 180 perces hőntartási időre, illetve a fluidágyas hűtési eljárásnak is egyértelműen pozitív a hatása.

4.5.6. A DIN226.10-es primer ötvözetnél a fluidágyas hűtési eljárás és 240°C; 240 perces hőkezelés alkalmazásának hatása

A 79. ábrán a DIN226.10-es primer ötvözet esetében a fluidágyas hűtési eljárás hatását mutatom be a 240°C, 240 perces hőkezelés alkalmazása mellett.



79. ábra A repedések száma a DIN226.10-es primer ötvözet esetében a fluidágyas hűtési eljárás alkalmazásával, illetve ezen eljárás alkalmazása nélkül

A 79. ábra adatai is egyértelműen bizonyítják a fluidágyas hűtési eljárás pozitív hatását a hengerfej ötvözetek repedésekkel szembeni ellenálló képességének növelésére. A fluidágyas hűtési eljárás alkalmazásával készített hengerfejek esetében a teljes átrepedések száma 5 db még az eljárás alkalmazása nélküli esetben 7 db. A berepedések tekintetében is hasonló a tendencia, a fluidágyas hűtési eljárás esetében a berepedések száma 25 db még az eljárás alkalmazása nélküli esetben 34 db volt.

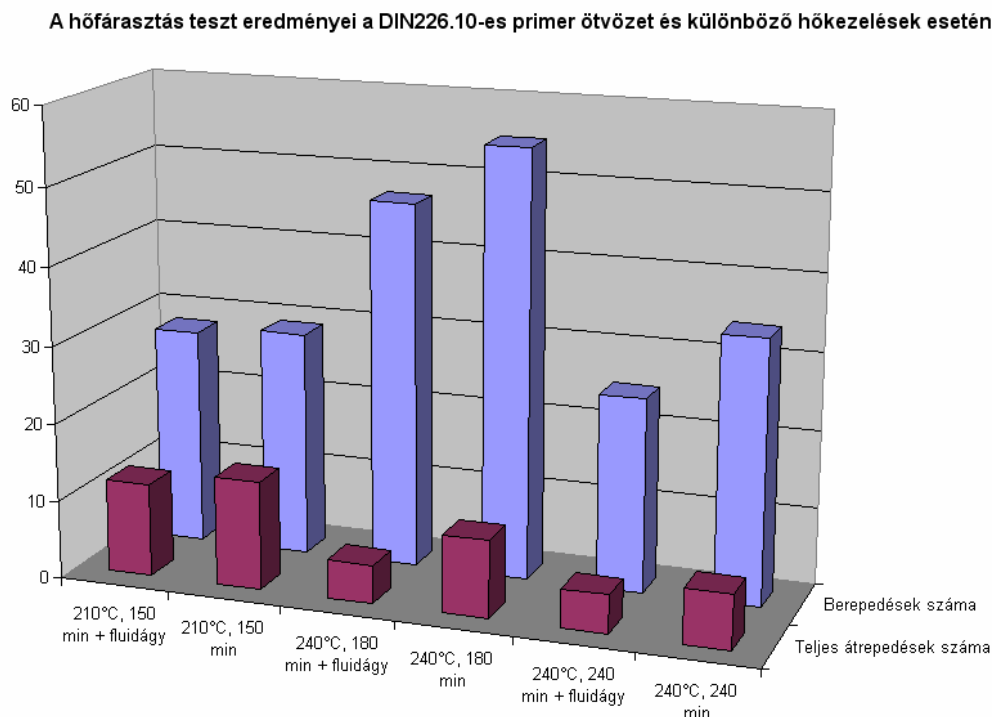
Összefoglalóan megállapítható, hogy a fluidágyas hűtési eljárás alkalmazása mind a teljes átrepedések mind a berepedések számát 25%-kal csökkenti.

4.5.7. A különböző hőkezelés és a fluidágyas hűtés szerepének összefoglalása

A 16. táblázatban és a 80. ábrán összefoglalva bemutatom a hőfárasztási teszt eredményeit.

Ötvözet	Hőkezelés	Fluidágyas hűtési eljárás	Bepedések száma	Teljes átrepedések száma
DIN226.10 primer	210°C, 150 min + fluidágy	igen	28	12
DIN226.10 primer	210°C, 150 min	nem	29	14
DIN226.10 primer	240°C, 180 min + fluidágy	igen	47	5
DIN226.10 primer	240°C, 180 min	nem	55	10
DIN226.10 primer	240°C, 240 min + fluidágy	igen	25	5
DIN226.10 primer	240°C, 240 min	nem	34	7

16. táblázat A hőfárasztási tesztek eredményei azonos ötvözet és különböző hőkezelések esetén



80. ábra A hőfárasztás teszt eredményei DIN226.10-es primer ötvözet és különböző hőkezelések esetén

A 226.10-es primer ötvözetből gyártott hengerfejek eltérő hűtési és hőkezelési eljárást követő hőfárasztó vizsgálatok eredményei alapján levonható következtetések

- A fluidágyas hűtési eljárás, azaz a szabályozott hűtés alkalmazása az öntést követően egyértelműen növeli a hengerfej öntvények repedésekkel szembeni ellenállóképességét.
- A fluidágyas hűtési eljárás kedvező hatása tovább növelhető a hőkezelési paraméterek módosításával.
- A fluidágyas hűtési eljárás és a 210°C, 150 perces hőkezelés alkalmazása esetén a teljes átrepedések száma 12 db, a fluidágyas eljárás alkalmazása nélkül, pedig 14 db, a berepedések száma 28 db, illetve 29 db volt. A repedésekből készített mikrosziszolátok elemzése alapján megállapítható, hogy intermetallikus vastartalmú fázis nem található a szövetszerkezetben.
- A 240°C, 180 perces hőkezelés esetén a fluidágyas hűtési eljárás alkalmazásával a teljes átrepedések száma 5 db, a fluidágyas hűtési eljárás alkalmazása nélkül 10 db volt. A berepedések száma a fluidágyas hűtési eljárás esetén átlag 47 db, a normál hűtési eljárás esetén átlag 55 db volt. A fluidágyas hűtési eljárás alkalmazása 240°C, 180 perces hőkezelési paraméterekkel kombinálva csökkenti a teljes átrepedések és a berepedések számát.
- A 240°C, 240 perces hőkezelés és fluidágyas hűtés esetén a teljes átrepedések és a berepedések száma 25%-kal csökkent a szabályozott hűtés alkalmazása nélküli esethez

viszonyítva. Intermetallikus vastartalmú fázis nem található a repedések kiindulópontjánál.

- A repedések gyakorisága és minősége szempontjából kedvező, azaz 10 db-nál kevesebb teljes átrepedést tartalmazó hengerfej öntvény gyártásának feltétele a DIN226.10-es primer ötvözet esetén a fluidágyas (szabályozott) hűtés eljárás alkalmazása az öntést követően továbbá az öntvények T5 típusú hőkezelése 240°C, 240 min hőkezelési paraméterekkel.

A fluidágyas hűtés hatásának összefoglalása

- A fluidágyas hűtési eljárás alkalmazása esetén a berepedések és a teljes átrepedések száma 25%-kal csökkenthető a normál, azaz a fluidágyas hűtési eljárás alkalmazása nélküli állapothoz képest.
- A fluidágyas hűtési eljárás és a megfelelő hőkezelés kombináció elősegíti a repedésekkel szembeni ellenállóképesség növekedését, mindkét repedés típus 25-40%-kal csökkenthető a hőkezelés paramétereitől függően.

5. Összefoglalás

Doktori kutatómunkám elsődleges célkitűzése a hengerfej öntvényeknél a repedések okainak vizsgálata és feltárása volt. A kutatás célja volt egy olyan összefüggésrendszer felállítása volt, melynek segítségével egyszerűen és olcsón, már a gyártási folyamat input-jai alapján következtetni lehet a hengerfej öntvény repedésekkel szembeni ellenállóképességére. A kutatás háttérét két új hengerfejtípus képezte, mely hengerfejek esetében egyrészt a mechanikai tulajdonságok nem feleltek meg a vevői követelményeknek, másrészt a hengerfejek égésterében nagyszámú repedés jelentkezett.

Doktori munkámat a Hydro Alumínium Győr Kft.-nél végeztem. A gyártási paraméterek repedésérzékenységre gyakorolt hatásának vizsgálatához felhasználtam a bonni kutató-fejlesztő központban található „Thermoshock” (hőfárasztásos) teszt berendezést is.

A disszertáció felépítésében követtem a hengerfej öntvények gyártástechnológiájának lépéseit, azaz a teljes gyártási folyamatot és minden részfolyamatot megvizsgáltam.

Munkám során először a metallurgiai körülmények vizsgálatát végeztem el. Elsőként napjaink szakirodalmának intermetallikus vastartalmú fázisokhoz kapcsolódó részét tanulmányoztam át és foglaltam össze. A hengerfejek repedésének helyéről kivett csiszolatok elemzése ugyanis azt mutatta, hogy minden repedés kiindulópontjában jelen volt intermetallikus vastartalmú fázis.

Megvizsgáltam a vastartalmú intermetallikus fázisok kialakulásának mechanizmusát és elemeztem a kedvezőtlen formájú fázisok megelőzésének lehetőségét. Az öntvényeken kívül az alumínium ötvözet tömböket is megvizsgáltam, bizonyítottam az intermetallikus fázisok öröklődésének tényét.

Meghatároztam azokat a peremfeltételeket, melyek teljesülése esetén jó esély van szekunder ötvözetek (Fe: 0,5-0,8%) esetében is az intermetallikus vastartalmú fázisok káros hatásának a csökkentésére, illetve a repedések szempontjából sokkal veszélyesebb formában (β -Al₅FeSi) kristályosodó fázisok elkerülésére.

A metallurgiai összefüggések megfogalmazása után elvégeztem a gyártás következő lényeges lépcsőjének tekinthető hőkezelések vizsgálatát. Az optimális metallurgiai paraméterek, illetve a hőkezelések kombinálásával meghatároztam a repedésveszély szempontjából legkedvezőbb ötvözet, illetve legkedvezőbb hőkezelési paraméter kombinációt.

A kutatómunkám fontos célkitűzése volt, hogy összefüggést találjak a szekunder dendritág távolság, a mechanikai tulajdonságok és a hengerfej öntvények repedésekkel szembeni ellenállása között.

Konkrét határértékeket határoztam meg az egyezményes folyáshatár ($R_{p0,2}$) illetve a nyúlás (A5) értékekre melyek elérése esetén a hengerfejöntvény teljes átrepedéseinek száma 10 db alá csökkenthető.

Doktori kutatómunkám egyik legértékesebb részének tekinthető a fluidágyas (szabályozott) hűtési eljárás kifejlesztése a hengerfej öntvények mechanikai tulajdonságainak, illetve a repedésekkel szembeni ellenállóképességének a növelésére.

Kutatómunkám célja volt egy olyan összefüggésrendszer felállítása, melynek segítségével előre jelezhetőek az öntvény mechanikai tulajdonságai, illetve a repedésekkel szembeni ellenállóképessége. Ennek alapját a szekunder dendritág távolság mérése, a kokilla hőmérsékletének mérése, illetve a kokilla hűtésének intenzifikálása volt.

30 hét kokilla hőmérséklet mérési eredményei alapján megoldottam a kokillák hűtésének növelését és szabályozhatóvá tételét. Így lehetőség nyílt a hűtés, a szekunder dendritág távolság és a mechanikai tulajdonságok ezen keresztül pedig a repedésekkel szembeni ellenállóképesség előrejelzésére.

Az előrejelzés alapját az képezte, hogy ha biztosítani tudjuk a megfelelő dermedési sebességet a kokilla hőmérsékletének szabályozásával, akkor ez alapján előre meghatározhatjuk a DAS (szekunder dendritág távolság) értékét, melyből következtetni lehet a mechanikai tulajdonságokra. Ha a hengerfejeket a kokillából való kivételt követően fluidágyba helyezzük, és gyors hűlést biztosítunk, akkor nagy pontossággal előre lehet jelezni a várható mechanikai tulajdonságokat a hőkezelést követően. A mechanikai tulajdonságokból pedig előre jelezhető a várható repedések száma.

A bemutatott összefüggésrendszer segítségével tehát a kokilla hőmérséklet mérése alapján, továbbá a mikrociszolat elemzése alapján előre meghatározható a repedések kialakulása.

Az összefüggésrendszer alkalmazása során fontos körülmény hogy csak egy metallurgiai szempontból megfelelő hengerfej öntvény esetében érvényesek ezek az összefüggések. Ezért is van jelentősége a metallurgiai körülményekkel kapcsolatban elért eredményeknek.

A kutatómunkám célját, a repedésérzékenység előrejelzését és a csökkentésére vonatkozó összefüggésrendszer felállítását az elmúlt két év üzemi tapasztalataira is építve úgy érzem sikerült teljesíteni.

Summary

The major aim of my thesis was to study and explore the causes of cracks of cylinder head casts. My aim was to set up a system of interrelations, with the help of which resistance of the cylinder head against cracks may be specified in a simple and cheap way on the basis of inputs of the production process. The theme was based on two new cylinder head types, in case of which the mechanical properties did not meet the buyer's requirements on the one part, and a large number of cracks deeper than the permissible value appeared in the combustion chamber on the other part.

My thesis was made at Hydro Alumínium Győr Kft. Thermoshock tester available in the research & development centre of Bonn has been also used by me for the study of the effects of my experiments on the cracking sensitivity.

The structure of the dissertation is practically identical to the steps of the production technology of cylinder head casts, that is I tried to cover the whole production process, and to compose my innovative thesis on the basis of the analysis of processes in each step.

During my work I studied the metallurgical circumstances. First I studied and summarised literature relating to intermetallic iron-containing phases, as analysis of grindings taken from the place of cracks of cylinder heads showed that an intermetallic iron-containing phase was at the starting point of each crack.

Therefore first I studied on what effect mechanism these phases are based, and what chance we have to prevent these processes or at least to reduce their negative effects. During my studies I also covered aluminium cast blocks in addition to casts, and proved the fact of heritage of intermetallic phases.

I specified edge conditions, on the basis of which there is a good chance even in case of secondary casts (Fe: 0.5-0.8%) to reduce the detrimental effect of intermetallic iron-containing phases, and to avoid their crystallisation (β -Al₅FeSi) which is a much more dangerous form from the aspect of cracks.

After specifying the metallurgical interrelations I studied heat treatments which are considered the next essential step in production. By combining the optimal metallurgical parameters and heat treatments I specified a combination of the most favourable cast and most favourable heat treatment parameter from crack danger aspects. I gave my innovative statements in the form of theses.

A major aim of the dissertation was to find an interrelation between secondary dendrite branch distance, mechanical properties and resistance of cylinder head casts against cracks.

I specified actual numerical values for the conventional flow limit ($R_{p0.2}$) and elongation (A5), and compliance with them may reduce the number of all cracks in a cylinder head cast under 10.

One of the most valuable part of my thesis is the development of fluid-bed (controlled) cooling procedure for the improvement of the mechanical properties of cylinder head casts and of their resistance against cracks.

My aim was to set up a system of interrelations, by means of which mechanical properties of casts and its resistance against cracks may be predicted. This was based on the measurement of the secondary dendrite branch distance, measurement of the die's temperature, and intensification of the cooling of the die.

The increase and controllability of cooling of dies was achieved on the basis of measurements results of 30 weeks. Thus it became possible to predict the cooling, the secondary dendrite branch distance and the mechanical properties, and consequently their resistance against cracks.

The prognosis is based on the following system of interrelations: In case we can ensure an adequate solidification speed in the die, we can preliminarily specify the DAS value (secondary dendrite branch distance) via temperature measurement. Mechanical properties may be concluded from DAS value. If we know the mechanical properties, and the cylinder heads are placed in a fluid bed after removal from the die, and fast solidification is ensured, then we can predict the expected mechanical properties with a great accuracy after heat treatment. The number of cracks may be clearly predicted on the basis of the mechanical properties.

So by means of this system of correlations the number and types of cracks may be preliminarily specified on the basis of a temperature measurement and of the analysis of maximum one single microgrinding.

However, during setting up of this system of interrelations we must note that these interrelations are valid only for cylinder head casts adequate from metallurgical aspects. This is why my thesis made in connection with metallurgical circumstances is required.

So the aim of my dissertation was to set up a system of interrelations to predict and reduce cracking sensitivity, which I feel was successful on the basis of the results of the thesis and of experiences in operation of two years.

6. Új tudományos eredmények

1. A hengerfejek repedés-érzékenységének csökkenése az intermetallikus vastartalmú vegyületfázisok kialakulásával hozható kapcsolatba. A vastartalmú fázisokkal összefüggő megállapításaim:
 - 1.1. A repedések gyakorisága a kritikus érték feletti - azaz 10 db-nál több teljes átrepedés jelentkezik az égéstérben két hengerfej 20 órás hőfárasztás tesztje után átlagértéket tekintve - ha a szekunder AlSi-ötvözet beolvasztásának bármely stádiumában az olvadék Fe tartalma 1% fölé nő. Ebben az esetben az Fe a repedések kialakulása szempontjából kedvezőtlenebb - $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ - formában kristályosodik a szövetszerkezetben, melynek éles sarkai feszültséggyűjtő helyként működnek
 - 1.2. A repedés-érzékenység szempontjából kedvezőtlenebb - $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ - formában kristályosodik a vastartalmú fázis, ha a szekunder ötvözet olvadékának hőmérséklete az olvasztási folyamat során bármely okból tartósan 700°C alá csökken. Ezen hőmérséklet alatt megkezdődik a β -fázisok kiválása, melyek az öntödékben alkalmazott olvasztási körülmények között csak részlegesen tudnak feloldódni, ezért öröklődnek és megjelennek a hengerfej szövetszerkezetében is.
 - 1.3. A repedés-érzékenység szempontjából kedvezőtlenebb - $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ - formában kristályosodik a vastartalmú fázis, ha nem alkalmaznak vízhűtést a tömbösítés folyamán. Ebben az esetben van elég idő az intermetallikus vegyületfázisok kiválására és növekedésére
2. Megvizsgáltam az intermetallikus vastartalmú vegyületfázisok jelenlétének következményeit, meghatároztam e fázisok hatását a mechanikai tulajdonságokra (R_m , $R_{p0,2}$, A5) a táplálási viszonyokra, illetve a hengerfej repedésekkel szembeni ellenálló képességére.
 - 2.1. Az intermetallikus vastartalmú fázisok jelenlétében a repedt hengerfejek mindegyikénél a repedés kiindulópontjában $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ intermetallikus vastartalmú fázis van jelen.
 - 2.2. Az intermetallikus vastartalmú vegyületfázisok környezetében szívódási porozitás található. Kialakulásának oka, hogy a dermedés utolsó szakaszában („burst feeding”) a vegyületfázisok elzárják a dendritek közötti tápcsatornákat, megakadályozzák a folyékony fém áramlását a dendritek között.
 - 2.3. Az intermetallikus vastartalmú fázisok jelenléte inhomogén szövetszerkezet kialakulását idézi elő, mely a mechanikai tulajdonságok (R_m , $R_{p0,2}$, A5) min. 20 %-os csökkenését eredményezi az általam vizsgált ötvözettypusok esetében.
3. A vizsgált ötvözettypusok esetében meghatároztam az intermetallikus vastartalmú vegyületfázisok kialakulásának csökkentési lehetőségeit, azokat a körülményeket, melyek teljesülése esetén a hengerfejek repedésekkel szembeni ellenálló képessége növekszik.
 - 3.1. A hengerfej repedésekkel szembeni ellenálló képessége összefügg az ötvözet Fe – Mn arányával. A szakirodalom szerint ajánlott $0,5\text{--}0,7 \times [\text{Fe}\%] = [\text{Mn}\%]$ arány helyett, a vas kedvezőtlen - $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ - formában való kristályosodásának elkerülését elősegítő Fe – Mn arány: $0,65 - 0,75 \times [\text{Fe}\%] = [\text{Mn}\%]$

- 3.2. A hengerfej repedésekkel szembeni ellenálló képessége összefügg a vastartalmú intermetallikus vegyület fázisok méretével.
Kísérleteim alapján az
- α -Al(FeMn)Si vegyületfázis esetén max. 200 μm
 - β -Al₃FeSi vegyületfázis esetén max. 100 μm .
- értékek alatti méretek esetén a hengerfej öntvény repedése még nem következik be.
- 3.3. A hengerfej repedésekkel szembeni ellenálló képessége összefügg az eutektikus szilícium-kristályok alakjával és méretével. A kedvező legömbölyített alakú eutektikus szilícium-kristályok kialakulásához AlSr10Ti1 előötvözettel előnemesített tömbök alkalmazása szükséges, melynek beolvasztása után, az öntés előtt az olvadék kezelésében már csak minimális korrekciót szabad végezni annak érdekében, hogy a nemesítés tökéletes legyen, a szilícium kristályok ne váljanak repedések kiindulópontjává.
Kísérleteim alapján az ehhez szükséges optimális Sr tartalom értéke az AlSi-ötvözet tömbök esetén 230-300 ppm.
4. A hengerfej öntvények repedésekkel szembeni ellenálló képessége az általam vizsgált ötvözet típusok esetében összefügg a T5-ös hőkezelés alkalmazása során elérhető mechanikai tulajdonságokkal.
- 4.1. Vizsgálataim alapján meghatároztam, hogy a repedések gyakoriságának csökkentéséhez az egyezményes folyáshatár ($R_{p0,2}$) értékének min. 165 MPa-nak, a nyúlás (A5) értékének pedig min. 2%-nak kell lenni. A hőkezelési paraméterek megválasztásánál az elsődleges kritérium a nyúlás min. 2%-os értékének biztosítása.
- 4.2. A vizsgálataim alapján igazoltam, hogy a min. 165 MPa egyezményes folyáshatár illetve a min. 2%-os nyúlás eléréséhez a szakirodalom által ajánlottnál hosszabb hőkezelési idők alkalmazása javasolt ez a mesterséges öregítésnél min. 210°C-on min. 180 perces hőntartást jelent.
- 4.3. Vizsgálataimmal igazoltam, hogy a fluidágyas (szabályozott) hűtés alkalmazásával a hengerfejöntvények mechanikai tulajdonságai hőkezelés nélkül 10%-kal, hőkezeléssel pedig 20%-kal növelhetőek a megszilárdulást követően a hagyományos módon lehűlő öntvényekéhez képest.
- 4.4. Vizsgálataimmal igazoltam, hogy a hengerfej repedésekkel szembeni ellenálló képessége összefügg a primer fázis szemcsefinomságával, a szekunder dendritág távolsággal. A hengerfej égésterében a min. 165 MPa egyezményes folyáshatár és a min. 2% nyúlás érték elérése a hőkezelést követően csak abban az esetben lehetséges, ha a hengerfej öntvény égésterében a szekunder dendritág távolság értéke max. 19 μm .
- 4.5. Vizsgálataimmal igazoltam, hogy a kokillában max. 80°C égéstér hőmérséklet alkalmazható a max. 19 μm -es szekunder dendritág távolság eléréséhez.
- 4.6. Bebizonyítottam, hogy a mechanikai tulajdonságok (R_m , $R_{p0,2}$, A5) a kokilla égésterének hőmérséklete alapján előre jelezhetőek. Az előrejelzés alapja a szekunder dendritág távolság és a mechanikai tulajdonságok közötti összefüggés, illetve a mechanikai tulajdonságok javításának a lehetősége a fluidágyas hűtés alkalmazásával.

5. A hőfárasztásos („Thermoshock”) teszt segítségével meghatároztam a különböző ötvözőelemek hatását a hengerfej öntvények repedésekkel szembeni ellenálló képességére.
 - 5.1. Megállapítottam, hogy a Cu tartalom növekedése egyértelműen növeli a repedési hajlamot. Mind a teljes átrepedések mind a berepedések száma 25-30%-kal növekszik az általam vizsgált ötvözet típusok esetében 1% Cu tartalom növekedés hatására.
 - 5.2. A DIN 233 szabvány által meghatározott intervallumban az Si-tartalom növelése kedvező hatást gyakorol a hengerfej öntvények repedésekkel szembeni ellenálló képességre. 10% körüli Si-tartalom esetén a teljes átrepedések száma 0, a berepedések száma pedig feleannyi, mint a többi vizsgált kisebb Si- tartalmú ötvözetkombináció esetében
 - 5.3. A DIN226.10-es ötvözet primer és szekunder minőségű változatának hőfárasztás vizsgálati eredményei alapján megállapítható, hogy a szabvány által meghatározott intervallumban az Fe-tartalom növekedésének a hatására a berepedések száma közel 50%-kal a teljes átrepedések száma pedig 20%-kal növekszik. Nagyobb Fe-tartalom esetén a repedések kiindulópontjában a vas a kedvezőtlen - β - Al_5FeSi - formában van jelen.
6. A hőfárasztásos („Thermoshock”) teszt segítségével meghatároztam a hőkezelések és az öntést követő szabályozott (fluidágyas) hűtés hatását a hengerfej öntvények repedésekkel szembeni ellenálló képességére.
 - 6.1. Az általam vizsgált ötvözet típusok esetében a fluidágyas hűtési eljárás alkalmazása esetén mind a berepedések, mind a teljes átrepedések száma 25%-kal csökkenthető a normál hűtési eljárásnál kialakuló viszonyokhoz képest.
 - 6.2. A megfelelő hőkezelés és a fluidágyas hűtési eljárás kombinációja elősegíti a repedésekkel szembeni ellenálló képesség növekedését, mindkét repedés-típus 25-40%-kal csökkenthető, attól függően, hogy milyen hőkezeléssel kombináljuk.
 - 6.3. A vizsgálati eredmények szerint a DIN226.10-es primer ötvözet esetén a fluidágyas hűtési eljárás és a 210°C-on történő 150 perces hőkezelés hatására a teljes átrepedések száma 15%-kal, a berepedések száma pedig 10%-kal csökkenthető a fluidágyas eljárás alkalmazása nélküli hűtéshez képest.
 - 6.4. A vizsgálati eredmények szerint a DIN226.10-es primer ötvözet esetén a 240°C-on, 180 perces hőkezelés és a fluidágyas hűtési eljárás alkalmazásának hatására a teljes átrepedések száma 45-50%-kal a berepedések száma pedig 15%-kal csökkenthető a normál hűtési eljárásához képest.
 - 6.5. A DIN226.10-es primer ötvözet és a fluidágyas hűtési eljárás alkalmazásának esetében a hőkezelés idejének és hőmérsékletének növelése a teljes átrepedések számát 15%-kal csökkenti.
 - 6.6. Megállapítottam, hogy a repedések gyakorisága szempontjából kedvező, azaz 10 db-nál kevesebb teljes átrepedést tartalmazó hengerfej öntvény gyártásának feltétele a DIN226.10-es primer ötvözet esetén a fluidágyas (szabályozott) hűtési eljárás alkalmazása az öntést követően, illetve az öntvények T5 típusú hőkezelése 240°C-on 240 perc hőkezelési paraméterekkel.

6.1. Az értekezés tudományos eredményeinek jelentősége és hasznosításuk lehetőségei

A tézisekben megfogalmazott tudományos eredmények új ismeretekkel bővítik az alumínium öntészet tudományterületét. Az elért új eredmények jól hasznosíthatók az oktatásban, kutatásban, és a gyártmányfejlesztésben egyaránt.

Az első két tézisben illetve alpontjaikban megfogalmaztam az intermetallikus vastartalmú vegyületfázisok keletkezésének okait és hatásukat a hengerfej öntvények repedésekkel szembeni ellenálló képességére. A harmadik tézis alpontjaiban összefoglaltam azokat a körülményeket, amelyek teljesülése esetén az intermetallikus vastartalmú fázisok a kedvezőbb - $\alpha\text{-Al(FeMn)Si}$ - formában kristályosodnak és a mennyiségük, illetve a kialakulásuk veszélye csökkenthető.

A negyedik tézis alpontjaiban összefoglaltam a hőkezelési paraméterek szerepét a hengerfej öntvények repedésekkel szembeni ellenálló képességére. Meghatároztam azokat a konkrét kokilla égéstér hőmérséklet, szekunder dendritág távolság, mechanikai tulajdonság, illetve hőkezelési paraméter értékeket, amelyek a korábbiakban említett téziseknek megfelelően kiválasztott ötvözet esetén biztosítják a repedéssel szembeni ellenálló képesség növekedését, ami konkrétan 10 db-nál kevesebb teljes átrepedést jelent két hengerfej 20 órás hőfárasztás vizsgálatát követően átlagértéket tekintve a hengerfej öntvény égésterében.

A negyedik tézis harmadik alpontjában található a szabályozott (fluidágyas) hűtési eljárás pozitív hatásának bemutatása az öntvények repedésekkel szembeni ellenálló képességének növelésére. A disszertáció egyik legnagyobb eredményének tekinthető ennek az eljárásnak a kialakítása, melyet eddig még nem alkalmaztak az alumínium öntészetben az öntvények mechanikai tulajdonságainak, illetve repedésekkel szembeni ellenálló képességének növelésére.

A negyedik tézis hatodik alpontja tartalmazza a doktori cselekmény másik igen fontos célkitűzését, miszerint egy egyszerű és olcsó eljárással előre jelezhetőek legyenek a várható mechanikai tulajdonságok, valamint a repedésekkel szembeni ellenálló képesség.

Az ötödik és hatodik tézis alpontjaiban összefoglaltam, illetve meghatároztam a hőfárasztásos („Thermoshock”) tesztek eredményei alapján az egyes ötvözőelemek hatását a repedésekkel szembeni ellenálló képességre. A minősítés a repedések gyakoriságának meghatározása alapján történt, vagyis hány db teljes átrepedés jelentkezik a hengerfej öntvény égésterében a 20 órás hőfárasztás teszt után, és ez milyen veszélyt jelent a jó öntvényekkel szemben támasztott 10 db teljes átrepedéshez képest két öntvény vizsgálata után átlagértéket tekintve.

Az ötödik és hatodik tézisekben meghatároztam a hőfárasztásos („Thermoshock”) teszt segítségével a hőkezelések és az öntést követő szabályozott (fluidágyas) hűtés hatását a hengerfej öntvények repedésekkel szembeni ellenálló képességére.

Az értekezésben szereplő valamennyi tézis, az öntő szakirányos kohómérnökképzés előadási, illetve gyakorlati anyagának gazdagításában közvetlenül hasznosítható.

Az értekezésben foglalt eredmények eddig 4 diplomaterv elkészítésénél hasznosultak. A témakörben elért tudományos eredmények szakmai jelentőségét 2006. május 24-én a Magyar Öntészeti Szövetség „MÖSZ Díj” elismeréssel jutalmazta. Az értekezésben szereplő szabályozott (fluidágyas) hűtési eljárás alkalmazása a dolgozat eredményeinek alapján a jövőben bármely új nagyteljesítményű motorba kerülő hengerfejöntvény gyártástechnológiájának kialakításakor, mint reális lehetőség számba vehető az öntvények repedésekkel szembeni ellenálló képességének növelésére.

6.2. Az értekezés témaköréből megjelent publikációk

Publikációk:

1. *Fegyverneki György: Vastartalmú intermetallikus fázisok hatása az AlSi ötvözetből öntött hengerfej öntvények repedésérzékenységre*
A Miskolci Egyetem Közleményei, Anyag és Kohómérnöki Tudományok II. sorozat 32. kötet (1.füzet) 59-69. old.
Miskolci Egyetemi Kiadó, Miskolc, 2004.12.20.
2. *Fegyverneki György: Metallurgia és repedésérzékenység összefüggései hengerfej öntvények esetében*
X. FMTÜ 2005. Kolozsvár Kiadvány, 117-121. old.
Erdélyi Múzeum Egyesület Kiadványa, Románia, Kolozsvár, 2005.03.18.
3. *Fegyverneki György: Az intermetallikus fázisok és a repedésérzékenység kapcsolata hengerfejek gyártásában*
BKL. Kohászat, 2005. 5. szám, 19-23. old.
Országos Magyar Bányászati és Kohászati Egyesület, Budapest
4. *Fegyverneki György: Effect of the Segregation of different Fe-phases on the susceptibility to cracks of Al cylinder heads*
Materials Science Forum, Solidification and Gravity IV, Vol.508 (February 2006) pp. 537-542
Trans Tech Publications Ltd, Zürich, Svájc
5. *Fegyverneki György: Mechanikai tulajdonságok előrejelzési lehetőségei az Al-hengerfej öntészetben, a hőkezelés szerepe*
XI. FMTÜ 2006. Kolozsvár, Kiadvány 107-111. old.
Erdélyi Múzeum Egyesület kiadványa, Románia, Kolozsvár, 2006.03.24.
6. *Fegyverneki György: Nyúlás és repedésérzékenység kapcsolata Al-hengerfej öntvények esetében*
VIII. Bányászati – Kohászati – Földtani Konferencia 2006. Sepsiszentgyörgy, Kiadvány 130-135. old.
Erdélyi Magyar Műszaki Tudományos Társaság, Románia, Kolozsvár
2006.04.08.

Szóbeli előadások:

1. *Fegyverneki György: Al hengerfej öntvények mechanikai tulajdonságainak és repedésérzékenységének javítása; az olvadék minőségének szerepe*
17. Magyar Öntőnapok, Miskolc-Lillafüred
2003.10.05-07.
2. *Fegyverneki György: Metallurgiai paraméterek hatása az Al hengerfej öntvények repedésérzékenységére*
Doktoranduszok Fóruma, Miskolci Egyetem, 2003.11.06.

3. *Fegyverneki György*: Az alapanyag tulajdonságainak hatása az Al hengerfej öntvények repedésérzékenységre
VI. Bányászati – Kohászati – Földtani Konferencia, Petrozsény
2004.05.20-23.
4. **Fegyverneki György**, *Zsindely Tibor*: Rejtett öntvényhibák kimutatása computer tomográffal
VI. Bányászati – Kohászati – Földtani Konferencia, Petrozsény
2004.05.20-23.
5. *Fegyverneki György*: Ötvözőelemek változásának hatása az AlSi ötvözetekből öntött hengerfej öntvények repedésérzékenységre
X. FMTÜ Kolozsvár
2005.03.18.
6. *Fegyverneki György*: Metallurgia és repedésérzékenység összefüggései hengerfej öntvények esetén
X. FMTÜ Kolozsvár
2005.03.18.
7. *Fegyverneki György*: A repedésérzékenység csökkentésének lehetőségei Al hengerfej öntvények esetében
VII. Bányászati – Kohászati – Földtani Konferencia, Nagyvárád
2005.04.02.
8. *Fegyverneki György*: Mechanikai tulajdonságok és repedésérzékenység kapcsolata az alumínium öntészetben
18. Magyar Öntőnapok, Balatonfüred, 2005.10.09-11.
9. *Fegyverneki György*: The effect of intermetallic phases at casting of cylinder heads
42th. Foundry Days, Brno
2005.09.20-21.
10. *Fegyverneki György*: Repedésérzékenység okai, csökkentésének lehetőségei Al hengerfej öntvények esetében
Doktoranduszok Fóruma, Miskolci Egyetem
2005.11.09.
11. *Fegyverneki György*: Effect of the mechanical properties for the function of Al-cylinder heads
microCAD 2006 International Scientific Conference
2006.03.16-17.
12. *Fegyverneki György*: Mechanikai tulajdonságok előrejelzési lehetőségei az Al-hengerfej öntészetben, a hőkezelés szerepe
XI. FMTÜ, Kolozsvár
2006.03.24-25.
13. *Fegyverneki György*: Nyúlás és repedésérzékenység kapcsolata az Al-hengerfej öntvények esetében
VIII. Bányászati – Kohászati – Földtani Konferencia, Sepsiszentgyörgy
2006.04.06-09.

Poszter előadások:

1. *Fegyverneki György*: Effect of the segregation of different Fe-phases to the susceptibility to cracks of Al cylinder heads
International Conference on Solidification and Gravity, Miskolc – Lillafüred, 2004.09.06-09.
2. *Fegyverneki György*: Repedésérzékenység csökkentésének lehetőségei Al-hengerfej öntvények esetében
Doktoranduszok Fóruma, Miskolci Egyetem 2004.11.09.

Felhasznált irodalom

- [1] Dr. Ing. H.Fuchs; Dr. Ing. M. Wappelhorst, Mescede: Werkstoffentwicklung zukünftiger Leichtmetallblöcke und Zylinderköpfe – Fragen und Antworten – VDI-Berichte, Nr. 1718, 2003; 107-125
- [2] F.Scheppe; C.Obuna; B.Böttger; J.Jakumeit: Prozess – Gefüge – Eigenschaften – Gesserei Praxis 10/2005; 369 – 372
- [3] Alumínium kézikönyv – Műszaki könyvkiadó, 1984
- [4] Thomas Krist – Könnyűfémek
- [5] Tisza Miklós – Anyagvizsgálat – Miskolci Egyetemi Kiadó, 2001
- [6] Aluminium Taschenbuch, Düsseldorf (1996)
- [7] Leconte, G.B.; Buxmann, K.: Art und Entstehung von Verunreinigungen in Aluminium-Schmelzen, Aluminium 55 (1979), 329-331
- [8] Koewius, A.: Aluminium im Automobil, Aluminium 72 (1996), 232-238
- [9] Prof.Dr. es sciences techniques J.G. Bobro: Besonderheiten der Struktur und der Eigenschaften der Struktur und der Eigenschaften der Aluminiumgußeisen, 43. Internationaler Giessereikongress, Bucuresti, Románia, 5-10 IX 1976, 26
- [10] Z.H. Lee: Prediction of microshrinkage porosity in thin Al-alloy permanent mold castings, 57th. World Foundry Congress, Osaka, 23-28 September 1990, 15
- [11] M. Martinovic, P. Zivkovic, B. Radonjic, B. Radulovic, B. Jordovic: Forschung über den Einfluß der Wärmebehandlung auf die korrosiven Eigenschaften Aluminiumlegierungsgußstücke, 57th. Gießerei-Weltkongreß, Osaka, 23-28 September 1990, 14
- [12] P. Mondal, M. Chakraborty: Statistical modelling of the distribution of the size of the primary silicon particles in hypereutectic Al-Si alloys, 57th. World Foundry Congress, Osaka, 23-28 September 1990, 12
- [13] Dr. Pilissy Lajos, Lengyelne Kiss Katalin, Pocsaji László: Néhány szabványos ipari alumíniumöntészeti ötvözetömb vizsgálata mikroszkópos és mikroszondás módszerrel, Bányászati és Kohászati Lapok – Öntöde, 27. évfolyam 1976. 1.szám
- [14] L. Bäckerud & al: Solidification characteristics of aluminium alloys AFS Scanaluminium 1990. ISBN 0-87433-119-6
- [15] Hein Rombaut: Stronciummal tartósan nemesített sziluminok szerkezetének vizsgálata, Bányászati és Kohászati Lapok – Öntöde, 29. évfolyam 1978. 8.szám
- [16] Tóth András: A termoanalízis szerepe az alumíniumöntvények minőségének biztosításában, Bányászati és Kohászati Lapok – Öntöde, 40. évfolyam, 1989. 1.szám
- [17] Otto Liesenberg, Günter Drossel, Peter Stika: Alumíniumötvözetből készült öntvények mechanikai tulajdonságainak előrejelzése, Bányászati és Kohászati Lapok – Öntöde, 42.évfolyam, 1991. 4.szám
- [18] R.Schuh, F. Jeglitsch, G. Spiegel: Neue Aspekte zur Veredelung von Al-Si Legierungen, 43rd. Internationaler Giessereikongress, Bucuresti, Romania, 5-10 IX 1976, 25
- [19] Luis Martin Leandro, Ferreira Rodriguez Serafin: Permanent modification of the Al-Si eutectic and near-eutectic alloys, 43rd. International Foundry Congress, Bucuresti, Romania, 5-10 IX 1976, 5
- [20] B. Closset, J.E. Gruzleski: Modification, porosity and hydrogen content in Al-Si casting alloys, 56th World Foundry Congress, Düsseldorf, 19-23. May 1989, 32
- [21] Y. Awano, Y. Shimizu: Effect of melt superheating on non-equilibrium crystallization of AlFeSi compound in Al-Si alloy castings, 56th. World Foundry Congress, Düsseldorf, 19-23. May 1989, 27

- [22] R. Fuoco, M. Boccalini Jr, E.R. Correa, A.V.O. Correa, C.L. Mariotto: Effects of strontium modification and solution heat treatment on the silicon morphology in A356 alloy investment castings, 57th. World Foundry Congress, Osaka, 23-28. September 1990, 13
- [23] Katsuhiko Sasaki and Tsuyoshi Takahashi: Low cycle thermal fatigue and microstructural change of AC2B-T6 aluminium alloy, International Journal of Fatigue, Volume 28, Issue 3, March 2006, Pages 203-210
- [24] C.H. Caceres, M.B. Djurdjevic, T.J. Stockwell and J.H. Skolowski: The effect of Cu content on the level of microporosity in Al-Si-Cu-Mg casting alloys, Scripta Materiala, Volume 40, Issue 5, 5. February 1999, Pages 631-637
- [25] H. Mayer, M. Papakyriacou, B. Zettl, S. Vacic: Endurance limit and threshold stress intensity of die cast magnesium and aluminium alloys at elevated temperatures, International Journal of Fatigue, Volume 27, Issue 9, September 2005, Pages 1076-1088
- [26] B.K. Kosec, L. Kosec, J. Kopa: Analysis of casting die failures, Engineering Failure Analysis, Volume 8, Issue 4, August 2001, Pages 355-359
- [27] M.R. Joyce, C.M. Styles, P.A.S. Reed: Elevated temperature short crack fatigue behaviour in near eutectic Al-Si alloys, International Journal of Fatigue 25, 2003, pp. 863-869
- [28] G.Garcia-Garcia, J. Espinoz-Cuadra, H. Mancha-Molinar: Copper content and cooling rate effects over second phase particles behaviour in industrial aluminium-silicon alloy 319, Materials and Design, 2005
- [29] Q.G.Wang, D.Apelian, D.A.Lados: Fatigue behaviour of A356/357 aluminium cast alloys, Part II. Effect of microstructural constituents, Journal of Light Metals, 2001, pp. 85-97
- [30] L.F. Mondolfo, H.W.L. Philips, J.E. Hatch: Aluminium Alloys (1996)
- [31] H. Westengen: Z. Metall 73 360 (1985)

Köszönetnyilvánítás

Ezúton szeretnék köszönetet mondani a Hydro Alumínium Győr Kft. vezetésének azért a lehetőségért, hogy kutatómunkámhoz minden támogatást megadott illetve biztosította a lehetőséget szakmai fejlődésemhez.

Köszönet illeti Dr. Dúl Jenő tudományos vezetőmet aki szakmai vezetésével és hasznos tanácsaival mindvégig hatékonyan támogatta kutatómunkámat.

Köszönetet kell mondanom továbbá Dr. Jónás Pálnak illetve Kovács Árpádnak akik sokat segítettek a scanning elektronmikroszkópos felvételek elkészítésénél, itt kell köszönetet mondanom ezen lehetőség biztosításáért a Fémtani Tanszék vezetésének is.

Végül de nem utolsósorban szeretném megköszönni a Miskolci Egyetem Műszaki Anyagtudományi Kar Metallurgiai és Öntészeti Tanszék munkatársainak azt a szakmai segítséget és támogatást amit doktori munkám során biztosítottak.