

第26回

課題研究成果報告書

開催日 2025年 7 月 9 日（水）

会 場 大阪大学中之島センター



主催 公益財団法人 軽金属奨学会

共催	一般社団法人	軽金属学会
協賛	公益社団法人	日本金属学会
	公益社団法人	日本鑄造工学会
	一般社団法人	日本アルミニウム協会



公益財団法人 軽金属奨学会
The Light Metal Educational Foundation Inc.

サーキュラーエコノミーを目指した
電磁流を用いたアルミニウム鑄造合金からの
高純度化連鑄法の創製

国立研究開発法人産業技術総合研究所

上級主任研究員 田村卓也

目次

I. 研究の概要	
1. はじめに -----	4
2. Al-7%Si 合金溶湯から Al-3%Si 合金を取り出す技術開発	
2-1. 技術的背景-----	6
2-2. 実験方法 -----	8
2-3. 実験結果 -----	10
2-4. 小括 -----	16
3. Al-Si 共晶溶湯から Al-7%Si 合金を取り出す技術開発	
3-1. 技術的背景-----	17
3-2. 実験方法 -----	18
3-3. 実験結果 -----	19
3-4. 小括 -----	25
II. 研究の成果 -----	28
III. 総括と今後の展望 -----	31
IV. 謝辞 -----	33

I. 研究の概要

1. はじめに

近年、CO₂削減とサーキュラーエコノミーの観点から、アルミリサイクルに関して注目が浴びている。アルミニウム地金は、電解製錬時に多量の電力を有する[1,2]ばかりでなく、アルミナの酸素原子は最終的には炭素電極の炭素と結びつき、CO₂となる事やボーキサイトからアルミナを製造する際のCO₂排出などから[3]、たとえ電解精錬時の電力全て、太陽光発電や水力発電の様なグリーン電力を使用してもリサイクル材を用いた2次アルミニウム合金の低CO₂排出量には至らない[3]。なぜならリサイクル材を用いた2次アルミニウム合金は基本、溶解時の熱エネルギーのみで良いためである[4]。そのため、これまではアルミ缶のリサイクル以外ではADC12を代表とする2次アルミ鋳造合金のみでアルミスクラップ材を使用してきたが、近年ではNEDOプロにて展伸材にリサイクル材を使用するプロジェクトが行われており、展伸材原料としてのアルミスクラップのニーズが出てきている[5,6]。さらに、2024年に開催された日本ダイカスト会議でのトヨタ自動車の特別講演[7]では、衝突安全要件があるようなボデー・シャシー等に使用されるアルミダイカスト製品には【アルミ新地金から製造されているSilafont-36の様な高延性アルミ鋳造合金】が使用されているが、今後は「サッシくず」や「ホイールくず」を積極的に使用していくとの講演がなされていた。特に近年話題の【ギガキャスト】にてトヨタ自動車は製造予定の部品は「リアアンダーボデー」であることから、ギガキャストにてスクラップ由来のアルミ鋳造合金を使用する事により自動車製造時のCO₂排出量を低減してくるかは注目に値する[8]。

また、「サッシくず」や「ホイールくず」は、「組成が安定している」「原料がアルミ新地金」「量が確保できる」などから2次アルミニウム合金を製造するには適しているスクラップくずでもある。その証拠に2025/4/26日現在、インターネットで買い取り価格[9]を見てみると、アルミホイール：292～314円/kg、サッシ：248～281円/kg、アルミ缶：187～231円/kgとなっており、アルミホイール・サッシくずの価値が高いことが一目瞭然である。特にアルミホイールの高価格には驚かされる。

この様に利用価値が高い「サッシくず」「ホイールくず」は、これまでの2次アルミ鋳造合金製造だけではなく、カーボンニュートラルを目指した展伸材、ギガキャストを代表とする高延性アルミ鋳造合金の原材料としてもニーズがあり、非常に注目されていることが値段からもわかる。しかし、アルミ新地金のニーズ

が高まれば製造量を増やせばよいのだが、「サッシくず」「ホイールくず」は人気だからと言って供給量を増やす事は出来ない。そのため、その他のアルミくずの利用も考えていかなければならない。例えば雑多なものが混ざったスクラップである「アルミガラ」や「アルミコロ」の買い取り価格は171円/kg~209円/kgである[9]が、組成のばらつきが厄介な所である。この様に組成のばらつきがあるスクラップではあるが量を一定量確保できるスクラップ材として自動車リサイクル時に発生するアルミくずがある。アメリカでは「Twitch」と呼ばれているリサイクル材である[10,11]。

「Twitch」の様なアルミくずにおいてアルミ以外に含まれる元素として一番量を占める元素がシリコン【Si】である。日本における調査では7.7%という量が平均入っているとされている[12]。この元素【Si】は製品が循環する事により混入してくる元素ではなく、特にアルミ鋳造合金において鋳造性を良好にするため、わざわざ添加している元素である。しかし、「Twitch」の様に大体の混入量は把握できるものの、実際に溶解した際にSi量が何%になるかを事前に把握する事は非常に難しい。更に、「展伸材」や「高延性アルミ鋳造合金」の原材料として使用する際には「Twitch」の様なアルミくずに含有されているSi量よりも低いスクラップが必要になる可能性が高い。

そこで、本研究では「Twitch」の様なアルミくずに含有されているSi量であるAl-7%Si合金溶湯からAl-3%Si合金を取り出す技術、更にはAl-3%Si合金を取り出した後のAl-Si共晶溶湯からAl-7%Si合金を取り出す技術開発を目標として行う事とした。開発のロードマップは図1に示す通りである。

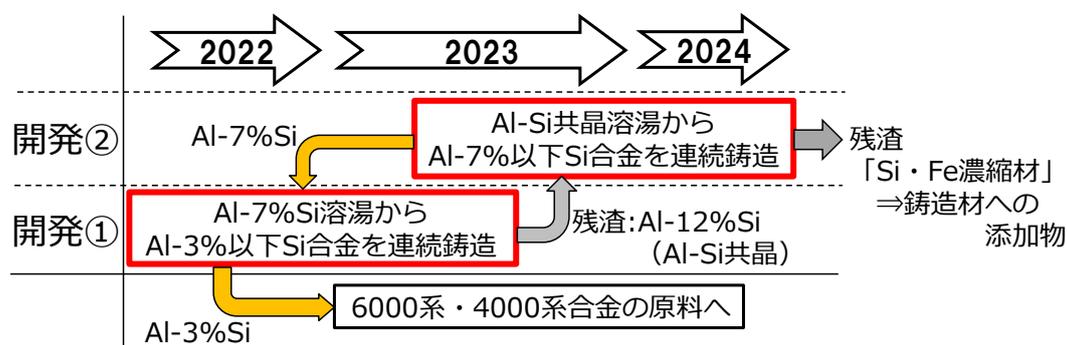


図1 本研究開発のロードマップ

2. Al-7%Si 合金溶湯から Al-3%Si 合金を取り出す技術開発

2-1. 技術的背景

我々は以前から電磁振動力による結晶粒微細化に関する研究を行ってきた[13-15]。この研究では直流磁場中に置いた溶湯に交流電流を印加する事により溶湯内に振動するローレンツ力を発生させ、その電磁振動力を印加したまま凝固させることにより結晶粒を微細化させる技術である。この技術により Al 合金[16-18]、Mg 合金[19-21]等において結晶粒微細化が起こることを見出してきた。この技術を実用化するために「電磁振動プロセスを用いた連続鋳造技術の開発」において、電磁振動力を印加させながら連続鋳造を行う装置の開発を行った。その外観を図2に示す。1Tの磁場が発生できる電磁石の磁極間の直上に炉を設置、そして磁極間を通過する鋳型を設計・開発し、磁極直下で水冷にて連続鋳造棒を冷却・引き抜きできる装置を開発した。また、電磁振動力を印加するための電極は片方をルツボ内の溶湯に、もう片方を引き抜き装置に取り付け、磁場に直交する電流を鋳型内に作り出した。この装置の特徴として挙げられることは、磁極間に鋳型を通すため、鋳型の長さが通常の鋳型よりも長くなってしまった。そこで、通常の連続鋳造装置では鋳型は冷却を行っているが、本装置の鋳型は逆に加熱を行う事により、固液界面を確実に磁極間に持ってこれるようにしている。

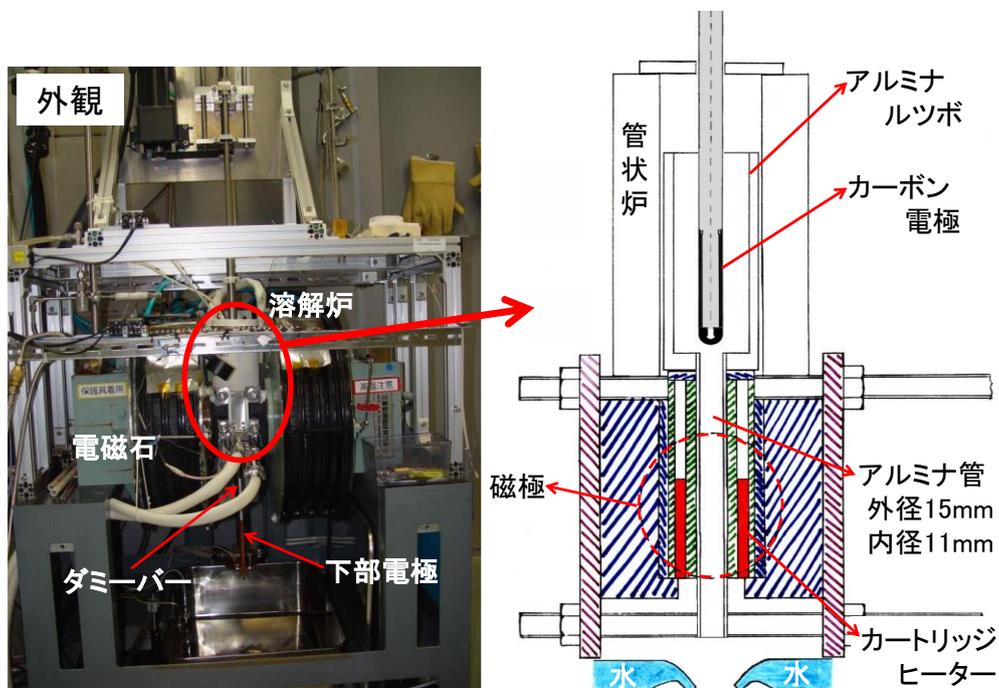


図2 電磁振動プロセスを用いた連続鋳造装置外観、及び内部構造

この装置により Al-7%Si 合金溶湯において電磁振動力を印加しながら連続铸造を行った所、奇妙な現象に出くわした。それは Al-7%Si 溶湯を用いたにもかかわらず、引き抜けた連続铸造棒は Al-5%Si という組成であったことである。この時の組織写真を図 3 に示す。また、電磁振動力印加を終了すると今度は Al-7.5%Si 合金が連続铸造棒として引き抜けている。これは、Al-7%Si 溶湯から Al-5%Si 連続铸造棒を引き抜いたことにより溶湯内の Si 量が上昇したためである [22]。この時の実験条件は、磁場：1T、交流電流：300A・100Hz、引き下げ速度：10mm/min である。この現象をポリッシュアップする事により、本研究の開発目標に到達しようという考えである。

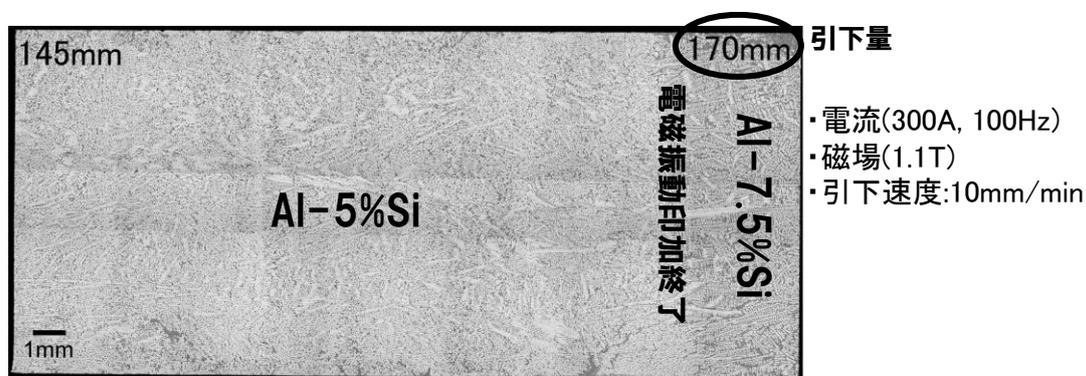


図 3 Al-7%Si 溶湯から電磁振動プロセスを用いて連続铸造した
ビレット内部の光学顕微鏡写真

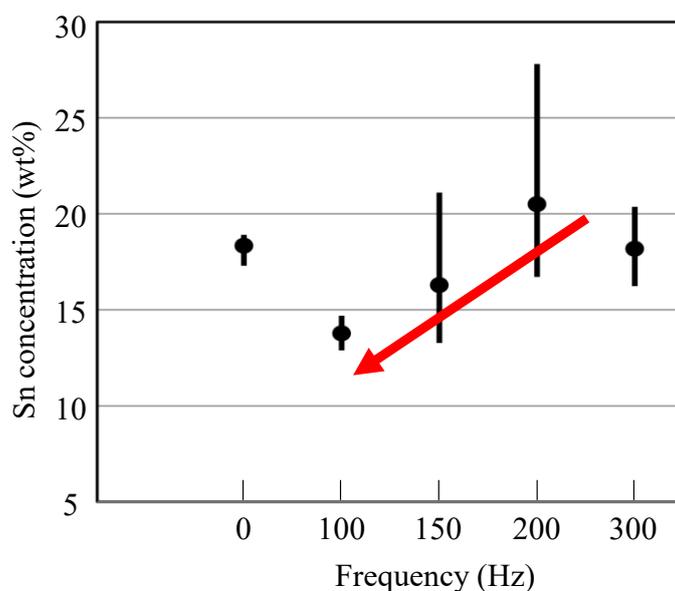


図 4 Al-20%Sn 合金におけるビレット内部の Sn 量変化。
実験条件は図 3 と同じ。

また、Al-20%Sn 合金の実験においても同様の効果が見られている。この実験では Al-7%Si 合金の実験とほぼ同じ実験条件であるが、交流電流の周波数を変化させて実験している。その時の連続铸造棒の Sn 量変化を図 4 に示す。この実験結果より低周波数の方が Al-20%Sn からの連続铸造棒内の溶質(Sn) 量変化が大きいことがわかる [23]。高周波と低周波の違いで一番大きく変化するパラメータは振動の 3つのパラメータ「加速度・速度・変位」のうち【変位】となる。加速度は力で決定されるため磁場・電流値が同じであれば同じであるが、低周波においては振動変位（つまり電磁流）が非常に大きくなるため、溶湯内の攪拌が促進され、攪拌凝固にて確認されている固液界面に形成される溶質(不純物)濃化領域が非常に薄くなることにより連続铸造棒が高純度化されたものと考えられる。溶質(不純物)濃化領域が非常に薄くなる原因は、液相が凝固する際に吐き出した溶質が電磁流により速やかに固液界面から溶湯内に移送されるためである。図 5 に簡単な模式図を示す。

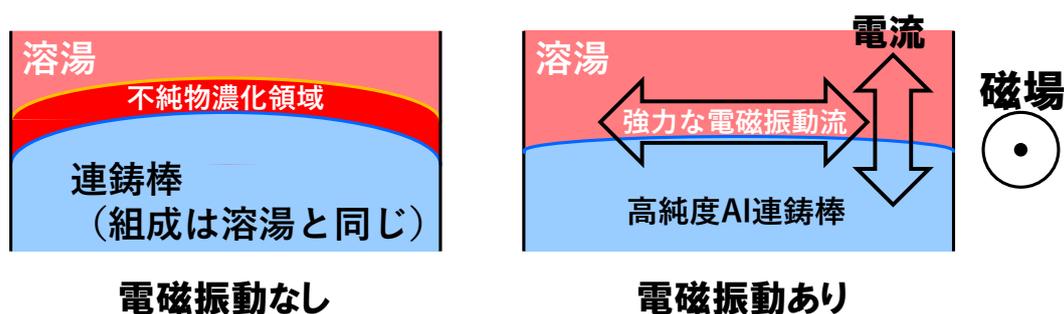


図 5 電磁流による連続铸造棒高純度化原理の模式図

2-2. 実験方法

本研究における実験装置は図 2 に示した電磁力を印加しながら連続铸造が行える装置を使用している。磁極間距離が 50mm、1T までの横向きの磁場雰囲気を作り出せる水冷型の常電導磁石を用いており、Al-7%Si 合金は磁極直上に配置した溶解炉を用いて、アルミナルツボ内で溶解させ、アルゴンガスのバブリングにより溶湯処理を行った。使用した Al-7%Si 合金の試料組成を表 1 に示す。この溶湯をアルミナルツボ下部に直結、ヒーターにて温度管理を行っている内径 13mm の BN(ポロンナイトライド)製の管内にて凝固させながら、引下げ装

表1 使用した Al-7%Si 合金の試料組成 (wt%)

Si	Fe	Mg	Cu	Ti	Mn	Ni, Sn, Pb, Zn	Al
6.95	0.3	0.06	0.06	0.05	0.03	≤0.01	bal.

置にて連続鋳造を行った。この BN 管は電磁石の磁極間を通り抜けており、溶湯に電磁力が印加されても移動・破損しないように固定してある。また、BN 管から出てきた連続鋳造棒に直接水をかけることにより冷却を行っている。電磁力は、ルツボ内の溶湯に浸漬させたカーボン電極と引下げ装置に取り付けた電極間に直流電流を流すことにより、BN 管内の溶湯に直流磁場と直交した直流電流を流し、電磁力を印加させている。細かな実験条件は図 6 内に示す。また、電磁力の影響を調査するため、磁場を 0.13~1T、直流電流を 10~450A まで変化させることにより影響を調査した。また、溶湯に 450A の電流を印加した際の消費電力であるが、溶湯の電気抵抗は低いため実際に消費している電力のほとんどがカーボン電極部の発熱であり、それを加味してもトータル約 540W 程度である [24]。

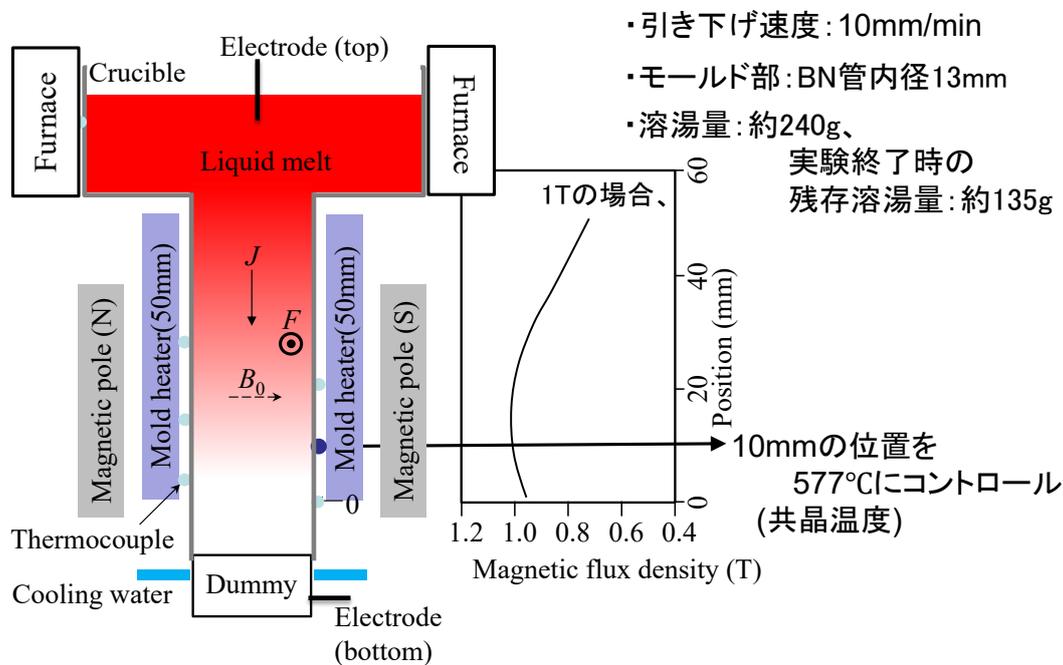


図6 本実験における連続鋳造装置のセッティング等実験条件

Si 量は検量線を用いた蛍光 X 線分析法にて測定した。何度もテストを行い、検査に最適な表面として焼結ダイヤモンド工具にて切削加工した試料表面が最適であることを見出した。【スポット測定】を行う場合は $\phi 3\text{mm}$ コリメータを用いて切削最表面の約 3mm 径内部の Si 量を測定した。また、バルクの Si 量を測定する場合【バルク測定】は、再度 He 雰囲気中にて BN ルツボ内で溶解、 $\phi 13\text{mm}$ の銅鑄型で急冷凝固させることにより試料内部を均一化させたのちに、 $\phi 10\text{mm}$ コリメータを用いて切削最表面の約 10mm 径内部の Si 量を測定した。

2-3. 実験結果

まず初めに電磁石の磁場を 1T に固定し、引き下げ量が $47\sim 100\text{mm}$ においては電磁力用電流値を 30A 、引き下げ量 $100\sim 150\text{mm}$ の時は電流値 60A 、引き下げ量 $150\sim 250\text{mm}$ の時は電流値 90A に設定して、連続鑄造実験を行った。ただし電流値 90A の場合、連続鑄造棒において電磁力印加方向と逆の面（今後、後面と記載）に BN 鑄型に接触しない自由面が形成され、その自由面が大きくなりすぎて、電流印加が不安定になるため、電流印加の小休止を繰り返しながら連続鑄造を行った。その時の電流値 60A にて連続鑄造を行った部位の光学顕微鏡写真を図 7 に示す。図 7 (a) は連続鑄造棒を輪切りにして観察した光学顕微鏡写真

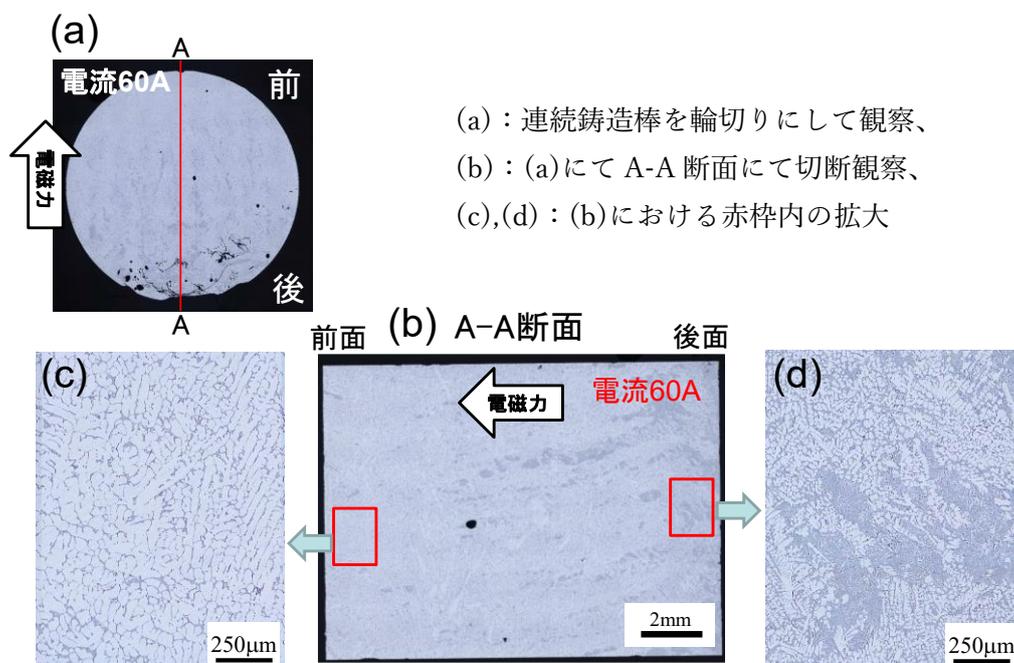


図 7 電流値 60A にて連続鑄造を行った部位の光学顕微鏡写真

全体像、図 7 (b)は(a)の光学顕微鏡写真にて A-A 断面にて切断した部位の光学顕微鏡写真全体像、図 7 (c)は(b)の光学顕微鏡写真にて連続铸造棒において電磁力が印加される方向の面（今後、前面と記載）部分の拡大顕微鏡写真、図 7 (d)は後面部分の拡大顕微鏡写真である。一目瞭然であるが、電磁力が印加される方向の面、前面の部位に初晶アルミニウムが凝縮していることがわかる。また、図 7 (a)においては電流値 90A にて問題になった後面の自由面も僅かに形成されていることがわかる。そこで、前面部と後面部に連続铸造棒を切断・分離し、前面部の Si 濃度、後面部の Si 濃度を測定するため、再度 He 雰囲気下にて溶解・急冷した後に蛍光 X 線分析法にて組成測定を行う【バルク測定】を連続铸造棒に実施した。その結果を図 8 に示す。図を見ると一目瞭然であるが、前面部の Al 初晶濃縮部のみならず、後面部の非濃縮部も Si 量が溶湯組成である 7%よりも減少していることがわかる。また、図内の黒点・黒線は電磁力を印加していない部位の連続铸造棒の Si 量であり、黒破線は高純度化された連続铸造棒が引き抜かれた際の溶湯内の計算 Si 量である。黒破線の右に存在する Si 量 9.04%は実験終了後の電磁力が印加されていない棒部の Si 量であり、計算結果とほぼあって

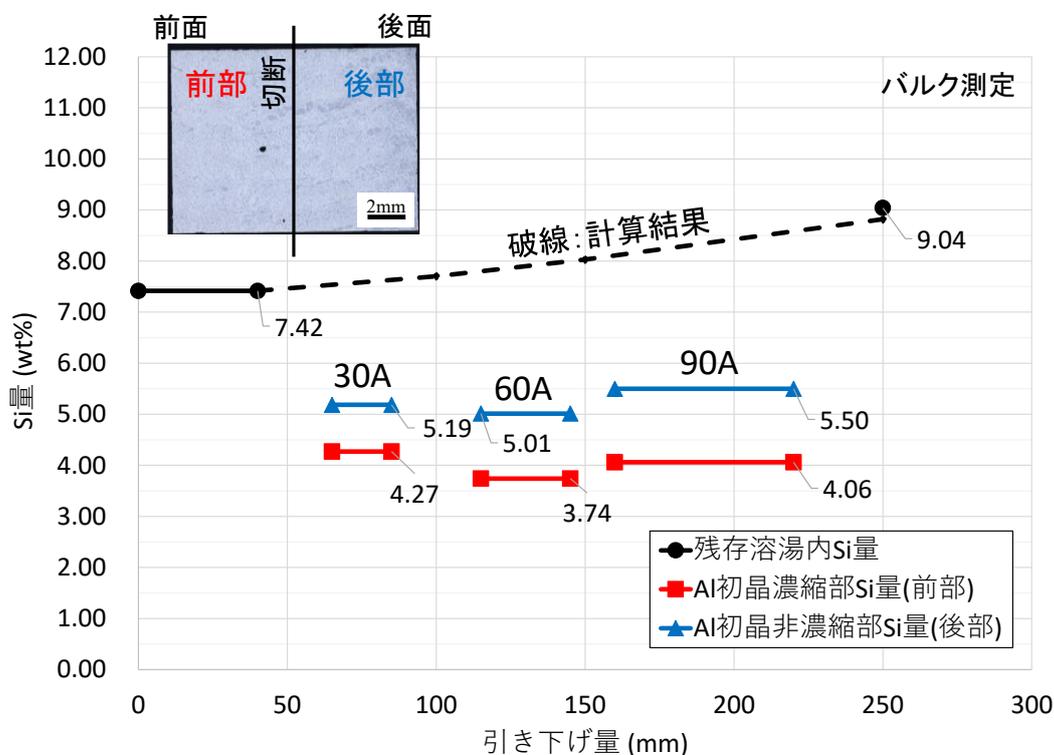


図 8 連続铸造棒全体における前面部・後面部分の Si 量。
黒線は残存溶湯内の Si 量(破線は計算結果)

いることから、黒線・黒破線の組成のように残存溶湯内の Si 量が増加していったものと考えられる。実験結果を見るに、電流値 60A の時に連続铸造棒の Si 量が最小値を示している事がわかる。これは電流値 90A では後面の自由面が大きくなりすぎるために小休止を挟みながら実験をしたためと考えられる。この事より、本装置においては磁場が 1T の時は電流値 60A が最適な実験条件であると考えられる。また、後面部位を切り離し、前面部位のみを使用すると Si 量が 3.74%を示すことから当初の目標値をほぼ達成できることが判明した。

次に実際にこの電磁力を用いた連続铸造装置を大型化する際に問題となるのが磁場を発生させる電磁石である。磁極間 50mm においても 1T を発生させるのが限界である。逆に溶湯に印加する電流は、溶湯が金属であるため抵抗が非常に低く、ほとんど電力を必要としない。例えば本装置でも 450A を電磁力用の電流として試料に流しても電圧は 1.2V、電力は 540W であり、そのほとんどが溶湯に浸漬させているカーボン電極の発熱である。つまり、大型化する際は低磁場・高電流という条件にて実施する必要性が出てくる。そこで、先ほどの実験、磁場 1T、電流値 60A と電磁力が同じになる条件・磁場 0.13T、電流値 450A という条件にて実験を行った。その結果を図 9 に示す。図 8 に示した磁場 1T、電流値 60A の時の結果とほぼ変わらない事から、電磁力が一定であれば磁場・電流値の影響は小さく高純度化できることが判明した。

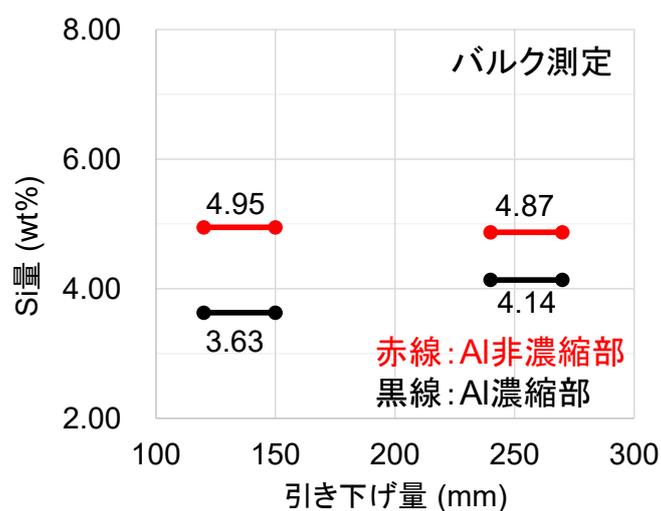


図 9 磁場 0.13T、電流値 450A という条件にて実験を行った際の連続铸造棒内の Si 量

この様に電磁力の大きさが高純度化連铸に重要であることが判明したが、どのぐらいの電磁力を印加すればよいかは不明なままである。そこで、必要な電磁力を調査するため、磁場は 0.2T に固定し、電磁力電流を 10mm 引き下げると共に 10A ずつ増加させることで、必要な電磁力の大きさを調査した。その結果を図 10 に示す。ここでは、Al 濃縮部においてスポット測定にて測定を行っている。参考に Fe 量も表示している。溶湯に使用した合金の Si 量が 7%、Fe 量が 0.3% であるが、電流値 20A, 30A において Si 量が 7% を超えた値を示している。これは、バルク測定のように試料全体の組成を測定しておらず、スポット径 ϕ 3mm 内の切削表面の Si 量を測定しており値にブレが生じているためである。特に Al の濃縮が起こっていない電流値 20A, 30A においては初晶と共晶の晶出具合により大きく変化してしまう。それを加味してグラフを見てみると、電流値 40A にて突然不純物元素である Si 量、Fe 量の減少が起こっていることがわかる。またそれ以降、電流値を増加させると、つまりは引き下げ量も増加、溶湯内不純物量も増加するが、連続铸造棒の Al 濃縮部における Si 量、Fe 量の減少が起こっていることがわかる。この事から、磁場 0.2T では、電流値 40A にて連続

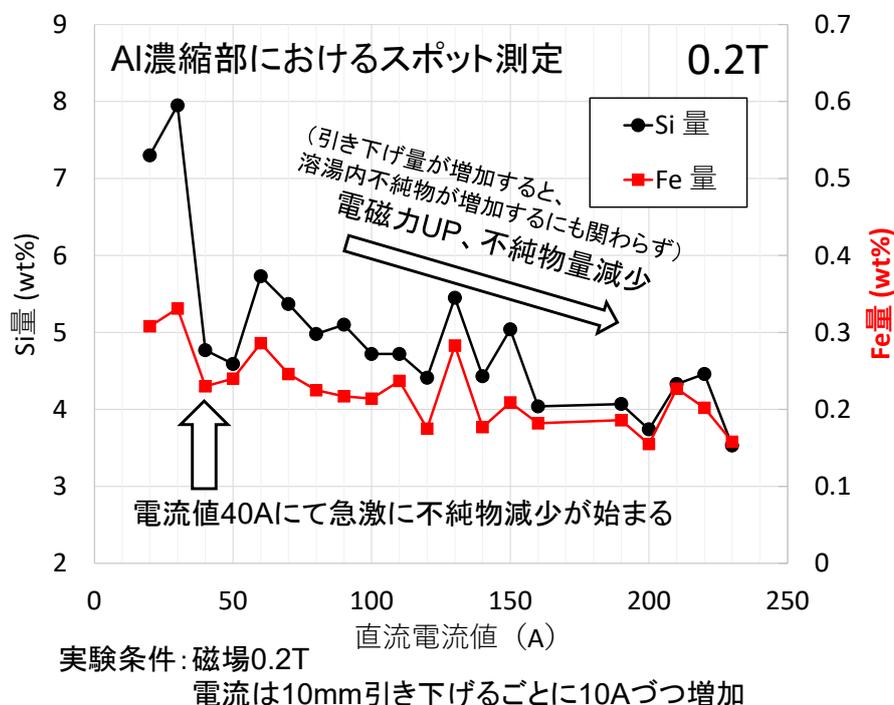


図 10 引き下げ量と同じ電流値を印加した場合のアルミ濃縮部における Si 量, Fe 量の変化

鑄造棒の高純度化を行うことができ、電磁力が強い方が更に高純度化が推進されるという事が判明した。図9に示した実験にて電磁力が一定であれば磁場・電流値の影響は小さいことが判明しているの、例えば磁場が1Tの場合は電流値8Aにて高純度化が起こるとい事である。

この様に当初想定したように直流電流による電磁流でも高純度化連鑄が実現できたわけだが、電磁振動力を用いた場合と比較すると連続鑄造棒の前面にAl濃縮部が形成されており、想定外の結果も見出されている。そこで、電磁流を可視化するため、Fluentによる熱流体解析を行った。条件は、Al-7%Si溶湯のパラメータを用いて、磁場1T、電流値60Aの時の熱流体解析を行った。その結果を図11に示す。非常に大きな電磁流が形成される領域はルツボとBN鑄型が連結している部分であることが判明した。この部分は急激に溶湯断面積が変化するため、ルツボ内の電流密度とBN鑄型内の電流密度が大きく変化する。つまり鑄型内は高電磁力である一方、ルツボ内は低電磁力になる。身近な現象である気象で分かりやすく説明すると、ルツボ内は低気圧、鑄型内は超高気圧になっているという事である。前面では超高気圧で押された鑄型の溶湯は低気圧のルツボ内に流れ込んでくる。鑄型からルツボ内に押し出されて流れ込んでしまった溶

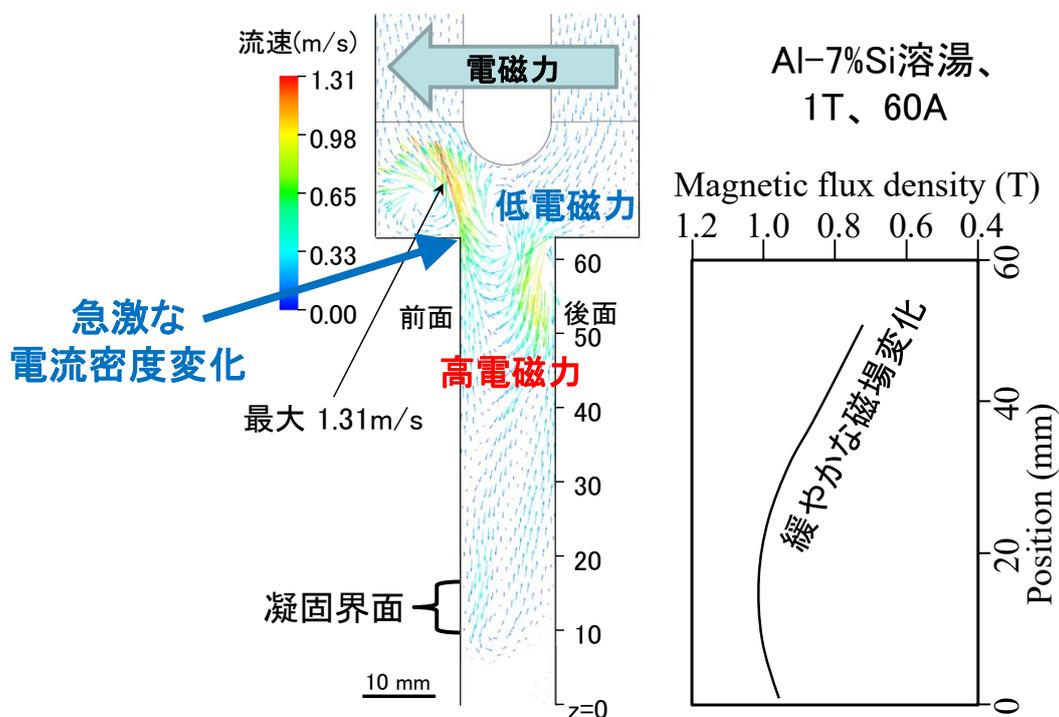


図11 本連続鑄造実験におけるFluentによる熱流体解析結果

湯を補充するために後面ではルツボから鑄型内に流れが出来ていることがわかる。この流れは非常に早く、約 1m/s、最大値では 1.31m/s に及ぶことが判明した。逆に固液界面が形成される領域では、磁場は最大値であるが、緩やかな磁場変化であり、電流密度の変化もないため、それほど大きな電磁流は発生しておらず、最大でも 0.33m/s 程度である。つまり、固液界面付近では超高電磁力状態であるが定常状態に近く、電磁流は当初想定していたよりも発生していないという事が判明した。

つまり、この実験条件では固液界面において電磁流も働いているが、超高電磁力状態の定常状態に近い状態を維持しているという事が判明した。ここで、電磁力についておさらいすると、電磁力は重力、遠心力と同じく単位体積当りに作用する体積力であり、磁場・電流が均一であれば、溶湯に超重力場を印加できることが知られている。更に電気導電性の違いを用いて、溶湯内の異物質のみに異なる体積力をかけることも出来る。通常重力分離や遠心力分離では密度差のみで分離を行うが、電磁力を用いた分離では密度差がほとんど無くても電気導電性により容易に分離【電磁分離】が可能となるわけである。この実験においてもどうやらこの電磁分離が有効に働いていた痕跡が多岐にわたって確認できる。特に図 7 (a) に示した光学顕微鏡写真が代表的な痕跡である。Al-7%Si 溶湯から初晶 Al が晶出する際の液相、及び初晶固溶体の電気抵抗はそれぞれ 280(nΩ m)[25]、110(nΩ m)[26]である。また、アルミ酸化物は電気を流さないことか

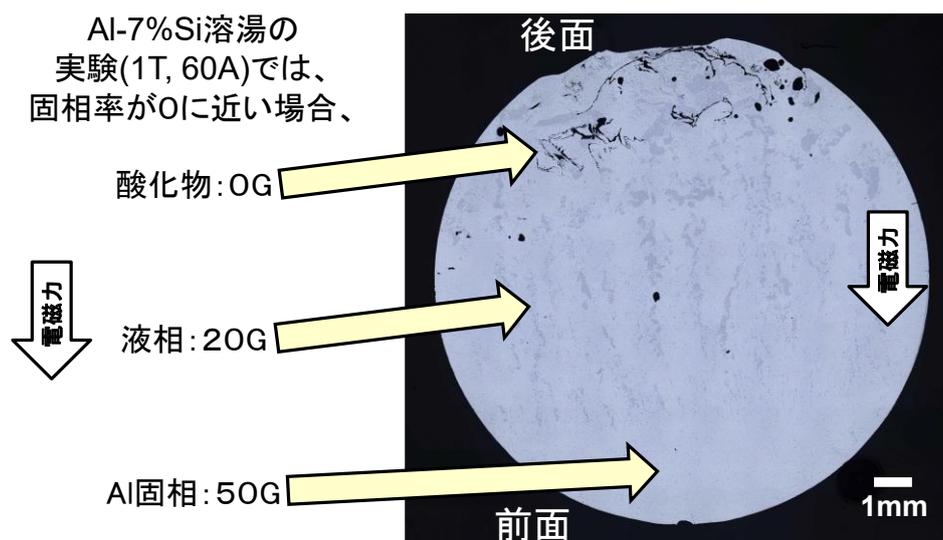


図 1 2 図 7 (a) に示した光学顕微鏡写真において酸化物、液相、Al 固相が固相率 0 に近い状態の時に受ける電磁力計算結果

ら、図 7 (a)に示した光学顕微鏡写真においてアルミ酸化物、液相、初晶 Al が固相率 0 に近い状態にてどれぐらいの電磁力を受けているか計算した結果を図 1 2 に示す。初晶 Al は重力の 50 倍の力を、液相には重力の 20 倍の力を受けており、アルミ酸化物は全く力を受けていない状態である。つまり、液相内に電磁流が発生していても、初晶 Al は液相の 2.5 倍の重さ(電磁力)を有しているため、液相は初晶を運搬する事も出来ず、前面に初晶 Al が濃縮するものと考えられる。また、酸化物内には体積力である電磁力が全く発生しないため、液相と比較すると非常に軽い(電磁力ゼロ)状態であるため、電磁流が発生している液相とともに流れる事も出来ずに後面に溜まってしまうものと考えられる。

2-4. 小括

Al-7%Si 合金溶湯から Al-3%Si 合金を取り出す技術開発を行った所、連続铸造棒を半分に切断し前面部のみにした場合には 4%Si 未満に、連続铸造棒全体でも 4.4%Si 程度まで Si 量を低減させた連続铸造棒を連続铸造することが出来た。この実験条件では、溶湯断面積が急激に変化する領域であるルツボと鑄型の接続部にて一番電磁流が激しく、その値は 1m/s を超えていた。逆に固液界面付近の電磁流は最大でも 0.33m/s 程度であると見積もられた。

固液界面付近では、物質の密度差がほとんど無くても電気導電性により容易に分離できる【電磁分離】が働いている事が判明した。初晶 Al には重力の 50 倍である 50G、液相には 20G の電磁力が働き、逆にアルミ酸化物には全く電磁力が働いていないため、液相に電磁流が発生している状態でも、前面に初晶 Al が濃縮、後面にアルミ酸化物が濃縮する事が判明した。

この現象は例えばアルミ鉄シリコン化合物の除去等にも応用できる可能性を有しており、電磁分離の実用化に一步近づいた成果を得ることが出来た。

3. Al-Si 共晶溶湯から Al-7%Si 合金を取り出す技術開発

3-1. 技術的背景

共晶と名付けられている通り、共晶組成においては「液相」「Al 相」「Si 相」の 3 相が共存する事によりギブスの相律において「自由度がゼロ」となり一定温度の共晶温度が実現する。また、この 3 相が共存できるように固相の Al 相・Si 相が非常に微細となっている共晶組織が形成される。そのため、共晶組成において固相 Al 相と固相 Si 相を分離する事は共晶理論的には不可能である。しかし、1985 年頃に興味深い論文が 2 報報告されている。1 報目は、三輪ら[27]による論文である。機械攪拌を付与したセミソリッドの実験を行っていた所、Al-12.5%Si 共晶組成において一方向凝固と機械攪拌を同時に付与すると、無攪拌からだんだんと機械攪拌を強くしていく事により凝固界面にて初晶 Al の晶出が顕著になるという報告である。また、対をなして溶湯中に初晶 Si 相が出現すると報告している。2 報目は新宮ら[28]による論文である。Al-11.7at%Si 共晶組成において、溶湯に機械攪拌による攪拌流を与えながら一方向凝固させて実験を行っている。凝固組織に対する攪拌の影響は $S(=攪拌速度/凝固速度)$ が 3×10^{-4} を超えると、顕著なマクロ偏析を示したと報告している。このマクロ偏析を彼らは【分離共晶組織(separated eutectic structure)】と呼んでおり、Al 相と Si 相、2 相の共晶固相の晶出は数センチメートルオーダーで分離していたと報告している。また、Si 相はルツボ壁にて確認されたとも報告している。その後、共同研究者であった Junze Jin ら[29]は、この現象の説明として「ファセット相である Si 相が固液界面の成長前に液体中に突出、破壊され鑄型壁に運ばれることにより鑄型壁に Si 相が豊富な層を形成する」と予測している。この時の実験方法は、電磁攪拌と一方向凝固を用いている。

この様に 1985 年頃に Al-Si 共晶組成における分離技術の核ともなりえる論文が発表されている。しかし、これまでサーキュラーエコノミーが重要視されていなかった事から、それ以降 Al-Si 共晶合金における分離共晶組織の詳細な調査は世界的に見てもなされていない。しかし、この分離共晶組織を用いる事によりこれまで不可能と考えられてきた共晶組成におけるアルミニウムとシリコンの分離が可能となる可能性が高い。これらの論文を見てみると重要なプロセス要因として攪拌と一方向凝固が必須であることがわかる。我々が開発した電磁力を付与できる連続鑄造法は、加熱鑄型を用いているため一方向凝固を実現している。また、電磁力による攪拌も付与可能である。

表2 使用した Al-12.6%Si 合金の試料組成(wt%)

Si	Fe	Ti	Cu, Mn, Mg, Ni, Zn, Pb, Sn	Al
12.7	0.56	0.02	≤0.01	bal.

3-2. 実験方法

そこで、一体どれぐらいの攪拌速度が必要であるか三輪らの論文[27]から見積もってみた所、約 1m/s 程度の攪拌速度が必要であろうと推測された。図 1 1 に示したように我々が開発したプロセスでは急激に電流密度が変化するルツボと鋳型の接合部付近にて約 1m/s の電磁流が確認されている。そこで、本技術開発では表 2 に示したような Al-12.6%Si 合金を用いて、図 1 3 に記載したような実験条件にて実験を行った。磁場は 0.13T、直流電流は 450A にて電磁力を印加している。大きく変更した点としては、固液界面をルツボと鋳型の接合部付近の 55mm まで上昇させた点である。この時の新宮ら[28]の指標である S 値は、電磁流の速度が 1m/s 出せたと仮定すると 6×10^{-4} であり、新宮らの指標もクリアしている。

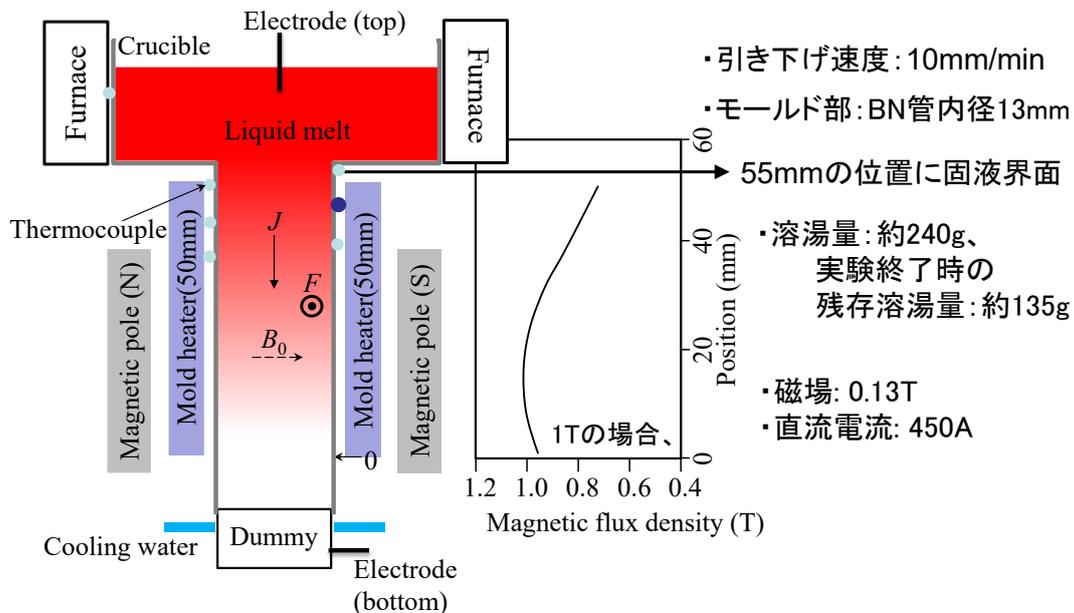


図 1 3 本実験における連続鋳造装置のセッティング等実験条件

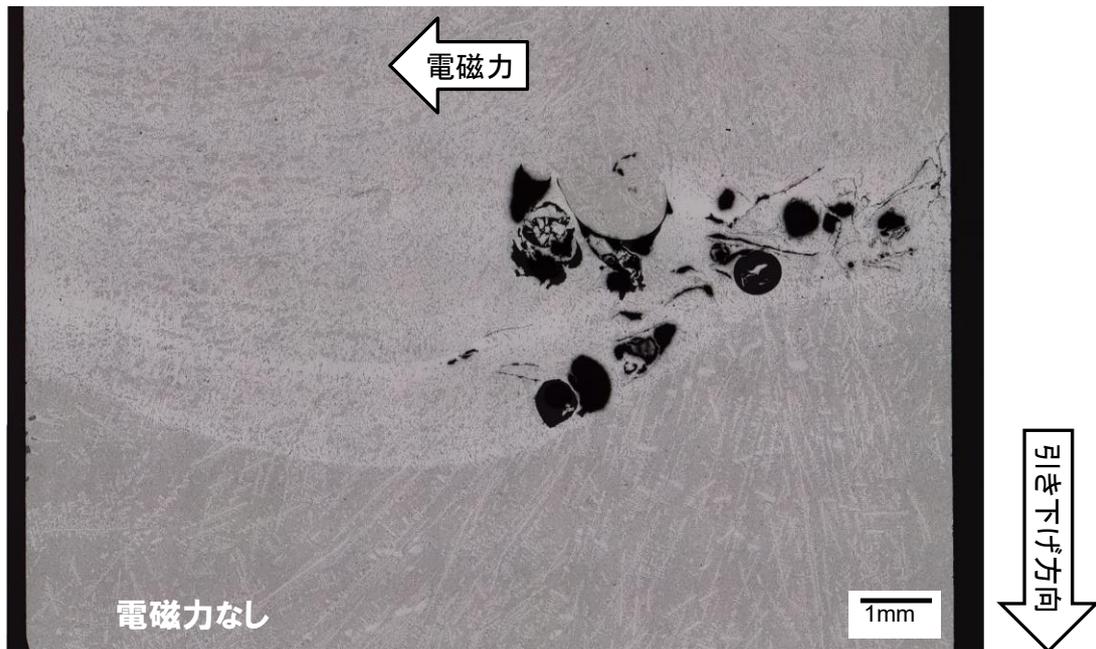


図1 4 電磁力を印加していない部分と電磁力を印加した部分の境目
 (電磁力印加開始時) の光学顕微鏡写真

3-3. 実験結果

図1 4 に電磁力を印加していない部分と電磁力を印加した部分の境目 (電磁力印加開始時) の光学顕微鏡写真を示す。引き下げ方向は下向きである。写真を見て一目瞭然であるが、電磁力を印加していない場合は灰色の共晶組成が大半を占めているが、電磁力を印加したとたんに白い相の晶出が優勢になっていることがわかる。白い相はAl 初晶である。この事からも電磁力を印加し、一方向凝固界面に電磁流を与える事により Al 初晶の晶出が優勢になり、Al 量に富んだビレットを連続鋳造できることが判明した。そこで、引き下げビレット内部の Si 量、Fe 量を測定し、ビレット内部の組成を確認した。測定方法は、スポット測定を用いて連鋳試料を輪切りに切断、試料中心部における切削最表面の約 3mm 径内部を測定している。その結果を図 1 5 に示す。スポット測定のため、データにばらつきが存在するが、Al-12.6%Si 合金溶湯から Al-9.5%Si 連鋳ビレットの作製に成功している。また、Fe 量も電磁力印加終了後の値と比較すると減少していることがわかる。しかし、実験終了後の残存溶湯内の Si 量は平均 12.94% となっており、共晶組成(12.6%)から僅かに増加したのみであった。この事は、三

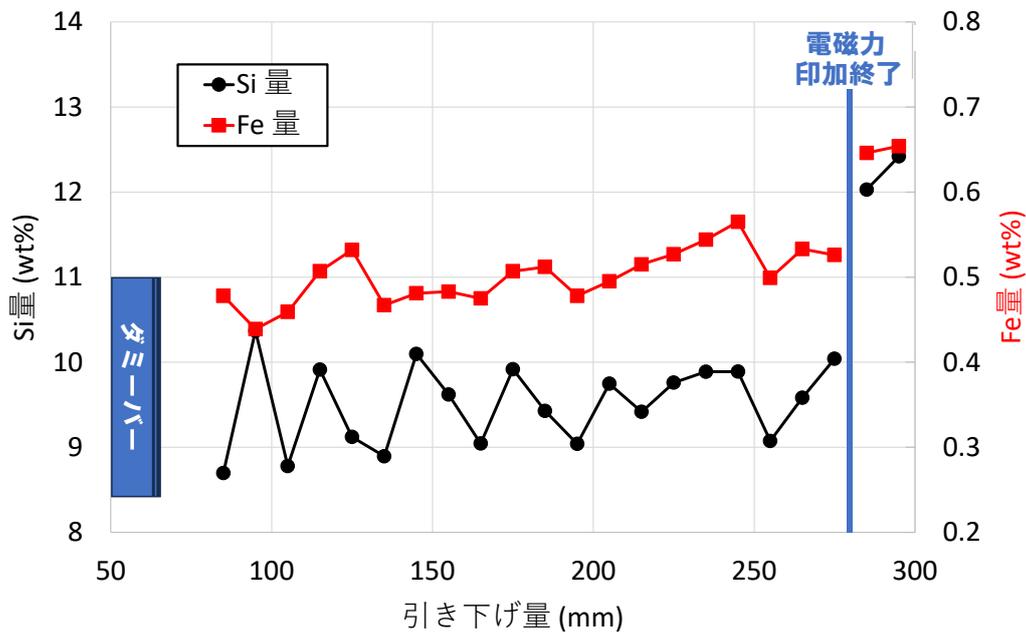


図 1 5 連続铸造棒全体における Si 量。Si 量は試料中央部にてスポット測定により測定

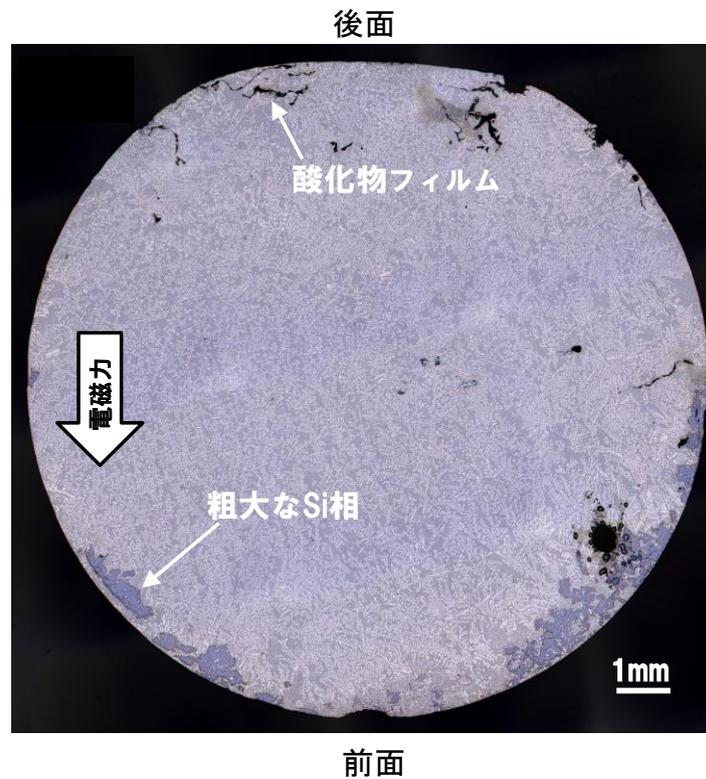


図 1 6 連続铸造棒の輪切り断面の光学顕微鏡写真

輪ら[27]が報告している「溶湯中に初晶 Si 相が出現」ではない Si 相の晶出が行われている可能性を示唆している。そこで、どこに Si 相が晶出しているかを調査した所、意外な部分に晶出していることが判明した。その部分は連続铸造棒の前面部分であり、粗大な Si 相を呈していた。図 1 6 に連続铸造棒の輪切り断面の光学顕微鏡写真を示す。前面部分は電磁力により大きく押される部分であり、溶湯内で初晶 Si 相が晶出すると、Si は半導体であり電流をほとんど流さないのので、初晶 Si 相には液相に印加される電磁力と逆方向に同じ力を受けることになる。今回の電磁力では重力の約 20 倍、20G の力を後面方向に向けて受けることになり、到底電磁力方向側の前面外周部にたどり着くことが出来ないはずである。図 1 6 においても、電流が流れない酸化物フィルム等が後面に集まっていることから、もし液相内で初晶 Si 相が晶出したのであれば、後面部に集まっているはずである。では、なぜ前面外周部に粗大な Si 相が出現しているか？この部分に Si 相が出現できる唯一の手段は「溶湯外部(表面)から晶出・成長」する以外に前面部分に Si 相が出現できる手段はないはずである。つまり、三輪ら[27]が確認したような「溶湯中に初晶 Si 相が出現」でもなく、Junze Jin ら[29]が提唱している「固液界面にある Si 相が破壊され鑄型壁まで運ばれる」わけでもなく、加熱鑄型表面(加熱鑄型に接している試料表面)から Si 相が晶出・試料内部に成長していると予測される。

この予測を立証するため、まずは引き下げピレットの前面部表面(電磁力方向側)の SEM-EDS 測定を行った。その結果を図 1 7 に示す。SEI 画像の中央に見える加工溝は、連続铸造実験後前面部を判別できるようにするために入れられた加工溝である。Al、Si の EDS マップを見ると一目瞭然であるが、試料表面に初晶 Si 相が出現しており、加工溝内を見ても初晶 Si 相が見える事から、加熱鑄型に接している試料表面から初晶 Si 相が存在していることがわかる。つまり、溶湯外部(表面)で Si 相結晶核が出現し溶湯内部に Si 相が結晶成長している可能性が高くなったわけである。そこで、次に連続铸造棒を輪切りではなく、縦に切断し、EBSD 解析にて Si 相が成長しているか否かを調査した。その結果を図 1 8 に示す。切断時にバンドソーを用いたため、Si 相が破碎してしまっていたが、特に注目したいのが先端部の拡大写真である。Si 相が成長している証拠が色濃く残っている。特に Si 結晶成長特有の双晶関係も見られていることから、この粗大な Si 初晶は【試料表面から Si 相が晶出、試料内部に成長】した相であることが判明した。

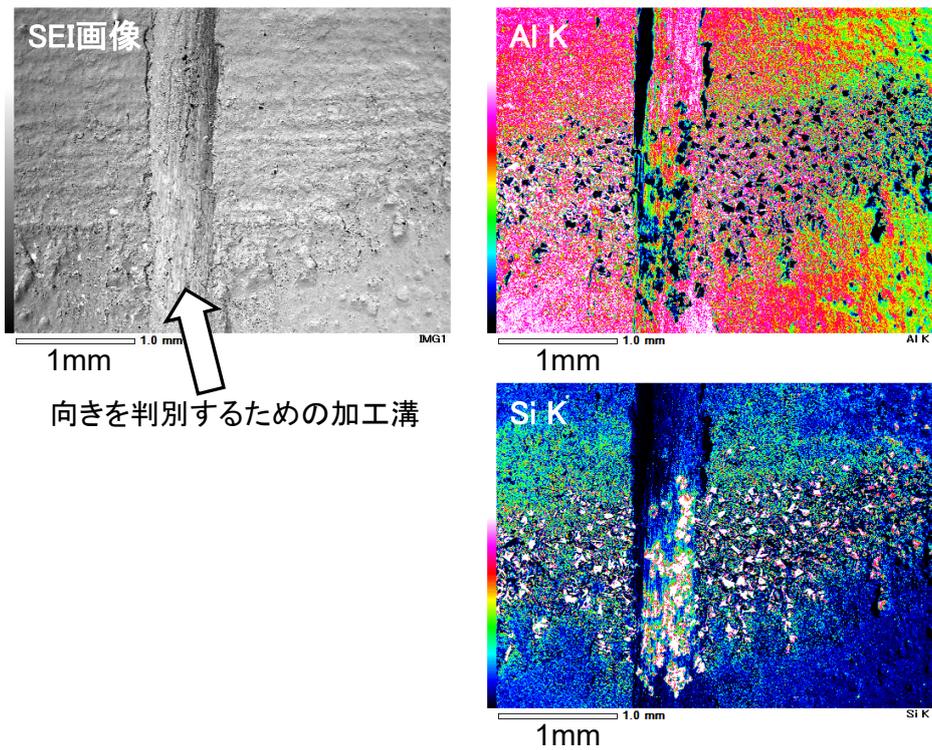


図17 引き下げピレットの前面部表面(電磁力方向側)の SEM-EDS 結果

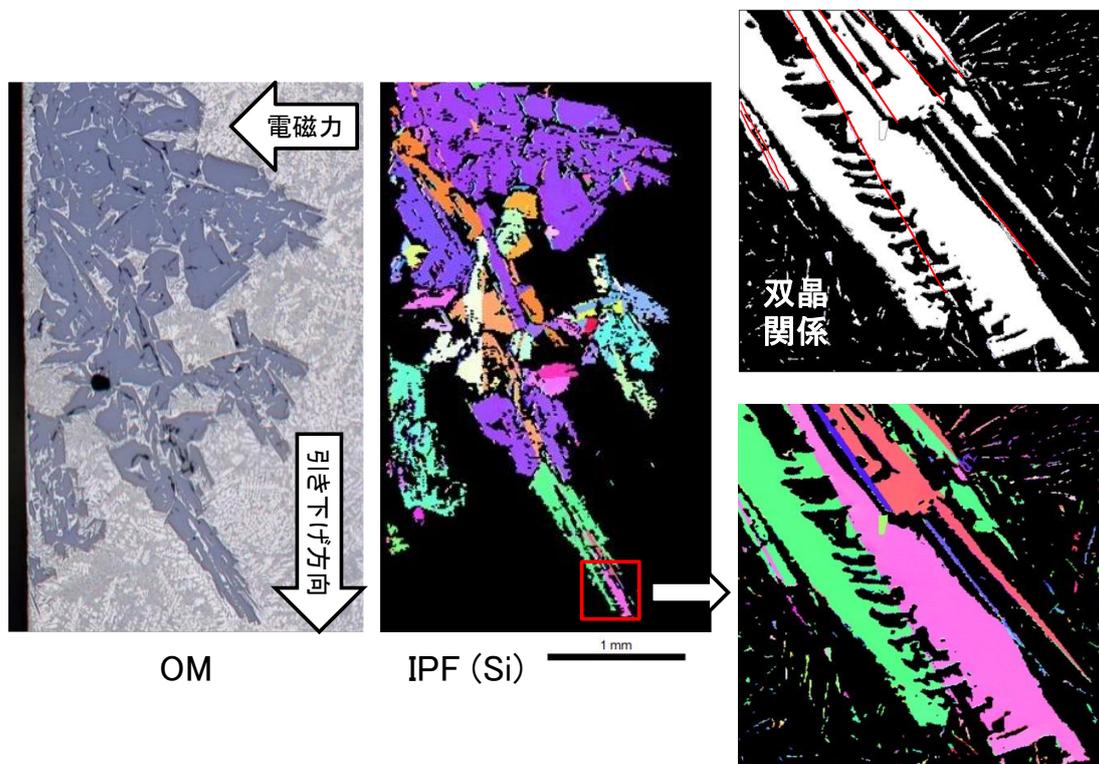


図18 粗大Si相のEBSD解析

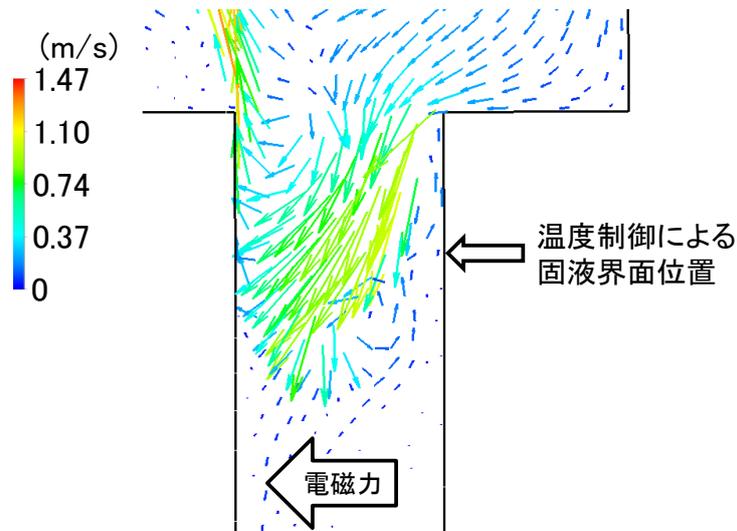


図 1 9 本連続鋳造実験における Fluent による熱流体解析結果

ここで、注目したいのが初晶 Si 相の成長方向である。図 1 8 の Si 相の成長方向を見てみると、斜め下方向に成長していることがわかる。つまり、引き下げ方向と同じ方向成分が含まれているという事である。通常の一方向凝固であれば、引き下げ方向と逆向きに成長しなければならない。つまり、この Si 相は連続鋳造システムにおける固液界面において結晶成長したのではなく、その他の部分において結晶成長したものと考えられる。そこで、本実験においても Fluent による熱流体解析を行った。その結果を図 1 9 に示す。まず電磁流速であるが、目標の 1m/s が出ていることがわかる。また、図 1 1 における熱流体解析と比較すると特徴的な所としては、温度制御により決められた固液界面位置よりも電磁流により約 10mm 程度下に固相が掘り下げられていることがわかる。しかし、たとえ固相が電磁流により掘り下げられようとも熱電対による温度制御により矢印部の鋳型外部は固液界面温度に調整されている。

これらの事を鑑み、Si 相の成長がどの様にして起こったかを推測してみた。その概念図を図 2 0 に示す。組織写真は印加終了時のビレット内部の組織写真であり、左側が前面部である。流動は黄色線で示したように鋳型外部温度にてコントロールしている固液界面位置よりも下に固相を掘り下げることにより、Al 初晶が結晶成長している固液界面位置を約 10mm 程度押し下げている。そしてこの位置にて Al 初晶がビレットの一方向凝固温度勾配に従い、結晶成長を起こしている。この時点でこの固液界面にある液相は Si リッチ状態となる。この Si リッチ状態となった液相は速やかに電磁流の流動にのり上昇してくる。そして、

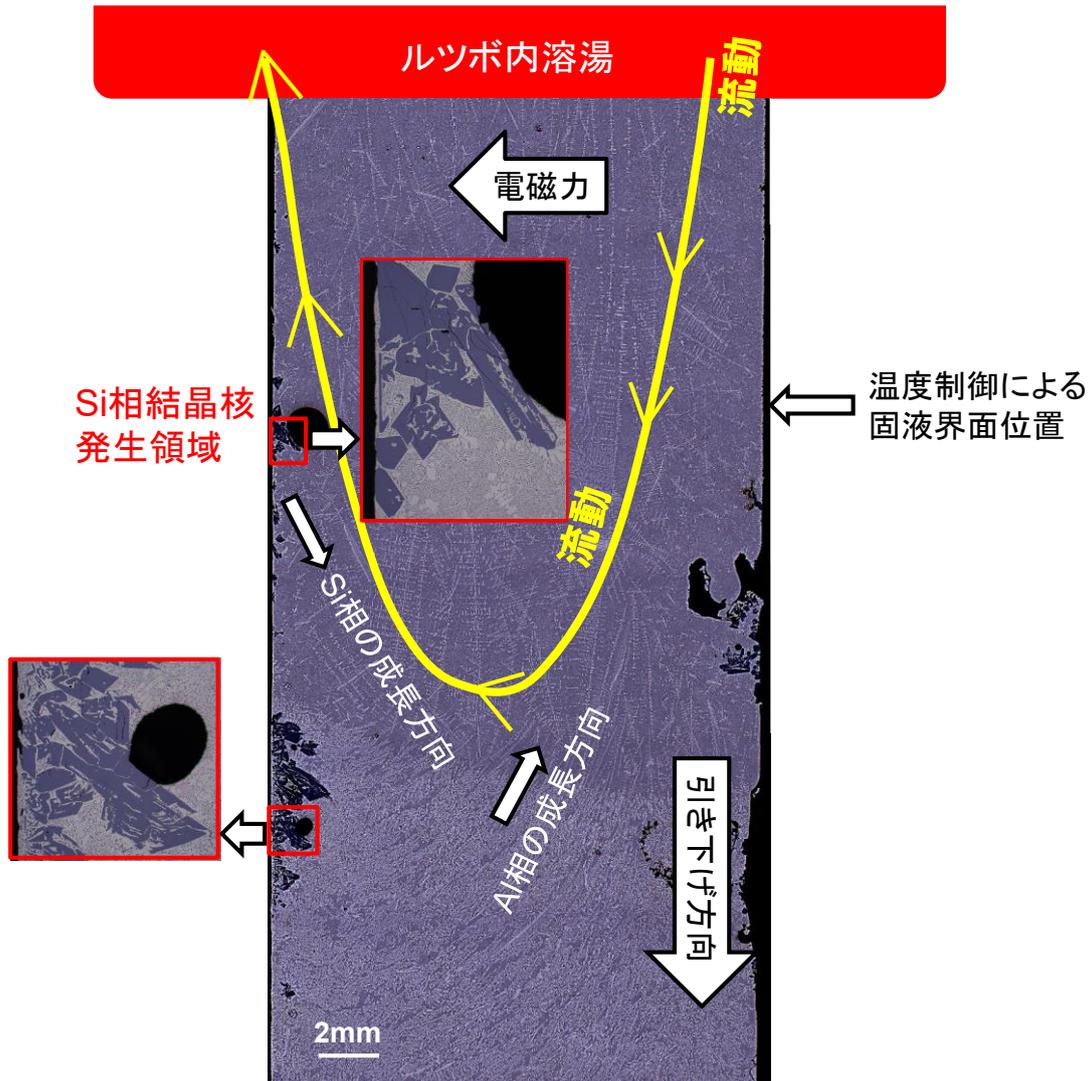


図20 ビレット内部におけるAl相、Si相結晶成長の模式図

温度制御による固液界面位置付近に到達すると、ビレット試料表面温度は共晶成長できる温度であるので、この領域において今度はBN接触部にてSi相結晶核が発生し、引き下げられながら温度低下に伴い、流動に向かって斜め下向きに結晶成長したものと考えられる。つまり、Al相・Si相共に上流に向かっての成長(Up-streaming 成長)がしっかりなされているものと考えられる。また、この【分離共晶組織】においても電磁流が架け橋となりギブスの相律において「液相」「Al相」「Si相」の3相が共存する「自由度がゼロ」が実現され、一定温度の共晶温度が実現しているものと推測している。

3-4. 小括

Al-Si 共晶溶湯から Al-7%Si 合金を取り出す技術開発を行った所、Al-9.5%Si 連铸ビレットの作製に成功した。7%以下までは到達していないものの、非常に面白い現象【分離共晶組織】を見出すことが出来た。共晶組成において Al 相、Si 相が分離して晶出する現象であり、Al 相、Si 相共に結晶成長を起こしている事を見出した。また、この【分離共晶組織】においても電磁流が架け橋となりギブスの相律が保たれていると現在のところ考えている。現在、Al 相、Si 相が別の領域にて結晶成長を行う原因として共晶凝固における先行相が大きく関与しているものにとらんでいる。今後は共晶凝固における先行相変化による結晶成長変化を研究する事により、Al-Si 共晶溶湯から容易に Al リッチ合金と Si リッチ合金に分離できる技術開発につなげていく予定である。

参考文献

- [1] U.S. Energy Requirements for Aluminum Production; Historical Perspective, Theoretical Limits and Current Practices, U.S. Department of Energy, February 2007, p. 64.
- [2] X. Lu, Z. Zhang, T. Hiraki, O. Takeda, H. Liu, K. Matsubae, T. Nagasaka. A solid-state electrolysis process for upcycling aluminium scrap, *Nature*, 606 (2022), pp. 511–515.
- [3] International Aluminum Institute, Life cycle inventory data and environmental metrics for the primary aluminum industry, 2019 data, final report, p. 40.
- [4] Report of inventory survey of scrap melting, (Japan Aluminum Association, 2007). <https://www.aluminum.or.jp/environment/pdf/2-1.pdf>.
- [5] S. Kumai. Role and potential of aluminium and its alloys for a zero-carbon society, *Mater. Trans.*, 46 (2023), pp. 319–333.
- [6] 「アルミニウム素材高度資源循環システム構築事業」事業原簿, NEDO, <https://www.nedo.go.jp/content/100962503.pdf>
- [7] 門野 英彦, 新しい視点と多角的アプローチでの付加価値追求の可能性 “人中心のモノづくり”と“仲間づくり”, 2024 日本ダイカスト会議, みなとみらいパシフィコ横浜 2024/11/14. <https://www.j-dec.jp/2024/congress.html>

- [8] Toyota Environmental Challenge 2050, Toyota Motor Co., https://global.toyota/pages/global_toyota/sustainability/esg/environmental/sdb21_environment_en.pdf, (accessed 2025-04-20).
- [9] 湖南省金属リサイクルセンター【佐野重量金属株式会社】ホームページ, <https://aipo.xsrv.jp/sanometaru/買取単価一覧/アルミ系の買取単価/>
- [10] 豊田通商アメリカ と 米・リサイクル大手 Alter 社 による アルミリサイクル事業の合弁会社が稼働開始～米国でのアルミスクラップの再資源化により、循環型社会の実現に貢献～, 豊田通商株式会社, https://www.toyota-tusho.com/press/detail/210927_004892.html
- [11] Shrivatsav Shankar, Carl Söderhjelm, and Diran Apelian. Classification of Automotive Aluminum Scrap into Cast and Wrought Alloys, *Journal of Sustainable Metallurgy*, 11(2025), pp. 472–484.
- [12] アルミニウム系リサイクルトータルシステムの導入に関する調査研究報告書, 財団法人機械システム振興協会, 2004/3, https://www.jrcm.or.jp/works_reports/alrecycle_reports.pdf
- [13] A. Radjai, K. Miwa. Structural refinement of gray iron by electromagnetic vibrations, *Metall. Mater. Trans. A*, 33A (2002), pp. 3025–3030.
- [14] Y. Mizutani, K. Miwa, T. Tamura, Y. Nakai, Y. Otsuka. Grain refinement of tough pitch copper by electromagnetic vibrations during solidification, *Mater. Trans.*, 47 (2006), pp. 1793–1797.
- [15] Y. Mizutani, S. Kawai, K. Miwa, K. Yasue, T. Tamura, Y. Sakaguchi. Effect of the intensity and frequency of electromagnetic vibrations on refinement of primary silicon in Al-17%Si alloy, *Mater. Trans.*, 45 (2004), pp. 1939–1943.
- [16] M. Li, T. Tamura, N. Omura, Y. Murakami, S. Tada, K. Miwa, K. Takahashi. Refinement of intermetallic compounds and aluminum matrix in 3xxx aluminum alloys solidified by an electromagnetic vibration technique, *J. Alloys Compd.* 610, (2014) pp. 606–613.
- [17] M. Li, T. Tamura, N. Omura, Y. Murakami, S. Tada. Microstructure refinement of commercial 7xxx aluminium alloys solidified by the electromagnetic vibration technique. *IOP Conference Series: Mater. Sci. Eng.* 117(1), (2016) Art. No. 012048.
- [18] M Li, T Tamura, K Takahashi. Refinement of microstructure of JIS A7204 and A6022 aluminum alloys solidified by electromagnetic vibration technique, *Mater. Trans.*,

- 63, (2022) pp.923–930.
- [19] M. Li, T. Tamura, K. Miwa. Controlling microstructures of AZ31 magnesium alloys by an electromagnetic vibration technique during solidification: From experimental observation to theoretical understanding, *Acta Mater.* 55, (2007) pp. 4635–4643.
- [20] M. Li, T. Tamura, K. Miwa. On the role of vibration frequency on the solidification of AZ91D magnesium alloys during electromagnetic vibration, *J. Mater. Res.* 24, (2009) pp. 145–155.
- [21] M. Li, T. Tamura, N. Omura, K. Miwa. The solidification behavior of the AZ61 magnesium alloy during electromagnetic vibration processing, *J. Alloys Compd.* 494, (2010) pp. 116–122.
- [22] 田村 卓也, 李明軍, 高橋 功一. 電磁振動力を用いた Al–7mass%Si 合金, Al–1.5mass%Mn 合金の連続鋳造技術開発, 日本鋳造工学会 第 164 回全国講演大会, 2014/05/31, みやこめっせ、京都
- [23] T. Tamura, M. Li, K. Takahashi, E. Inoue. Improved solidification structures and mechanical properties of Al–20 wt% Sn alloys processed by an electromagnetic vibration technique, *Mater. Sci. Eng. A*, 862, (2023) Art. No. 144416.
- [24] T. Tamura, M. Li. Upgrading recycling of Al–7wt% Si alloys using electromagnetic force in directional solidification, *J. Alloys Compd.* 979, (2024) Art. No. 173528.
- [25] Y. Sun, H. Muta, K. Kurosaki, Y. Ohishi. Thermal and electrical conductivity of liquid Al–Si alloys, *Int. J. Thermophys.* 40 (2019), Art. No. 31.
- [26] M. Leitner, T. Leitner, A. Schmon, K. Aziz, G. Pottlacher. Thermophysical properties of liquid aluminum, *Metall. Mater. Trans. A*, 48 (2017), pp. 3036–3045.
- [27] 三輪 謙治, 大橋 照男, 福迫 達一. Al–Al₃Fe および Al–Si 共晶合金の凝固時の攪拌による共晶組織およびみかけ粘性の変化, *日本金属学会誌*, 第 49 巻 第 11 号 (1985) pp. 1002–1008.
- [28] P.H. Shingu, M. Kurosaki, J. Jin. ‘Separated eutectic’ structure of unidirectionally solidified Al–Si eutectic alloy caused by forced convection flow, *Trans. Japan Inst. Metals.* 27 (1986) pp. 546–551.
- [29] Z. Ren, H. Su, Junze Jin. Si-rich layer formation during directional solidification of Al–Si eutectic alloy in electromagnetic field, *Acta Metall. Sinica* 4(2), (1991), pp. 147–149.

II. 研究の成果

○論文発表

- Takuya Tamura, Mingjun Li: “Upgrading recycling of Al-7wt%Si alloys using electromagnetic force in directional solidification”: Journal of Alloys and Compounds **979** (2024) 173528.

<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2024.173528>

- Takuya Tamura, Mingjun Li: “Separation of aluminum and silicon from crystallizing Al-12.6wt%Si eutectic melts by applying an electromagnetic force during directional solidification”: Journal of Materials Processing Technology, 投稿中.

○学会発表

- 田村 卓也、李 明軍、高橋功：「電磁振動プロセスを利用した Al-7mass%Si 連続铸造棒における組織変化」：日本铸造工学会 第 180 回全国講演大会：2022/09/30.
- 田村 卓也、李 明軍：「ローレンツ力を用いた連続铸造による Al-7%Si 合金のアップグレードリサイクル」：軽金属学会 第 145 回秋期大会：2023/11/12.
- 田村 卓也、李 明軍：「ローレンツ力を用いた連続铸造による Al-12.6%Si 共晶合金のアップグレードリサイクル」：軽金属学会 第 146 回春期大会：2024/05/12.
- 李 明軍、田村 卓也：「電磁流印加による一方向凝固 Al-12.6wt%Si 共晶合金のアップグレードリサイクル」：日本铸造工学会 第 183 回全国講演大会：2024/05/25.

○依頼講演

- 田村 卓也：「電磁流を用いた高純度化連続铸造」：軽金属学会 第 3 回先行研究部会・不純物制御研究会：2023/11/30.

- Takuya Tamura , Mingjun Li: “Continuous casting of highly purified aluminum billets from Al-Si alloys by using Lorentz force”: The 16th Asian Foundry Congress : 2023/12/02.
- 田村 卓也:「サーキュラーエコノミーを目指したローレンツ力を用いたアルミニウム casting 合金からの高純度化連鑄法の創製」: 日本鑄造工学会 東海支部 鑄造先端プロセス研究部会 : 2024/01/11.
- 李 明軍:「電磁力を用いた Al-7%Si、Al-12.6%における高純度化連鑄」: 日本鑄造工学会 東海支部 鑄物技術講演会 & 技術交流会 : 2024/10/17.

Ⅲ. 総括と今後の展望

本研究では、Si が相当量含有されている自動車のスクラップくずの組成を模擬した「Al-7%Si 合金溶湯から Al-3%Si 合金を取り出す技術」、更には Al-3%Si 合金を取り出した後の「Al-Si 共晶溶湯から Al-7%Si 合金を取り出す技術」開発を目標として行った。

プロセスとしては、我々が以前からプロセス開発を行っている「電磁力を印加しながら連続鋳造が行える連続鋳造装置」を用いて実験を行った

その結果、「Al-7%Si 合金溶湯から Al-3%Si 合金を取り出す技術開発」では、連続鋳造棒全体で 4.4%Si 程度まで、濃縮部にて 4%未満まで Si 量を低減させた連続鋳造棒を連続鋳造することが出来た。また、固液界面付近では、物質の密度差がほとんど無くても電気導電性により容易に分離できる【電磁分離】が働いている事が判明した。初晶 Al には重力の 50 倍である 50G、液相には 20G の電磁力が働き、逆にアルミ酸化物には全く電磁力が働いていないため、液相に電磁流が発生している状態でも、前面に初晶 Al が濃縮、後面にアルミ酸化物が濃縮する事が判明した。この現象は例えばアルミ鉄シリコン化合物の除去等にも応用できる可能性を有しており、電磁分離の実用化に一步近づいた成果を得ることが出来た。

「Al-Si 共晶溶湯から Al-7%Si 合金を取り出す技術開発」では、Al-9.5%Si 連続鋳ビレットの作製に成功した。7%以下までは到達していないものの、非常に面白い現象【分離共晶組織】を見出すことが出来た。共晶組成において Al 相、Si 相が分離して晶出する現象であり、Al 相、Si 相共に結晶成長を起こしている事を見出した。また、この【分離共晶組織】においても電磁流が架け橋となりギブスの相律が保たれていると現在のところ考えている。現在、Al 相、Si 相が別の領域にて結晶成長を行う原因として共晶凝固における先行相が大きく関与しているものとらんでいる。今後は共晶凝固における先行相変化による結晶成長変化を研究する事により、Al-Si 共晶溶湯から容易に Al リッチ合金と Si リッチ合金に分離できる技術開発につなげていく予定である。

IV. 謝辭

本研究課題は、2022 年度に採択された公益財団法人軽金属奨学会 課題研究助成により行われました。本助成によって、アルミニウムに関するサーキュラーエコノミーのための基礎研究を行うことができ、田村、李両研究者が研究にのめり込み、ワクワクするような研究を行うことができました。心より感謝申し上げます。

研究の総まとめをおこなう時期ともいえるべき 2024 年 5 月に田村が他機関へ出向することになりましたが、軽金属奨学会事務局の方々には親身に相談にのっていただき、少しでも前に進められる道を一緒に考えて下さりました。改めて感謝申し上げます。

Fluent による熱流体解析では、株式会社コベルコ科研 蛭川謙一様、野口曉様から様々な提案を頂き、目から鱗が落ちるような解析結果が得られた事は、本研究助成にとって一番の成果と言っても過言ではありません。

また、テクニカルアシスタントとして研究補助業務を行って頂いた、舟橋世里子様、山口珠予様の努力、真摯な取り組みが無ければ本成果は得られませんでした。深く感謝申し上げます。

最後に、この様な素晴らしい研究助成事業を行っている公益財団法人軽金属奨学会の今後の益々のご発展を祈念しております。