

技術報告

AC2B合金鋳物におけるFe化合物の形態に及ぼす
Fe量の影響

森中寿真*

森中真行*

大野恭平*

比嘉貴治*

山口裕崇*

渡邊将成*

内山智章*

佐藤豪修*

Technical Paper

J. JFS, Vol. 97, No. 5 (2025) pp. 311 ~ 315

DOI : 10.11279/jfes.97.311

Effect of Fe Content on Morphology of Fe Compounds in
JIS AC2B Alloy Castings

Kazuma Morinaka*, Mayuki Morinaka*, Kyohei Ono*²
 Takaharu Hika*, Yutaka Yamaguchi*, Masanari Watanabe*²
 Tomoaki Uchiyama*² and Takenobu Sato*²

As the amount of Fe in the alloy increases, the morphology of the Fe compounds changes from lump-like to plate-like. Plate-like Fe compounds have a negative effect on mechanical properties. Therefore, it is useful to know the amount of Fe at which Fe compounds change from lump-like to plate-like shape. In this study, we attempted to clarify the effect of Fe contents of 0.33% to 0.52% on the morphology of Fe compounds when unmodified AC2B alloy was solidified in a shell mold. The results are as follows: 1) The morphology of Fe compounds was tiny and lump-like when the Fe content was 0.37% or less, and coarse and plate-like when the Fe content was 0.42% or more. 2) The crystallization temperature of Fe compounds was lower than the Al-Si binary eutectic temperature when the Fe content was 0.37% or less, and higher than the Al-Si binary eutectic temperature when the Fe content was 0.42% or more. 3) The order in which the phases solidify was thought to affect the morphology of the phases.

Keywords : AC2B alloy, Fe compounds morphology, thermal analysis, solidification sequence

1. 緒 言

アルミニウム合金鋳物の内部に存在するFe化合物は、機械的性質などを低下させることが知られている¹⁾。Fe化合物の種類としては α -Al₈Fe₂Si, α -Al₁₅(Fe/Mn)₃Si₂, β -Al₅FeSi, π -Al₈Mg₃FeSi₆, γ -Al₄FeSi₂などが報告されている²⁾。これらのうち β -Al₅FeSiは、形態が板状であることから特に有害と認識されている。Fe化合物が凝固する際の核生成に関してSigworth³⁾は、AlPがこれらのFe化合物を核生成させると述べた。他方、Campbellら⁴⁾は酸化膜の表面にFe化合物が核生成されたとした。Taylorら⁵⁾は、核生成したFe化合物が共晶Siを核形成させることを示唆した。さらにRoyら⁶⁾は、核生成したFe化合物がガス気泡の核生成サイトになり得ることを示唆した。これらのように核生成に関しては、ある程度の知見が得られている。しかしながら、成長に関する研究は必ずしも十分ではない。

例えば、板状に成長したFe化合物(β -Al₅FeSi)が機械

的性質に悪影響を与えることは認識されているものの、合金中のFe含有量との関係は不明確である。これに関して最近、Sr改良したADC12合金においては、Fe量が0.70%以上の場合に板状のFe化合物が形成されることが報告された⁷⁾。

Feは合金中から容易に除去できない元素である。よって、例えば重力鋳造用に多用されている非改良のAC2B合金を対象にした場合、Fe量が0.1%程度の新塊合金と、Fe量が0.3~0.5%程度の再生合金のどちらを使用するかは、経営者や技術者にとって頭の痛い問題である。何故なら、Fe量の低い合金ほど高価なためである。妥協案として両者を混合して使用することも多く実施されている。しかしながら、その際においてもFe量が何%になるように配合するかは、経済上必ず下さなければならない決断である。

これを決断するためには、前述のSr改良したADC12合金の場合と同様に、Fe化合物の形態が板状に変化するFe量を知っておくことが必要である。そこで本報では、AC2B合金におけるFe化合物の形態に及ぼすFe量の影響

受付日：令和6年11月21日、受理日：令和7年1月9日 (Received on Nov. 21, 2024; Accepted on Jan. 9, 2025)

* (株)MRDC MRDC Ltd.

*2 (株)豊田自動織機 Toyota Industries Corporation

を明らかにすることを試みた。

2. 実験方法

2.1 合金の溶製と熱分析

99.9%Al, Al-30%Cu, Al-20%Si, Al-5%Fe, Al-5%Mg, Al-10%Mnの各母合金を配合し, Fe量の目標値が0.30%, 0.35%, 0.40%, 0.45%, 0.50%のAC2B合金5種類を配合した。それぞれを10番の黒鉛るっぽに入れ、電気炉内にセットした。740°Cで溶解後、BNコーティングを施して予熱を施した鉄製の治具で静かに攪拌した。溶湯温度720°CからFig. 1に示す熱分析容器に注湯を行った。

熱分析容器において1秒ごとに採取した冷却曲線から、Fe化合物の晶出温度の測定を試みた。一定の状態で冷却されている溶湯に凝固潜熱が放出されると、温度停滞や復熱が生じる。この場合、時間微分することにより、その温度変化を捉えることができる。そこで、変化し始めた時点の温度を晶出温度とみなした。

2.2 ミクロ組織の観察

前項の溶湯をFig. 2に示す200°CのFe舟型にも、端部の低い位置から静かに注湯した。得られた鋳塊における熱電対の測温位置の近傍のミクロ組織を観察した。また、Feの目標値が0.40%の試料を対象にして、SEM/EDX分析を実施した。

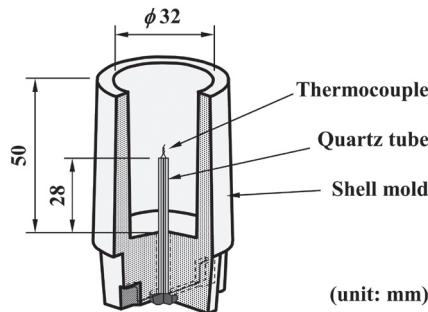


Fig. 1 Schematic drawing of thermal analysis cup.
熱分析容器。

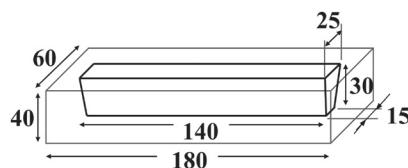


Fig. 2 Size of Fe mold (mm).
舟金型のサイズ (mm)。

3. 実験結果

3.1 化学成分

化学成分の分析結果をTable 1に示す。各分析値は目標値に対して若干の差異があったものの、分析装置の機差を考慮するとほぼ目標値通りと言える。3ppm程度のCaが含まれていたが、8ppm程度のPが共存していたことから、いずれの合金の共晶組織も非改良と考えられる⁸⁾。

Table 1 Chemical composition of specimens.
供試材の化学成分。

No.	Cu	Si	Fe	Zn	Mg	Mn	Ni	Ti	(%, Na-P: ppm)
1	2.50	6.02	0.33	0.02	0.28	0.31	0.01	<0.01	
2	2.48	6.10	0.37	0.02	0.30	0.31	0.01	<0.01	
3	2.54	6.03	0.42	0.02	0.30	0.30	0.01	<0.01	
4	2.57	6.05	0.47	0.02	0.31	0.31	0.01	<0.01	
5	2.57	6.13	0.52	0.02	0.30	0.30	0.01	<0.01	

No.	Pb	Sn	Cr	Bi	Na	Sr	Ca	P
1	0.03	0.03	<0.01	<0.01	<1	<1	3	8
2	0.03	0.03	<0.01	<0.01	<1	<1	3	8
3	0.03	0.03	<0.01	<0.01	<1	<1	3	8
4	0.03	0.03	<0.01	<0.01	<1	<1	4	8
5	0.03	0.03	<0.01	<0.01	1	<1	3	9

3.2 热分析

Fig. 3～Fig. 7に各合金の冷却曲線(T)と微分曲線(dT/dt)を示す。初晶温度(T_L)はいずれの合金も608～610°C

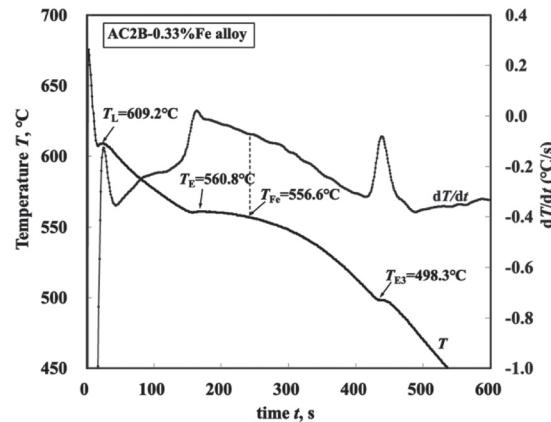


Fig. 3 Cooling curve and its derivative of 0.33%Fe alloy.
0.33%Fe合金の冷却曲線と微分曲線。

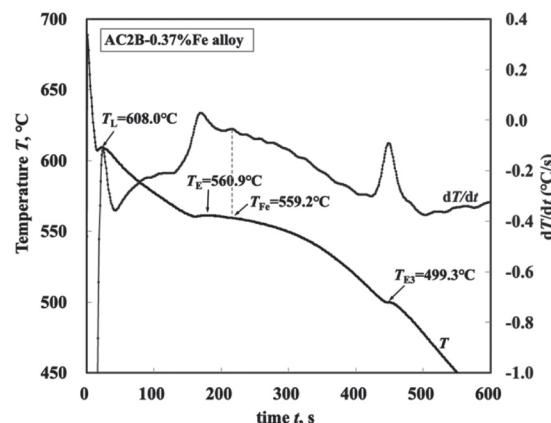


Fig. 4 Cooling curve and its derivative of 0.37%Fe alloy.
0.37%Fe合金の冷却曲線と微分曲線。

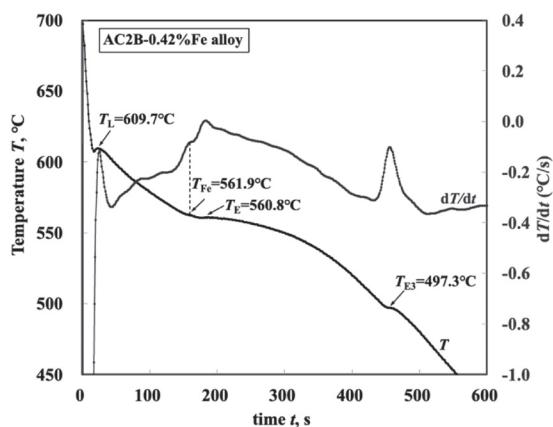


Fig. 5 Cooling curve and its derivative of 0.42%Fe alloy.
0.42%Fe合金の冷却曲線と微分曲線。

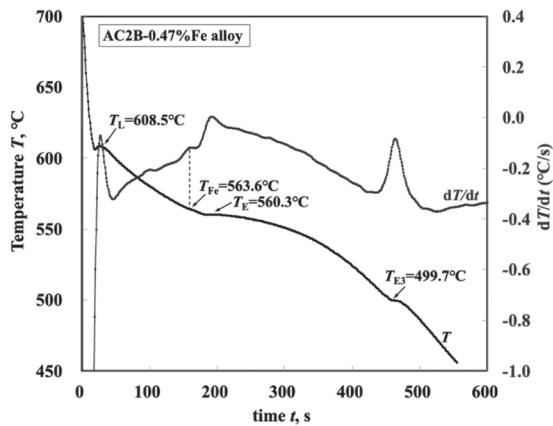


Fig. 6 Cooling curve and its derivative of 0.47%Fe alloy.
0.47%Fe合金の冷却曲線と微分曲線。

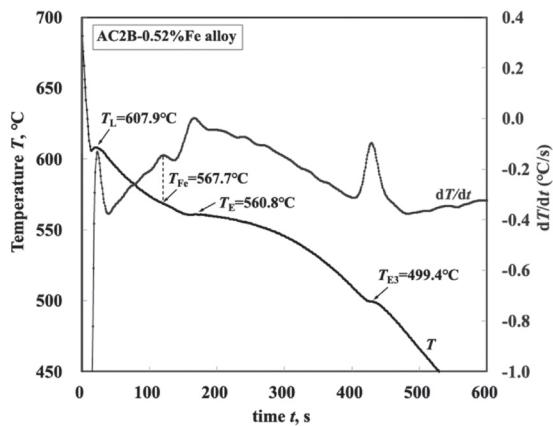


Fig. 7 Cooling curve and its derivative of 0.52%Fe alloy.
0.52%Fe合金の冷却曲線と微分曲線。

の範囲にあったが、Fe量が増加すると若干低下する傾向を示した。Al-Si 2元共晶温度(T_E)はいずれも560°C程度であった。Al-Si-Cu 3元共晶温度(T_{E3})は497~499°Cの範囲内にあった。Fe化合物の晶出温度(T_{Fe})はFe量の増加により560.8°Cから567.7°Cに上昇した。

3.3 ミクロ組織

Fig. 8 に0.33%Fe合金のミクロ組織を、またFig. 9 に0.37%Fe合金のミクロ組織を示す。これらの共晶Si相は板状であった。他方、Fe化合物のサイズは20μm程度と小さくて塊状であった。一方、Fig. 10~Fig. 12 に0.42%Fe合金、0.47%Fe合金、0.52%Fe合金のミクロ組織を示す。多くのFe化合物は板状で、長辺のサイズは100μm程度と粗大であった。

Fig. 13 に0.42%Fe合金のSEM像を示す。粗大な板状の晶出物が観察された。また、その板状の晶出物から成長したと考えられる微小な線状の晶出物も見られた。その

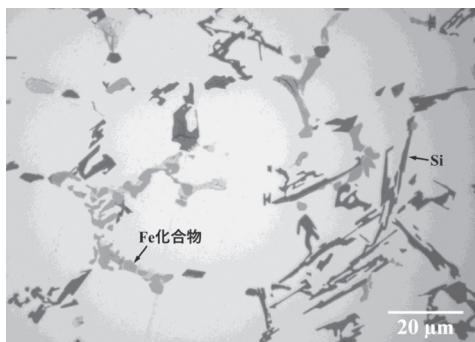


Fig. 8 Microstructure of 0.33%Fe alloy.
0.33%Fe合金のミクロ組織。

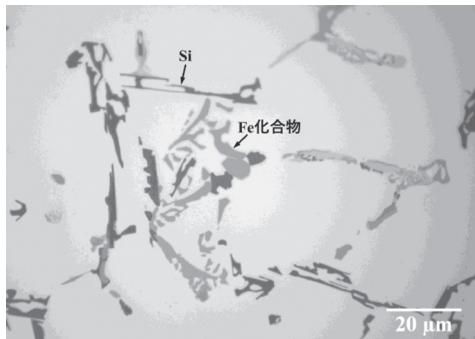


Fig. 9 Microstructure of 0.37%Fe alloy.
0.37%Fe合金のミクロ組織。

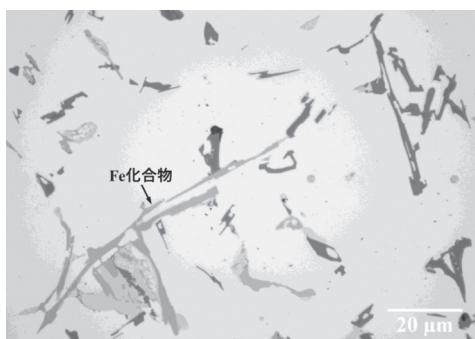


Fig. 10 Microstructure of 0.42%Fe alloy.
0.42%Fe合金のミクロ組織。

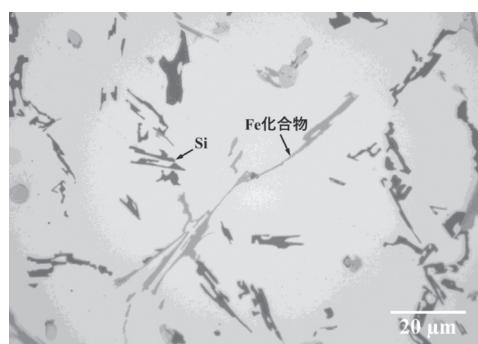


Fig. 11 Microstructure of 0.47%Fe alloy.
0.47%Fe合金のミクロ組織。

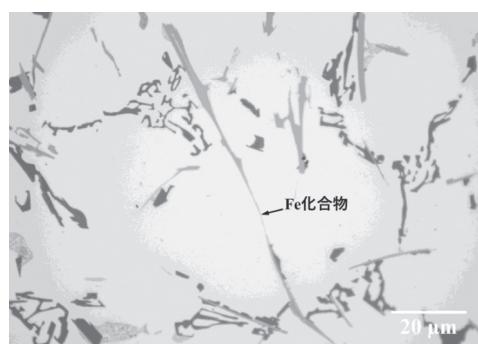


Fig. 12 Microstructure of 0.52%Fe alloy.
0.52%Fe合金のミクロ組織。

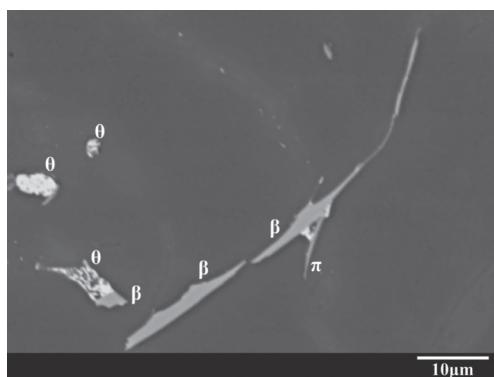


Fig. 13 SEM image of 0.42%Fe alloy.
0.42%Fe合金のSEM像。

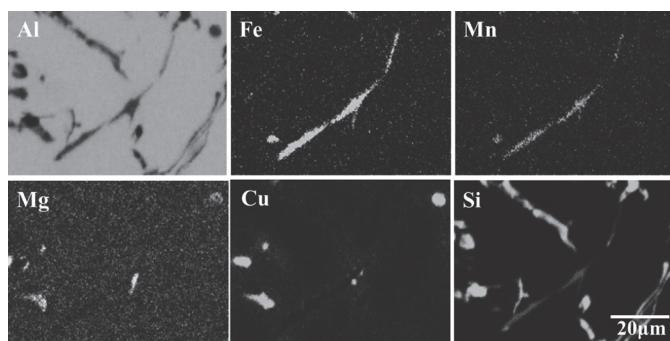


Fig. 14 EDX mapping image of 0.42%Fe alloy.
0.42%Fe合金のEDXマッピング像。

EDXマッピング像をFig. 14に示す。この結果から、Fe化合物はFig. 13に明記したように、粗大な板状の晶出物は $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ 相、微小な線状の晶出物は $\pi\text{-Al}_8\text{Mg}_3\text{FeSi}_6$ と推定された。

4. 考 察

4.1 AC2B合金のFe断面状態図

Fig. 15は本実験による初晶温度(T_L)、Al-Si2元共晶温度(T_E)、Fe化合物の晶出温度(T_{Fe})の測定結果をまとめたものである。Fe量が0.33～0.37%と比較的低い範囲では、Fe化合物の晶出温度(T_{Fe})はAl-Si2元共晶温度(T_E)よりも低かった。よって、これらの合金におけるFe化合物はAl-Si2元共晶の後にFe化合物+Si+ αAl として晶出した。これらのFe化合物は、Al-Si2元共晶セルが擬球状に成長した隙間の狭い領域⁹⁾においてしか成長できない。そのため、微小な塊状を呈したものと考えられる。

一方、Fe量が0.42～0.52%と比較的高い範囲においては、Fe化合物の晶出温度(T_{Fe})はAl-Si2元共晶温度(T_E)よりも高かった。よって、Fe化合物はAl-Si2元共晶よりも先に凝固した。この温度で凝固したFe化合物は粗大な板状であったことから、Fig. 13に示したように $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ に近い組成と推察される。この場合、Al-Si2元共晶セルが形成される前であることから、Fe化合物は広い領域において自由に成長できた。その結果、自形¹⁰⁾である粗大な板状を呈した。

Fe化合物とAl-Si2元共晶の凝固順序が入れ替わったFe量は0.40%程度であった。本報では一定のAl-Si2元共晶温度(T_E)に対して、Fe化合物の晶出温度(T_{Fe})を上下させた際のFe化合物の形態を論じた。本報の場合とは逆に、一定のFe化合物の晶出温度(T_{Fe})に対して、Al-Si2元共晶温度(T_E)を改良処理により変化させた場合にも、本実験と同様にFe化合物の形態が変化する例が報告されてい

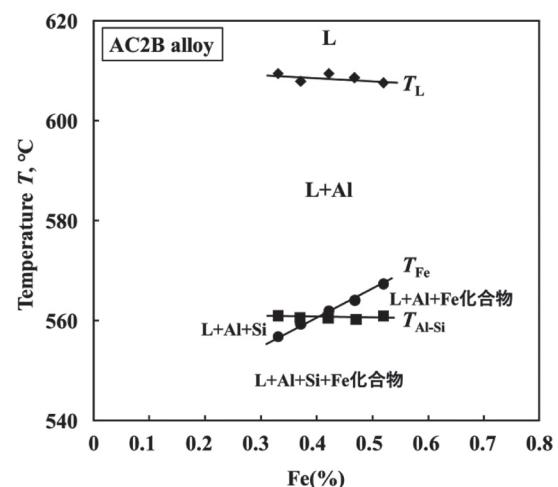


Fig. 15 Part of phase diagram of Fe section of unmodified AC2B alloy.
非改良AC2B合金のFe断面状態図の一部。

る¹¹⁾。よって、凝固順序は形成される相の形態に影響を及ぼす¹²⁾。

4.2 Fe量が異なる合金の凝固経路

Fe量0.40%を境にしてFe化合物の形態が変化した理由を説明するため、Al-Si-Fe3元状態図の液相面の一部¹³⁾をFig. 16に示す。微小なFe化合物が晶出した0.37%Fe合金の場合、図中における下側の黒丸(608.0°C)において初晶が晶出し始めた。残留液相は下側の矢印で示したように濃化し、やがて560.9°CでAl-Si2元共晶が晶出した。これにより残留液相はさらに濃化し、図中のN点でFe化合物+Si+αAlの3元共晶が生じた。

一方、粗大なFe化合物が晶出した0.42%Fe合金の場合、図中における上側の黒丸(609.7°C)で初晶が晶出し始めた。そして上側の矢印で示したように濃化し、やがて561.9°CにおいてFig. 13及びFig. 14に示したように粗大な板状のFe化合物が晶出した。残留液相はさらに濃化し、N点でFe化合物+Si+αAlの3元共晶が生じた。

これらより、形成されるFe化合物の形態は凝固経路と関係し、初晶凝固により濃化した残留液相のFe濃度がN点(3元共晶点)よりも高いか低いかにより決定される。なお、本合金にはMgが含まれていたことから、一部はFig. 13及びFig. 14に示したように π -Al₈Mg₃FeSi₆となった。

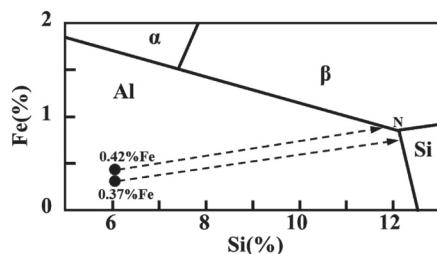


Fig. 16 Part of liquidus surface of Al-Si-Fe ternary phase diagram, and schematic diagram of solidification pathways of alloys with different Fe contents.

Al-Si-Fe3元状態図の液相面の一部、及びFe量の異なる合金の凝固経路の模式図。

4.3 Fe化合物の形態が変化するFe量

Fig. 16に矢印で示したように、本合金のSi量は6%と低いことから、残留液相には比較的大きな濃化が生じた。そのため、Fe化合物の形態が変化する(初期)Fe量は0.40%と比較的低い値であった。他方、緒言に述べたADC12合金の場合⁷⁾、Si量が9.6%と高いことから、残留液相には比較的小さな濃化しか生じなかった。そのため、

Fe化合物の形態が変化する初期Fe量は0.70%と高くなつた。これに従えば、Si量が12%に近い合金の場合、残留液相の濃化がほとんど生じないことから、Fe化合物の形態が変化するFe量は3元共晶点である0.8%程度と高くなることが思慮される。以上より、Fe化合物の形態が変化するFe量はSi量の影響を大きく受けるものである。

5. 結 言

本報では非改良のAC2B合金をシェル鋳型で凝固させた際のFe化合物の形態に及ぼす0.33～0.52%のFe量の影響を明らかにすることを試みた。得られた結果は次のとおりである。

- 1) Fe化合物の形態は、Fe量が0.37%以下の場合は微小な塊状であった。Fe量が0.42%以上の場合は粗大な板状であった。
- 2) Fe化合物の晶出温度は、Fe量が0.37%以下の場合はAl-Si2元共晶温度よりも低かった。Fe量が0.42%以上の場合はAl-Si2元共晶温度よりも高かった。
- 3) 共晶Si相とFe化合物相の晶出順序は、形成される相の形態に影響を及ぼすものと考えられた。

参考文献

- 1) P. N. Crepeau: AFS Trans. **103** (1995) 361
- 2) L. Bäckerud, G. Chai, J. Tamminen: SOLIDIFICATION CHARACTERISTICS OF ALUMINUM ALLOYS, Vol. 2 (Foundry Alloys) (1990) (AFS/SKANALUMINIUM)
- 3) G. K. Sigworth: Modern Casting **77** (1987) 23
- 4) X. Cao, J. Campbell: Metallurgical and Materials Transactions **34A** (2003) 1409
- 5) J. A. Taylor, G. B. Schaffer, D. H. StJohn: Metallurgical and Materials Transactions **30A** (1999) 1643
- 6) N. Roy, A. M. Samuel, F. H. Samuel: Metallurgical and Materials Transactions **27A** (1996) 415
- 7) 森中寿真, 森中真行, 深見尚男, 安田誠, 渡邊直也, 茜谷宗明: 鋳造工学 **97** (投稿中)
- 8) 森中真行: 鋳造工学 **85** (2013) 508
- 9) 森中真行, 豊田充潤: 鋳造工学 **84** (2012) 334
- 10) 中江秀雄: 鋳造工学(アグネ) (1987) 134
- 11) 森中寿真, 森中真行, 佐藤良輔, 渡邊渚, 木村有貴: 鋳造工学 **96** (2024) 586
- 12) 安田秀幸: 凝固工学の基礎(内田老鶴園) (2022) 176
- 13) G. K. Gigworth: International Journal of Metalcasting **8** (2014) 1, 7