

論 文

核融合用 Al-Mg-Li 合金の研究\*

正 路 美 房\*\* 吉 田 英 雄\*\*\*  
宇 野 照 生\*\*\*\* 馬 場 義 雄\*\*\*\*  
鎌 田 耕 治\*\*\*\*\*

Development of Al-Mg-Li Alloys for Fusion Reactor

by Yoshifusa shoji, Hideo Yoshida,  
Teruo Uno, Yoshio Baba  
and Kohji Kamada

---

住友軽金属工業株式会社技術研究所

## 核融合用 Al-Mg-Li 合金の研究\*

正 路 美 房\*\* 吉 田 英 雄\*\*\*  
宇 野 照 生\*\*\*\* 馬 場 義 雄\*\*\*\*  
鎌 田 耕 治\*\*\*\*\*

## Development of Al-Mg-Li Alloys for Fusion Reactor

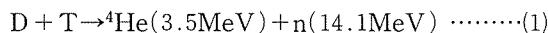
by Yoshifusa shoji, Hideo Yoshida,  
Teruo Uno, Yoshio Baba  
and Kohji Kamada

Aluminium-magnesium-lithium alloys featuring low residual induced radio-activity and high electrical resistivity have been developed for fusion reactor structural materials. The addition of lithium in aluminium and Al-Mg alloys markedly increases electrical resistivity and tensile strength of them. However, the elongation of Al-Li-Mg alloys containing more than 2 % lithium is less than 10 %. The Al-4~5% Mg-1% Li alloys are optimum for fusion reactor materials, and exhibit high resistivity (86nΩm : 20%IACS), medium strength (30kgf/mm<sup>2</sup>) and good formability (22% elongation). The variation of electrical resistivity of Al-Li and Al-Mg-Li alloys in solid solution can be approximated by the Matthiessen's rule.

The trial manufacture of the new Al-4%Mg-1%Li alloy, with a size of 25mm thick × 1000mm wide × 2 000 mm long, has been carried out. The plate exhibits excellent mechanical and electrical properties for fusion reactor materials.

### 1. 緒 言

人類の未来のエネルギー源として、核融合炉の開発が各国で行われている。実際にD-T反応(重水素-三重水素)反応を行う実験装置では(1)式の反応により 14.1MeV の高速中性子が発生するため、プラズマ装置およびその周辺機器の放射化が懸念される。



材料面から検討<sup>1)</sup>すると、炭素、炭化けい素、アルミニウムは鋼やステンレス鋼に比べて誘導放射能の減衰が桁違いに大きいが、現状ではアルミニウムが核融合炉構造材料として最も有望である。核融合用としての低放射化材料に関する研究は1974年頃から行われ、国際的ト拉斯装置 INTOR<sup>2)</sup>、名古屋大学プラズマ研究所 R 計画

装置<sup>3)</sup>、米国アルゴンヌ国立研究所の STARFIRE<sup>4)</sup>等では、Al-Si系、Al-Mg系、Al-V系、Al-Mg-V系、Al-Mg-Si系、Al-V-Si系、SAP 等の低放射化元素を含むアルミニウム合金が研究対象となっている<sup>1~7)</sup>。

核融合実験装置としては、磁場閉込め方式のトカマク型が最も有望視されているが、この方式では真空容器に誘導電流による電磁力が働く問題がある。この対策として、電気抵抗の高い材料が必要<sup>3)</sup>とされるが、既存のアルミニウム合金は電気伝導度が高く、核融合炉構造材として不十分である。ところが従来の研究では電気抵抗に着目した合金開発はほとんど行われていない。

アルミニウムの電気抵抗におよぼす添加元素の影響についてはかなりの研究があり<sup>8~17)</sup>、遷移金属元素の添加は電気抵抗を著しく高めることが知られている。しかしこれらのアルミニウムへの固溶度は小さい。また、低放射化元素として使用可能な添加元素はバナジウムのみである<sup>3)</sup>。したがって、核融合用アルミニウム合金の開発には、低放射化元素でアルミニウムへの固溶度が大きく、しかも電気抵抗を高める添加元素を選択しなければなら

\* Journal of Nuclear Materials, 122 & 123(1984), 845.  
および軽金属, 35(1985), 197. に一部掲載

\*\* 技術研究所開発室 工学博士

\*\*\* 技術研究所金属材料研究部

\*\*\*\* 技術研究所金属材料研究部 工学博士

\*\*\*\*\* 名古屋大学プラズマ研究所 理学博士

ない。常温付近でアルミニウムへの固溶度の高い元素としては、亜鉛、マグネシウム、リチウム、銀等<sup>18)</sup>があるが、放射化の点で亜鉛と銀は使用できない<sup>1,6,19)</sup>。

また、核融合用材料としては、低放射化と高電気抵抗ばかりでなく、構造用材料として十分な強度と加工性を有することが必要である。本研究では下記を目標として、核融合用アルミニウム合金の開発を行った。

- (1) 低放射化
- (2) 高電気抵抗 ( $86\text{n}\Omega\text{m}$  : 20% IACS)
- (3) 高強度高延性(5083合金相当: 引張強さ  $30\text{kgf/mm}^2$ ; 伸び 20%)

本研究では、核融合用材料として Al-Mg 系、Al-Li 系および Al-Mg-Li 系合金について検討すると共に、最良の性能を示した Al-4%Mg-1%Li 合金について 25mm 厚板を工場試作して、その諸性能を測定した。

## 2. 低放射化高電気抵抗アルミニウム合金の研究

### 2.1 供試材および実験方法

本研究で用いた合金の主要成分を Table 1 に示す。Al-4.5~7%Mg-0.2%Bi 合金(試材 No. 1~5)は Bi を添加して耐応力腐食割れ性の向上を目的としている。Al-3.7~4.8%Mg-0.3~1.3%Li 合金(試材 No. 6~11)および Al-0.7~3.5%Li-0.8~3.9%Mg 合金(試材 No. 12~21)は、Li の添加によって電気抵抗を高めることを目的としたものである。なお、各合金は結晶粒微細化のために、

Table 1 Chemical compositions of the alloys developed in this work.

Alloy No.	Alloy system	Chemical composition (wt %)		
		Mg	Li	Bi
1	Al -Mg -Bi	4.46	—	0.19
2		4.95	—	0.16
3		5.48	—	0.23
4		5.98	—	0.19
5		6.99	—	0.16
6		4.20	0.40	—
7	Al -Mg -Li	4.12	0.79	—
8		3.93	1.34	—
9		4.75	0.34	—
10		4.56	0.80	—
11		4.67	1.34	—
12		—	0.70	—
13	Al -Li -Mg	—	1.77	—
14		1.97	1.67	—
15		2.92	2.00	—
16		3.89	1.85	—
17		—	3.20	—
18		0.84	2.87	—
19		1.88	2.92	—
20		2.82	3.02	—
21		—	3.45	—

Zr と Cr をそれぞれ 0.1% 添加している。

各供試合金は 99.75%Al と 99.9%Li 地金を使用してアルゴンガス雰囲気中で造塊し、均質化処理 (470~500°C × 8~24hr)，熱間圧延 (400~480°C) および冷間圧延の工程を経た厚さ 2 mm の板材である。

Al-Mg-Bi 合金は O 材 (360°C × 1hr 空冷)，Al-Mg-Li 合金は O 材 (370°C × 2hr 空冷) および T6 材 (470°C × 1hr 水冷後 180°C × 24hr 烧戻し)，Al-Li-Mg 合金は Al-Mg-Li 合金と同様の T6 処理を施して実験に供し、機械的性質および電気伝導度を測定すると共に TEM 組織観察等を行った。

### 2.2 実験結果

Al-Mg-Bi 合金 O 材の Mg 量と機械的性質および電気伝導度の関係を Fig. 1 に示す。静的強度は Mg 量と共に増加しているが、伸びはわずかに減少する。一方、電気伝導度は Mg 量と共に減少し、7% の Mg 添加により約 24% IACS となる。高 Mg 合金の場合における静的強度と電気抵抗は 5083 合金よりも高くなるが、Mg を 5% 以上含むと熱間加工性が悪くなるため<sup>20)</sup> 工業的規模での製造には問題となる。

Fig. 2 は Al-Mg-Li 合金 O 材の Li 量と機械的性質および電気伝導度の関係を示す。Fig. 2 より明らかなように、電気伝導度は Li 量の増加と共に著しく低下し、Li 1% 程度で約 20% IACS とみなされる。5083 合金 O 材の電気伝導度は 29% IACS であるから、Al-4.6%Mg 合金に Li を 1% 添加することにより電気伝導度が約 30% 低下したことになる。静的強度は Li 量の増加につれて高くなるが、伸びは逆に減少する。しかし、Li を 1% 含む場合でも伸びを 20% 以上もつから、材料の加工性は良好と考えられる。以上のように、Al-4~5%Mg-1%Li 合金は 5083 合金と同等の引張強さ ( $30\text{kgf/mm}^2$ ) と伸び (20%) をもち、しかも低い電気伝導度 (20% IACS) を有することが確認された。なお、T6 材についての実験結

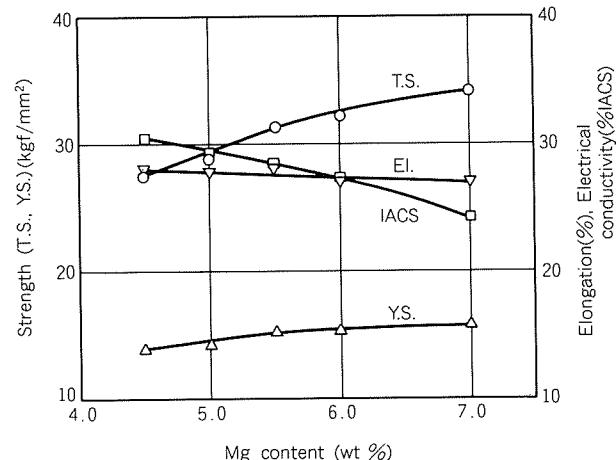


Fig. 1 Effect of magnesium content on tensile properties and electrical conductivity of Al-Mg-Bi alloys annealed at 360°C for 1 hr.

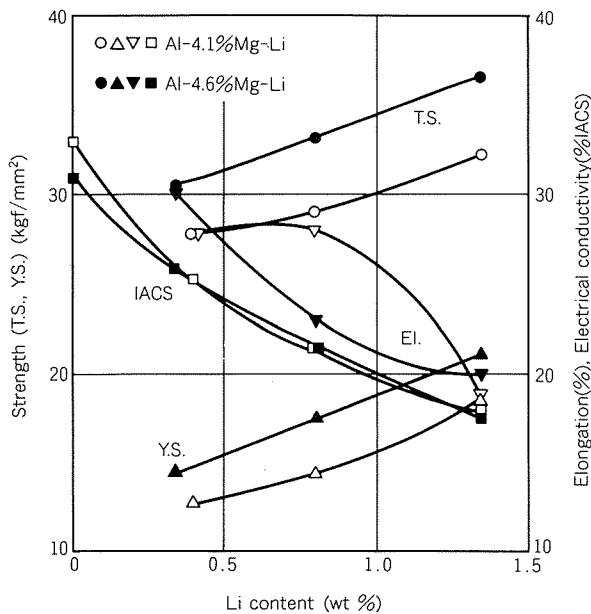


Fig. 2 Effect of lithium content on tensile properties and electrical conductivity of Al-Mg-Li alloys annealed at 370 °C for 2 hr.

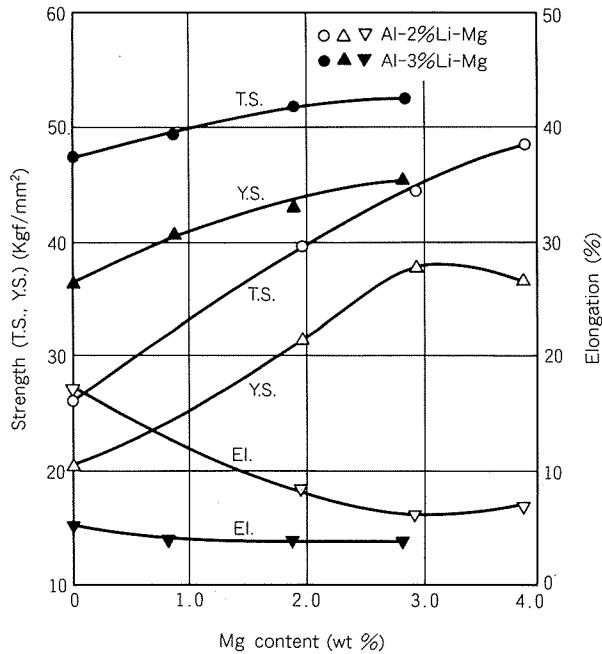


Fig. 4 Effect of magnesium content on tensile properties of Al-Li-Mg alloys.

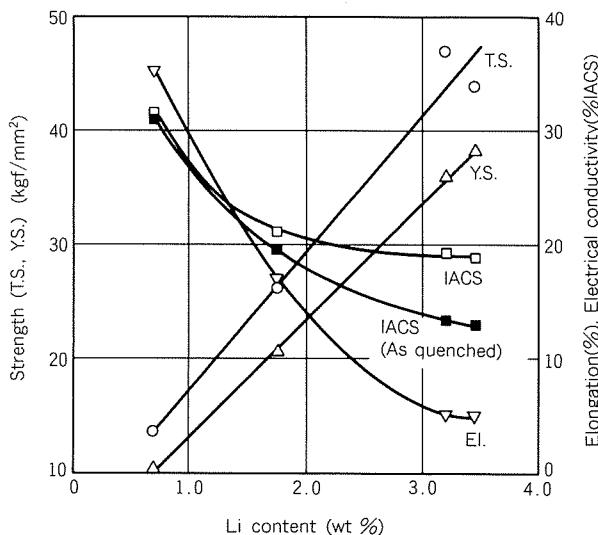


Fig. 3 Effect of lithium content on tensile properties and electrical conductivity of Al-Li alloys.

果も全く類似であった。

Fig. 3 は、Al-Li 合金 T 6 材について Li 量と機械的性質および電気伝導度との関係を示す。静的強度におよぼす Li 添加の効果は著しく、Li 1% の添加は静的強度 10kgf/mm<sup>2</sup> の向上に相当することが分る。また、伸びと電気伝導度は Li 量の増加につれて著しく減少する。Li 量が 1.5% 以上の場合、T 6 材よりも焼入れ直後における電気伝導度の方が小さい。

Fig. 4 は、Al-2 および 3%Li 合金 T 6 材における Mg 量が機械的性質におよぼす影響を示す。静的強度は Mg 量の増加と共に高くなるが、その影響は Al-2%Li-Mg 合金が Al-3%Li-Mg 合金より大きく、前者は Mg を

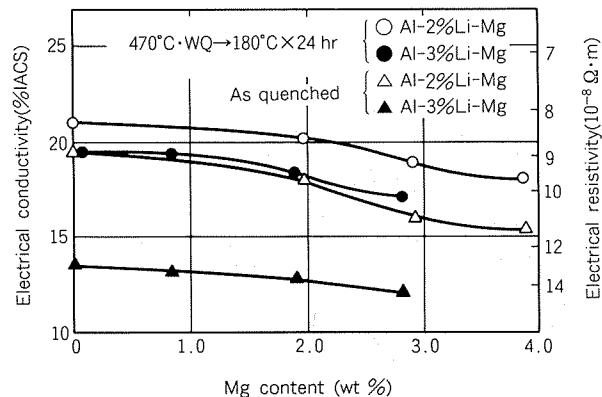


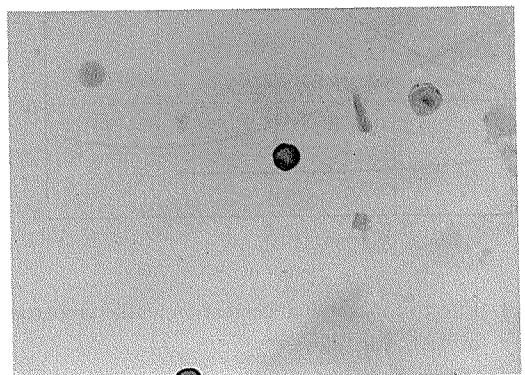
Fig. 5 Effect of magnesium content on electrical conductivity of Al-Li-Mg alloys.

1% 添加することにより強度が約 5 kgf/mm<sup>2</sup> 高くなる。伸びは著しく低く 10% 以下であり、特に Al-3%Li-Mg 合金では約 5% となり、Mg 量の影響は小さい。

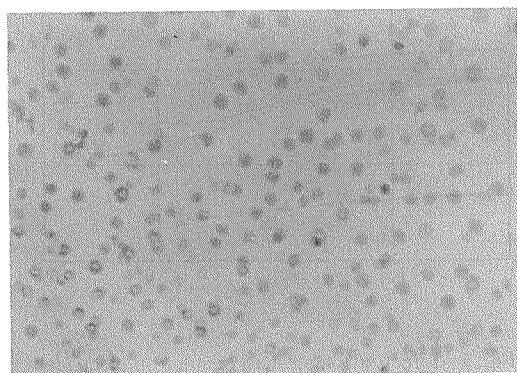
Fig. 5 は、Mg 量との関係において同上材および焼入れ直後における電気伝導度を示す。電気伝導度は Mg 量の増加と共にわずかに減少する。焼入れ直後の電気伝導度は Al-2%Li-Mg 合金で 2~3% IACS, Al-3%Li-Mg 合金で 5~6% IACS 程度いずれも T 6 材より低い。以上の結果から、Al-Li-Mg 合金の電気伝導度は、Li が固溶した状態では小さく、析出した状態では大きくなることがわかる。

Li および Mg 量が多い Al-Li-Mg 合金の場合は静的強度が高く、しかも電気伝導度が低くなるが、伸びが 10% 以下と著しく低下するため、構造材料としては余り好ましくない。

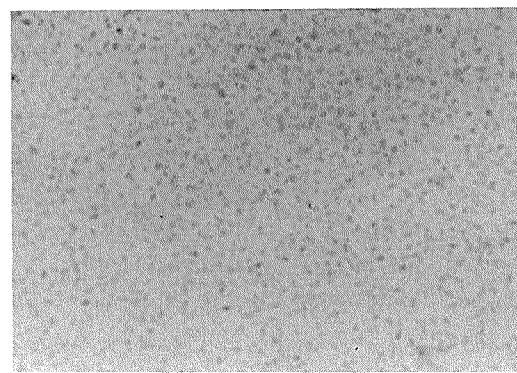
**Fig. 6** は、Al-Mg-Li 合金のO材およびAl-Li合金と Al-Li-Mg合金各T6材の代表的な透過電顕写真を示す。  
**Fig. 6 (a)** の Al-4.1% Mg-0.8% Li 合金では Li の析出物が観察されず、十分に焼鈍された組織となっている。  
**Fig. 6(b), (c)** における Al-1.8% Li 合金および Al-3.0% Li-2.8% Mg 合金では、T6処理により析出した球状のδ相 ( $\text{Al}_3\text{Li}$ ) が観察された。本実験では、Li量が約 1.5% 以上の合金で δ 相が観察され、また Li 量が多くなるほど δ 相の粒径が小さく、分布密度も高くなる傾向が認められた。



(a) Al-4.1%Mg-0.8Li alloy  
(370°C × 2hr annealed)



(b) Al-1.8%Li alloy  
(470°C × 1h W.Q. and 180°C × 24hr T)



(c) Al-3.0%Li-2.8%Mg alloy  
(470°C × 1h W.Q. and 180°C × 24hr T)

Fig. 6 Transmission electron micrographs of test alloys.  
(× 50000)

**Fig. 7** は、既存のアルミニウム合金伸材と、本実験における各供試合金の電気伝導度（電気抵抗）を引張強さとの関係において表示したものである。供試合金は既存のアルミニウム合金と比べて一段と低い電気伝導度、すなわち、高い電気抵抗を有している。

さらに、構造用材料としての加工性をも考慮すると、強度および伸びの各特性から、開発目標である低放射化核融合用材料としては、Al-Mg-Li 合金が最も適していることになる。すなわち、Al-4～5%Mg-1%Li 合金は残留誘導放射能の高い元素を含まず、5083合金と同等の強度と伸びを示し、しかも既存のアルミニウム合金にはみられない低電気伝導度を有している。

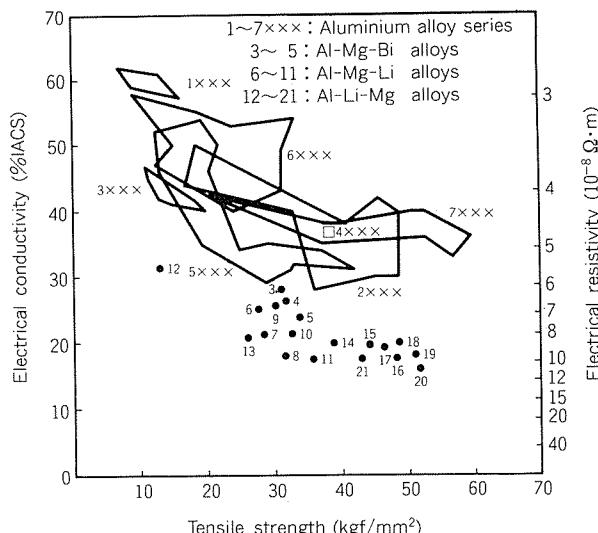


Fig. 7 Relation between electrical conductivity and tensile strength of commercial aluminium alloys. Numerals indicate the alloy numbers developed in this work.

### 2.3 考 察

本実験結果より、Li がアルミニウム合金の電気抵抗を著しく高めることが明らかになった。そこで、Al-Li 合金および Al-Mg-Li 合金の電気抵抗について検討した。

合金の電気抵抗  $\rho$  は一般に Matthiessen の法則によって表わされ、格子振動からの  $\rho(T)$  と残留抵抗からの  $\rho_s$  の和として(2)式で示される<sup>13,21)</sup>。また、合金の  $\rho_s$  は溶質濃度 C が低いときは、C に比例する ( $\rho_s = \rho_s^0 C$ )。

$$\rho = \rho(T) + \rho_s = \rho(T) + \sum_i C_i \rho_{si}^0 \quad \dots \dots \dots (2)$$

ここで、溶質原子が複数ある場合には、その各々の濃度が  $C_i$  であり、各溶質原子単位 % 当りの電気抵抗への寄与が  $\rho_{si}^0$  である。

本合金系の場合、 $\rho(T)$  としては高純度アルミニウムの 20°C での抵抗率  $26.5 \text{n}\Omega\text{m}$ <sup>11)</sup>  $\rho_{si}^0$  としては Mg の場合で  $\rho_{Mg}^0 = 5.28 n\Omega\text{m}/\text{wt}\%$ <sup>9~11,14,15)</sup> Li の場合で  $\rho_{Li}^0 = 34.65 n\Omega\text{m}/\text{wt}\%$ <sup>10,11,14,15)</sup> となる。残留抵抗と溶質濃度とを(2)

式に代入して Al-Li 合金と Al-4.1%Mg-Li 合金の  $\rho$  を算出し、それを電気伝導度 (IACS) に換算した結果を Fig. 8 に示す。Fig. 8 には(2)式で計算した値と、実験値（焼入れ直後）を示したが、両者はほぼ一致している。Al-4.1%Mg-0.4~1.3%Li 合金の電気伝導度は、O 材も T 6 材もほとんど同じであった。以上のことより、Al-Li 合金および Al-Mg-Li 合金でも、Li および Mg がアルミニウム中にほとんど固溶されている状態では Matthiessen の法則が適用できる。

Fig. 9 には、遷移金属以外の元素を添加した場合のアルミニウム合金の残留抵抗の増加<sup>8~17)</sup>と添加元素の原子価との関係を示す。残留抵抗の増加は、アルミニウムの原子価と同じ 3 倍の元素を添加した場合に最も小さく、3 倍から離れるほど大きくなる傾向がみられる。すなわち、アルミニウム合金でも遷移元素を含まない場合には、

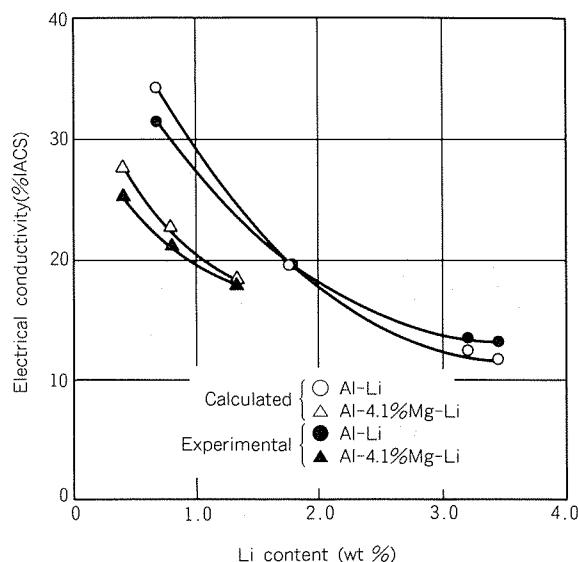


Fig. 8 Effect of lithium content on electrical conductivity of Al-Li and Al-4.1% Mg-Li alloys.

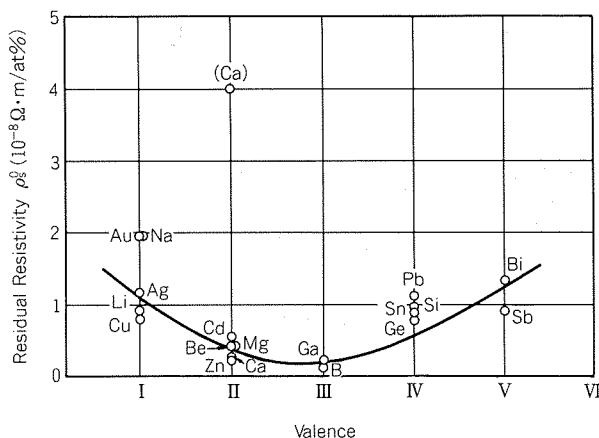


Fig. 9 Effect of the valence of various elements on the residual resistivity of aluminium alloys.

合金の電気抵抗は溶媒と溶質原子との原子価の差の 2 乗に比例するといわれる Linde の法則<sup>[13,21]</sup>に従うようである。本実験において、Li の添加がアルミニウム合金の電気抵抗を著しく高めたのは、Linde の法則からもわかるように Li の原子価が Al の原子価と大きく異なるためである。さらに Li のアルミニウムへの固溶量が常温附近でも多い<sup>[18]</sup>ことがアルミニウムの電気抵抗を著しく高めた原因であると考えられる。

### 3. Al-4%Mg-1%Li 合金厚板の試作

#### 3.1 製造方法

以上の実験結果から、核融合用の低放射化高電気抵抗合金として、引張強さ 30kgf/mm<sup>2</sup>、電気伝導度 20% IACS 程度の最適合金組成として Al-4~5%Mg-1%Li 合金を選定した。

試作合金は Al-4%Mg-1%Li を目標組成とし、寸法は厚さ 25mm × 幅 1000mm × 長さ 2000mm とした。

リチウムは極めて活性な金属であり、水分、酸素、炭酸ガス等と激しく反応することが知られている。Al-4%Mg-1%Li 合金の溶湯も大気との反応性が高く、容易に酸化物等の滓を多量発生するため、一般のアルミニウム合金のように大気中で溶解・鋳造することは極めて難しい。そこで、試作合金はアルゴンガス雰囲気中で溶解および鋳造を実施した。溶解は大型炉を使用し、Ar と Cl<sub>2</sub> の混合ガスを用いて溶湯脱ガス処理後、半連続鋳造法により造塊した。

鋳塊は、凝固非定常部の頭部と尾部を切断除去後、500°C × 8 hr の均質化処理を行った。鋳塊は表面を切削



Fig. 10 New alloy plate  
(25 mm thick × 1000 mm wide × 2000 mm long).

した後、480°Cに加熱して熱間圧延を行い、板厚25mmとした。熱間加工性は良好であり、圧延時に特に問題を生じなかった。圧延材は、幅1000mm×長さ2000mmに切断後、360°C×1hr焼純した。**Fig. 10**に外観を示す。

### 3.2 厚板の性能

**Table 2**に試作合金の化学成分を示す。試作合金はほぼ目標のMgとLiを含んでいるが、後者の最終歩留りは配合値の約90%である。微量のZrとCrの添加は2.1項で述べたように結晶粒微細化のためである。

**Fig. 11**に試作厚板の平行断面のマクロ組織を、また、**Fig. 12**には板表面、圧延方向に平行断面とそれに直角断面のミクロ組織を示す。試作厚板は板表層部、中心部共に均一な組織をもち、厚板として健全なものと考えられる。また、組織が繊維組織を呈しているのは、ZrとCrの存在によるものと考えられる。

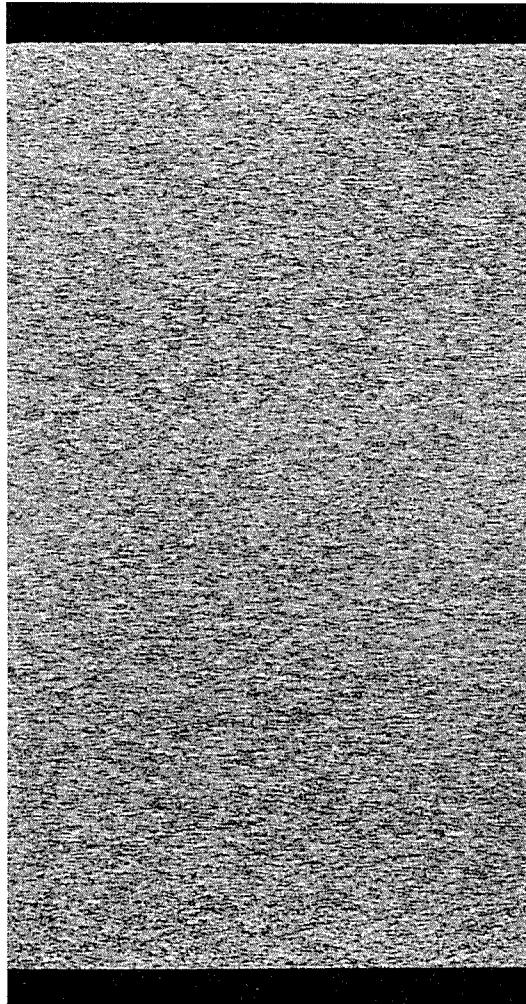


Fig. 11 Macrostructures of longitudinal section of the new alloy plate. ( $\times 5$ )

**Table 3**は機械的性質と電気伝導度を、核融合材料として検討されている既存合金と比較して示す。試作厚板は5083合金と同程度の機械的性質であり、かつ既存合金では得られない低電気伝導度をもち、目標の性能を有することが確認された。

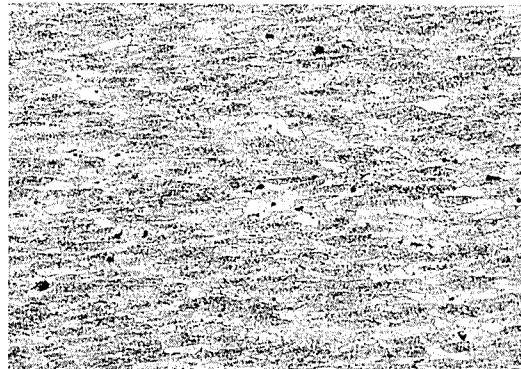
次に、O材および150°C×1000hr時効処理したものについて応力腐食割れ試験を3.5%食塩水中で定荷重交互浸漬法(1サイクルは10min浸漬50min乾燥)により行つ



(a) plate surface



(b) longitudinal section



(c) transverse section

Fig. 12 Microstructures of the new alloy plate. ( $\times 100$ )

Table 2 Chemical composition of the new alloy. (wt %)

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Zr	Li	Al
0.06	0.08	<0.01	<0.01	4.2	0.08	<0.01	0.01	0.12	1.0	Bal.

Table 3 Tensile properties and electrical conductivity of the new alloy compared with conventional alloys.

Alloy	Yield Strength (0.2% offset) (kgf/mm <sup>2</sup> )	Tensile Strength (kgf/mm <sup>2</sup> )	Elongation (%)	Electrical Conductivity (%, IACS)
Al-4%Mg-1%Li alloy	18.5	32.6	22	20
2219-T851	36.0	46.5	10	30
5083-0	15.0	29.5	22	29
6061-T6	28.0	31.5	17	43

た。いずれも負荷応力 15kgf/mm<sup>2</sup> 以下では 1,000hr 経過後も割れが発生せず、耐応力腐食割れ性は良好であった。

なお、別途製作した 2 mm 板についてティグ溶接性も検討した結果は良好な溶接継手が得られた。ただし、材料中の水素ガス含有量が多い場合には、溶接部にプローホールが発生することもあり、したがって合金の溶解工程では雰囲気の管理と脱ガス処理を十分に行う必要がある。

#### 4. 結 論

核融合用構造材料として、低放射化高電気抵抗アルミニウム合金の開発と、その結果から厚板の試作試験を行い、以下の知見を得た。

(1) 低放射化高電気抵抗合金として Al-Mg-Li 系合金を開発し、最適合金組成として Al-4~5%Mg-1%Li 合金を選定した。新合金は 5083 合金相当の機械的性質と従来合金では得られない高い電気抵抗(86nΩm: 20%IACS)を有し、核融合用構造材料として適する性能をもつ。

(2) Li はアルミニウム合金の電気抵抗を高める元素として最も効果が認められた。また、Al-Mg-Li 合金および Al-Li 合金の固溶状態での電気抵抗は Matthiessen の法則で近似できる。

(3) Al-4%Mg-1%Li 合金厚板(厚さ 25mm × 幅 1000 mm × 長さ 2000mm)の試作を工場設備で行い、ほぼ目標の機械的性質と電気伝導度をもつことを確認した。

#### 文 献

- G.R. Hopkins and E.T. Cheng : Nuclear Technology/Fusion, 4 (1983), 528.
- J.R. Powell et al. : 4th Topical-Meeting on Technology of Controlled Nuclear Fusion, Oct. (1980).
- 鎌田、浜田：日本原子力学会誌, 24 (1982), 506.
- S.C. Burnett et al. : 9th International Conference on Plasma Physics and Controlled Nuclear Fusion Research, IAEA, Sep. (1982).
- G. Giordano : Alluminio, Oct. (1983), 25.
- 軽金属協会核融合材料委員会：アルミニウム, No. 639 (1983), 13.
- R.A. Kramer et al. : Low-Activation Structural Materials for Fusion Reactors, Extreme Purity Base Aluminium Alloys, Alcoa Technical Center, EPRI, AP-2220 (1982).
- D. Altenpohl : Aluminium und Aluminiumlegierungen, Springer-Verlag, (1965), 526.
- W. Köster and G. Hofmann : Z. für Metallk., 57 (1966), 819.
- R.H. Brown and L.A. Willey : Aluminium Vol. I, (ed. K.R. van Horn), ASM, (1967), 50.
- W.A. Dean : Aluminium Vol. I, (ed. K.R. van Horn), ASM, (1967), 174.
- G. Revel : Mémoires Scientifiques Rev. Metallurg., IX V (1968), 181.
- F.J. Blatt : Physics of Electronic Conduction in Solids, McGraw-Hill, (1968), Chap. 7.
- T. Drews : Aluminium, 45 (1969), 107.
- F.R. Fickett : Cryogenics, 11 (1971), 349.
- 藤川、平野：日本金属学会誌, 38 (1974), 929.
- P. Furrer and J. Maier : Aluminium, 52 (1976), 246.
- L.A. Willey : Aluminium Vol. I, (ed. K.R. van Horn), ASM, (1967), 362.
- Y. Ogawa et al. : J. of Nuclear Science and Technology, 21 (1984), 561.
- 堀内：軽金属, 31 (1981), 431.
- 長村、中村：軽金属, 33 (1983), 55.

論 文

---

アルミニウム合金 6N01-T5 縦溶接継手  
の疲れ強さ

竹 島 義 雄\*

Fatigue Strength of Longitudinal Welded Joints  
in Aluminum Alloy 6N01-T5

by Yoshio Takeshima

---

住友軽金属工業株式会社技術研究所

## アルミニウム合金 6N01-T5 縦溶接継手 の疲れ強さ

竹 島 義 雄\*

## Fatigue Strength of Longitudinal Welded Joints in Aluminum Alloy 6N01-T5

by Yoshio Takeshima

In aluminum-body electric railway cars of new integral construction system, extruded shapes are welded mainly in its longitudinal direction. The purpose of this study is to investigate the fatigue strength of longitudinal welded joint in aluminum alloy 6N01-T5 for their construction, and fatigue test was conducted on large-sized, longitudinal butt-welded joint specimens.

The results obtained are as follows:

- (1) Fatigue strength of longitudinal welded joint is influenced by bead contour in weld line direction. In the case of one pass welding, it is important that the back bead is flat along the weld line.
- (2) Groove configuration to form a backing strip by a rib of extruded shape itself is helpful to improve fatigue strength of longitudinal welded joint, because it eliminates the problem of back bead contour.

### 1. はじめに

我が国で製造されたアルミニウム合金製電車の車体構造材料には、7N01, 7003 及び 5083 合金が主として使用されてきたが、最近 Al-Mg-Si 系合金 6N01 の使用量が増加している。これは車体の長手方向に大型薄肉押出形材を組合せて、溶接線全長の減少、溶接自動化率の向上、溶接ひずみ取り作業の軽減などを図った、形材利用による新構造方式の車両<sup>1)</sup>が多くなってきたためである。6N01 合金は複雑な大型薄肉中空形材の製作が可能であり、かつ、溶接性及び耐食性も優れていることから、この用途に適する材料として1982年に JIS H 4100 に登録された。

一方、構造物の溶接部には溶接残留応力が存在し、溶接部の疲れ強さに影響すると考えられているが、小型試験片では実際の溶接構造物で予測されるような大きさの残留応力を残すことが困難であり、設計に利用できるデータを得るために大型試験片による疲れ試験を行うことが望まれる。一般に、突合せ溶接部の近傍には溶接線

方向に耐力程度の引張残留応力が存在し、溶接線に直角方向の残留応力はそれほど大きくない<sup>2)</sup>ので、特に、縦継手の疲れ強さに及ぼす溶接残留応力の影響は重要である<sup>3)</sup>。

本報は新構造方式の車両において溶接継手の基本となる縦継手の疲れ強さを測定したものである。6N01-T5 大型薄肉押出形材を用い、溶接残留応力を消失させないよう通常よりも大型の突合せ縦継手試験片を作成し、その疲れ強さと溶接残留応力及び別途小型試験片で得られた横継手の疲れ強さとの関係について検討を行った。さらに、押出形材に予め形成されたリブを裏あて金とする、実際の継手構造に近い縦継手についても疲れ強さを測定した。

### 2. 供試材及び試験方法

#### 2.1 供試材

供試材には車両用の6N01-T5 大型薄肉押出形材を選定した。その断面形状は幅 500mm、肉厚 3mm であり、押出加工は軽金属押出開発(株)において行った。

供試材の化学成分を Table 1 に、機械的性質を Table 2 に示す。ここで、試材 A 及び B は形材の断面形状は同

\* 技術研究所応用研究部

Table 1 Chemical compositions of test materials.

Material	Chemical compositions (wt.%)								
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
A	0.50	0.13	0.09	0.04	0.69	0.04	0.02	0.01	Bal.
B	0.52	0.19	0.11	0.04	0.72	0.04	0.03	0.02	Bal.

Table 2 Mechanical properties of test materials.

Material	Longitudinal direction			Transverse direction		
	Yield strength (0.2% offset) (kgf/mm <sup>2</sup> )	Tensile strength (kgf/mm <sup>2</sup> )	Elongation (%)	Yield strength (0.2% offset) (kgf/mm <sup>2</sup> )	Tensile strength (kgf/mm <sup>2</sup> )	Elongation (%)
A	24.0	26.4	11	22.8	25.6	16
B	28.6	30.5	11	26.8	28.9	12

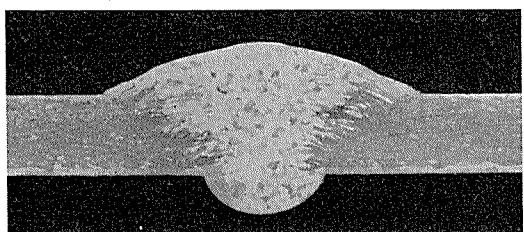
じであるが、製造ロットの異なるものである。後述する試験内容のうち、母材試験片は両試材から採取したが、横継手試験片には試材Aを、縦継手試験片には試材Bを用いた。なお、顕微鏡組織観察結果は両試材とも再結晶組織であった。

## 2.2 溶接継手

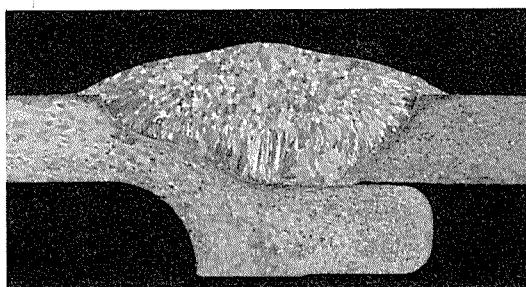
開先はI形及びリブ付V形とし、溶加材に5356合金1.2 mmφ ワイヤを用い、自動ミグ一層溶接の突合せ継手とした。溶接条件をTable 3に示す。溶接線の方向はすべて母材の押出方向である。

新構造方式の車両では、形材同士を長手方向に組合せることによって溶接のV形開先が形成されるように、幅方向の両端がペベル形状をなし、かつ、片端に裏あて金に相当するリブを有する断面形状の形材が多用されている。供試材もその類のものであり、Table 3に示したリブ付V形開先の突合せ継手は実際の車体における継手構造に近いものとなっている。

I形開先の突合せ継手（以下I形継手と称する）及びリブ付V形開先の突合せ継手（以下リブ付継手と称する）の断面肉眼組織をFig. 1に、I形横継手の機械的性質をTable 4に示す。



(a) I-groove joint



(b) V-groove joint with backing rib

Fig. 1 Macrostructures of transverse section of welded joints. (×4)

Table 3 Welding procedure.<sup>(1)</sup>

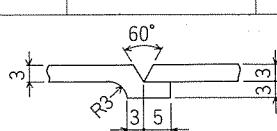
Joint	Edge preparation	Welding conditions			
		Welding current (A)	Arc voltage (V)	Welding speed (cm/min)	Flow rate of shielding gas (ℓ/min)
Transverse	I-groove <sup>(2)</sup>	200	20	85	Ar:25
Longitudinal	I-groove <sup>(2)</sup>	200	23	85	Ar:30
	V-groove with backing rib <sup>(3)</sup>	200	23	85	Ar:30

(1) Welding process : MIG

Filler metal : 5356-1.2 mm dia.

Number of passes : 1

(2) Backing : Grooved copper plate



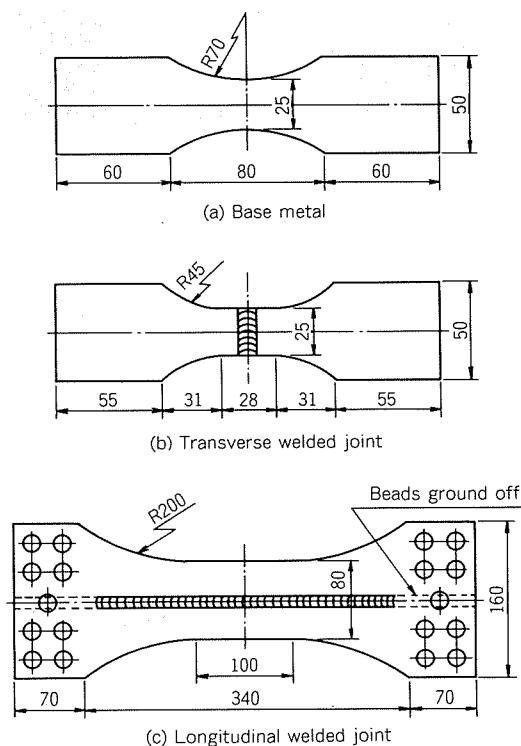
**Table 4** Mechanical properties of transverse I-groove joint. (Material A)

Condition	Yield strength [0.2% offset] (kgf/mm <sup>2</sup> )	Tensile strength (kgf/mm <sup>2</sup> )	Elongation (%)
As welded	11.6	17.2	7
Beads ground off	9.3	15.5	9

### 2.3 疲れ試験方法

疲れ試験片の形状を Fig. 2 に示す。比較データを得るための母材及び横継手（I 形）試験片は小形のものを用いたが、縦継手（I 形及びリブ付）試験片は溶接残留応力をなるべく消失させないように、平行部幅 80mm、全長 480 mm の大型とした。ただし、試材 B については縦継手試験片と同一寸法の母材試験片も作成し、試験片寸法が疲れ強さに及ぼす影響も検討した。また、縦継手試験片の作成手順を検討した結果、溶接変形及び残留応力分布の点で、予め試験片の半形状に成形したもの同士を溶接する方がよいと判断されたので、その手順にしたがった。

試験片の成形はフライス加工によって行い、母材表面は押出のままで、側面との縁を#600エメリ一研磨紙で軽く仕上げた。溶接部に関しては余盛あり（溶接のまま）を標準としたが、グラインダ加工によって表裏両面の余盛を除去した試験片も用いた。グラインダ加工は100mmφの砥石（日東産業ポリタッチ AC36）を用い、12,000 rpmで行った。



**Fig.2** Dimensions of fatigue test specimens.

疲れ試験は容量 5 ton の油圧サーボ型疲れ試験機を用いて軸荷重片振り(応力比  $R = 0$ )としたが、疲れ強さに及ぼす平均応力の影響を検討するため、平均応力  $\sigma_m = 14 \text{ kgf/mm}^2$  (母材) 及び  $10 \text{ kgf/mm}^2$  (溶接継手) の条件でも試験を行った。荷重繰返し速度は 1800 cpm とした。

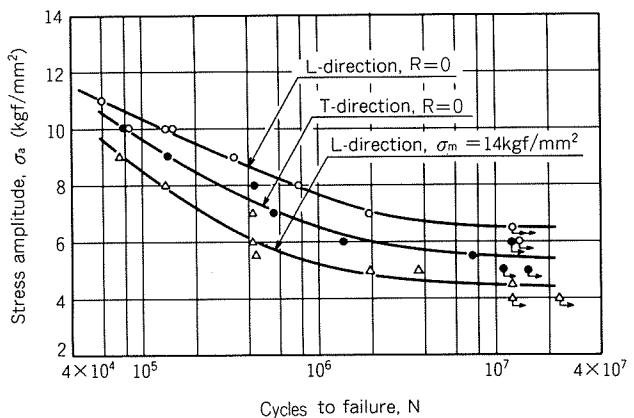
なお、以下において、疲れ強さは応力振幅で表示し、繰返し回数  $10^7$  の値を用いることとする。

### 3. 試 驗 結 果

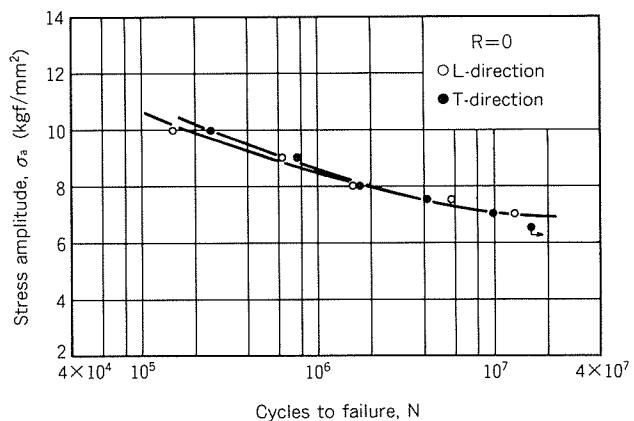
### 3.1 母材の疲れ強さ

試材 A の S-N 線図を Fig. 3 に示す。片振り疲れ強さは押出方向が  $6.5 \text{kgf/mm}^2$ 、直角方向が  $5.5 \text{kgf/mm}^2$  であり、 $\sigma_m = 14 \text{kgf/mm}^2$  における疲れ強さは押出方向で  $4.5 \text{kgf/mm}^2$  である。

直角方向の疲れ強さが押出方向よりも低いのは、押出条痕のため直角方向の表面粗さが大きいことによると考えてよい。試材Aの押出方向及び直角方向試験片の両表面を#400エメリー研磨紙で押出条痕がなくなるまで試験片の長手方向に研摩した場合のS-N線図をFig.4に示す。この場合、Fig.3と比較すると、押出方向の疲れ強さの向上が $0.5\text{kgf/mm}^2$ であるのに対して直角方向の疲れ



**Fig. 3** S-N diagram for base metal. (Material A)



**Fig. 4** S-N diagram for base metal polished with emery paper. (Material A)

れ強さは  $1.5 \text{kgf/mm}^2$  向上しており、両方向の疲れ強さの差はほとんど認められなくなっている。

試材Bの試験結果については詳細を省略するが、小型試験片と大型試験片による疲れ強さの差は認められず、押出方向の片振り疲れ強さは  $6.0 \text{kgf/mm}^2$  であった。

### 3.2 I形横継手の疲れ強さ

I形横継手のS-N線図をFig. 5に示す。片振り疲れ強さは  $3.0 \text{kgf/mm}^2$ 、 $\sigma_m = 10 \text{kgf/mm}^2$  の場合は  $2.3 \text{kgf/mm}^2$  であり、グラインダ加工によって余盛を除去した場合の片振り疲れ強さは  $4.5 \text{kgf/mm}^2$  である。

余盛を除去すると余盛止端部における応力集中がなくなり、横継手の疲れ強さが向上するのはよく知られている。余盛がある場合、供試I形継手はほとんどが裏余盛止端から破壊した。

### 3.3 I形縦継手の疲れ強さ

#### 3.3.1 疲れ試験結果

I形縦継手のS-N線図をFig. 6に示す。片振り疲れ強さは  $2.6 \text{kgf/mm}^2$ 、 $\sigma_m = 10 \text{kgf/mm}^2$  の場合は  $2.2 \text{kgf/mm}^2$  であり、グラインダ加工によって余盛を除去した場合の片振り疲れ強さは  $4.2 \text{kgf/mm}^2$  である。

縦継手は溶接線が負荷方向に平行なので、余盛止端部

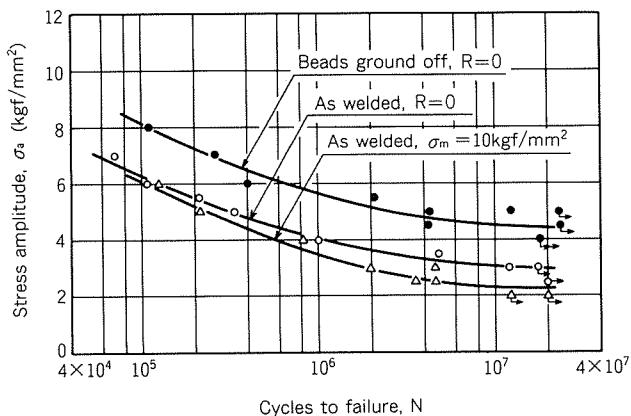


Fig. 5 S-N diagram for transverse I-groove joint.  
(Material A)

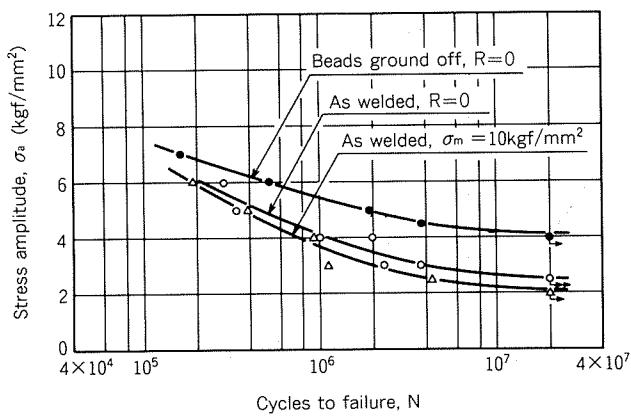
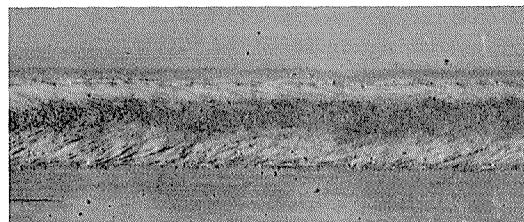


Fig. 6 S-N diagram for longitudinal I-groove joint.  
(Material B)

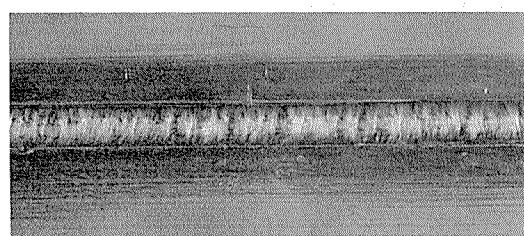
の応力集中は小さいと考えられるが、本結果においては、余盛を除去することによって、横継手の場合と同程度の疲れ強さの向上がみられた。従って、本実験の場合、溶接部に別の応力集中源が存在していることになる。

I形継手の余盛の外観をFig. 7に、溶接線中心における縦断面をFig. 8にそれぞれ示す。表余盛の表面は平坦であるが、裏余盛の表面には数mmピッチの凹凸がある。I形縦継手試験片の疲れ破壊は余盛あり及び余盛除去の両者とも溶接部から生じたが、後掲のFig. 12に示すように、前者の疲れき裂発生箇所が裏余盛の表面であることから、この凹凸が切欠として作用すると考えられる。そこで、I形縦継手試験片の表余盛または裏余盛のみを除去して疲れ試験を行った。その結果を余盛あり及び両余盛を除去した場合と比較してFig. 9に示す。表余盛のみを除去しても大きな効果は認められないが、裏余盛のみを除去すると両余盛を除去した場合にほぼ等しくなるまで疲れ寿命が改善されており、裏余盛表面の凹凸による切欠効果があることを裏付けている。

供試I形継手のように、溝付の裏あて金を用いた一層溶接の場合、裏余盛表面には溶接線方向に凹凸を生じやすいが、縦継手としての疲れ強さを向上させるためには、裏あて金の形状等を工夫することによって、溶接線方向に平坦な裏余盛を形成させることが大切である。



(a) Face bead



(b) Back bead

Fig. 7 Appearances of I-groove beads. ( $\times 1$ )

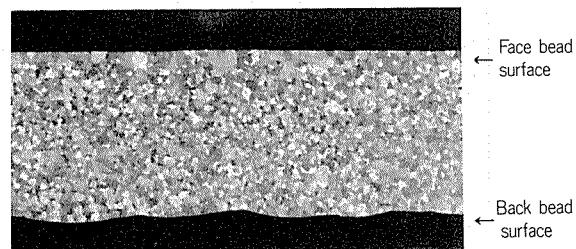


Fig. 8 Longitudinal section of I-groove joint  
at the weld line. ( $\times 4$ )

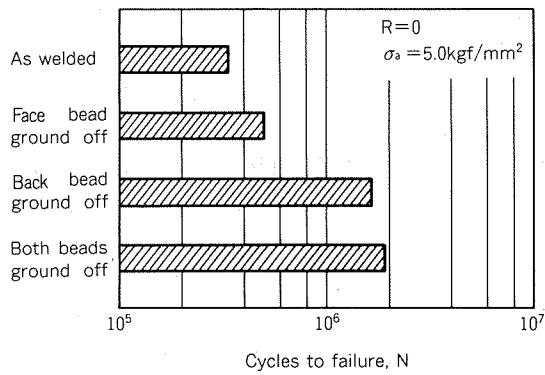


Fig. 9 Effect of bead removal on fatigue life of longitudinal I-groove joint. (Material B)

### 3.3.2 I形縦継手の溶接残留応力

分割法を用いて測定したI形縦継手試験片の平行部中央における長手方向残留応力の幅方向分布をFig. 10に示す。

試験片の長手方向には溶接部近傍で引張、側面近傍で圧縮の溶接残留応力が存在する。引張残留応力は溶接線の中心から10mm程度離れた位置に最大値約 $8\text{kgf/mm}^2$ があり、溶接部はそれよりも少し低い。グラインダ加工による余盛除去は溶接部の残留応力を多少減少させるようである。

疲れ試験後の非破壊試験片の残留応力は負荷前よりも減少しているが、試験片に貼付したひずみゲージによって疲れ試験中のひずみ挙動を連続的に測定したところ、ひずみレベルの変化はほとんど認められなかった。この結果と、Fig. 10(c)に示す $\sigma_m = 10\text{kgf/mm}^2$ の非破壊試験片の残留応力分布が試験前と比較して大きく変化していることから判断すると、極めて初期の最大負荷応力によって残留応力が減少するのであろう。

なお、平行部をとらない $80\text{mm} \times 480\text{mm}$ の矩形板同

士の縦継手では、溶接線方向に最大約 $10\text{kgf/mm}^2$ の引張残留応力が測定された。その位置は縦継手試験片の場合と同様、溶接線の中心から10mm離れたところであった。

### 3.4 リブ付縦継手の疲れ強さ

リブ付縦継手のS-N線図をFig. 11に示す。片振り疲れ強さは $5.3\text{kgf/mm}^2$ であり、I形縦継手で余盛を除去した場合よりもさらに $1.1\text{kgf/mm}^2$ 高い。本試験片ではリブの応力分担は計算上約10%であるが、これを考慮しても、リブ付縦継手はI形縦手と比較して溶接線方向の疲れ強さがかなり改善されているといえる。

リブ付縦継手の疲れ強さが高い理由は、3.3.1項に述べたような裏余盛の形状の問題がまったくない点にある。

I形及びリブ付縦継手試験片の破面をFig. 12に示す。I形縦手ではすでに述べたように疲れき裂が裏余盛の表面から発生しているが、リブ付縦手では溶接部以外から発生している。リブ付縦継手の非破壊試験片（応力振幅 $5.0\text{kgf/mm}^2$ ）について残留応力を測定した結果はFig. 10の(e)とほとんど同じであり、リブ付縦継手の疲れき裂発生箇所は引張残留応力の大きい位置と一致している。

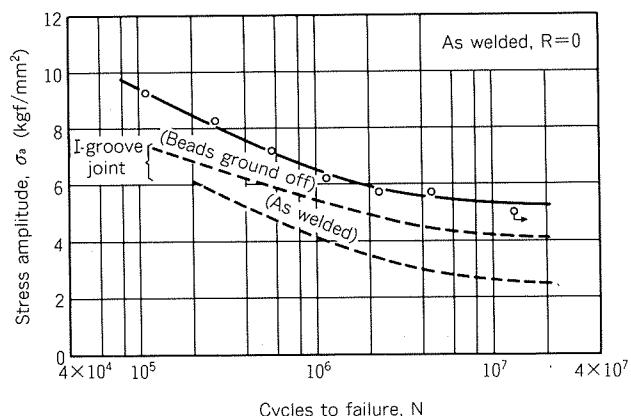


Fig. 11 S-N diagram for longitudinal V-groove joint with backing rib. (Material B)

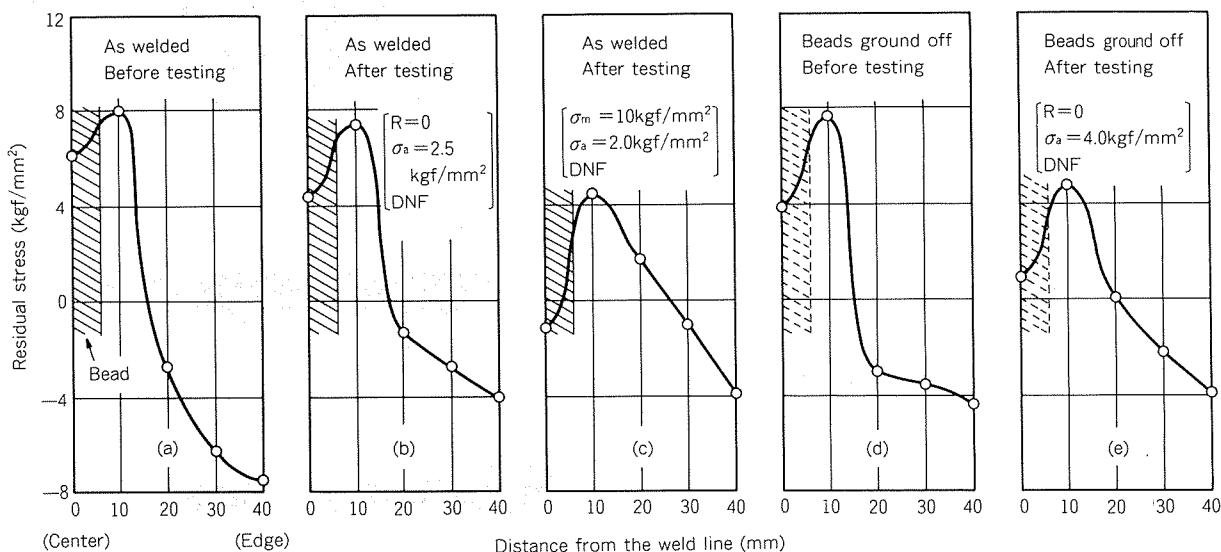


Fig. 10 Residual stress distributions of longitudinal I-groove joint specimens. (Material B)

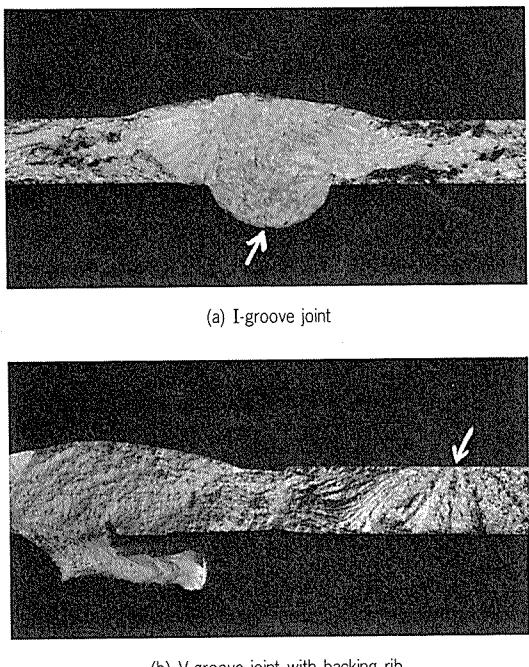


Fig. 12 Fracture surfaces of longitudinal welded joint specimens. ( $\times 3$ )

#### 4. 考 察

各溶接継手について得られた疲れ強さを整理して Table 5 に示す。ここで問題となるのは、母材のロットが異なってはいるが、I 形縦継手の疲れ強さが I 形横継手よりも低いことであり、これまでに報告されている幾つかの結果<sup>4,5)</sup>と逆の傾向を示している。

すでに述べたように、母材の疲れ強さは試材 B の方が試材 A よりもわずかに低かったが、本合金について、横継手の疲れ強さは母材の疲れ強さとあまり関係がないという結果<sup>6)</sup>が得られている。また、母材で検討した結果、小型試験片と大型試験片の寸法の違いによる疲れ強さの差は認められなかった。しかし、3.3.1 項で述べた I 形縦継手の裏余盛による切欠効果と 3.3.2 項で述べた溶接

Table 5 Summary of fatigue strength of welded joints at  $10^7$  cycles. (kgf/mm<sup>2</sup>)

Joint	As welded		Beads ground off R = 0
	R = 0	$\sigma_m = 10$ kgf/mm <sup>2</sup>	
Transverse I-groove joint <sup>(1)</sup>	3.0	2.3	4.5
Longitudinal I-groove joint <sup>(2)</sup>	2.6	2.2	4.2
Longitudinal V-groove joint with backing rib <sup>(2)</sup>	5.3	—	—

(1) Material A

(2) Material B

残留応力の影響に注意する必要がある。

疲れ強さに及ぼす平均応力の影響は一般的には非線形であり、応力振幅を縦軸、平均応力を横軸とする疲れ限度線図は、平滑材の場合は上に凸、切欠材の場合は下に凸の曲線となることが多い。ここでは簡単のため、疲れ強さに及ぼす平均応力の影響を線形であると仮定すると、I 形横継手の片振り疲れ強さ  $3.0 \text{ kgf/mm}^2$  と  $\sigma_m = 10 \text{ kgf/mm}^2$  における疲れ強さ  $2.3 \text{ kgf/mm}^2$  から、I 形横継手の疲れ強さは平均応力が  $1 \text{ kgf/mm}^2$  大きくなると  $0.1 \text{ kgf/mm}^2$  低下することになる。

I 形縦継手の疲れ破壊は溶接部から生じたので、片振り条件下における非破壊試験片の溶接部で測定された残留応力約  $4 \text{ kgf/mm}^2$  (Fig. 10(b)参照) が、平均応力として I 形縦継手の片振り疲れ強さに影響を及ぼしたと考えられる。一方、I 形横継手の疲れ強さは上述の仮定から  $2.6 \text{ kgf/mm}^2$  と推定され、この値は I 形縦継手の片振り疲れ強さに等しい。また、 $\sigma_m = 10 \text{ kgf/mm}^2$  における I 形縦継手非破壊試験片の溶接部の残留応力はほぼ 0 であるから (Fig. 10(c)参照)，溶接残留応力の影響はほとんどないと考えることができる。この場合、Table 5 に示したように、I 形横継手と I 形縦継手はほぼ同等の疲れ強さを示している。

以上のように、溶接残留応力の影響を考慮すると、I 形縦継手と I 形横継手の疲れ強さはほぼ同等であると推察されるが、前者の疲れ強さが後者よりも高いという一般的な傾向にまでは至らない。従って、本実験においては I 形縦継手の裏余盛による切欠効果を認めないと、結果を説明することができないわけであり、溶接線方向の余盛形状とその方向の疲れ強さとの関係は今後の課題である。

リブ付縦継手の場合は裏余盛の形状の問題がなく、I 形横継手よりもかなり高い疲れ強さを有している。すなわち、リブ付縦継手を採用することにより、縦継手本来の疲れ強さを得ることができると考えてよいであろう。

なお、グラインダ加工によって余盛を除去した I 形縦継手の疲れ強さは、溶接残留応力の影響を考慮しても、なおかつ同条件の横継手よりわずかに低いようであるが、この場合には、母材の押出方向と直角方向で疲れ強さに差が認められたように、グラインダ加工による条痕の方向（横継手では負荷方向にはば平行、縦継手では負荷方向にはば直角）が影響しているものと考えられる。

#### 5. おわりに

新構造方式のアルミニウム合金製車両において溶接継手の基本となる縦継手の疲れ強さを検討するため、6N01-T5 大型薄肉押出形材から大型の突合せ縦継手試験片を作成し、疲れ試験を行った。得られた主な結果は次のとおりである。

- (1) 縦継手の疲れ強さは溶接線方向の余盛形状に影響される。一層溶接の場合、特に裏余盛が溶接線方向に平坦であることが、疲れ強さの点から重要である。
- (2) 押出形材に予め形成されたリブを裏あて金とする縦継手は通常のI形開先の縦継手よりも疲れ強さが高い。これは裏余盛の形状の問題がないためである。

本試験は軽金属車両委員会・6N01-T5疲れ試験分科会（主査：当社技術研究所 竹内勝治博士）における共同実験の一部として実施したものであり、種々ご討論いただいた竹内主査及び委員各位に対し、感謝の意を表する。

#### 文 献

- 1) 阪口 章、木下統雄：軽金属溶接，22 (1984), 363.
- 2) 例えば、田中英司、平田勝彦、竹内勝治：軽金属，20 (1970), 7.
- 3) R. A. Kelsey and G. E. Nordmark : Proc. Conf.—Weldments, Physical Metallurgy and Failure Phenomena, Bolton Landing, N. Y., (1979), 117.
- 4) W. W. Sanders, Jr. : Welding Research Council Bulletin, [171], (1972).
- 5) 竹内勝治、田中英司、中村 授、蓑田和之：本誌, 13 (1972), 218.
- 6) 竹内勝治他：軽金属車両委員会報告書 No. 4, (1984), 97.

論 文

Al-Fe 系粉末合金の機械的性質に及ぼす  
Fe 添加量と製造条件の影響\*

渋 江 和 久\*\* 佐 野 秀 男\*\*  
山 内 重 徳\*\* 犬 丸 晋\*\*\*

Effect of Iron Content and Processing  
Conditions on the Mechanical Properties  
of the P/M Al-Fe Binary Alloys.

by Kazuhisa Shibue, Hideo Sano, Shigenori Yamauchi  
and Susumu Inumaru

# Al-Fe 系粉末合金の機械的性質に及ぼす Fe 添加量と製造条件の影響\*

渋江和久\*\* 佐野秀男\*\*  
山内重徳\*\* 犬丸晋\*\*\*

## Effect of Iron Content and Processing Conditions on the Mechanical Properties of the P/M Al-Fe Binary Alloys.

by Kazuhisa Shibue, Hideo Sano, Shigenori Yamauchi  
and Susumu Inumaru

### 1. はじめに

最近、急冷凝固技術を利用したアルミニウム粉末冶金が注目され、高強度、耐熱性、耐応力腐食割れ性、耐摩耗性、切削性などの諸性能が大幅に向上することが期待されている。

高温強度に優れた耐熱性アルミニウム粉末合金に関しては、分散強化型の Al-Fe 系合金を中心として研究されており、Al-Fe-Ce 三元合金<sup>1)</sup>や Al-Fe-Mo 三元合金<sup>2)</sup>が報告されている。しかしながら、本系合金の機械的性質に及ぼす Fe 添加量や製造条件の影響について系統的に調べた報告は見当らない。

本報は、基本的な Al-Fe 二元粉末合金に関して、耐熱性粉末合金として最適な Fe 添加量を求めるために、機械的性質に及ぼす Fe 量の影響を調査した。また、最適製造条件を明らかにするため、機械的性質に及ぼす凝固時の冷却速度および押出条件の影響を検討した。

### 2. 実験方法

#### 2.1 供試材および製造工程

Al-2~15% Fe 合金の粉末をガスアトマイズ法によって作成した。アトマイズガスとしては、アルゴンおよびヘリウムを用いた。これらは不活性ガスであり、アトマ

イズ時にアルミニウムとの反応がなく、さらに、両ガスの物性が大きく異なるためにアトマイズ時の冷却速度に差がある<sup>3)</sup>ことから使用した。

得られた粉末は、粒径 105 μm 以下と 105~297 μm とに振動式ふるい器で分級し、粉末成形に用いた。

次に、これらの粉末を一軸圧縮により外径 63 mm × 高さ 120 mm の圧縮体を作成した。Lyle ら<sup>4)</sup>によれば、理論密度の 65% 以下では圧縮体の形状が保ち難く、一方、95% 以上にするには大きな圧縮力が必要となり、70~80% が適切であると述べている。このことから、本実験では圧縮密度を 80% とした。この圧縮体を外径 68 mm × 内径 64 mm のアルミニウム円筒容器に装入し、加熱しながら容器内を真空脱気した。真空脱気は昇温と共に開始し、押出温度に到達後 1 hr 行った。その時の真空度は 10<sup>-5</sup> mm Hg 以下であった。

熱間押出条件としては、押出比 15 で押出温度 450°C を標準としたが、Al-8% Fe 合金については押出温度を 350~500°C と変え、また押出比 30 でも行った。

#### 2.2 測定方法

粉末については、粒度分布、形状、金属組織、マイクロビックアース硬さを調査した。すなわち、粒度分布は振動式ふるい器を用いて分級後、重量測定により求めた。また、粉末形状および金属組織は粉末表面および断面について走査電子顕微鏡 (SEM) および光学顕微鏡により観察した。

押出材については、常温および 250°C (1 hr 保持) における引張性質(試験片：平行部径 10 mm, 標点距離 35 mm) とビックアース硬さを測定し、また光学顕微鏡および透過型電子顕微鏡 (TEM) によりミクロ組織を観察した。さらに、アルゴンガスアトマイズによる Al-8% Fe 合金押

\* 本報は軽金属学会第66回春期大会(昭和59年5月、於・名古屋)において発表した「Al-Fe 系粉末合金のミクロ組織に及ぼす Fe 含有量と冷却速度の影響」と「Al-Fe 系粉末合金の機械的性質に及ぼす成形条件の影響」をまとめたものである。

\*\* 技術研究所金属材料研究部

\*\*\* 技術研究所開発室

出材について 2.1 項の押出条件との関係で軟化温度を検討するため 100~550°C で 1 hr および 100 hr 加熱後のビックアース硬さも測定した。

### 3. 実験結果

#### 3.1 粉末の特性

##### 3.1.1 粒度と形状

Fig. 1 に代表例として Al-8% Fe 合金の粒度分布を示す。

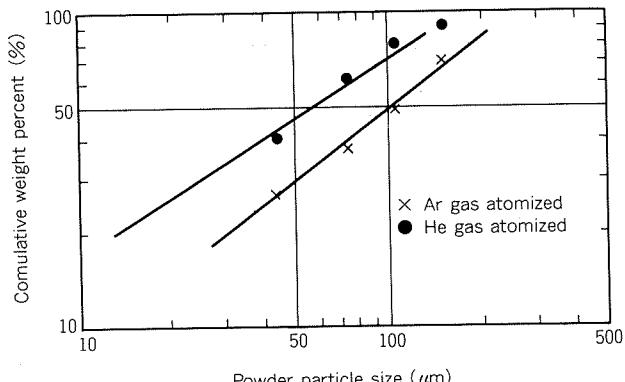


Fig. 1 Powder particle size distribution of Al-8% Fe atomized powders.

す。ヘリウムガスを使用した場合は平均粒径（積算重量分率が 50% のときの粒径） $d = 55 \mu\text{m}$  である。一方、アルゴンガスでは  $d = 100 \mu\text{m}$  で、前者に比較して大きい。これは、同一ガス圧で噴霧したとき、ヘリウムガスの流量がアルゴンガスの場合よりも約 3 倍多いため<sup>3)</sup> と考えられる。

Fig. 2 に同合金粉末の SEM 像を示す。ヘリウムガスの場合はアルゴンガスを用いたときよりも微粉末が多く、Fig. 1 の粒度分布とよく対応している。また、これらの粉末は、ほぼ球形であった。不活性ガス中では、粉末表面に酸化膜が強固に形成されないため、表面張力により球形になったまま凝固したものとみなされる。さらに、粉末表面に Grant ら<sup>5)</sup> によりサテライトと呼ばれている微粉末が付着しているのが観察された。

##### 3.1.2 凝固組織

Fig. 3 に粉末の凝固組織を示す。Fig. 3(a) の Al-2% Fe 合金（アルゴンガスアトマイズ）の凝固組織は微細なセル状となっている。

Fig. 3(b)（アルゴンガスアトマイズ）および Fig. 3(c)（ヘリウムガスアトマイズ）に示す針状の第二相は Fe を 6% 以上含む場合に認められ、Fe 添加量が多いほど

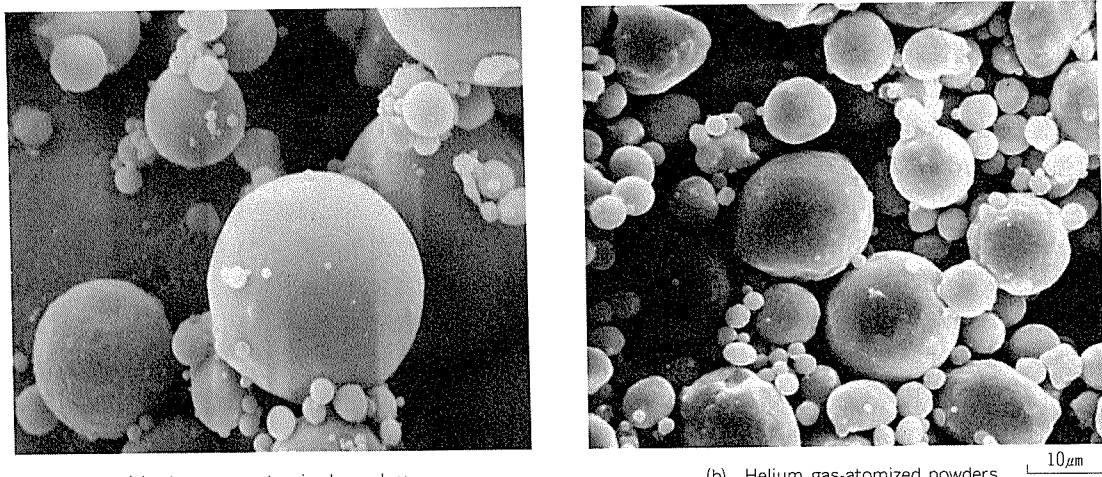


Fig. 2 Scanning electron micrographs of Al-8% Fe.

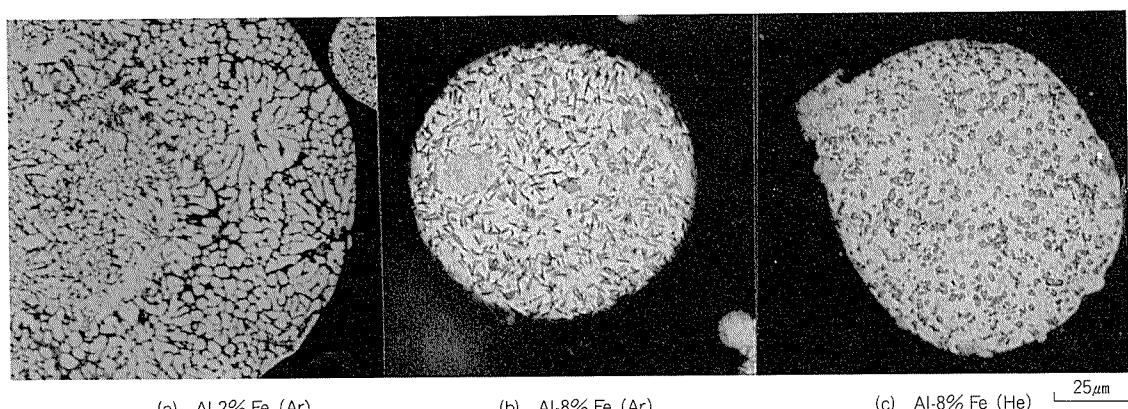


Fig. 3 Microstructures of Al-Fe atomized powder particles.

大きく、また、その面積率も増加している。Al-8%Fe合金では、アルゴンガスアトマイズ粉末に比べてヘリウムガスアトマイズ粉末の方が、また粉末粒径が小さいほど、第二相がいづれも小さい。この第二相は、EDXによればAlとFeを含む化合物であり、またX線回折によれば $\text{FeAl}_3$ である。

### 3.1.3 ビッカース硬さ

**Fig. 4** に Fe 添加量とビッカース硬さの関係をアルゴンガスアトマイズの場合について示す。Fe添加量が増加するにつれて、硬さは高くなり、また、粉末粒径が小さい方が高い値をもつ。

## 3.2 押出材の特性

### 3.2.1 引張試験結果および硬さ

(1) Fe 添加量の影響 **Fig. 5** および **6** は、常温および250°CにおけるFe添加量と引張性質の関係を、また、**Fig. 7** は同様に常温のビッカース硬さをそれぞれ示す。

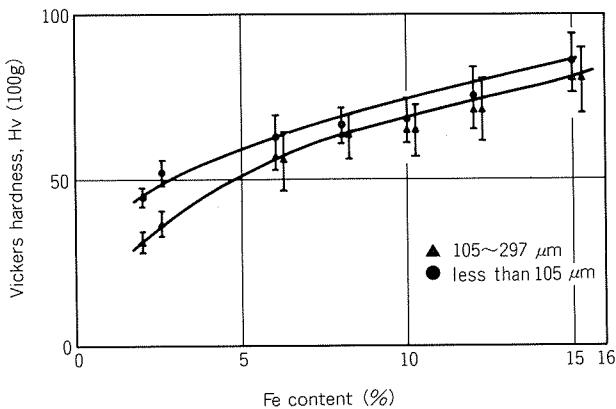


Fig. 4 Relationship between iron content and Vickers hardness of Al-Fe argon gas atomized powder particles.

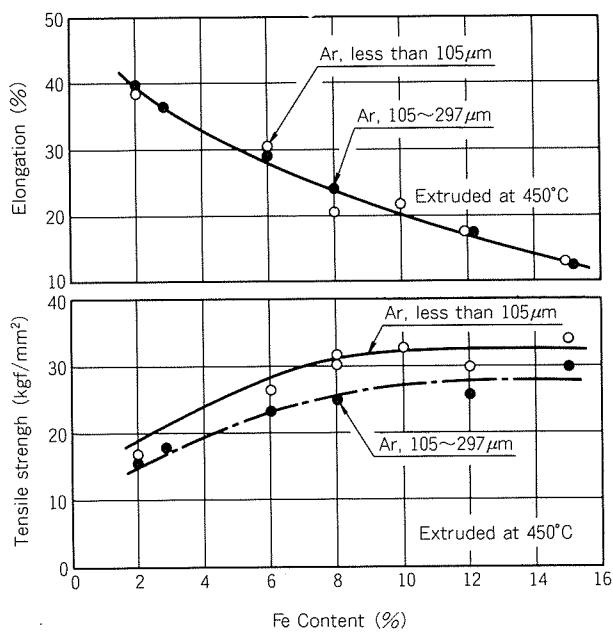


Fig. 5 Effect of Fe content and powder particle size on the mechanical properties at room temperature.

引張強さおよび硬さはFe8%程度まで添加量とともに向上するが、それ以上になると殆ど飽和状態に達する。一方、伸びはFe添加量とともに減少している。

また、粒径の影響についてみれば、粒径が小さい方が引張強さおよび硬さが高い値をもつが、伸びに対する影響は小さい。

(2) アトマイズガスの影響 Al-8% Fe 合金について、アトマイズガスの相違が機械的性質に及ぼす影響を**Fig. 8** に示す。ヘリウムガスを用いた場合の方が、引張強さ、硬さが高い。このことから本合金の機械的性質に冷却速度が影響を与えることが明らかである。

(3) 押出比および押出温度の影響 **Fig. 9** に Al-8% Fe 合金の押出比15と30の場合の機械的性質を示す。いずれの押出比でも、引張強さ、耐力、ビッカース硬さはそれぞれ、27 kgf/mm<sup>2</sup>, 19.5 kgf/mm<sup>2</sup>, 80 である。本実験の範囲内であれば押出比は機械的性質に影響を及ぼ

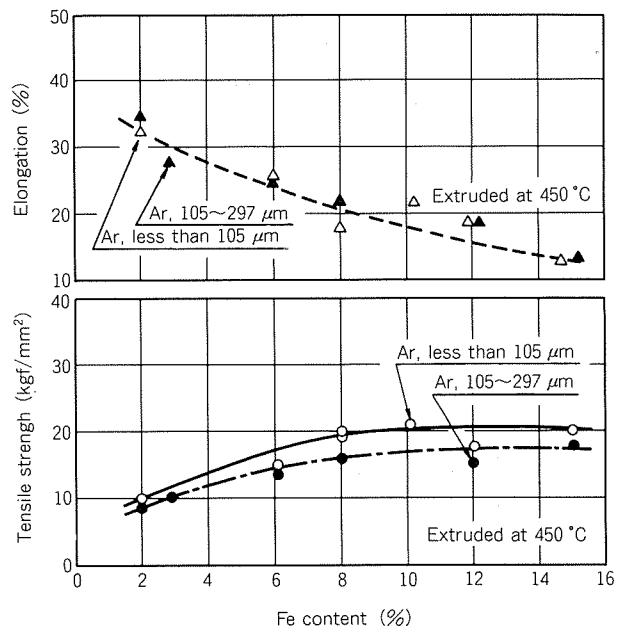


Fig. 6 Effect of Fe content and powder particle size on the mechanical properties at 250 °C (1 hr keep)

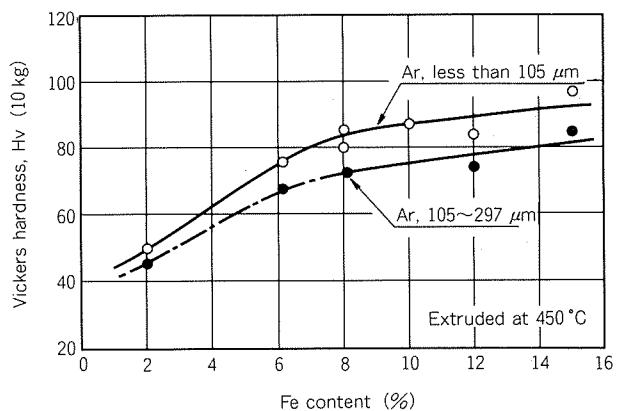


Fig. 7 Effect of Fe content and powder particle size on the hardness.

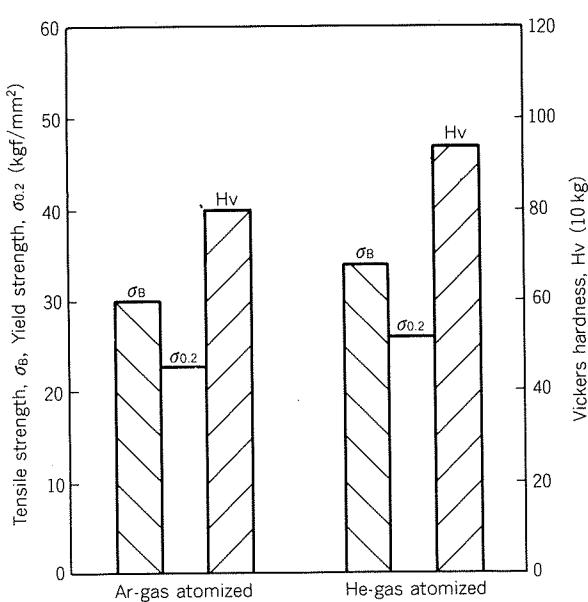


Fig. 8 Effect of atomization gas on the mechanical properties of Al-8% Fe alloy.

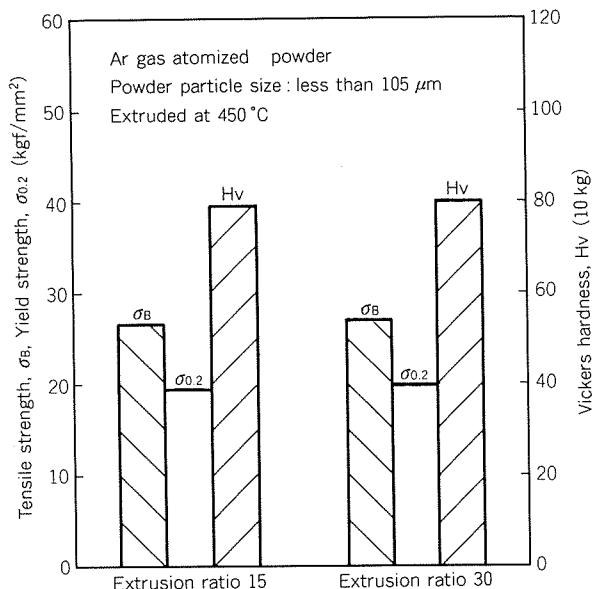


Fig. 9 Effect of extrusion ratio on the mechanical properties of Al-8% Fe alloy.

さないものとみられる。

Fig. 10 および 11 に常温および 250°C における機械的性質に及ぼす押出温度の影響を示す。押出温度が高くなるにつれて、常温および 250°C の引張強さは低くなり、一方、伸びは逆に大きくなっている。なお、本実験の場合、400°C 以下の押出温度では押出中に押詰りを生じることがあった。これらのことから、2.1 項で述べたように標準押出条件は、押出比15、押出温度 450°C としたわけである。

### 3.2.2 軟化特性

Fig. 12 に Al-8% Fe 押出材を 100~550°C で加熱後のビッカース硬さを示す。1 hr の場合は 400°C 前後まで、

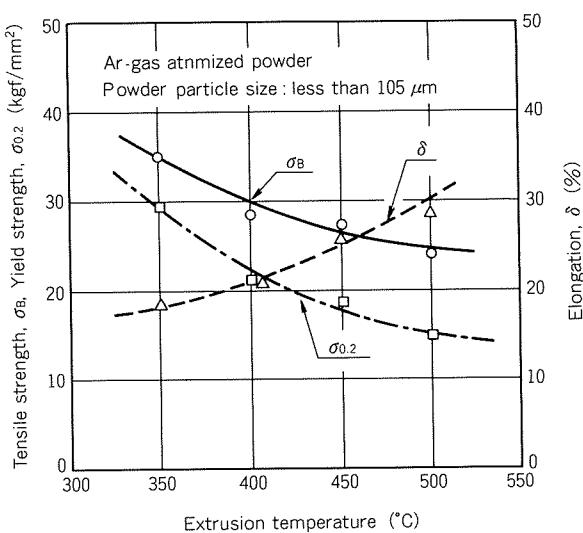


Fig. 10 Effect of extrusion temperature on the mechanical properties of Al-8% Fe alloy.

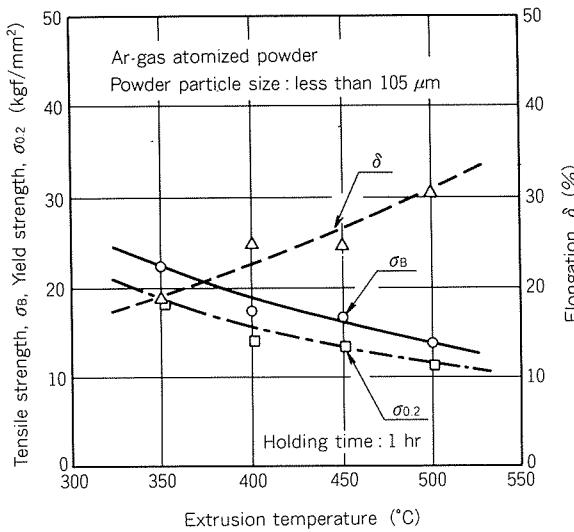


Fig. 11 Effect of extrusion temperature on the mechanical properties of Al-8% Fe alloy at 250 °C (1hr keep).

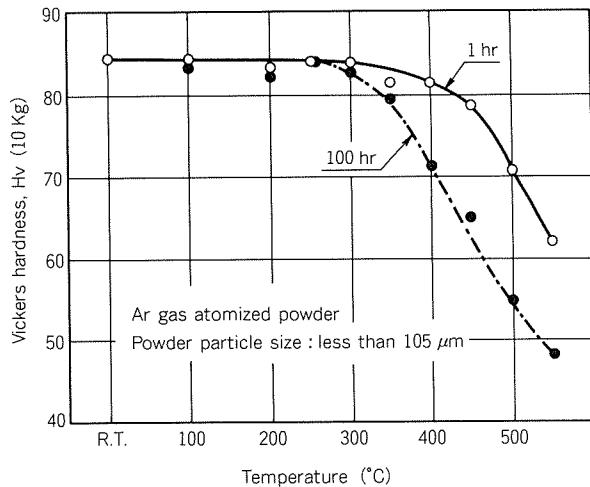


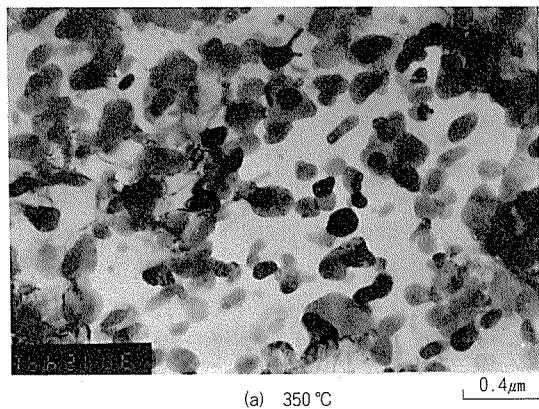
Fig. 12 Isochronal hardness response of extruded Al-8% Fe alloy.

100hr 保持では 300°C まで、いずれも硬さは常温の値と大差ないが、それ以上の加熱温度では温度の上昇につれて著しく低下する。

### 3.2.3 ミクロ組織

**Fig. 13** に Al-8%Fe 合金押出材の TEM 写真を示す。(a) は押出温度 350°C の場合で、0.1~0.2 μm の粒子が観察された。(b) は押出温度 500°C の組織で、粒子は 0.2~1 μm であり、前者と比較して粗大であった。また、この第二相は X 線回折によれば FeAl<sub>3</sub> である。

**Fig. 14** に、Al-8%Fe 押出材の TEM 写真を示す。(a) は明視野像であり、約 0.1~1 μm の微小粒子が全域で観



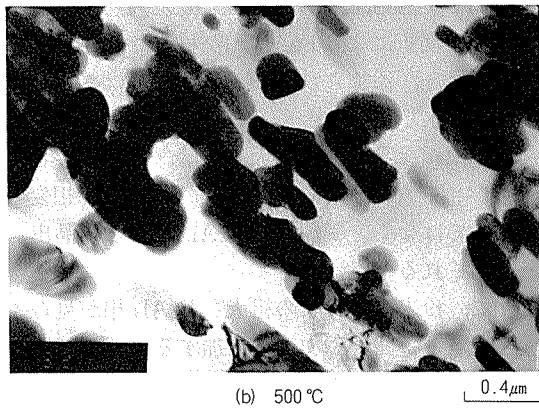
(a) 350 °C 0.4 μm

察される。(b) はこの粒子を高倍率で観察したものである。(c) は(b)の中央部の粒子からの電子回折パターンを示す。FeAl<sub>3</sub> と FeAl<sub>6</sub> に関し、伊藤<sup>6)</sup> の提示する格子面間距離の値を用いて解析すると、この化合物は FeAl<sub>3</sub> であると同定された。また、(d) に(c) の(024) 面からの暗視野像を示した。

## 4. 考 察

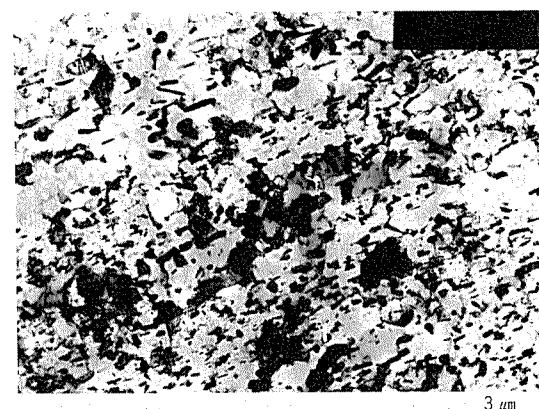
### 4.1 Fe 添加量について

**Fig. 5, 6 および 7** に示したように引張強さおよびビッ



(b) 500 °C 0.4 μm

Fig. 13 Transmission electron micrographs of extruded Al-8% Fe alloy.



(a) The finely dispersed phases 3 μm



(c) Electron diffraction pattern of the phase



(b) Higher magnification of the phases 0.5 μm



(d) Dark field image of FeAl3 phase, using the (024) 0.5 μm

Fig. 14 Transmission electron micrographs of Al-8%Fe extrusion.

カース硬さは、Fe量8%までは添加量の増加につれて向上したが、Fe8%以上になると引張強さの向上は飽和した。一方、伸びはFe添加量とともに減少した。これらから本系合金のFe添加量としては、8~10%が適切と考えられる。

**Fig. 14**に示したように、押出材には0.1~1μm程度の微細なFeAl<sub>3</sub>相が分散しており、これが本合金の強化に寄与しているものと考えられる。一方、粉末の場合、本実験ではTEM観察ができず、微細なFeAl<sub>3</sub>相の存在は確認できていない。しかし、本実験のガスアトマイズ(冷却速度10<sup>2</sup>~10<sup>4</sup>K/sec)と同程度の冷却速度(3×10<sup>4</sup>K/sec)におけるFeの強制固溶量は0.082at%<sup>7)</sup>と少なく、また、粉末のX線回折によりFeAl<sub>3</sub>相が検出されたことから、本実験の場合、添加されたFeの大部分は凝固時にFeAl<sub>3</sub>として晶出していると考えられる。従って、押出材にみられた微細なFeAl<sub>3</sub>相の大部分は、強制固溶したFeが析出したものや準安定相(FeAl<sub>6</sub>, FeAl<sub>n</sub>)が相変化を生じたものではなく、凝固時にFeAl<sub>3</sub>相として晶出したものと推察される。

前述のように、粉末には針状の粗大なFeAl<sub>3</sub>相が見られ、その量と大きさはFe添加量が増加するにつれて増している。押出材には針状の粗大な第二相は見られないが、依然として数μmの大きさで残存している。このような粗大な第二相は**Fig. 14**にみられるような微細な分散相と比較して強度に対する寄与は小さく、かえって延性の減少を招くものと考えられる。このように考えると、Fe添加量が8~10%を越えると強度や硬さの向上が飽和し、伸びのみが減少することがよく説明できる。

#### 4.2 機械的性質に影響する要因

(1) 冷却速度 **Fig. 8**に示したように、ヘリウムガスを用いてアトマイズを行った方が、アルゴンガスの場合よりも押出材の引張強さおよびビッカース硬さが高い。また、**Fig. 5~7**にみられるように、粉末粒径が小さい方が強度が高い。これらの結果は、粉末製造時の冷却速度が大きいほど押出材の強度が高いことを示すものである。冷却速度が大きいほどFeAl<sub>3</sub>相は微細になる傾向があり、このことが強度上昇に寄与していると考えられる。従って、冷却速度は本合金の強度を決める重要な因子であると結論できる。

Townerら<sup>8)</sup>によれば、粉末押出法によるAl-7.6%Fe合金の引張強さは31.9kgf/mm<sup>2</sup>である。この値は、本実験のアルゴンガスアトマイズとヘリウムガスアトマイズの中間に位置する。Townerらが用いたエアーアトマイズ粉末の平均粒径は25μmであることからみると、上述の強度の差は冷却速度に起因するものとみなされよう。

(2) 押出条件 本実験においては、押出温度が高いほど引張強さは低くなる傾向がみられた。この場合、

**Fig. 12**と同様、加熱中に軟化が生じ、この軟化はFeAl<sub>3</sub>相の粗大化に起因していると考えられる。従って、押出時の加熱条件(温度と時間)は軟化が生じない条件とすることが望ましい。しかし、一方では押出温度が低すぎると、本実験でもみられたように押詰りを生ずることがあるので注意を必要とする。実際には個々の押出機の能力と軟化が生ずる温度との両方を勘案して決めることが必要である。

押出比は本実験の範囲では機械的性質に影響を及ぼさなかった。粉末合金7091の場合、押出比が12より小さいと延性や靭性が不足することが報告されている<sup>9)</sup>。Al-Fe系合金においても更に押出比を小さくする場合には、その影響を検討することが必要であろう。

#### 5. 結 語

Al-Fe二元急冷凝固粉末合金に関してFe添加量を2~15%と変え、機械的性質に及ぼすFe添加量および製造条件の影響を検討した。得られた結果は次のようである。

- (1) Fe添加量の増加につれて、引張強さおよび硬さは向上するが、Fe8~10%以上では飽和した。伸びは逆に減少した。適切なFe添加量は8~10%である。
- (2) 押出材の引張強さおよび硬さは粉末の冷却速度が大きい程高い値をもつ。すなわち、引張強さおよび硬さはヘリウムガスアトマイズの方がアルゴンガスのものよりも高く、また粉末粒径の小さい方が高い。
- (3) Al-8%Fe合金の引張強さおよび硬さは、押出温度が高いほど低下した。高温加熱中に分散相が粗大化し、軟化が生ずるためと推定される。
- (4) Al-Fe合金の組織には0.1~1μmのFeAl<sub>3</sub>相が微細に分散しており、本合金の強化には、この分散相が寄与しているものと推定される。

#### 文 献

- 1) W. M. Griffith, R. E. Sanders, Jr. and G. J. Hildeman : *High-Strength Powder Metallurgy Aluminium Alloys*, The Metallurgical Society of AIME, p 209.
- 2) R. G. Bourdeau, C. Adam and E. V. Reuth : Proc. 4th Int. Conf. on Rapidly Quenched Metals, (Sendai, 1981), 155.
- 3) 渋江, 山内, 犬丸: 本誌, 25 (1984), 8.
- 4) J. P. Lyle and W. S. Cebulak : Met. Trans., 6A (1975), 685.
- 5) N. J. Grant : J. Metals, 35 (1) (1983), 20.
- 6) 伊藤邦夫: 軽金属, 29 (1979), 246.
- 7) P. Furrer and H. Warlimont : Z. Metallk., 62 (1971), 100.
- 8) R. J. Towner : Metal Progress, (1958), 70.
- 9) Youhg-Won Kim, W.M. Griffith and F. H. Froes : ASM Metals Congress on New Developments for Aluminium Applications, Philadelphia, PA. October 1-6, 1983.

技術資料

アルミニウムの脱ガスと溶湯沪過\*

吉田政博\*\* 犬丸晋\*\*\*

Degassing and Filtration in Molten  
Aluminium

by Masahiro Yoshida and Susumu Inumaru

住友軽金属工業株式会社技術研究所

## アルミニウムの脱ガスと溶湯沪過\*

吉田政博\*\*犬丸晋\*\*\*

## Degassing and Filtration in Molten Aluminium

by Masahiro Yoshida and Susumu Inumaru

## 1. はじめに

アルミニウム、特に展伸用材料の溶解・鋳造における溶湯処理については7年前に、本誌<sup>1)</sup>に掲載したが、当時にも増して溶湯品質管理の重要性が強く認識されている。この背景には、電子機器、航空機等の先端技術分野へのアルミニウム材料の適用範囲が拡大するなど、量から質への転換に伴う製品の高品質化指向がある。スラブを出発点とした代表的アルミニウム製品の板厚、肉厚と製品単重の関係を図1に示す。現在使用されている主力製品はスラブ厚みを基準とすれば、板厚で $1/10^3 \sim 1/10^5$ 、製品単重で $1/10^4 \sim 1/10^7$ にまで減少しており、薄肉化、小型化が進んでいる。図中には内在介在物、フィルター骨材、鋳塊凝固組織の寸法範囲も示してあるが、製品板厚が介在物の大きさの領域に達しており、また磁気ディスク材に代表されるように、表面精度が介在物、晶出物の大きさを問題とするまでになっている。従来では問題視されなかった大きさの介在物や凝固時の金属間化合物が製品欠陥、材料特性劣化に結びつくようになり、加工工程、熱処理工序以前での品質コントロールがますます重要となっている。

アルミニウムの溶湯処理は脱ガスと沪過に大別でき、脱ガスでは気泡分散型装置によるインライン連続処理化が進み、沪過ではセラミック多孔質チューブフィルター、セラミックフォームフィルターの使用が一般的となっている。溶湯処理装置はインライン化の流れの中で効率、生産性の点から沪過と脱ガスを兼備した装置として複合化の傾向がみられるが、装置そのものの原理、形態は目立った進展がない。むしろ最近では、脱ガス、沪過効率あるいは溶湯品質を定量的に評価するための開発研究が盛んになりつつある。本稿では、これらの定量的研究の主なものをとりまとめ、冶金反応プロセスとしてみたアルミニウムの溶湯処理装置の特性及び処理効果について概説する。

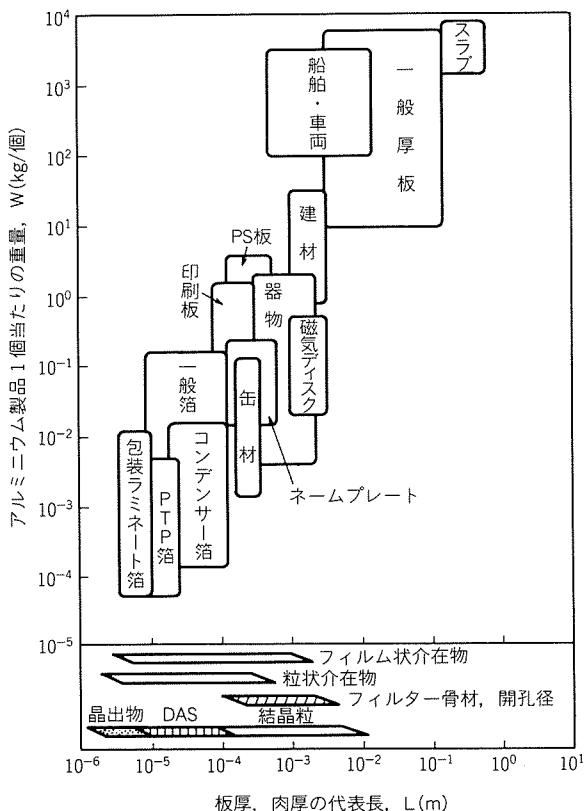


図1 アルミニウム主要製品の板厚、肉厚代表長と製品単重の関係

## 2. 溶湯処理とガス、介在物

## 2.1 溶湯処理の分類

アルミニウムの溶湯処理を反応操作の観点から分類すると表1に示すように、溶湯に対して気体(真空), 液体、固体及び外力を作用させる4系になる。I~IIIが現在採用されている系で、IとIIIの組合せが主流である。IVはアルミニウム溶湯比重と介在物比重の差が小さいことから、外力により介在物見掛け比重を制御して介在物分離を行うもので、Meñshikovら<sup>2)</sup>の電磁力を適用した例(浮上分離)がある。外力としては電磁力のほか遠心力も考えられ、主に介在物検査法<sup>3)</sup>として利用されている。

\* 主要部は日本金属学会会報、23(1984), 941に掲載

\*\* 技術研究所プロセス研究部

\*\*\* 技術研究所開発室(投稿当時は同所プロセス研究部)

表1 アルミニウムの溶湯処理の分類

系	反応操作	処理効果
I 液体一気体系 (アルミニウム)	ガス気泡(Ar, N <sub>2</sub> , Cl <sub>2</sub> )吹込み、真空処理。 〔気液平衡、界面反応、吸着〕	脱ガス 介在物浮上分離 真空脱ガス
II 液体一液体体系 (アルミニウム)	フラックス、溶融塩の分散、被覆処理。 〔界面張力、吸着、ねれ、界面反応〕	脱ガス 介在物除去 有害成分(Na, Ca)の除去
III 液体一固体体系 (アルミニウム)	渋過層(Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> 、多孔質セラミックなど)による処理。 〔渋過、吸着〕	介在物除去
IV 液体一外力系 (アルミニウム)(電磁力)	電磁力(遠心力)による見掛け比重のコントロール。	介在物分離

## 2.2 溶湯中のガス

溶湯中のガスの大部分は水素であり、凝固時の過飽和水素、介在物表面で核発生する微小水素気泡がガス欠陥を招く<sup>4)</sup>。水素のほか表2の分析例に示すように空気巻込みによるN<sub>2</sub>あるいはCH<sub>4</sub>、CO<sub>2</sub>、H<sub>2</sub>O等がわずかながら存在する<sup>5~7)</sup>。

水素は溶解、铸造工程における雰囲気中水蒸気と溶湯の反応によって生成する場合と、後工程の熱処理時に雰囲気中水蒸気と材料の反応によって生成する場合がある。脱ガス装置の対象となる水素は、前者における主として溶湯中原子状水素であり、その量は通常0.3~0.4cm<sup>3</sup>/100g程度である。脱ガス処理後の水素量は処理条件、合金種によっても異なるが、0.15~0.20cm<sup>3</sup>/100g以下が一般的である。航空機材などのように品質レベルが厳しい材料では0.1cm<sup>3</sup>/100g以下を要求される場合もある。

アルミニウムの連続铸造では溶湯処理装置以降も種々により溶湯搬送が行われるため、大気との接触機會や落差を伴う溶湯流動があり、水素の再吸収が十分起り得る。水素量の管理については、処理装置の脱ガス効果のみならず送湯方法、耐火材の選定(吸湿性)等、総合的見地から検討する必要がある。

表2 アルミニウム中のガス

No.	含有率(体積%)							文献
	H <sub>2</sub>	CH <sub>4</sub>	H <sub>2</sub> O	N <sub>2</sub>	O <sub>2</sub>	CO <sub>2</sub>	CO	
1	92.2	2.9	1.4	3.1	0	0.4	—	5)
2	95.0	4.5	—	0.5	—	—	—	6)
3	68.3	5.0	—	10.0	—	1.7	15.0	7)

## 2.3 溶湯中の介在物

介在物はその混入経路が複雑、多岐にわたり、種類、形態が多様である<sup>8~10)</sup>。表3はSimensenら<sup>8)</sup>がアルミニウムおよびその合金中に存在する介在物を抽出分離あるいは光学顕微鏡観察によって得た結果を分類し、まとめたものである。介在物は酸化物系、炭化物系、ボライド

系に大別され、このほか窒化物、ハロゲン化物(塩化物、ふっ化物)、粗大金属間化合物などがある。代表的な介在物観察例を図2に示す。

介在物の中で最も多く観察されるのが酸化物で、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>、MgO、Al<sub>2</sub>MgO<sub>4</sub>が代表的である。形態的にはフィルム状が主であり、溶解、铸造工程中に溶湯自由表面で形成されたものと考えられる。その外、SiO<sub>2</sub>、けい酸塩、複合酸化物があり、これらは炉材あるいは耐火物から混入するものと推定される。粒状酸化物で粗大なものは耐火物片、フィルター素材の一部である場合が多い。炭化物は電解製錬時に、溶湯と黒鉛電極の反応によって生成されると考えられ、電解メタル中には10~35ppmの炭化物を含むが、その後の溶湯処理により比較的容易に除去できる。

表3 アルミニウム溶湯中の介在物<sup>8)</sup>

相	形態	サイズ(μm) <sup>(1)</sup>	光頭観察	
酸化物系	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> フィルム状 フィルム集合体	t = 0.1~5 d = 10~1000	暗灰色、黒色 黄褐色	
	粒状、塊状	d = 1~300	透明	
MgO	粒状	d = 0.2~1	黒色	
	粒状からなるフィルム状	t = 1~8 d = 10~1000	赤緑味を帯びることあり	
Al <sub>2</sub> MgO <sub>4</sub>	角粒子	d = 0.1~5	透明、茶灰色	
	厚膜フィルム粒子群	t = 1~6 d = 10~1000	濃褐色	
SiO <sub>2</sub>	塊状、球状	d = 10~1000	黒色、透明	
ケイ酸塩	塊状、球状	d = 10~1000	明灰色(Ca) 褐色(K)	
Al-Si-O	塊状、粒状	d = 10~1000	青灰色、透明	
FeO Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	フィルム集合体 塊状	t = 0.1~1 d = 50~1000	赤色	
複合酸化物	厚膜状	t = 10 d = 50~1000	透明 暗灰色	
炭化物系	Al <sub>4</sub> C <sub>3</sub> Al <sub>4</sub> O <sub>4</sub> C	t < 1 d = 0.5~25	灰色	
	黒鉛炭素	d = 1~50	褐色	
ボライド系	AlB <sub>2</sub> AlB <sub>12</sub>	六角、矩形板 塊状	t < 1 d = 20~50	暗褐色 灰色
	TiB <sub>2</sub>	六角、矩形板	d = 1~50	灰褐色
VB <sub>2</sub>	六角、矩形板	d = 1~20	灰色	
Al <sub>3</sub> Ti	針状	l = 1~30	明灰色	
Al <sub>3</sub> Zr	針状、粒状	d = 1~150	明灰色	
CaSO <sub>4</sub>	針状	l = 1~5	灰色	
A <sub>1</sub> N	フィルム状	t = 0.1~3 d = 10~50	黒色	
ハロゲン化物	粒状	d = 1~50	灰色、黒色	

注(1) t: 厚み, d: 径, l: 長さ

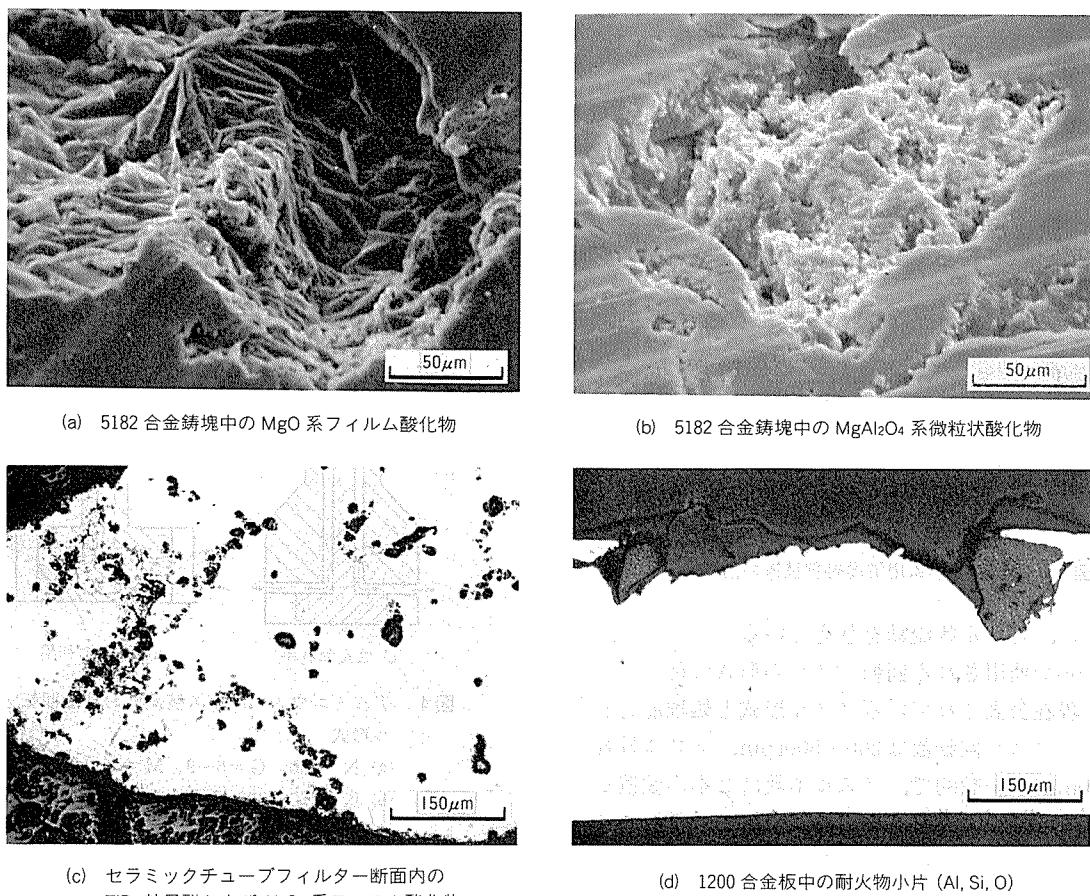


図2 アルミニウム中の代表的な介在物

る<sup>9)</sup>。炭化物の粗大なものは、黒鉛製工具の破片である場合が多い。TiB<sub>2</sub>, VB<sub>2</sub>, AlB<sub>2</sub>, 等のボロン化合物はAl-Ti-B合金を始めとする結晶粒微細化剤から混入するもので、凝集性が強く粗大粒子群を形成しやすい。ハロゲン化物、窒化物は脱ガスに使用するフラックスあるいは吹込ガスの反応残渣と考えられる。

### 3. 脱 ガ ス

#### 3.1 脱ガス装置

従来の回分式操作（炉内処理）に代わり、連続式操作型の脱ガス装置が種々開発されている。脱ガスを主体とした溶湯処理装置をその形式から分類すると図3に示すようになる。初期の形式は処理槽底部のポーラスプラグあるいはパイプから不活性ガスを吹込み、溶湯との向流操作によって脱ガスを行うもので、Air-Liquide<sup>11)</sup>, Alusuisse<sup>12)</sup>の装置が代表的である。脱ガスと介在物除去の両方を行うためにフィルター層を設けてガス吹込みを実施している装置が図3(b)及び(c)である。図3(b)の形式には FILD (Fumeless In-Line Degassing) プロセス<sup>13,14)</sup>, Alcoa 181 プロセス<sup>15)</sup>, Alcoa 469 プロセス<sup>16)</sup>等があり、いずれもアルミナのボールあるいはフレークを用いている。図3(c)の形式にはコークスを用いる Alusuisse の

DUFII II-S プロセス<sup>17,18)</sup>, BA プロセス<sup>19)</sup>などがある。フィルター層を有するこれらの装置は、図3(a)に比べ流路が長くなり、気泡との接触効率が向上して脱ガス率が改善される。しかし、一方では、捕捉介在物が気泡により脱離、分散する危険性があり、最近ではあまり使用されなくなった。

脱ガス効果をさらに向上させたのが SNIF (Spinning Nozzle Inert Flotation) プロセス<sup>20)</sup>を代表とする回転ノズルを利用した図3(d)の形式である。この外, Alcoa 622 プロセス<sup>21)</sup>, Pechiney Alpur プロセス<sup>22)</sup>がある。この方式は完全混合型に近い混合特性を示し、図3(a)～(c)のような静的な吹込法よりも微細な気泡が得られ、滞留時間も長い。従って、溶湯と気泡の接触効率が良く、現在使用されている脱ガス装置の中では最も高い脱ガス率を示す。SNIF 型の脱ガス装置は介在物除去効果（浮上分離）もある程度期待できるが、除去効果をさらに高めるためにフィルターを組合せた装置<sup>23)</sup>が図3(e)である。フィルターにはセラミック多孔質チューブが用いられている。同様な目的で、アルミナボールフィルターを組合せた装置に Alcoa-469-II がある<sup>21)</sup>。

回転ノズルを用いずに溶湯流動を積極的に与え、気泡との接触効率を高めた装置に図3(f)の MINT (Melt In-Line Treatment System)<sup>24)</sup>がある。これは円形処理槽の

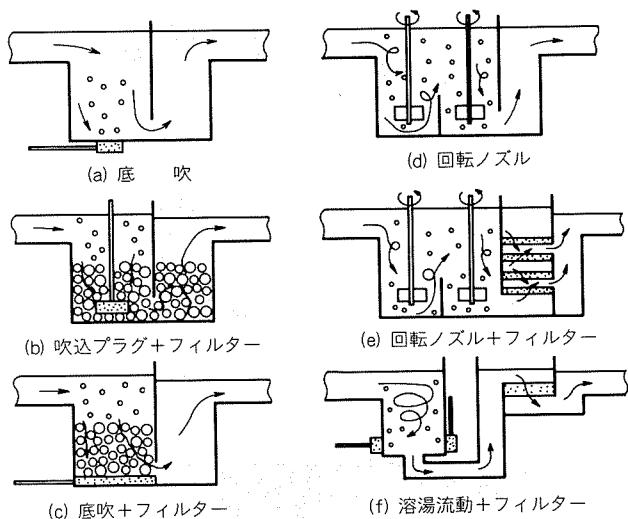


図3 アルミニウム用溶湯処理装置の形式

接線方向から、らせん状流動を与えている。

図3(d), (e)で使用される回転ノズルの形式は種々のものがあり、現在公表されているノズル形式と処理能力を図4に示す。ノズル回転数は200~500rpm、ノズル外径は200~500mmが一般的で、ノズル本数は2本の装置が多い。溶湯処理量および吹込ガス量は合金種、目標とする脱ガス率によって異なるが、ノズル1本当り5~15t/hr、2~10m<sup>3</sup>/hr程度である。攪拌槽内の混合特性、気泡径あるいは気泡分散に関しての報告は見あたらない。

### 3.2 脱ガス理論

不活性ガス気泡込みによる脱ガスは、古くはGeller<sup>25)</sup>が平衡論的解析を行い、所定の脱ガス率を得るために必要な吹込ガス量を求めている。しかし、実際のプロセスにおける脱ガス速度を操作条件の関数として示すことはできず、その後、鉄鋼の底吹き取鍋脱ガス、RH脱ガスを中心として速度論的解析<sup>26,27)</sup>、流体力学的解析<sup>28,29)</sup>が精力的に行われた。これに対し、アルミニウムの脱ガス反応に関する速度論的研究は比較的少なく、Pehlkeら<sup>30)</sup>の報告が先駆的であり、Ar吹込実験により脱ガス反応における水素の物質移動係数を求めている。またBotor<sup>31)</sup>は不活性ガス中のCl<sub>2</sub>の混合比率と水素の物質移動係数の関係を調べ、10%近傍で最大値を示すことを明らかにしている。この外、ポーラスプラグからの不活性ガス上昇気泡群による脱ガスを解析したDantzigら<sup>32)</sup>の報告がある。最近になり、Sigworthら<sup>33)</sup>はPehlkeら、Boforの実験結果をもとに気泡径と物質移動係数の関係を図5に示すようにまとめている。実験値はポテンシャル流れにおける回転気泡の物質移動を表すラインc近傍に分布し、アルミニウムの脱ガス反応の平均的物質移動係数を与える式として(1)式をあげている。

$$k = 0.0122 e^{-5900/RT} (d_e/1.37)^{-1/4} \quad \dots \dots (1)$$

ここで、 $k$ は水素の物質移動係数、 $R$ はガス定数、 $T$

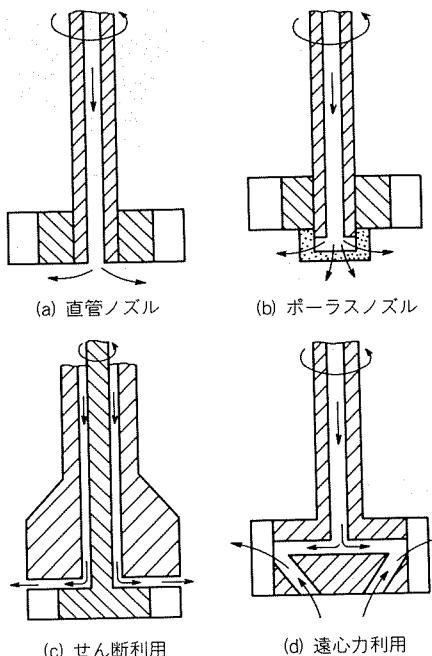


図4 アルミニウムの脱ガス装置における回転ノズル形式

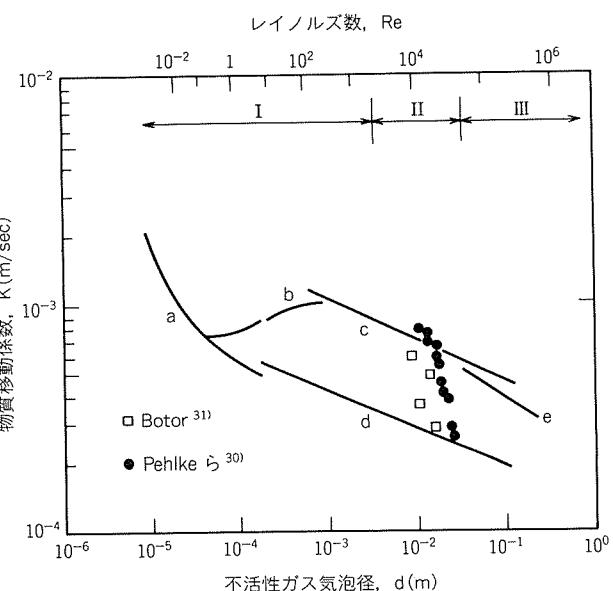
(a) N=200, G=6~9, M=5~18(1ノズル)

(b) N=250~300, G=10~12, M=5~30(1~2ノズル)

(c) N=400~500, G=2~16, M=12~36(1~2ノズル)

(d) N=200~300, G=3~10, M=10~30(1~2ノズル)

N: 回転数(rpm), G: 吹込ガス量(m<sup>3</sup>/hr), M: 処理量(ton/hr)

図5 アルミニウム溶湯(1000K)の不活性ガス気泡による脱水素反応の物質移動係数<sup>33)</sup>

I: 球形気泡, II: 楕円気泡, III: 球形キャップ気泡

a: 粘性流動, b: 乱流遷移域の回転気泡,

c: ポテンシャル流れの回転気泡, d: ポテンシャル流れの気泡, e: 球形キャップ気泡

は温度、 $d_e$  は相当気泡直径である。

脱ガス処理後の水素量は脱ガス反応が拡散支配型か平衡支配型か、あるいは回分処理か連続処理かによって異なり、Sigworth ら<sup>33,34)</sup>は各々の場合の推算式を表4のようにまとめている。拡散支配か平衡支配かを判断する指標として、無次元水素濃度  $\alpha/C_e$  (気泡内へ拡散し得る水素量と平衡論に基づく気泡内水素量の比) を導入し、この値が 0.1 以下で拡散支配型、1 以上で平衡支配型としている。アルミニウム溶湯約 2,000kg の回分式脱ガスについて  $\alpha/C_e$  を計算すると 0.011 で拡散型、処理量 3,000 kg/hr の回転ノズルを用いる SNIF 型のインライン式脱ガスでは  $\alpha/C_e$  は 7.9 の値をとり、平衡が支配的であることを示している<sup>33)</sup>。

図6 は 200kg のアルミニウム溶湯の回分式脱ガスにおいて、不活性ガス吹込方法を変えた時の水素量の時間的变化を示したものである<sup>34)</sup>。実線は表4に示す式による計算値である。回転ノズルの場合、処理後約 300sec で水素量が急激に減少しており、脱ガス効果が最も優れる。実際の連続式脱ガス装置の平均的処理槽容量を 1 ton、溶湯流量を 10ton/hr とすれば、平均滞留時間は 360 sec と

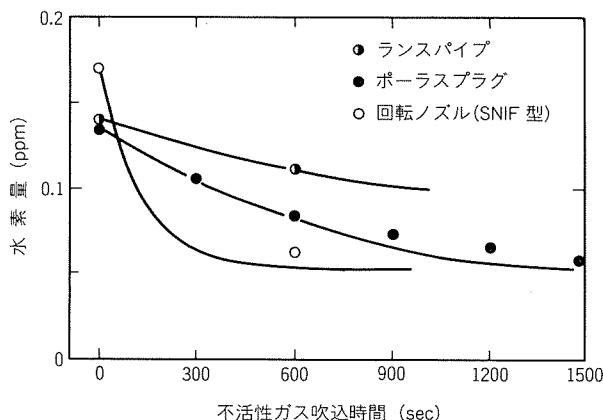


図6 ランスパイプ、ポーラスプラグおよび回転ノズルによるガス吹込と脱ガス効果<sup>34)</sup>  
(溶湯 200 kg, 回分式脱ガス, 吹込ガス量  $1 \times 10^{-4} \text{ m}^3/\text{sec}$ , 実線は計算値)

表4 不活性ガス吹込量と脱ガス効果<sup>33)</sup>

	回 分 処 理	連 続 処 理
拡 散 支 配 $(\alpha/C_e \lesssim 0.1)$	$\frac{C}{C_0} = \exp\left(-\frac{k\rho A}{M}t\right)$	$\frac{C_0}{C_e} - 1 = \frac{k\rho A}{M}$
平 衡 支 配 $(\alpha/C_e \gtrsim 1.0)$	$\frac{1}{C} - \frac{1}{C_0} \approx \frac{t}{\beta}$	$C_e = \frac{-\gamma + \sqrt{\gamma^2 + 4\gamma C_0}}{2}$

$$\alpha = k\rho A P_1 K^2 / 4f_H^2 100mG, \quad \beta = M P_1 K^2 / 2f_H^2 100mG$$

$K$ : 水素の平衡定数

$m$ : 水素分子量

$C_0$ : 初期水素濃度(質量%)

$f_H$ : 水素のヘンリー活量係数

$G$ : 不活性ガス量(kmol/sec)

$C, C_e$ : 処理後あるいは平衡到達後の

$P_1$ : 不活性ガス圧(atm)

$k$ : 水素の物質移動係数(m/sec)

水素濃度(質量%)

$M$ : メタル量(kg)

$A$ : メタル中の気泡接触面積(m<sup>2</sup>)

$t$ : 処理時間(sec)

$\dot{M}$ : メタル流量(kg/sec)

$\rho$ : メタル密度(kg/m<sup>3</sup>)

なり、回転ノズル型であれば十分な脱ガス効果が得られることがわかる。

このように最近、アルミニウムの脱ガスに関する報告がようやくみられ、装置の脱ガス率の有効な予測が可能になりつつある。しかし、処理槽の流動特性、気泡分散状態など不明な点も多く、実験的、経験的に得たデータを基に所定の脱ガス率となるよう吹込ガス量、ノズル回転数等の適正値を定めているのが現状である。流体力学的解析を含めたより一層の研究が望まれる。

### 3.3 工業用脱ガス装置の効率

現在、公表されているインライン式脱ガス装置の脱ガス効果をまとめて表5に示す。処理条件、合金種、水素分析法が異なっていたり、明らかでないもの、あるいは数値が不明な部分もあり、同一の観点からは論じられないが、傾向的には次のことがいえよう。

- (1) 比吹込ガス量  $Q(\ell/kg)$  は 0.3~0.7 の値をとるものが多い。
- (2) 脱ガス率  $\eta$  は 50~60% が一般的なレベルであり、N<sub>2</sub> は Ar に比べて脱ガス率が劣る傾向がみられ、また Cl<sub>2</sub> を混合すると向上する。
- (3) 処理後の水素量は 0.08~0.15cm<sup>3</sup>/100g の範囲に減少しているものが多い。

脱ガス装置の採用にあたっては、環境問題にからんだ Cl<sub>2</sub> 使用の可否、装置の大きさ及び溶湯処理量ならびにランニングコスト、操業操作性等を含めた総合的見地から選定され、必ずしも脱ガス率の優れた装置が適正とは限らない。各社の現況に即した改良を施して使用される。

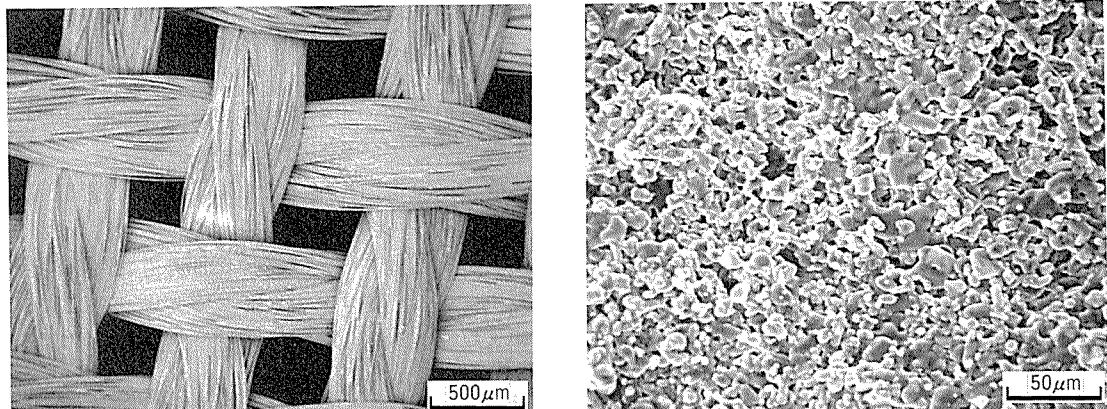
## 4. 沖 湾 過

### 4.1 フィルターの種類

アルミニウムの溶湯渦過用フィルターは、使用温度が比較的低いことから素材としての選択の幅が広い。現在、使用されているフィルターの材質は SiO<sub>2</sub>, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, 2MgO·2Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>·5SiO<sub>2</sub> (コージライト), 3Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>·2SiO<sub>2</sub> (ムライト), 黒鉛等があり、形態的にはクロス(網), ポール状,

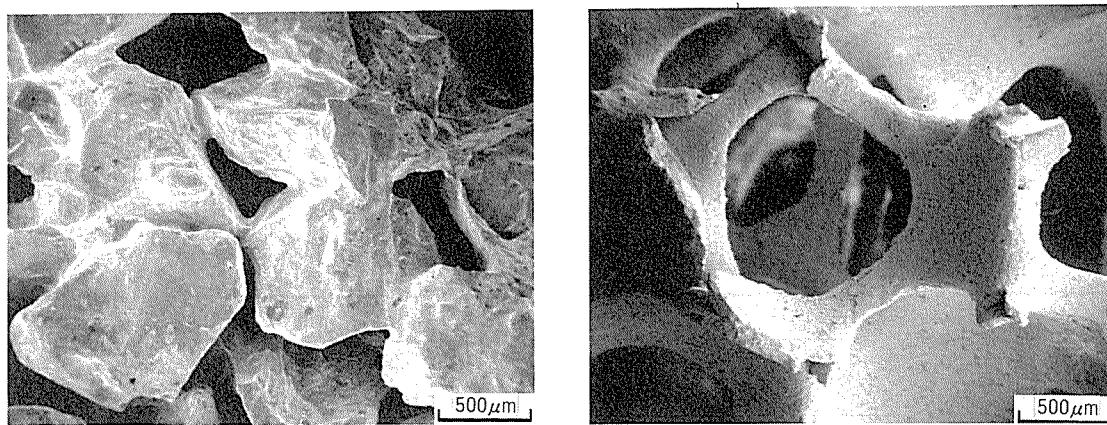
表5 インライン式脱ガス装置の脱ガス効果例

プロセス名	吹込ガス	吹込ガス量 $G(\text{l}/\text{hr})$	溶湯流量 $M(\text{kg}/\text{hr})$	比ガス量 $Q(\text{l}/\text{kg})$	初期水素量 $C_0(\text{cm}^3/100\text{g})$	処理後水素量 $C(\text{cm}^3/100\text{g})$	脱ガス率 $\eta(\%)$
Alcoa 469 <sup>16)</sup>	Ar+2~5%Cl <sub>2</sub>	3115 5664	7938 8165	0.39 0.69	0.24 0.45	0.08 0.15	66.7 66.7
BACO <sup>13)</sup>	N <sub>2</sub> +フラックス	3965	4082	0.97	0.30 0.28	0.13 0.19	56.7 32.1
BASF <sup>19)</sup>	Ar	—	(5000)	0.23 0.25	0.46 0.39	0.16 0.20	65.2 48.7
Alcoa 622 <sup>21)</sup>	Ar+2~3%Cl <sub>2</sub>	2830 8550	9000 9000	0.31 0.95	0.40~0.45 0.40~0.45	0.22 0.15	48.8 65.1
Alpur <sup>22)</sup>	Ar+2~3%Cl <sub>2</sub>	3000 10000	5000 12000	0.60 0.83	—	—	60~65 60~65
MINT <sup>24)</sup>	Ar Ar+2%Cl <sub>2</sub>	15000 12300	—	0.7~0.9 0.7~0.9	0.35~0.40 0.30~0.35	0.14~0.16 0.15~0.16	~60 ~50
SNIF <sup>34)35)</sup>	(Ar) N <sub>2</sub>	(8000) —	(12000) —	(0.67)	0.28 0.23 0.22	0.09 0.08 0.11	68 65 50



(a) グラスクロス

(b) 直径 10 mm アルミナボール表面



(c) セラミックチューブフィルター

(d) セラミックフォームフィルター

図7 アルミニウム溶湯沪過用フィルターの外観

片状、多孔質チューブあるいはプレートなどがある。代表的フィルターの外観を図7に示し、そのフィルターの主な特性を表6に示す<sup>36)</sup>。

グラスクロスは最も簡単なフィルターとして炉の出湯口、鋳型内のドロス除去用に古くから採用されている。

インライン式フィルターとしては、多層のクロスにより下注ぎ法で使用される。開孔部は一边が350~800μmの大きさであり、粗大なフィルム状介在物の除去に有効である。微小介在物は素通りの恐れがあるが、表6に示したように比表面積では沪過効率が最も高いセラミックチ

表 6 フィルターの主な特性<sup>36)</sup>

フィルター	かさ比重 (g/cm <sup>3</sup> )	真比重 (g/cm <sup>3</sup> )	比表面積 (m <sup>2</sup> /g)	空孔率 (cm <sup>3</sup> /cm <sup>3</sup> )
グラスクロス	(~400g/m <sup>2</sup> )	(2.5)	(2.5)	—
アルミナボール(直径10mm)	2.010	3.67	3.67	0.45
セラミックチューブ	2.416	3.45	3.45	0.30
セラミックフォーム	0.384	3.37	3.37	0.89

ューブより大きな値を示し、グラス繊維表面の微小凹部で除去される場合もあると考えられる。グラスクロスは  $\text{SiO}_2$  が主成分のため、溶湯反応により脆化し、一過式使用が原則的である。

介在物除去効果を向上させるには内部沪過式フィルターの採用が有利であり、多くの沪過装置が開発されている。溶融金属における内部沪過の適用そのものは比較的古く、銅においてカーボンベッド層を用いた実施例<sup>37)</sup>がある。アルミニウムにおいてもカーボン粒、黒鉛粒を用いた沪過装置はあるが<sup>17, 18)</sup>、アルミナボールあるいはアルミナフレークが専ら多用されている<sup>13~16)</sup>。ボール径は5~20mmでラックスコーティング(KCl, NaCl, CaF等)を施した沪過装置もある<sup>13)</sup>。アルミナボールフィルターは、充填したボールとボールのウェッジ部や図7(b)に見られるような表面のミクロ空孔が沪過に有効に作用していると考えられる。アルミナボールは沪過終了後、金属部分を溶解除去すれば再使用が可能である。

図7(c)に示すセラミックチューブが現在最も沪過効果が高いフィルターで、高品質材用として使用されている。標準寸法は外径100mm、内径60mm、長さ500~900mmで10数本を1セットとして使用する。このフィルターは凹凸のある複雑な連通孔があり、空孔谷部、架橋部で微小な介在物を除去できる(前掲図2(c))。フィルター骨材表面はガラス状のバインダーで覆われており、表6に示したように比表面積は最も小さい。沪過終了後も溶湯中で浸漬保持すれば限界まで使用でき、寿命は溶湯通過量にして300~600 tonである。

最も新しいフィルターが図7(d)に示した3次元骨格構

造のセラミックフォームである。空孔の大きさは、原料となるプラスチックフォームのセルの大きさで決まり、500~4,000  $\mu\text{m}$  の広範囲のものがある。寸法は厚み50mm、一片が200~600mmの矩形型であり、0.8~0.9の高い空孔率を有し、取扱いが容易である。原則的には一過式使用であるが、セラミックチューブと同様に保温設備を付帯すれば連続使用が可能である。フォームフィルターは、アルミニウムに限らず銅あるいは鉄鋼分野でも使用されており、またメッシュの異なったフィルターを重ね合せた多層型フィルターも開発されるなど、使用範囲が広がっている。

#### 4.2 沪過機構、沪過理論

沪過には表面沪過と内部沪過があり、前者の機構によるものはグラスクロスフィルター、後者はアルミナボールフィルターが代表的である。セラミックフォーム、セラミックチューブは両機構によって沪過すると考えられるが、介在物濃度が低いことから内部沪過が主体と推定される。

表面沪過は水溶液系におけるケーク(沪滓)沪過理論としてRuth<sup>38)</sup>により詳細に研究されている。アルミニウムに対しては、Eckertら<sup>39)</sup>の検討例がある。

内部沪過は化学工学、土木工学において、希釈懸濁水の清浄化手段として古くから利用され、岩崎<sup>40)</sup>、Ives<sup>41)</sup>の定量的研究がある。内容の詳細についてはHerzigら<sup>42)</sup>、藤田<sup>43)</sup>の解説がある。

内部沪過はその捕捉機構から、表7に示すように機械的機構によるものと物理化学的機構によるものに大別できる<sup>42)</sup>。水系においては捕捉粒子径が30  $\mu\text{m}$ 以上の場合、機械的機構が支配的であり、3  $\mu\text{m}$ 以下では物理化学的機構が支配的で沪過されるとしている。この中間の粒子径の場合は両機構が作用する。アルミニウムの溶湯沪過に対しても、これがそのまま当てはまるとは考え難いが、沪過機構的には適用し得ると考えられる。機械的内部沪過は谷部、凹部での重力沈降、さえぎりによって起る。一方、物理化学的内部沪過はフィルター素材表面で起り、吸着、ファンデアワールス力により捕捉する。いずれの機構であっても沪過流速の変動、衝撃あるいは逆流により捕捉介在物が容易に脱離する可能性があり、捕捉介在物量(溶湯処理量)とフィルター寿命との関係を明確にしておく必要がある。しかし、アルミニウムの溶湯沪過

表7 水系における内部沪過の機構<sup>42)</sup>

タ イ プ	捕捉粒子径	沪材での捕捉部	捕 捉 機 構	粒 子 保 持 力	脱離を促す外乱
機 械 的	>30 $\mu\text{m}$	谷部、凹部 空洞部	重力沈降 さえぎり	摩 擦 力 流 体 圧	逆 洗 反 対 流
物理化学的	~1 $\mu\text{m}$ (< 3 $\mu\text{m}$ )	表 面	さえぎり	ファンデアワールス力 電 気 力	流速増大
コロイド	<0.1 $\mu\text{m}$	表 面	さえぎり 拡 散	ファンデアワールス力 電 气 力 化 学 結 合 力	流速増大

の報告は装置や実際面に関するものが多く、上述のような沪過機構についての研究はあまりなされていない。これは溶融金属を対象とするため実験的困難さを伴うこと、及び介在物濃度が希薄であり、その検査方法、評価方法が難しいことに起因している。

最近になって、Apelian ら<sup>39,44,45)</sup>はアルミニウム溶湯沪過を対象とした一連の研究を行っており、定量的解明がなされようとしている。すなわち、表 8 に示すように岩崎<sup>40)</sup>、Ives<sup>41)</sup>の水系における内部沪過式をそのまま適

表 8 沪過に関する基礎式

系	基 础 式	
内 部	$\frac{\partial \sigma}{\partial t} + v \frac{\partial C}{\partial Z} = 0$	$\lambda = \lambda_0 + \alpha \sigma$ ; 岩崎 <sup>40)</sup> $\lambda = \lambda_0 \left(1 - \frac{\sigma}{\sigma_m}\right)^x \cdot \left(1 + \frac{b\delta}{\varepsilon_0}\right)^y$ .
沪 過	$\frac{\partial C}{\partial Z} = -\lambda C$	$(1 - \frac{\delta}{\varepsilon_0})^z$ ; Ives <sup>41)</sup> $\lambda = \frac{K_0}{v} \left(1 - \frac{\sigma}{\sigma_m}\right)$ ; Apelian ら <sup>44)</sup> (アルミ)
表面 (定圧) 沪 過	$\frac{1}{A} \frac{dV}{dt} = \frac{\Delta P}{\mu(R_c + R_m)}$	$R_c = \frac{aCV}{A}$ ; Ruth <sup>38)</sup> Apelian ら <sup>39)</sup> (アルミ)

注.  $\sigma$  : 捕捉介在物量

$\sigma_m$  : 最大捕捉介在物量

$C$  : 介在物濃度

$V$  : 沪過流量

$Z$  : 距離

$\alpha$  : 平均沪過比抵抗

$R_c$  : ケークの沪過抵抗

$R_m$  : 沪材の沪過抵抗

$\mu$  : 粘性係数

$t$  : 時間

$\lambda$  : 沪過係数

$K_0$  : 捕捉速度係数

$A$  : 沪過面積

$v$  : 沪過速度

$\varepsilon_0$  : 空隙率,  $b = \varepsilon_0/(1 - \varepsilon_0)$

$\Delta P$  : 沪過圧力差

$a, x, y, z$  : 定数

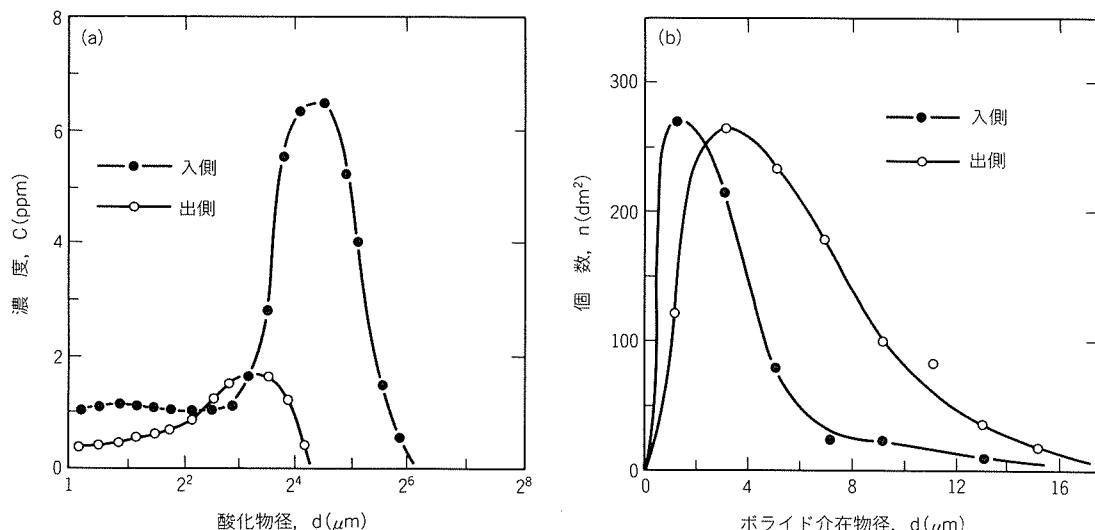
用し、内部沪過を特徴づける沪過係数を求めている。しかし、数式に代入すべき定数の多くは実験的に得る必要があり、その値の信頼性から実操業、装置設計に役立つまでには至っていない。なお、表 8 には比較の意味で表面沪過の基礎式<sup>38)</sup>も示した。

#### 4.3 沪過装置の効率

工業的沪過装置の介在物沪過率は、装置前後での介在物量の評価が困難なため、脱ガス率のように数値として表現することが難しい。溶湯清浄度の定性的評価により沪過効果を確認する場合が多い。

沪過効果についての定量的評価を行ったものとしては、Simensen<sup>46)</sup>による沪過装置前後の介在物粒径分布を調べた報告がある。図 8 は Alcoa 469 プロセス（アルミニウムボールフィルター）と SNIF プロセスの介在物除去効果を示したものである。図 8(a)のボールフィルター入側の濃度は酸化物径約 20  $\mu\text{m}$  で最大ピークを示すのに対し、出側では 10  $\mu\text{m}$  程度となり、濃度も大幅に減少している。微細なガス気泡による介在物浮上分離が期待できる SNIF プロセスでも、酸化物除去については同様な結果を得ている。しかし、図 8(b)に示すように、ボライド系介在物（結晶粒微細化剤中の TiB<sub>2</sub>, VB<sub>2</sub>など）の場合、ガス気泡による分離は難しく、むしろ、装置出側の方が逆に粒径が大きい傾向が見られる。これは、ボライド系介在物の凝集、粗大化が生じていることを示唆しており、気泡分散型溶湯処理装置では結晶粒微細化剤の添加位置とその量に十分な注意が必要である。

アルミニウムの溶湯沪過では許容させる介在物の量、大きさが不明確であり、現状では過剰処理をせざるを得ない。図 1 にみられるように、高加工度、超精密度を要求される高品质材料に対しては特に重要であり、今までのインライン式溶湯処理装置の単独的使用から複数台の

図 8 工業用沪過装置の沪過効果<sup>46)</sup>

(a) Alcoa 469(ボールフィルター)による酸化物除去  
(b) SNIF プロセスによるボライド (TiB<sub>2</sub>) 分布

装置の直列化、あるいは特性の異なる装置の組合せなど、極めて大掛かりなシステムに移行しつつある。

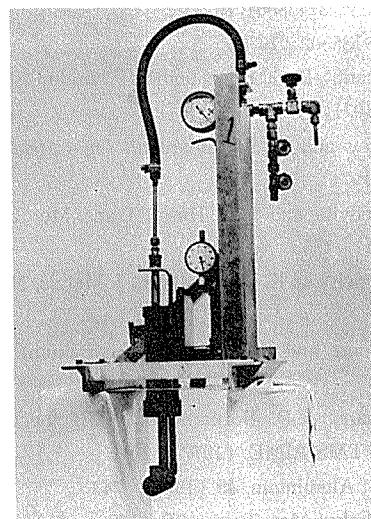
## 5. 溶湯の品質評価

アルミニウム中の水素分析法は真空固体加熱抽出法、真空溶融抽出法などの分析精度、信頼性共に優れる方法があり、標準試料の分析、品質管理の最終チェックに広く使用されている。実操業の溶湯品質管理用には、定性的評価であれば減圧凝固法、イニシャルバブル法があり、定量的評価に対しても Telegas 法、不活性ガスキャリア法などがある<sup>1,5)</sup>。最近ではイニシャルバブル法、Telegas 法にマイコンを組合せ、迅速化、信頼性を向上させた機種が市販されるようになり<sup>47)</sup>、炉前での水素分析法はかなり進歩した。特に Telegas 法は溶湯中でオンライン測定できる唯一の方法であり、ガス量の管理のみならず、脱ガス装置の水素ガス量測定センサーとしての応用も不可能ではない。

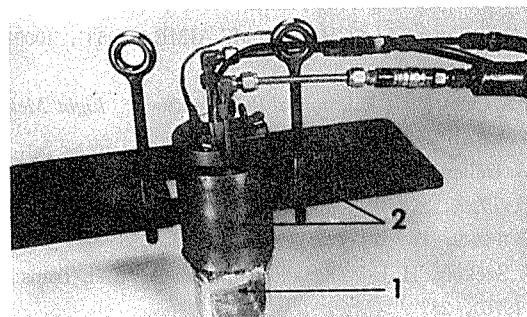
アルミニウムの溶湯処理技術の中でやや開発が遅れているのが、介在物量検査技術であろう。沪過装置の適正な評価が困難であるのも、このことに起因している。溶湯中の介在物はその量が少なく、局所的な偏在、突発的混入等、均一性に乏しいことから水素ガス量のように少量の試料で溶湯全体を評価することが難しい。しかし、最近、溶湯中の介在物量を検査する方法が種々開発されるようになった。図 9 に装置の例を外観写真で示す。図 9(a)は UCC (Union Carbide Co.) が開発した標準フィルター（黒鉛ポーラスフィルター、 $\phi 10\text{mm} \times 1 \sim 1.5\text{m}^t$ ）を用いた装置である<sup>48)</sup>。このフィルターを通じてアルミニウム溶湯を吸引し、フィルターの目詰り度を溶湯吸引重量の変化として捕え、介在物量を間接的に評価するものである。図 9(b)は Reynolds 社が開発した 4M(Mansfield Molten Metal Monitor) システムと呼ばれる装置であり、溶湯中に浸漬した超音波探触子の中空部を通過する介在物のエコーを捕えることでオンライン測定が可能である<sup>49)</sup>。検出できる介在物の大きさは数十  $\mu\text{m}$  といわれるが、感度が向上すれば沪過装置のプロセスセンサーとしての使用も可能と考えられる。

## 6. む　す　び

アルミニウムの溶湯処理の 2 大テーマである脱ガスと沪過の現状を振り返ると、実操業・装置面では処理装置としての形態が定まった感がある。すなわち、脱ガス装置においては SNIF 型に代表される回転ノズル型が広く普及して高効率化がはかられ、沪過装置においてはセラミック材の進歩による内部沪過型の交換式フィルターが主流となってきた。さらに、この両者を組合せた連続式溶湯処理システムへと指向し、最近の軽薄短小、高精度



(a) UCC 社の介在物サンプラー<sup>48)</sup>



(b) Reynolds 社の 4M システム<sup>49)</sup>

図 9 溶湯中の介在物測定装置

加工が進展するアルミニウム材料に適用されている。

このような実操業面での発展に対し、現象解明のための研究も最近手がけられるようになったが、まだ、実機に応用できるまでには至っていない。これには処理前後の溶湯品質の正当な評価が必要であり、水素ガス、介在物を定量的に把握しようとする試みがなされている。板材の疵検出技術のようにオンラインで溶湯品質評価が可能な検査技術の開発が望まれる。

## 文　献

- 1) 大丸 晋、吉田政博、城谷正人：本誌、19 (1978), 112.
- 2) P. S. Men'shikov, V. N. Parlov, V. F. Anosov and I. T. Gul'din : Tsvet. Met., No. 7 (1975), 46.
- 3) C. J. Simensen : Met. Trans., 12B (1981), 733.
- 4) 品田与志栄、上田徹完、西成基：軽金属、33 (1983), 445.
- 5) 軽金属学会研究委員会：研究部会報告書、No. 2 (1980).
- 6) H. Pfundt : Aluminium, 43 (1967), 363.
- 7) H. A. Sloman : J. Inst. Metals, 71 (1945), 391.
- 8) C. J. Simensen and G. Berg : Aluminium, 56 (1980), 335.
- 9) R. B. Blackburn : Aluminium, 56 (1980), 585.
- 10) 増山章一郎、新井浩三、大西東洋司、五島牧雄：軽金属、25 (1975), 129.

- 11) U.S. Patent, 3743500 (1973).
- 12) 特開昭51-135802 (1976).
- 13) M. V. Brant, D. C. Bone and E. F. Emley : J. Metals, No. 3 (1971), 3.
- 14) E. F. Emley and V. Subramanian : *Light Metals 2*, TMS-AIME, (1974), 571.
- 15) K. J. Brondyke and P. D. Hess : Trans. Met. Soc. AIME, 230 (1964), 1553.
- 16) L. C. Blayden and K. J. Brondyke : J. Metals, No. 2 (1974), 25.
- 17) G. B. Leconte and K. Buxmann : Aluminium, 55 (1979), 389.
- 18) K. Buxmann, J. D. Bornand and G. B. Leconte : *Light Metals 2*, TMS-AIME, (1977), 191.
- 19) G. Böhm : Aluminium, 49 (1973), 743.
- 20) A. G. Szekely : Met. Trans., 7B (1976), 259.
- 21) R. E. Miller, L. C. Blayden, M. J. Bruno and C. E. Brooks : *Light Metals 2*, TMS-AIME, (1978), 491.
- 22) J. H. Hicter : *Light Metals*, TMS-AIME, (1983), 1005.
- 23) U.S. Patent, 4401295 (1984).
- 24) J. A. Clumpner, J. E. Dore and R. E. Hershey : *Light Metals*, TMS-AIME, (1981), 751.
- 25) W. Geller : Z. Metallk., 35 (1943), 213.
- 26) 渡辺秀夫, 浅野鋼一, 佐伯毅: 鉄と鋼, 53 (1967), 297.
- 27) 藤井徹也, 鞍巖: 鉄と鋼, 56 (1970), 558.
- 28) J. Szekely, H. J. Wang and K. M. Kiser : Met. Trans., 7B (1976), 287.
- 29) 渡辺吉夫, 赫冀成, 浅井滋生, 鞍巖: 鉄と鋼, 69 (1983), 1160.
- 30) R. D. Pehlke and A. L. Bement, Jr. : Trans. TMS-AIME, 224 (1962), 1237.
- 31) J. Botor : Aluminium, 56 (1980), 519.
- 32) J. A. Dantzig, J. A. Clumpner and D. E. Tyler : Met. Trans., 11B (1980), 433.
- 33) G. K. Sigworth and T. A. Engh : Met. Trans., 13B (1982), 447.
- 34) T. A. Engh and G. K. Sigworth : *Light Metals*, TMS-AIME, (1984), 1329.
- 35) E. Csetényi, M. L. Endödi and E. Hidvégi : Aluminium, 58 (1982), 585.
- 36) D. Apelian, R. M. Mutharasan, C. A. Romanowski, R. E. Miller and C. E. Eckert : *Light Metals*, TMS-AIME, (1982), 935.
- 37) U. S. Patent, 1037538, (1912).
- 38) B. F. Ruth : Ind. Eng. Chem., 27 (1935), 708.
- 39) C. E. Eckert, R. E. Miller, D. Apelian and R. Mutharasan : *Light Metals*, TMS-AIME, (1984), 1281.
- 40) T. Iwasaki : J. Am. Water Works Ass., (1937), 1591.
- 41) K. J. Ives : Chem. Eng. Sci., 20 (1965), 965.
- 42) J. P. Herzig, D. M. Leclerc and P. Le Goff : Ind. Eng. Chem., 62 (1970), No. 5, 8.
- 43) 藤田賢二: 水道協会雑誌, No. 510 (1977), 12.
- 44) D. Apelian and R. Mutharasan : J. Metals, 32 (1980), 14.
- 45) R. Mutharasan and D. Apelian : *Light Metals*, TMS-AIME, (1983), 963.
- 46) C. J. Simensen : Met. Trans., 13B (1982), 31.
- 47) 今井正也, 加藤栄, 飯島泰正: 本誌, 25 (1984), 134.
- 48) R. N. Dokken and J. F. Pelton : Union Carbide Co., Tech. Report "Molten Aluminium Sampling for Solid Inclusions".
- 49) T. L. Mansfield : Material Evaluation, 41 (1983), 743.

技術資料

---

アルミニウム溶解炉における電磁攪拌\*

林 典 史\*\* 犬 丸 晋\*\*\*  
上 原 敏 彦\*\*\*\* 正 木 克 明\*\*\*\*\*  
伊 藤 清 文\*\*\*\*\*

Application of Electromagnetic Stirrer to  
Aluminium Melting Furnace

by Norihumi Hayashi, Susumu Inumaru, Toshihiko Uehara,  
Katsuaki Masaki and Kiyofumi Itoh

---

## アルミニウム溶解炉における電磁攪拌\*

林 典 史\*\* 犬 丸 晋\*\*\*  
 上 原 敏 彦\*\*\*\* 正 木 克 明\*\*\*\*\*  
 伊 藤 清 文\*\*\*\*\*

## Application of Electromagnetic Stirrer to Aluminium Melting Furnace

by Norihumi Hayashi, Susumu Inumaru, Toshihiko Uehara,  
 Katsuaki Masaki and Kiyofumi Itoh

## 1. はじめに

大型アルミニウム溶解炉のエネルギー源として、重油、灯油、LPG、LNG 等の燃料が使われ、これらの鋳造加工費の中に占める比率は 30~40% と高い。従って省エネルギー対策は重要であり、例えば、レキュプレータ、排熱ボイラ、装入材料の予熱等による排熱回収、炉壁の断熱、超高速バーナの使用、あるいは炉構造の最適化による放射伝熱の促進等の対策がなされている。さらに、これらの対策に加えて新たな省エネルギー技術の検討が要求されている。その一つとして、溶湯流動による熱伝達促進が期待される電磁攪拌装置の大型アルミニウム溶解炉への設置を検討した。

電磁力を溶湯金属の移送、攪拌に用いる研究は従来より行われている<sup>1~6)</sup>が、電磁攪拌装置が大型アルミニウム溶解炉に適用され始めたのは極めて最近のことである。従来の溶湯攪拌には、フォークリフトと攪拌板を用いる機械的方式<sup>7)</sup>、空気や不活性ガスを吹き込むバブリング方式<sup>8,9)</sup>、バーナ・ガス流を利用した方式<sup>10)</sup>等がある。これらに比べ電磁攪拌は、誘導電磁力を用いて溶湯攪拌を行うため、取り扱いが容易で異物混入や溶湯酸化の懸念が少ない。また耐火物寿命の増加、かす取り作業の短縮等による省力化も合わせて期待できる。

本報は電磁攪拌装置付スクラップ溶解炉による予備実験、更に大型炉への適用を検討するための水モデルによるシミュレーション、及び設置後の磁場測定とその解析

結果をまとめたものである。

2. 電磁攪拌の原理<sup>11)</sup>

電磁樞や電磁ポンプ等に利用されている電磁移送の原理は、電動モータの固定子を直線状に伸ばしたりニアモータと同じである。電動モータは固定子と可動子からなり、ニアモータは固定子のみで、可動子が移動させるべき金属片である。これに対して、電磁樞、電磁ポンプにおいては可動子にあたるもののが溶湯となる。固定子は誘導子とも呼ばれ、大型溶解炉炉底に図 1(a)のように設置され、電磁誘導によって溶湯に対し推力を発生する。

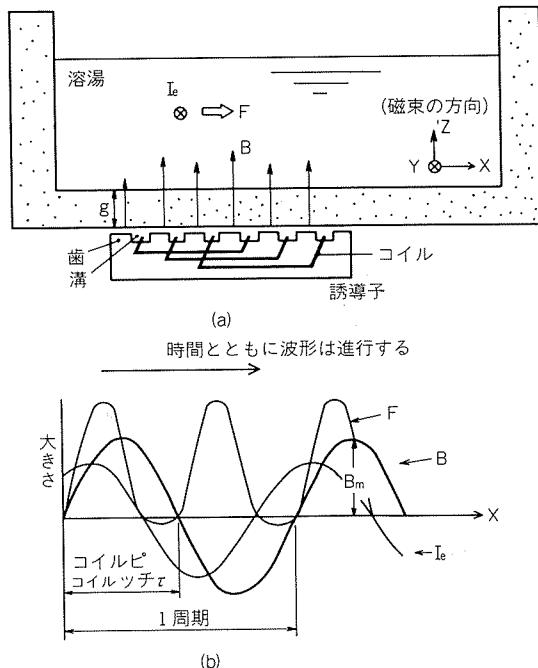


図1 溶湯電磁攪拌の原理

\* 昭和59年秋期軽金属学会で一部発表

\*\* 技術研究所プロセス研究部

\*\*\* 同所開発室(投稿当時は同所プロセス研究部)

\*\*\*\* 名古屋製造所鋳造部

\*\*\*\*\* 同所設備部

\*\*\*\*\* 技術研究所応用研究部

すなわち、誘導子に電流を流すと、アンペアの右ねじの法則に従って磁束が発生する。溶湯内に付加された磁束に対し、レンツの法則により逆方向磁束を生じさせる渦電流  $I_e$  が発生する。この  $I_e$  と磁束密度  $B$  とから、フレミング左手則により溶湯攪拌推力  $F$  が発生する。 $B$  は時間  $t$  と誘導子の位置  $X$  の関数であり、 $I_e$ 、 $F$  も同様である。図1(b)に任意の  $t$  における  $B$ 、 $I_e$ 、 $F$  の波形を示す。  $B$  は時間の経過と共に右方へ移動する進行磁界であり、同様に  $I_e$  及び  $F$  も  $B$  に対し位相差を持って進行し、溶湯を移動させることになる。

### 3. 予備実験

予備実験は美幸工業株式会社所有の30tスクラップ溶解炉(図2参照)を用いて行った。電磁攪拌装置は、出力20kW、周波数2Hzで、炉床部に80Gaussの磁束密度が得られるものである。

実験は予め溶解した15tの下湯中に冷材(トリミング屑0.5~0.8kg/個)2tを装入し、電磁攪拌の有無が冷材の溶解完了及びその後の昇温に及ぼす影響を調査した。溶湯温度は図2に示すA、B点について溶湯の上部、中間部、下部の3か所(150mm間隔)計6点で行った。

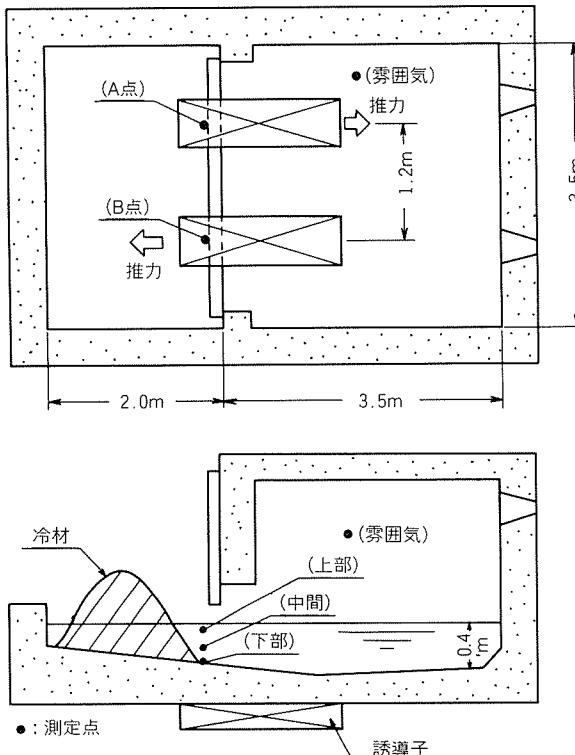


図2 30tスクラップ溶解炉と温度測定位置

電磁攪拌は5min毎に断続して行った。

測定結果を図3(電磁攪拌あり)及び図4(同無し)に示す。以上の結果によると電磁攪拌した場合、

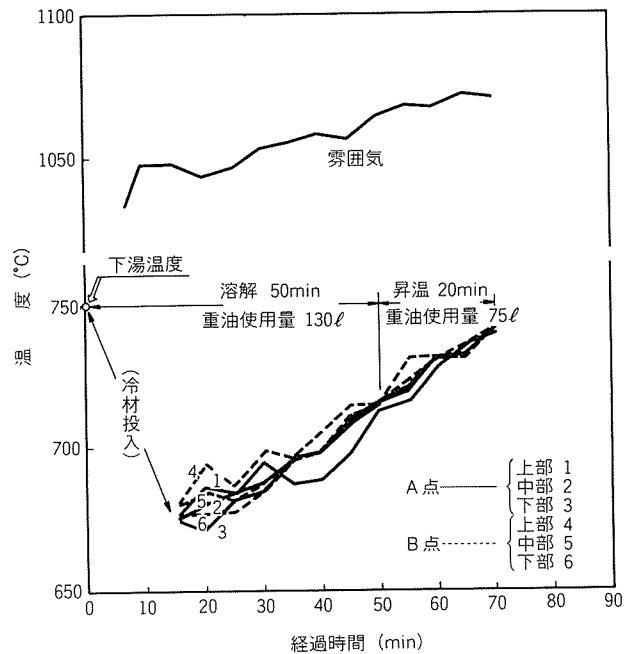


図3 電磁攪拌(5min間欠運転)した場合の炉内温度

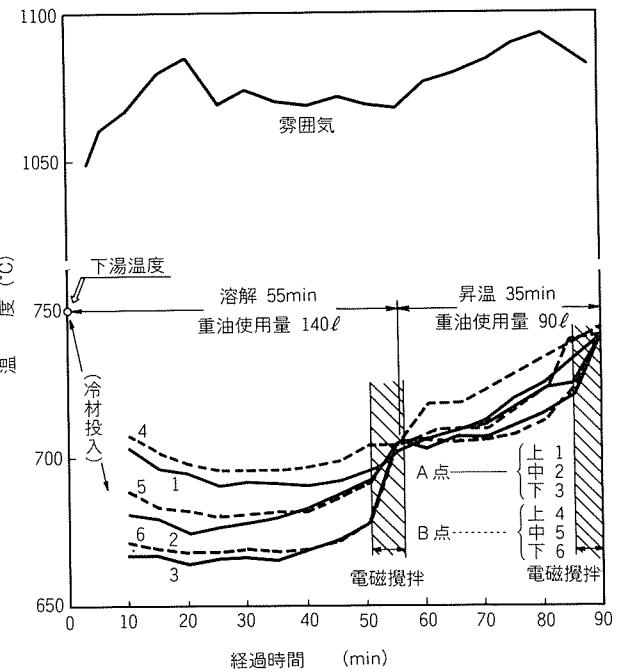


図4 電磁攪拌無しの場合の炉内温度

- (1) 冷材の溶解完了までの時間は5min(9%)短縮
- (2) 溶湯温度750°Cに達するまでの昇温時間は15min(43%)短縮

することが認められた。一方、重油使用量は冷材溶解完了までが10ℓ減(7%), その後の昇温で15ℓ減(17%)である。すなわち操業短縮が20min、重油が25ℓ減少したことになる。また図4に示されるように溶湯温度の場所によるばらつきは電磁攪拌によって5min程度で均一

化されている。ここで興味深いことは、電磁攪拌をすることにより炉内雰囲気温度が低くなるが、溶解が促進されることである。以上より電磁攪拌は省エネルギー及び溶解時間短縮に効果のあることが認められたので大型溶解炉への設置を行うこととした。

#### 4. 誘導子設置個所の検討

##### 4.1 検討方法

検討は実炉の1/10の水槽を用いた水モデルでのシミュレーションにより行うこととした。推力発生源としては水中モータを設置し、推力が多方向に分散しないよう攪拌装置有効長相当の水洞を設けて流れを集束させた。その水モデル装置を図5に示す。流れの可視化にはトレーサとして赤インクを用いた。推力発生源を種々の炉底各位置に対応する水槽内にセットし、流向、攪拌領域について観察した。

水モデルによるシミュレーションのための相似則では、変形レイノルズ数Re及びフルード数Frを実炉と等しくすることが理想であるが、これは非現実的なため、攪拌系シミュレーションに対して各種のスケール変換方法が提案されている。<sup>12)</sup>しかし、これにふさわしいスケール変換方法は無い。この実験では、流れの方向とデッドゾーンをおおよそ知ることをねらいとして、攪拌強さの目安

が得られる中島の方法によった。この方法では、同一の攪拌効果を得るために  $Q/V$  を実炉とモデルで等しくとる。Qは攪拌プロペラからの吐出量であり、Vは攪拌液の容積である。モデルは実炉と比べて、吐出面積が1/100、容積が1/1000となっているので吐出流速を1/10にすれば良いことになる。従って実炉における攪拌装置による溶湯流速が誘導子上部を2m/secで通過する攪拌を考えるなら、このモデルは0.2m/secの吐出速度することによりシミュレーションができることになる。

##### 4.2 水モデル実験による検討結果

水槽内各位置に推力発生源をセットした場合の流動パターンとその評価を表1に示す。

実操業では、誘導子の取付けは冷材装入の場所、バーナの位置と角度、炉壁の潰食等も考慮して最適位置を決定する必要がある。例えば、冷材が誘導子の真上に来る位置に取付けた場合には電磁力を受ける溶湯が少なくなる。また誘導子上部の吐出側付近で最大流速になるという端効果をもつのが一つの特徴であり、水モデルの場合とは異なっている。これらと前述の結果から表1の1および2の位置を最適と考え、1~2間で誘導子をスライドできるように設置することとした。

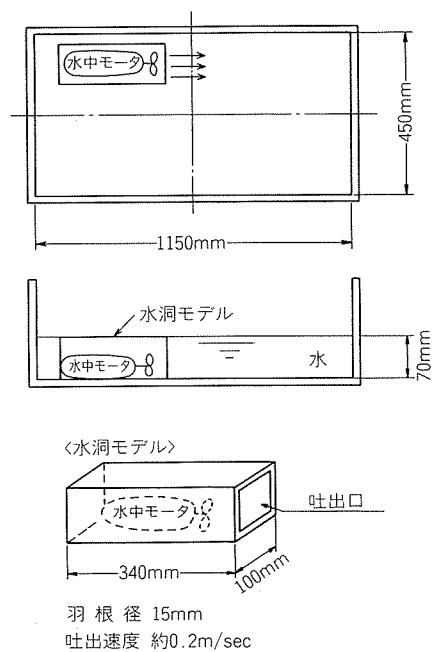


図5 1/10水モデル装置

表1 水モデルシミュレーションにおける攪拌パターン

	流動パターン <sup>(1)</sup>	評価
1		流れは前方の短辺壁面に届かず、手前側で二分される。
2		短辺壁面へ衝突した流れは、装置内に戻され対流するが、装置後方迄の対流はない。
3		上記の場合より更に大きなデッドゾーンが装置後方にできる。
4		長辺壁面で衝突した流れは、二分されるが、炉中央部に向う対流は弱く、大きなデッドゾーンができる。
5		流れは前方短辺壁面に届かず、槽中央にて流路が二分され装置内へ戻る。前方にデッドゾーンができる。
6		前方短辺壁面で流れは二分され、装置内へ戻る。 装置後方にデッドゾーンができる。
7		前方長辺壁面で流れは二分され、槽壁を伝うようにして装置内へ戻る。従って装置の右方、左方の中心に一つずつデッドゾーンができる。

注(1) ■ 強い流れ、▨ 弱い流れ

## 5. 実炉及びその磁場解析

### 5.1 実炉と誘導子取付位置

図6に60t大型溶解炉と誘導子の取付位置を示す。この誘導子は、出力80kW、周波数0.5~9.9Hz、炉床部で280Gauss以上の磁束密度が得られるものである。

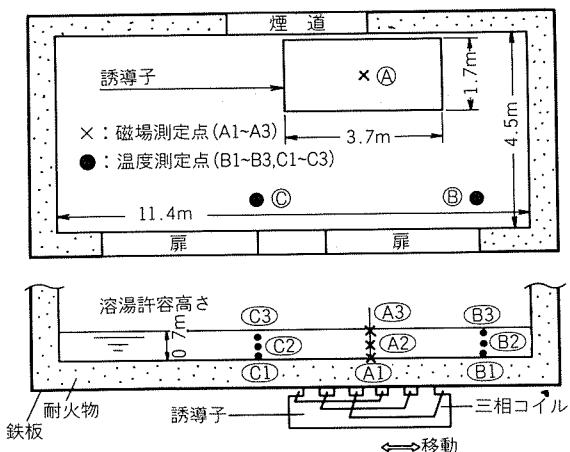


図6 実炉寸法と誘導子取付位置

### 5.2 炉内の磁束密度と推力

解析解と実験値を比較し、電磁攪拌による溶湯への攪拌力の大きさと向き並びに溶湯流動について推定した。解析解では一方向渦電流場を考え、溶湯-空隙間の境界条件を考慮して溶湯中垂直方向の磁束密度成分B<sub>z</sub>は(1)式のように求められている<sup>4)</sup>

$$B = \frac{e^{-\frac{\pi}{\tau} \eta \cdot (Z-g) \cdot k}}{\sqrt{(1-\eta^2) + \eta^2 \cosh 2 \frac{\pi}{\tau} g + \eta \sinh 2 \frac{\pi}{\tau} g}} \cdot B_m \quad (\text{Wb/m}^2) \cdots \cdots (1)$$

$$\eta = \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{\sqrt{1+\varepsilon^2} + 1}$$

$$\varepsilon = \frac{2 \cdot \mu \cdot S \cdot \tau^2 \cdot f}{\pi \cdot \rho}$$

ここで、 $\tau$ : コイルピッチ  $f$ : 周波数  $S$ : すべり

$\rho$ : 溶湯固有抵抗

$Z$ : 誘導子からの $Z$ 方向距離

$g$ : 溶湯誘導子間ギャップ  $\mu$ : 透磁率

$B_m$ : 装置の発生垂直方向磁束密度

$k$ : 補正係数

これより攪拌方向推力 $F$ は(2)式となる<sup>4,11)</sup>

$$F = \frac{\tau \cdot f \cdot S}{\rho} B^2 \quad (\text{N/m}^3) \cdots \cdots (2)$$

(2)式から $F$ は、 $B$ と $f$ によることがわかる。図7は、 $g=0.6m$ とした時の $Z$ と $B$ の関係を周波数毎に求めたものである。周波数の低い程、磁束密度は大きくなっている。一方、推力に相当する単位面積力 $P$ は(2)式から(3)式

のように求められる。

$$P = \int_{0.6}^{0.6+h} F \cdot dZ \quad (\text{N/m}^2) \cdots \cdots (3)$$

ここで、 $h$ : 溶湯高さ

炉内の溶湯の高さ $h=0.7m$ の場合、 $P$ は図8の破線のようになり、ある周波数で最大値が得られる。しかし実炉では、炉底の鉄板や、誘導子のコア、ケーシングなどの影響を受け $P$ は解析解と異なってくる。図9は空炉

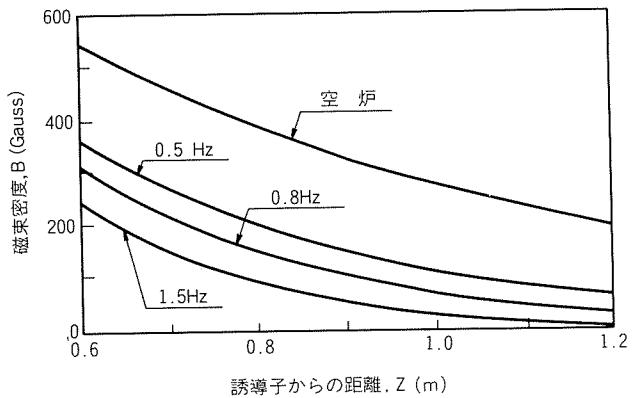


図7 溶湯中垂直方向磁束密度

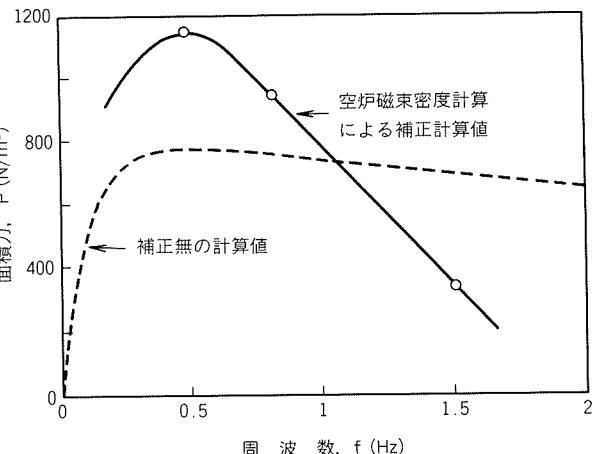


図8 周波数と推力の関係

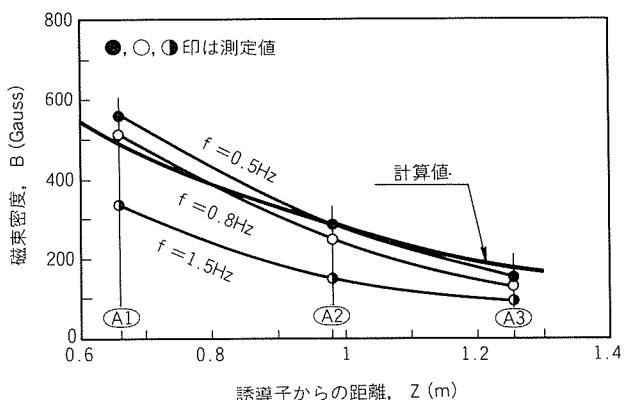


図9 空炉時の磁束密度

時の解析解による  $B$  と、実測値とを比較したもので、磁束測定点は図 6 の A1 ~ A3 である。(1)式による  $B$  は、導電体がないとする  $\rho = \infty$  では周波数に無関係であるが、実測値では周波数が低い程磁束密度は大きく、前述した影響がでている。この影響を周波数毎に考慮して(1)式の  $B_m$ ,  $k$  値を補正し  $P$  を求めると 図 8 の実線のようになり、周波数 0.5 Hz の場合に最大となることがわかる。

## 5.2 攪拌推力の向き

図10 は炉内の X, Y, Z 方向（図 1 参照）について  $B$  を測定した一例を示す。磁束は各方向とも同程度の大きさであるが、それぞれの磁束変化には位相差があることがみられる。従って、推力の向きを考える場合には、三次元解析が必要となる。この場合、電磁攪拌に使用する周波数は非常に低いため、ビオサバールの法則を用いて  $B$  の時間的及び位置的な差を近似的に解析する。すなわち、

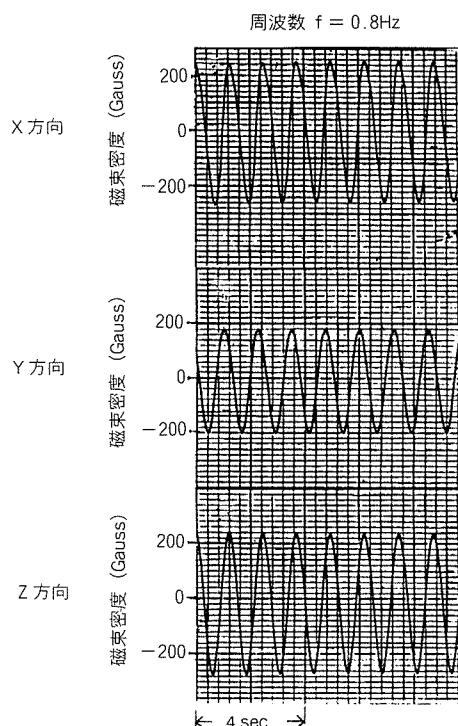


図10 空炉内の X, Y, Z 方向の磁束測定例

誘導子に巻かれている一相分のコイルを図11のような長方形コイルと近似すれば、例えば座標(x, y, z)のV相長辺側一辺より受ける磁界  $H$  は(4)式のように求められる<sup>13)</sup>

$$H = \frac{I}{4\pi\sqrt{(y+T)^2+z^2}} \left( \frac{x+W}{\sqrt{(x+W)^2+(y+T)^2+z^2}} + \frac{-(x-W)}{\sqrt{(x-W)^2+(y+T)^2+z^2}} \right) \quad \dots \dots (4)$$

ここで、  $I$  : 電流

$T$  : 長方形コイル短辺長さの 1/2

$W$  : 長方形コイル長辺長さの 1/2

同様に三相入力電流の各相間の位相差やコイル位置のそれを考慮すれば X, Y, Z 各方向の磁界成分が計算でき、

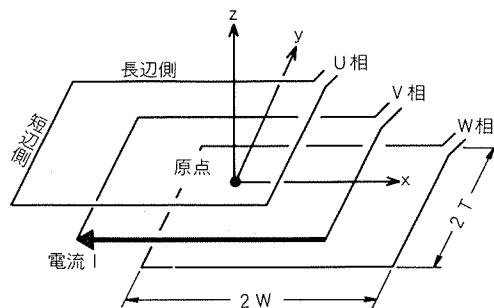


図11 誘導子コイルモデル

空气中では  $\mu = 4\pi \times 10^{-7}$  であるから空炉中での  $B$  が求まる。この方法によって  $B$  は入力電流より直接求められるが、溶湯中に発生する渦電流の影響が考慮できないのでその大きさは近似的である。しかし、三次元的な計算が簡単に実行され、時間、位置による磁束の向きを知るには十分といえよう。図12(次頁)は、誘導子上の炉底部でホール素子センサを 0.2m/sec の速度で移動させ、各位置における位相差を測定した結果と、ビオサバールの法則からの計算値を比較したものである。この時の攪拌装置運転周波数は 0.5Hz である。波形は良く一致しており、近似計算による誤差の少ないことがわかる。

この位相差からみると、X 方向と Z 方向では  $X=0$  の中心部でほぼ 90° の位相差があり、  $X < 0$  では 90° より小、  $X > 0$  では 90° より大となっており、位置により徐々に位相差が変化していることがわかる。Y 方向は  $Y=0$  で極性が反転しており、  $Y < 0$  では Z 方向と同相、  $Y > 0$  では逆相となっている。

これから推力の向きを推定してみると、水平方向の推力を生じさせる Z 方向の磁束が最大となる瞬間は、誘導子上左側では X 方向と Z 方向が同相傾向になり、中央部では X 方向磁束は零、右側では逆相傾向となる。このため時間平均された推力は図13 の如くなっていると推定される。

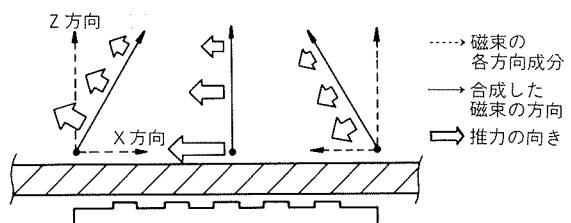


図13 推定される推力の向き

## 5.4 流速

流速の変化が加わる力に比例し、質量に反比例すると近似すれば、その溶湯加速度  $\alpha$  は(5)式で示される。

$$\alpha = \frac{P}{\rho \cdot h} \quad \dots \dots (5)$$

ここで、  $P$  : 単位面積力  $\rho$  : 密度

$h$  : 溶湯高さ

従って、図 8 の  $P$  の値から各周波数毎の  $\alpha$  を求め(6)式に

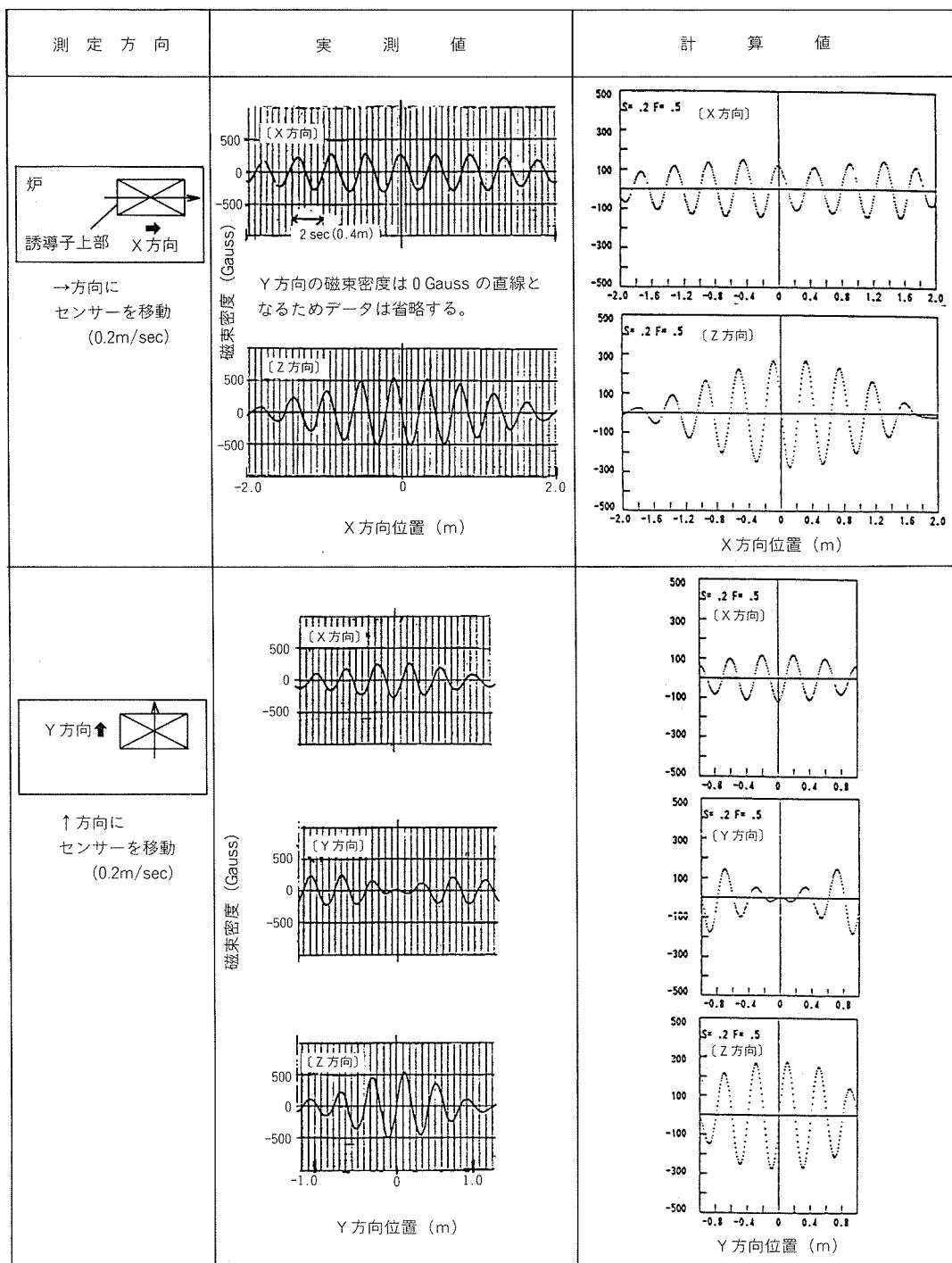


図12 X, Y, Z, 方向磁束位相差の実測値と計算値の比較

代入すれば流速  $v$  が得られる。

$$v = C\sqrt{2 \cdot \alpha \cdot l_x} \quad \dots \dots (6)$$

ここで、C : 流量係数  $l_x$  : X 方向加速距離  
 $C = 1$  として、 $l_x$  に誘導子実効長 3.7 m を代入すれば、 $f = 0.5 \sim 1.5 \text{ Hz}$  では  $v = 1.3 \sim 2.2 \text{ m/sec}$  が得られる。実際に攪拌中の湯面における速度を耐火物（マリナイト）を浮ばせて測定した結果は、約  $0.5 \sim 1.0 \text{ m/sec}$  であり、(6)式において C を選定すれば十分に速度評価は

できるといえる。

### 5.5 溶湯中の磁束

溶湯中の磁束測定には、ホール素子が空冷可能な図14のセンサを用いた。この測定結果を図15に示す。炉中央部の Z 方向磁束密度は空炉の時に比べて大幅に小さくなっている。当然予想されることだが渦電流の影響の大きいことが認められる。

これにより 5.3 項で検討した溶湯の推力の向きは、より急勾配になっていると考えられる。

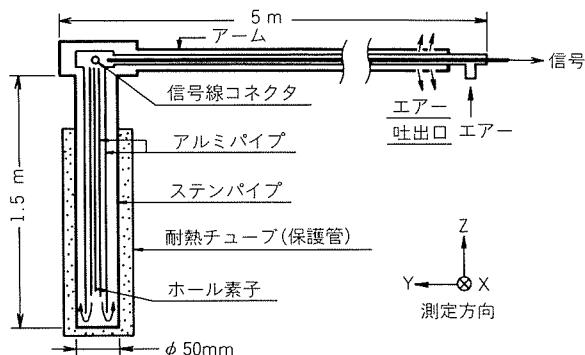


図14 溶湯中磁界測定センサー

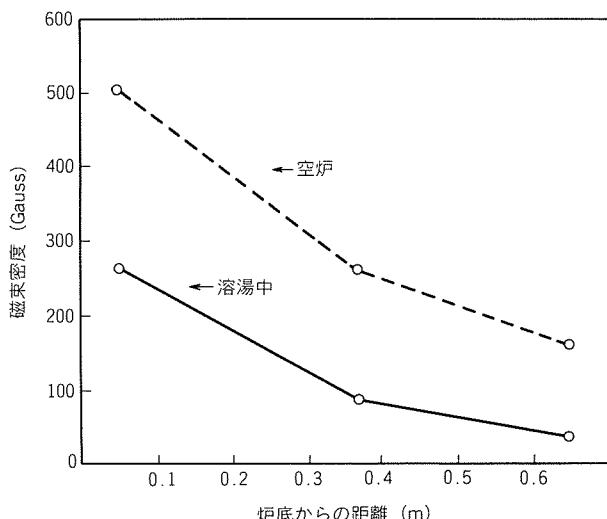


図15 空炉、溶湯中における磁束密度の測定値

## 6. 大型アルミニウム溶解炉における電磁攪拌効果

図16に電磁攪拌による溶湯中の温度分布の測定結果を示す(測定位置は図6のB1~B3, C1~C3)。明らかに電磁攪拌は溶湯の温度分布の均一化に効果のあることが認められる。また、従来の機械的攪拌時と同等の化学組成均一効果があることも確認された。特に温度分布の均一化の効果は、温度管理が非常に困難な大型炉において、追焚きを省くと共に、焚き過ぎによる燃料ロス防止を可能とする。現状では溶解に使用される重油使用量の3~6%が節減され、作業面では電磁攪拌により人手によるカス寄せが不要となっている。

## 7. 結 論

本報では、大型アルミニウム溶解炉に電磁攪拌を設置し、その磁場解析結果を主としてまとめた。省エネルギー

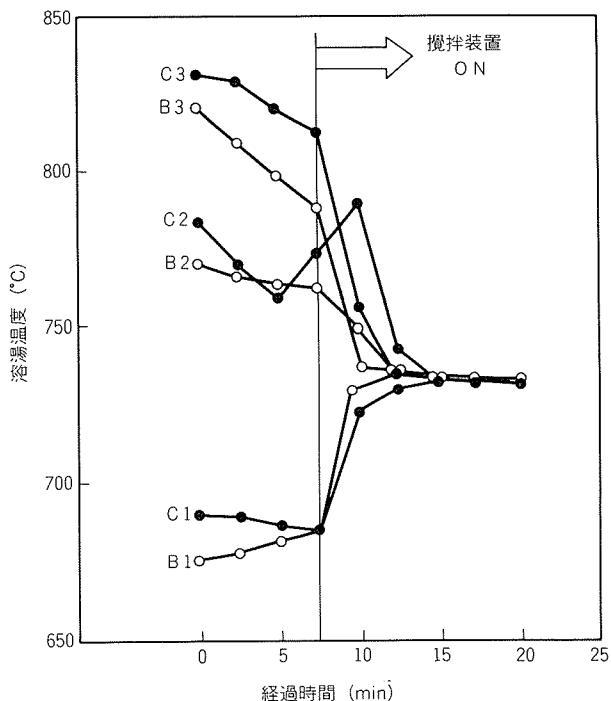


図16 大型溶解炉の溶湯温度分布

効果が認められたが、さらに、操業時間の短縮、炉床付着カス減少による炉修インターバルの長期化など多くの効果も期待され、今後蓄積すべきデータは多い。

なお、有限要素法を用いた電磁界解析を現在検討中であり、この結果が得られれば、効果と攪拌力の関係が明らかにされ、より適切な電磁攪拌条件が得られるものと考えられる。

最後に予備実験に御協力戴いた美幸工業株式会社殿及び一連の実験に関して御援助戴いた方々に厚く御礼を申し上げる。

## 文 献

- エリアヴェルデ：溶融金属の電磁移送、日ソ通信社、(1965).
- エリアヴェルデ：溶融金属の電磁鋳込と電磁処理、日ソ通信社、(1968).
- 川瀬、沢井：電気学会雑誌、87 (1967), 1582.
- 星加、山下：神鋼電機、26 (1981), 25.
- 鈴木：Al—ある、(1981~10), 59.
- Y. Sundberg : ASEA JOURNAL, 44 (1971), 71.
- 吉田：特許公報、No. 13828 (1983).
- ボリス・セルゲーウィツチ・ドルゼンコフ他：特許公報、No. 28833 (1984).
- アンドリーフ・ウラディミル・フィリポビッチ他：特許公報、No. 28834 (1984).
- 吾郷：工業加熱、20 (1984), 19.
- 山田：産業用リニアモーター、工業調査会、(1981), 53.
- 藤田、東畑：化学工学II、東京化学同人、(1972), 136.
- 例えば 電気磁気学演習、学叢社、(1971), 270.

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS (Title No. R-294)

技術資料

アルミニウム圧延油中の異物分離について\*

花木和宏\*\*

Separation Technology for Contaminants  
in Aluminium Rolling Lubricants

by Kazuhiro Hanaki

住友軽金属工業株式会社技術研究所

# アルミニウム圧延油中の異物分離について\*

花木和宏\*\*

## Separation Technology for Contaminants in Aluminium Rolling Lubricants

by Kazuhiro Hanaki

### 1. はじめに

圧延油は長期間循環使用すると、成分が変化して潤滑性が劣化したり、異物が増加して板表面に欠陥<sup>1)</sup>を生じやすくなる。圧延油の成分変化は、最近の分析機器の発達により容易に解析できるようになってきている<sup>2)</sup>。アルミニウムの場合、圧延材料が軟かいので、鉄鋼のように圧延ロールが摩耗することが少なく、圧延油中の異物は圧延材料から発生するアルミニウム摩耗粉が大部分を占めている。この摩耗粉は比重が小さいので沈降しにくく、通常の遠心分離だけでは除去できず、また、非磁性なので、マグネットセパレータも使用できない。したがって、異物の分離は、ろ過を主体とする方法で行われているが、最近ではろ過以外の方法も開発された。

本報はアルミニウム圧延油中の異物分離技術に関して今後の方針を探るため、熱間、冷間および箔圧延油中の異物分離技術の概要とその問題点についてまとめたものである。

### 2. 热間圧延油における異物分離

熱間圧延油としては、非イオン系もしくは脂肪酸・アミン系の乳化剤を使用した濃度3~10%のエマルションが使用されている。熱間圧延板の表面品質は後工程に大きな影響を及ぼすので、エマルション管理が重要であり、油分濃度、pH、添加剤濃度、フリーオイル量、スカム量、灰分、バクテリアなどを適切に管理する必要がある<sup>3)</sup>。この場合、

- (1) ろ紙を用いた重力ろ過
- (2) スカム除去
- (3) 加圧ろ過

が行われ、現状ではこれらを単独または併用している。

\* 潤滑、29(1984), 905に主要部を掲載

\*\* 技術研究所化学研究部

#### 2.1 ろ紙を用いた重力ろ過

この方法は、比較的大きな異物の除去(数10μm以上)に用いられ、一次ろ過的性格をもつ。除去効率は、ろ紙の目を細かくすれば高められるが、油分の持出し量の増加やろ過速度の低下が著しくなるため、圧延機からのもどり油を全量ろ過できるような気孔径のろ紙が使用されている。

摩耗粉の発生量やその分散状態は、乳化剤のタイプによって異なるものと考えられるが、非イオン系乳化剤を用いたエマルジョンの場合、異物はタンク上部に浮上しにくく、かつ、凝集する傾向があるため、この方法である程度の圧延油清浄度が得られる。

#### 2.2 スカム除去

脂肪酸・アミン系の乳化剤を用いたエマルジョンの場合は、異物はタンク上部に浮上しやすいため、エマルジョンの自浄作用によってスカム(異物を多量に含んだ油)として除去できる。長期間使用したエマルジョンは、自浄作用の劣化によりスカムが十分に分離しなくなる。これを防止する方法は、次のようである<sup>4)</sup>。

- (1) フリーオイル(乳化しない油分)を比較的多量に発生する油を添加する。
- (2) 硅藻土などの助剤をエマルジョンに添加混合し、助剤とともに異物を分離浮上させる。
- (3) エマルジョンを加熱し、強制的にフリーオイルを発生させる。

スカム除去は、異物と共に油分も取り除くことになり、清浄化のためその頻度を多くすると油分濃度が低下し、したがって圧延油消費量を増大させることになる。

#### 2.3 加圧ろ過

加圧ろ過は、管状のろ材表面に硅藻土をプリコートしてろ過する方法<sup>5)</sup>があるが、国内ではほとんど採用されていない。また、米国では厚手の特殊なろ紙のみで加圧ろ過する方法が採用されているというが、報文はない。

### 3. 冷間圧延油における異物分離

冷間圧延油としては、2.5~5.0 cSt の低粘度鉛油に油性向上剤として高級脂肪酸、アルコール、エステルなどを数%添加したものが使用されている。発生する摩耗粉は5μm以下のが主とされている。図1は当社において粒径分布を測定した一例を示し、各種孔径のメンブレンフィルタで段階的にろ過して求めた。この場合は、1μm以下の異物が大部分を占め、また、その形状は図2に示すように薄片状のものが多い。

発生する摩耗粉量は、圧延油の基油粘度、添加剤の種類、圧延速度などによって影響され、とくに脂肪酸の添加は細かい摩耗粉を多量に発生しやすい<sup>6)</sup>。当社における測定例でも、図3、4に示すように、添加剤の種類や圧延材質によって摩耗粉発生量は大きく異なるが、脂肪酸の添加に関して上記と同様な結果が得られている<sup>7)</sup>。

冷間圧延油における異物分離は、

- (1) ろ紙を用いた重力ろ過
- (2) ろ過助剤を用いた加圧ろ過
- (3) 凝集分離法

などが採用されている。

#### 3.1 ろ紙を用いた重力ろ過

この方法では、数μm以下の微小異物の除去が困難なため、比較的大きな異物を除去する一次ろ過的性格のものである。ろ紙のみで微小異物除去を行うとろ過速度が著しく遅くなるので、供給量が1,000~10,000 l/minにも及ぶ場合は実用性に乏しい。

#### 3.2 ろ過助剤を用いた加圧ろ過

この方法は、ろ紙または管状ろ材表面にろ過助剤を数

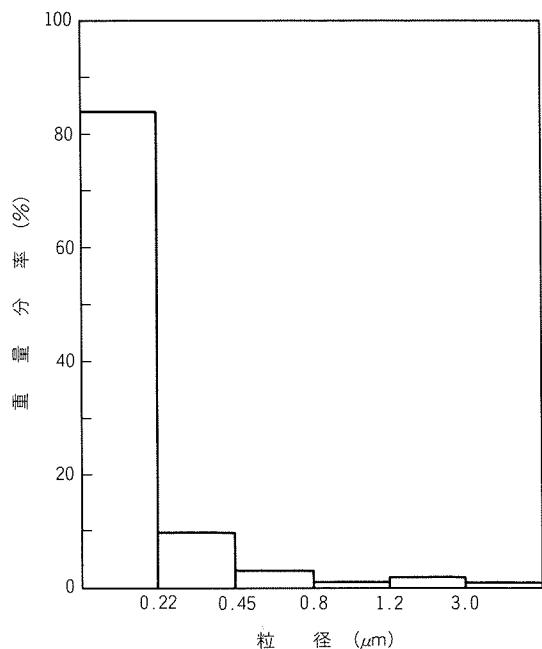
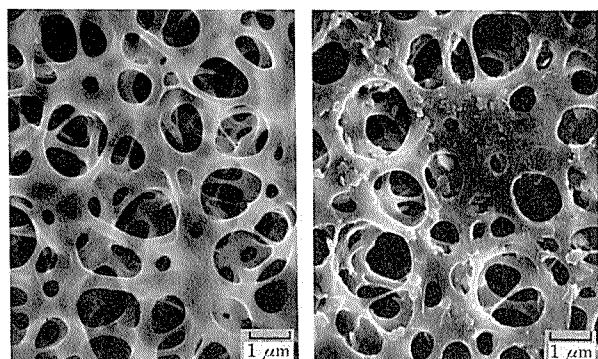


図1 冷間圧延油中異物の粒径分布測定例

(0.20μmメンブレンフィルタによる繰返しろ過で得られた)  
(異物量を異物総量とした)

mm付着させ、圧延油を加圧ろ過する。ろ過助剤には、硅藻土と活性白土(図5参照)の混合物が用いられる。硅藻土は多孔性であり、この孔によって物理的に異物を捕そくする。硅藻土は産地、その供給業者によって化学組成、粒度分布が異なっている。表1にアルミニウム冷



(a) ろ過前のフィルタ表面 (b) ろ過後のフィルタ表面

図2 フィルタに捕そくされた異物  
(フィルタ孔径0.45μm使用)

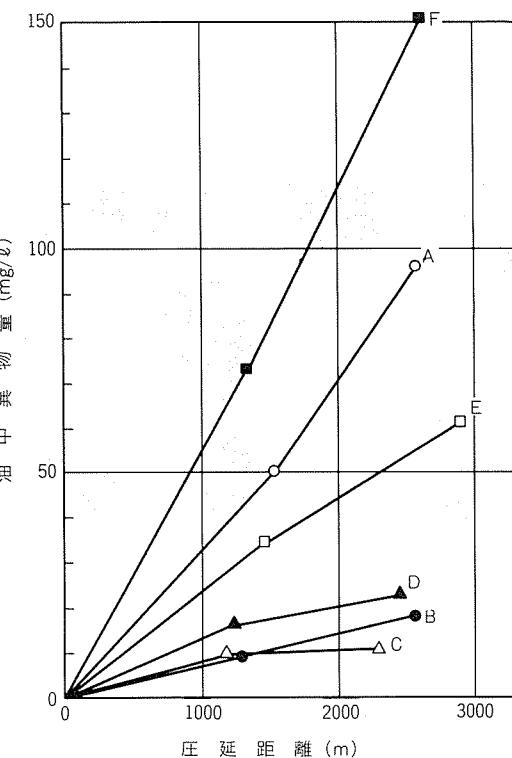


図3 各種添加剤使用時の圧延距離と油中異物量の関係<sup>7)</sup>

実験条件  
• 圧延材 5052, 0.87mm<sup>t</sup>×100mm<sup>w</sup>×coil  
• 圧下率 30%, 圧延速度 20m/min

• 圧延油添加剤

A : 高級アルコール+極圧添加剤

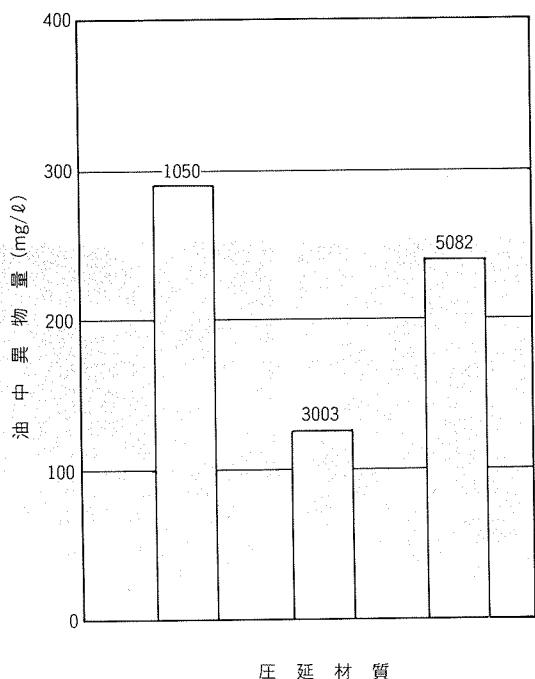
B : 高級アルコール

C : 高級脂肪酸ブチルエスル

D : 高級脂肪酸オクチルエスル

E : 高級アルコール+高級脂肪酸メチルエスル

F : 高級脂肪酸

図4 圧延材質と油中異物量<sup>7)</sup>

- 実験条件
- ・圧延材  $1.2\text{mm}^t \times 100\text{mm}^w \times \text{coil}$
  - ・圧下率 30%, 圧延速度 20m/min
  - ・圧延距離 1300m
  - ・圧延油添加剤: 高級アルコール+極圧添加剤

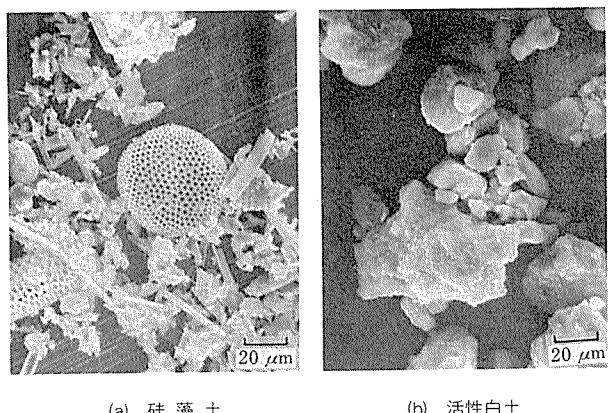


図5 硅藻土および活性白土

間圧延油のろ過に用いられている硅藻土の化学組成と粒度分布を示す。活性白土は表面に正のzeta電位を持つ粘土系であり、硅藻土のように多孔性ではないが、圧延油中に存在する微小異物を吸着捕そくする。活性白土の化学組成は、硅藻土に比較して酸化アルミニウムの比率(8~20%)が高い。活性白土の混合比が高くなると、油性向上剤をも取り去るから、硅藻土との混合比が重要である。

図6は加圧ろ過機のろ板部を、図7はそれを用いた清浄化システムを示す。注意すべき点としては、ろ過助剤プリコート時のろ過助剤の洩れ、油中水分によるフィルタの目詰り、活性白土による油性向上剤の吸着、圧延油

表1 硅藻土の化学組成と粒度分布

供給業者	A	B	C	D
化学組成(%)	SiO <sub>2</sub>	89.6	90.6	89.2
	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	4.0	3.8	5.2
	Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	1.5	1.0	1.3
	CaO	0.5	0.4	0.9
	MgO	0.6	0.5	0.6
	その他	3.8	3.7	2.8
粒度分布(%)	>40μm	6.0	7.2	9.2
	40~20μm	15.5	20.9	17.3
	20~10μm	33.5	33.9	39.4
	10~6μm	22.0	20.1	27.1
	6~2μm	21.5	16.9	6.2
	<2μm	1.5	1.0	0.8
真比重	2.30	2.30	2.20	2.30
かさ密度(g/cm <sup>3</sup> )	0.28~0.31	0.32	0.32~0.34	0.31
分類	海洋系			淡水系

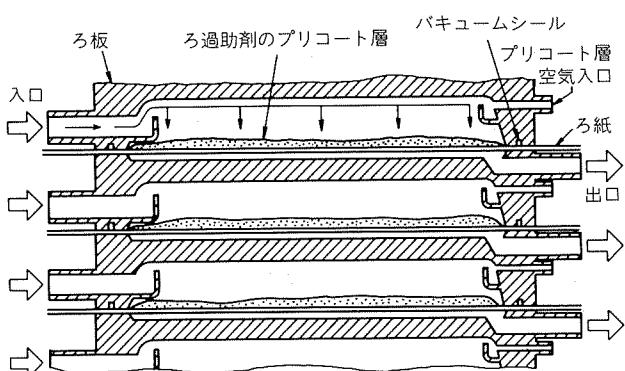


図6 加圧ろ過機のろ板

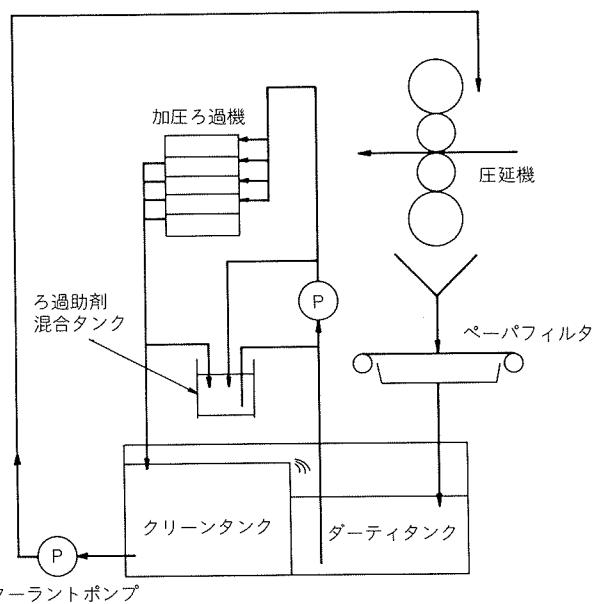


図7 清浄化システム

を含んだ多量のろ過助剤の廃棄コストなどがある。プリコート時のろ過助剤洩れに関しては、一定のプリコート層形成までのろ液を別タンクで循環したり、圧延油タンクのダーティタンク側に戻したりしてクリーンタンク側の清浄度を保つ方法がとられる。

### 3.3 凝集分離法

凝集分離法は近年開発された方法である。この原理は、加熱した圧延油と極少量の濃炭酸ナトリウム溶液を短時間接触させ、油中のアルミニウム微小粉の表面電荷を中性にして凝集させるものである。図8に凝集分離システムを示す。圧延油はポンプ①により熱交換器②に送られ、次いで加熱器③で90°Cまで加熱後ミキサ④に送られる。ここで濃炭酸ナトリウム溶液⑤を0.1%添加して強力に攪拌され、次に凝集器⑦に送られて一定時間静置される。油は最終的に遠心分離機⑧により清浄化され、さらに熱交換器②を経由して圧延油循環システムへ送られる。凝集物の分離は、遠心分離によって連続的に行われ、排出物回収タンク⑨に集められる。この方法による排出物量は、ろ過助剤を用いた加圧ろ過法の10~15%程度であり、排出物中に70~80%の油を含むため直接焼却が可能である<sup>8)</sup>。異物除去のランニングコストを考えると興味あるシステムといえる。

これら異物分離装置の性能とは別に、操業スケジュール面での配慮も重要である。特に冷間粗圧延機では1台の圧延機に対する負荷が大きいため、異物発生の多い材質を一度に大量に圧延しないなどの異物発生量そのものを少なくするような対策をとらないと、ろ過機の能力以上に異物が発生してフィルタの目詰りを起こしたり、管理値以上に異物量が増加することがある。

なお、本質的な異物分離とはやや外れるが、アルミニウム冷間圧延油は比較的の低沸点で沸点範囲の狭い鉛油を使用しているため、圧延油の再生や通常の異物分離法では除去できない微小異物の除去を目的とした減圧蒸留が行われる場合もある<sup>9)</sup>。

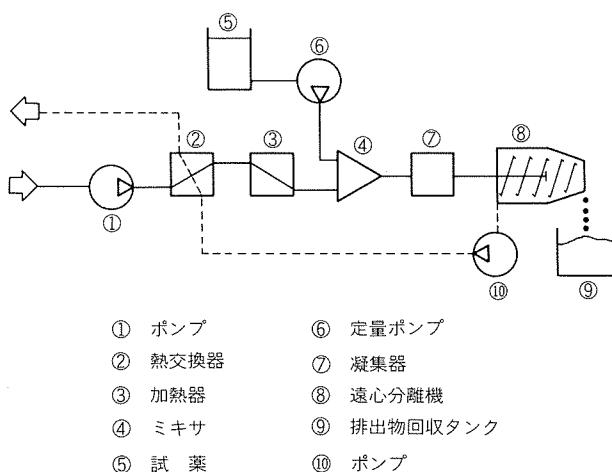


図8 凝集分離システム<sup>8)</sup>

### 4. 箔圧延油における異物分離

箔圧延油は、1.5~2.0 cStの低粘度鉛油に1~3%の高級脂肪酸、アルコール、エステルを添加したものが使用されている。異物が増加すると、供給ノズルの目詰り、圧延油の粘度変化による潤滑性の劣化、焼鈍後の箔表面の変色、ピンホールの多発、圧延中の箔切れなどの問題が発生する。箔圧延油では、

- (1) ろ過助剤を用いた加圧ろ過
- (2) 静電分離法

などの異物分離が採用されている。

#### 4.1 ろ過助剤を用いた加圧ろ過

箔圧延油は、冷間圧延油と同様に鉛油系圧延油であり、使用される加圧ろ過機やろ過助剤も冷間圧延油の場合と同様のものである。箔圧延油の場合は、補助的に配管内にカートリッジフィルタを入れることがあり、フィルタ孔径は通常0.45~5 μm程度のものが使用されている。

#### 4.2 静電分離法

静電分離法は、異物を含んだ油に高電圧を負荷し、帯電した異物を誘電体に吸引付着除去する方法であり、従来は産業機器の作動油の清浄化に利用されていたが<sup>10)</sup>、近年、箔圧延油に適用された<sup>11)</sup>。その静電分離機の断面図を図9に示す。圧延油を分離機に導入した後30~50 kV(直流)の高電圧を電極間に与え、帯電した異物を誘電体のガラスビーズ表面に吸引付着させる。一定時間処理後電源を切り、ガラスビーズ間に蓄積した異物を逆洗によって集め、遠心分離機を使用してこの異物濃縮油から異物のみを除去する。

ろ過法では、ある一定以上の大きさの異物を捕そくするのみであり、微小な異物は徐々に蓄積するのに対して、静電分離法は異物の大きさにほとんど関係なくサブミク

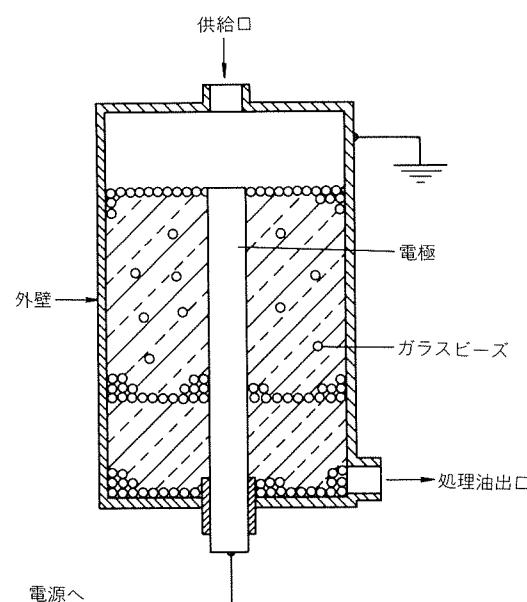


図9 静電分離機の断面<sup>11)</sup>

ロン・オーダの異物をも捕そくでき、集じん容量が大きく目詰りしないのが特長である。また、圧延油添加剤の選択吸着がなく、排出物中の圧延油量を少なくできるという利点もある。短所としては、油中水分量が多い場合(500mg/l以上)や高流速下では異物除去効率が低下することがあげられる。Fritzsche らは、9,000~18,000 l/min の供給油量の箇圧延機(タンク容量4,000 l)に75.6 l/min のバイパス方式で本システムを使用し、図10に示すように数時間の処理で灰分を0.07%から0.01%まで低下させることができたと述べている<sup>11)</sup>。

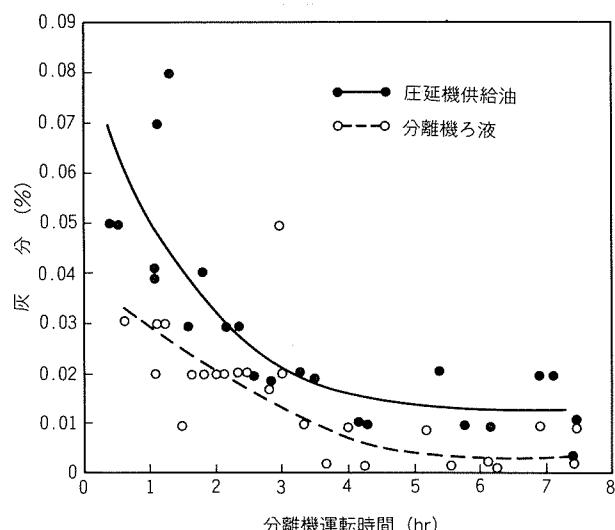


図10 静電分離機操業データ<sup>11)</sup>

## 5. おわりに

アルミニウム圧延油中の異物分離技術について、圧延油の種類別にその概要を述べた。熱間圧延油エマルジョン中の異物分離技術は、今後さらに検討を加える必要がある。また、異物分離法は、異物発生を前提とした対症療法であるが、異物(摩耗粉)発生量そのものを極力少なくするための添加剤の開発、圧延条件の検討なども重要な課題である。

## 文 献

- 1) 軽金属学会研究委員会金属加工部会：アルミニウムおよびアルミニウム合金の表面欠陥分類、軽金属学会、(1980).
- 2) 花木和宏：住友軽金属技報、25 (1984), 264.
- 3) 広瀬弥五郎：軽金属、30 (1980), 287.
- 4) 藤井雄三：AI - ある、(1980), 287. (1981. 11)
- 5) D. H. Swan : Anti. Corrosion, (1971) 18.
- 6) 小倉茂穂、関克巳：塑性と加工、16 (1975), 93.
- 7) 花木和宏：軽金属学会第61回秋期大会講演概要集、(1981. 11月), 103.
- 8) H. Höfling and J. Oertle : Lub. Engng., 37 (1981), 195.
- 9) A. E. Hindi : Lub. Engng., 34 (1978), 37.
- 10) 飛栖虎男：潤滑、29 (1984), 881.
- 11) G. R. Fritzsche and S. J. Sansonetti : ASLE 34th Ann. Meet., Preprint 79-AM-6A-1, (1979).

技術資料

磁気ディスクの動向とアルミニウム合金の課題

福井利安\* 池田洋\*\*  
中村授\*\*\*

Trend of Magnetic Memory Disk and A Theme  
on Aluminum Alloys

by Toshiyasu Fukui, Hiroshi Ikeda and Sazuku Nakamura

## 磁気ディスクの動向とアルミニウム合金の課題

福井利安\* 池田洋\*\*  
中村授\*\*\*

Trend of Magnetic Memory Disk and A Theme  
on Aluminum Alloys

by Toshiyasu Fukui, Hiroshi Ikeda and Sazuku Nakamura

## 1. はじめに

近年における情報処理システムや計算機システムの発展、普及は目覚ましい。磁気ディスク装置は多量の情報を記録し、ランダムアクセスが可能なメモリーとして、これらのシステムにおけるファイルメモリーの中心的役割を果たし、その重要性はますます高まりつつある。

磁気ディスク装置がコンピュータのファイル記憶装置として実用化されたのは1957年、IBM-350 (RAMAC) が最初である。以来約30年間、記録の大容量化、高密度化、アクセスの高速化、低価格化が進み、この需要は著しく増大している<sup>1~10)</sup>。

本報は磁気ディスク装置及びディスク媒体の動向と、このディスク媒体の基板として用いられるアルミニウム合金の課題についてごく基本的な観点より概説したものである。

## 2. 磁気ディスク装置の動向

## 2.1 磁気ディスク装置に要求される諸特性

現在実用化されているメモリーはバイポーラ、MOSの電子メモリー、CCD、バブル、光ディスクの電子ファイル、磁気ディスク、磁気テープ、マスデータファイルの磁気ファイルなどである。図1に各種メモリーの記録容量とアクセス速度より見た位置づけ（ファイルのハイアラキー化）を示す<sup>11)</sup>。

コンピュータのファイル記憶装置に要求される基本的な特性は

- (1) 記録容量が大きいこと
- (2) アクセスが早いこと
- (3) データ転送速度が速いこと

(4) 信頼性（耐久性）に優れていること

(5) 低価格で、かつ小型であること

などである<sup>1~6)</sup>。これらの観点で磁気ディスク装置はコンピュータシステムにおけるファイルメモリー（外部記憶装置）として最適である。

近年の情報処理システムや計算機システムにおけるニーズは非常に多様化し、かつ高度化している。例えば、EDPS (Electronic Data Processing System : Computer) の動向としては、分散処理の進展、スマート・ビジネスコンピュータ（オフコン）の普及、ベリオスモール・ビジネスコンピュータ（パソコン）の発展、ソフトウェアのパッケージ増加、専用システムの独立・分化、既存アプリケーションの高度化、イメージ処理の普及などであり、また、OAの動向としては複合化、データリンクの利用が指摘される。このようなニーズ動向の変化に伴って、ファイル要件も上記の基本的な要求特性に加えて、サブシステム化、スタンドアロン化など著しくインテリジェント化する方向にある<sup>12)</sup>。

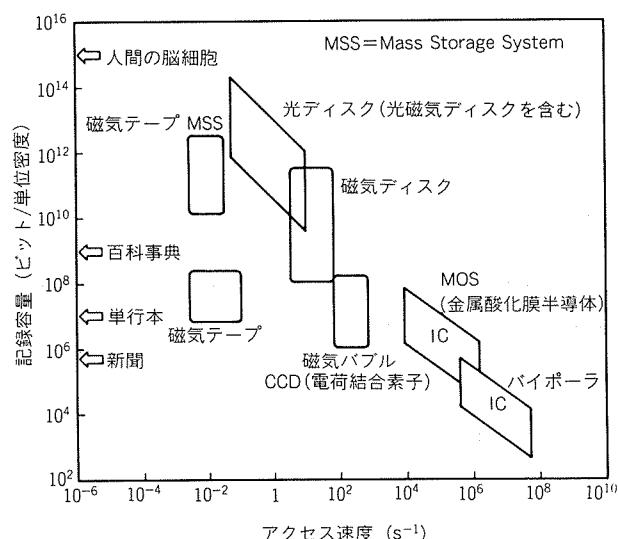


図1 各種メモリーの適用範囲（日経メカニカル）

\* MD事業推進室 工学博士

\*\* 技術研究所化学研究部

\*\*\* 住鉄メモリーディスク㈱

## 2.2 磁気ディスク装置の構造

磁気ディスク装置の構造は、記録メディアであるディスク媒体、記録再生動作を行う磁気ヘッド（ヘッドアッセンブリ）、磁気ヘッドを所定のトラック上に位置決めするポジショナ、積層したディスク媒体を回転させるスピンドル、制御回路、ベースプレート及び周辺部品等による。

磁気ディスク装置は、当初ディスクパック形式であったが、記録の高密度化、大容量化、高速化に対応すべく、トラック位置決め精度の向上、ヘッド低浮上化に際しての信頼性確保のため、IBM-3340（1973年）では、ディスク媒体とヘッドをプラスチックケース内に一体化して収めたデータモジュール形式になり、さらにIBM-3350（1975年）以降ではディスク媒体とヘッドに加えてボイスコイルをも一体化したヘッドディスクアッセンブリ（HDA）形式となり、いわゆる、固定磁気ディスク装置となつた<sup>13)</sup>。

参考までに図2に磁気ディスク装置の外観及び内部構造を示し、図3に最新の磁気ディスク装置の一つであるNTT-JS 4380（1980年）のヘッドディスクアッセンブリの構成及びポジショナ機構を示す<sup>3)</sup>。

## 2.3 記録の高密度化

1957年、IBMより磁気ディスク装置が発表されて以来今日まで約30年間、IBM主導で技術開発が進められ、記録の高密度化、装置の大記録容量化、高速化など各種性能の改善、向上が図られてきた。

磁気ディスク装置の主要性能である記録密度の変化について見ると、当初のIBM-350（1957年）の3.1 bit/mm<sup>2</sup>から、IBM-2314（1965年）の0.34 k bit/mm<sup>2</sup>、IBM-3350（1975年）の4.76 k bit/mm<sup>2</sup>、IBM-3380（1980年）の18.6 k bit/mm<sup>2</sup>へと増加し<sup>4,13)</sup>さらに、ごく最近（1985年）、IBM-3380AE4およびBE4で従来のIBM-3380の倍密度の装置が発表された<sup>14)</sup>一方、我が国の高密度磁気ディスク装置としてはNTT-JS-4380（1980年）の23.6 k bit/mm<sup>2</sup>が実用化されているが<sup>1~3)</sup>ごく最近（1985年）、日本電信電話会社（当時公社）を中心に55 k bit/mm<sup>2</sup>（目標値）の装置の開発計画が発表された<sup>15)</sup>この30年間における記録密度の増大は15,000倍以上になる。

表1にIBMの大容量磁気ディスク装置の性能諸元の推移を示す<sup>4)</sup>。記録容量はIBM-2314の29 MB/スピンドル（以下、MB/sp.と記す）から、IBM-3350の317 MB/sp.、IBM-3380の1,260 MB/sp.へと著しく増加し、一方、平均アクセス時間は60 msから25 ms、さらに16 msへと短縮され、データ転送速度は312 kB/sから1,198 kB/s、さらに3,000 kB/sへと著しく高速化している。

ところで、面記録密度(bit/mm<sup>2</sup>あるいはbit/in<sup>2</sup>)の増大は線記録密度（一般的にはBPIで表示）とトラック密度（一般的にはTPIで表示）の増大によって計られてきた。前者の線記録密度は媒体（磁性膜）の厚さ、ビ

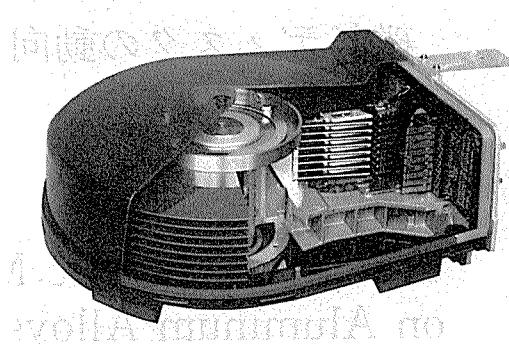
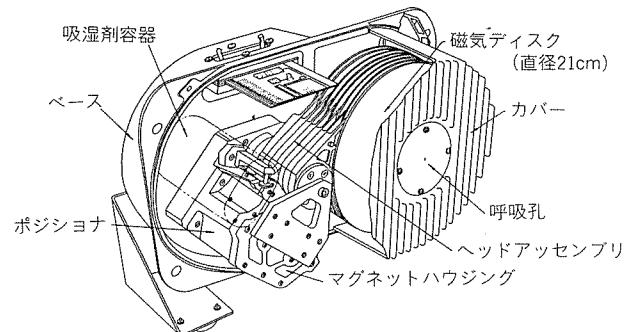
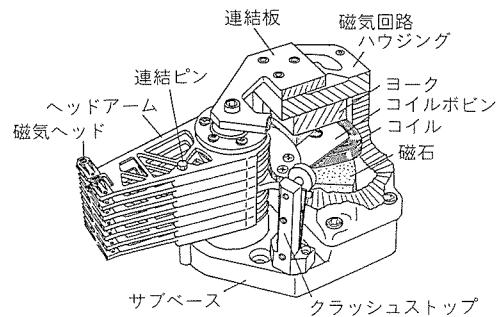


図2 磁気ディスク装置の外観及び内部構造  
(IBM-3350相当のHDA)



(a) ヘッドディスクアッセンブリの構成



(b) ポジショナ機構

図3 磁気ディスク装置(NTT-JS 4380)の構造 (三矢、木暮)

ットセルの長さ、ヘッドのギャップ長、ヘッドの浮上高さなどの電磁変換系のディメンションを相似的に小さくすること、及び記録方式の改善などによって増加が計られ、一方、後者のトラック密度はヘッドの改善、ヘッド位置決めの高剛性な機構と高精度な位置情報のセンシング、位置追従制御などサーボ系の改善・向上によって増加が計られてきた<sup>3,4)</sup>。

図4(a), (b)に一例としてディスク・ヘッド系の諸パラメータ（ディメンション）の変遷と記録密度の変化を示す<sup>6)</sup>。このようなサブミクロンでの加工および制御技術の開発により、IBM-3380（塗布型媒体—薄膜ヘッド）では媒体厚さ0.6 μm、ヘッドギャップ長0.7~0.8 μm、ヘッド浮上高さ0.33 μmなどとなり、線記録密度15.2 kBPI、トラック密度0.8 k TPIが達成され、NTT-JS 4380（連続

表1 IBM社の大容量磁気ディスク装置の性能諸元の推移（三矢）

項目	IBM							NTT
	2314	3330-1	3330-11	3340	3350	3370	3380 <sup>(1)</sup>	
発表年次	1965	1970	1973	1973	1975	1979	1980	1980
容量(MB/スピンドル)	29	100	200	35/70	317	571	1,260	400
線記録密度(bit/mm)	86.6	159	159	222	253	478	598	550
トラック密度(track/mm)	3.9	7.6	15.1	11.8	18.8	25.0	(31.1)	43
面記録密度(kbit/mm <sup>2</sup> )	0.34	1.20	2.41	2.62	4.76	11.94	(18.6)	23.6
ヘッド浮上量(μm)	2.2	1.2	0.89	0.46	0.46	0.33	(0.33)	0.22~0.27
平均アクセス時間(ms)	60	30	30	25	25	20	16	18
データ転送速度(kB/s)	312	806	806	885	1,198	1,859	3,000	1,344
回転速度(rpm)	2,400	3,600	3,600	2,964	3,600	2,964	3,620	3,000

注(1) ( ) 内は推定値。

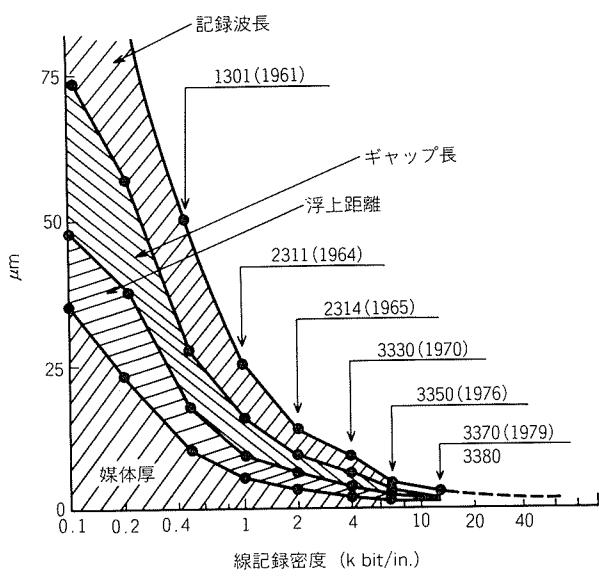
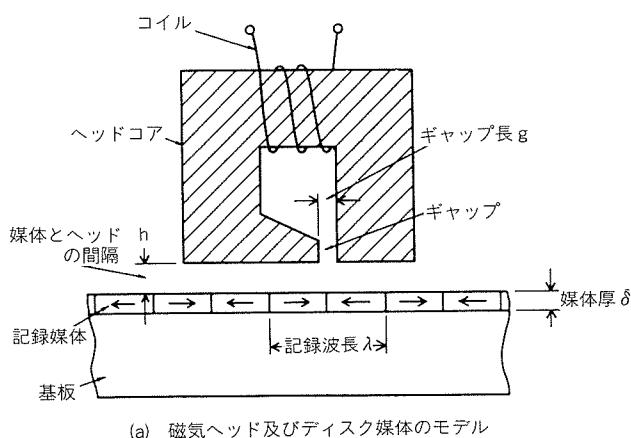


図4 電磁変換系各種ディメンションと記録密度の関係（鳥生）

薄膜媒体——フェライトヘッド)では媒体厚さ(めっき型の場合)  $0.08 \mu\text{m}$ , ヘッドギャップ長  $0.8 \mu\text{m}$ , ヘッド浮上高さ  $0.3 \mu\text{m}$ となり, 14 kBPI, 1.1 kTPIが達成されている。<sup>8,13)</sup>これらのディメンションを他のものと比較すると, この厳しさが一層鮮明になる。例えば, 人間の毛髪は60数  $\mu\text{m}$ , たばこの煙は6  $\mu\text{m}$ , 指紋もほぼ同じ数  $\mu\text{m}$ のオーダーといわれている。前述のヘッドの浮上高さ  $0.3\sim0.33 \mu\text{m}$ は, ヘッドを全長70 mのジャンボジェット機に例えれば, それが地上5 mm弱の空間で飛行するのと同じであるといわれている。<sup>16)</sup>

#### 2.4 低価格化

磁気ディスク装置の高性能化とは逆に, その価格は著しく低下している。特に昨今の需要の急激な増大とともに, この低価格化は激しいようである。ここ10年強の間に我が国で発売された磁気ディスク装置は, 面記録密度( $\text{bit/in}^2$ )が約50倍に増大した反面, ビット当たり価格(円/ビット)は約50分の1以下になったといわれている程である。

参考までに, 図5に電子メモリー(メインメモリー)及び磁気ディスク(ファイルメモリー)の単位メモリー価格の推移を示す。

### 3. ディスク媒体の動向

#### 3.1 ディスク媒体の種類

磁気ディスク装置において, ディスク媒体(いわゆる, 磁気ディスク板)は最重要機能部品の一つであり, この性能, 品質の良否は, ディスク装置の性能, 信頼性に支配的影響力をもつといっても過言ではない。

磁気ディスク媒体には, 面内水平記録方式と垂直記録方式がある。しかし, これまで実用化されているのは前者であり, 後者は将来技術としてまだ研究開発の段階である。面内水平記録方式の媒体(磁性層)には次のもの

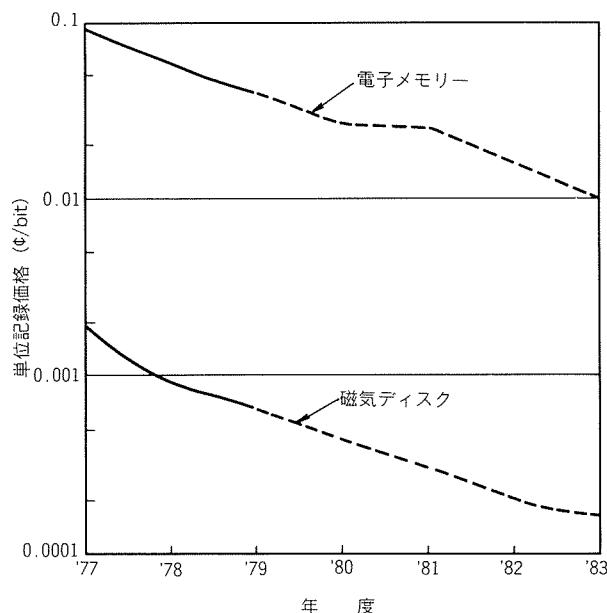


図5 メモリーの価格推移

がある。

### (1) 塗布型媒体

#### (2) 連続薄膜型媒体（めっき型、蒸着・スパッター型）

これまで主として用いられてきたのは塗布型媒体であり<sup>2,3,9,10)</sup>、連続薄膜媒体は比較的最近実用化されたものである。

### 3.2 塗布型媒体

塗布型媒体は超精密加工されたアルミニウム基板（サブストレート）上に磁性材として  $\gamma\text{-Fe}_2\text{O}_3$  の針状微粒子、補強材としてアルミナ粒子、結合材としてエポキシやフェノール樹脂などを混合して塗布（スピンドルコート）した後、焼成、研磨、仕上加工などを行ったものである。図6に塗布型ディスク媒体の概略製造工程を示す<sup>5)</sup>。

磁気ディスクにおける記録の高密度化の歴史は、塗布型媒体の改良の歴史といつてもよく、これまで媒体（磁性層）の薄膜化、媒体表面の平滑化及び媒体粒子の高配向化などの技術開発が進められてきた。表2に塗布型媒体の磁気特性および諸パラメータの変遷を示す<sup>5)</sup>。塗布型媒体は現在でもまだ主流であり、これは本媒体の長年の実績からくる実用上の信頼性と量産上の安定性のためであり、また、Co 添加酸化鉄などにより保磁力 Hc、残留磁束密度 Br の増大、媒体のいっそうの薄膜化などにより、まだ高密度化が可能なためである。

しかしながら、塗布型媒体では媒体厚さ、磁気特性が実用上の限界に近づきつつあることも否定できず、従来技術の延長線上でさらに飛躍的な高密度化を進めるには、多くの困難を伴い、また本媒体の最大の特長である信頼性、安定性を損がしかねない。こうして新技術による高密度ディスク媒体登場の機運は熟し、懸命な開発努力がなされてきた<sup>2,9)</sup>。

### 3.3 連続薄膜媒体

新技術による高密度ディスク媒体で既に実用化され、

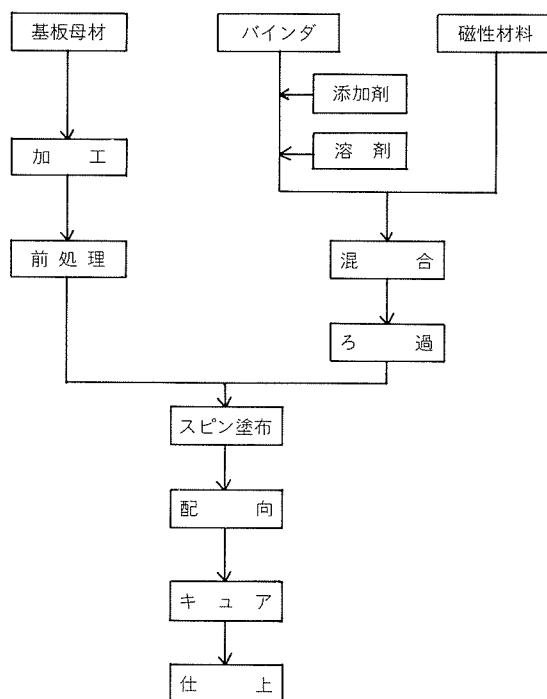


図6 塗布型ディスク媒体の製造工程（橋本）

表2 塗布型ディスク媒体の磁気特性及び諸パラメータ（橋本）

機種	保磁力 Hc(Oe)	残留磁束密度 Br (G)	媒体厚 $\delta$ ( $\mu\text{m}$ )	角形比 Br/Bs	S	配向
IBM2311	270	500	3.6	0.60	0.50	なし
	2314	500	2.4	0.60	0.50	〃
	3330	300	500	1.3	0.60	0.50
	3330-11	330	700	1.0	0.75	0.65
	3340	330	700	1.0	0.75	0.65
	3350	330	700	0.9	0.75	0.65
	3370	355	700	0.8	0.80	0.67

あるいは量産化されつつあるものとして、めっき型及びスパッター型の連続薄膜媒体がある。これらの連続薄膜媒体の開発研究は米国及び我が国でかなり早くから行われてきた。これらの新しいディスク媒体の実用化に際しては、この分野の先駆である米国とともに我が国も主導的な役割を果たしたのは誠に喜ばしい限りである。めっき型及びスパッター型媒体では、実用的に前者が先行した形であり、我が国及び米国で既に量産化されている。<sup>9)</sup>

めっき型媒体の製造は、超精密加工されたアルミニウム基板に Ni-P 中間層無電解めっき、中間層研磨、Ni-P 下地層無電解めっき、Co-Ni-P 媒体層無電解めっき、保護膜塗布、潤滑膜塗布などの工程で行われる。図7にめっき型ディスク媒体の製造工程、図8に媒体の構成の断面を示す<sup>9,10)</sup>。

一方、スパッター型媒体の製造では、下地層として陽極酸化皮膜あるいは Ni-P めっき層が用いられ、研磨、スパッター処理(媒体層形成)、潤滑膜塗布の工程で行われる。なお、スパッター媒体形成には間接法(酸化法)と

直接法（中性法、還元法、酸化法）がある<sup>2)</sup>。図9にこれらの製造工程の概略を示す。

表3にめっき型及びスパッタ型連続薄膜媒体の磁気

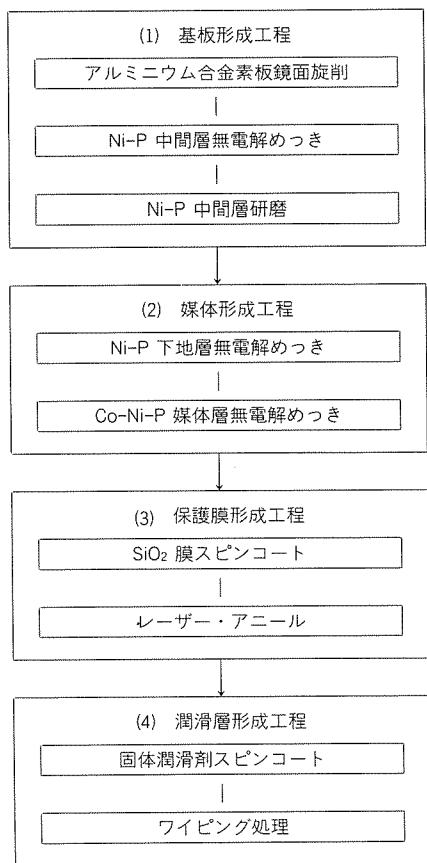


図7 めっき型ディスク媒体の主要製造工程（菅沼、後藤）

特性及び諸パラメーターの一例（NTT-JS 4380 の目標特性）を示す<sup>2)</sup>。塗布型媒体にくらべて保磁力Hcや残留磁束

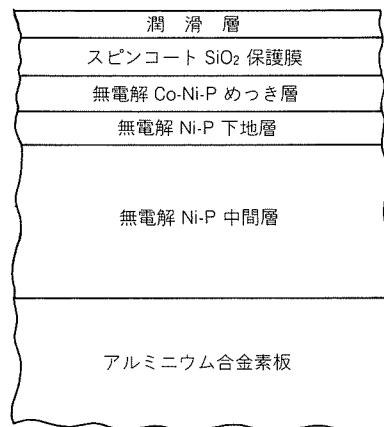


図8 めっき型ディスク媒体の断面構造（菅沼、後藤）

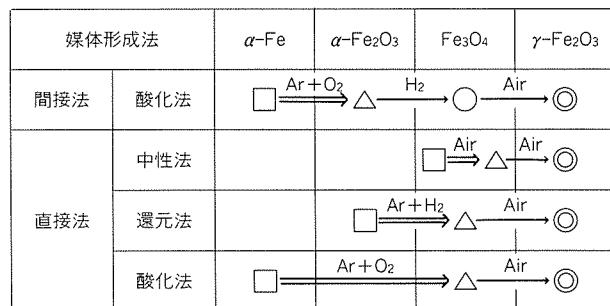


図9  $\gamma$ - $\text{Fe}_2\text{O}_3$  スパッタ型薄膜媒体の作製法（吉井、石井）

表3 連続薄膜媒体の磁気特性及び諸パラメータ（吉井、石井）

項 目		$\gamma$ - $\text{Fe}_2\text{O}_3$ 薄膜媒体	Co-Ni-Pめっき媒体
媒体厚	( $\mu$ m)	0.17±0.01	0.08+0.005 -0.003
保護膜厚	( $\mu$ m)	—	0.08±0.01
保磁力	(Oe)	700±40	600±30
残留磁束密度	(G)	2500±200	7200±300
角形比		≥ 0.77	
信号エラーとなる欠陥数	(個/面)	≤ 100	
機械精度	中心線平均あらさ ( $\mu$ m)	≤ 0.01	
	ランナウト ( $\mu$ m)	≤ 40	
	軸方向加速度 $\alpha$ ( $\text{m}/\text{s}^2$ )	$ \alpha  \leq 40$	
	最大突起高さ ( $\mu$ m)	≤ 0.18	≤ 0.15
潤滑特性	ヘッドとディスク表面の最大摩擦係数	≤ 0.3	
	ヘッドを接触放置10日後の吸着力 (gf)	≤ 6	
	耐CSS特性	CSS 2万回後でも損傷を生じないこと	
耐候性		40°C, 80%R.H., 7か月で信号品質劣化を生じないこと	

密度 Br ははるかに高い。これらの磁気特性上の長所に加えて、磁性層がち密で均質であるため、薄膜化、平滑化にも有利であり、高記録密度化に適している<sup>2~4)</sup> 表4 に塗布型、めっき型及びスパッタ型媒体の諸特性の比較を示す<sup>1)</sup>。なお、めっき型媒体では耐食性確保のために保護膜が必要である。これまで、カーボンスパッタ、クロム・カーボンスパッタ、SiO<sub>2</sub> 塗布などが開発され、とくに SiO<sub>2</sub> 塗布の保護膜は長期間の実用に際して全く問題がないことが確認されている<sup>2)</sup>。

高密度ディスク媒体では、ヘッドに対する耐クラッシュ性、エラー特性などの信頼性、媒体膜の耐久性（耐食性を含む）などに優れ、かつ製品品質にばらつきが生じない製造プロセスが必要であり、保護膜技術、潤滑膜技術の開発に多くの努力が払われてきた。これらの分野において、信頼し得る革新的技術開発がなされたため、連続薄膜媒体の実用化が可能になったといつても過言ではない<sup>12)</sup>。

表4 各種ディスク媒体の比較<sup>(1)</sup>（金子、高波）

項目	スパッタ	めっき	塗布
薄膜化	◎	◎	△
高保磁力化	◎	◎	○
高残留磁束密度化	○	◎	△
高表面精度化	◎	◎	△
耐食性	◎	△ <sup>(2)</sup>	◎

注(1) ◎優れる ○普通 △劣る

(2) 要保護膜

#### 4. 磁気ディスク用アルミニウム合金

##### 4.1 ディスク基板に要求される基本特性

磁気ディスク基板がディスク媒体、さらに磁気ディスク装置の性能に与える影響は非常に大きい。磁気ディスク基板に要求される基本的特性としては次のものがある。

- (1) 非磁性（基板材料、中間層とも非磁性であること）
- (2) 強度・剛性（高速回転時変形、ひずみを生じないこと）
- (3) 形状精度（寸法精度、ランナウト、加速度など）
- (4) 超精密加工性（ヘッド損傷、エラー欠陥の防止）
- (5) 軽量（回転時の省エネルギー、発熱防止）
- (6) 耐熱性（ディスク媒体製造時の熱処理に耐えること）
- (7) 耐食性（長期保存、使用に耐えること）
- (8) 低価格（競合材料、競合メモリーとの対抗）

これらの諸点で、現状では磁気ディスク基板としてアルミニウム合金が最適であり、当面、他材料の追従を許さない。

##### 4.2 ディスク基板用アルミニウム合金

磁気ディスク基板には、これまで主として Al-Mg 系

合金が用いられてきた。一時期、5052合金も検討されたが、現在では殆ど5086合金あるいは同系統の合金が用いられている。これは本合金が上記要求諸特性で、最適と考えられたからに他ならない。表5に5086合金の化学成分（規格）を示す。最近では、5086合金の規格内で、あるいは同レベルの Mg 含有量で Fe, Si などの不純物、Mn, Cr など微量添加元素の量を抑制した材料が多用されつつある。これについては後述する。その他、めっき媒体用として Al-Zn-Mg-Cu 系（7075合金系）も一部実用されている<sup>2)</sup>。

サイズ的には最初、IBM-350 では t 0.1" × φ 24" が用いられたが、IBM-1311 では t 0.05" × φ 14", IBM-3330 では t 0.075" × φ 14", IBM-3380 では t 0.15" × φ 14" となっている<sup>13)</sup>。これらはメインフレーム用の大型サイズであるが、最近では中小規模システム用として t 0.075" × φ 8" (φ 10.5", φ 9" も含む), t 0.075" × φ 5 1/4" 及び sub-5" (t 0.05" × φ 95 mm × φ 25 mm, t 0.075" × φ 96 mm × φ 40 mm, t 0.075" × φ 100 mm × φ 40 mm) など各種サイズのものが使用されている。

表5 磁気ディスク用アルミニウム合金(5086)の化学成分(規格, wt %)

	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	その他の	
									個々	合計
上限	0.40	0.50	0.10	0.70	4.5	0.25	0.25	0.15	0.05	0.15
下限				0.20	3.5	0.05				

##### 4.3 ディスク基板の製造法

磁気ディスク用の素板(ブランク)は、溶解・鋳造、鋸塊の均質化加熱、熱間圧延、冷間圧延、サークル打抜き、矯正軟化などの工程で製造される。ブランクの製造においては、基板欠陥の原因となる非金属介在物や粗大金属間化合物を除去するため、溶湯処理や鋳造時に種々の工夫が施され、また、その後の製造工程中にも異物の混入がないよう注意が払われている<sup>17)</sup>。矯正軟化(加圧焼鈍)は平面度を良くするために行うもので、この原理図を図10に示す<sup>10)</sup>。調質はH24およびOの両者があるが、前者が一般的である。なお H24材はサブストレート加工時の熱矯正でO材にされる。

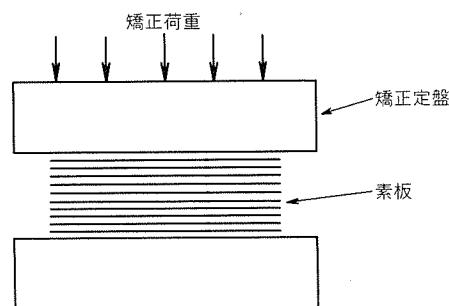


図10 热矯正の原理図(吉井)

プランクの検査では、化学成分、機械的性質、板厚、平行度、外径、内径、真円度、平面度、打抜き部端面の形状、表面傷の他、素材中の非金属介在物や粗大金属間化合物の有無など、金相学的検査も厳しく実施される。

ディスク媒体用の基板（サブストレート）は、プランクを旋削、研削などの粗加工、矯正軟化の後、超精密旋削（ダイヤモンド・ターニング）、精密研削（グラインディング）、精密研磨（ポリッシング）など、あるいはこれらの組合せにより、超精密な鏡面仕上に加工される。参考までに、表6に超精密旋削の方法及び加工条件の一例を示す。<sup>18)</sup>仕上加工は検査、梱包も含め、全てクリンルームで行われる。

磁気ディスク装置において、ヘッドがディスク表面上を安定浮上するには、ディスクの機械的変動にヘッドが追従しなければならず、従って基板の軸方向の面振れ、加速度が小さくなるような加工が必要である。またヘッド浮上高さが極めて小さく、ヘッド損傷につながる表面欠陥、異物は完全に除去する必要があり、サブストレートには極めて厳しい形状寸法および面精度が要求される。<sup>10,18)</sup>

表7にサブストレートの機械的性質（規格）、表8に形状寸法および精度（規格の一例）を示す。しかし、実際には表8に示す平面度、表面粗さ、ランナウト（変位、加速度）よりさらに厳しい要求がなされる場合もある。参考までに、図11にサブストレートの表面状況の一例を示す。

ところで、めっき媒体やスパッター媒体では媒体処理加工に先立ってNi-Pめっき層や陽極酸化皮膜層などの下地層（あるいは中間層）が作成される。これらの連続薄膜媒体では磁性層が極めて薄いため、下地層において、塗布型媒体用基板以上の面精度および品質が要求される。下地層の欠陥、汚れは、ディスク媒体のミッキングビットエラー、エキストラビットエラー、モジュレーションエラーなどのデータ欠陥に結びつき、またヘッド損傷の原因となる。下地層においては、十分な硬さを有し、かつ膜厚もかなり必要である。ディスク媒体の製造時の加熱工程では、Ni-Pめっき膜が帶磁しないこと、陽極酸化皮膜では亀裂を生じないことが条件で、ともにそれぞれ個別の耐熱性が必要である。<sup>2,19)</sup>

#### 4.4 高記録密度用アルミニウム合金の開発

一般的にアルミニウム合金溶湯中の介在物としては、酸化物、炭化物、ボライド系化合物、窒化物、ハロゲン化物、粗大金属間化合物などがある。<sup>20)</sup>これらの介在物の中で最も多く観察されるのが酸化物で、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>、MgO、Al<sub>2</sub>MgO<sub>4</sub>が代表的なものである。一方、金属間化合物は主としてAlFe(M)Siであり、その他Al-Fe-Si系、Al-Fe系、Mg-Si系の化合物もある。

前述したように、ディスク媒体の磁性層が薄くなるに従い、基板の欠陥がそのまま磁性膜の欠陥に直結する可能性が大きい。このため基板中の非金属介在物、粗大金

表6 超精密旋削の方法と条件の一例（中村）

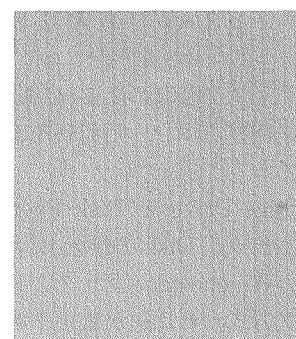
加工法	機械	工具	切削油	加工機構
鏡面切削加工	超精密正面旋盤	天然単結晶ダイヤモンド	白灯油ミスト	切削+バニシング
工具	天然ダイヤモンド・フラットバイト			
切削油	白灯油ミスト			
切削速度 (m/min)	600~2000			
切込み (mm)	0.010			
送り (mm/rev)	0.050			

表7 磁気ディスク・サブストレート(5086合金)の機械的性質(規格)

材質	機械的性質		伸び (%)
	耐力 (kgf/mm <sup>2</sup> )	引張強さ (kgf/mm <sup>2</sup> )	
5086-0	≥ 10	24~31	≥ 18

表8 磁気ディスク・サブストレートの形状寸法および面精度(規格の一例)

	φ 14"	φ 8"	φ 5 1/4"	φ 3 3/4"
外径 (mm)	356.24±0.13	356.24±0.13	210±0.1	130±0.1
内径 (mm)	168.28 <sup>+0.08</sup> <sub>-0</sub>	168.28 <sup>+0.08</sup> <sub>-0</sub>	100 <sup>+0.08</sup> <sub>-0</sub>	40 <sup>+0.05</sup> <sub>-0</sub>
板厚 (mm)	1.905±0.025	3.81±0.025	1.905±0.025	1.905±0.025
真円度 (mm)	0.025	0.025	0.025	0.025
同心度 (mm)	0.025	0.025	0.025	0.025
平行度 (mm)	0.025	0.025	0.025	0.025
平面度 (mm)	0.075	0.050	0.050	0.025
表面粗さ (μm)	Ra	0.02	0.02	0.02
	Rp	0.20	0.20	0.20
	Rmax.	0.30	0.30	0.30
ランナウト 変位 (mm)	0.075	0.050	0.050	0.025
加速度 (m/s <sup>2</sup> )	50	35	35	25



(a) 精密旋削上り



(b) 精密研削上り

図11 超精密鏡面仕上板(サブストレート)の表面状況の一例 (×50)

属間化合物の除去のため種々の工夫が施されている。また、一般的な金属間化合物も出来るだけ固溶させたり、

微細分散させる工夫が施されている。さらに最近では、もっと積極的に使用地金そのものの高純化(99.9~99.99% Al地金の使用), 化合物を形成しやすい添加元素(Mn, Crなど)の抑制, 急冷凝固による化合物の微細化などが検討されている。<sup>17,21)</sup>

図12は5086系合金ディスク材中の金属間化合物の分布(数およびサイズ)におよぼす地金純度の影響を示す<sup>22)</sup>。不純物(主としてFe, Si)の減少とともに、金属間化合物は著しく微細化され、かつ絶対数も減少している。

しかしながら、実用の磁気ディスク材としては、サブストレートの超精密加工性、生産性、経済性(コスト)なども合せて考慮する必要があり、総合的な観点からの評価が必要である。一方、めっき型やスパッタ型媒体では下地層であるNi-Pめっき層や陽極酸化皮膜層での欠陥が有害であり、これらの欠陥の発生が少なく、かつめっき性や陽極酸化処理性に優れた材料の開発が必要である。

当社では磁気ディスク用として表9に示す材料を開発しており、すでに多大の実績を有している。図13に当社で生産しているサブストレートの外観を示す。

## 5. 磁気ディスクの需要および今後の課題

### 5.1 需要動向

磁気ディスク装置(Rigid型のみ)市場は順調に成長し、全世界の出荷量は金額ベースで1984年129億ドルと推定され、1987年には226億ドルと予測されている。一方、装置台数ベースでは、1984年376万台と推定され、1987年には948万台と予測されている<sup>23)</sup>。磁気ディスク装置はこれまでメインフレーム(大規模システム)用を中心発展し、技術開発が進められてきたが、近年ではオフィスコンピュータ、ミニコンピュータ、パーソナルコンピュータ、ワードプロセッサなど中小規模システム用の中小型装置の需要が急増している<sup>24,25)</sup>。表10に全世界における型式別、容量別の磁気ディスク装置の需要動向(予測の一例)を示す<sup>23)</sup>。

一方、我が国における磁気ディスク装置の需要(出荷)はここ数年、年率100%前後の伸びを示し、昭和58年度は約20万台程度に達したようである<sup>26)</sup>。

装置の型式ではDisk Cartridge DriveとDisk Pack Driveはほぼ横ばいであるが、Fixed Disk Driveが大きく伸びると予測されている。Winchester(コンタクトスタート、コンタクトストップ方式)の比率がますます高まりつつある。一方、ディスク媒体のサイズ的にはφ14"はほぼ横ばい、φ8"(φ10.5", φ9"も含む)は漸増、φ5 1/4"およびsub-5"は激増と考えられている<sup>23)</sup>。

磁気ディスク装置およびディスク媒体業界は市場規模の拡大に伴って急成長しつつあり、現在、全世界で100社以上の参入を見ている。しかし、極めて厳しい競争下に

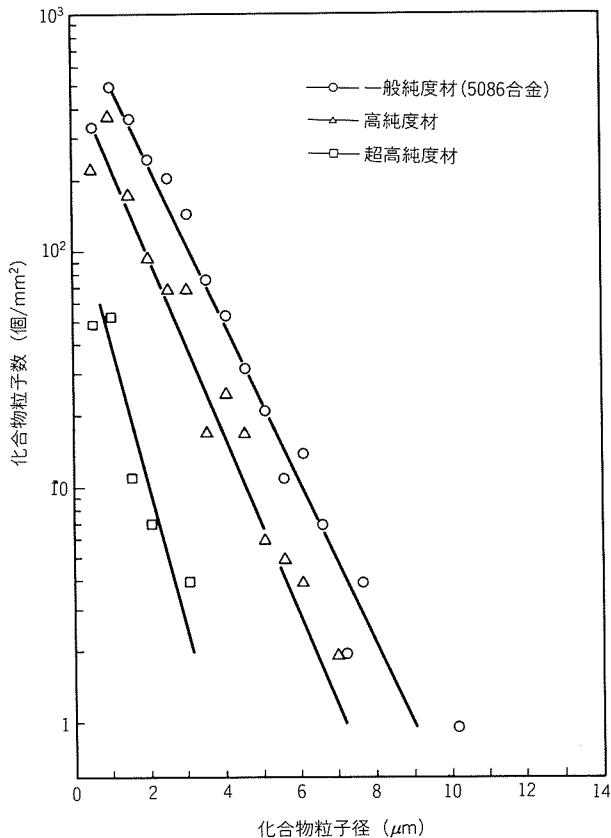


図12 磁気ディスク用アルミニウム合金における化合物の分布(宇野、正路)

表9 当社の各種磁気ディスク用アルミニウム合金

材質名	合 金 系	地 金	用 途		
			塗 布 型	めっき型	スパッタ型
186S	Al-Mg(5086)	普通純度	○		
486S	Al-Mg(5086)	中 純 度	◎	◎	○
586S	Al-Mg	高 純 度	◎	○	○
686S	Al-Mg	超高純度			◎
786S	—	中 純 度		◎	◎
ZG50	Al-Zn-Mg-Cu	普通純度		○	

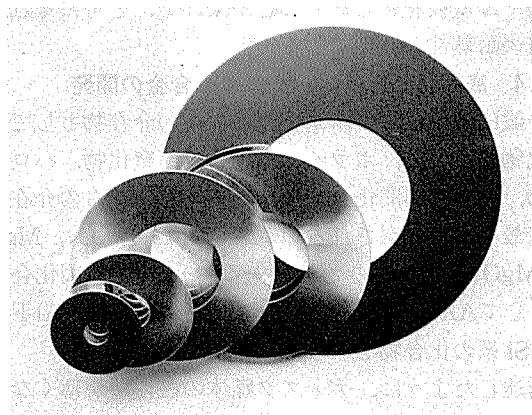


図13 磁気ディスク・サブストレートの外観

表10 磁気ディスク装置の需要動向の予測(1984 DISK/TREND REPORT)  
(単位:千台/年)

型 式	容量(MB)	1983年	1984年	1985年	1986年	1987年
ディスク・カートリッジ装置	< 12	72.5	102.0	61.7	43.5	31.9
	≥ 12	63.7	88.7	195.0	268.0	340.0
ディスク・パック装置	< 100	34.7	37.0	35.6	31.8	32.2
	≥ 100	43.8	57.6	57.7	52.2	43.8
固定磁気ディスク装置	< 30	1,248.3	2,486.9	3,631.2	5,039.1	6,781.6
	30~100	252.6	563.6	746.6	966.1	1,177.5
	100~300	75.3	156.4	250.5	388.2	568.5
	300~500	54.9	94.6	123.6	169.2	229.3
	≥ 500	118.9	173.8	204.7	239.6	272.2
合 計		1,964.7	3,760.6	5,306.6	7,197.7	9,477.5

あり、業界の動向は激しく、昨今の新聞紙上をにぎわせている。これは市場の製品品質及び性能の高級化ニーズに十分に追従し得ないと、価格の低下が極めて激しいからに他ならない。今後も激動、混乱は続くであろう。

## 5.2 磁気ディスクの用途

磁気ディスク装置は、これまで大規模システムに用いられ、発展してきた。しかし、近年の集積回路技術の進

展に伴ってコンピュータの小型化が目覚しく、最近ではこれらの中小規模システムでの利用が急増している。

100 MB 以下の装置ではパーソナルコンピュータ、スマートビジネスシステム、メディアムビジネスシステム(オフコン)の用途が多く、100 MB 以上の大型では、ラージビジネスシステム(メインフレーム)、ミニコンピュー

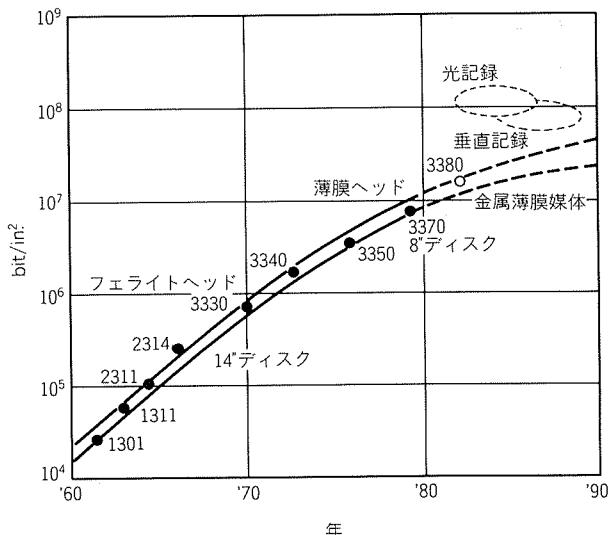


図14 面記録密度増大の変遷と予測 (鳥生, 岩崎)

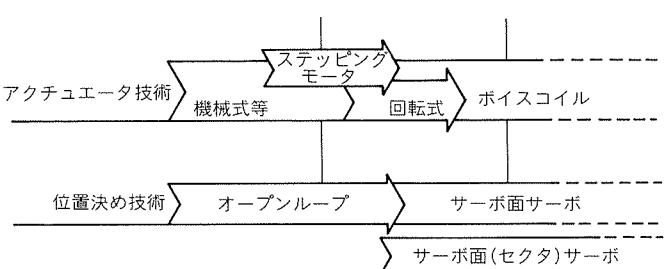
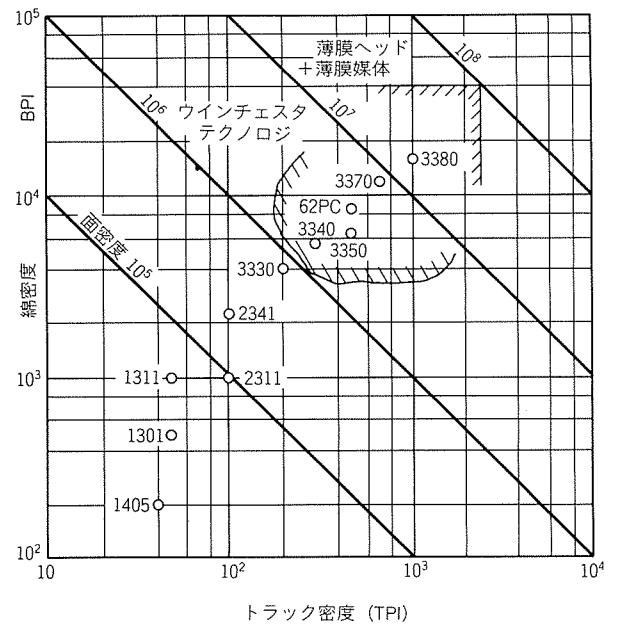
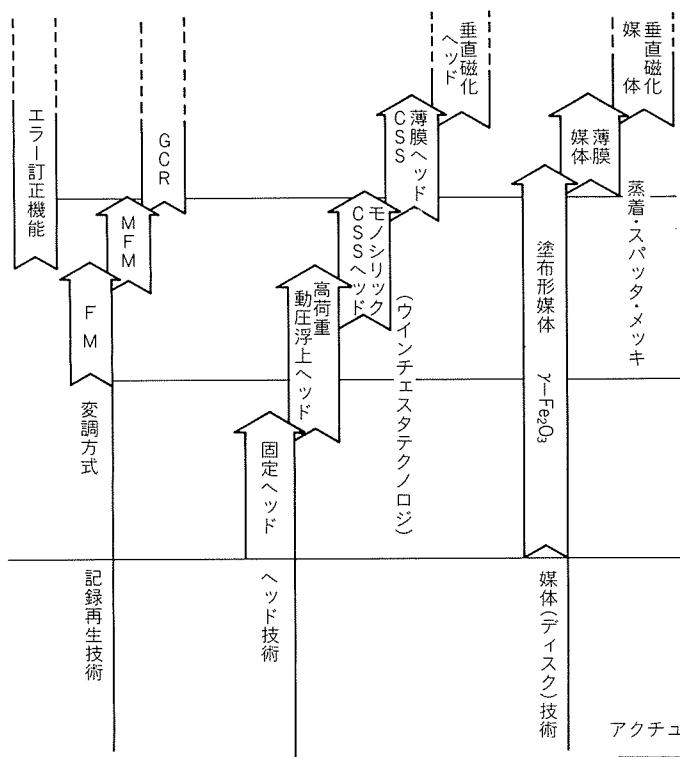


図15 磁気ディスク装置における記録密度と関連技術 (金子, 橋本)

タなどの用途が多い。

一方、エンドユーザー分析では、ワードプロセッサー(ワークステーションを含む)、アカウンティング/ファイナンス、データベース、ファイルストレージなどが主な用途になっている。今後、通信とからまつた各種情報システムの発展と共に、この用途はさらに多様化するものと思われる。

### 5.3 今後の課題

磁気ディスクにおける大容量化、高密度化のニーズは極めて強い。このため、中長期的には薄膜媒体や薄膜ヘッドの利用の拡大、この両者の組合せ使用、さらには垂直記録方式の実用化など新技術領域へ突入して行くと推定されている。図14に今後の記録密度の増大の予測を示し<sup>6,7)</sup>、図15に高密度化のための記録再生技術、ヘッド技術、媒体技術、アクチュエータ技術、位置決め技術などの技術進歩、革新技術開発の課題を示した<sup>6)</sup>。装置においては、浮上すきまの微小化に伴う信頼性の確保、振動や熱変形などの構造的な問題の解決、塵埃、振動、空気流などの外乱要因の影響の定量化、ヘッド・媒体のインタフェアランス現象の体系的な解明などが必要であり、この基礎研究及び実用上の革新的技術の開発が必要とされている<sup>4)</sup>。さらに、周辺部品も含めた精密設計技術、サブミクロンの微細加工技術、新材料の適用などの応用研究の進展も強く望まれる。ディスク媒体用の基板においては、いっそう高品質(変位、ACC、表面粗度などの改善)で、かつ安価な材料が要求されており、従来材料の改良のみならず、新材料の開発が望まれている。磁気ディスク装置およびディスク媒体は、まさにマイクロエレクトロニクス、ファインメカニカルなど最先端技術の結晶体といっても過言ではない。

## 6. おわりに

1984年の米国の電子機器市場は消費額で約1,840億ドルとの予測があり、この内、データ処理関連機器(ソフトウェアを含む)は43%を占めると推測されている。一方、我が国の電子機器市場は約420億ドルと予測されており、データ処理関連機器は41%を占める<sup>27)</sup>。高度情報化社会に向って、また、通信技術の高度化とからまってこの比重はますます高まるであろう。このような背景において、関連周辺製品の一つである磁気ディスクの需要も

大きく拡大すると期待されている。

しかしながら、本製品の評価は定着することなく、明日に向っての猛烈な技術競争、コスト競争が絶えず繰返されている。今後、磁気ディスク装置メーカー、ディスク媒体メーカー、周辺部品メーカー、基板(材料)メーカーの密接な技術協力と境界領域における共同研究が是非必要である。

本報は一材料屋にすぎない筆者らが、磁気ディスク用材料にとどまらず、僭越ながら磁気ディスク装置やディスク媒体にまで概説したものである。筆者らの浅学、理解不足のため説明不十分な箇所や、間違った部分も多いと思われる。関係各位のご指摘、ご教示を賜れば幸甚である。

## 参考文献

- 1) 金子礼三、高波修一：電気通信研究所研究発表会論文集，No. 39 (1982), 1.
- 2) 吉井 静、石井 修：同上, 19.
- 3) 三矢保永、木暮賢司：同上, 41.
- 4) 三矢保永：日本機械学会誌, 87 (1984), 1165.
- 5) 橋本敏朗：磁性材料の開発と磁粉の高分散化技術、総合技術センター, (1984), 134.
- 6) 鳥生次郎：同上, 200.
- 7) 岩崎俊一：同上, 15.
- 8) 対馬立郎：高密度磁気記録技術集成、総合技術センター, (1983), 1.
- 9) 菅沼葉二、後藤文男：同上, 149.
- 10) 吉井誠一：同上, 247.
- 11) 日経メカニカル, (1983.4.25), 50.
- 12) 橋 誠：未公表
- 13) J. M. Haker, et al : IBM J. Res. Develop., 25 (1981), 677.
- 14) 電波新聞, (1985.2.11)
- 15) 日経産業新聞, (1985.2.14)
- 16) 日本経済新聞, (1983.6.15)
- 17) 日経メカニカル, (1984.9.10), 113.
- 18) 中村 授：金属, (1983.9), 27.
- 19) 平山良夫：アルトピア, 15 (1985), 29.
- 20) C. J. Simensen, et al : Aluminium, 56 (1980), 335.
- 21) 碓井栄喜：AI—ある, (1984.7), 8.
- 22) 宇野照生、正路美房：未公表
- 23) J. N. Porter : 1984 Disk/Trend Report (1984.10).
- 24) 橋 誠他：NEC技報, 35 (1982), 68.
- 25) 牧野駿彦他：同上, 37 (1984), 97.
- 26) 電子工業年鑑、電波新聞社, (1983.12), 362.
- 27) 予測エイジ(日経エレクトロニクス), No. 6891 (1984.4), 27.

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS (Title No. R-296)

技術資料

耐食防汚型キュプロニッケル-チタン二重管の開発\*

永田公二\*\* 須藤久治\*\*\*  
水野 稔\*\*\*\* 川辺允志\*\*\*\*\*

Development of Duplex Tube Composed of  
Cupronickel and Titanium

by Koji Nagata, Kyuji Sudo, Minoru Mizuno  
and Atushi Kawabe

住友軽金属工業株式会社技術研究所

## 耐食防汚型キュプロニッケル-チタン二重管の開発\*

永田公二\*\* 須藤久治\*\*\*  
水野 稔\*\*\*\* 川辺允志\*\*\*\*\*

## Development of Duplex Tube Composed of Cupronickel and Titanium

by Koji Nagata, Kyuji Sudo, Minoru Mizuno  
and Atushi Kawabe

### 1. はじめに

近年、熱交換器冷却用海水への塩素処理が環境問題などで実施し難くなる傾向にあり、このため熱交換管の海生生物付着障害とその対策が関係者の大きな関心を集めている。熱交換管への生物付着による障害としては、圧損の増大、冷却水量の減少、交換熱量の低減、腐食の発生等があり、いずれもプラントの動力費増、効率低下、保守費増といった甚大な損害を与える。従来使用されてきた熱交換管の中で、アルミニウム黄銅管や10%キュプロニッケル管は海生生物付着が生じ難く防汚性にすぐれた材料であると考えられている<sup>1)</sup>。一方、耐食性については十分とはいはず、特に貝殻や貝が管内を閉塞したり付着した場合には、早期漏水事故の原因となる腐食を生じる。一方、チタン管やAPF管、更には最近欧米で実用化されつつある高性能ステンレス鋼管<sup>2)</sup>は耐食性については高い信頼性が得られるが、海生生物付着が生じやすく防汚性に劣るため、機器の運転管理基準を厳しく設定・運用する必要がある。

このように、一種類の材質で耐食性と防汚性を兼備させることが困難であることから、当社では防汚性にすぐれた銅合金管（主として10%キュプロニッケル）を内面に、耐食性にすぐれたチタン管を外面にした二重管を開発した。各々の管の肉厚は、機械的性質、伝熱性、耐食性、コスト等を勘案し、標準的なものとして銅合金管0.7mm、チタン管0.3mmとした。本二重管は海水側での耐食性、防汚性に加えて、凝縮水側での耐食性も完璧

であって、アンモニア・アタックや銅イオンの溶出といった問題も同時に解決できる。また、既設の銅合金管板へのローラー拡管やシール溶接による接合が可能なので、既設復水器のアルミニウム黄銅管との取替は何ら問題がない。以上のことから、本二重管の適用範囲としては次の場合が考えられる。

- (1) 海水無漏洩が要求される既設原子力発電プラント復水器アルミニウム黄銅管の部分的取替用
- (2) 既設火力発電プラント復水器アルミニウム黄銅管の部分的取替用、特に空気冷却部およびその周辺部
- (3) スポンジボール洗浄装置を有しない小型熱交換器以下に本二重管の特長と諸性能を述べる。

### 2. 代表的な熱交換管の海生生物障害比較

海水用熱交換管として実用されている代表的な5種類の材質について、塩素無処理清浄海水下における耐食性と伝熱性を比較し、表1にまとめた。比較の前提として、海生生物の繁殖は旺盛であって熱交換管内でのマクロファウリング（例えば、フジツボの付着）及びミクロファウリング（スライムの堆積）が生じること、防汚対策として高頻度のスポンジボール洗浄を実施することとした。また、スーパーステンレス鋼としては、最近欧米で実用化されているオーステナイト系のAL-6Xやフェライト系のAL-29-4C、SEA-CURE等の高ニッケル・高モリブデンあるいは高クロム・高モリブデンのものである。

アルミニウム黄銅管自身は、海生生物付着の生じ難い材料であるが、防食上、鉄イオンを注入すると、水酸化鉄皮膜の形成とともにその防汚機能が失われていく。図1にアルミニウム黄銅管について流速0.5~1.5m/secにおける管内面付着物量を示す。防食塗装によりアルミニウム黄銅管内表面を被覆した場合の付着量は、金属地肌の露出している場合の数倍から十倍程度まで増大し、ま

\* 電気化学協会海生生物汚損対策懇談会防汚塗装シンポジウム（59年7月）にて発表、4th Asian-Pacific Corrosion Control Conference, May 26-31, 1985, Tokyo にて発表予定

\*\* 技術研究所金属材料研究部 工学博士

\*\*\* 技術研究所金属材料研究部

\*\*\*\* 伸銅所製造部

\*\*\*\*\* 関西電力総合技術研究所

表1 塩素無処理海水使用復水器における障害要因と各種復水器管の耐久性

現象		アルミ黄銅 (鉄注入あり)	10%キュプロニッケル (鉄注入なし)	APF [防食塗装] [アルミ黄銅]	チタン [肉厚 0.5~0.7mm]	スーパーステンレス鋼 [肉厚 0.5~0.7mm]
耐食性	局部腐食 <sup>(1)</sup>	○	●	○	○	○
	フジツボ等のマクロファウリングによる腐食	●	●	○	○	○
	硫化物腐食	●	●	○	○	○
	フジツボ付着直下での腐食	●	●	●	○	△
伝熱性	高頻度スponジボール洗浄による潰食	●	●	○	○	○
	スライム付着	●	○	●	●	●
	無機質 主として酸化鉄	●	○	○	○	○
腐食生成物	腐食生成物	●	●	○	○	○

(1) スラッジ等の堆積による一種の汚染海水腐食

(2) ○: 発生しない △: 不明 ●: 発生する (●: 程度少)

た、フジツボの付着がより活発に生じる。水酸化鉄皮膜が表面をおおった場合の海生生物付着挙動は図1の防食塗装面の場合に近づくものと考えられる。アルミニウム

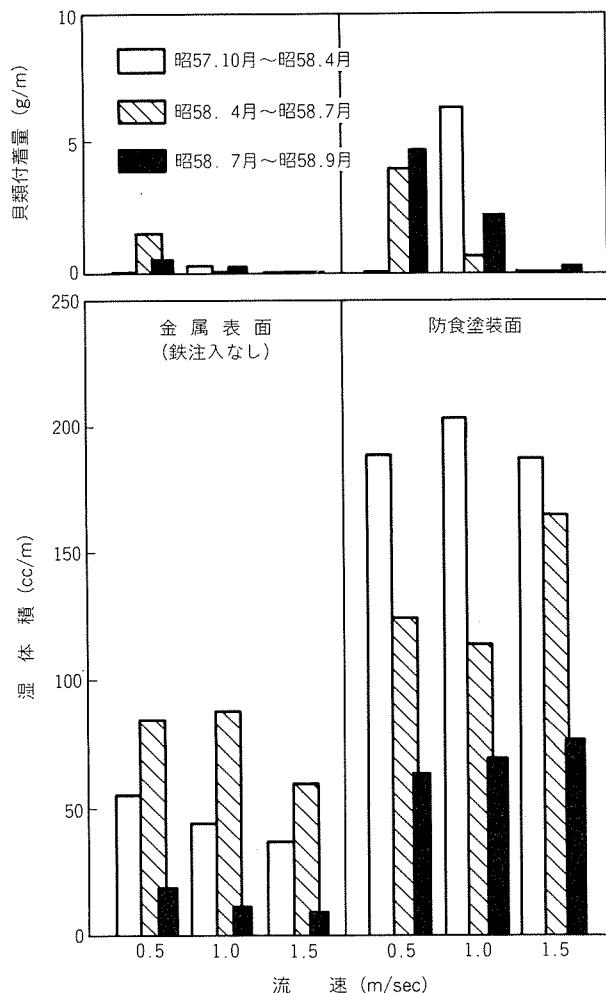


図1 アルミニウム黄銅管の海生生物付着に及ぼす管表面状態、管内流速および通水時期の影響

黄銅管にフジツボが付着した場合は図2に示すような局部潰食や汚染海水腐食の生じることが知られている。更に、付着物除去のために実施するスponジボール洗浄が過剰になった場合は、出入口部近くに潰食が生じやすい。従って、実用運転においてはスponジボール洗浄をやや控え目にするので、伝熱性能面で不十分な結果になる場合が多い。

10%キュプロニッケル管はアルミニウム黄銅管と類似の性質を有するが、海生生物の付着が少ない点やフジツボ付着周辺部での潰食発生に対し幾分耐久性がすぐれている(図3、図4)<sup>3)</sup>。しかし、海水がわずかに汚染した程度でも局部腐食を受ける場合があり、耐食性が安定しているとはいい難い。

APF管<sup>4,5)</sup>は前述したアルミニウム黄銅管の耐食性に関する欠点を改良したものであるが、防食塗装を施している分スライム付着に伴う伝熱障害が生じやすく、高頻度のスponジボール洗浄が必要である。しかし、取替管として既設のアルミニウム黄銅管の中に部分的に装着して使用する場合には、前述の事情によってスponジボール洗浄条件をアルミニウム黄銅管に合せる必要があるので、APF管の生物付着障害は避け得ない。

チタン管、高性能ステンレス鋼管の海生生物付着傾向はAPF管に類似し、スライム付着による伝熱障害の生じる傾向にある。チタン管を既設のアルミニウム黄銅管束中に部分的に取付けることについては、すでに空気冷却部での多量の使用実績があり、生物付着問題がAPF管同様大きな障害である。なお、全チタン管復水器における生物障害は高頻度のスponジボール洗浄によって解決済である。一方、ステンレス鋼管ではすき間腐食が高モリブデン添加により完全に“解決済”になっているか否か、我が国での使用実績が皆無である現在、米国での実績を注視する必要がある。

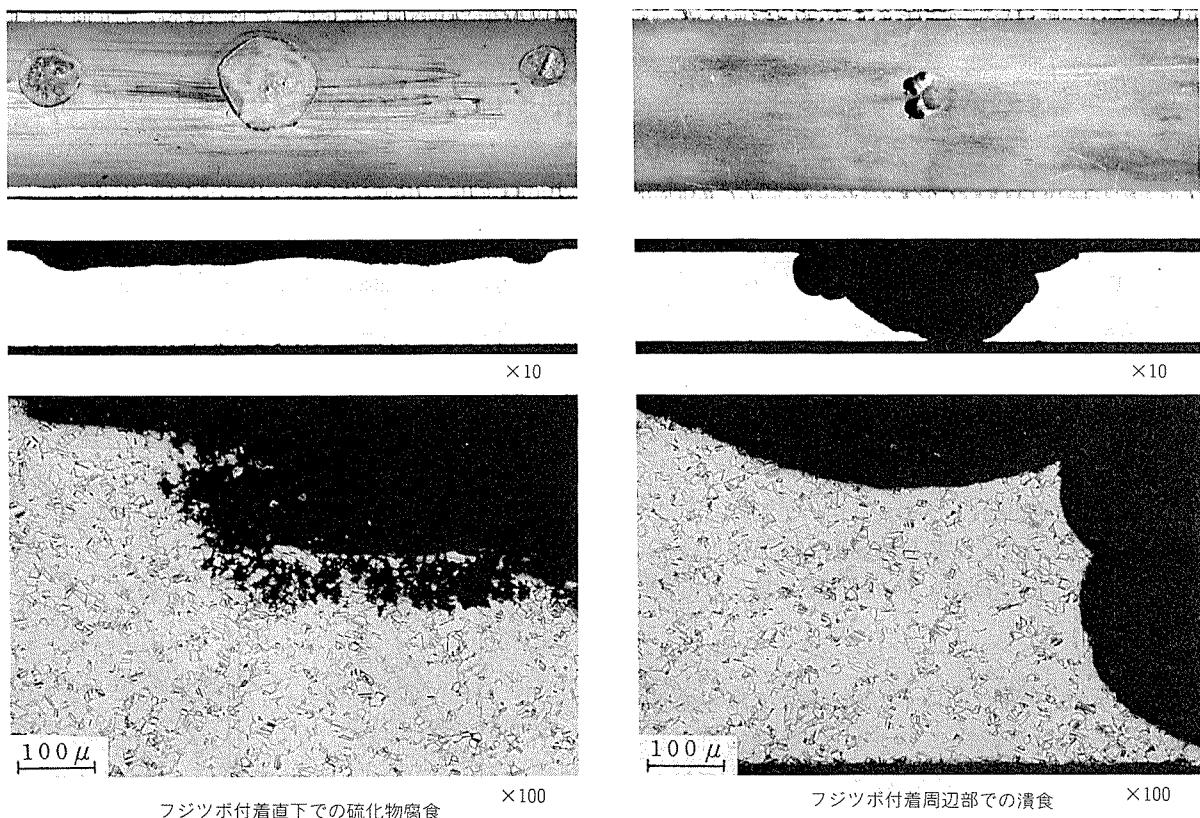


図2 アルミニウム黄銅管のフジツボ付着による腐食障害

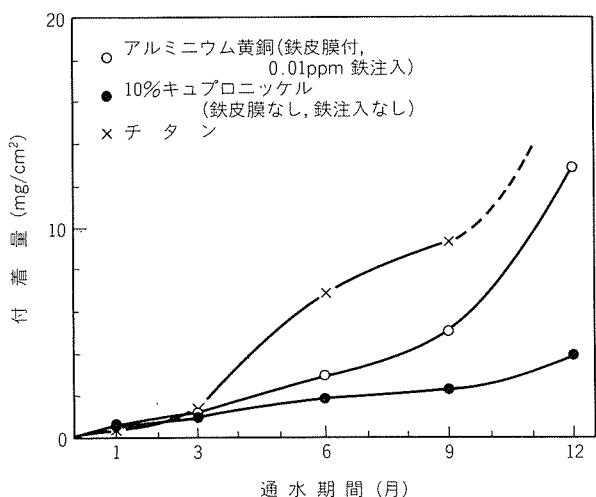


図3 塩素無処理海水中での復水器管の汚れ(付着量)  
(管寸法: 外径 1"φ 水質: 関西電力多奈川発電所)  
(管内流速: 2m/sec スポンジボール洗浄: なし)

### 3. 二重管の製造とその特性

#### 3.1 製造範囲

内管材料は肉厚0.5~0.9mmの10%キュプロニッケル管を標準とし、外管材料として肉厚0.2~0.5mmのチタン管を使用し、仕上りの肉厚が1.0~1.2mmになるよう両管の肉厚を調整している。最も標準的な肉厚は、内管0.7mm、外管0.3mmである。両管の接合は水圧拡管法によっている。図5に二重管の断面を示す。

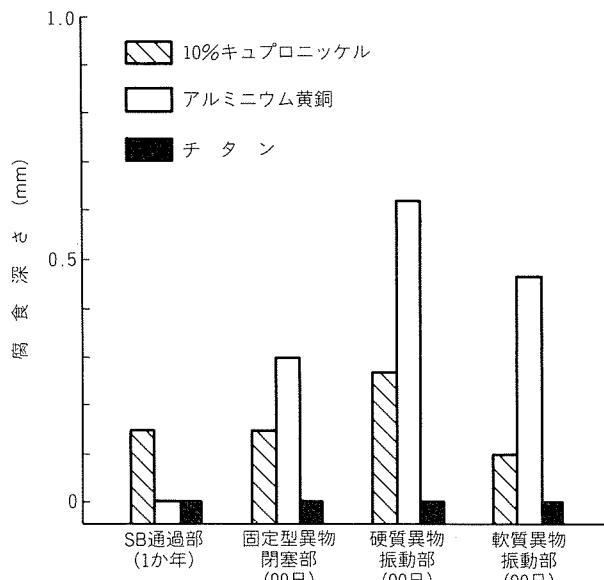


図4 各種材料の局部腐食深さ (水質: 関西電力多奈川発電所)

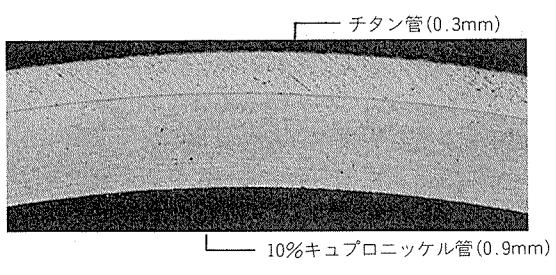


図5 二重管断面

表2 二重管の機械的性質と伝熱性能

外 径 (チタン管 外 径)	単 管 組 合 せ		二 重 管 の 性 能						
	機 械 的 性 質			伝 热 性 能			熱通過率 [18°C 2m/sec] (kcal/m²h°C)	同一寸法の10%キュプロニッケル裸管との比較 伝熱抵抗の増加 (m²h°C/kcal)	熱通過率比 (%)
	チタン管 肉 厚 (mm)	10%キュプロニッケル 管 肉 厚 (mm)	耐 力 (kgf/mm²)	引張強さ (kgf/mm²)	伸 び (%)				
1"	0.5	0.7	29.6	36.8	44	2526	$3.6 \times 10^{-5}$	90.9	
7/8"	0.3	0.7	26.8	33.3	36	2548	$4.0 \times 10^{-5}$	89.9	
7/8"	0.3	0.9	28.3	35.6	35	2500	$4.0 \times 10^{-5}$	90.0	

### 3.2 機械的性質

表2に、二重管の諸元およびこれを用いて製作した二重管の機械的性質を示す。二重管の耐力、引張強さはチタン管の値に近く、伸びはキュプロニッケル管とほぼ同等である。

### 3.3 伝熱性能

標準的な寸法の二重管についての復水器における熱通過率および同一寸法の10%キュプロニッケル管に対する比率を管内流速との関係において図6に示した。また、流速2m/secにおける値を前掲の表2に併せて示した。同一寸法のキュプロニッケル管に対する二重管の熱通過率比は約90%である。

### 3.4 管板への取付け性

銅合金管板への取付けは、ローラー拡管により従来の銅合金管と同様に行える。図7に厚さ28mmのアルミニウム青銅单孔管板へ拡管率5~6%でローラー拡管した場合の引抜力を示す。本試験に使用した拡管機はスギノマシン(株)製電動自動制御式拡管機 TR-302Hであり、エキスパンダーはCB No.129である。管外径と管孔径の差は0.3~0.4mmで、拡管長は25mmとした。引抜力は二重管肉厚に依存し、1.2mm厚では900~1000kg、1.0mm厚では700kg程度であった。固着力を増すために従来からチタン管の拡管部について使用してきた嫌気性接着剤(ロックタイト601)が有効で、引抜力は倍増している。

### 3.5 管板取付部の防食

二重管の端部分については、インレットアタック防止とチタン管による管板孔面のガルバニック腐食防止のために、従来管と同一基準の陰極防食が必要である。

二重管をネーバル黄銅管板にローラー拡管取付けし、これに-500mV SCEで電気防食した試料と電気防食しなかった試料について約1か月間流速2m/secで清浄海水を通水し、管板表面、管板孔面および二重管のキュプロニッケル管外表面について腐食の有無を観察した。結果を表3に示す。電気防食を実施した試料は、いずれの部分にも腐食が生じていないのに対し、電気防食なしの試料では管孔表面に限って図8に示すような最大深さ0.1

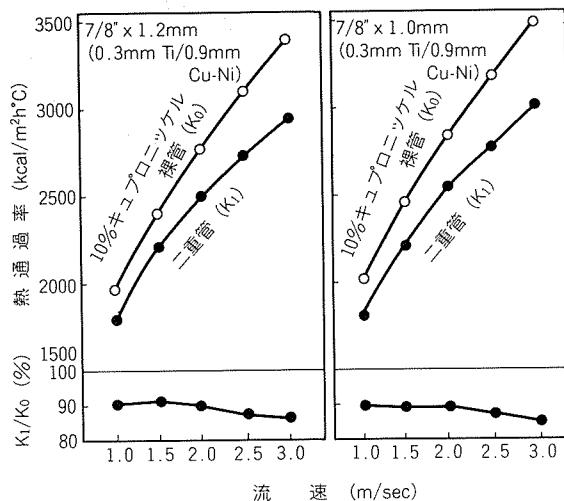


図6 二重管の伝熱性能

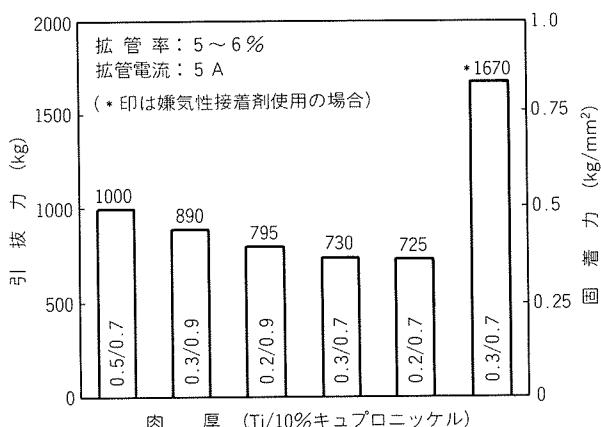


図7 二重管のアルミニウム青銅管板ローラー拡管取付時の固着力

表3 ローラー拡管取付部近傍におけるガルバニック腐食の発生

	ネーバル黄銅管板面	管板孔表面	二重管のキュプロニッケル外表面
電気防食なし	○	●	○
電気防食 -500mVSCE	○	○	○

注) ○: 発生なし ●: 発生あり

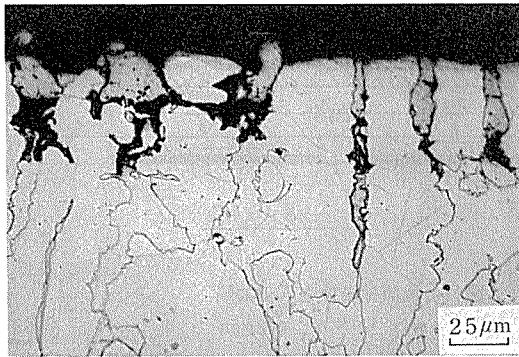


図8 電気防食なし海水通水下におけるネーバル黄銅管板  
管面の脱亜鉛腐食

mm の脱亜鉛腐食が生じていた。管板面の二重管との接触面はガルバニック腐食を受けていない。これは、アノード/カソード面積比が大きいことによると思われる。また、二重管のキュプロニッケル外面、すなわち、チタン内面との接触面にも腐食が生じていない。これは、拡張面と異なりこの隙間部には海水のスローリークが生じなかったことによるためと考えられる。

### 3.6 10%キュプロニッケルとチタンとのガルバニック腐食

内管の10%キュプロニッケル管が腐食によって貫通し、外管のチタン管が微小面積露出した場合、チタン管周辺のキュプロニッケル管にガルバニック的な腐食が生じるのではないかとの懸念がある。そこで、(1)アノード(10%キュプロニッケル)面積対カソード(チタン)面積比の異なる試料におけるガルバニック電流の測定、(2)微少のチタン露出部を有する二重管の海水通水試験を行い、そのような状況での腐食の発生を検討した。

#### 3.6.1 ガルバニック電流測定

図9に測定回路図を示す。本回路において、アノード面積/カソード面積比を1/300~300に変えた。面積比に応じ10%キュプロニッケル管の管壁にチタン板を絶縁状態ではめ込んだ場合と、その逆の場合がある。管内に3%NaClを2m/secの流速で流し、チタンの電位が十分安定した後、両試料を結線し、カップル電位とガルバニック電流を測定した。ガルバニック電流は1Ωの標準抵抗

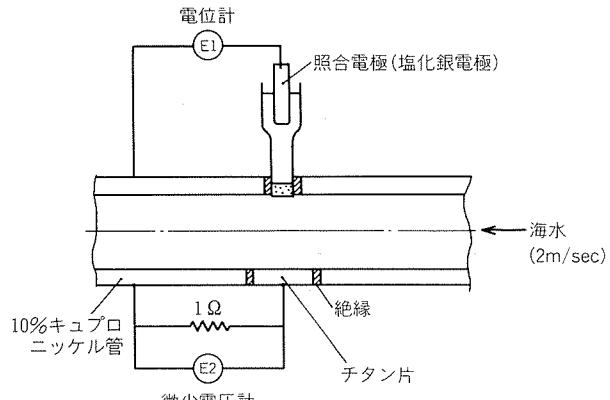


図9 ガルバニック電流測定回路

間の電圧を微少電圧計で測定して求めた。結果を表4に示す。チタンの単独電位は約+150mV SCEであり、10%キュプロニッケル(約-220mV SCE)に比べ著しく貴である。アノード面積/カソード面積が1/1以上、すなわち、チタンの露出面積が比較的小さい場合には、カップル電位は10%キュプロニッケルの単独電位に近く、かつガルバニック電流も $1\mu\text{A}/\text{cm}^2$ 以下、すなわち、10%キュプロニッケルの腐食速度にして0.01mm/年以下と無視しうる程小さかった。これはチタンのカソード分極が図10に示すように、食塩水の流動の有無にかかわらず、極めて大きいことによるものと考えられる。一方、アノード面積/カソード面積が1/300とチタン管の露出面積が極端に大きくなつた場合でも、ガルバニック電流は $60\mu\text{A}/\text{cm}^2$ に落ちついており、10%キュプロニッケルの腐食速度としては1mm/年となる。

#### 3.6.2 海水通水試験

図11に示す人工疵(チタン管の一部分露出)を有する二重管試料について2か月間の海水通水試験を実施した。試料Aでは流速2m/secで海水のみ通水とし、試料Bではスポンジボールを週当たり225個通過させた。海水通水後の人工疵部周辺の10%キュプロニッケル管断面を図12に示す。前者は人工疵部周辺を含め全く腐食を生じておらず、人工疵製作時そのままの金属組織を呈している。一方、後者は10%キュプロニッケル試料面全域にわたって微小な潰食が生じた。ただし、人工疵部のチタン管と

表4 10%キュプロニッケル/チタン面積比とガルバニック電流 (流速2m/sec, 3%NaCl)

面積比		電位 (mV sce)			ガルバニック電流 ( $\mu\text{A}/\text{cm}^2$ )	
10%キュプロニッケル	チタン	10%キュプロニッケル	チタン	合 成	結線直後	30 min 後
300	1	-218	—	-214	0.1	0.05
10	1	-215	+28	-214	0.2	0.1
1	1	-208	+155	-210	2	0.6
1	10	-212	+150	-188	12	4
1	300	-220	+150	-125	220	60

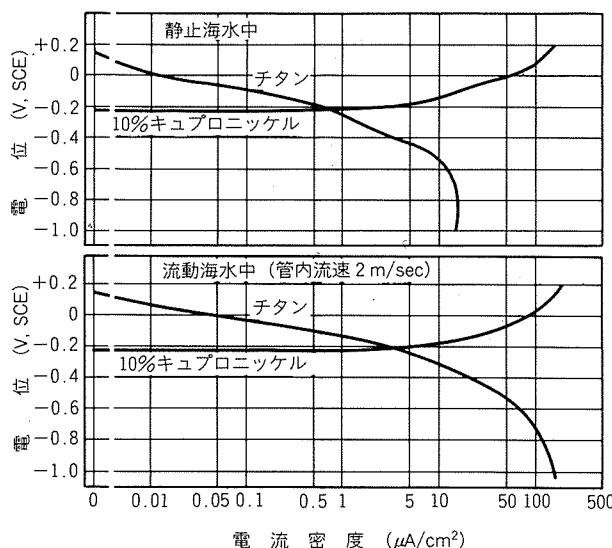


図10 静止および流動海水中における10%キュプロニッケル管の陽分極曲線とチタン管の陰分極曲線  
(試験片: 外径 1"φ, 長さ: 300mm)

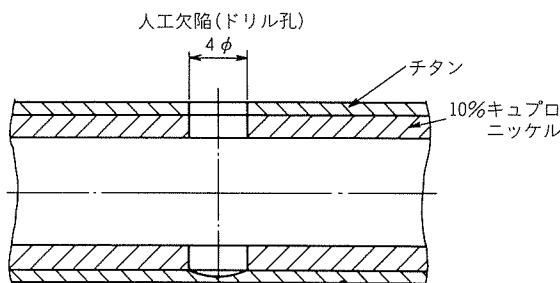


図11 海水通水試験片模式図

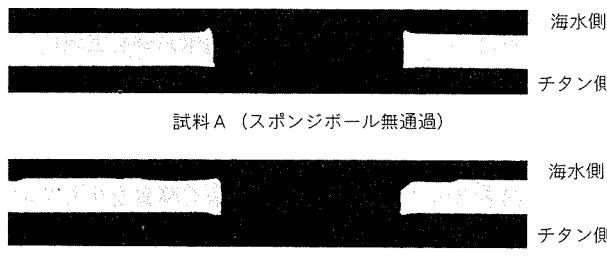


図12 海水通水試験後的人工疵部周辺の10%キュプロニッケル管断面(×9)

接触しているキュプロニッケル管部が特に腐食を激しく受けている様子はなかった。

### 3.7 湍流探傷検査

内管肉厚 0.7mm の10%キュプロニッケル、外管肉厚 0.3mm (外径 22mm) のチタンよりなる二重管の内面に図13に示す3種類の人工欠陥を設け、湍流探傷検査の標準欠陥とした。すなわち、人工欠陥として、(A)深さ 0.2 mm、直径 3 mm の平底穴、(B)直径 2 mm の貫通孔、(C)深さ 0.5mm、直径 3 mm の平底穴、である。湍流探傷器

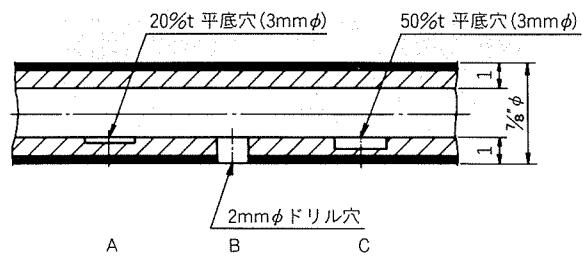


図13 湍流探傷検査人工欠陥  
(外:チタン, 0.3mm  
(内:キュプロニッケル, 0.7mm))

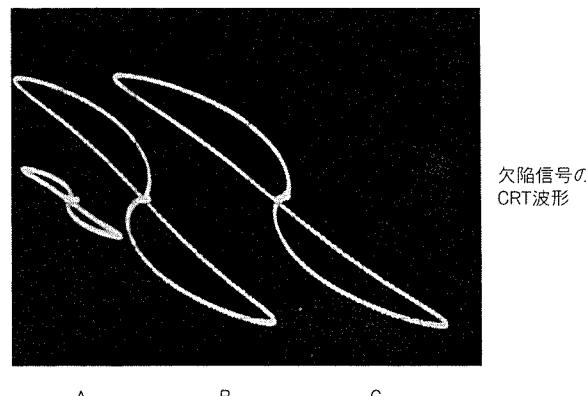


図14 湍流探傷検査結果

は PHASEC D6A-2 型を用い、周波数 30kHz で検査した。位相および感度設定に際し、人工欠陥 B が CRT 上 135° および記録紙上 20mm となるようにした。本条件下における人工欠陥の CRT 波形とチャート記録を図14に示す。人工欠陥 A, C とも明瞭な波形を示しており、前記検査条件にて二重管内面の腐食部の検出が可能である。

### 4. まとめ

海生生物汚損対策用復水器管として、10%キュプロニッケル (内管) と薄肉チタン (外管) よりなる二重管を開発した。本管の仕様、特長、適用範囲をまとめると以下のようである。

(1) 二重管の標準仕様の一例と、その性能は次のよう

である。

- (i) 材料組合せ：外面 0.3mm 溶接チタン管  
内面 0.7mm 10%キュプロニッケル管
- (ii) 熱貫流率値：未使用10%キュプロニッケル管の  
85%以上
- (iii) 機械的性質：耐力 20kgf/mm<sup>2</sup>以上  
引張強さ 30kgf/mm<sup>2</sup>以上  
伸び 30%以上

- (2) 銅合金管板の取付けは従来と同様にローラー拡管法が適用できる。固着力を増すためにはチタン管に使用してきた嫌気性接着剤の使用が有効である。管端部については従来通り陰極防食を行うことが望ましい。これにより内管のインレットアタック防止と管板孔面のガルバニック腐食が防止できる。
- (3) 海水側で銅合金管に貫通孔が生じチタン管が局所的に露出した場合でも、この部分に接触するキュプロニッケル管が急速に腐食してチタン管の露出部に広がることはない。
- (4) 本二重管は塩素無処理海水使用復水器において、

運転中の無漏洩が確保され、かつ、スポンジボール洗浄の併用によって高い伝熱性が維持できる新らしいタイプの復水器管である。なお、外面对してもチタン管の耐食性によりアンモニアアタックや銅イオンの溶出問題が解決される。

従って、適用機器として、(i)塩素無処理、かつ、鉄イオン無注入の復水器、特にアルミニウム黄銅管の取替用あるいは空気冷却部用、(ii)スponジボール洗浄のない比較的低流速運転を行う各種の小型熱交換器があげられる。

## 文 献

- 1) P. B. Ritter and J. W. Suitor : INCRA Research Report, Project No. 214 A.
- 2) 例えは J.D. Redmond, *1984 Joint Power Generation Conference*, 84-JPGC-Pwr-8, Oct. 1984, Toronto.
- 3) 川辺允志ら：本誌，18（1977），93.
- 4) 佐藤史郎ら：本誌，18（1977），80.
- 5) 永田公二ら：本誌，25（1984），144.
- 6) 佐藤史郎，渡辺敏彦：本誌，12（1971），113.
- 7) 野世渕精：本誌，24（1983），159.
- 8) 高橋 彰：本誌，25（1984），99.