

A mágneses keverés hatása az eutektikus Al–Si ötvözet mikroszerkezetére

KÓCSÁK ÉVA^{1,2,@} , ROÓSZ ANDRÁS^{1,2,@} , RÓNAFÖLDI ARNOLD^{1,2}, VERES ZSOLT^{1,2} 

¹Miskolci Egyetem, Fémteni, Képlékenyalakítási és Nanotechnológia Intézet, 3515 Miskolc

²HUN-REN Magyar Kutatási Hálózat, 1052 Budapest

@E-mail: eva.nagy-kocsak@uni-miskolc.hu; Tel.: +36-(46)-565-111-(15-38)

Másodközlés – Eredeti közlemény:

Effect of Magnetic Stirring on the Microstructure of Eutectic Al-Si Alloy

Éva Kócsák^{1,2}, András Roósz², Arnold Rónaföldi², Zsolt Veres¹

Crystals 2025, 15(9), 778.

<https://doi.org/10.3390/cryst15090778>

A cikkben a forgó mágneses térrel (RMF) való keveréssel és keverés nélkül kristályosított eutektikus alumínium–szilícium (Al–12,6 tömeg% Si) ötvözet próbáinak a részletes vizsgálatát mutatjuk be. A kristályosítási kísérletek, amelyeket a MICAST Hungary projekt keretében végeztünk, a Nemzetközi Űrállomáson (ISS) a Solidification and Quench Furnace (SQF) berendezésben végzett kristályosításnak a tükörkísérletei voltak.

A földi minták az ISS-en végzett kísérletekkel azonos kristályosítási paraméterek mellett készültek.

A vizsgálat során elemeztük a minták mezoszerkezetét és az eutektikus mikroszerkezetet mind a mágneses keverésnek kitett, mind a keverés nélküli (RMF-mentes) minták esetében. Különös figyelmet fordítottunk a mágneses keverés hatásának az olyan kulcsfontosságú mikroszerkezeti jellemzőkre, mint az eutektikuslemez-távolság, a lemezek hossza, valamint a lemezek térbeli orientációja.

E paraméterek mérése és elemzése átfogó képet ad az eutektikumok mikroszerkezetéről. A kísérletben alkalmazott 10 mT-val való RMF keverés kimutatható hatást gyakorol az eutektikus szerkezet kialakulására: az alumíniumdendritek a kevert minta mindkét szélén koncentrálnak, arányuk pedig a minta vége felé csökken. Ezzel szemben a keverés nélküli mintában hosszú, elnyúlt Al-dendritek kristályosodnak a hőelvondás irányával párhuzamosan, és ezek aránya, valamint mérete a minta mentén fokozatosan növekszik. A vizsgálat lehetséges összefüggést tárt fel az eutektikus lemez-hossz csökkenése és a lemezek átlagos távolsága között.

Kulcsszavak: eutektikum, forgó mágneses tér, kristályosodás, olvadékáramlás

1. Bevezetés

Kristályosodás során az olvadékáramlás befolyásolja a kialakuló szerkezetet. A koncentráció- és hőmérséklet-különbségek eltérő sűrűségeket eredményeznek, ami áramlást idéz elő az olvadékból földi körülmények között. Az áramlás mesterségesen is előidézhető, például forgó mágneses tér (RMF) alkalmazásával kristályosodás során [1].

Mikrogravitációs körülmények között számos kísérletet végeztek az olvadékáramlás kikapcsolásá-

val az olvadékáramlás jobb megértése érdekében, az eredmények csak a földi kísérletek eredményeivel összehasonlítva adnak reális képet az olvadéka-áramlás hatásáról, ezért fontos a földi körülmények között kristályosított mikroszerkezetek tanulmányozása [2, 3]. Ezen túlmenően érdemes létrehozni egy egységes osztályozási rendszert az irreguláris, lemezes eutektikumokra.

A múltban számos kísérlet történt az eutektikus morfológiák rendszerezésére, azonban ezek korláto-

zott sikerrel jártak, mivel az adott eutektikum morfológiáját jelentősen befolyásolja az összetétel és a hűlési sebesség. Croker és munkatársai [4] kimutatták, hogy binér ötvözetek esetében bizonyos szabályok alkalmazásával az eutektikus növekedés teljes mértékben leírható.

A legtöbb kutató az eutektikus szerkezet osztályozását a kialakult morfológia alapján végezte, amely lehet rudas (rod-like) vagy lemezes (lamella-like), más szempontból reguláris vagy irreguláris, melyet a fázisok aránya határoz meg [5–8]. Mindazonáltal az irreguláris eutektikumok esetében nem létezik egységes mérési módszer és megfelelő irodalom az eredmények kiértékelésére.

A Jackson–Hunt-modell az egyik legismertebb elméleti modell az eutektikum kristályosodásának megértéséhez [9]. Számos kutatás vizsgálta a lemezek közötti távolságot (λ) különböző kristályosítási paraméterek – például túlhűlés (ΔT) és hőmérséklet-gradiens (G) – változtatásával. Ezek a tanulmányok azonban nem feltétlenül kristályosodott szerkezeteket elemeztek, hanem elméleti összefoglalókat nyújtottak az eutektikus növekedésről [10–13].

A Clapham és Smith által végzett kutatás áll a legközelebb az irreguláris eutektikumok numerikus méréséhez: ők a lemezek közötti távolságot egy vonal mentén, az eutektikus lemezekkel való metszéspontok alapján határozták meg [14].

Bizonyos esetekben, amikor a primer fázis (leggyakrabban szilárdoldat-dendrit) kristályosodása végén visszamaradó olvadékfázis térfogata olyan kicsi, hogy annak kiterjedése összemérhető az eutektikus lemeztávolsággal, elfajult eutektikum alakul ki, amelyben a két fázis egymástól függetlenül növekszik. Ilyen esetben az eutektikum második fázisa egy réteget képez a primer fázis körül [15].

Az olvadékáramlás hatást gyakorol az ötvözet mezo- és mikroszerkezetére. Az áramlásnak két típusát különböztetjük meg: a természetes (felhajtóerő-alapú) és a kényszer áramlást. A természetes áramlást az olvadékban kialakuló koncentráció- és a hőmérséklet-különbség okozta sűrűségkülönbség, felületfeszültség-különbség (Marangoni-áramlás) vagy a megszilárdult részek zsugorodása idézheti elő. A kényszeráramlás előidézésének egyik módja a forgó mágneses tér (RMF) alkalmazása, amely befolyásolja a hő- és anyagtranszportot a szilárd–olvadék határfelület előtti régióban, ezáltal jelentős változásokat idézve elő a végső szerkezet kialakulásában [1]. Korábbi kutatások azt is kimutatták, hogy a kényszer-olvadékáramlás a szerkezet finomodásához vezethet [16, 17].

Mivel az ötvözetek mikroszerkezete alapvetően meghatározza azok mechanikai tulajdonságait, ezért a mikroszerkezet befolyásolásával célzott anyagtulajdonságok érhetők el. Számos módszer áll rendelkezésre e tulajdonságok javítására, például az eutektikus front sebességének szabályozása [9, 18–20], illetve az olvadékáramlás létrehozása forgó vagy haladó mágneses térrel (RMF, TMF).

Az Al–Si ötvözetek napjainkban is kiemelt jelentőségűek az iparban. Alkalmazásuk különösen elterjedt az autóiparban, a repülőgépiparban és az űrparban, valamint fontos öntészeti ötvözetként is szerepet kapnak. Ennek eredményeként számos kutatás irányul e rendszer tanulmányozására [21–30].

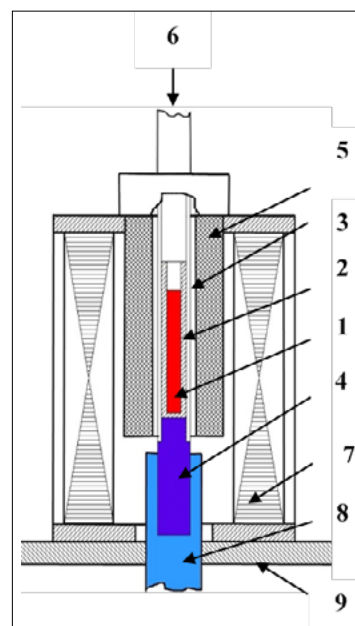
2. Kísérletek

2.1. Kristályosítási Kísérlet

A kísérletekhez Al–12,6 tömeg% Si eutektikus összetételű ötvözetet használtunk, amelyeket a Hydro Aluminium Rolled Products GmbH készített. Az alkalmazott alumínium és szilícium alapanyagok tisztasága 99,95 tömeg% volt.

A kristályosítási kísérleteket egy függőleges elrendezésű, négy fűtési zónával rendelkező Bridgman-típusú csökemencében végeztük, amelynek vázlatos felépítését az 1. ábra szemlélteti. A berendezés kilenc fő egységből áll, működését az egyenirányú hőelvonás jellemzi [31]. A minta mozgathatósága minden esetben 0,1 mm/s volt.

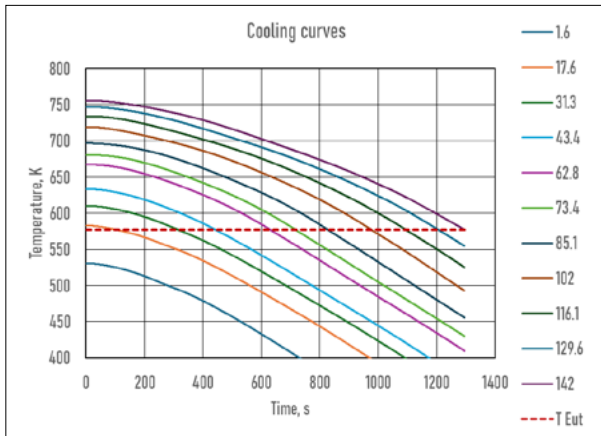
A kristályosodási folyamat kezdeti szakaszában a minták egy része nem olvadt meg teljes mértékben, így az eutektikus kristályosodási front a minta alsó végétől 18 mm távolságban helyezkedett el. A minták mentén kialakuló hőmérséklet-eloszlást 13 darab K típusú termoelemmel mértük.



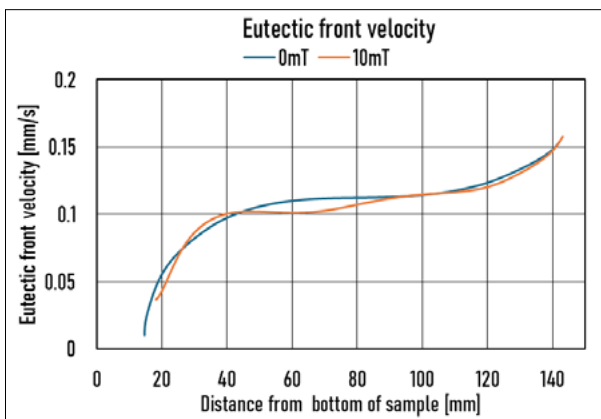
1. ábra. A kristályosító berendezés vázlata [31]. 1: minta, 2: alumínium-oxid-kapszula, 3: kvarccső, 4: réz hűtőtömlő, 5: kemence négy fűtési zónával, 6: stepmotor, 7: RMF induktor, 8: vízhűtő tank, 9: alaplap

2.2. Az eutektikus frontsebesség és a hőmérséklet-gradiens meghatározása

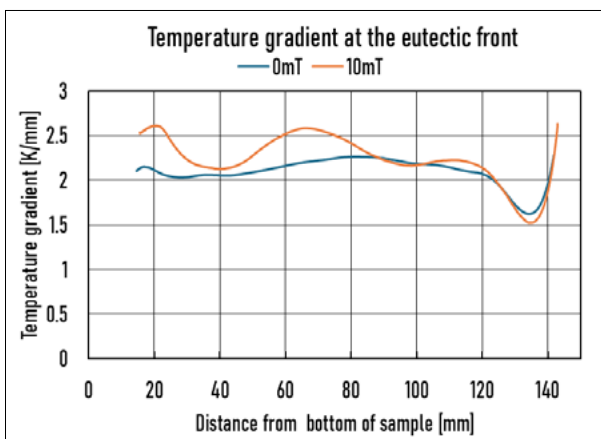
Az eutektikus front sebességét és a hőmérséklet-gradienst az eutektikus front előtt a hűlési görbék kiértékelésével határoztuk meg. A kísérlet során a minta hőmérsékletét a kerámia kapszula felületén 13 pozícióban mértük, amelyek alapján meghatározható volt az az időpillanat, amikor az adott a próba



2. ábra. Lehülési görbék a próba különböző helyein és az eutektikus hőmérséklet



3. ábra. Eutektikus frontsebesség a minta hossza mentén



4. ábra. Hőmérséklet-gradiens a minta hossza mentén

adott helyén a hőmérséklet elérte az eutektikus értéket (577 °C).

Az így kapott időpontokat a hely függvényében ábráztuk (távolság–idő függvény), majd az adatokra polinomot illesztettünk, és a kapott függvény idő szerinti deriválásával – meghatározhatóvá vált az eutektikus front sebessége a frontpozíció mentén (2. ábra).

Az így meghatározott értékeket a mérési pontokon ellenőriztük, és ezek jó egyezést mutattak a kísérlet során rögzített adatokkal.

Az eutektikus frontsebesség mindkét vizsgált minta esetében közel azonos értékeket mutatott (4. ábra). A folyamat kezdeti szakaszában a frontsebesség a keverés nélküli mintában (0 mT) 0,02 mm/s, míg a mágneses keveréssel (10 mT) előállított mintában 0,04 mm/s érték volt. Ezt követően a sebesség rövid idő alatt 0,1 mm/s-ra növekedett, ami a minta mintegy 40 mm-es szakaszánál volt megfigyelhető.

A 40 mm és 120 mm közötti tartományban a frontsebesség fokozatos növekedést mutatott, elérve a 0,12 mm/s értéket, majd a minta 140 mm-es pozíciójánál 0,14 mm/s maximális érték volt jellemző.

A hőmérséklet-gradiens meghatározása során először egy adott termoelem távolságnál meghatároztuk az eutektikus hőmérséklet-hez tartozó időpontot. Ennél az időpontnál leolvastuk az előző és a következő termoelem távolsághoz tartozó hőmérsékletet. A két hőmérséklet különbségét elosztva az előző és a következő termoelemek távolságának különbségével kaptuk az adott termoelem távolságnál a hőmérséklet-gradienst. Az így meghatározott hőmérséklet-gradienseket a távolság függvényében ábrázolva, a számított értékekre polinomot illesztve kiszámítottuk a hőmérséklet-gradienst a próba távolságának függvényében (4. ábra).

A meghatározott hőmérséklet-gradiens a keverés nélküli, illetve a mágneses keveréssel (RMF) előállított minták esetében közel azonosnak bizonyult: $2,2 \pm 0,2$ K/mm a 20 mm és 120 mm közötti tartományban (4. ábra). A minta vége felé (120–140 mm közötti szakaszon) a gradiens értéke először hirtelen 1,5 K/mm-re csökkent, majd ezt követően ismét 2,5 K/mm-re növekedett.

2.3. Mérési módszerek

2.3.1. Minta-előkészítés a vizsgálathoz

A kristályosodást követően a mintákat a tengelyükre merőlegesen két, közel azonos méretű részre vágtuk a könnyebb kezelhetőség érdekében. A minták műganytába történő beágyazását követően a hengeres próbatesteket hosszirányban a tengely mentén kettévágtuk annak érdekében, hogy a hosszmetset vizsgálhatóvá váljon. Ez a metszet megfelelő alapot biztosított a mezo- és mikroszerkezeti jellemzők elemzéséhez.

A minták előkészítése során csiszolás, gyémánt-pasztával történő polírozás, valamint 2%-os HF-vizes oldattal végzett maratás történt. A mezo- és mikroszerkezetet optikai mikroszkóppal (Zeiss AXIO Imager M1M) készült felvételeken vizsgáltuk. A minták teljes felületét lefedő mozaikképek 50-szeres nagyításban kerültek rögzítésre, amelyek a mezo-szerkezeti elemzésekhez szolgáltak alapul.

Ezen túlmenően a minták jellegzetes területeiről 500-szoros nagyításban is készültek felvételek a mikroszerkezeti részletek elemzéséhez. Mind a keverés nélküli, mind a mágneses keveréssel (RMF) előállított minták esetében 5-6 darab képmátrix készült, egyenként 10×20 képből összeállítva. Ezek a felvételek az eutektikus mikroszerkezet részletes vizsgálatára is alkalmasnak bizonyultak. A mikroszkópos felvételek kiértékelése az ImageJ képelemző szoftverrel (verzió: 1.54f) történt. A kiértékelés során kapott adatok statisztikai feldolgozásra kerültek. Mindkét mintatípus esetében négy, a szerkezet szempontjából legjellemzőbb paramétert határoztuk meg. Ezek:

- az eutektikus fázis aránya,
- a szilíciumlemezek hossza,
- az átlagos Si-lemeztávolság,
- a Si-lemezek orientációja.

2.3.2. Eutektikumarány

A mikroszkópos felvételek ebben az esetben alacsony felbontásban készültek, így az eutektikus mikroszerkezet részletes megfigyelésére nem nyílt lehetőség. A felvételeken a minta különböző fázisai szürkeárnyalatos formában jelentek meg, ami lehetővé tette a képelemző szoftver számára a fázisok elkülönítését a szürkeárnyalat-intenzitás alapján. Ennek segítségével a primer alumínium fázis és az eutektikus régiók megbízhatóan azonosíthatók voltak, és a szoftver segítségével meghatározhatóvá vált az eutektikus fázis térfogataránya is.

2.3.3. Eutektikus lemezek hosszeloszlása (ELLD)

Minden mikroszkópos felvételen meghatároztuk az összes eutektikus lemez maximális Feret-átmérőjét. A kiértékelés során kizárólag azokat az eutektikus Si-lemezeket vettük figyelembe, amelyek területe meghaladta a $0,05 \mu\text{m}^2$ értéket, ezzel minimalizálva a felületi karcolásokból és egyéb minta preparálási hibákból származó torzításokat. A képek szélein elhelyezkedő lemezeket az elemzésből kizártuk.

Az adott képmátrixokon mért eutektikus Si-lemezek hosszértékeiből a gyakorisági eloszlást határoztuk meg. Tekintettel arra, hogy a lemezek mintegy 90%-a $40 \mu\text{m}$ -nél kisebb méretű volt, az értékelés ebben a tartományban $1 \mu\text{m}$ -es lépésközökkel történt.

2.3.4. Átlagos lemeztávolság (ALD)

Az Al-Si eutektikum szabálytalan szerkezeti jellege miatt a lemezek közötti távolság közvetlen módon nem határozható meg egyértelműen. Ennek következtében az elemzés során az átlagos, származtatott lemeztávolságot határoztuk meg.

A vizsgálatok során az alábbi paraméterek voltak mérhetők: az eutektikus lemezek hossza és száma, a vizsgált kép területe, valamint a Si-lemezek teljes területéhez viszonyított aránya.

Az átlagos lemeztávolság kiszámításához az alábbi összefüggés alkalmazható, amely a lemezhosszeloszlási paraméterrel együttesen numerikus úton meghatározza az eutektikus szerkezet finomsági mutatóját [32]:

$$\lambda_a = 2[A_p(1 - A_f)]/(NP_0), \quad (1)$$

ahol

P_0 – a vizsgált képen szereplő Si-lemezek átlagos kerülete [μm];

N – az eutektikus lemezek száma;

A_p – a mikroszkópos felvétel területe (μm^2);

A_f – az eutektikus lemezek terület aránya a szerkezetben.

2.3.5. Eutektikus lemezorientáció (ELO)

A maximális Feret-átmérő meghatározása mellett az eutektikus Si-lemezek hőelvonásának az irányával bezárt szögét is mértük. Ez lehetővé tette annak vizsgálatát, hogy egy adott irányban növekvő lemez átlagosan milyen hosszúságra nő. A szögmérés 10° -os intervallumokban történt, ahol a hőelvonással párhuzamos lemez 0° -os szöget zár be.

Az ImageJ szoftver (verzió: 1.54f) elkülönítette azokat a lemezeket, amelyek 0° – 90° közötti szöget zártak be a hőelvonás irányával (az olvadék felé növekvők), illetve azokat, amelyek 90° – 180° közötti szöget zártak (az ellenkező irányba növekvők). Az azonos szögértékű lemezeket összevontuk, függetlenül attól, hogy a hőelvonás irányával megegyező vagy ellentétes orientációban helyezkedtek el; például a 0 – 10° és 170 – 180° közötti lemezek egy csoportba kerültek.

3. Eredmények

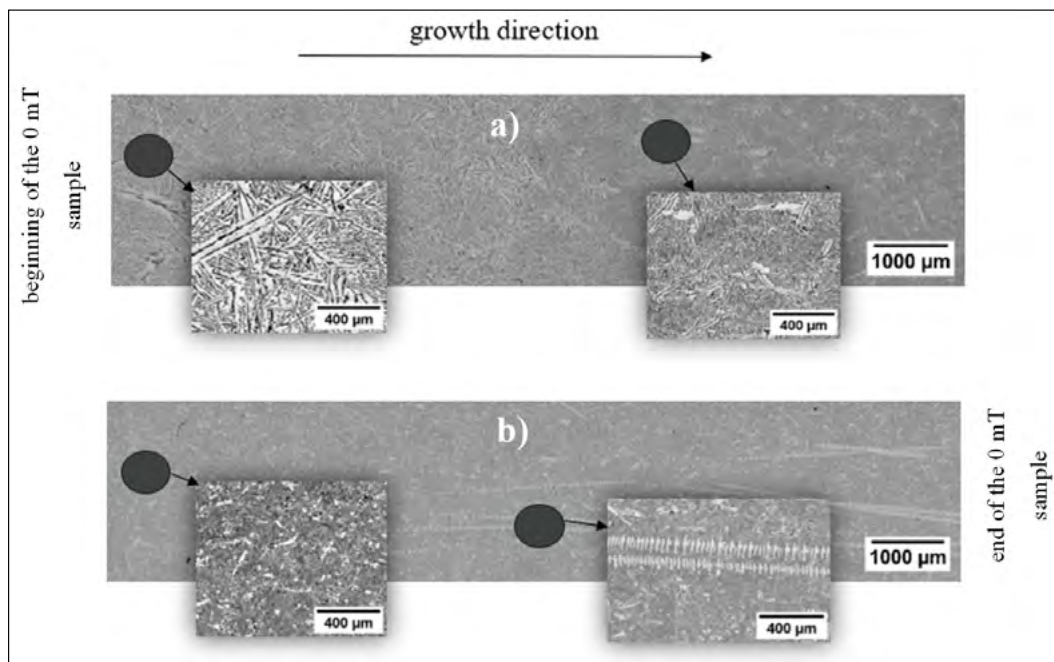
3.1. Mezostruktúra: alumínium-szilárdoldat és eutektikus fázisarány

A nem kevert minta mezostruktúrája az 5a–b. ábrán, míg a kevert minta mezostruktúrája a 6a–b. ábrán látható. Tekintettel arra, hogy a minták hosszanti tengelye mentén közel középpontos szimmetriát mutatnak, a képeken kizárólag a minta egyik felét mutatjuk be.

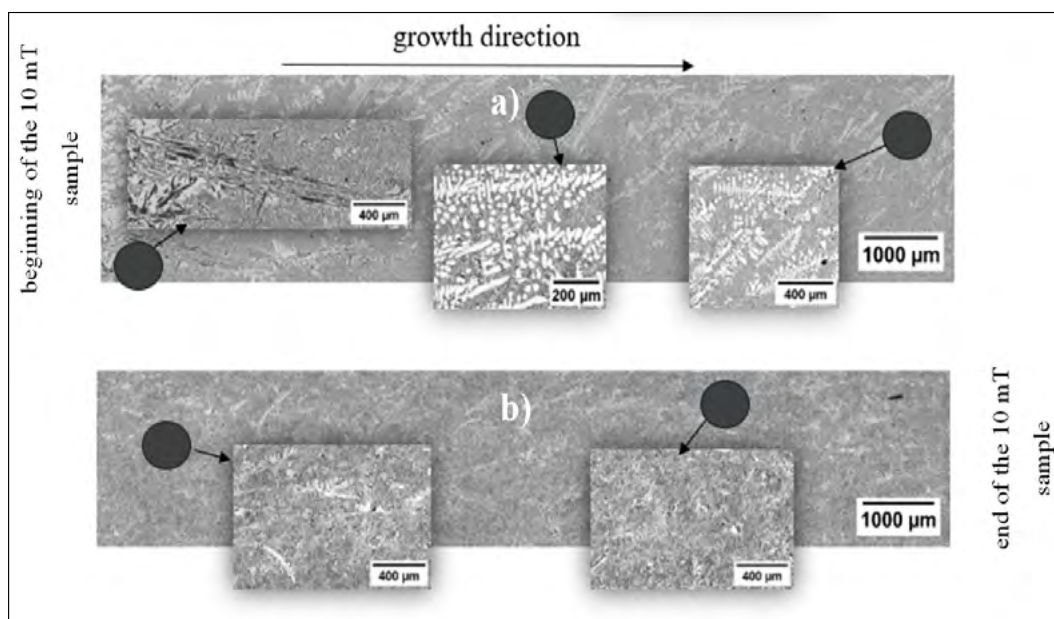
A mikroszkópos felvételek elemzése alapján a kevert mintában a rövid alumínium dendritok koncentrációja a minta szélén a legmagasabb. A minta végéhez közeledve a dendritok aránya csökken, miközben az eutektikus fázis aránya növekszik. Ezzel szemben a keverés nélküli mintában a hosszú, elnyúlt Al-dendritok a hőelvonás irányával párhuzamosan kristályosodnak.

Ha az olvadék a kristályosodás során nem áramlik, az eutektikum Si- és Al-szilárdoldat fázisa közül elsőként az Si kristályosodik (Si-csíra keletkezik

először), ez az ún. vezető fázis, majd ezt követi az Al-szilárdoldat kristályosodása. Az RMF-keverés hatására az olvadék áramlásának következtében a vezető fázis az alumínium-szilárdoldat lesz [33, 34]. Amikor az Al-fázis kristályosodik elsőként, a kristályosodás során a rácsból kiszoruló szilíciumatomok a keverés hatására eltávolodnak az eutektikus kristályosodási fronttól. Ennek következtében a helyi Si-koncentráció nem éri el azt a szintet, amely az összetételi túlhűlés révén az eutektikus Si-fázis kialakulásához szükséges. Ennek eredményeként az alumíniumfázis



5. ábra. A nem kevert minta hosszanti metszete 50-szeres nagyítással, valamint az egyes helyeken nagyobb nagyítású képek a szerkezet változásáról. A minta első fele (a), a minta második fele, 0 mT RMF (b)

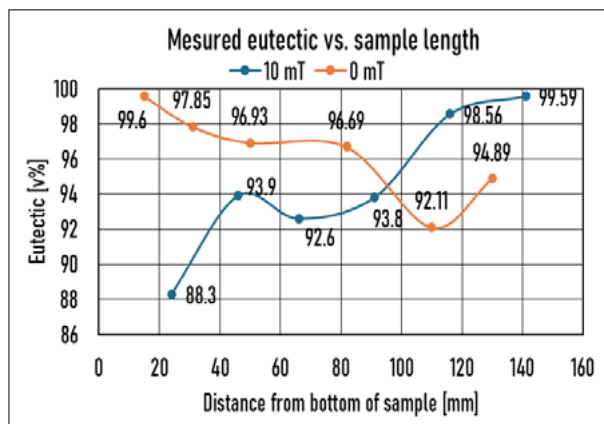


6. ábra. A nem kevert minta hosszanti metszete 50-szeres nagyítással, valamint az egyes helyeken nagyobb nagyítású képek a szerkezet változásáról. A minta első fele (a), a minta második fele, 10 mT RMF (b)

primer dendritekként tovább növekszik, miközben az eutektikum nem alakul ki, és a Si-koncentráció az olvadékból folyamatosan növekszik [31]. A jelenség mértéke az olvadék áramlási sebességétől és a Si-koncentrációtól függ, miközben a kristályosítási paraméterek állandóak maradnak. A kevert olvadék áramlási sebessége a minta tengelye mentén nulla, és a hengeres minta széle felé haladva nő. A dendritek növekedésének mértékével és sűrűségével azonban az olvadékáramlás sebessége csökken. Közvetlenül a keverés bekapcsolása után a Si-koncentráció eutektikus, a primer Al-dendritek mind a minta szélén, mind a belső régiókban növekednek. A dendritek növekedésével az eutektikus frontnál az olvadékáramlás lassul, ami a dendritek közötti térben a helyi Si-koncentráció növekedéséhez és így az eutektikum kialakulásához vezet. A kristályosodás előrehaladtával az olvadék Si-koncentrációja tovább emelkedik, ami a primer Al-dendritek képződésének csökkenéséhez vezet; ezek főként a minta szélén helyezkednek el, ahol az áramlási sebesség nagyobb. A keverés és a primer Al-dendritek megszilárdulása következtében a kevert minta elején, a középső régióban mintegy 1 mm-es szakaszon Si-dúsulás jött létre, amely primer Si-fázis megjelenéséhez vezetett.

3.2. Eutektikumarány

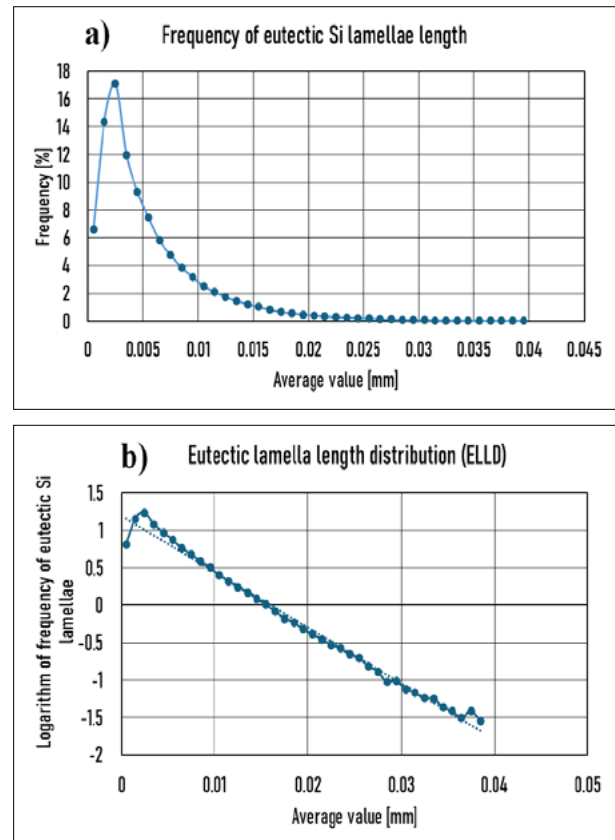
Az eutektikum aránya a 7. ábrán látható. A minták mért pontjain az eutektikum mennyisége eltérő. Látható, hogy a nem kevert mintában az eutektikum mennyisége kezdetben magas, majd enyhén csökken, mivel a hosszú Al-dendritek szinte párhuzamosan nőttek a hőelvonás irányával. Ezzel szemben a kevert mintában az eutektikum aránya kezdetben alacsonyabb, majd élesen nő a 3.1. bekezdésben leírt Al-dendritek miatt. A keverés hatására a minta végén majdnem tisztán eutektikum kristályosodott.



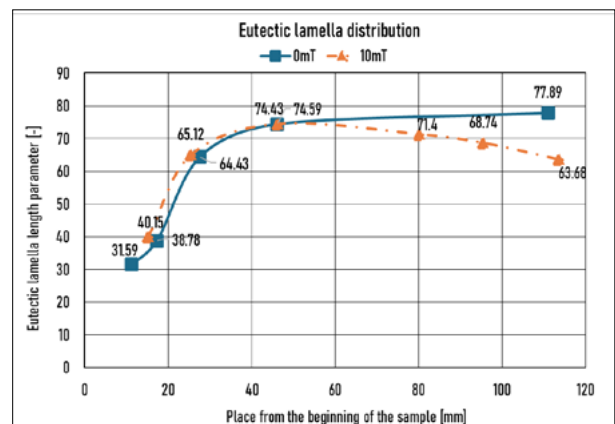
7. ábra. Az eutektikum aránya a minta hosszának függvényében

3.3. Eutektikus lemezek hosszszelzlésének analízise

A gyakoriságeloszlás exponenciális függvényt mutat (8a. ábra). Ebből az eredményből lineáris függvény is nyerhető, ha a gyakorisági adatokat logaritmikusan ábrázoljuk. A lineáris függvény meredeksége (ELLD) (abszolút értékben megadva) meghatározza, hogy milyen hosszúra nőhetnek az eutektikus lemezek, ami a szerkezet finomsági indexének egyik összetevője. Minél nagyobb az ELLD, annál finomabb és egyenletesebb a szerkezet (8a, b. ábra).

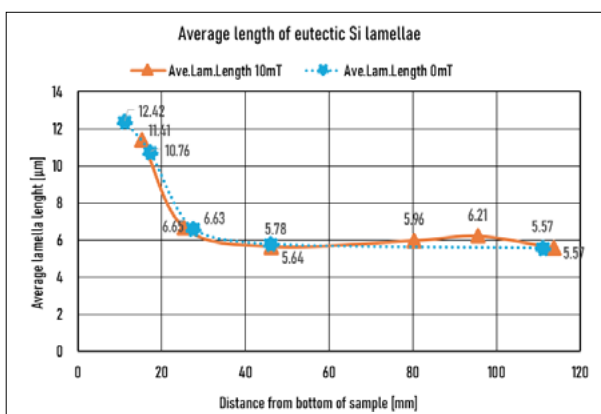


8. ábra. (a) Az eutektikus Si-lemez hosszának gyakorisága, (b) ELLD lineáris meredekségértékkel



9. ábra. Eutektikus Si-lemezek hosszparamétere a minta hosszának függvényében

Ahogy a 9. ábra is mutatja, a hosszparaméter mind a kevert, mind a nem kevert mintákban jelentősen nő ~40 mm-ig. A nem kevert mintánál 40 mm és 120 mm között enyhén növekszik, ezzel szemben a kevert mintánál csökken, amit az ELLD paraméter a frontsebesség függvényében mutat. A nem kevert minta első adatpontja 31,59, míg a kevert mintáé 40,15, mert a frontsebesség 0,01, illetve 0,04 mm/s. Látható, hogy ~40 mm-ig a frontsebesség növekedése mindkét mintánál erősen befolyásolja a hosszparamétert; a keverés hatása ebben a tartományban nem észlelhető. Ezután a kevert mintánál a hosszparaméter csökkent, miközben a frontsebesség enyhén nőtt, ami azt jelenti, hogy a keverés megzavarta a koncentrációeloszlást a növekvő eutektikus Si-lemezek előtt, így ezek a lemezek hosszabbra nőttek.

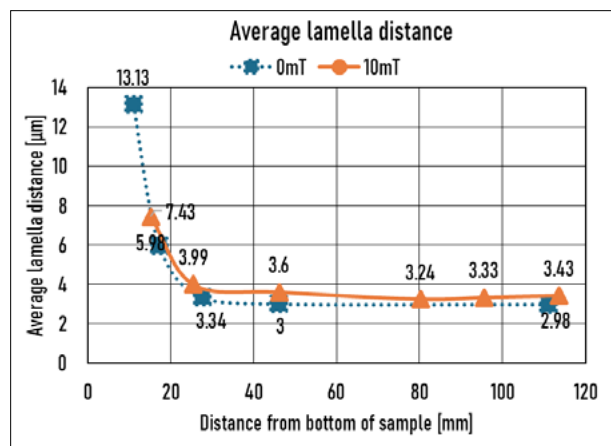


10. ábra. Átlagos eutektikus Si-lemez-hossz a minta hosszának függvényében

Összehasonlításképpen a 10. ábra az átlagos eutektikus Si-lemez-hosszt a minta hossza függvényében mutatja. A frontsebesség hatása gyakorlatilag megegyezik a hosszparaméter esetével, de nincs jellegzetes különbség a nem kevert és a kevert minták között. Következésképpen az ELLD paraméter segítségével többet tudhatunk meg a keverés hatásáról. A diagramok azt is mutatják, hogy az ELLD nemcsak egy átlagértéket ad, hanem teljes mért adatkészletet lefed, így használata nem torzítja a méréseink eredményét.

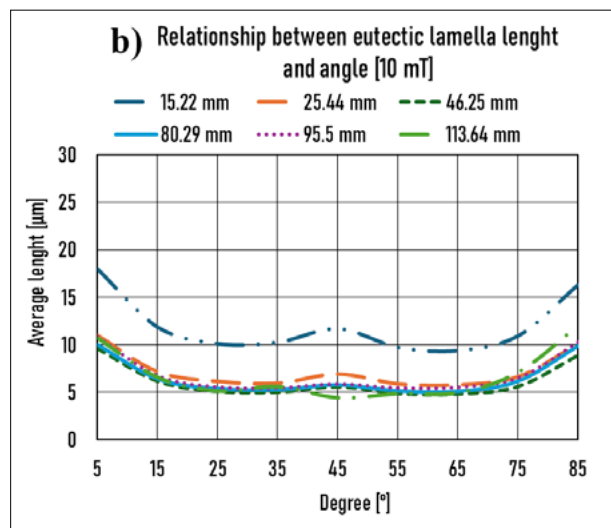
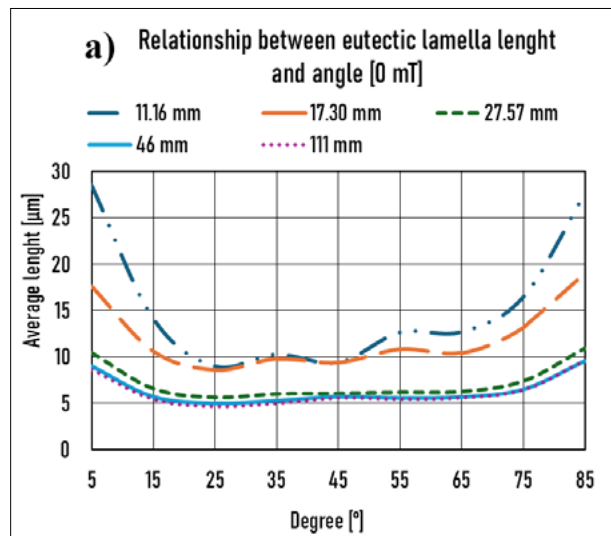
3.4. Átlagos lemeztávolság

A nem kevert minta elején a lemezek közötti távolság rendkívül nagy, mert a frontsebesség mindössze 0,02 mm/s. Ezután a távolság a minta első negyedében jelentősen csökken (11. ábra). A kevert mintánál a lemezek közötti távolság több mint 20%-kal nagyobb, mint a nem kevert mintánál. Ennek az az oka, hogy a keverés hozzáadódik a diffúzióhoz az eutektikus front előtt, így a frontsebesség enyhén nőtt, és a lemeztávolság ezáltal csökkent. Ezt a kis frontsebesség-növekedést a hűlési görbékkel nem lehet kimutatni.



11. ábra. Az átlagos lemeztávolság a minta hosszának függvényében

Az eutektikus Si-lemezek közötti távolság szinte tükrözi az ELLD paramétert (9. ábra) és az átlagos Si-lemez-hosszt (10. ábra).



12. ábra. Az eutektikus lemezek hossza és a lemezek szöge közötti kapcsolat (a) 0 mT RMF, (b) 10 mT RMF

Ha az eutektikus lemezek átlagos hosszát szögintervallumok függvényében ábrázoljuk, a minták különböző helyein kétféle diagramot figyelhetünk meg. Megállapítottuk, hogy ha a vizsgált terület nagyobb mennyiségű elfajult eutektikumot tartalmaz, a lemezek átlagos hossza megnő, és a diagramon egy vagy két lokális maximum jelenik meg. Ha az elfajulás nem jelentős, a lokális maximumok nem léteznek. Minél inkább elfajult az eutektikum, annál magasabbak a lokális maximumok.

A mintától függetlenül a 0° és 90° közelében növekvő lemezek a leghosszabbak, vagyis merőlegesen a hőelvonás irányára (12a, b. ábra). A kis mennyiségben elfajult eutektikumot tartalmazó részek a nem kevert mintánál a 27,57 mm, 46,00 mm és 111,00 mm távolságban mérhetők a minta aljától. Összehasonlításképpen az elfajult eutektikum mennyisége nagyobb a 11,16 mm és 17,30 mm pontoknál. A kevert mintánál csak a 15,22 mm-nél mért adatok mutatnak nagy mennyiségű elfajulást.

4. Következtetések

A fent ismertetett négy jellemző paraméter alkalmazásával az eutektikus lemezek számszerűen jellemezhetők, ami lehetővé teszi annak meghatározását, hogy a kristályosodás során milyen minőségű szerkezettel alakul ki az eutektikum. A 10 mT-ás RMF-keverés kimutathatóan befolyásolja az eutektikus szerkezet kialakulását: a kevert minták elején kisebb eutektikumarány figyelhető meg a keverés nélküli állapothoz képest. Ennek következtében az átlagos lemez-hossz a kevert és a nem kevert mintákban közel azonosnak adódott, ugyanakkor az ELLD-értékek alapján a minták végén eltérés mutatkozik.

A mikroszkópos felvételek szerint a rövid alumíniumdendritok a kevert minták két szélén koncentrálnak, és arányuk a minta vége felé csökken. Ezzel szemben a keverés nélküli mintákban a hosszú, megnyúlt Al-dendritok a hőelvonás irányával párhuzamosan kristályosodnak, és mennyiségük, valamint méretük a minta mentén folyamatos növekedést mutat. Továbbá az eutektikus front sebességének növekedésével az eutektikus lemezek hossza csökken, ami együtt jár az átlagos lemeztávolság mérséklődésével. Bár az átlagos lemeztávolságot leíró görbék végig hasonló lefutást mutatnak, a keverés hatására mintegy 10%-os méretkülönbség figyelhető meg. Emellett összefüggés állapítható meg az eutektikum elfajulása és az adott orientációban növekvő eutektikus lemezek hossza között. A keverés a görbék alakját is módosította.

A kutatást az Európai Űrügynökség támogatta a CET-SOL/HUNGARY ESA PRODEX (No. 4000131880/NL/SH) projektek keretében.

Irodalom

- [1] Zimmermann, G.; Weiss, A.; Mbaya, Z. Effect of forced melt flow on microstructure evolution in Al-Si7Mg0.6 alloy during directional solidification. *Mater. Sci. Eng.* 2005, 413, 236–242. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2005.09.049>
- [2] Zimmermann, G.; Weiss, A. Directional solidification of dendritic microstructures in microgravity and with forced melt flow. *Micro. Sci. Tech.* 2005, 16, 143–149. <https://doi.org/10.1007/BF02945965>
- [3] Sriramamurthy, A.M.; Arunachalam, V.S. Eutectic growth in space. *Bull. Mater. Sci.* 1982, 4, 247–259. <https://doi.org/10.1007/BF02919590>
- [4] Croker, M.N.; Fidler, R.S.; Smith, R.W. The Characterization of Eutectic Structures. *Roy. Soc. Pub.* 1973, 335, 15–37. <https://doi.org/10.1098/rspa.1973.0111>
- [5] Brady, F.L. The Structure of Eutectics. *J. Inst. Met.* 1922, 28, 369–413.
- [6] Portevin, A.M. The Structure of Eutectics. *J. Inst. Met.* 1923, 29, 239–273.
- [7] Scheil, E. Über die eutektische Kristallisation. *Int. J. Mater. Res.* 1946, 37, 1–11. <https://doi.org/10.1515/ijmr-1946-371-201>
- [8] Podolinsky, V.V.; Taran, Y.N.; Drykin, V.G. Classification of binary eutectics. *J. Cryst. Growth* 1989, 96, 445–449. [https://doi.org/10.1016/0022-0248\(89\)90543-5](https://doi.org/10.1016/0022-0248(89)90543-5)
- [9] Jackson, K.A.; Hunt, J.D. Lamellar and Rod Eutectic Growth. *Trans. Metall. Soc.* 1966, 236, 1129–1142. <https://doi.org/10.1016/B978-0-08-092523-3.50040-X>
- [10] Walker, H.; Shan, L.; Lee, J.H.; Trivedi, R. Eutectic Growth in Three Dimensions. *Metall. Mater. Trans. A* 2007, 38, 1417–1425. <https://doi.org/10.1007/s11661-007-9163-0>
- [11] Fisher, D.; Kurz, W. A theory of branching limited growth of irregular eutectics. *Acta Metall.* 1980, 28, 777–794. [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(80\)90155-8](https://doi.org/10.1016/0001-6160(80)90155-8)
- [12] Magnin, P.; Mason, J.T.; Trivedi, R. Growth of irregular eutectics and the Al-Si system. *Acta Metall. Et Mater.* 1991, 39, 469–480. [https://doi.org/10.1016/0956-7151\(91\)90115-H](https://doi.org/10.1016/0956-7151(91)90115-H)
- [13] Steen, H.A.H.; Hellawell, A. The growth of eutectic silicon-Contributions to undercooling. *Acta Metall.* 1975, 23, 529–535. [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(75\)90093-0](https://doi.org/10.1016/0001-6160(75)90093-0)
- [14] Clapham, L.; Smith, R.W. Partial modification in unidirectionally solidified Al-Si eutectic alloys. *Acta Metall.* 1989, 37, 303–311. [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(89\)90288-5](https://doi.org/10.1016/0001-6160(89)90288-5)
- [15] Stefanescu, D.M. *Science and Engineering of Casting Solidification*, 2nd ed.; Springer: New York, NY, USA, 2008; pp. 529–535. <https://doi.org/10.1007/978-3-319-15693-4>

- [16] Hernández, F.R.; Sokolowski, J. Comparison among chemical and electromagnetic stirring and vibration melt treatments for Al-Si hypereutectic alloys. *J. Alloys Compd.* 2006, 426, 205–212. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2006.09.039>
- [17] Li, X.; Fautrelle, Y.; Gagnoud, A.; Ren, Z.; Moreau, R. EBSD study of the influence of a high magnetic field on the micro-structure and orientation of the Al-Si eutectic during directional solidification. *Metall. Mater. Trans.* 2016, 47, 2952–2963. <https://doi.org/10.1007/s11661-016-3432-8>
- [18] Abdallah, A.; Roósz, A.; Rónaföldi, A.; Veres, Z. Effect of Solid/Liquid and Eutectic Front Velocities on Microstructure Evolution in Al-20%Cu Alloys. *Crystals* 2024, 14, 638. <https://doi.org/10.3390/cryst14070638>
- [19] Zuo, X.; Zhao, C.; Zhang, L.; Wang, E. Influence of Growth Rate and Magnetic Field on Microstructure and Properties of Directionally Solidified Ag-Cu Eutectic Alloy. *Materials* 2016, 9, 569. <https://doi.org/10.3390/ma9070569>
- [20] Koçak, Y.; Engin, S.; Böyük, U.; Marasli, N. The influence of the growth rate on the eutectic spacings, undercoolings and microhardness of directional solidified bismuth-lead eutectic alloy. *Curr. Appl. Phys.* 2013, 13, 587–593. <https://doi.org/10.1016/j.cap.2012.10.005>
- [21] Hu, Z.; Huo, Q.; Chen, Y.; Liu, M.; Chen, X. Improving Mechanical Property of Hyper-Eutectic Al-Si Alloys via Regulating the Microstructure by Rheo-Die-Casting. *Metals* 2023, 13(5), 968. <https://doi.org/10.3390/met13050968>
- [22] Zemlyanov, A.V.; Utyaganova, V.R.; Dymnich, E.; Shamari N.N.; Nikonov, S.Yu.; Romanova, V.A.; Kulkov, A.S.; Balokhonov, R.R. A Study of Deformation and Fracture of the Eutectic in an Additively Manufactured Al Si Composite Alloy. *Phys Mesomech.* 2023, 26, 678–690. <https://doi.org/10.1134/S10299599230600737>
- [23] Bibik, N.; Metel, A.; Cherenda, N.; Sotova, C.; As-tashynski, V.; Kuzmitski, A.; Melnik, Y.; Vereschaka, A. Structure of Eutectic Al-Si Alloy Subjected to Compression Plasma Flow Impact. *Metals* 2024, 14(12), 1415. <https://doi.org/10.3390/met14121415>
- [24] Bayram, Ü. Directional Solidification of Al-Si-Ti Irregular Ternary Eutectic Alloy and Thermophysical Properties. *Metall. and Mater. Trans. B.* 2022, 53(1) 3865–3881. <https://doi.org/10.1007/s11663-022-02648-6>
- [25] Zhang, X.; Zhou, Y.; Zhong, G. et al. Effects of Si and Sr elements on solidification microstructure and thermal conductivity of Al-Si-based alloys. *J Mater Sci.* 2022, 57, 6428–6444. <https://doi.org/10.1007/s10853-022-07045-7>
- [26] Chen, H.; Zeng, Y.; Li, Y. et al. Study of Microstructure Scale and Regulation of Mechanical Properties of Al-6Si Hypoeutectic Alloy. *Silicon* 2023, 15, 1635–1646. <https://doi.org/10.1007/s12633-022-02096-6>
- [27] Sahoo, S.K.; Majhi, J.; Patnaik, S.C. et al. Microstructure characterisation and dry sliding wear behaviour of Al-Si near eutectic and hypereutectic alloys reinforced with in-situ TiB₂ synthesized by stir casting route. *Discov Mater.* 2024, 4, 87. <https://doi.org/10.1007/s43939-024-00163-w>
- [28] El-Eraki, B.; El-Sayed Seleman, M.; El-Sissy, A. et al. Structural and mechanical modifications of hyper-eutectic Al-16Si alloy using friction stir processing. *Discov. Appl. Sci.* 2025, 7, 875. <https://doi.org/10.1007/s42452-025-06762-3>
- [29] Zakaraia, D.; Roósz, A.; Rónaföldi, A.; Veres, ZS. Influence of Magnetic Stirring and Eutectic Front Velocity on the Solidified Microstructure of Al-18 wt.% Si Alloy. *Materials* 2024, 17(24), 6029. <https://doi.org/10.3390/ma17246029>
- [30] Choudhary, C.; Sahoo, K.L.; Keche, A. J.; Mandal, D.(2023). Effect of Ti addition on the microstructure and mechanical properties of hypo-eutectic and eutectic Al-Si alloys. In: Broek, S. (eds) *Light Metals 2023*. TMS 2023. The Metals & Materials Series. Springer, Cham. https://doi.org/10.1007/978-3-031-22532-1_63
- [31] Veres, Zs.; Roósz, A.; Rónaföldi, A.; Sycheva A.; Svéda, M. The effect of melt flow induced by RMF on the meso- and micro-structure of unidirectionally solidified Al-7wt.% Si alloy Benchmark experiment under magnetic stirring. *J. Mater. Sci. Tech.* 2022, 103, 197–208. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2021.06.060>
- [32] Kassab, A.; Rónaföldi, A.; Roósz, A.; Veres, Z. Complex Characterization of Irregular Eutectic Structure. *Hung. Mater. Chem. Sci. Eng.* 2020, 45, 171–181. <https://doi.org/10.32974/mse.2020.017>
- [33] Kim, Y.W.; Shingu, P.H. The effect of the fluid flow strength on macro-segregation in the unidirectionally solidified structure of eutectic Al-Si. *J. Mater. Sci. Lett.* 1990, 9, 241–243. <https://doi.org/10.1007/BF00727731>
- [34] Zhiqiang, C.; Junze, J.; Dong, L.; Xianshu, Z.; Cho, Y.; Oh, Y.; Shim, J. Thermodynamic criterion of separated eutectic phenomena. *J. Mater. Sci.* 1998, 33, 2313–2317. <https://doi.org/10.1023/A:1004339421223>



Effect of Magnetic Stirring on the Microstructure of Eutectic Al-Si Alloys

by Éva Kócsák ^{1,2,*} , András Roósz ² , Arnold Rónaföldi ² and Zsolt Veres ¹

¹ Institute of Metallurgy, Metal Forming and Nanotechnology, University of Miskolc, 3515 Miskolc, Hungary

² Hun-REN Hungarian Research Network, 1052 Budapest, Hungary

* Author to whom correspondence should be addressed.