

Összefoglalás

Üzemi viszonyok között fontos az olvadék ötvöző- és szennyezőelem-tartalmának nyomon követése a főbb technológiai lépések közben elvégzett spektrométeres mérések eredményeinek elemzésével annak érdekében, hogy elkerülhető legyen a kedvezőtlen hatású elemek koncentrációjának olyan mértékű megváltozása, amely már befolyásolhatja a termék megfelelőségét.

Megállapítható, hogy a statisztikai vizsgálati módszerrel kimutatott relatív koncentráció meghatározása alkalmas az elemek határértékhez viszonyított arányának és időbeli változásának a kimutatására.

A három hónap alatt gyártott több ezer adag vizsgálata során kimutattuk, hogy a megengedett határérték alsó tartományában van a Na, az Sn, a Cd, a P és a Ni. A megengedett tartomány felénél kisebb a Pb és a Ca koncentrációjának átlaga. Kimutattuk továbbá, hogy a Fe, a Zn és a Cr koncentrációjának átlaga mindegyik ötvözetben a megengedett felső határ

közelében van. Az Sb koncentrációja az A233-as és az A356-os ötvözetben szintén a megengedett felső határ közelében van, gyakran meghaladja az előírt értéket.

A zárványtartalom összefügg a szennyezőelem-tartalommal is. Kimutattuk, hogy a vizsgált adagok esetében a szennyezőelemek komplex vegyületfázisok formájában találhatóak a szövetben. A kristályosodási folyamat befolyásolása céljából adagolt elemek, pl. a stroncium előfordulása a komplex vegyületekben csökkenti az elvárt hatás kiváltásához tartozó mennyiséget.

További vizsgálatok elvégzését követően módosítható lesz az ötvözetek elemeinek határérték-előírása a beszállítókkal szemben és a belső üzemi folyamatokban is.

A publikációban bemutatott kutatómunka a GOP 1.1.2-08/1 „Mechatronikai és Anyagtudományi Kooperációs Kutatási Központ jövőbeli működésének fejlesztése és megerősítése” című projekt támogatásával valósult meg, melynek folytatását az Új

Magyarország Fejlesztési Terv TÁMOP-4.2.1.B-10/2/KONV-2010-0001 jelű „A felsőoktatás minőségének javítása kiválósági központok fejlesztésére alapozva a Miskolci Egyetem stratégiai kutatási területein” című projekt támogatása biztosította.

Irodalom

- [1] J. E. Hatch: Aluminum: Properties and physical metallurgy. Aluminium Association, American Society for Metals, 2005
- [2] J. Campbell: Castings. Elsevier Science Ltd., Oxford, 2003
- [3] L. Liu – F. H. Samuel: Effect of inclusions on the tensile properties of Al7%Si0,35%Mg (A356.2) aluminium casting alloy. Journal of Materials Science, 33 2269–2281, 1998
- [4] N. S. Stoloff – V. K. Sikka–Chapman – Hall: Physical metallurgy and processing of intermetallic compounds. London, 1995
- [5] Jónás P.: Könnyűfém-öntészeti ismeretek. Tananyag, Miskolc, 2011

GODZSÁK MELINDA – FEGYVERNEKI GYÖRGY – FARKAS GYÖRGY – SÓLYOM JENŐ – KOVÁCS ÁRPÁD – PEKKER PÉTER – GÁCSI ZOLTÁN

AlSi10MgCu0,5 ötvözetből készült járműipari öntvények hőkezelésének időszerű kérdései

Napjaink járműipari öntvényeinek egyre sokoldalúbb igényeket kell kielégítenie. A megrendelő részéről a beszállítókkal, öntődékkal szemben támasztott egyik legfontosabb követelmény az egyre jobb minőségű és teljesítményű, de ugyanakkor egyre kisebb tömegű alkatrészek kifejlesztése. Ahhoz, hogy az egyre kisebb tömeg mellé egyre nagyobb teljesítmény és minőség párosulhasson, eleget kell tenni az autóban lévő öntvényekkel szemben támasztott szigorú szilárdsági követelményeknek. Folyamatos gyártástechnológiai fejlesztésekre van szükség, a megfelelő tisztasági fokú, azaz kisebb hidrogén- és zárványtartalmú fémolvadék-előállításától kezdve a szemcsefinomításon és olvadék-nemesítésen túl, a különféle hőkezelési technológiáig terjedően.

Nemak Győr Kft. között jött létre. Az ún. T6-os hőkezelés (homogenizálás, gyors edzés, majd mesterséges öregítés) és a szilárdsági tulajdonságok, illetve a mikroszerkezeti változások összefüggéseinek meghatározásával, a hőkezelés paramétereinek optimalizálásával, a hőkezelési idő minimalizálásával foglalkoztunk. Mindezekkel tulajdonképpen a nemesítő hőkezelés költségcsökkentési lehetőségeit vizsgáltuk, ugyanis egy adott technológia fejlesztésébe és bevezethetőségébe a műszaki megvalósíthatóság és paraméterek mellett egy mérnök számára sajnos gazdaságossági szempontok is befolyással bírnak.

1. Bevezetés

Kutatásainkban járműipari alumíniumöntvények gyártástechnológiájá-

nak fejlesztési lehetőségeit vizsgáltuk egy kutatási-fejlesztési szerződés keretében, mely a Miskolci Egyetem Műszaki Anyagtudományi Kara és a

2. A vizsgálatok és a mérési eredmények bemutatása

A vizsgált ötvözetünk az AlSi10MgCu0,5 volt, melyből szelvényautóba való hengerfejek készülnek. A vizsgálatok pontos helyeit és a megkívánt szilárdsági határértékeket az öntvényel szemben támasztott követelmények határozzák meg. A vizsgált öntvényeket tehát az előírásoknak megfelelően daraboltuk fel és munkáltuk ki belőlük a vizsgálni kívánt mintadarabokat. Ezek között kétfélét különböztetünk meg: azokat a próbadarabokat, amelyek az öntvény alsó, dermedés közben irányítottan hűtött oldaláról származnak, valamint azokat, amelyek az öntvény felső, dermedés közben nem irányítottan hűlt részéről valók. A továbbiakban az egyszerűség kedvéért ezeket „alsó oldali” és „felső oldali” próbadaraboknak nevezzük.

3. A hőkezelési terv

A vizsgált AlSi10MgCu0,5 ötvözetből készülő öntvény esetén az eredetileg alkalmazott T6-os hőkezelés összesen 9 óra időtartamú. Első lépcsőben egy 530 °C-os, 6 órás homogenizálást végeznek el, majd 80 °C-os vízben intenzíven hűtik az öntvényeket. A gyors edzést követően a második lépcsőben 210 °C-os, 3 órás mesterséges öregbítést alkalmaznak. Vizsgálataink kísérleti részében ezeket a hőkezelési paramétereket alapul véve, a Nematik Győr Kft.-vel együttműködésben kidolgoztunk egy olyan

1. táblázat. A hőkezelési terv

Sorszám	Hőkezelési körülmények	Ütem
1.	Öntött, öntés után 2 nappal	
2.	Öntött, öntés után 14 nappal	
3.	530 °C – 3 óra – 210 °C – 2 óra	1. ütem
4.	530 °C – 3 óra – 210 °C – 3 óra	
5.	530 °C – 3 óra – 210 °C – 4 óra	
6.	530 °C – 4 óra – 210 °C – 2 óra	2. ütem
7.	530 °C – 4 óra – 210 °C – 3 óra	
8.	530 °C – 4 óra – 210 °C – 4 óra	
9.	530 °C – 5 óra – 210 °C – 2 óra	3. ütem
10.	530 °C – 5 óra – 210 °C – 3 óra	
11.	530 °C – 5 óra – 210 °C – 4 óra	
12.	530 °C – 6 óra – 210 °C – 3 óra	

hőkezelési tervet, amelynek célja volt megállapítani azt, hogy a hőkezelési idők csökkentése ellenére is teljesíthetők-e az előírt szilárdsági követelmények. Ennek megfelelően határoztuk meg a nemesítő hőkezelés időparamétereit (a hőmérsékletet nem változtattuk meg), amelyeket három nagy csoportra osztottunk (1. táblázat). A tizenkettedik, eredeti hőkezelést (6+3 órásat) egyfajta „kíváncsiságból” hajtottuk végre, hogy megnézzük, mekkora eltérést okozhat a kapott eredményekben az, ha az arra alkalmas speciális hőkezelő kosárban egy teljes öntvényt hőkezelünk, vagy ha kisebb méretű, kimunkált darabokat hőkezelünk laboratóriumi hőkezelő kemencében. Az általunk elvégzett összes hőkezelést (lásd 1. táblázat) az öntést követő 3-4 napon belül végeztük el. A kapott eredményekből megállapítottuk, hogy vannak eltérések, de nem számottevőek.

4. A Brinell-makrokeménységi mérés eredményei

A Brinell-keménységméréseknél a golyó átmérője 5 mm, a terhelőerő 250 kp (2452,5 N), a terhelés időtartama pedig 12 másodperc volt. A felső és alsó oldali próbadarabok ábrázolt keménységértékei darabonként hét mérés átlagából álltak össze. A 1. ábrán a Brinell-keménységet az azonos homogenizálási időkhöz tartozó különböző mesterséges öregbítési idők függvényében ábrázoltuk. A keménységre az előírások 90 és 110 HB közötti értéket írnak elő mind a felső, mind az alsó oldalon.

Ha eltekintünk a mérési pontatlanságoktól, és szigorúan vesszük az értékintervallumot, akkor láthatjuk, hogy ebbe a keménységtartományba az általunk elvégzett 530 °C-on 4 órás homogenizálással, majd 210 °C-on 3 óra mesterséges öregbítéssel hőkezelt két próbatest 107, ill. 108

Godzsák Melinda 2007-ben a Miskolci Egyetem Gazdaságtudományi Karán szerzett egyetemi diplomát. 2011-ben a Műszaki Anyagtudományi Karon BSc-szinten végzett öntész-hőkezelőként. Jelenleg ugyanezen a karon végzős MSc-hallgató, hőkezelő-anyagvizsgáló szakirányokon. Kutatási területe: alumíniumöntvények nemesítő hőkezelése, ennek hatása a mikroszerkezetre és a mechanikai tulajdonságokra.

Dr. Fegyverneki György szakmai életrajzát jelen lapszámunkban közöljük.

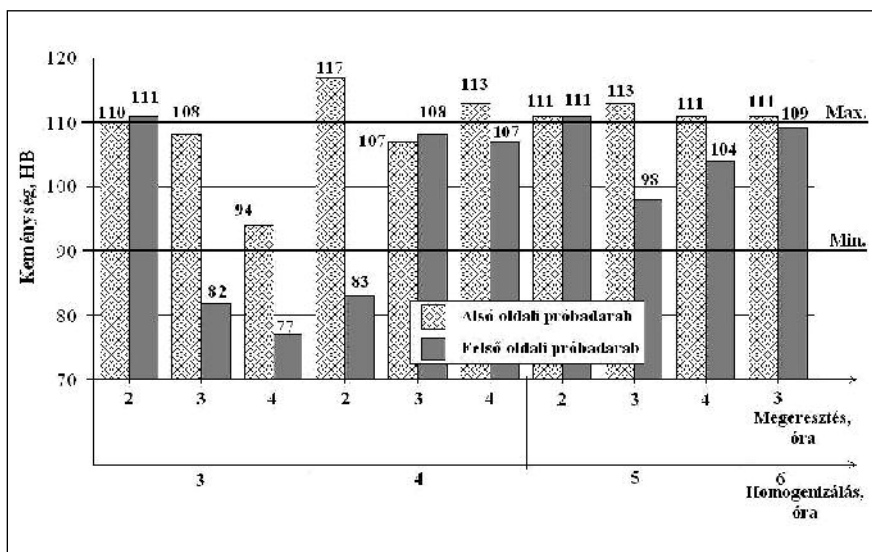
Farkas György 1998-ban kezdte pályafutását a Nematik Győr Kft. jogelődjénél, a VAW-Alumíniumtechnikánál. Az eltöltött évek során a termelés különböző területein dolgozott. Itt szerzett tapasztalataival támogatja a termék- és folyamatmérnökség hatékony munkáját, mint kutatási-fejlesztési technikus.

Sólyom Jenő 1960-ban szerzett kohómérnöki diplomát a Nehézipari Műszaki Egyetemen. Utána a Metallográfiai (majd Fémteni) Tanszéken dolgozott oktatóként 1995-ig. 1996-tól az MTA-ME Anyagtudományi Kutatócsoportban tudományos munkatárs, öt éve részfoglalkozású alkalmazott. Főbb tevékenységi területei: fémek kristályosodása, öntött ötvözetek fémtena, alumíniumöntvények kristályosodása és újrakristályosodása, kondenzált anyagok diffrakciós vizsgálata.

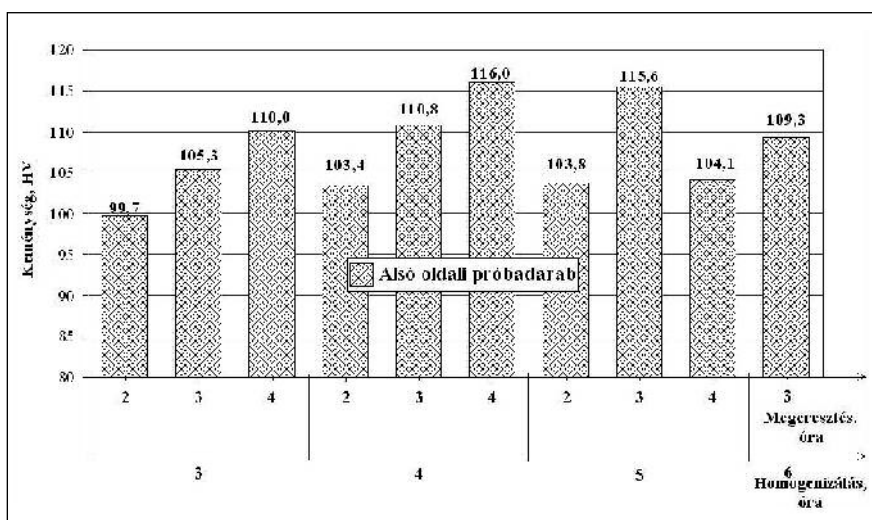
Kovács Árpád 1981-ben végzett a Miskolci Egyetemen okleveles kohómérnök-ként. Érdeklődési területe azóta is töretlenül a pásztázó elektronmikroszkópia. Jelenleg a Fémteni, Képlékenyalakítási és Nanotechnológiai Intézet scanning-elektronmikroszkópos laboratóriumának vezetője.

Pekker Péter az ELTE Természettudományi Karán 2005-ben szerzett geológus oklevelet. Ezt követően az ELTE PhD-képzésében vett részt, majd 2008 februárjától 2012 közepéig a Bay Zoltán Alkalmazott Kutatási Nonprofit Kft. alkalmazásában kezdetben tudományos segédmunkatárs, majd tudományos munkatárs beosztásban dolgozott. Feladata műszeres anyagvizsgálási módszerek alkalmazása volt, különös tekintettel a pásztázó és a transzmissziós elektronmikroszkópos módszerekre. Jelenleg a Miskolci Egyetem Műszaki Anyagtudományi Kar Fémteni, Képlékenyalakítási és Nanotechnológiai Intézetében tudományos segédmunkatárs.

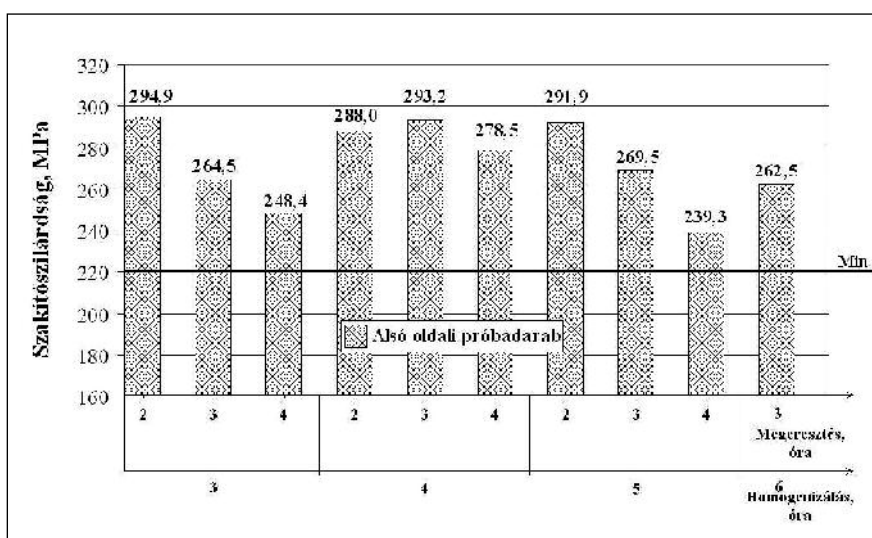
Dr. Gács Zoltán életrajzát 2012/3. számban közöltük.



■ 1. ábra. A Brinell-makrokeménység alakulása a hőkezelési idők függvényében. A homogenizálás hőmérséklete 530 °C, a mesterséges öregbítése 210 °C



■ 2. ábra. A Vickers-mikrokeménység alakulása a különböző hőkezelési paraméterek esetében. A homogenizálás hőmérséklete 530 °C, a mesterséges öregbítése 210 °C



■ 3. ábra. A szakítószilárdság alakulása a hőkezelési idők függvényében az alsó oldali próbadarabokon. A homogenizálás hőmérséklete 530 °C, a mesterséges öregbítése 210 °C

HB-keménysége esik bele. Az öntött, nem hőkezelt darabok makrokeménysége öntés után 2 nappal 58 és 56 HB, öntés után 14 nappal 60-60 HB volt az alsó és felső oldali próbadarabokon.

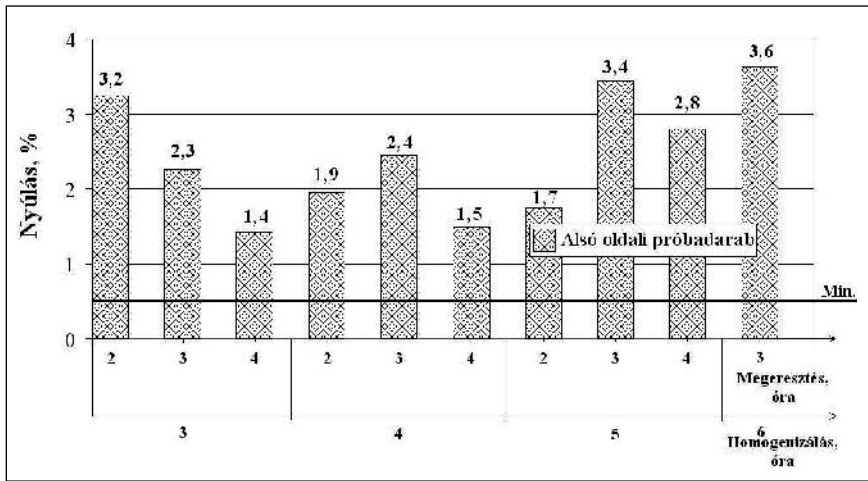
5. Vickers-mikrokeménység mérés eredményei

A keménységnövekedésért felelős Guinier–Preston-zónák nagy mennyiségben az α -szilárd oldatban jöhetnek létre, ezért a dendriteken belül Vickers-mikrokeménység mérést is végeztünk, hogy megvizsgáljuk, tapasztalunk-e keménységnövekedést, amelyből a feltételezett Guinier–Preston-zónák kialakulására következtethetnénk. A méréshez a mintákat előbb durva csiszolópapíron (P 280, P 320) csiszoltuk meg, majd finomcsiszolás (P 400, P 600), polírozás (3μ és 1μ -os posztón) és maratás (0,5%-os HF-ban, 15 sec) következett, így a minták szövetszerkezete láthatóvá vált, és a mikrokeménység mérése elvégezhető volt. A terhelés 10 g volt, a terhelés ideje pedig 10 másodperc. Fontos kihangsúlyoznunk, hogy ilyen mérést az iparban nem végeznek, ezért itt elvárt határértékeket sem tudtunk bejelölni. Az eredményeket a 2. ábrán értékeljük ki. Az öntött, nem hőkezelt darabok mikrokeménysége öntés után 2 nappal 65,5 HV, öntés után 14 nappal 69,3 HV volt az alsó oldali próbadarabokon.

A 2. ábráról leolvasható, hogy a 4+4 órás és az 5+3 órás nemesítéshez tartozó keménységértékek (116 és 115,6 HV) a legmagasabbak. Az is megfigyelhető, hogy a homogenizálás idejének előrehaladtával növekednek a keménységértékek. Amint azt korábban is említettük, valószínűleg azért, mert az egyre több oldódott ötvözőtartalomtól a későbbi mesterséges öregbítés során egyre nagyobb mennyiségben tudnak majd képződni G–P-zónák. Ugyanakkor – egyetlen érték (104,1 HV) kivételével – a mesterséges öregítés idejének növelésével is keménységnövekedést tapasztalhatunk.

6. A szilárdsági vizsgálatok eredményei

A legfontosabb mechanikai tulajdonságokat szakítóvizsgálat elvégzésé-



■ 4. ábra. A nyúlás alakulása a hőkezelési idők függvényében, az alsó oldali próbadarabokon. A homogenizálás hőmérséklete 530 °C, a mesterséges öregbítésé 210 °C

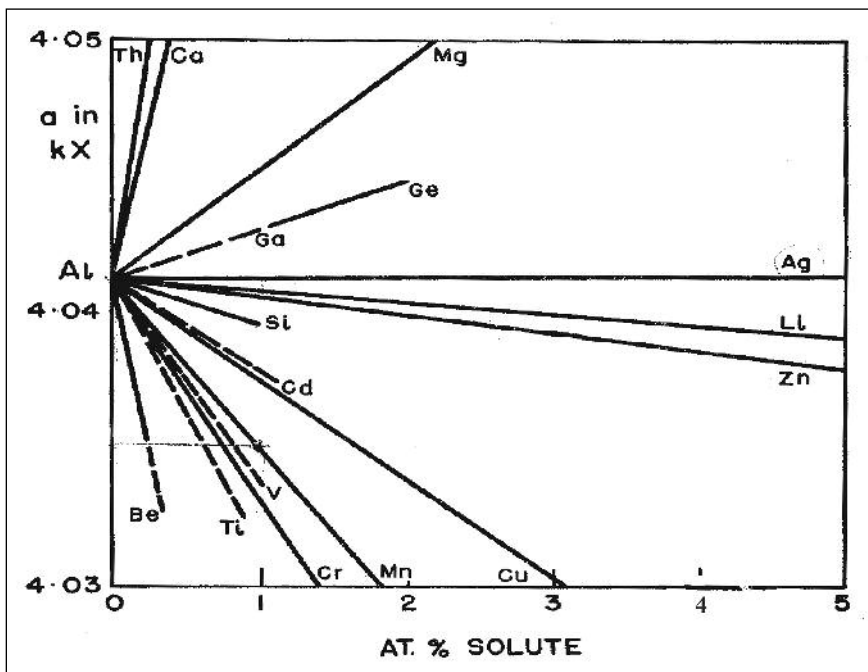
vel határoztuk meg. A 3. ábrán látható, hogy a minimálisan előírt szakítószilárdsági értéket (220 MPa) minden hőkezelt darab elérte. A legegyszerűbben magas szakítószilárdságok a négyórás homogenizáláshoz tartoznak, azon belül is a legmagasabb érték a 4+3 órás nemesítéshez. Ez meghaladja az eredeti, ötvényekhez hasonlóan kilenc óráig hőkezelt próbadarab szakítószilárdságát is. Az öntött, nem hőkezelt darabok szakítószilárdsága öntés után két nappal 179,2 MPa, öntés után 14 nappal 172,2 MPa volt az alsó oldali próbadarabokon.

A 4. ábra azt mutatja, hogy az elvárt minimum 0,5%-os nyúlást a

hőkezelt darabok elérik. A túl alacsony nyúlásérték gondot okozhat, mert az ötvények nem lehetnek ridegek, viszont a törésig elviselt alakváltozás magas értéke megfelelő szilárdság esetén nem hátrányos. Az öntött, nem hőkezelt darabok nyúlása öntés után két nappal 5,7%, öntés után 14 nappal 4,2% volt az alsó oldali próbadarabokon.

7. A röntgendiffrakciós vizsgálatok eredményei

A röntgendiffrakciós vizsgálatok során rácsparamétereket mértünk a {311} síkon. A rácsparaméter értékéből az

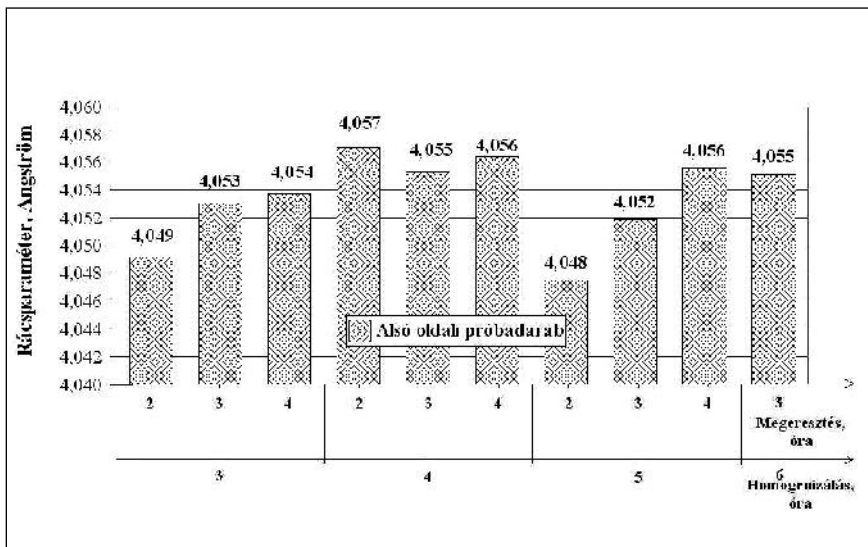


■ 5. ábra. Az ötvözők hatása a rácsparaméterre [1]

oldott ötvöző mennyiségére következtethetünk. Szakirodalmak [1] szerint (5. ábra), ha az ötvözet Mg-tartalma oldatba megy, akkor az növeli a rácsparaméter értékét, ha pedig a Cu-, Mn- vagy Si-tartalom oldódik, akkor az rácsparaméter-csökkenést okoz. A Si rácsparaméter-változtató képessége nagyon kicsi. A folyamat előrehaladtával elképzelhető, hogy az egyre nagyobb mennyiségben oldatba kerülő és lassabban oldódó Si-, Cu- és Mn-atomok a Mg rácsparaméter-növelő hatását mérséklik. A legnagyobb rácsparaméterrel a négy óráig homogenizált darab rendelkezik.

A 6. ábrán látható, hogy az öntött darab rácsparaméteréhez képest mindegyik hőkezelt minta rácsparamétere megnövekedett. A legegyszerűbben rácsparaméter-változást a négyórás homogenizáláshoz tartozó hőkezelések során figyelhetjük meg. Valószínűleg itt oldódhattak fel a legnagyobb mennyiségben az ötvözők, amelyek később, a mesterséges öregbítés során kiválásokat hozhatnak létre. Ha ezeket az eredményeket összevetjük a Brinell-makro-keményégi és szakítószilárdsági diagrammal, láthatjuk, hogy mind a keménység, mind a szilárdság a négy óráig homogenizált darabok között a legkedvezőbb, és ott tapasztalható a legkisebb szórás az értékekben. Az öntött, nem hőkezelt darab rácsparamétere öntés után 14 nappal 4,047 Angström volt az alsó oldali próbadarabokon.

A röntgendiffrakciós vizsgálatok során a rácsparaméter mellett félérték-szélességet is mértünk az alsó oldali próbadarabokon. A félérték-szélesség a diffrakcióval vizsgált fázis egy-egy diffrakciós csúcsának kiszélesedési mértéke. A háttér levonása után a csúcs magasságának felénél megállapítjuk azt a szögkülönbségértéket, ami annál az intenzitásnál a csúcs kétoldali vonala között van. Szélesedést egyaránt okoznak rácshibák, az ötvözők egyenetlen elhelyezkedése, valamint a kiválások és a Guinier–Preston-zónák is. A G–P-zónák a környezetükben megváltoztatják a rácstávolságot, feszítik a rácsot, hiszen koherens határral rendelkeznek, s így növelik meg tulajdonképpen a rácsfeszültséget. Az öntött darab nagy félérték-széles-



■ 6. ábra. A rácsparaméter alakulása a hőkezelési idők függvényében, az alsó oldali próbadarabokon. A homogenizálás hőmérséklete 530 °C, a mesterséges öregbítésé 210 °C

ségét valószínűleg az okozhatja, hogy az ötvény dendritjeinek szélén ötvözőtartalom-dúsulás lehetséges, és ez a diffrakciós csúcsokban úgy jelentkezik, mintha sokféle összetételű ötvözet volna egymás mellett, ezek a csúcsok átlapolódva egyetlen csúcsként jelentkezik okozzák a szélesedést. Ez a dúsulás a homogenizálás során, diffúzió révén kiegyenlíthető, a sok diffrakciós csúcs közelebb kerül egymáshoz, és a félérték-szélesség csökken.

A 7. ábrán azt láthatjuk, hogy a félérték-szélességek két érték kivételével csökkentek. Ebből arra következtethetünk, hogy az esetleges Guinier–Preston-zónák nem okoznak akkora szélesedést, mint a hőkezeletlen ötvényben a dendritágak mikrodúsulásai. További rácsfeszültség-csökkenést pedig akkor eredményezhetnek a G–P-zónák, ha eldurvulnak, és már nem koherens ráccsal rendelkeznek az alumíniummátrixban. Az öntött, nem hőkezelt darab félérték-szélessége öntés után 14 nappal 0,472 2-Theta° az alsó oldali próbadarabokon.

8. Pásztázó elektronmikroszkópos vizsgálatok kiértékelése

A pásztázó elektronmikroszkópos (SEM) vizsgálatok során a szakítóvizsgálat során elszakított próbadarabok szakadási felületeit vizsgáltuk. A felületekről általánosságban elmondható, hogy nagy számban for-

dultak elő rajtuk szabad dendritvégekben végződő szívódási üregek, vagyis lunkerek (lásd 8. ábra fehér négyzettel jelölt területe), mikrorepedések (lásd 8. ábra fehér körrel jelölt területe), illetve rideg vegyületfázisok és gázbezáródások.

A 8. ábrán látható szakadási felületen többféle területet tudunk azonosítani, melyeket számokkal jelöltünk. Az 1. számú területen egy komplex vegyületet detektáltunk, amely túlnyomó részben vasat, mangánt, szilíciumot, ólmot, rezet és magnéziumot tartalmaz. 2. számmal az alumínium-szilícium eutektikum töretét jelöltük. A durva eutektikum

rideg töretfelületet eredményezett. A 3. terület nagy szilícium-, magnézium- és réztartalmú vegyületfázis, míg a 4. főként ólomtartalmú fázis.

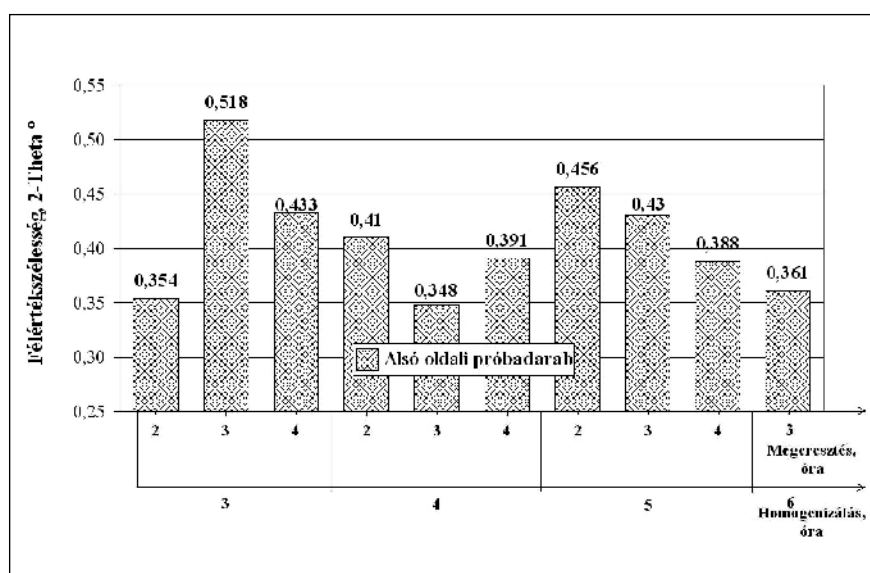
Összességében a töretfelületekről az állapítható meg, hogy nagy mennyiségben találhatóak rajtuk rideg vegyületfázisok, lunkerek (szívódási üregek), illetve mikrorepedések. Valószínűsíthető, hogy a kis folyáshatárt és a kisebb nyúlásértékeket ezek az anyaghibák okozhatták a vizsgált próbadaraboknál.

9. Transzmissziós elektronmikroszkópos vizsgálatok

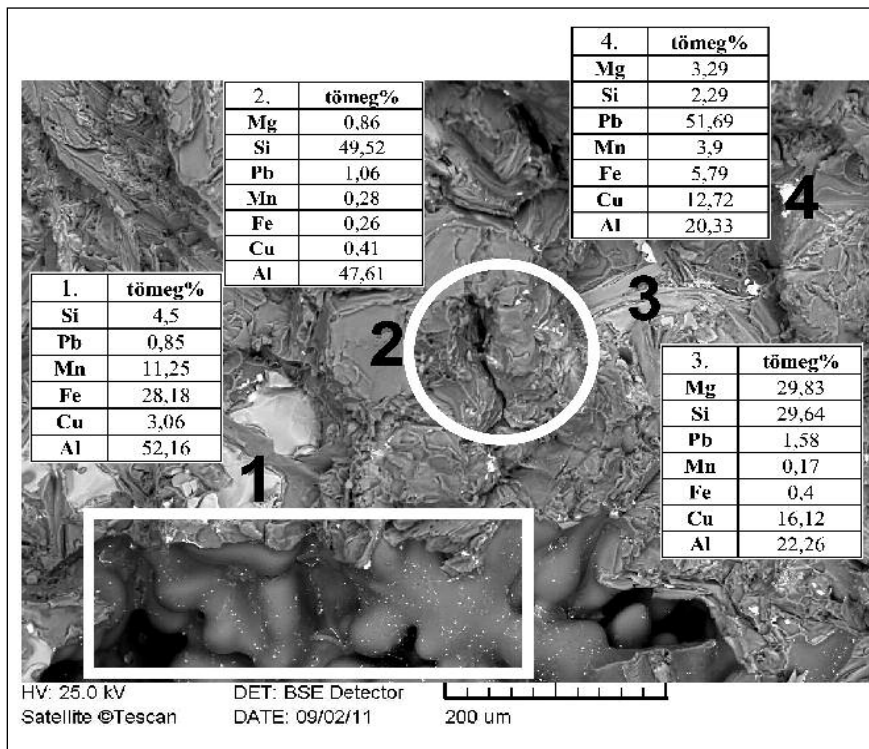
Az alumíniumötvözetek keménység- és szilárdságnövekedéséért felelős nanométerű Guinier–Preston-zónák jelenlétét közvetlenül csak transzmissziós elektronmikroszkóppal (TEM) tudjuk kimutatni [2, 3]. Munkánk során azonban nem állt módunkban megfelelő mennyiségű mintadarabot megvizsgálni, így a későbbiekben célunk ezek elvégzése.

Összefoglalás

A járműipari ötvényeken végzett kísérleteink során öntészeti AlSi10MgCu0,5 összetételű ötvözet nemesítő hőkezelésével foglalkoztunk. Vizsgálatunk célja volt olyan új hőkezelési paraméterek megállapítása, melyek segítségével a kilencórás eredeti hőkezelés (530 °C – hat óra +



■ 7. ábra. A félérték-szélesség alakulása az alsó oldali próbadarabokon, a hőkezelési idők függvényében. A homogenizálás hőmérséklete 530 °C, a mesterséges öregbítésé 210 °C



■ 8. ábra. Hőkezelt minta szakadási felületének 500x-os-ra nagyított képe (felül), valamint a jellemző fázisok mikroszondás összetétel-elemzése (alul)

210 °C – három óra) ideje csökkenthető, ami energiamegtakarítást tesz lehetővé. A vizsgálat legfőbb célja az volt, hogy a hőkezelési idő csökkentéssel is elérhetőek legyenek a megkívánt szilárdsági minimum értékek. Éppen ezért kilenc különböző paraméterű T6-os hőkezelt hajtottunk végre, a hőmérsékletet nem változtattuk meg, csak a nemesítés idejét.

Már a kezdeti vizsgálatok során nyert makrokeménység eredmények is sejtették velünk, hogy nem lesz könnyű egyértelmű paraméter párost meghatározni és javasolni. Éppen ezért figyeltük a kiértékelésnél együttesen a keménységértékek alakulását a szilárdsági tulajdonságokéval, illetve mindezeket a rácsparaméter és a félérték-szélesség változásaival. Ezen eredmények alapján leginkább az 530 °C-on négy óráig, majd edzés után 210 °C-on három óra hosszúig tartó nemesítő hőkezelt találtuk megfelelőnek, ami két órával kevesebb időt és ezáltal kevesebb költséget is jelenthetne az eddig alkalmazott kilencórás nemesítéshez képest.

A mechanikai tulajdonságok mellett vizsgáltuk a szövetszerkezetet és a benne végbemenő változásokat is, pásztázó (scanning) elektronmikroszkóppal és közvetetten röntgendiffrakciós vizsgálattal is. Az elektronmikroszkópos vizsgálatok során a szakítóvizsgálat elszakított próbadarabjainak szakadási felületeit is megvizsgáltuk. A töretfelületekről megállapítottuk, hogy nagy mennyiségben találhatóak rajtuk rideg vegyületfázisok, lunkerek (szívódási üregek), illetve mikrorepedések, melyek azonban függetlenek az általunk elvégzett hőkezésektől.

A röntgenvizsgálatok alapján nem kaptunk egyértelmű választ arra, hogy a réz- vagy inkább a magnéziumtartalmú G–P-zónák, kiválások javítják-e a mechanikai tulajdonságokat. Az általunk felkutatott szakirodalomban sem találtunk egy általános „receptet” sem arról, hogy adott ötvözők körülbelüli adott mennyiségintervalluma esetén milyen összetételű és minőségű szilárdságjavító fázisok várhatóak.

Munkánk során azt tapasztaltuk, hogy a különféle alumíniumötvözetek szilárdságnövelő mechanizmusai bo-

nyolult és összetett folyamatok, amelyet sok tényező befolyásol, együttesen határoz meg. További kutatási irányoknak, vizsgálati lehetőségnek gondoljuk a villamos vezetőképesség és a termoerő együttes mérését, az oldatba menő ötvöző atomok mennyiségének megváltozásáról, illetve a kiválási folyamataikról való teljesebb, megbízhatóbb információk szerzése érdekében.

Köszönetnyilvánítás

Köszönetet mondunk a Nemak Győr Kft.-nek a vizsgálati lehetőségért, a rendelkezésre bocsátott próbadarabokért és a szakmai segítségért, valamint a Miskolci Egyetem Műszaki Anyagtudományi Kar Fémtechnológiai és Nanotechnológiai Intézete oktatóinak, munkatársainak a dolgozatunk elkészítéséhez nyújtott segítségért.

A kutatási munka „A felsőoktatás minőségének javítása kiválósági központok fejlesztésére alapozva a Miskolci Egyetem stratégiai kutatási területein” TÁMOP-4.2.1.B-10/2/KONV-2010-0001 projekt keretein belül készült.

Irodalom

- [1] Pearson, W. B.: A handbook of lattice spacings and structures of metals and alloys, Pergamon Press, 1956
- [2] Gácsi Zoltán – Mertinger Valéria: Fémtechnológia, Műszaki Könyvkiadó, Budapest, 2000
- [3] Tisza Miklós: Metallográfia, Miskolci Egyetemi Kiadó, Miskolc, 2006
- [4] Sjölander, E. – Seifeddine, S.: The heat treatment of Al-Si-Cu-Mg casting alloys, School of Engineering, Jönköping University, Sweden, 2010
- [5] Li, R. X. – Li, R.D. et al.: Huc: Age-hardening behavior of cast Al-Si base alloy, China, 2004.
- [6] Tavitas-Medrano, F. J. – Mohamed, A. M. A. – Gruzleski, J. E. és társai: Precipitation-hardening in cast Al-Si-Cu-Mg alloys, Springer Science+Business Media, LLC, 2009