

技術報告

Sr改良したAl-8%Si-0.4%Cu-0.4%Mg合金溶湯の熱分析技術

森中真行* 豊田充潤*

Technical Paper

J. JFS, Vol. 89, No. 10 (2017) pp. 638 ~ 644

Thermal Analysis Technique of Al-8%Si-0.4%Cu-0.4%Mg Alloy Modified by Sr

Mayuki Morinaka* and Michihiro Toyoda*

Al-Si alloys are excellent in castability. However, the crystalized eutectic Si phase of this alloy is coarse and brittle. Therefore, modification treatment such as addition of Sr is carried out to enhance toughness. In this report, a thermal analysis technique to measure the degree of undercooling is introduced as a method to analyze the pre-casting process in order to confirm the effects of modification treatment. In the case of Al-8%Si-0.4%Cu-0.4%Mg alloy, which is one of the analyzed materials, it is determined to have been modified if the eutectic temperature shown by thermal analysis is 566°C or less, and not modified if 568°C or higher. In addition, if the temperature ranges between 566 and 568°C, Sr is added within an amount which will not cause over-modification of the structure, after having confirmed the values of P and Sr by spectro emission analysis.

Keywords : Al-Si alloy, Sr modification, thermal analysis, eutectic temperature, undercooling

1. 緒言

高強度アルミニウム合金の歴史は、Wilm¹⁾により発明されたジュラルミンから始まったものとされている²⁾。この合金は展伸材であることから、鑄型の拘束がないスラブやピレットに鑄造された後に形状を付与される。そして、優れた機械的性質が発揮されている。しかし、この合金をネットシェイプの鑄型に鑄造した場合、熱間割れや内びげなどの鑄造欠陥が生じやすい。そこで、なるべく鑄造欠陥を回避しながら優れた機械的性質を得るため、AC4CH合金に代表される亜共晶 Al-Si 合金が開発された。この合金のミクロ組織は、初晶 α -Al 相と共晶 α -Al 相および共晶 Si 相により形成されている。この合金に応力を与えた場合、初晶および共晶の α -Al 相は塑性変形能を有することから、容易に変形することができる。しかしながら、共晶 Si 相は塑性変形能に極めて乏しいことから変形することができない。このため、共晶 Si 相は容易に破壊、あるいは共晶 α -Al 相との界面で剥離する。要するに脆性である。これを緩和するためには、共晶 Si 相を微細にする必要がある。何故なら、共晶 Si 相などの粒子が損傷しない応力 σ は (1) 式³⁾ で示されることから、粒子のサイズ d が微細であれば、損傷しない応力 σ は高くなるものと説明されて

いるからである。

$$\sigma = (1/q)(6E\nu/d)^{1/2} \quad (1)$$

ここで、 q は応力集中係数、 E は粒子のヤング率、 ν は粒子の表面エネルギー、 d は粒子のサイズである。よって、共晶 Si 相の合計の体積が同じであっても、それらが微細な場合には損傷しにくいものと理解される。

共晶 Si 相を微細にするためには、P 量の低い溶湯を用意した上で、Sr などの改良元素⁴⁾ を添加する必要がある。このため、既報⁵⁾ では低 P 溶湯の製造技術を述べるとともに、Sr を添加する溶湯処理と、その効果 (改良/非改良) を確認するための炉前分析の概要を紹介した。その中で、凝固時の冷却曲線を観察して過冷の程度を測定する熱分析法 (以下、単に熱分析法と記す) は、発光分光分析法よりも迅速性に優れていることを述べた。炉前分析が迅速性に劣ると、添加した Sr は酸化して減耗するため⁶⁾、極端に言えば結果が判明した頃には、改良効果が無くなっている可能性がある。また、P は Sr、Na、Ca などの複数の改良元素との間に相互作用が存在する。このため、改良/非改良は発光分光分析法などによる分析値だけでは決まりにくい現象と考えられている⁷⁾。よって、炉前においては、熱分析法を上手く利用することが望まれる。

ところで、熱分析法は古くから用いられている手法であ

る。その比較的初期の段階から、共晶温度と改良処理の関係に興味を持たれた。1966年のCrosleyら⁸⁾の報告によると、共晶組織が非改良の場合、共晶凝固時の過冷が小さいとともに、AIP粒子が観察された。他方、共晶組織が改良の場合には、共晶凝固時の過冷が6~8°Cと大きくなるとともに、AIP粒子は観察されなかった。1984年にはGallonsら⁹⁾が、改良処理は先ずAIPの核生成能を中和し、次に共晶の成長機構を変化させていると考え、共晶温度は成長機構の変化を示していると述べた。すなわち、非改良時には共晶の過冷が小さいのに対し、改良時にはCrosleyら⁸⁾の報告と同様に6°C以上の大きな過冷を示すと述べた。Whaler¹⁰⁾は、P量が4ppmのA356(AC4CH)合金に、Sr量を変化させながら共晶温度を測定するとともに共晶組織を調査した。その結果、共晶温度がやはり6°C以上と大きな過冷を示した場合、共晶組織は改良されていることを報告した。さらに、P量を増加させた場合についても調査を行った。それらより、Sr/P比が3.6の場合には非改良であるものの、5.2になると改良であることを報告した。そして、SrとPの化学量論比4.2がしきい値になる可能性が高いと考察した。また、Apelianら¹¹⁾は、Mg量により変化するものの、A356合金においては共晶温度がおおよそ568°C以下の場合に改良組織を示すことを報告した。1990年代以降も改良処理と共晶温度の関係¹²⁾に興味を持たれ、Menkら¹³⁾はポイントを抑えれば、共晶温度から共晶組織を判定することは可能であると述べた。

以上より、熱分析法による改良/非改良の判定は可能と思われるが、次の3つの問題点が指摘される。すなわち、(1)共晶凝固時に生じる6°C程度の過冷の意味が説明されていない。(2)実用の技術として抑えるべきポイントが開示されていない。(3)A356(AC4CH)合金におけるしきい値は経験的に示されているものの、それ以外の合金のしきい値が検討されていない。そこで本報告では、改良/非改良の判定原理(過冷)の仮説を述べた後、技術ポイントを紹介しながら、対象とする合金のしきい値の検討を行った。最後に、鋳造現場での運用方法と実績について簡単に紹介した。

2. 改良/非改良の判定原理(過冷の解釈)

改良/非改良の判定を行う際の過冷の解釈について、著者の考え方を述べる。通常の合金には7ppm程度のPが含まれている¹⁴⁾。Pは溶湯中でAIPを形成しているものと報告されている¹⁵⁾。AIPはSi相と格子定数が酷似していることから、共晶セルの核物質になるものと認識されている¹⁶⁾。このため、小さな過冷でも共晶凝固時に多くの共晶セルが容易に核生成されることが知られている。核生成した共晶セルは液相中に浮遊しているような状態で存在しているものと推察され¹⁷⁾、等軸状に成長する際に凝固潜熱は周囲の過冷した液相に排出されて、その液相を介して鋳型壁に伝えられるものと考えられる。このように、凝固潜熱の伝達は間接的である。よって、共晶凝固時の過冷は、比較的小さいものと考えられる。この場合、ひとつの共

晶セルの成長速度は遅くなるものと推察される。また、Si原子が拡散できる時間が長くなることから、共晶Si相間隔は広くなることが報告されている¹⁸⁾。そして、共晶Si相のサイズ(巾)は2~4 μm 程度と大きくなりやすい¹⁹⁾。

一方、この合金にSrなどの改良元素が添加されると、PはAIPではなく、 Sr_3P_2 を優先的に形成するものと報告されている²⁰⁾。この場合、 Sr_3P_2 はSi相と格子定数が大きく異なることから、Si相を核生成しないものとされている²¹⁾。このため、鋳型壁の接触面などにおいて、熱的過冷により核生成された共晶セルが、内部に向かって並んで柱状に成長するものと考えられている²¹⁾。この際、凝固潜熱は主に柱状の共晶セル自身を通じて、直接的に鋳型壁に伝えられるものと思われる。よって、共晶セルは比較的速く成長するものと推察される。このような場合、過冷が大きくなることが知られている²²⁾。また、自由エネルギー ΔG は過冷 ΔT に比例することが知られている($\Delta G = -\Delta S_f \Delta T$)。すると、過冷が大きくなり、やがて増加した自由エネルギーが界面エネルギーと平衡するものと推察される。すると、共晶Si相の表面は必ずしも界面エネルギーの低い(111)面だけでなくよいものと類推される。このため、Si原子の付着が容易な(110)面あるいは(100)面が優先的に成長するものと推察される²³⁾。これらの面はノンファセットであることから、付着するSi原子は隣り合うよりも、離れる方が安定であると思われる。すると、容易に枝分かれが生じて数百nm程度に微細化されるとともに、棒状化しやすくなるものと考えられる。共晶Si相が微細化した場合、共晶Si相と共晶 $\alpha\text{-Al}$ 相の界面積は増加している。この増加した界面エネルギーは、過冷により増加した自由エネルギーと平衡したものと考えることができる。以上より、6°C程度と比較的大きな過冷により、改良組織が得られるものと解釈される。

この解釈をもとにして、過冷の程度により改良/非改良を判定することが本技術の原理である。また、炉前で過冷の程度を判定するためには、判定のためのしきい値を設定する必要がある。そして、共晶温度がしきい値よりも低い場合には、過冷が大きいことから改良組織を呈し、逆に高い場合には、過冷が小さいことから非改良を呈すると判定するものである。このように、明確なしきい値を設定したことが本技術の最大のポイントである。

3. 対象とした合金

一般に、オートマチックトランスミッションのケースには特別な機能が求められないことから、最も安価なADC12合金を普通ダイカストすることにより製造されている。それに対して、内部に収蔵される多くの機能部品には、いくつかの高機能アルミニウム合金が使用されている。本合金はそのひとつである。当該部品の場合、生産量が比較的多いことから層流ダイカストにより製造される。また、構造部品として使用されることから、T5処理後に伸びと耐力が求められている。これに対応できるJIS

規格の合金として AC4CH 合金がある。しかしながら、伸びを確保しながら耐力を安定的に得るため、P 量を 10ppm 以下に制限した Al-8%Si-0.4%Cu-0.4%Mg-Sr 合金を設計した。なお、類似品として Silafont[®]-38 合金²⁴⁾ (Al-8.5 ~ 10%Si-0.1 ~ 0.4%Cu-0.1 ~ 0.5%Mg-0.5 ~ 0.8%Mn-0.1 ~ 0.4%Zn-Ti-Sr) が知られている。

4. 実験方法

4.1 溶解と鋳造および熱分析の方法

電気炉内において、釉薬を施していない 10 番の黒鉛るつぼ内で、1kg の合金地金を 720℃で溶解した。溶解した地金は、P 量が 2ppm の Al-8%Si-0.4%Cu-0.4%Mg 合金である。Cu-8%P 合金を用いて P を添加した。P 量の社内規格を 10ppm 以下と定めたことから⁵⁾、無添加の水準に加えて、5ppm および 10ppm の水準についても溶製を行なった。Sr 量に関しては、120ppm 程度以上の場合に過改良組織を呈する可能性が示唆されている²⁵⁾。そこで、無添加の水準に加えて、50ppm および 100ppm を目標にして、Al-10%Sr (ロッド状)を用いて Sr を添加した。化学成分の分析は、OBLF 社製の発光分光分析装置 (型式: QSN750) により行った。その結果、Table 1 に示すように、P 量は 3ppm, 6ppm, 10ppm の 3 水準であった。また、Sr 量は 0ppm, 36 ~ 38ppm, 82 ~ 115ppm の 3 水準であった。Cu 量は 0.42% ~ 0.59% の範囲、Mg 量は 0.35% ~ 0.42% の範囲であった。

Table 1 Chemical analysis result of specimens (emission spectroscopic analysis method).
供試材の化学分析結果 (発光分光分析法)。

No.	Cu-Mn:%, P-Sr:ppm							
	Cu	Si	Fe	Zn	Mg	Mn	P	Sr
1	0.42	7.66	0.07	0.04	0.40	0.19	3	0
2	0.42	7.64	0.07	0.04	0.39	0.19	3	82
3	0.47	7.65	0.07	0.04	0.35	0.18	6	0
4	0.42	7.65	0.07	0.04	0.42	0.18	6	36
5	0.47	7.70	0.07	0.04	0.42	0.19	6	110
6	0.55	7.48	0.07	0.04	0.41	0.17	10	0
7	0.58	7.46	0.07	0.04	0.41	0.18	10	38
8	0.59	7.66	0.07	0.04	0.39	0.18	10	115

鋳造操作の直前に、溶湯温度を 725℃に上昇させた。そして、電気炉内において、10 番の黒鉛るつぼ内の溶湯を、あらかじめ同じ炉内に入れておいた 1 番の黒鉛るつぼですくいとった。そこにシース熱電対を浸漬したまま、1 番の黒鉛るつぼを炉外に取り出した。溶湯温度が 720℃に低下した瞬間に、Fig. 1 に示すニッサブ社製の熱分析容器 (シェル製、室温) に注湯を行った。この際、わずかに山盛りに注湯を行った。そして、予熱した耐熱板を用いてすり切ることにより、溶湯量を一定にした。これらは本技術における重要なポイントである。

熱分析容器に具備されている熱電対を市販の熱分析装

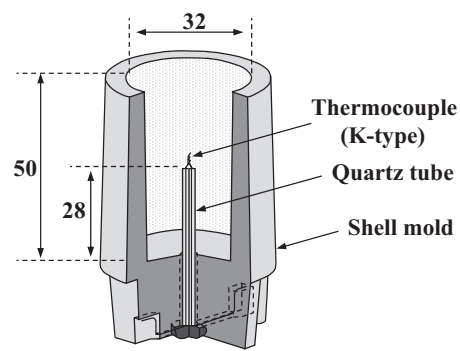


Fig. 1 Schematic drawing of thermal analysis cup.
熱分析容器の模式図。

置 (ニッサブ社製) に接続することにより冷却曲線を得た。この装置は、金属部品どうしで起電力が生じて誤差を発生させる可能性もあるものの、メーカーにおいて使用環境を想定した恒温室 (0 ~ 50℃) に入れられて校正がとられていることにより、ほぼ 0.3℃以内の精度が保たれている。一方、Fig. 1 に示した熱分析容器の技術的な特徴は次の通りである。具備されている K 熱電対 (±) の起電力に関して、大量のロット (製造個数は年間 600 万個程度) の中から、500 ~ 600℃間で誤差がなるべくゼロになる ± の組み合わせが選択されている。また、測温部の接点は、化合物が形成される可能性のある溶接ではなく、ねじりにより形成されている。熱電対と溶湯の絶縁材料としてセラミック管を使用すると、体積が大きくなりやすいことから、熱容量が大きくなりやすく、それを回避するために薄肉で小径の石英ガラスが使用されている。容器の下部を長くすることにより、容器の保持具との接触部品の温度上昇が抑制されている。また、接触部品は熱電対と同じ合金で製造されている、などである^{26, 27)}。そして最終的に、熱電対の組み合わせロットごとに、99.99% アルミニウムの溶湯を注湯することにより融点が確認されている。本報では便宜上、冷却曲線における共晶の再輝最高温度を共晶温度として測定した。

4.2 しきい値の決定方法 (過冷程度の判定基準の作成)

本合金におけるしきい値を求めるため、共晶温度を測定した試料において、熱電対の測温部近傍のマイクロ組織を観察した。改良/非改良の識別は、提唱されている改良クライテリア¹⁹⁾に従った。これは、共晶 Si 相間隔 λ と初晶 α -Al の 2 次枝間隔 d_2 の比 (λ/d_2) が (2) 式に示されるように、0.05 以下の場合に改良とみなすものである。

$$(\lambda/d_2) \leq 0.05 \quad (2)$$

この改良クライテリアは経験的に得られたもので、物理学的な意味はまだ不明である。しかしながら、冷却速度 (d_2) が異なる鋳物に対して、改良/非改良の識別が行えるとされている。そこで、この識別を全ての試料 (No. 1 ~ No. 8) について実施した。すなわち、各試料について、改良の程度は問わず、単に改良か非改良かの結果を得た。その結果を元にして、共晶温度のしきい値による判定方法の検討を

行った。

5. 実験結果

5.1 3ppmP合金における共晶組織とSr量の関係

Fig. 2はP量が3ppmと少ない合金の冷却曲線である。Srを添加しない場合(0ppmSr)の共晶温度は565.7°Cであった。また、共晶Si相間隔 λ と初晶 α -Alの2次枝間隔 d_2 の比(以下、 λ/d_2 と略す)は0.05であることから、改良と識別された(Fig. 3のNo. 1)。従来からP量が低い場合には、Srなどの改良元素を添加しないにも関わらず改良組織を呈する現象が報告されている^{27, 28)}。この現象に関して、Lianら¹⁸⁾は熱力学計算により、Al-Si 2元共晶の核物質(AIP)となり得るP量を求めた。その結果、本供試材と同じAl-8%Si合金の場合、おおよそ5ppm以上であれば核物質になり得ることを報告した。すると、本供試材は、P量が3ppmと少ないことから自己改良²⁷⁾されたものと考えられる。これに82ppmのSrを添加した場合、共晶温度はさらに低い563.8°Cに低下した。また、 λ/d_2 は0.04であることから改良と識別された(Fig. 3のNo. 2)。

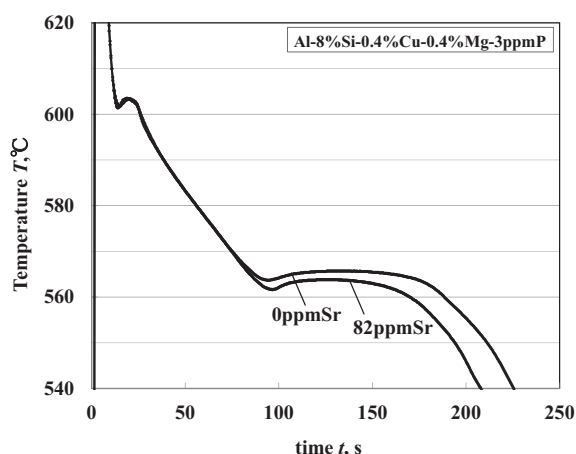


Fig. 2 Change of cooling curves with Sr content (3ppmP alloy).

Sr量による冷却曲線の変化(3ppmP合金)。

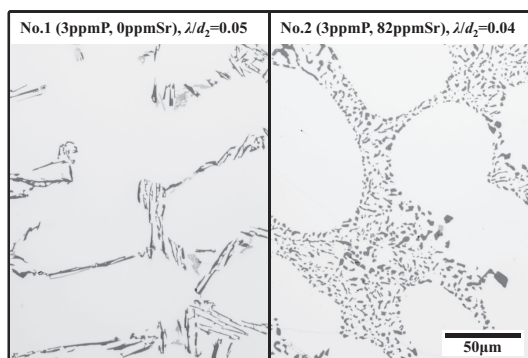


Fig. 3 Micro structure of Al-8%Si-0.4%Cu-0.4%Mg-3ppmP alloy..

Al-8%Si-0.4%Cu-0.4%Mg-3ppmP合金のマイクロ組織。

5.2 6ppmP合金における共晶組織とSr量の関係

Fig. 4はP量が6ppmと中間的な場合の冷却曲線である。Srを添加しない場合の共晶温度は570.7°Cと高かった。その λ/d_2 は0.08であることから非改良と識別された(Fig. 5のNo. 3)。組織中にはAIPと思われる痕跡が観察された。そこから放射状に板状の共晶Si相が成長していた。しかしながら、36ppmのSrを添加すると、共晶温度は565.3°Cに低下した。そして、 λ/d_2 は0.04であることから改良に変化していた(Fig. 5のNo. 4)。また110ppmのSrを添加すると、共晶温度はさらに低い563.1°Cを示した。そして、 λ/d_2 は0.04であることから改良されていた(Fig. 5のNo. 5)。

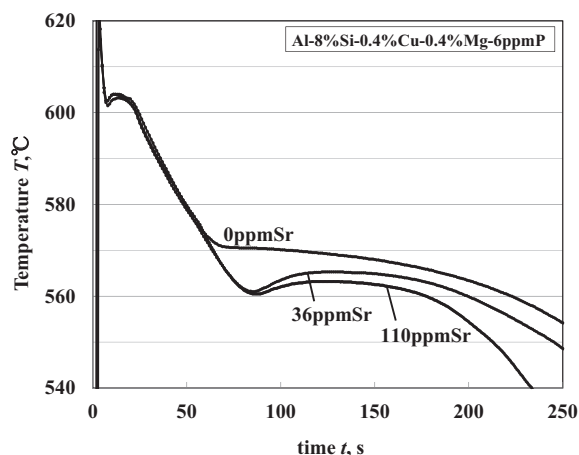


Fig. 4 Change of cooling curves with Sr content (6ppmP alloy).

Sr量による冷却曲線の変化(6ppmP合金)。

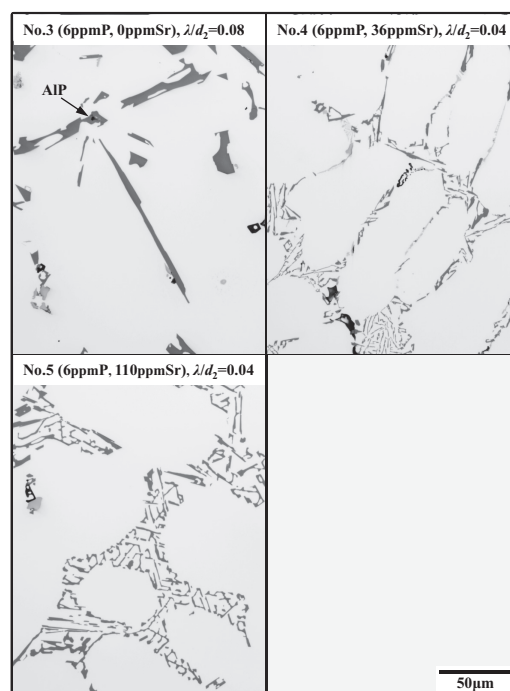


Fig. 5 Micro structure of Al-8%Si-0.4%Cu-0.4%Mg-6ppmP alloy.

Al-8%Si-0.4%Cu-0.4%Mg-6ppmP合金のマイクロ組織。

以上のように、P量が6ppmと中間的な場合、Srを添加しない状態では、共晶温度は比較的高い温度を示すとともに非改良組織を呈した。しかしながら、Srを少量(36ppm)添加することにより、共晶温度は比較的低くなるとともに改良組織に転じた。

5.3 10ppmP合金における共晶組織とSr量の関係

Fig. 6は、P量が10ppmと多い(社内規格では上限)合金の冷却曲線である。Srを添加しない場合の共晶温度は569.9℃と高かった。また、 λ/d_2 は0.07であることから非改良であった(Fig. 7のNo. 6)。その一部にシュリンケージポロシティが観察された。このようなシュリンケージポ

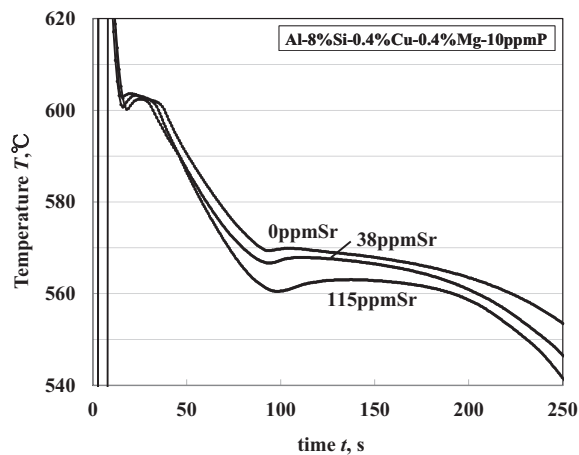


Fig. 6 Change of cooling curves with Sr content (10ppmP alloy).

Sr量による冷却曲線の変化(10ppmP合金)。

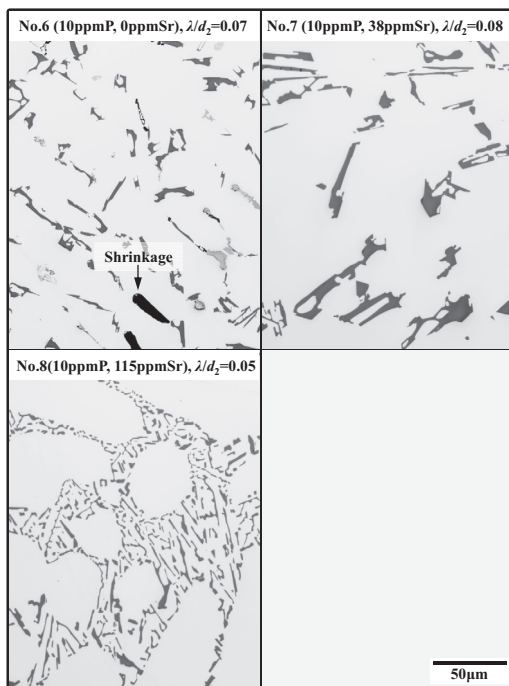


Fig. 7 Micro structure of Al-8%Si-0.4%Cu-0.4%Mg-10ppmP alloy.

Al-8%Si-0.4%Cu-0.4%Mg-10ppmP合金のマイクロ組織。

ロシティは、Pを含む合金(改良処理なし)において観察されやすいことが報告されている²⁹⁾。また、形成される場所は、溶湯補給が困難な共晶セルどうしの隙間であることが指摘されている^{30,31)}。次に、先程(6ppmP合金)とほぼ同様の38ppmのSrを添加した。しかしながら、共晶温度は6ppmP合金の場合と異なり、比較的高い567.9℃を示した。そして、 λ/d_2 も6ppmP合金の場合と異なり、0.08と非改良のままであった(Fig. 7のNo. 7)。これらに対して、Sr量を115ppm(過改良組織と考えられる直前)と多く添加した場合、共晶温度は563.2℃に低下した。また、 λ/d_2 は0.05であることから改良組織に転じていた(Fig. 7のNo. 8)。

以上のように、P量が10ppmと多い場合、Srがゼロおよび38ppmの状態では、共晶温度が比較的高くなるとともに非改良組織を呈した。しかしながら、Srを多量(115ppm)添加することにより、共晶温度は比較的低くなるとともに、改良組織を得ることができた。

6. しきい値の検討

Fig. 8は本実験結果(P量とSr量および共晶温度と改良/非改良)をまとめたものである。図中、白抜きのプロットは、共晶組織が非改良であった試料、黒塗りのプロットは改良であった試料を示している。また、測定された共晶温度を明示するとともに、それらを基にして作成した等温度曲線を記入した。等温度曲線の間隔は、改良の領域(564~566℃)および非改良の領域(568~570℃)に比較して、ハッチングを施したそれらの中間の領域(566~568℃)において比較的狭くなっているようである。改良/非改良のしきい値は、このハッチングの領域内にあるものと思われる。また、P量が多いほど、改良組織を得るためのSr量が多くなるものと思われる。参考として、Srは原子状あるいはクラスター状で共晶Si相内に120ppm程度が取り込まれるというBarrirero²⁵⁾の測定結果にもとづく過改良の領域を図の右下側に示した。

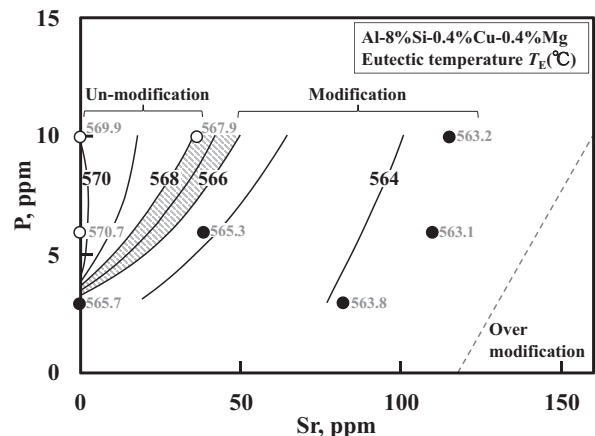


Fig. 8 Effects of P content and Sr content on eutectic temperature and eutectic structure (modified/not modified).

P量とSr量および共晶温度と組織(改良/非改良)の関係。

次に、Sr/P比と共晶温度の関係を Fig. 9 に示す。先程と同様に、白抜きのプロットは非改良、黒塗りのプロットは改良であったことを示している。ここで、SrとPの化合物を Sr_3P_2 と仮定すると、その化学量論比は $3Sr/2P = 262.86/61.9476 = 4.2/1$ となる。この化学量論比に対応する共晶温度を同図において求めたところ 567°C であった(破線)。このように、Sr(改良元素)とPの化学量論比に対応する共晶温度が、改良/非改良のしきい値を傾向的に示す現象は、緒言に述べた Whaler¹⁰⁾によるSr/Pに加え、AC2B合金におけるNa/P³¹⁾、およびADC12合金におけるCa/P³²⁾においても観察されている。また、自己改良を示した試料の共晶温度も 567°C 以下(565.7°C)であった。これらより、本技術では、改良/非改良のしきい値を化学量論比に対応する共晶温度(567°C)と定めた。

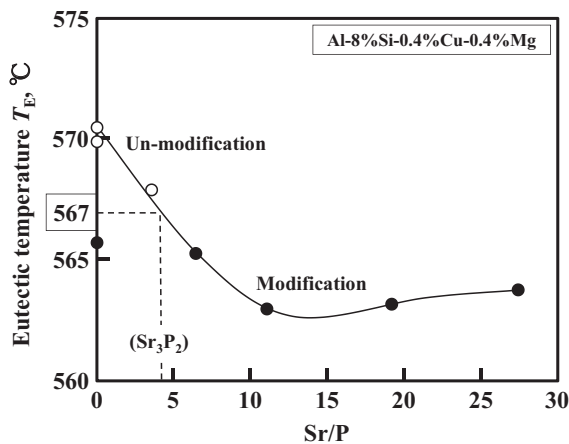


Fig. 9 Relationship between Sr/P ratio and eutectic temperature and eutectic structure (modified/ not modified).

Sr/P比と共晶温度および組織(改良/非改良)の関係。

ところで、従来からAC4CH合金を炉前で熱分析する際、経験的に 568°C をしきい値とすると、必ずしも正確ではないものの、おおよそ改良/非改良の判別ができることが経験的に知られている^{11, 33)}。しかしながら、AC4CH合金に比較すると、本合金には0.4%程度のCuが含まれている。この差異に関して、Apelianら¹¹⁾はA356(AC4CH)合金における共晶温度に及ぼす化学成分の影響を(3)式により示している。

$$T_E = 577 - 12.5(4.43\text{Mg} + 1.93\text{Cu} + 1.43\text{Fe} + 1.7\text{Zn} + 3.0\text{Mn} + 4.0\text{Ni})/\text{Si} \quad (3)$$

この式を用いて、代表的な組成のAC4CH合金の共晶温度を算出したところ 573°C であった。また、0.4%のCuを含む本合金の共晶温度は、AC4CH合金よりも 1°C 低い 572°C と算出された。よって、改良/非改良の判別するためのしきい値に関しても、AC4CH合金の場合よりも 1°C 低い 567°C は妥当であると思われる。

7. 鑄造現場での運用方法と実績

現在、前章において決定されたしきい値を用いる熱分析法が、ダイカストの鑄造現場において運用されている。その際、なるべく溶湯中のMg量が目標値に近づくように、保持炉における調整(添加)を試みている。これも本技術のポイントである。他方、Si量とCu量の調整は容易ではない。そのため、合金地金の製造業者に、なるべく目標値に近い組成のものを要求している。また、本合金専用の標準試料を作製するとともに、合金地金の製造業者との間で発光分光分析値の相互チェックを行っている。要するに、しきい値が運用できるように、合金組成と分析技術を調整している。

それに関わらず、本合金における規格範囲内での組成の違いは、(3)式に従うと $\pm 1^\circ\text{C}$ の共晶温度の違いをもたらす可能性がある。このため、鑄造現場には $\pm 1^\circ\text{C}$ の余裕を持たせている。すなわち、共晶温度が 566°C 以下であれば改良と判別し、 568°C 以上であれば非改良と判別している。そして、 $566 \sim 568^\circ\text{C}$ の間であれば、少々時間を要するものの発光分光分析法によりPとSrの値を確認した後、過改良組織にならない範囲でSrを追加している。

本熱分析法は発光分光分析法、減圧凝固法、介入物測定法とともに、開発された連続炉におけるSrの減耗程度にもとづく頻度で運用されている³⁴⁾。現在、量産を開始してから1年以上が経過した。この間、本報に述べた内容に矛盾する現象は生じていない。

なお、本報で検討したしきい値は、合金種や改良元素の種類、あるいは熱分析容器の材質や形状、および溶湯温度や溶湯量などの影響を受ける可能性がある。よって、使用される条件下において決定されることが望ましい。

8. 結 言

熱分析法は溶湯の凝固特性を知るために、古くから用いられている手法である。そのため、鑄鉄の鑄造現場では上手く利用されている³⁵⁾。しかしながら、日本国内におけるアルミニウム合金鑄物の鑄造現場では、あまり利用されていないようである。そこで、本報ではダイカストにおける改良処理の効果を確認するための熱分析技術を紹介した。具体的には、改良/非改良の判定原理(過冷)の仮説を述べた後、特定の合金を対象として、技術ポイントを紹介しながら、しきい値の検討を行った。最後に、鑄造現場での運用方法と実績について簡単に紹介した。

参考文献

- 1) A. Wilm: Metallurgie **8** (1911) 225
- 2) 小山克己: 古川スカイレビュー **6** (2010) 6, 7
- 3) J. Gurland, J. Plateau: Trans. ASM **56** (1963) 442
- 4) A. Pacz: U. S. Patent No. 1387900 (1921)
- 5) 豊田充潤, 森中真行: 鑄造工学 **89** (2017) 182
- 6) 上野博志, 萩野谷生郎: 鑄物 **66** (1994) 205

- 7) 北岡山治：鑄造工学 **72** (2000) 66
- 8) P. B. Crosley, L. F. Mondolfo: AFS Transactions **74** (1966) 53
- 9) B. Gallons, G. K. Sigworth: Proceedings of the conference on thermal analysis of molten aluminum (AFS/CMI) (1984) 101
- 10) K. R. Whaler: Proceedings of the conference on thermal analysis of molten aluminum (AFS/CMI) (1984) 189
- 11) D. Apelian, G. K. Sigworth, K. R. Whaler: AFS Trans. **92** (1984) 297
- 12) 軽金属協会：アルミニウム鑄鍛造技術便覧 (1991) (カロス出版)
- 13) W. M. Menk, M. O. Speidel, R. Döpp: Gießerei **79** (1992) 125
- 14) 森中真行：鑄造工学 **74** (2002) 383
- 15) S. M. Liang, R. Schmid-Fetzer: Acta Materialia **72** (2014) 41
- 16) C. R. Ho, B. Canter: Acta Metall. **43** (1995) 3231
- 17) C. M. Dennis, A. K. Dahle, J. A. Taylor: Materials Science and Engineering **A 392** (2005) 440
- 18) K. A. Jackson, J. D. Hunt: Trans. Met. Soc. AIME **236** (1966) 1129
- 19) 森中真行, 豊田充潤：鑄造工学 **84** (2012) 81
- 20) J. H. Li, P. Schumacher: International Journal of Cast Metals Research **25** (2012) 347
- 21) 森中真行, 豊田充潤：鑄造工学 **88** (2016) 332
- 22) W. Kurz, D. J. Fisher: Fundamentals of Solidification (Trans Tech Publications) (1984)
- 23) K. K. Leung, H. W. Kui: J. Appl. Phys. **75** (1994) 1216
- 24) <http://rheinfelden-alloys.eu>
- 25) J. Barrirero, M. Engstler, N. Ghafoor, N. de Jonge, M. Odén, F. Mücklich: J. Alloys Compd. **611** (2014) 410
- 26) 森中真行：鑄造工学 **74** (2002) 103
- 27) 森中真行：鑄造工学 **75** (2003) 325
- 28) T. H. Ludwig, P. L. Schaffer, L. Arnberg: Metallurgical and Materials Transactions **A 44A** (2013) 5796
- 29) 森中真行：鑄造工学 **85** (2013) 508
- 30) 森中真行, 豊田充潤：鑄造工学 **86** (2014) 703
- 31) 森中真行, 豊田充潤：鑄造工学 **89** (2017) 563
- 32) 森中真行, 下村勇一, 豊田充潤, 茜谷宗明：鑄造工学 **83** (2011) 125
- 33) 森中真行：アルミニウム合金の熱分析の手引き (2008) ((株)ニッサブ) 8
- 34) 福武直人, 浅井真一：日本ダイカスト会議論文集 JD-16 -19 (2016) 97
- 35) 菅野利猛, 森中真行, 中江秀雄：鑄造工学 **74** (2002) 305