研究報告

Al-Fe 合金の凝固時における鉄の挙動*

三木 功**・小菅 張弓**・長浜 勝介**

Supersaturation and decomposition of Al-Fe alloys
during solidification*

UDC 669.715'12-14 : 669.017.1

MIKI Isao**, KOSUGE Harumi** and NAGAHAMA Katsusuke**

This study was made on the content of iron in solid solution, the amount and type of intermetallic phases in Al-Fe alloys solidified in a wide range of cooling rate. Al-0.04%Fe, Al-0.10%Fe, Al-0.25%Fe, Al-0.55%Fe, Al 0.10%Fe-0.04%Si and Al-0.55%Fe-0.12% Si alloys were cast into a wedge-shaped aluminum mould, a castiron mould and as and mould. Thus a wide range of cooling rate during solidification could be obtained. The measurements of cooling rate, dendrite arm spacing, iron content in solid solution and identification of secondary constituents were carried out by thermal analysis, electric resistometry, optical microscopy, electron microscopy and X-ray diffraction. The dendrite arm spacing in the ingots cast by several industrial casting processes were also measured.

The results obtained are summarized as follows:

- (1) The relation between the dendrite arm spacing D (μm) and the cooling rate C ($^{\circ}\text{C}/\text{sec}$) was determined as $D \times C^{0.33} = 33.4$
- (2) As cooling rate increased the content of iron in solid solution increased. At a constant cooling rate, increasing addition of iron increased supersaturation of iron in solid solution.
- (3) Supersaturation of iron was reduced by addition of silicon.
- (4) Al_3Fe , Al_6Fe and Al_mFe (a new body-centered tetragonal Al-Fe phase⁹⁾) were identified as secondary constituents. These were found to be formed in the following ranges of cooling rate:

Al_3Fe	: less than $1^{\circ}\text{C}/\text{sec}$
Al_6Fe	: from 1 to $10^{\circ}\text{C}/\text{sec}$
bct Al_mFe	: more than $10^{\circ}\text{C}/\text{sec}$.

- (5) By using the above relation, cooling rates for several industrial casting processes were estimated:

200–700 $^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ for Hunter engineering process

20–80 $^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ for pressure die casting

0.5–20 $^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ for D.C. cast

0.5–13 $^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ for Properzi process

~ 0.1 $^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ for book mould casting

~ 0.01 $^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ for shell mould casting.

Estimation of iron content in solid solution and existing intermetallic compounds could be also made for Al-Fe alloys cast by these casting processes.

(Received October 25, 1974)

* 軽金属学会第45回秋期大会 (48-11) にて発表した。

** (株)日本軽金属総合研究所 (静岡県蒲原)。Nippon Light Metal Research Laboratory, Ltd. (Kambara, Shizuoka-Pref.)

1. 緒 言

鉄およびけい素はアルミニウムおよびその合金に不可避的に含まれる不純物であり、鑄造時に一部はマトリックス中に固溶し、残りは金属間化合物となつて晶出する。固溶した鉄およびけい素はその後の熱サイクル（鑄塊の均質化処理、熱間圧延、溶体化処理など）中に析出したり、また晶出物はマトリックス中に再固溶したり、あるいはその結晶系を変えたりする。したがって、これら鉄の存在状態によつて結晶粒度、深絞り性が左右されたり、また陽極皮膜の色も影響される。また電気伝導度も大きく変化する。さらに鉄化合物の種類、サイズ、分布等は機械的性質に靱性に大きく影響する。以上のようなことから製品製造の出発点である鑄造時における鉄、けい素の挙動を把握することは工業的にきわめて重要であると考えられる。しかしながら、実用鑄造方法における凝固時の鑄塊の冷却速度がどの程度速いものか、またその時、鉄はどのように挙動するかについてはいまだ不明の点が多い。そこで、本研究では種々の実用鑄造方法でAl-Fe合金を鑄造した場合、どの程度の量の鉄が固溶し、どの程度の量の鉄が晶出するか、また晶出相は何であるかを明らかにすることを目的としていつた。

鑄造方法によつて、鉄の挙動が異なるのは、凝固速度、温度勾配、凝固時の冷却速度等が変化するためであると考えられるが、実用鑄造方法において上記のすべての因子を直接測定することは技術上かなり困難で、現状では不可能といつて良い。ところで、凝固時の冷却速度(C)と鑄塊のデンドライト・アーム間隔(D)の間には $D \times C^\alpha = A$ (ここで α , Aは定数) という関係があることが良く知られている¹⁾。デンドライト・アーム間隔はミクロ組織より容易に測定しうる量であるので、これにより冷却速度の評価が行なえる。そこで本研究では鑄造時の冷却速度を広い範囲で変化できるくさび型鑄型、金型および砂型にAl-Fe合金およびAl-Fe-Si合金を鑄造して、その時の冷却速度を測定し、デンドライト・アーム間隔と冷却速度の間の上述の関係を求めると同時に、冷却速度と鉄の固溶量および冷却速度と晶出相の関係を求めた。またそれらの関係を基礎にして、ハンター・エ

ンジニアリング方式、DC鑄造、圧力ダイキャスト、プロペルチ方式など工業的鑄造方法で鑄造したAl-Fe合金鑄塊のデンドライト・アーム間隔を測定して、各々の鑄造方法における凝固時の冷却速度、および各々の鑄塊の鉄固溶量および晶出相を推定した。

2. 実験方法

供試合金は99.99%Al地金に、Al-10%Fe母合金(Si<0.01%)および99.8%Si地金を添加して、アルミナ・ルツボ中で電熱炉により溶解したものである。Table 1に化学組成を示す。またTable 2に示すような6種類の実用鑄造方法で各種のAl-Fe合金を鑄造した。これらの鑄塊はデンドライト・アーム間隔の測定から、各実用鑄造方法の冷却速度を推定する試料として用いた。

Fig. 1に示すような充分大きな熱容量を有するアルミニウム製のくさび型鑄型を用い、800℃の溶湯をFig. 2に示すように、鑄型上方に設けた湯留りに注湯し、溶湯が740℃に下がった時、湯留り底部のストッパーを開いて鑄型に注湯し凝固させた。得られるくさび型鑄塊はくさびの先端ほど速やかに熱量が奪われるので、冷却速度が大きい。またくさびの角度を変えることにより比較的広い範囲の冷却速度を得た。さらにくさび型鑄型では冷却速度が速いので、鉄製鑄型および砂型に鑄造して、冷却速度の遅い領域を得た。なお冷却速度は0.1 mmφのシース型CA熱電対を鑄型中心部にセットし、熱起電力を電磁オシログラフに記録し求めた。

デンドライト・アーム間隔は鑄塊の熱電対の先端近傍を電解研磨し、0.5%HFでエッチングして切断法¹⁷⁾で測定した。電顕組織は過塩素酸+アルコール溶液で電解研磨し薄膜を作製し、日立HU200電顕で直接観察した。

晶出相の同定はX線回折(ステップ・スキャン方式)により行なつた。

鉄の固溶量は電気抵抗の測定によつて求めた。電気抵抗測定用試料は所定の位置より3 mm×10 mm×50 mmの角棒を切り出し、冷間圧延により0.3 mmまで圧延した後、Fig. 3に示した形状に打ち抜き試験片とした。電気抵抗の測定は液体窒素中で、ダブル・ブリッジを用い

Table 1 Chemical composition of the specimens.

Alloy	Fe (wt%)	Si (wt%)	Cu (wt%)
Al-0.04%Fe	0.042	0.003	0.001
Al-0.10%Fe	0.10	0.001	0.001
Al-0.25%Fe	0.27	0.002	0.001
Al-0.55%Fe	0.55	0.004	0.002
Al-0.10%Fe-0.04%Si	0.11	0.043	0.001
Al-0.55%Fe-0.12%Si	0.57	0.12	0.001

Table 2 The several industrial casting processes and the alloys cast by these processes.

Casting process	Alloy
Hunter engineering process	1145
pressure die casting	1100
Properzi process	1050
D.C. casting	1100
book mould casting	Al-0.55%Fe
shell mould casting	Al-0.55%Fe

(a) 30°C/sec, (b) 10°C/sec, (c) 1°C/sec, (d) 0.1°C/sec, (e) 0.01°C/sec.

Photo 1 Microstructure of Al-0.55%Fe alloy solidified at cooling rates 0.01 to 30°C/sec

Table 3 Cooling rate during solidification and dendrite arm spacing of Al-0.25%Fe and Al-0.55%Fe alloys.

Cooling rate	Dendrite arm spacing
42 °C/sec	7.8 ~ 11.5 μm
29	12 ~ 13.5
18	27 ~ 50
13	15 ~ 18
12	10 ~ 17
7.6	14.5 ~ 18
4.4	19 ~ 23
0.1	70 ~ 80
0.01	150 ~ 200

Fig. 4 Dependence of dendrite arm spacing on cooling rate during solidification in Al-0.25%Fe and Al-0.55%Fe alloys.

には亜結晶粒界と晶出物とが見られるだけで、析出物は見られない。

3.2 鉄の固溶量

Fig. 5 に Al-0.04%Fe, Al-0.10%Fe, Al-0.25%Fe および Al-0.55%Fe 合金における電気抵抗の測定より求めた鉄の固溶量を冷却速度に対しプロットした結果を示す。**Fig. 6** は Fig. 5 で示した結果を鉄の固溶量の鉄の添加量に対する割合で書き直したものである。冷却速度が増大するにつれて鉄の固溶量は増す。冷却速度が一定

の場合には鉄の固溶量は鉄の添加量が多いほど多くなっている、それに対し鉄の添加量に対する鉄の固溶量の割合は鉄の添加量が多いほど小さくなっている。

Siを添加した合金ではけい素と鉄の固溶および晶出が同時に起こると考えられるので(2)式は次のようになると考えられる。

$$\rho^{\text{Al-Fe-Si}} = \rho_{R1} + \rho_{R2} + \rho_{R3} + \rho_{R4} + \rho(T) \quad (6)$$

Al-Fe 合金の場合と同様に第二項の ρ_{R2} は(6)式-(3)式操作により消去することができる。また第三項の ρ_{R3} は

Fig. 5 Dependence of Fe content in α -solid solution on cooling rate in Al-Fe alloys.

零と近似することができよう。しかし未知数が 2 つ残り、鉄の固溶量の正確な評価は Si を添加した合金では不可能である。そこで、 $p^{\text{Al-Fe-Si}} - p^{\text{Al}}$ の実測値を用いて、Al-0.55%Fe-0.12%Si 合金のけい素が全量固溶していると仮定した場合および全量晶出していると仮定した場合について、鉄の固溶量を推定した。その結果を同じ冷却速度で凝固した Al-0.55%Fe 合金の結果と共に **Table 4** に示した。この表から明らかなように、けい素が全量晶出していると仮定しても、その鉄の固溶量はけい素を添加していない Al-Fe 二元合金のそれと変わらない。一方、けい素が全量固溶していると仮定した場合は、鉄の固溶量は Al-Fe 二元合金のそれよりも少なくなっている。けい素が全量晶出すると考えるよりは、むしろけい素がある程度固溶していると考えの方が妥当であるから、けい素が添加されると鉄の固溶量が減少される傾向があると考えられる。

3.3 晶出相

Photo 2 より電顕組織には析出物が見い出されなかつたので、添加された鉄は固溶しているか、または晶出しているかのいずれかの状態で存在していると考えられる。したがって、鉄の晶出量は次の式で求められる。

$$(\text{鉄の晶出量}) = (\text{鉄の添加量}) - (\text{鉄の固溶量}) \quad (7)$$

(7)式を用いて、鉄の晶出量を推定し、(鉄の晶出量)/(鉄の添加量) の形で冷却速度に対してプロットしたものが

Table 4 Estimation of iron content in α -solid solution of Al-0.55%Fe-0.12%Si alloy.

Specimen No.	Al-0.55%Fe-0.12%Si alloy		Al-0.55%Fe alloy
	Assumed that 100% of silicon is in solid solution	Assumed that 100% of silicon is in constituents	
1	0.077%	0.104	0.098
2	0.064	0.091	0.087
3	0.053	0.080	0.081
4	0.050	0.077	0.076

Fig. 6 The ratio of (Fe content in α -solid solution)/(total Fe content) vs. cooling rate.

Fig. 7 である。

次に鋳塊のいろいろな部分から X 線回折試料を切り出し、晶出相を同定すると共にその部分のデンドライト・アーム間隔を測定し冷却速度を推定した。その結果冷却速度が約 1°C/sec よりも遅い場合には平衡相の単斜晶 Al_3Fe ($a = 15.489\text{\AA}$, $b = 8.0831\text{\AA}$, $c = 12.476\text{\AA}$, $\beta = 107^\circ 43'1''$)⁴⁾ が見い出された。1~10°C/sec の冷却速度範囲では準安定相の Al_6Fe (斜方晶 $a = 6.492\text{\AA}$, $b = 7.437\text{\AA}$, $c = 8.788\text{\AA}$)⁵⁾ が見い出された。さらに約 10°C/sec 以上の速い冷却速度の領域では上記の Al_3Fe 相および Al_6Fe 相の両者に相当しない回折ピークのみが見い出された。ところで Munson⁶⁾ は連続鋳造した Al-1.28%Fe 合金において、冷却速度の速い領域において $a = 8.84\text{\AA}$, $c = 21.6\text{\AA}$ の格子定数を有する体心正方晶の相を見出している。今これを Al_mFe と表わす。Table 5 はこの Al_mFe の面間距離と本研究で X 線回折により得られた面間距離の値を示している。測定値は Al_mFe の面間距離と良く一致しているので、約 10°C/sec 以上の冷却速度で凝固した時に生ずる相は Al_mFe であると考えられる。Table 6 に本研究で見い出された晶出相とその発生する冷却速度の範囲をまとめて示す。なお Al_mFe 相は

Photo 2 Electron micrograph of Al-0.55%Fe alloy cast into a wedge-shaped mould.

Fig. 7 Dependence of amount of Fe in intermetallic compounds on cooling rate.

著者の一人⁷⁾によっても連続鋳造した Al-0.6%Fe 合金鋳塊の冷却速度の速い部分において見い出されている。

3.4 実用鋳造方法における冷却速度

Table 2 に示した各種実用鋳造方法でいろいろな Al-Fe 合金または Al-Fe-Si 合金を鋳造し、その鋳塊のデンドライト・アーム間隔を求めた。**Table 7** は測定したデンドライト・アーム間隔と(5)式の関係から求めた冷却速度とを示す。さらに **Photo 3** にはその代表的なミクロ組織を示す。実用鋳造方法においてはその冷却速度はひじょうに広い範囲にわたっており、ハンター・エンジニアリング方式や圧力ダイキャストにおいてはひじょうに速い冷却速度が得られるが、シェルモールド鋳造ではひじょうに遅い冷却速度となっている。

3.5 実用鋳造方法において鋳造された鋳塊の鉄固溶量と晶出相

3.4 で各種実用鋳造方法における冷却速度が推定されたので、この結果と 3.2 および 3.3 の結果を考慮して、Al-0.04%Fe, Al-0.10%Fe, Al-0.25%Fe および Al-0.55%Fe 合金を実用鋳造方法で鋳造した時に予想される鋳塊の鉄固溶量および晶出相の種類を **Table 8** にまとめて示した。実用合金にはけい素が不純物または添加元素として存在している。3.2において述べたように、けい素の存在は鉄の固溶量を減少させるから、実用合金を鋳造した場合には Table 8 の値よりも鉄の固溶量は少ないと考えられる。

Table 5 Results of X-ray diffraction and lattice spacings of the new Al-Fe phase, Al_mFe .

(hkl)	Calculated lattice spacing	Lattice spacing measured by X-ray diffraction		
		Al-0.55%Fe alloy		
		No. 1	No. 2	No. 3
(200)	4.42 Å	4.44 Å	4.46 Å	4.44 Å
(024)	3.42	3.49	—	3.49
(116)	3.28	—	3.30	—
(400)	2.21	2.21	2.20	—
(402)	2.17	—	2.19	2.15
(411)	2.13	2.13	2.15	2.13
(413)	2.05	—	2.06	2.08

Table 6 Secondary constituents of Al-Fe alloys and the range of cooling rate during solidification for their formation.

Cooling rate	Secondary constituents	Crystal structure
$> 10^{\circ}\text{C/sec}$	Al_mFe	body-centered tetragonal
$1 \sim 10^{\circ}\text{C/sec}$	Al_6Fe	orthorhombic
$< 10^{\circ}\text{C/sec}$	Al_3Fe	monoclinic

4. 考 察

本研究では $10^{-2} \sim 10^2$ °C/sec の冷却速度の範囲で(5)式で表わされる関係がデンドライト・アーム間隔と冷却速度との間に成立つことが、Al-0.25%Fe合金、Al-0.55%Fe合金および Al-0.55%Fe-0.12%Si合金で見い出された。Speare と Gardner⁸⁾によると一定の冷却速度で比較した場合、デンドライト・アーム間隔は合金濃度が高くなるほど狭くなり、合金濃度がさらに高くなると濃度にほとんど依存しなくなることが報告されている。Al-Fe合金の場合、3.2で報告したように Al-0.04%Fe合金を除けば添加した鉄の大部分は晶出しているので、正確にはデンドライト・アーム間隔の測定ができなかったが、Al-0.10%Fe合金および Al-0.10%Fe-0.04%Si合金においても(5)式の関係が成立つものと考えられる。

Table 7 Dendrite arm spacing and estimated cooling rate in ingots cast by the several industrial casting processes.

Casting process	Dendrite arm spacing	Cooling rate estimated by Eq. (5)
Hunter engineering process	3 ~ 6 μm	200 ~ 700 °C/sec
pressure die casting	11 ~ 17	20 ~ 80
Properzi process	17 ~ 40	0.5 ~ 20
D.C. casting	20 ~ 57	0.5 ~ 13
book mould casting	70 ~ 80	~ 0.5
shell mould casting	150 ~ 200	~ 0.01

(a) Hunter engineering process, (b) pressure die casting, (c) D.C. casting
(d) Properzi process, (e) Book mould casting, (f) Shell mould casting

Photo 3 Microstructure of ingots cast by the several industrial casting processes.

デンドライト・アーム間隔(D)と冷却速度(C)の間の直線関係式 $D = A \times C^\alpha$ (ここで A, α は定数) は他のアルミニウム合金でも成立つことが報告されている⁹⁻¹²⁾。

Fig. 8 には本研究の結果に加えて、Al-Mn 合金⁹⁾、Al-Mg-Si 合金¹⁰⁾、Al-Zn-Mg 合金¹¹⁾および Al-Mg 合金¹²⁾の結果を示している。

Aの値は合金によって異なっているが、Al-Mg 合金の場合¹²⁾を除けば、勾配 α の値は合金が異なっても、ほぼ同じであることは興味のあることである。

凝固のままの状態では鉄は固溶体として存在するか、または晶出物として存在するかのいずれかであると仮定して、電気抵抗の測定から鉄の固溶量を決定した。G.P. zoneのような粒子として鉄が存在するとすれば、そのような粒子は電気抵抗に寄与すると考えられる¹³⁾。しかし Blank の研究¹⁴⁾によると、急冷凝固した Al-2%Fe 合金において G.P. zone が生ずるのは 250℃で時効した場合である。したがって室温では G.P. zone は生じないと考えられる。また急冷冷却時、比較的高温で粒界や転位線上の不均一核生成による析出物が生ずる可能性があるが、電顕観察でも析出物は見られないので、鉄は固溶した状態または晶出物として存在すると考えるのは妥当であろう。

Fig. 5 の鉄の固溶量と冷却速度との関係において冷却速度が増大するほど、鉄の固溶量は増大している。すなわち冷却速度が増大するほど、鉄は晶出物として第二相中に排除されることなく、より多くの鉄が固溶体中に trap される。そして Al-0.25%Fe および Al-0.55%Fe 合金の場合、冷却速度が速い側では鉄の固溶量は最大平衡固溶量 0.052 wt%¹⁸⁾ よりも多くなっており、過飽和固溶されている。さらに注目すべきことは鉄の添加量が増加すると、鉄の固溶量も増加していることである。したがって、本実験のような、急冷凝固した非平衡状態での Al 中の Fe の固溶量は冷却速度だけでなく、Fe の添加量に依存していると考えられる。

Fig. 5 において、Al-0.10%Fe 合金の曲線と Al-0.04%Fe 合金の曲線が交差し、高冷却速度側では Al-0.10%Fe 合金の方が鉄の固溶量が少なくなっている。この原因として、Al-0.10%Fe 合金では冷却速度が速くても晶出相が生ずるが、Al-0.04% 合金では大部分の鉄は固溶されているためであると考えられる。すなわち、Al-0.10%Fe 合金の場合、一旦晶出相が生ずるとそれが後の晶出を促進するために、Al-0.04%Fe 合金の場合に比べて鉄の固溶量が低くなると考えられる。また Al-0.25%Fe 合金および Al-0.55%Fe 合金においても晶出は先行する

Table 8 The expected content of iron in α -solid solution and the possible secondary constituents in ingots cast by the several industrial casting processes.

Casting process	Alloy	Expected content of iron in α -solid solution (wt%)				Possible secondary constituents
		Al-0.04%Fe	Al-0.10%Fe	Al-0.25%Fe	Al-0.55%Fe	
Hunter engineering process		~0.04 %	~0.04 %	0.06~0.07	0.10~0.11	Al_mFe
pressure die casting		~0.04	~0.03	0.05~0.06	0.09~0.10	Al_mFe
D.C. casting		0.02~0.04	0.02~0.03	0.04~0.05	0.06~0.09	Al_mFe Al_6Fe Al_3Fe
Properzi process		0.02~0.035	0.02~0.03	0.04~0.05	0.06~0.085	(Al_mFe) Al_6Fe Al_3Fe
book mould casting		~0.01	~0.02	~0.03	~0.05	Al_3Fe
shell mould casting		<0.01	~0.01	~0.03	~0.03	Al_3Fe

Fig. 8 Dependence of dendrite arm spacing on cooling rate during solidification in several aluminum alloys.

晶出粒子によつて促進されると考えられるが、鉄添加量が多いので、固溶量も多くなり、Al-0.04%Fe 合金の曲線よりも下にならなかつたと考えられる。

本研究で Al-Fe 系に三種類の晶出相が凝固時に生ずることが明らかになった。すなわち単斜晶の Al_3Fe 、斜方晶の Al_6Fe および体心正方晶の Al_mFe である。 Al_mFe は約 $10^\circ\text{C}/\text{sec}$ 以上の冷却速度で発生することがわかつた。小菅、水上⁷⁾ は一方凝固した Al-0.6%Fe 合金において Al_mFe 相は約 $20^\circ\text{C}/\text{sec}$ 以上の冷却速度で生成することを見出している。本研究ではデンドライト・アーム間隔から冷却速度を推定したものであるから、これらの値は実験誤差の範囲内で良く一致している。一方、 Al_6Fe 相は $1\sim 10^\circ\text{C}/\text{sec}$ の範囲で生成することがわかつた。小菅、水上⁷⁾ は Al_6Fe の生成冷却速度範囲として、

$2\sim 20^\circ\text{C}/\text{sec}$ と報告しており、これもひじょうに良く一致する。また Al_3Fe と Al_6Fe の遷移冷却速度を Baekkerud¹⁵⁾ は $3^\circ\text{C}/\text{sec}$ と報告しており、Adam と Hagen¹⁶⁾ は $0.5^\circ\text{C}/\text{sec}$ と報告している。いずれも本報告の値と良く一致する。

各種実用鑄造方法における凝固時の冷却速度が本研究において初めて推定されたが、その冷却速度はきわめて広い範囲に渡つており、興味深いことである。この結果を利用すればある特定の合金をある特定の鑄造方法で鑄造した時、溶質元素がどの程度固溶され、どの程度晶出するか、また晶出物のサイズや密度などについてもある程度推定が可能と考えられる。

5. 結 論

くさび型鑄型、金型および砂型を用い、凝固時の冷却速度を変化させて Al-0.04%Fe, Al-0.10%Fe, Al-0.25%Fe, Al-0.55%Fe, Al-0.10%Fe-0.04%Si および Al-0.55%Fe-0.10%Si 合金を鑄造し、凝固時の冷却速度の測定、得られた鑄塊のデンドライト・アーム間隔の測定、電気抵抗の測定および X 線回折による晶出相の測定を行なつた。また種々の実用鑄造方法によつて鑄造した鑄塊のデンドライト・アーム間隔を測定した。その結果、次の事項が結論された。

- (1) デンドライト・アーム間隔, $D(\mu\text{m})$ と冷却速度, $C(^\circ\text{C}/\text{sec})$ の間には次の関係式が成立する。

$$D \times C^{0.33} = 33.4$$

- (2) 鉄の固溶量は冷却速度が一定の場合には鉄添加量と共に増大した。一方、鉄添加量に対する固溶量の割合は鉄添加量が増大すると減少した。鉄添加量が

一定の場合には、冷却速度の増加と共に鉄固溶量も増加した。

- (3) けい素の添加によつて、鉄の固溶量は減少する。
 (4) 三種類の晶出相が見い出され、その生成冷却速度範囲は次のように見い出された。

晶出相	生成冷却速度範囲
Al_3Fe	$< 1^\circ\text{C/sec}$
Al_6Fe	$1 - 10^\circ\text{C/sec}$
体心正方晶 Al_mFe	$< 10^\circ\text{C/sec}$

- (5) (1)の結果を用いて種々の実用鑄造方法における冷却速度は次のように推定された。

ハンター・エンジニアリング方式: 200—700
 $^\circ\text{C/sec}$

圧力ダイキャスト	: 20—80
DC鑄造	: 0.5—20
プロペルチ方式	: 0.5—13
金型鑄造	: ~ 0.1
シェルモールド鑄造	: ~ 0.01

- (6), (2), (4)および(5)の結果を用いると、種々の実用鑄造方法でAl-Fe合金を鑄造した時に、その鑄塊の鉄固溶量および晶出相を予想することができた。

参 考 文 献

- 1) H. Matyja, B. C. Giessen, N. J. Grant: J. Inst. Metals **96** (1968), 30.
- 2) D. Altenpohl: Aluminium und Aluminiumlegierungen, Springer-Verlag (1965), 526.
- 3) I. Miki, H. Warlimont: Z. Metallkde., **59** (1968), 254.
- 4) P. J. Black: Acta Cryst., **8** (1955), 43.
- 5) E. H. Hollingsworth, G. R. Frank Jr., E. E. Willet: Trans. AIME., **224** (1962), 188.
- 6) D. Munson: 私信
- 7) 小菅, 水上: 第44回軽金属学会春期大会講演概要, p. 27, 「軽金属」投稿中.
- 8) R. E. Spear, G. R. Gardner: Trans. AFS., **71** (1963), 209.
- 9) 三木, 小菅, 長浜: 未発表.
- 10) 堀内, 金子: 日本金属学会誌, **35** (1971), 156.
- 11) 山田, 伊藤, 鵜飼: 軽金属, **23** (1973), 536.
- 12) 永田, 和泉: 軽金属, **21** (1971), 826.
- 13) N. F. Mott: J. Inst. Metals, **60** (1937), 267.
- 14) E. Blank: Z. Metallkde, **63** (1972), 324.
- 15) L. Baeckerud: Jernkontorets Annaler, **152** (1968), 109.
- 16) C. McL. Adam, L. M. Hogan: J. Australian Inst. Metals, **17** (1972), 81.
- 17) 軽圧工業会技術委員会: 軽金属, **15** (1965), 47.
- 18) J. K. Edgar: Trans. AIME, **180** (1949), 225.