

論 文

TiAl 単結晶の低温変形と転位組織\*

川畑 武\*\* 鎌屋 国\*\*\*  
金井 恒行\*\*\*\* 和泉 修\*\*\*\*\*

Mechanical Properties and Dislocation  
Structures of TiAl Single Crystals Deformed  
at Cryogenic Temperatures

Takeshi Kawabata, Tadasu Abumiya,  
Tsuneyuki Kanai and Osamu Izumi

---

住友軽金属工業株式会社技術研究所

## TiAl 単結晶の低温変形と転位組織\*

川畠 武\*\* 鎧屋 匡\*\*\*  
金井 恒行\*\*\*\* 和泉 修\*\*\*\*\*

### Mechanical Properties and Dislocation Structures of TiAl Single Crystals Deformed at Cryogenic Temperatures

Takeshi Kawabata, Tadasu Abumiya,  
Tsuneyuki Kanai and Osamu Izumi

Mechanical properties and deformation structures of Ti-56at%Al single crystals have been studied as a function of orientation, temperature (293, 196, 77 and 4.2 K) and strain rate. The strength and strain rate sensitivity parameters increased with decreasing temperature. Below 196 K, superdislocations could be observed but ordinary dislocations could not be observed. Activation energies and activation volumes were determined from strain rate change tests. Many dislocation dipoles were observed in the deformed structures.

#### 1. はじめに

ジェットエンジン及びガスタービンのブレード等の部品は、高温にさらされながら回転するために、軽くて、しかも高温強度が高い材料が望まれる<sup>1)2)</sup>。TiAlは、比重が3.8と低く、高温強度が高くて耐酸化特性も良好である<sup>3)</sup>。したがって、上述の高温回転部品材料として有望視されているが、1173K以下で脆的であり<sup>4)</sup>、まだ実用には至っていない。TiAlの機械的性質及び耐酸化特性に関する研究は、実用材料開発の立場から、最初に、McAndrewとKesslerによって行われ<sup>3)</sup>、Ti-36mass% Al (Ti-50at%Al) が室温で約338MPa、1273Kで286 MPaの引張強さを持つこと、1273K×1000hのクリープ強さが約30MPaであること、Nb添加により耐酸化特性が大幅に改善されること等が報告されている。Lipsittら<sup>4)</sup>は、298～1273Kの温度でTi-40mass% Al (Ti-54.2

at%Al) 合金の機械的性質を研究して、降伏応力 (0.2 %オフセット) が873Kまではほぼ450MPaを保ち、さらに温度が上昇すると降伏応力が低下し1273Kで110MPaになること、また、973K以下では破断伸びが約0.3%と小さく、それ以上の温度では急速に増大し、1173Kでは28%に増大することを示した。川畠らは、Ti-56at% Al合金単結晶の機械的性質を圧縮試験によって293から1273Kまでの温度範囲で研究し、降伏応力が1000Kまで上昇し、それ以上の温度になると下降することを見いだした<sup>5)</sup>。この現象は、いわゆる降伏応力の正の温度依存性と呼ばれ、Ni<sub>3</sub>Al<sup>6)7)</sup> Ni<sub>3</sub>Ga<sup>8)</sup> 及び Ni<sub>3</sub>Ge<sup>9)</sup>など Ll<sub>2</sub>型構造を持つ合金で見出されている現象とよく似ている。Ni<sub>3</sub>Alに於ける現象は、KearとWilsdorf (K-W)<sup>10)</sup>により、{111}から{010}面へ転位がクロススリップしてピンニングされることで説明された。Ni<sub>3</sub>Alでは、転位組織の観察の結果、K-W機構のほぼ正しいことが示されている。TakeuchiとKuramoto (T-K)はK-W機構に基づき解析的なmodelを提案した。Paidarらは、交差すべりとピンニング機構の活性化エネルギー及び機構をさらに詳細に議論してT-K機構を発展させた<sup>11)</sup>。川畠ら<sup>12)</sup>は、Ti-56at%Al 単結晶の曲げ破壊挙動を研究し、TiAlが {010}, {001}, {110}, {101} 及び {111}

\* 本研究は、東北大学金属材料研究所において行われたものである。

\*\* 技術研究所金属材料研究部、工学博士

\*\*\* 東北大学大学院（現・神戸製鋼所）

\*\*\*\* 東北大学大学院（現・日立製作所）

\*\*\*\*\* 東北大学（現・東北大学名誉教授）、工学博士

面で破壊することを示すとともに、転位反応による破壊機構を提案した。

TiAlは、TiとAlのみからなる面心構造の(002)面が交互に積層している面心立方晶(軸比1.02)の $L_{10}$ 構造を持っている<sup>13)</sup>(Fig. 1参照)。したがって、TiAl中には、 $1/2\langle 110 \rangle$ 型普通転位と $\langle 101 \rangle$ および $1/2\langle 112 \rangle$ 型超転位が存在しうる<sup>14)</sup>。普通転位と $1/2\langle 101 \rangle$ 型超転位は、室温<sup>15)</sup>及び高温<sup>4)</sup>で変形したTiAl多結晶中で、Lipsittらによって観察されている。Hugらは、 $\langle 101 \rangle$ 型超転位が $1/2\langle 110 \rangle$ 及び $1/2\langle 112 \rangle$ 型転位に分解することを観察した<sup>16)</sup>。 $1/2\langle 112 \rangle$ 型超転位は、さらに $1/6\langle 112 \rangle$ 型Shockley部分転位と $1/3\langle 112 \rangle$ 型超転位とに分解できる<sup>16)</sup>。 $1/2\langle 110 \rangle$ 型普通転位が二本の $1/6\langle 121 \rangle$ 型Shockley部分転位へ分解することはこれまで観察されていない。Hugらは、また、超転位が{111}すべり面から{010}面へ交差すべりを生じているのを観察した<sup>17)</sup>。この証拠は、K-W機構がTiAlの降伏応力の正の温度依存性を生じさせている証拠であるように見えるが、しかし、降伏応力の方位依存性は、K-W機構<sup>10)</sup>もGreenbergの理論<sup>18) 19)</sup>も支持しないという結果が得られている<sup>5)</sup>。Hugらは、 $\langle 011 \rangle$ 超転位が、 $1/6\langle 112 \rangle$ ,  $1/6\langle 121 \rangle$ 及び $1/2\langle 011 \rangle$ の3本の部分転位に分解することを観察した<sup>17)</sup>。規則格子積層欠陥(SISF)は、第一と第二の部分転位間に、また、逆位相境界(APB)は第二と第三の部分転位間に形成される。川畑らは、 $\langle 101 \rangle$ 型超転位が主すべり系として活動する可能性の高い方位におけると同様に、 $1/2\langle 110 \rangle$ 型普通転位及び $1/2\langle 112 \rangle$ 型超転位が主すべり系として活動する方位においても降伏応力の正の温度依存性が出現することを見いだしている<sup>5)</sup>。この挙動は、未解決のままである。最近、Yoo<sup>20)</sup>は、Ni<sub>3</sub>Alの降伏応力の正の温度依存性が、弾性異方性に起因して超半転位間のトルク力による交差すべりーピンニング機構が生じて、出現する可能性を示した。Ni<sub>3</sub>Al<sup>21)</sup>及びNi<sub>3</sub>Ga<sup>22)</sup>においては、降伏応力は77K以下まで温度の低

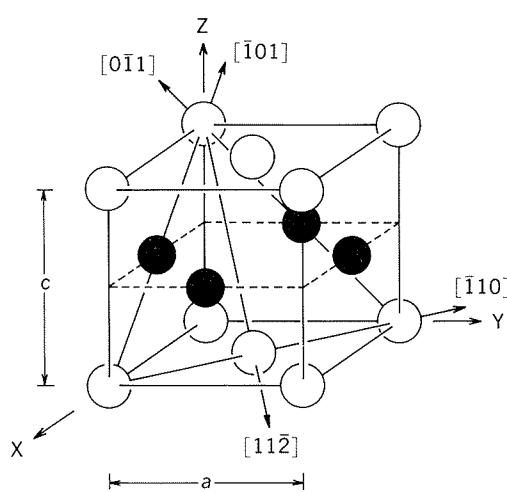


Fig. 1 The  $L_{10}$  structure. (The solid and open circles show Ti and Al atoms, respectively.)

下とともに低下する。これは、これらの金属間化合物が極めて小さなPeierls応力を持ち、強度は、主としてK-W及びYooの機構によって支配されていることを示すものである。

TiAlにおいては、これまで、室温以下における機械的性質、変形組織の観察及び変形に関する諸因子の測定は行われていない。室温以下におけるこれらの諸性質に関する知識は、高温における諸性質を理解する鍵を与えてくれるかも知れない。本研究は、TiAl単結晶の室温以下の温度における機械的性質と転位組織を方位及び温度の関数として研究するものである。

## 2. 実験方法

Ti-56at%Al合金が、99.8%純度のTi及び99.99%純度のAlを用いてアルゴン雰囲気非消耗タンゲステン電極アーク溶解によって溶製された。この組成の合金は、Fig. 2に示したTi-Al二元状態図<sup>23)</sup>から分かるようにTiAlの単相である。アルゴン雰囲気帶溶融法により、粗大結晶粒を持つ結晶が育成された。結晶方位は、X線背面反射ラウエ法と電子線回折法を併用することにより、 $\pm 2^\circ$ 以下の精度で決定された。A [132], B [245], C [452], [010], [001] および [110] 方位を持つ圧縮試験片が放電加工機を用いて切出され、エメリー紙#400-1500により研磨された。圧縮試験片は、1.6mm角×6mm高さのサイズで、圧縮試験前に電解研磨された。圧縮試験は、インストロン型試験機を用いて、約4%の塑性ひずみまで、 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ のひずみ速度で、293K(大気中), 196K(アルコール中), 77K(液体窒素中)及び4.2K(液体He中)で行われた。[110]及び[010]方位の試験片については、約1.8%の塑性ひずみで $1 \times 10^{-4}$ から $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ へ、約3.5%の塑性ひずみで $1 \times 10^{-3}$ から $1 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ へとひずみ速度変換試験を行なった。変形した試験片の表面の組織観察はNomarski型微分干渉顕微鏡を用いて行われた。透過電子顕微鏡(TEM)用の薄膜試験片は、約4%塑性変形を加えた試験片を放電加工機を用いて切

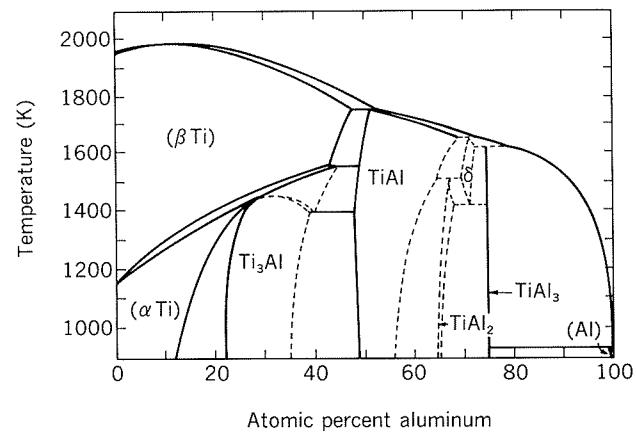


Fig. 2 Ti-Al binary phase diagram.

断し、機械的に研磨したのち電解研磨<sup>24)</sup>を行なうことにより作成し、JEOL-200Bを使用して観察された。

### 3. 実験結果

#### 3.1 機械的性質

##### 3.1.1 圧縮試験

Fig. 3は、A, B, C, [010], [001]及び[110]方位の降伏応力の温度依存性を示す。降伏応力は温度の低下とともに増大する。4.2Kにおける応力水準は、293Kにおけるその約1.5倍である。[110]方位では、1/2<112>型超転位のSchmid因子が-0.471と一番大きく主すべり系として活動する可能性が高い。[001]方位では、同じく1/2<112>型超転位のSchmid因子が一番大きい方位であり、もし、1/2<112>型超転位が主すべり系であって、しかも、1/6<112>のShockley部分転位と1/3<112>型超転位に分解しているならば、1/6<112>のShockley部分転位が先頭転位となるために変形双晶の生じやすい方位である。A, B, C及び[010]のような他の方位では、降伏応力はほとんど等しい。Fig. 4は0.2と1.5%塑性ひずみ間の加工硬化率を示す。多重すべりを行う方位における加工硬化率は、傾向として、単一すべり方位のそれよりも大きい。

##### 3.1.2 ひずみ速度変換試験

Fig. 5は、ひずみ速度変換試験を行った時の[010]及

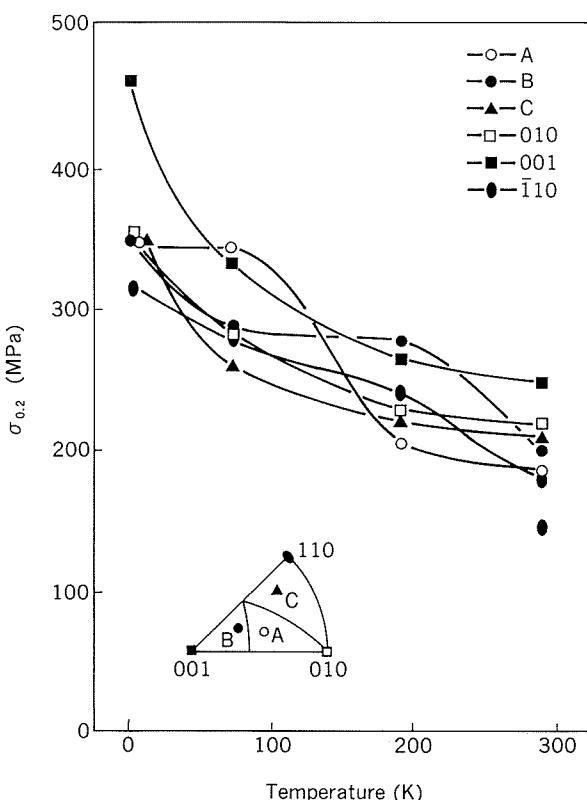


Fig. 3 The temperature dependence of the yield stress for various orientations studied.

び[110]方位の応力-ひずみ曲線を示す。応力-ひずみ曲線上の上方及び下方の矢印は、それぞれそのひずみでひずみ速度を10倍及び1/10倍に変化させたことを示している。ひずみ速度変換時の応力差は、僅かながらひずみ量依存性がある。4.2Kでは、ひずみ速度変換時の応力差は、断熱変形によるセレーションのために明確ではない。293Kにおける応力差は77Kにおけるそれより

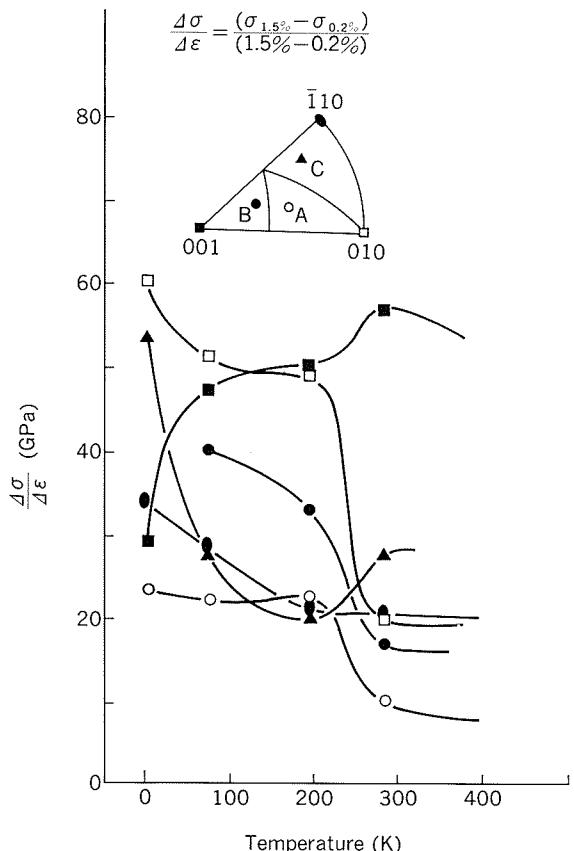


Fig. 4 The temperature dependence of the work hardening rate at temperatures from 4.2 to 293K.

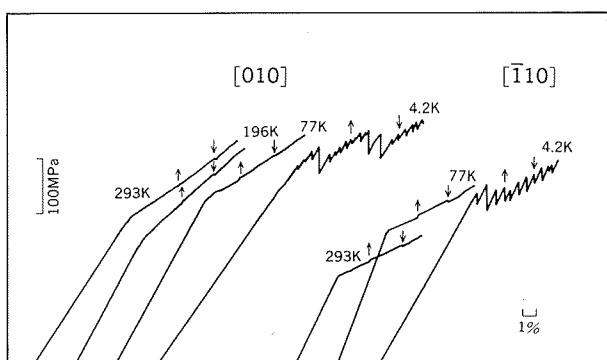


Fig. 5 Stress-strain curves before and after strain rate change experiments at various temperatures in [010] and [110] orientations. The upward and downward arrows show points where a strain rate was increased from  $1 \times 10^{-4}$  to  $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  and reversedly decreased, respectively. At 4.2K, serrations occurred by adiabatic deformation.

も小さい。Fig. 6 は、293から77Kの温度におけるひずみ速度感受性指数Sの変化を示す。77KにおけるSの値は、300から900Kの中間温度におけるSの値よりも大きい。77Kでは、[110]方位のSは、[010]方位のSよりも大きい。これは、活動すべり系、とくに転位の種類の相違によるものと思われる。

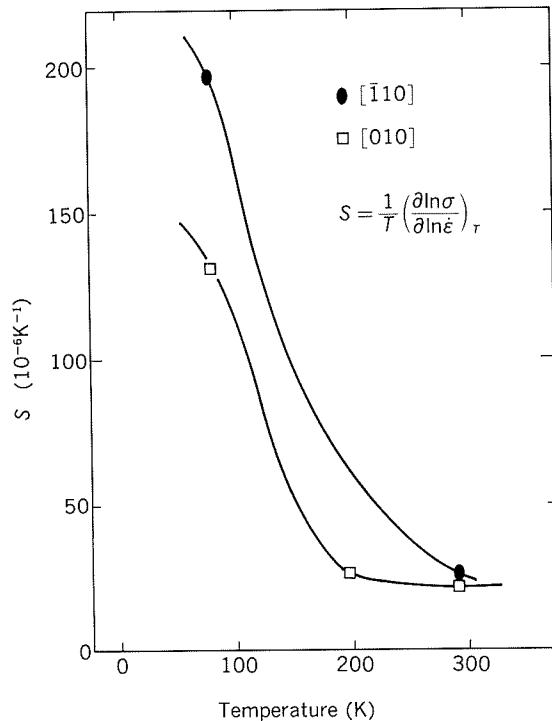


Fig. 6 Strain rate sensitivity parameters, S, at temperatures from 4.2 to 293K in various orientations.

### 3.2 すべり線

圧縮試験した試験片で観察されるすべり線は、直線的で、どちらかと言えば粗大である。すべり面は、二面解析の結果 {111} 面と決定された。Fig. 7 は各温度で変形した各方位の試料で観察されたすべり線の写真である。普通転位が主すべり系である方位のすべり線は、主すべり系が <101> {111} である方位のすべり線よりも微細である。1/2<112> 型超転位が活動するであろう [110] 方位のすべり帶は、他の方位のそれよりも広く粗い。77及び4.2Kでは、Fig. 8 に示されるように、すべり系が場所によって異なるモザイク模様が観察された。これらのモザイク状の領域の境界に亜粒界は観察されなかった。

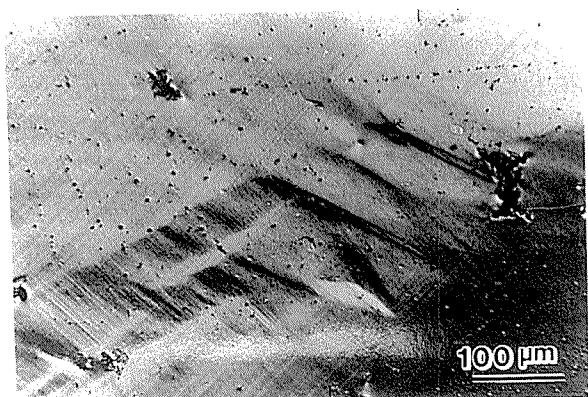


Fig. 8 An optical micrograph showing the example of a mosaic-like pattern observed on the specimen with the [001] orientation deformed at 77K.

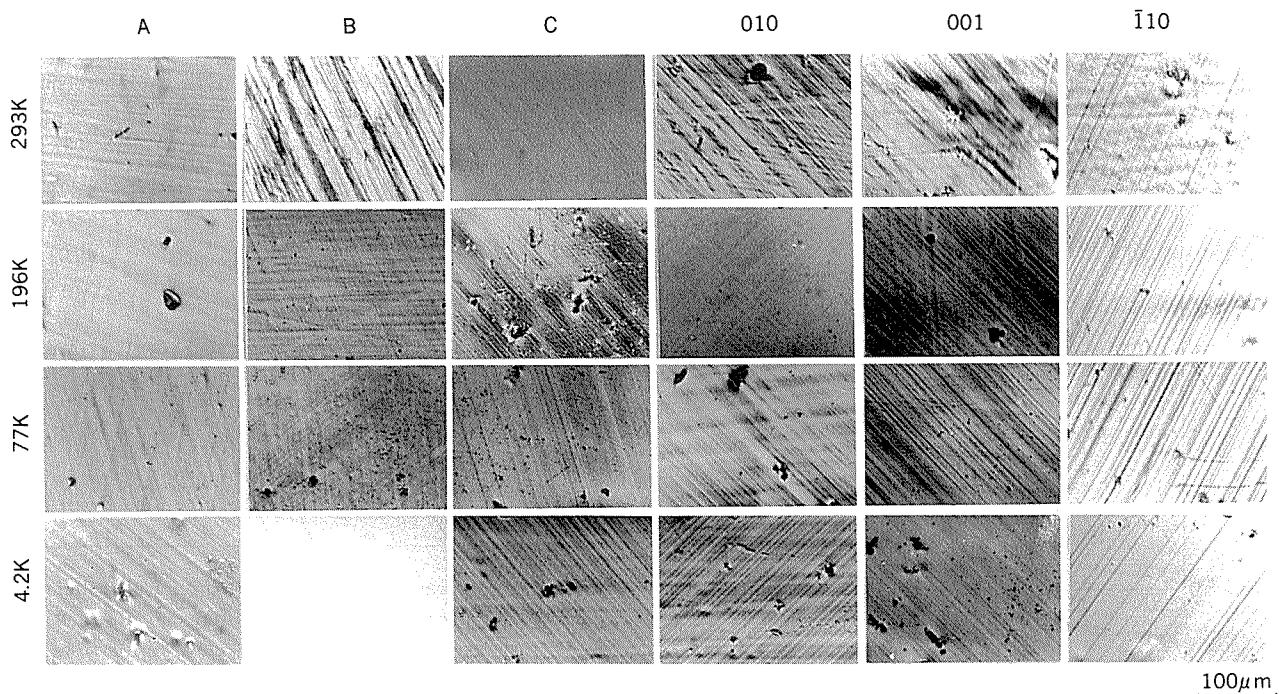


Fig. 7 Optical micrographs showing slip traces of A, B, C, [010], [001] and [110] orientations tested at 293, 196, 77 and 4.2K.

### 3. 3 転位組織

#### 3. 3. 1 転位の種類と分解

##### (1) 普通転位

$1/2\langle 110 \rangle$  のバーガースベクトルを持つ普通転位は、  
 $1/2\langle 110 \rangle \rightarrow 1/6\langle 121 \rangle + (\text{CSF}) + 1/6\langle 211 \rangle$  (1)

と分解する可能性がある<sup>14) 25)</sup>。

##### (2) 超転位

Higらは 873Kで変形した試験片中で、次のような  
 $\langle 011 \rangle$  型超転位の分解を観察した<sup>17)</sup>。

$$\begin{aligned} \langle 011 \rangle &\rightarrow 1/6\langle 112 \rangle + (\text{SISF}) + 1/6\langle 121 \rangle \\ &+ (\text{APB}) + 1/2\langle 011 \rangle \end{aligned} \quad (2)$$

Greenberg は、

$$\langle 101 \rangle \rightarrow 1/6\langle 112 \rangle + (\text{SF}) + 1/6\langle 514 \rangle \quad (3)$$

及び

$$\langle 101 \rangle \rightarrow 1/2\langle 110 \rangle + 1/2\langle 112 \rangle \quad (4)$$

の分解を示唆した<sup>14)</sup>。式(4)の分解は、室温変形の試料中に Hugらによって観察されている<sup>16)</sup>。また、(4)式中の  $1/2\langle 112 \rangle$  のバーガースベクトルをもつ転位は、さらに、  
 $1/2\langle 112 \rangle \rightarrow 1/6\langle 112 \rangle + 1/3\langle 112 \rangle$  (5)

と分解する可能性がある。

#### 3. 3. 2 透過電子顕微鏡組織観察

変形組織は、同一視野が 4 ないし 6 種類の回折条件で観察された。矢印と数字 “0” で示された点が標点である。種々の回折条件で撮影された写真的各視野は、この

点が同一位置にくるようにトリミングされている。

##### (1) 293Kで変形した [B] 方位の組織

Fig. 9 は、293Kで試験した [B] 方位の試験片の変形組織を示す。 $g \cdot b$  の値は、すべり面、Schmid 因子、バーガースベクトル及び回折ベクトルとともに、Table 1 に示されている。長い転位はあまり存在しないが、転位の形状はどちらかと言うと直線的で、特定の方向に向いているように見える。しかし、転位線の方向を特定することはできなかった。Fig. 9 (a) に示した回折ベクトル  $g = 111$  で見える転位は、他の三つの回折条件においても見えている（その内の一本を数字 “1” で示す）。それ故、これらの転位は  $1/2[112]$  あるいは  $1/2[112]$  超転位である。 $g = 111$  で観察した Fig. 9 (b) 中に数字 “2” で示した転位は  $g = 200$  で観察した Fig. 9 (c) 及び  $g = 022$  で観察した Fig. 9 (d) においても見える。しかし、これらの転位は、Fig. 9 (a) ( $g = 111$ ) では見えない。したがって、これは  $1/2[110]$  の普通転位、または  $[101]$  (S. f. = -0.44) あるいは  $1/2[112]$  (S. f. = -0.09) の超転位であると考えられる。Fig. 9 (c) に、数字 “3” で示した転位は、薄膜試料の表面にすべりトレースを作っており、TEM 観察中に運動したと考えられる。したがって、これらの転位は考察から除外することにする。Fig. 9 (a) 中には、数字 “4” で示した三角形状の面欠陥が観察されるが、性格を同定できなかった。

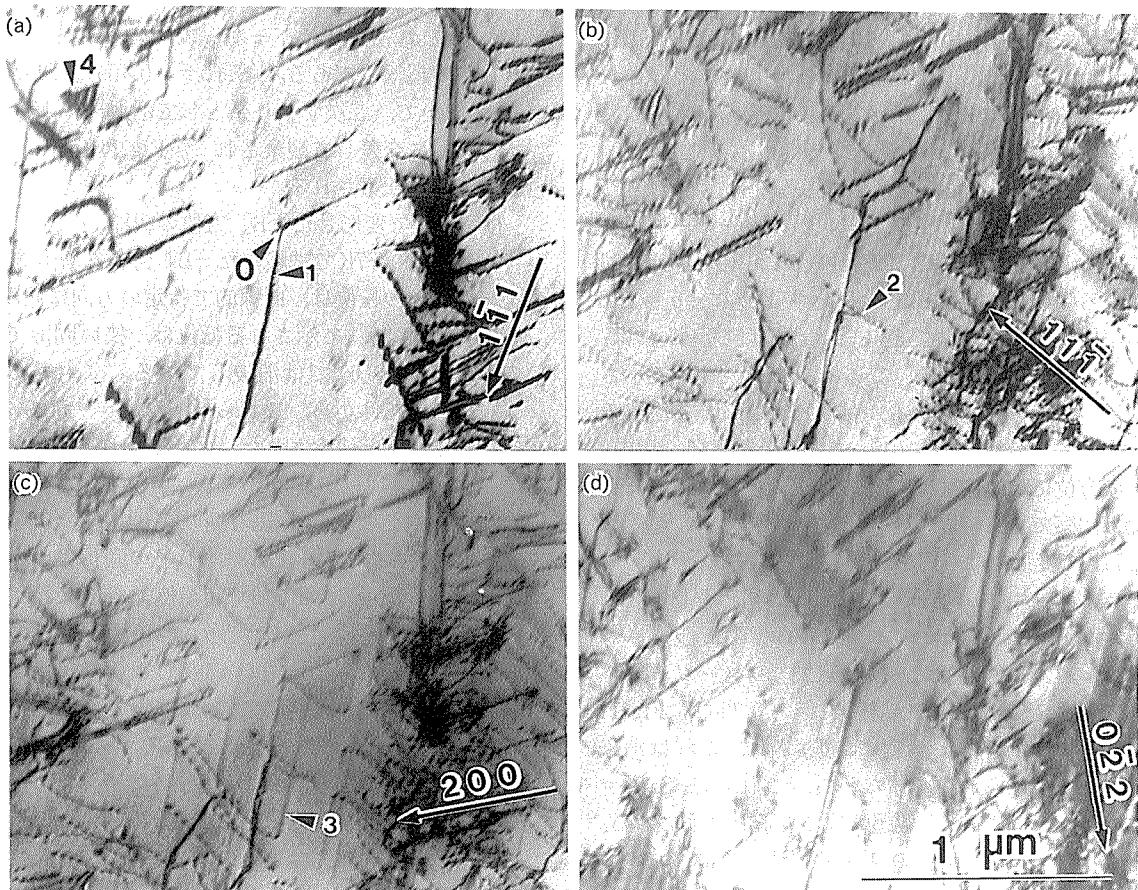


Fig. 9 Dislocation structures in the specimen with the orientation [B] tested at 293K.

**Table 1** Values of  $g \cdot b$  for judgement of visible condition of dislocations in the specimen with the [B] orientation deformed at 293K observed in Fig. 9. Slip planes and Schmid factors are shown. The values of  $g \cdot b$  for partial dislocations with the  $1/6\langle 112 \rangle$  type Burgers vector are obtained by multiplying 1/3 to the values for  $1/2\langle 112 \rangle$  dislocations.

Slip plane	(111)	(111)	( $\bar{1}11$ )	( $\bar{1}\bar{1}1$ )	( $\bar{1}11$ )	( $\bar{1}\bar{1}1$ )	( $\bar{1}11$ )	( $\bar{1}\bar{1}\bar{1}$ )
Sch. fact.	-0.44	-0.38	-0.29	-0.25	-0.19	-0.17	-0.10	-0.09
$g \backslash b$	[10 $\bar{1}$ ]	1/2[1 $\bar{1}0$ ]	[ $\bar{1}0\bar{1}$ ]	[01 $\bar{1}$ ]	1/2[ $\bar{1}\bar{1}0$ ]	1/2[1 $\bar{1}0$ ]	[01 $\bar{1}$ ]	[01 $\bar{1}$ ]
1 $\bar{1}1$	0	1	-2	0	0	1	-2	0
11 $\bar{1}$	2	0	0	0	-1	0	2	0
200	2	1	-2	0	-1	1	0	0
0 $\bar{2}2$	-2	1	-2	0	1	1	-4	0

Slip plane	( $\bar{1}\bar{1}1$ )	( $\bar{1}1\bar{1}$ )	(111)	( $\bar{1}\bar{1}\bar{1}$ )	(111)	( $\bar{1}11$ )	( $\bar{1}\bar{1}1$ )	( $\bar{1}1\bar{1}$ )
Sch. fact.	-0.08	-0.07	-0.06	-0.02	-0.29	-0.23	-0.19	-0.09
$g \backslash b$	[ $\bar{1}0\bar{1}$ ]	[10 $\bar{1}$ ]	[01 $\bar{1}$ ]	1/2[ $\bar{1}\bar{1}0$ ]	1/2[1 $\bar{1}\bar{2}$ ]	1/2[ $\bar{1}\bar{1}\bar{2}$ ]	1/2[1 $\bar{1}\bar{2}$ ]	1/2[1 $\bar{1}\bar{2}$ ]
1 $\bar{1}1$	-2	0	-2	0	-1	-2	-1	0
11 $\bar{1}$	0	2	2	-1	2	1	0	1
200	-2	2	0	-1	1	1	-1	1
0 $\bar{2}2$	-2	-2	-4	1	-3	3	-1	-1

### (2) 196Kで変形した [010] 方位の組織

Fig.10 は、196Kで変形した [010] 方位の試験片の転位組織を示す。転位の一部はどちらかと言うと直線的で、特定の方向に向いている。数字“1”で示された転位は [ $101$ ] 転位である。(S. f. = 0)。その理由は、Fig.10 (d) に示されたように、この転位が  $g = \bar{1}\bar{1}1$  で観察されると消失するためである。Fig.10 (a) ( $g = 002$ ) で観察される全ての転位は、 $\langle 101 \rangle$ ,  $\langle 011 \rangle$  及び  $1/2\langle 112 \rangle$  型転位である。数字“2”で示される転位は、他の五つの条件でも観察されるから、 $1/2[112]$  のバーガースベクトルを持つ超転位である(S. f. = -0.236)。数字“3”で示される転位は、Fig.10 (f) に示すように、 $g = 110$  の回折条件によって観察できない。すなわち、これは、 $1/2[112]$  (S. f. = -0.236) である。数字“4”で示される転位のバーガースベクトルは、Fig.10 (d) で転位の像が消失しているから、[101] であろう (S. f. = 0)。[010] の方位では、主すべり系の転位のひとつである普通転位は観察できない。

### (3) 77Kで変形した [010] 方位の組織<sup>26)</sup>

77Kで試験した [010] 試験片の TEM 組織写真を Fig.11 に示す。Fig.11 (a~d) のすべての写真中で観察される転位は、 $1/2[112]$  および  $1/2[112]$  のバーガースベクトルを持つ超転位である (S. f. = -0.236)。Fig.11 (b) 中の大部分の転位は、点状に観察され、これは消失条件下の像と考えられる。すなわち、これらは S. f. = -0.236 を持つ  $1/2[112]$  型超転位であると考えられる。その理由は、[101] 転位の Schmid 因子は 0 であり、[101] 転位はほとんど活動しないであろうからである。点状の痕跡は Fig.11 (b) では直に見えるが、Fig.11 (d)

中の転位の形状は曲線的である。すなわち、転位は {111} すべり面上で曲線的である。数多くの cusp が Fig.11 (d) で観察されるが、これは、転位間の相互作用が頻度高く生じている証拠である。Fig.11 (a) 中の数字“1”で示した転位は [011] のバーガースベクトルを持つ他のすべり系の超転位である。(S. f. = -0.409)。Fig.11 (a) と (c) において、二次すべり系として活動する転位は、主すべり系に交差して観察される。Fig.11 (d) には、小さな面欠陥が観察される。

### (4) 77Kで変形した [B] 方位の組織

Fig.12 は、77Kで試験した [B] 方位の転位組織を示す。大部分の転位は、曲線的で特定の方向に並んではない。数字“1”で示される転位は、狭い間隔で分離しており Fig.12 (b) では消失している。これらの消失及び観察可能条件から、これらは、S. f. = -0.29 の [101] 超転位であると決定された。対になった転位は、バーガースベクトル  $1/2[101]$  を持ち、APB でつながれた超半転位であると考えられる。薄膜試料中に長く存在する数字“2”で示される転位は、すべての回折条件下で観察可能であるから、 $1/2[112]$  超転位であると考えられる。Fig.12 (a) 中の数字“3”で示される痕跡は、文献<sup>15)</sup>で観察されたのと等しい型の、 $1/6\langle 112 \rangle$  の Shockley の部分転位で縁どられた積層欠陥 (SF) であろう。これらの転位の像は、消失条件下の像と考えられる。さらに、Fig.12 (a) 中の数字“3”で示された Shockley の部分転位の拡張は、すなわち、Fig.12 (c) の数字“4”によつて示される部分は完全に消失しており、数字“4”の隣接部分は点状の像を作っている。したがって、観察されない部分は、反対符号の Shockley の部分転位が合体す

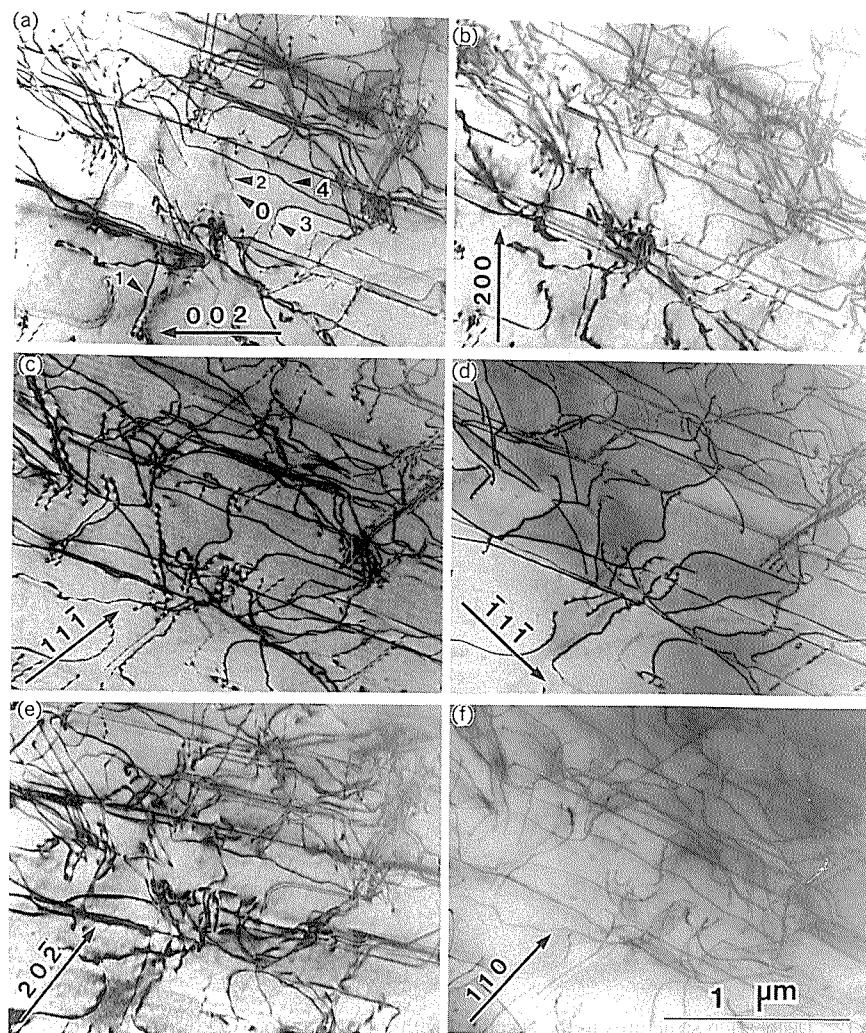


Fig. 10 Dislocation structures in the specimen with the orientation [010] deformed at 196K.

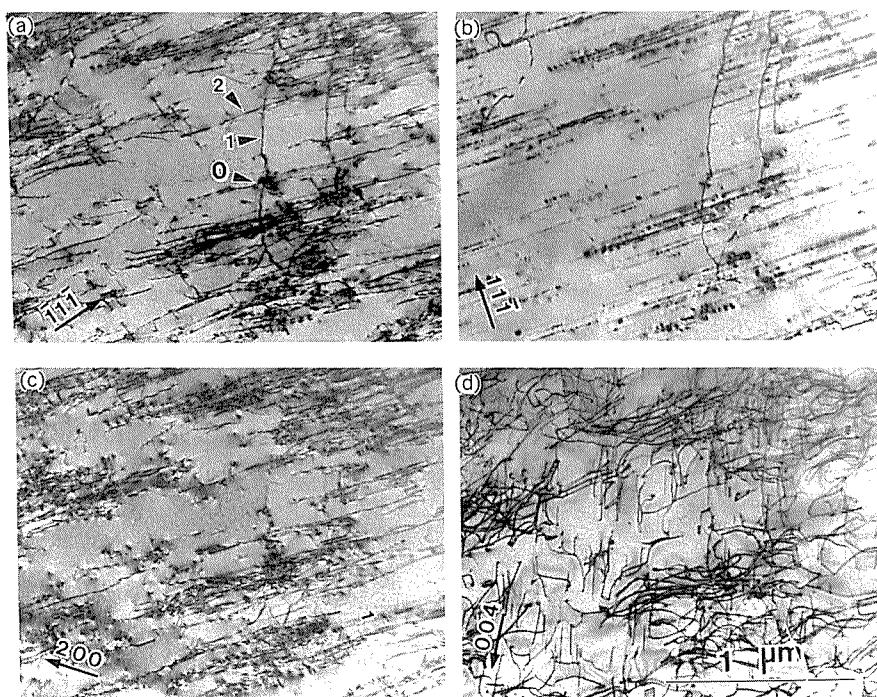


Fig. 11 Dislocation structures in the specimen with the orientation [010] at 77K.

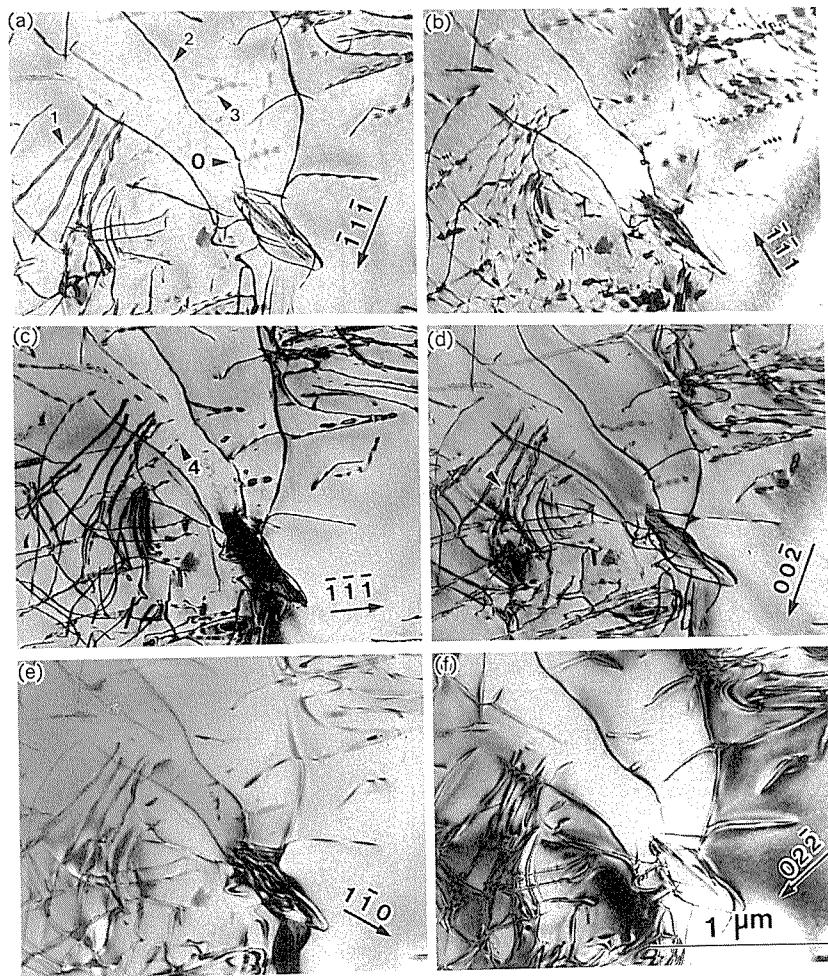


Fig. 12 Dislocation structures in the specimen with the orientation [B] ( $\bar{[2}45]$ ) deformed at 77K.

ることにより消失したものであろう。小さな転位環が並んで、点状像のように見える部分的に消失した Shockley 部分転位は、室温変形した組織中にしばしば観察される。これは、Shockley の部分転位が室温以下で  $\{111\}$  面上で動きにくいことを示しているものと考えられる。なぜならば、もし、Shockley の部分転位が  $\{111\}$  面上で容易に運動できるのであれば、これらの Shockley の部分転位は完全に合体消滅し、点状の像を作らないであろうからである。

Fig.12 (a) 中の数字 “3” で示される微かな像は、消失条件下の Shockley 部分転位であろう。Edington は、転位が  $g \cdot b \neq 0$  の条件下で観察できる場合とできない場合について解説している<sup>27)</sup>。Shockley の部分転位は、 $g \cdot b = \pm 1/3$  の回折条件下では  $w = 0 \sim 1.0$  に対して観察できない<sup>27)</sup>。ここで、 $w = \xi_g \cdot s$  であり、 $\xi_g$  は消滅距離及び  $s$  は Bragg 条件からのずれである。 $g \cdot b = \pm 2/3$  の回折条件下では、転位は試験片の厚さと  $w$  の値に依存して、消失したり、観察できたりと複雑である<sup>27)</sup>。 $1/6\langle 112 \rangle$ 、あるいは  $1/6\langle 121 \rangle$  型の Shockley の部分転位に対する  $g \cdot b$  の値は、 $\pm 1/3$  または  $\pm 2/3$  となる。 $1/6\langle 112 \rangle$  型の Shockley の部分転位に対する  $g \cdot b$  の値

は、 $1/2\langle 112 \rangle$  型超転位に対する値に  $1/3$  を掛けることで得られる。

#### (5) 4.2Kにおける [010] 方位の転位組織

Fig.13 は 4.2K で変形した [010] 試験片の転位組織を示す。Fig.13 (a) 中の数字 “1” で示される転位と他の大部分の転位は、Fig.13 (b) 及び (d) では見えるが Fig.13 (c) では消失している。したがって、これらの転位は [011] のバーガースベクトルを持つ超転位である (S. f. = -0.409)。数字 “2” で示される転位は  $1/2\langle 112 \rangle$  転位であると思われる。なぜならば、この転位は観察したすべての回折条件で観察可能であるからである。Fig.13 (a) 中の数字 “3” で示される転位は、Fig.13 (d) の  $g = 220$  の条件では見えず、この転位は  $1/2\langle 112 \rangle$  型超転位である (S. f. = -0.236)。数字 “4” で示される転位は、転位ダイポールと考えられる。同様なダイポールが、この写真中の数字 “3” 近くで観察される。これらのダイポールは後続の転位運動を妨げ、通常の金属及び合金におけると同様の強化機構として働く。

#### (6) 4.2Kで変形した [001] 方位の転位組織

Fig.14 は 4.2K で変形した [001] 方位の転位組織を示す。Fig.14 (a) ( $g = 111$ ) 中に数字 “1” で示される転

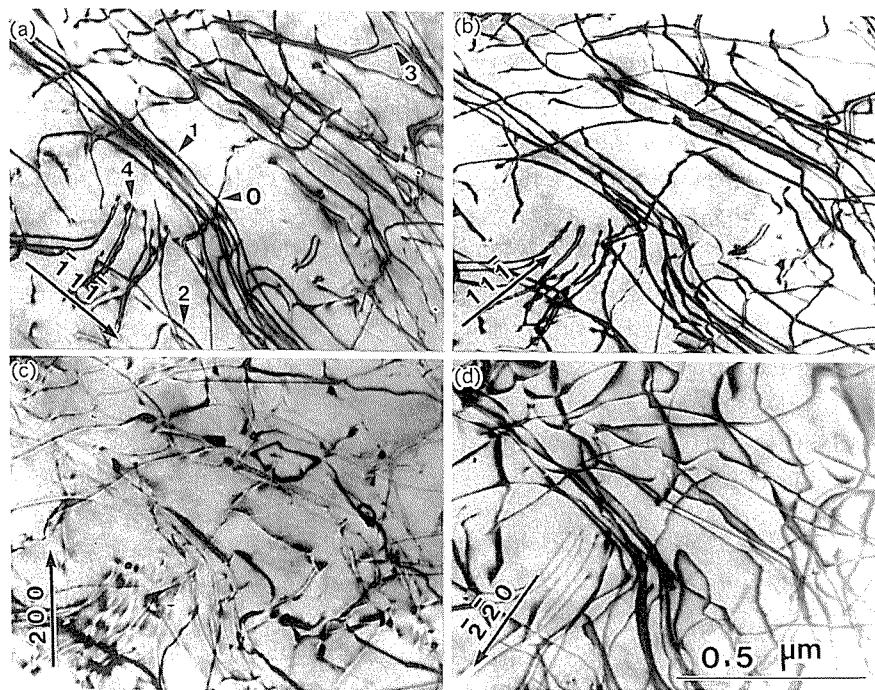


Fig. 13 Dislocation structures in the specimen with the orientation [010] deformed at 4.2K.

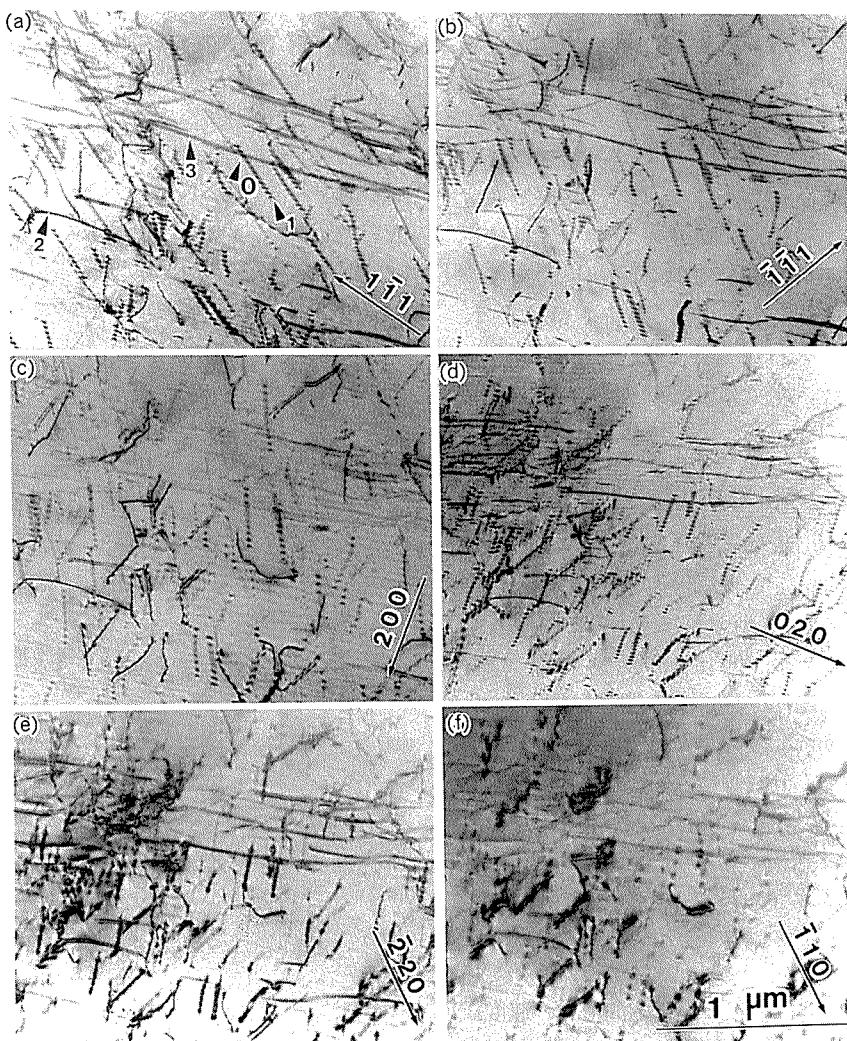


Fig. 14 Dislocation structures in the specimen with the orientation [001] deformed at 4.2K.

位像は、Fig.14(e) ( $g = \bar{2}20$ ) では見えるが、Fig.14(a～d 及び f) の回折条件では SF のみが見え、転位は見えない。この SF は  $1/6\langle 112 \rangle$  型の Shockley 部分転位によって囲まれ (S. f. = -0.471),  $g \cdot b \neq 0$  で消失する条件を満足しているために見えないものと考えられる。Fig.14 中にはこの型の転位が数多く見られる。3.3.1 で示したように、超転位の分解から、Shockley 部分転位が生じる。中でも式(5)の分解は、最も実現している可能性が高い。Fig.14(a) に数字“2”で示される転位は他のすべての条件で見える。それ故、これは、S. f. = -0.471 を持つ  $1/2\langle 112 \rangle$  超転位であろう。Fig.14(a) 中に数字“3”で示される転位は  $[011]$  型の超転位と考えられる。その理由は、Fig.14(c) ( $g = 200$ ) でのみ観察できないからである。

#### 4. 考 察

##### 4.1 活性化エネルギー

室温以下で、降伏応力は温度の低下と共に急速に増大する。この挙動は、Gallagher<sup>28)</sup>によって解析された転位の交切のみでは説明できない。b. c. c. の金属及び合金<sup>29)30)</sup>並びに b. c. c.<sup>31)</sup>及び h. c. p. 型<sup>32)</sup>の金属間化合物は室温以下で降伏応力が急速に増大し、この挙動は、高い Peierls 応力で説明できる。しかし、 $\text{Ni}_3\text{Al}$ <sup>33)</sup>と  $\text{Ni}_3\text{Ga}$ <sup>8)</sup>は非常に低い Peierls 応力を示し、これらの金属間化合物では、超転位は 4 本の Shockley 部分転位に分解していると考えられる。これは、分解せん断応力が  $Q$  値依存性<sup>34)</sup>並びに引張り及び圧縮における降伏応力の不一致<sup>35)</sup>を示すことにより支持される。ここで、 $Q$  値とは、 $\langle 111 \rangle \langle 121 \rangle$  すべり系に対する Schmid 因子と  $\langle 111 \rangle \langle 101 \rangle$  のそれとの比である<sup>34)</sup>。すでに Fig.10～14 で示したように、低温では曲線的な転位と転位ダイポールを観察した。これらの転位形状の特徴は、低温でどちらかと言ふと低い Peierls 応力であることを示している。Hug らは、873Kで変形した試験片中に超転位が APB 及び SISF を挟んで超半転位及び Shockley の部分転位に分解していることを観察している<sup>17)</sup>。これらの部分転位は、バーガースベクトルが小さいために、低い Peierls 応力を持つであろう。もし、低温で超転位が同様に分解していれば、分解した超転位の Peierls 応力は b. c. c. 金属及び合金ほど高くないであろう。分解したように見える転位の大部分は、Fig.13 及び 14 に見られるように  $1/6\langle 112 \rangle$  の Shockley 部分転位のダイポールであろう。低温で高い thermal stress 成分は、Peierls 応力、転位の交切、転位ダイポールおよび転位反応によって生じるものであろう。

多くの場合、ひずみ速度  $\dot{\varepsilon}$  は、Arrhenius の速度式 (式(6)) によって、活性化エネルギー  $U$  及び温度  $T$  と関係づけられる。

$$\dot{\varepsilon} = \dot{\varepsilon}_0 \exp(-U/kT) \quad (6)$$

ここで、 $\dot{\varepsilon}_0$  は、pre-exponential factor で、基本的に常数と考えられる。 $k$  は Boltzmann 常数である。活性化体積、 $v$  は、

$$v = kT (\partial \ln \dot{\varepsilon} / \partial \tau_f)_T \quad (7)$$

と表せる。ここで、 $\tau_f$  は流動応力である。Fig.3 から  $(\partial \tau_f / \partial T)_i$  が計算された。Fig.15 は、活性化体積の温度依存性を示す。活性化エネルギー  $U$  は、次式から求められる<sup>28)</sup>。

$$U = -Tv [(\partial \tau_f / \partial T)_i - (\tau_g / \mu)(d\mu/dT)] \quad (8)$$

$(\partial \tau_f / \partial T)_i$  は Fig.3 から求めた。ここで、 $\tau_g$  は thermal stress component であり、横弾性係数  $\mu$  と同様に温度に直線的に変化する。Fig.16 は、上式に従って求めた変形の活性化エネルギーの温度依存性を示す。温度の低下と共に活性化エネルギーは低下する。

##### 4.2 普通転位が低転位密度であることについて

バーガースベクトル  $1/2\langle 110 \rangle$  を持つ普通転位は、TiAl 中では 196K 以下で観察されない。次にこの理由について考察することにしよう。五つの可能性が検討された。

##### 4.2.1 転位源が存在しないかまたは増殖が困難

$1/2\langle 110 \rangle$  型普通転位は、室温で変形した多結晶体中に観察される<sup>13)14)</sup>。これは、普通転位が室温で運動可能であり、転位源が活動的であることを示している。温度の低下とともに、交差すべりの頻度は減少し、多重交差すべり機構による転位の増殖の機会は減少するであろう。この機構はすべての転位で活動可能である。したがって、普通転位のみ低温で不活性であるということは不合理である。

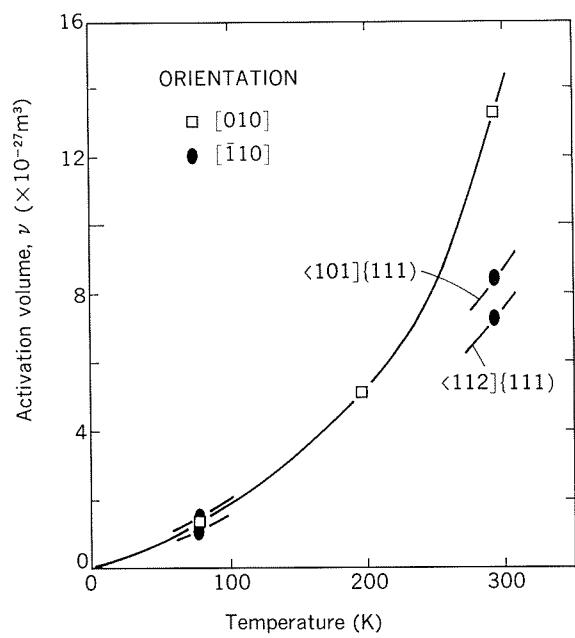


Fig. 15 Activation volume against temperature in the  $[010]$  and  $[\bar{1}10]$  orientations.

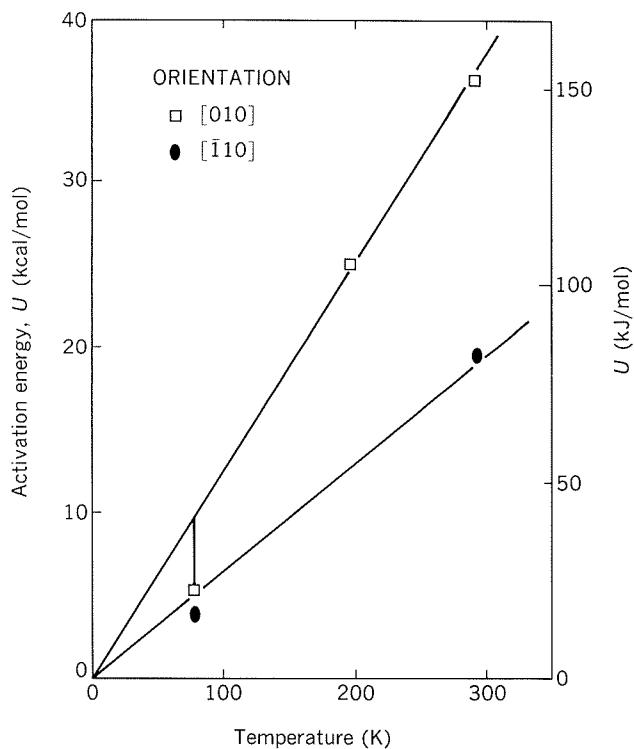


Fig. 16 Activation energies against temperature in the [010] and [110] orientations.

#### 4.2.2 低移動度

普通転位のバーガースベクトルは、 $1/2\langle 112 \rangle$  および  $\langle 101 \rangle$  型超転位のそれよりは小さい。普通、小さなバーガースベクトルを持つ転位は低い Peierls 応力をもっている<sup>36)</sup>。もし、 $\langle 101 \rangle$  型超転位が 2 本の  $1/2\langle 101 \rangle$  超半転位に分解しているならば、超半転位の性質は普通転位のそれに非常に近いであろう。超転位は、低温で活動的であった。したがって、普通転位のみが低温で運動できないということは不合理のように思える。

#### 4.2.3 転位の枯渇

$1/2\langle 110 \rangle$  普通転位は、196K以下で運動でき、そして、すべての転位が小さなひずみの後に試験片外に出てしまい消失するならば、転位は観察されない。

b. c. c. 金属及び合金では、転位の刃状部分が試験片からでてしまい、らせん部分のみが観察されることが報告されている<sup>37)</sup>。しかし、TiAl の問題は、原理的に上述の問題と異なる。すなわち、異なる性質ではなく、異なる転位の種類の問題である。普通転位は運動中、二重交差すべり機構等により増殖し、転位の枯渇は生じない。したがって、 $1/2\langle 110 \rangle$  転位の枯渇は不合理である。

#### 4.2.4 転位反応による固着機構

Lomer<sup>38)</sup>, Cottrell<sup>39)</sup> 型転位反応は、TiAl 中で等しい型あるいは異なる種類の転位間で容易に生じる<sup>12)</sup>。転位の反応部分は、stair rod 転位となり不動化する。この場合、普通転位は運動可能であるが、しかし、短距離運動した後に他の転位と反応してしまう。不動部分は後続

の転位の運動の障害となる。結果として、普通転位の増殖は、不動部分によって抑えられるであろう。それ故、反応部分あるいは自由に運動可能な部分は、他の型の転位の密度に比して非常に少なく、可動及び不動部分はそのような状況下ではほとんど観察されないであろう。上の考察から、第四の機構、すなわち、転位反応による固着機構が普通転位の低転位密度を最も合理的に説明し、これはまた、低温での降伏応力の増大をも説明することが分かる。

#### 4.3 エネルギーに関する考察

一本の転位のエネルギーは、バーガースベクトルの平方に比例する。もし、反応がより小さなバーガースベクトルを持つ転位間で生じれば、反応で生成される転位のバーガースベクトルもより小さいであろう。すなわち、 $1/2\langle 110 \rangle$  型普通転位と他の型の転位との間の反応はより小さなバーガースベクトルを持つ不動転位を作る。この不動転位は、より大きなバーガースベクトルを持つ不動転位よりもエネルギーがより低い故に、より安定であろう。任意の機構、例えば、他のすべり系の集積転位による応力集中により、より安定な構造を持つ不動転位を破壊することはより困難であろう。すなわち、普通転位間、または普通転位と他の型の転位間で形成される不動転位は、他の型の転位間のそれよりもより安定であろう。したがって、普通転位の反応部分は後続の普通転位の運動の強い障害物となり、増殖はほとんど生じず、結果として普通転位の転位密度を低下させるであろう。以上の考察は、 $1/6\langle 112 \rangle$  のバーガースベクトルを持つ Shockley の部分転位に関しても適用可能である。

## 5. 結論

TiAl 単結晶の機械的性質が 293, 77 及び 4.2K で研究された。降伏応力は、温度の低下と共に急速に増大し、そして、[110], A [132], C [452], B [245], [010] および [001] 方位の順に増大した。その順序は、室温から降伏応力の温度依存性のピーク温度までのそれにはほぼ等しかった。ひずみ速度感受性は温度の低下とともに増大した。低温での強度の急激な増大は、Peierls 応力と転位反応に加えて、ダイポールによる強化機構で説明された。4.2K で試験したすべての試験片で観察された serrated flow は、断熱変形によって生じると考えられた。同一視野が透過電子顕微鏡を用いて、四つ、あるいは六つの異なる回折条件で観察された。 $1/2\langle 112 \rangle$  及び  $\langle 101 \rangle$  型超転位の両方と、 $1/6\langle 112 \rangle$  型 Shockley の部分転位はいずれの温度でも観察されたが、 $1/2\langle 110 \rangle$  型普通転位は 196K 以下では観察されなかった。この証拠は、普通転位の可動及び不動転位部分が他の型の転位数に比して非常に少ないと示すものと考えられた。普通転位が低密度であることは、普通転位が異なるすべり面上の等しい型、または、他の型の転位と容易に反応することに

起因していると考察された。

#### 参考文献

- 1) H. A. Lipsitt : *High Temperature Ordered Intermetallic Alloys*, ed. by C. C. Koch, C.T. Liu and N. S. Stoloff, Materials Res. Soc. Symp., Proc., 39, (1985), 351.
- 2) R. J. E. Glenny, J. E. Northwood and A. Burwood-Smith : Int. Metall. Reviews, 20 (1975), 1.
- 3) J. B. McAndrew and H. D. Kessler : Trans. Amer. Inst. Min. Eng., 6 (1956), 1348.
- 4) H. A. Lipsitt, D. Shechtman and R.E.Schafrik : Metall.Trans., 6A (1975), 1991.
- 5) T. Kawabata, T. Kanai and O. Izumi : Acta Metall., 33 (1985), 1355.
- 6) R. W. Guard and J. H. Westbrook : Trans. TMS-AIME, 215 (1959), 239.
- 7) S. M. Copley and B. H. Kear : Trans. Metall., Soc. Amer. Inst. Met. Eng., 239 (1967), 977.
- 8) S. Takeuchi and E. Kuramoto : Acta Metall., 21 (1973), 415.
- 9) 朴 漢龍, 佐分利敏雄, 稔野宗次 : 日本金属学会誌, 39 (1975), 1215.
- 10) B. H. Kear and H. G. F. Wilsdorf : Trans. TMS-AIME, 224 (1962), 382.
- 11) V. Paidar, D. P. Pope and V. Vitek : Acta Metall., 32 (1984), 449.
- 12) T. Kawabata, Y. Takezono, T. Kanai and O. Izumi : Acta Metall., 36 (1988), 963.
- 13) E. S. Bumps, H. D. Kessler and M. Hansen : Trans. TMS-AIME, 194 (1952), 609.
- 14) M. J. Marcinkowski, N. Brown and R. M. Fisher : Acta Metall., 9 (1961), 129.
- 15) D. Shechtman, M. J. Blackburn and H. A. Lipsitt : Metall. Tans., 5 (1974), 1373.
- 16) G. Hug, A. Loiseau and A. Lasalmonie : Phil. Mag., A54 (1986), 47.
- 17) G. Hug, A. Loiseau and P. Veyssiere : Phil. Mag., A55 (1987), 565.
- 18) B. A. Greenberg : Phys. Stat. Sol., 42 (1970), 459, Phys. Stat. Sol., (b)55 (1973), 59.
- 19) B. A. Greenberg and Yu. N. Gornostirev : Scripta Metall., 16 (1982), 15.
- 20) M. H. Yoo : Acta Metall., 35 (1987), 1559.
- 21) P. H. Thornton, R. G. Davies and T. L. Johnston : Metall. Trans., 1 (1970), 207.
- 22) D- M. Wee, O. Noguchi, Y. Oya and T. Suzuki : Trans. JIM, 21 (1980), 237.
- 23) J. L. Murray : *Binary Alloy Phase Diagrams*, ed. by T. B. Massalski, J. L. Murray, L. H. Bennett and H. Baker, ASM, (1986), 173.
- 24) M. J. Blackburn and J. C. Williams : Trans. TMS-AIME, 239 (1967), 287.
- 25) M. J. Marcinkowski : *Electron Microscopy and Strength of Crystals*, ed. by G. Thomas and J. Washburn, Interscience Publishers, New York (1963), 333.
- 26) T. Kawabata and O. Izumi : Scripta Metall., 21 (1987), 433.
- 27) J. W. Edington : *Practical Electron Microscopy in Materials Science*, Monograph 3, Macmillan Press, (1975), 19.
- 28) P. C. J. Gallagher : Phil. Mag., 15 (1967), 51.
- 29) J. E. Dorn and S. Rajnak : Trans. AIME, 230 (1964), 1052.
- 30) H. Conrad and W. Hayes : Trans. ASM, 56 (1963), 249.
- 31) A. K. Mukherjee, W. G. Ferguson, W. L. Balmore and J. E. Dorn : J Appl. Phys., 37 (1966), 3707.
- 32) A. Rosen, J. D. Mote and J. E. Dorn : Trans. AIME, 230 (1966), 1070.
- 33) O. Noguchi, Y. Oya and T. Suzuki : Metall. Trans., 12A (1981), 1647.
- 34) C. Call, S. Shin and D. P. Pope : Metall. Trans., 10A (1979), 1323.
- 35) S. S. Ezz, D. P. Pope and V. Paidar : Acta Metall., 30 (1982), 921.
- 36) R. E. Peierls : Proc. Phys. Soc., 52 (1940), 23.
- 37) J. P. Hirth and J. Lothe : *Theory of Dislocations*, McGraw-Hill, New York (1968), 227.
- 38) W. M. Lomer : Phil. Mag., 42 (1951), 1327.
- 39) A. H. Cottrell : Phil. Mag., 43 (1952), 645.
- 40) J. P. Hirth : J. Appl. Phys., 32 (1961), 700.

論 文

水平式電磁鋳造法によるアルミニウム小径棒及び条の鋳造\*

長江光司\*\* 林典史\*\*  
浅井滋生\*\*\* 佐々健介\*\*\*\*  
小塙敏之\*\*\*\*\*

Horizontal Electromagnetic Casting  
of Aluminium Bar and Strip

Koushi Nagae, Norifumi Hayashi, Shigeo Asai,  
Kensuke Sassa and Toshiyuki Kozuka

住友軽金属工業株式会社技術研究所

## 水平式電磁鋳造法によるアルミニウム小径棒及び条の鋳造\*

長江光司\*\* 林典史\*\*  
浅井滋生\*\*\* 佐々健介\*\*\*\*  
小塚敏之\*\*\*\*\*

## Horizontal Electromagnetic Casting of Aluminium Bar and Strip

Koushi Nagae, Norifumi Hayashi, Shigeo Asai,  
Kensuke Sassa and Toshiyuki Kozuka

Horizontal electromagnetic casting (HEMC) process was applied for casting aluminium alloy. By using this process, 10mm and 20mm diameter bars and 5mm×15mm cross section strip of pure aluminium and Al-8wt%Si alloy were able to be cast. The ingots obtained by HEMC process had smooth surface and consisted of unidirectionally solidified structure. Maximum diameter of the bar is calculated from the balance of metallostatic pressure to be approximately 40mm.

### 1. 緒 言

アルミニウム及びアルミニウム合金鋳塊の半連続鋳造は、主に水冷鋳型を用いたDC(Direct Chill)鋳造法で実施している。DC鋳造の冷却は、溶湯が鋳型と接触して凝固する一次冷却部と直接水冷による二次冷却部で行われる。一次冷却部では、エアーギャップが形成されるため、鋳肌の表面に発汗や逆偏析等の欠陥が発生しやすい<sup>1)</sup>。そこで、この一次冷却部での表面欠陥を改善するため、Hot-top鋳造法<sup>2)</sup>や電磁鋳造法(Electromagnetic casting, 以下、EMCと略す)<sup>3)</sup>が開発された。Hot-top鋳造法では、水冷鋳型の上部に耐火材製の溶湯受容器を設置し、鋳型部の長さを短くするので、一次冷却部の影響が小さくなり、鋳塊の表面欠陥が低減する。気体加圧式Hot-top鋳造法<sup>4)</sup>やAIRSLIPプロセス<sup>5)</sup>では、溶湯と鋳型との接触がさらに少なくなり、より平滑な鋳

肌が得られる<sup>6)</sup>。

EMCは、鋳型の代わりに電磁力を用いて溶湯を保持するプロセスである。電磁力はコイルによる高周波磁界と溶湯内の誘導電流の相互作用にて発生する。このプロセスでは、溶湯と鋳型の接触が全くなく、鋳塊の表面欠陥はほとんどなくなる。EMC技術は、アルスイス社及びカイザー社によりアルミニウム大型スラブの鋳造に実用化<sup>7,8)</sup>され、前者の供与技術により昨年は120万トンの生産が世界で行われた<sup>9)</sup>。

一方、最近では、途中の製造工程を省略して、より最終断面寸法に近い小径棒や薄板を鋳造する技術が注目されている。これらの生産には、連装数を多くした半連続鋳造<sup>5)</sup>か、もしくは、水平鋳造法<sup>10)</sup>や溶湯圧延法<sup>11)</sup>等による完全連続鋳造法が用いられている。EMCで小径棒や薄板を鋳造する場合、堅型鋳造のため連装数を多くする必要がある。したがって、高周波電源や鋳型等の設備費の増大によりEMCの適用は困難となる。

そこで、EMCとは原理の異なる水平式電磁鋳造法(以下、水平式EMCと略す)が開発された<sup>12)</sup>。このプロセスでは、ノズルから水平に流出する溶湯に直流電流を流し、これと直流磁束との相互作用により、溶湯内部に電磁力が誘発される。この電磁力により溶湯を重力に

\* 日本鉄鋼協会第117回講演大会(平成元年4月4日、於・横浜市)にて一部発表

\*\* 技術研究所 EMC開発室

\*\*\* 名古屋大学工学部、工学博士

\*\*\*\* 名古屋大学工学部

\*\*\*\*\* 熊本大学工学部、工学博士

逆らって空中に浮揚させて鋳造することが可能となる。これらの基本的原理は、低融点合金 Bi-Sn-Zn を用いて、実際に  $\phi 5\text{mm}$  の小径棒と  $3\text{mm} \times 15\text{mm}$  断面の条を鋳造し確認された<sup>12) 13)</sup>。

本報では、アルミニウム及びアルミニウム合金を用いて水平式 EMC の試行実験を行い、本プロセスで鋳造可能な最大寸法について検討した。

### 記号

- $a$  : 浮揚溶融部半径 (m)
- $a_{\max}$  : 金属種によって決まる  $a$  の最大値 (m)
- $B, B$  : 磁束密度 (T)
- $c_p$  : 比熱 ( $\text{J}/(\text{kg} \cdot \text{K})$ )
- $d$  : 小径棒の直径 (m)
- $F$  : 電磁体積力 ( $\text{N}/\text{m}^3$ )
- $g$  : 重力加速度 ( $\text{m}/\text{s}^2$ )
- $\Delta H$  : 凝固潜熱 ( $\text{J}/\text{kg}$ )
- $h$  : 溶湯ヘッド (m)
- $I$  : 電流 (A)
- $J, J$  : 電流密度 ( $\text{A}/\text{m}^2$ )
- $l$  : 溶融部の長さ (m)
- $l_s$  : 冷却点から凝固殻界面までの距離 (m)
- $r$  : 鋳塊中心から半径方向の距離 (m)
- $T_0$  : 冷却点での鋳塊表面温度 (K)
- $T_m$  : 鋳造温度 (K)
- $T_s$  : 固相温度 (K)
- $t$  : 条の溶融部の厚さ (m)
- $u$  : 鋳塊の引抜速度 ( $\text{m}/\text{s}$ )
- $w$  : 条の溶融部の幅 (m)
- $z$  : ノズル先端から引抜き方向の距離 (m)
- $z_0$  : ノズル先端から冷却点までの距離 (m)
- $z_s$  : ノズル先端から凝固界面までの距離 (m)
- $\alpha$  : 热拡散係数 ( $\text{m}^2/\text{s}$ )
- $\gamma$  : 表面張力 ( $\text{N}/\text{m}$ )
- $\kappa$  : 热伝導度 ( $\text{W}/(\text{m} \cdot \text{K})$ )
- $\mu_0$  : 透磁率 ( $\text{H}/\text{m}$ )
- $\rho$  : 密度 ( $\text{kg}/\text{m}^3$ )
- $\sigma$  : 電気伝導度 ( $\text{S}/\text{m}$ )

## 2. 水平式 EMC の原理<sup>12)</sup>

水平式 EMC プロセスは二種類の力の釣合と、一つの熱的釣合に基づいている。力の釣合の一つは、Fig. 1 に示すように、直流電流と直流磁束によって誘発される電磁力  $F$  が重力  $\rho g$  と釣合うことである。すなわち、電磁力  $F$  は式(1)によって表されるので、電磁力と重力  $\rho g$  の釣合の条件式は式(2)となる。

$$F = J \times B \quad (1)$$

$$JB = \rho g \quad (2)$$

もう一つの釣合は Fig. 2 に示すように、電流によるピンチ力 (圧縮力)<sup>14)</sup>と表面張力の和が溶湯の静圧と釣合うもので、式(3)で表される。

$$\rho gh = \gamma / a + \mu_0 I^2 / 4\pi^2 a^2 \quad (3)$$

熱的釣合は、固・液の界面が固定されることであり、定常熱伝導方程式は式(4)となる。

$$\begin{aligned} \rho c_p u \frac{\partial T}{\partial z} &= \frac{\partial}{\partial r} \left[ \kappa \frac{\partial T}{\partial r} \right] + \frac{\kappa}{r} \cdot \frac{\partial T}{\partial r} \\ &+ \frac{\partial}{\partial z} \left[ \kappa \frac{\partial T}{\partial z} \right] + J^2 / \sigma \end{aligned} \quad (4)$$

小径棒では  $r$  方向の温度分布が無視でき、式(4)は式(5)の一次元熱伝導方程式となる。

$$\rho c_p u \frac{\partial T}{\partial z} = \kappa \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} + J^2 / \sigma \quad (5)$$

固・液界面の固定は、冷却点から凝固界面までの距離  $l_s$  を一定にすることである。 $l_s$  は式(5)に式(6)～(8)の境界条件を代入することにより得られ、式(9)となる<sup>15)</sup>。

$$z = z_0, \quad T = T_0 \quad (6)$$

$$z = z_s, \quad T = T_s \quad (7)$$

$$-\left[ \frac{\partial T}{\partial z} \right]_{z=z_s} = \frac{u}{a} \left[ T_m - T_s - \frac{\Delta H}{c_p} \right] \quad (8)$$

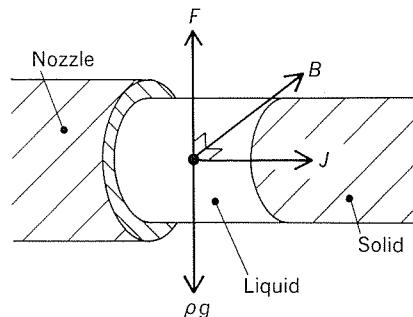


Fig. 1 Balance of electromagnetic force and gravitational force in the levitated molten metal zone<sup>12)</sup>

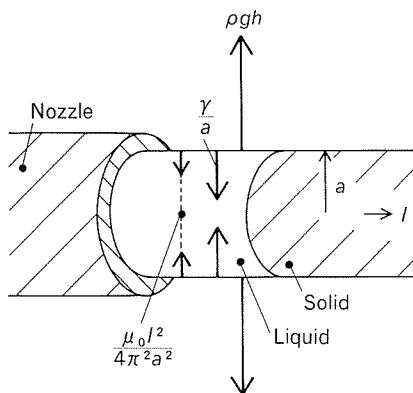


Fig. 2 Metallostatic pressure balance in the levitated molten metal zone<sup>12)</sup>.

$$z_0 - z_s = \frac{\alpha}{u} \cdot \log_e \left[ \frac{T_m - T_0 - \Delta H / c_p}{T_m - T_s - \Delta H / c_p} \right] = l_s \quad (9)$$

したがって、铸造温度  $T_m$  や冷却点での铸塊表面温度  $T_0$  の制御により  $l_s$  を一定に保つことが必要となる。

### 3. 実験方法

#### 3.1 実験装置

実験装置は Fig. 3 に示すように、電磁石、溶解炉、溶湯受容器、引抜装置、冷却装置、レベル制御装置及び電源から成り、その仕様を Table 1 に示す。铸造方法は、溶湯受容器①に溶湯を入れ、溶湯が湯道③を通り、ノズル④を介して一定圧力で流出するように、レベルコント

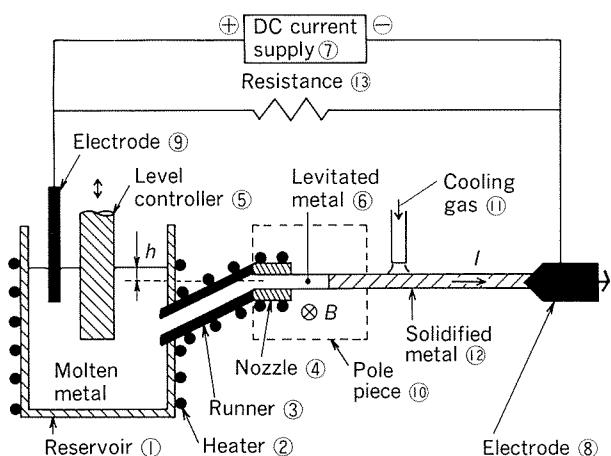


Fig. 3 Schematic view of the experimental apparatus<sup>13)</sup>

Table 1 Specifications of the experimental apparatus.

Device	Specification
Electromagnet	Pole diameter : $\phi 100\text{mm}$ Inter-magnetic pole gap : $0 \sim 220\text{mm}$ Strength of magnetic field : (with 20A current on) 10mm gap $9.3 \times 10^5 \text{A/m}$ 50mm gap $1.8 \times 10^5 \text{A/m}$ 100mm gap $0.8 \times 10^5 \text{A/m}$
Magnetizing power source	Voltage : 20V Current : 100A
DC current supply	Voltage : 35V Current : 20A
Melting furnace	Electric furnace
Reservoir	Material : Carbon Diameter : $\phi 100\text{mm}$
Extract device	Maximum length of extraction : 300mm
Electrode	+ : Carbon - : Copper

ローラー⑤により溶湯ヘッド  $h$  を一定に保った。なお、溶湯受容器、湯道、ノズルは黒鉛製で、それぞれヒータ②により溶湯が約1000Kとなるように加熱した。ノズルから流出した溶融部⑥には、溶湯内に直流電流と電磁石による直流磁束が直交するように印加し、溶融部を浮揚させた。冷却ガス⑪をノズル先端から約30mmの位置で铸塊⑫に吹付けて、溶融部を凝固させた。溶融部の長さは、引抜速度と溶湯ヘッドを調整することにより一定に保持した。

#### 3.2 実験条件

供試材は純アルミニウムと Al-8wt%Si 合金を用いた。実験に用いたノズル形状は、直径 10mm と 20mm の円型と、5mm 厚 × 15mm 幅の条型の 3 種類とした。Table 2 に铸造条件、Table 3 に電気条件をそれぞれ示す。冷却ガスにはアルゴンガス（温度約 293K、流量 10 l/min）を用いたので、铸造速度は 0.15~0.70 mm/s とした。電気条件は、式(2)の釣合の条件式に基づいて、ノズル形状に適した条件を計算した。各直径  $d$  における小径棒の電流  $I$  と磁束密度  $B$  の関係を Fig. 4 に示す。

Table 2 Experimental conditions.

Casting speed	0.15~0.70mm/s
Casting temperature	973~1023K
Length of levitation part	10~20mm
Temperature of cooling gas	293K
Volume of cooling gas	10 l/min
Pole gap	50~100mm

Table 3 Electric conditions.

Alloy	Aluminium		Al-Si alloy	
	Nozzle tip(mm)	$\phi 10$	$5 \times 15$	$\phi 10$
Magnetic flux density(T)	0.370	0.425	0.425	0.425
Imposed electric current(A)	10.1	9.0	9.1	9.0

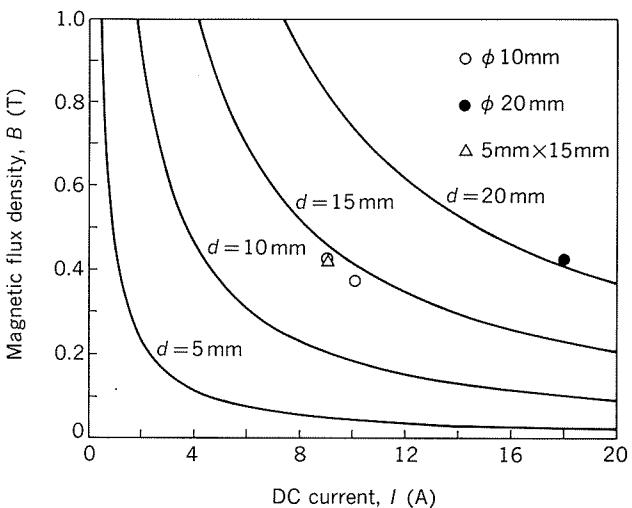


Fig. 4 Relation between DC current and magnetic flux density.

得られた鋳塊は、断面のマクロ及びミクロ組織観察と偏析調査を行った。

#### 4. 実験結果

##### 4.1 水平式EMCによる鋳造

純アルミニウム及びAl-Si合金の $\phi 10\text{mm}$ 小径棒と $5\text{mm} \times 15\text{mm}$ 断面の条を安定して鋳造することができ、Fig. 5に鋳造時の外観を示す。この時、磁場による溶融部の浮揚長さは目視観察で約10mmであった。鋳塊の外観はFig. 6に示すようである。いずれも自由表面で凝

固したため、鋳肌は平滑で金属光沢を持っていた。ただし、凝固時に生じたと思われるガス欠陥が表面の一部に見受けられ、これは溶湯処理を行わなかったためと考えられる。

一方、Al-Si合金の $\phi 20\text{mm}$ 小径棒は、溶融部の浮揚は可能であったが、鋳造開始時の非定常部で固液界面の位置が変わりやすく、電磁力と重力の釣合が崩れ、安定した鋳造はできなかった。すなわち、Fig. 7に示すように、浮揚溶融部において溶湯静圧の増減により、溶融部がくびれたり、または、ふくらんだりした。その結果、式(2)の関係を満足することができなくなり、溶融部は破断に至った。

各鋳塊の断面形状をFig. 8に示す。ノズル径10mmの場合、純アルミニウムはノズル形状とほぼ同一であったが、Al-Si合金では梢円状となった。ノズル径20mmの場合は、断面形状は良好であったが、鋳造方向における径の変化が著しかった。一方、 $5\text{mm} \times 15\text{mm}$ 断面では各コーナ部に曲率が生じた。

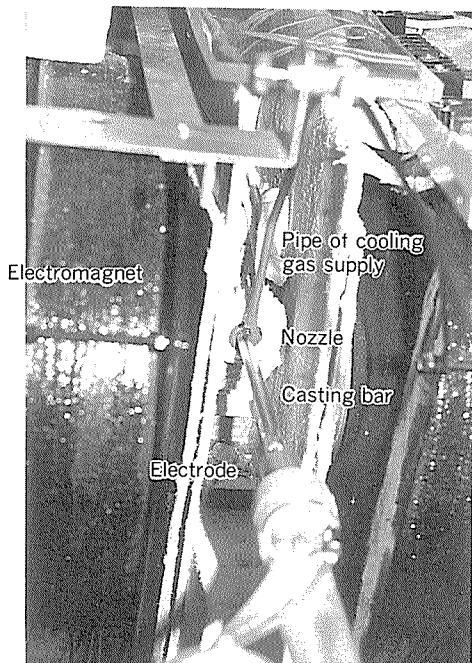


Fig. 5 View of the bar casting by horizontal electromagnetic casting process.

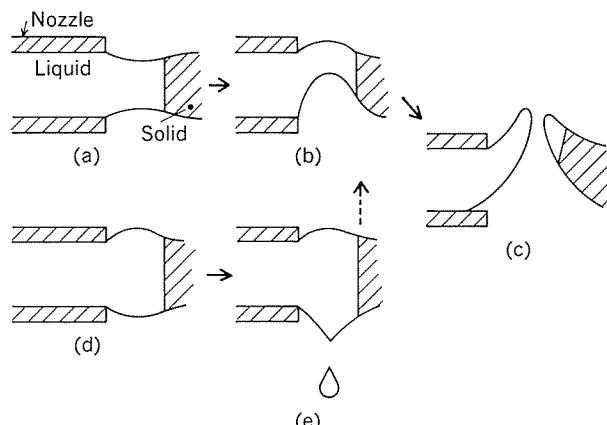


Fig. 7 Transitional behavior of the levitated molten metal zone under an unstable condition<sup>12)</sup>.

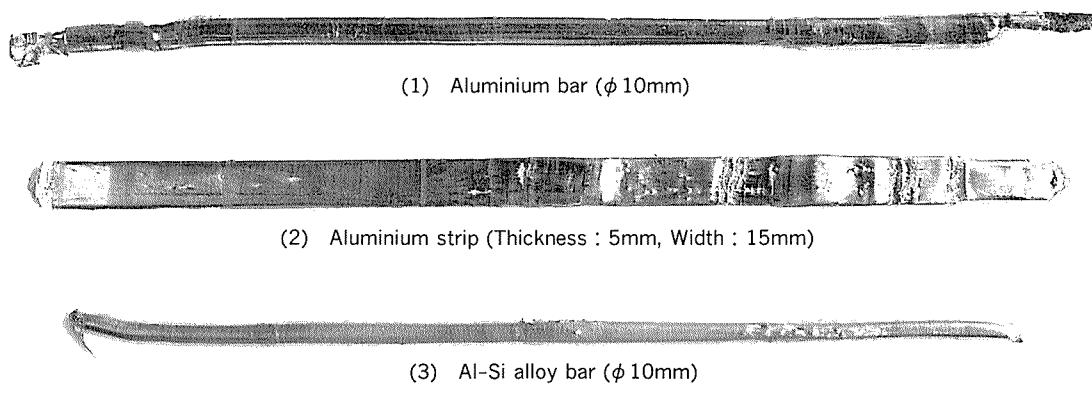


Fig. 6 Surface appearance of the bars and the strip obtained by horizontal electromagnetic casting process.

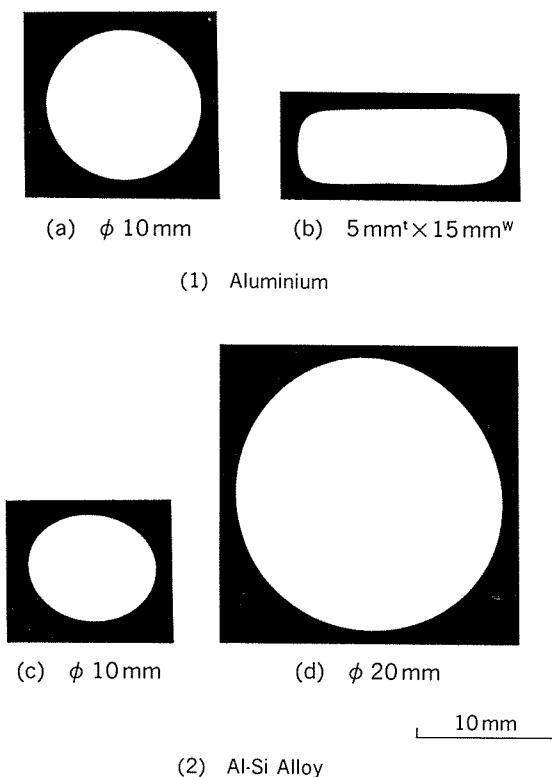


Fig. 8 Cross sectional shape of the bars and the strip.

#### 4.2 鋳塊の組織観察

Fig. 9 に代表例として純アルミニウムの断面マクロ組織を示す。縦断面における結晶粒の成長方向は、鋳造方向と同一であった。また、Al-Si 合金小径棒の鋳肌部と鋳塊中心部におけるミクロ組織を Fig.10 に示す。一次のデンドライトの成長方向も鋳造方向と一致した一方向凝固組織であった。

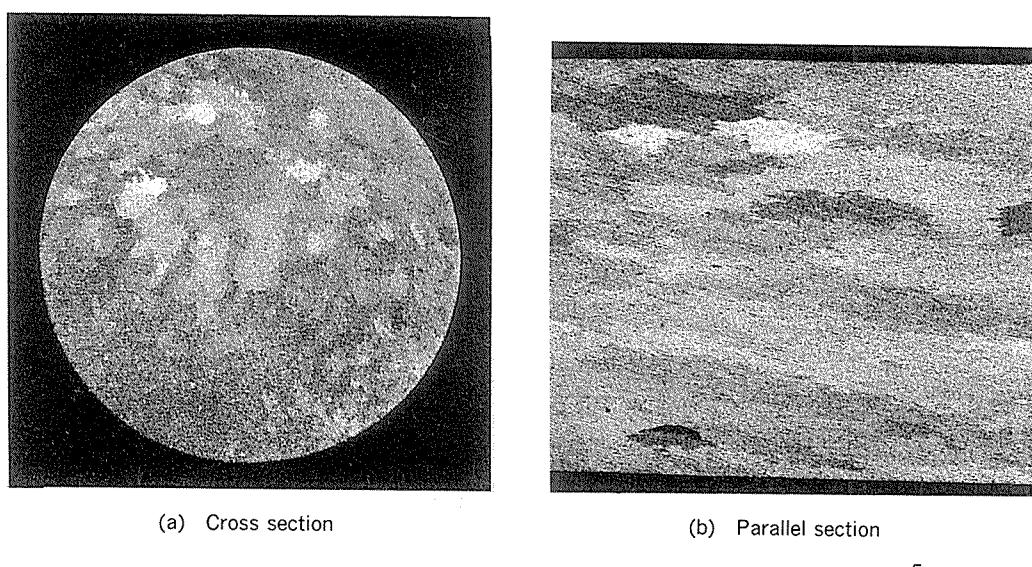


Fig. 9 Macrostructures of the aluminium bar.

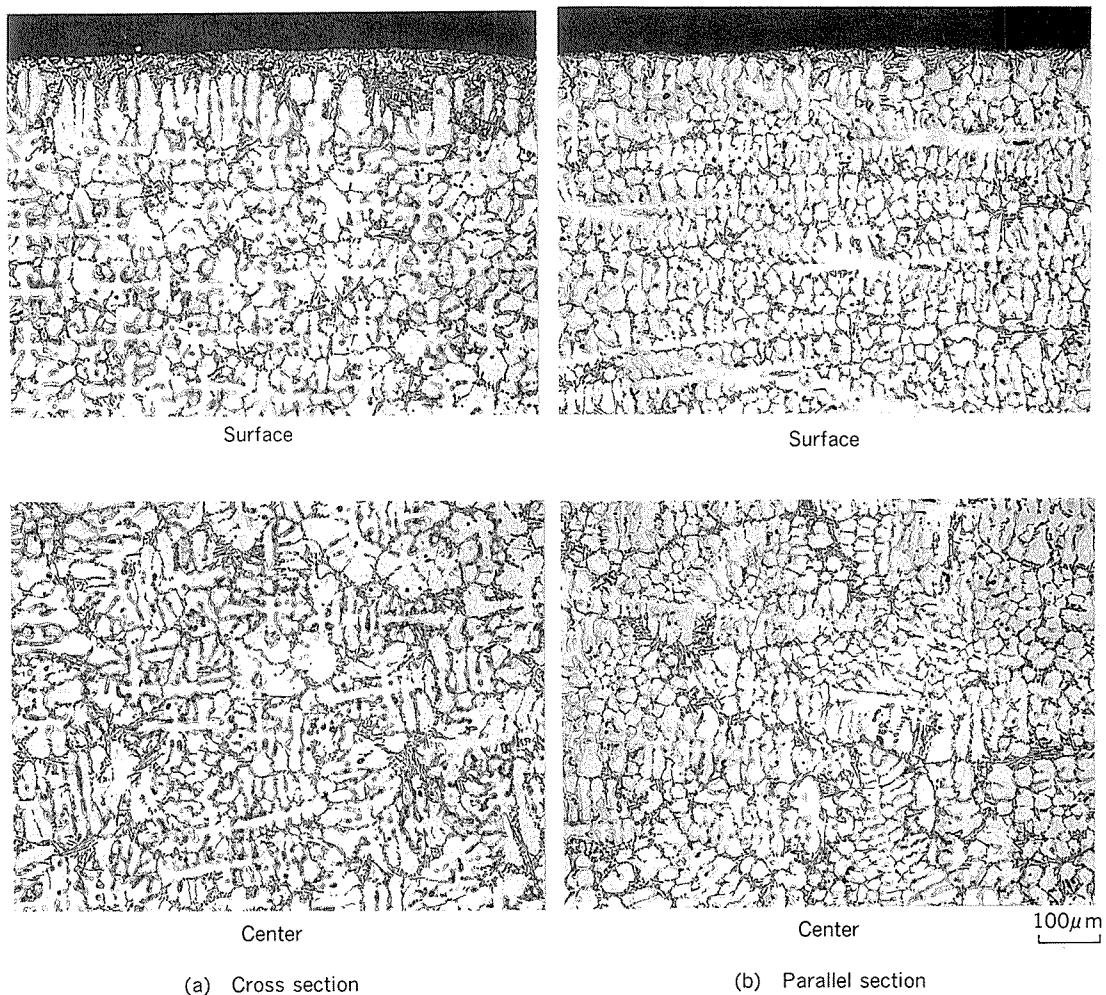


Fig. 10 Microstructures of the Al-Si alloy bar.

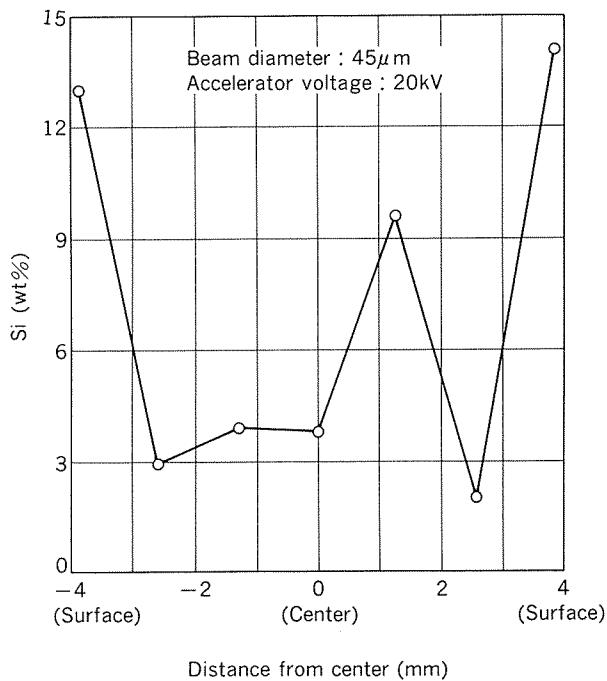
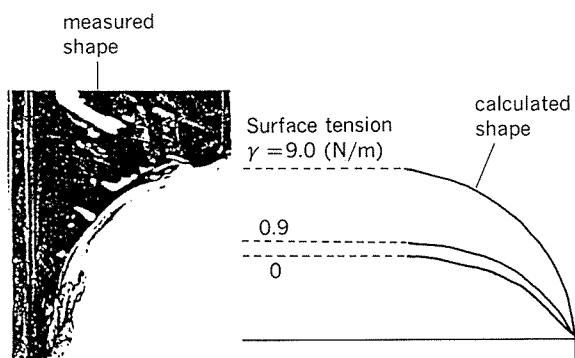


Fig. 11 Distribution of concentration of Si along radius direction of the Al-Si alloy bar.

ムの場合、計算では  $\phi 12.5\text{mm}$  が鋳造可能な最大径となるが、本実験では  $\phi 20\text{mm}$  まで鋳造することができた。これは、表面張力が、酸化膜などの影響により Table 4 の値よりも大きいことが考えられる。

表面張力の影響に関しては、豊型 EMC の溶湯保持形状の解析<sup>16) 17)</sup>があり、Fig.12 に示すように表面張力  $\gamma = 9.0 \text{ N/m}$ とした時、実測形状とよく一致した<sup>17)</sup>。この値

Fig. 12 Measured and calculated shape of the molten metal by electromagnetic pressure<sup>17)</sup>.

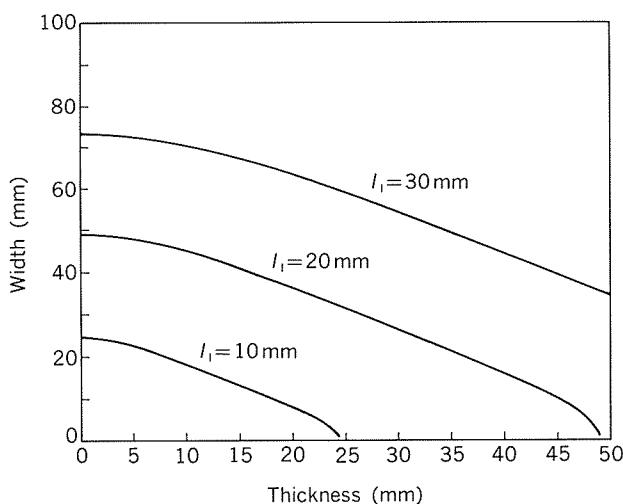


Fig. 13 Relation between thickness and width in the strip.

を用いると、水平式 EMC により鋳造できる最大径は、直徑約40mmと推定される。しかし、今回の実験では  $\phi$  20mm 小径棒の鋳造が限界であった。

一方、条の場合における最大サイズは、次式の安定条件より推定した<sup>13)</sup>。

$$l_i < [\{(t^2 + w^2) + \sqrt{(t^2 + w^2)^2 + 12 t^2 w^2}\} / 12]^{1/2} \quad (12)$$

式(12)から溶融部の長さ  $l_i$  を 10, 20, 30mm としたときの条溶融部の板厚  $t$  と板幅  $w$  の関係を Fig.13 に示す。  $\phi$  20mm 小径棒鋳造時、 $l_i$  は約20mm であったことが観察されており、図中の  $l_i = 20\text{mm}$  より下部領域のサイズが水平式 EMC で鋳造可能と考えられる。

## 6. 結 言

純アルミニウム及び Al-8wt%Si 合金を用いて水平式 EMC の鋳造実験を行ない、以下の結果を得た。

(1) 水平式 EMC で純アルミニウム及び Al-Si 合金の

$\phi$  10mm 及び  $\phi$  20mm 小径棒と 5mm × 15mm 断面の条をそれぞれ鋳造することができた。鋳塊の鋳肌は、材質及び形状に関係なく、平滑で金属光沢があった。

(2) 鋳塊のマクロ及びミクロ組織は、結晶粒やデンドライトが鋳造方向に伸びた一方向凝固組織であった。また、Al-Si 合金では鋳肌近傍に共晶組織が多く、逆偏析も認められた。

(3) 本プロセスにより鋳造可能な最大鋳塊サイズは、静圧バランスとしては小径棒で約  $\phi$  40mm と推定されるが、今回の実験では、 $\phi$  20mm 小径棒が限界であった。

なお、名古屋大学卒業研究として本実験に協力された大塚岩雄氏に謝意を表する。

## 文 献

- 1) K. Buxmann : *Light Metals* 1978, TMS-AIME, 313.
- 2) G. Moritz : *Z. Metallkd.*, 56 (1965), 675.
- 3) 特許第30720号
- 4) 特許公報 昭 54-42847
- 5) J. P. Faunce, F. E. Wagstaff and H. Shaw : *Light Metals* 1984, TMS-AIME, 1145.
- 6) 友広一郎, 高橋靖弘, 三田村良太 : 軽金属, 35 (1985), 112.
- 7) D. G. Goodrich, J. L. Dassel and R. M. Shogren : *Light Metals* 1982, TMS-AIME, 781.
- 8) R. Sautebin and W. Haller : *Light Metals* 1985, TMS-AIME, 1301.
- 9) S. Charlles Serve : *Light Metal Age*, 48-4 (1990), 14.
- 10) R. B. Powers : *Light Metal Age*, 33-12 (1975), 5.
- 11) M. Odak and Gyongyo : *Light Metal Age*, 33-12 (1975), 28.
- 12) 浅井滋生, 小塚敏之, 鞍 嶽 : 鉄と鋼, 72 (1986), 2218.
- 13) 小塚敏之, 浅井滋生, 鞍 嶽 : 鉄と鋼, 74 (1988), 1793.
- 14) 電気学会編 : 電気磁気学, (1972), 207.
- 15) 吉田政博 : 本誌, 17 (1976), 145.
- 16) 長江光司, 林 典史, 河瀬順洋 : 本誌, 29 (1988), 167.
- 17) 河瀬順洋, 村井由宏, 林 典史 : 本誌, 30 (1989), 51.

論 文

管内面汚れ係数と管内流速の同時測定法の実験的検証\*

新里 寛英\*\* 藤井 哲\*\*  
小山 繁\*\* 野世溪 精\*\*\*

Experimental Verification of a Method  
for Simultaneous Measurement  
of the Fouling Factor and Water Velocity  
Inside a Condenser Tube

Kan-ei Shinzato, Tetsu Fujii,  
Shigeru Koyama and Tadashi Nosetani

住友軽金属工業株式会社技術研究所

# 管内面汚れ係数と管内流速の同時測定法の実験的検証\*

新里 寛英\*\* 藤井 哲\*\*  
小山 繁\*\* 野世溪 精\*\*\*

## Experimental Verification of a Method for Simultaneous Measurement of the Fouling Factor and Water Velocity Inside a Condenser Tube

Kan-ei Shinzato, Tetsu Fujii,  
Shigeru Koyama and Tadashi Nosetani

The fouling factor and mean water velocity inside a condenser tube artificially fouled could be simultaneously measured by means of local heating from the outside of the tube with two heaters of different lengths. The principle of the measurement is based on heat-transfer characteristics which depend on heater length. A titanium and an aluminium brass tube of 24.5mm o.d. were used for the test. The water velocity and fouling factor were varied from 0.8 to 2.5m/s and up to  $2 \times 10^{-4} \text{m}^2\text{K/W}$ , respectively. Prior to the test, dimensionless relations between tube wall temperature at the heated area, mean velocity and fouling factor along with their dependence on water temperature were derived from the results of numerical calculation of the temperature distribution near the heated area. The maximum errors for water velocity  $\Delta u$  and fouling factor  $\Delta R$  in the test are as follows :  $\Delta u = 2.4\%$  for clean tubes,  $\Delta R = 0.5 \times 10^{-5} \text{m}^2\text{K/W}$  for given water velocity, and  $\Delta R = 2 \times 10^{-5} \text{m}^2\text{K/W}$  and  $\Delta u = \pm 20\%$  for the simultaneous measurement.

### 1. 緒 言

管内を流れる流体を管外から局所的に加熱する時、加熱量、管壁の温度上昇、流体の流量及び物性値の間には関数関係がある。その関係を利用した非接触型の流量測定法<sup>1)~3)</sup>あるいは汚れの検出法<sup>4)</sup>の開発研究が行われている。発電プラントにおいても、復水器管の管内汚れをオンラインで監視可能とする方法の開発が望まれている<sup>5)</sup>。

著者ら<sup>6)7)</sup>は、一本の管の外面を長さの異なる二つの

ヒータで加熱することにより、管内面汚れ係数と流速を同時に測定する方法を考案し、局所加熱の場合の熱伝達特性に関する数値解析結果を用いて測定精度を理論的に検討した。本報は、この方法の復水器管への応用の可能性を実証するために行った実験結果の報告である。

### 記 号

$A_0, A_1$	: 式(10)の係数, Table 3
$a_0, a_1, a_2, a_3$	: 式(4)の係数, Table 1
$b_1, b_2$	: 式(5)の係数, Table 2
$c_0, c_1, c_2$	: 式(14)の係数, Table 4
$D_i, D_o$	: それぞれ管の内径及び外径 m
$L$	: 加熱区間の長さ m
$Nu$	: ヌセルト数, 式(8)

\* 日本機械学会論文集(B編), 55 (1989), 3772. に掲載

\*\* 九州大学機能物質科学研究所システム工学部門, 工学博士

\*\*\* 技術研究所応用研究部

$n$	: 式(9), (11)の指標, 式(10)	
$Pr$	: プラントル数	
$Q$	: 加熱量	W
$R_F$	: 汚れ係数 = $\delta_F / \lambda_F$	$m^2 K/W$
$\tilde{R}_F$	: 無次元汚れ係数, 式(3)	—
$\tilde{R}_I$	: 電気絶縁層の無次元熱抵抗, 式(13), 式(14)	—
$\tilde{R}_W$	: 管壁の無次元熱抵抗, 式(7)	—
$Re$	: レイノズル数, 式(2)	—
$T_f$	: 加熱部の十分上流の流体温度	°C
$T_H$	: ヒータの温度	°C
$T_w$	: 管外面平均温度	°C
$u$	: 平均流速	m/s
$\theta$	: 温度差 ( $T_w - T_f$ ) の無次元数, 式(1)	—
$\theta_H$	: 温度差 ( $T_H - T_f$ ) の無次元数	—
$\delta_F$	: 管内面汚れの厚さ	m
$\delta_I$	: 電気絶縁層の厚さ	m
$\lambda_F$	: 管内面汚れの熱伝導率	$W/(m \cdot K)$
$\lambda_f$	: 流体の熱伝導率	$W/(m \cdot K)$
$\lambda_w$	: 管の熱伝導率	$W/(m \cdot K)$
$\nu$	: 動粘度	$m^2/s$

## 添字

L	: 長い加熱区間 (L-ヒータ)
S	: 短い加熱区間 (S-ヒータ)
app	: 近似式による値
exp	: 実測値
th	: 数値解
0	: 真値
20	: $T_f = 20^\circ\text{C}$ の値

## 2. 実験装置及び実験方法

Fig. 1 に試験ループ及び測定系統の概略図を示す。地下水槽の常温水をポンプによってテスト管に通水し、テスト管の外面に貼付けられた短いヒータ (S-ヒータ) と長いヒータ (L-ヒータ) によって管を個別に加熱した。流量は浮遊式流量計で監視し、台秤で質量流量を測定した。テスト管はチタン管 (外径  $D_o = 25.2\text{mm}$ , 内径  $D_i = 24.16\text{mm}$ , 热伝導率  $\lambda_w = 16.6\text{W}/(\text{m} \cdot \text{K})$ ) 及びアルミニウム黄銅管 ( $D_o = 25.2\text{mm}$ ,  $D_i = 22.77\text{mm}$ ,  $\lambda_w = 100\text{W}/(\text{m} \cdot \text{K})$ ) を用いた。

管長は 1,000mm で、加熱部の上流側に速度助走区間を  $30D_i$  以上とり、S-ヒータと L-ヒータは 50mm 離して貼付けた。テスト管の外側は、全長にわたり厚さ 20mm の硬質ポリウレタンフォームで断熱した。

Fig. 2 に S-ヒータ (管長手方向の加熱長さ  $L = 6.2\text{mm}$ ) と L-ヒータ ( $L = 102\text{mm}$ ) の形状及び寸法を示す。これらのヒータは、ポリイミドフィルム (厚さ  $87\mu\text{m}$ ) に接着された厚さ  $10\mu\text{m}$  のニッケル箔を Fig. 2 のパターンでエッチングしたものである。これらのヒー

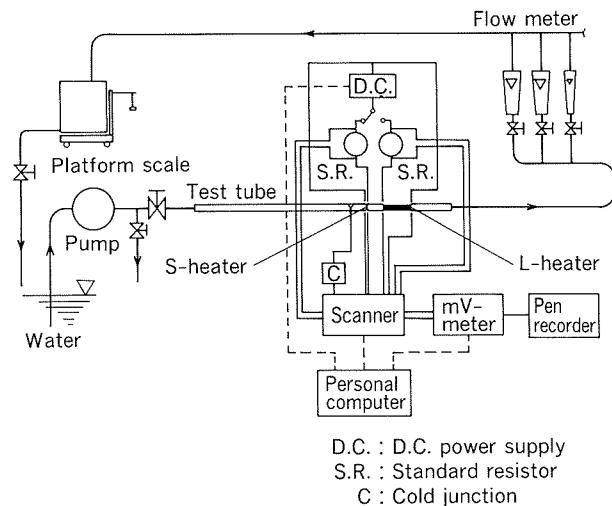


Fig. 1 Schematic diagram and data acquisition system.

タをポリイミドフィルム電気絶縁層を間にはさんで、テスト管外面に貼付けた。そのフィルムには、厚さ  $\delta_1$  が  $43\mu\text{m}$  の粘着剤付及び  $7\mu\text{m}$  の粘着剤無しのものを用いた。

加熱には直流電源を用い、加熱量はヒータ両端の電位差と標準抵抗器 ( $10\text{m}\Omega$ ) を用いて測定される電流値の両者から算出した。加熱量の設定は、ヒータと流体との温度差が所定の値になるように、パソコンで GP-IB インターフェイスを介して電流を制御 (最小制御電流は  $20\text{mA}$ ) することによって行った。ヒータの温度は、あらかじめ検定された電気抵抗-温度特性を用いて測定した。ヒータ温度の測定精度は、温度検定時の標準白金測温抵抗体 (検定精度  $0.003^\circ\text{C}$ ) による実測値と、ヒータの電気抵抗の実測値から温度換算式で換算した温度との比較から、最大  $\pm 0.02^\circ\text{C}$  であった。流体温度はヒータ上流の管外面に貼付けた T 热電対 (銅-コーンスタンタン、素線径  $100\mu\text{m}$ ) で測定した。熱電対の冷接点は電子冷却氷点装置 (安定度  $\pm 0.01^\circ\text{C}$ ) に接続した。直流電圧及び熱起電力は、低熱起電力型自動切替え装置 (接点熱起電力  $0.3\mu\text{V}$  以下) を介して高精度デジ

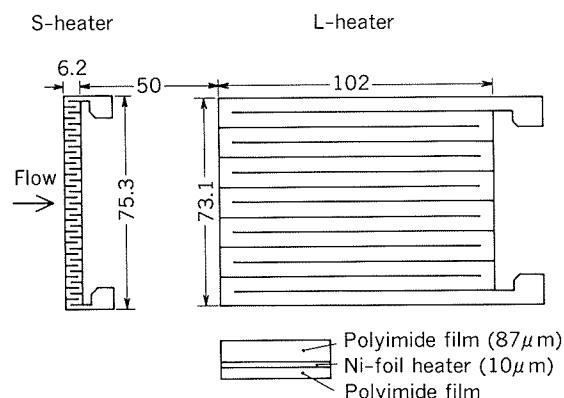


Fig. 2 Ni-foil and Polyimide-film composite heater.

タル電圧計（分解能  $0.1 \mu\text{V}$ ）を用いて測定し、定常状態の確認はヒータ外面に貼付けた T 热電対の热起電力を高感度自動平衡型記録計 ( $5 \mu\text{V}/\text{cm}$ ) を用いて監視することにより行った。

実験は次のように行った。すなわち、管内流速を段階的に変化させ、その都度、S-ヒータを用いる場合も、L-ヒータを用いる場合も、ヒータと流体温度との差を  $(10 \pm 0.2)^\circ\text{C}$  に設定し、熱電対の温度が定常になった時に諸測定を行った。実験範囲は実際の復水器を想定して水温  $12 \sim 28^\circ\text{C}$ 、流速  $0.8 \sim 3 \text{ m/s}$ 、汚れ係数  $0 \sim 2 \times 10^{-4} \text{ m}^2\text{K/W}$  を選んだ。汚れは、管内面にエポキシ樹脂系塗料（熱伝導率 =  $0.68 \text{ W}/(\text{m} \cdot \text{K})$ ）を一定の厚さでスプレー塗装することによって模擬した。その厚さは重ね塗りを行って変え、断面を顕微鏡で観察して厚さを測定した。平均厚さ  $\delta_F$  はチタン管の場合、 $25, 60, 90, 140 \mu\text{m}$ 、アルミニウム黄銅管の場合、 $30, 60 \mu\text{m}$  であり、厚さの均一度は、例えば  $\delta_F = 25 \mu\text{m}$  の場合  $-20 \sim +24\%$ 、 $\delta_F = 140 \mu\text{m}$  の場合  $\pm 9\%$  であった。

### 3. 測定原理及び関連の式の導出

#### 3.1 数値解とその近似式

文献 7) と同じ数値解析方法によって、本実験装置及び本実験条件についての伝熱特性を算出した。水温が

$20^\circ\text{C}$  の場合の結果を Fig. 3 の○印で示す。Fig. 3 (a) 及び (b) は、それぞれチタン管及びアルミニウム黄銅管に関するもので、縦軸の  $\theta$ 、横軸の  $Re$  及びパラメータの無次元汚れ係数  $\bar{R}_F$  は、それぞれ次式で定義されたものである。

$$\theta = \frac{T_w - T_f}{Q} \quad (1)$$

$$\pi \lambda_f L$$

$$Re = \frac{u D_i}{\nu} \quad (2)$$

$$\bar{R}_F = R_F \frac{\lambda_f}{D_i} = \frac{\delta_F \lambda_f}{\lambda_F D_i} \quad (3)$$

ここで、 $T_w$  は管外面平均温度、 $T_f$  は加熱部の十分上流の流体温度、 $Q$  は加熱量、 $\lambda_f$  は流体の熱伝導率、 $u$  は流体の平均速度、 $\nu$  は流体の動粘度、 $R_F$  は汚れ係数、 $\delta_F$  は汚れ厚さである。添字 S 及び L は、それぞれ S-ヒータ及び L-ヒータを示す。数値計算の際に、ヒータと管外面との間の電気絶縁層の厚さを変えてみたが、図中のデータに及ぼす影響はほとんど認められなかった。

Fig. 3 のデータのうち、汚れがない場合の  $\theta$  の値を  $\theta(Re, 0)_{th20}$  とし、 $Re$  が  $2 \times 10^4 \sim 7 \times 10^4$  の範囲で次式で近似する。

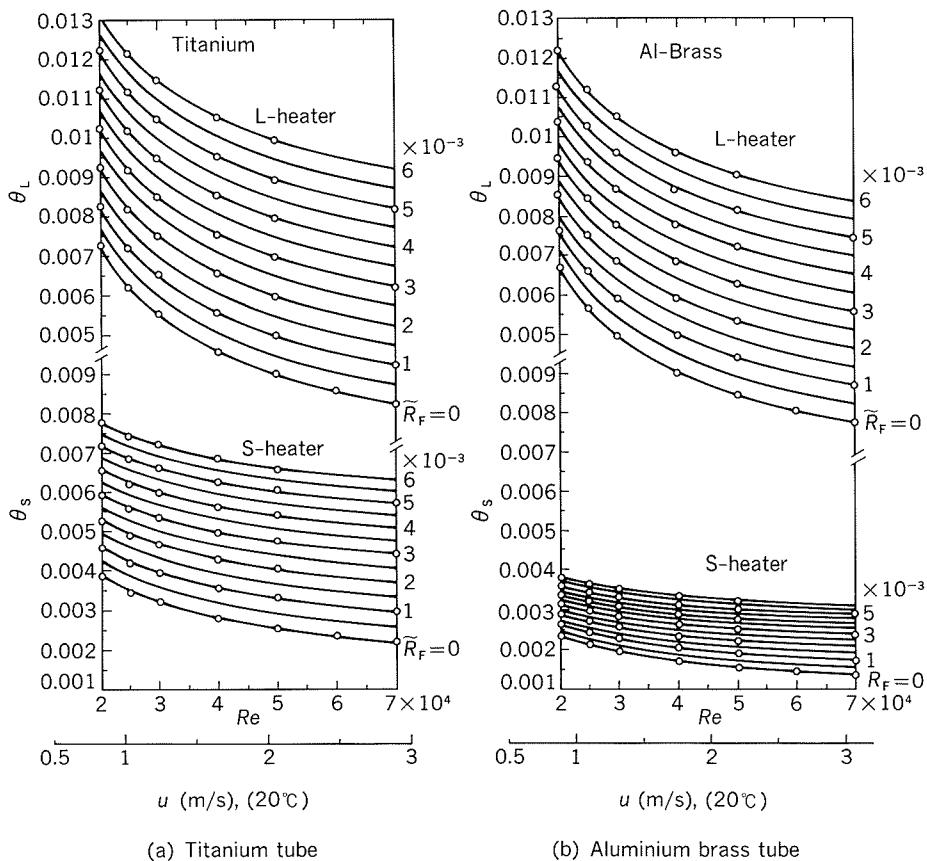


Fig. 3 The relation between  $\theta_s$  and  $Re$ , and  $\theta_L$  and  $Re$ .

$$\begin{aligned} \Theta(Re, 0)_{th20} \\ \approx a_0 + a_1 Re^{-1} + a_2 Re^{-2} + a_3 Re^{-3} \quad (4) \end{aligned}$$

係数  $a_0, a_1, a_2, a_3$  を Table 1 に示す。近似式(4)の誤差は  $\pm 10^{-6}$  以下である。また、汚れがある場合の  $\Theta$  を  $\Theta(Re, \tilde{R}_F)_{th20}$  とし、それと  $\Theta(Re, 0)_{th20}$  の差を  $\tilde{R}_F$  が  $0 \sim 5 \times 10^{-3}$  の範囲で次式で近似する。

$$\begin{aligned} \Theta(Re, \tilde{R}_F)_{th20} - \Theta(Re, 0)_{th20} \\ \approx b_1 \tilde{R}_F + b_2 \tilde{R}_F^2 \quad (5) \end{aligned}$$

係数  $b_1, b_2$  を Table 2 に示す。近似式(5)の誤差は S ヒータで最大  $8 \times 10^{-6}$ 、L ヒータで  $3 \times 10^{-6}$  である。以後、近次式で算出される値に添字 app を付して表す。

式(4)及び式(5)を用いて作成した線図を Fig. 3 (a) (b) に示す。数値解と線図はよく一致している。

### 3.2 水温の補正

まず、 $\Theta(Re, 0)$  についての水温の補正を考える。熱流が半径方向に一次元的であると仮定すると、次式が得られる。

$$\Theta(Re, 0)_{20} = \tilde{R}_W + Nu^{-1} \quad (6)$$

ここに、 $\tilde{R}_W$  は管壁の無次元熱抵抗、 $Nu^{-1}$  は管内面と流体との間の無次元熱抵抗であり、それぞれ次式で表される。

$$\tilde{R}_W = \frac{\lambda_f}{2\lambda_w} \ln \left( \frac{D_o}{D_i} \right) \quad (7)$$

$$Nu = c Re^n Pr^n \quad (8)$$

式(6)及び(8)より次式が得られる。

$$\frac{\Theta(Re, 0) - \tilde{R}_W}{\Theta(Re, 0)_{20} - \tilde{R}_{W20}} = \left( \frac{Pr_{20}}{Pr} \right)^n \quad (9)$$

Table 1  $a_0, a_1, a_2$  and  $a_3$  in Eq. (4).

(a) Titanium

Heater	$L/D_i$	$a_0$	$a_1$	$a_2$	$a_3$	$Re$ range
S	0.257	$\times 10^{-3}$	$\times 10$	$\times 10^5$	$\times 10^9$	$\times 10^4$
		1.4294	6.331	- 3.56	1.11	< 2.5
L	4.222	0.5215	18.077	- 11.35	4.29	
		0.257	1.0335	9.505	- 12.25	9.20
L	4.222	1.0887	16.717	- 13.50	9.30	

(b) Aluminium brass

Heater	$L/D_i$	$a_0$	$a_1$	$a_2$	$a_3$	$Re$ range
S	0.272	$\times 10^{-3}$	$\times 10$	$\times 10^5$	$\times 10^9$	$\times 10^4$
		0.8538	4.035	- 2.54	0.82	< 2.5
L	4.480	- 0.0157	18.221	- 11.92	4.56	
		0.272	0.5562	6.480	- 9.37	7.26
L	4.480	0.6303	16.514	- 13.63	9.43	

S : S-heater, L : L-heater

Table 2  $b_1$  and  $b_2$  in Eq. (5).

(a) Titanium

$Re$	L-heater		S-heater	
	$b_1$	$b_2$	$b_1$	$b_2$
$\times 10^4$				
1	0.9933	0.581	0.6827	- 10.96
2	0.9918	0.121	0.7297	- 13.45
3	0.9908	0.074	0.7535	- 14.80
4	0.9904	0.018	0.7695	- 15.95
5	0.9904	- 0.045	0.7800	- 16.44
6	0.9905	- 0.093	0.7880	- 16.83
7	0.9905	- 0.122	0.7953	- 17.39
8	0.9905	- 0.143	0.8012	- 17.85

(b) Aluminium Brass

$Re$	L-heater		S-heater	
	$b_1$	$b_2$	$b_1$	$b_2$
$\times 10^4$				
1	0.9148	- 1.12	0.2454	- 5.28
2	0.9320	- 2.14	0.2963	- 8.91
3	0.9396	- 2.46	0.3287	- 11.58
4	0.9461	- 3.00	0.3531	- 13.82
5	0.9482	- 2.90	0.3716	- 15.53
6	0.9490	- 2.42	0.3877	- 17.13
7	0.9533	- 3.05	0.4006	- 18.43
8	0.9552	- 3.34	0.4118	- 19.63

ここに、 $Pr$  はプラントル数である。指數  $n$  は無限長加熱の場合の 0.4 のように一定値とはならない。したがって、 $T_f = 10^\circ\text{C}$  及び  $30^\circ\text{C}$  についての数値解と  $T_f = 20^\circ\text{C}$  の数値解を用いて  $n$  の値を算出し、それを  $Re$  の関数として次式で近似した。

$$n = A_0 + A_1 Re \quad (10)$$

係数  $A_0, A_1$  を Table 3 に示す。 $T_f$  が  $10\sim30^\circ\text{C}$  の範囲の  $\Theta(Re, 0)_{th}$  は、式(9)の  $\Theta(Re, 0)_{20}$  の近似式(4)の右辺の値  $\Theta(Re, 0)_{app}$  を用いて、次式で近似できる。

$$\Theta(Re, 0)_{th}$$

$$\approx \tilde{R}_W + \{ \Theta(Re, 0)_{app20} - \tilde{R}_{W20} \} \left[ \frac{Pr_{20}}{Pr} \right]^n \quad (11)$$

近似式(11)の誤差は  $\pm 2 \times 10^{-5}$  である。さらに、汚れ

Table 3  $n$  in Eq. (10).

	S-heater		L-heater	
	$A_0$	$A_1$	$A_0$	$A_1$
Titanium	0.300	- 4.33	0.265	3.8
Al-Brass	0.236	0	0.265	3.8

がある場合の  $T_f$  が  $10\sim30^\circ\text{C}$  の範囲の  $\Theta(Re, \tilde{R}_F)_{\text{th}}$  と  $\Theta(Re, 0)_{\text{th}}$  との差は近似式(5)の右辺の値を用いて次式で近似できる。

$$\begin{aligned} & \Theta(Re, \tilde{R}_F)_{\text{th}} - \Theta(Re, 0)_{\text{th}} \\ &= \{\Theta(Re, \tilde{R}_F) - \Theta(Re, 0)\}_{\text{app20}} \left[ \frac{\lambda_f}{\lambda_{f20}} \right] \quad (12) \end{aligned}$$

### 3.3 測定原理

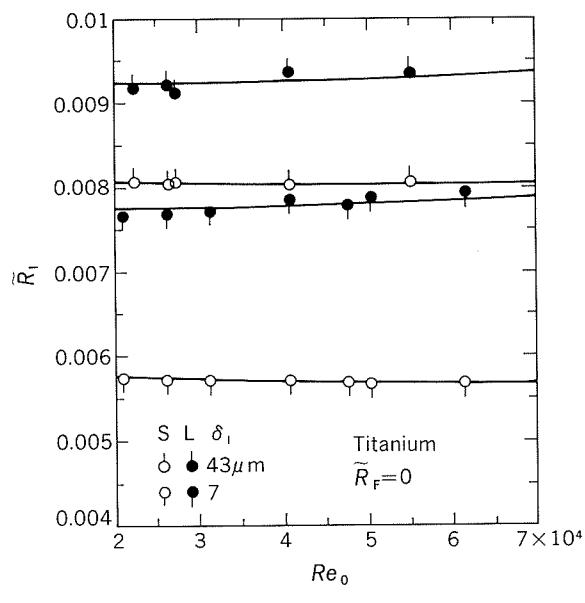
Fig 3(a)において、例えば、S-ヒータとL-ヒータの無次元温度差  $\theta_s = 4.705 \times 10^{-3}$  及び  $\theta_L = 6.937 \times 10^{-3}$  に対応して共通な  $Re$  及び  $\tilde{R}_F$  の値として  $Re = 5 \times 10^4$  と  $\tilde{R}_F = 3 \times 10^{-3}$  が読み取れる。実験では管外面温度、流体温度及び加熱量の測定値から  $\theta_s$  と  $\theta_L$  の数値が求まり、それからそれぞれに共通の  $Re$  と  $\tilde{R}_F$  を連立的に算出することができるわけである。実際の計算はパソコン用いて行った。

数値解を実験データとみなし、上述の近似式を用いて  $\tilde{R}_F$  と  $Re$  を求めてみると、 $\tilde{R}_F$  の誤差及び  $Re$  の相対誤差は最大でそれぞれ  $0.12 \times 10^{-3}$  程度（約  $0.5 \times 10^{-5} \text{ m}^2 \text{ K/W}$ ）及び  $\pm 2.5\%$  程度であった。アルミニウム黄銅管の場合は、 $\tilde{R}_F$  が  $3 \times 10^{-3}$  以上で誤差がやや大きい。

## 4. 実験結果

### 4.1 電気絶縁層の熱抵抗の検定

清浄管においては、理論と実験とが一致すると仮定する。また、ヒータと管外面の間の電気絶縁層は非常に薄いので、そこにおける熱流は一次元的とみなすことができる。管内流速を正確に設定し、ヒータの温度  $T_H$ 、流体温度  $T_b$ 、加熱量  $Q$  の測定値を式(1)に代入して ( $T_w$  の代りに  $T_H$  を代入) 算出される  $\Theta(Re, 0)_{\text{Hexp}}$  と、式(4)の右辺の値を水温補正をした式(11)の右辺の値  $\Theta(Re, 0)_{\text{app}}$



(a) Titanium tube

との差  $\tilde{R}_t$  が、電気絶縁層の無次元熱抵抗になる。すなわち、

$$\Theta(Re, 0)_{\text{Hexp}} - \Theta(Re, 0)_{\text{app}} = \tilde{R}_t \quad (13)$$

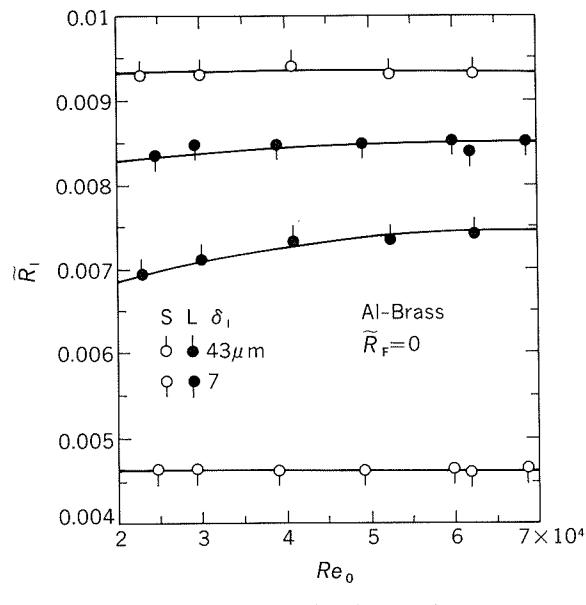
$\Theta(Re, 0)_{\text{Hexp}}$  を算出する際、加熱部外面のヒータで覆われない部分を考慮して、つまり、熱流速密度が理論と実験とで一致するように、 $Q$  の値に  $(\pi D_o / \text{ヒータ幅})$  をかけて補正する。Fig. 4(a), (b) は、それぞれチタン管及びアルミニウム黄銅管について得られた  $\tilde{R}_t$  と  $Re_0$  との関係を示す。ここで、横軸の  $Re_0$  は質量法で測定した管内流速  $u$  を用いて算出したレイノルズ数である。

$\tilde{R}_t$  は  $Re_0$  に対して若干の変化が見られ、かつ管材質及びヒータ長によって値に差がみられる。また、ポリイミドフィルムを薄くしても粘着剤がない場合には、全体の熱抵抗を減らす効果が表れていない。これらの主な原因是、ヒータと電気絶縁層及びそれと管外面の間の接触熱抵抗がヒータ取付け時の表面状態、加圧力の程度によって異なるためと考えられる。これらの相違は、固体壁内の二次元熱流に影響を及ぼすことが予想されるが、その程度を定量的に見積ることは現時点ではできない。したがって  $\tilde{R}_t$  は、ヒータ取付け後に検定によって決定される値であり、センサごとに  $\tilde{R}_t$  を算出し、次式で近似する。

$$\tilde{R}_t = c_0 + c_1 Re_0 + c_2 Re_0^2 \quad (14)$$

本実験で用いたセンサについての式(14)の係数  $c_0, c_1, c_2$  を Table 4 に示す。近似式(14)の誤差は約 1 % である。

汚れ係数と流速の同時測定の場合には  $Re$  が未知であるので、測定値の  $\theta_H$  から  $\Theta$  を算出する際の  $\tilde{R}_t$  には、まず、検定で得られる  $\tilde{R}_t$  の算術平均値を用いる。次に、得られた  $Re$  を式(14)に代入して算出される  $\tilde{R}_t$  を用いて  $\theta_H$  から  $\Theta$  を算出し、 $Re$  及び  $\tilde{R}_F$  を求める。



(b) Aluminium brass tube

Fig. 4 Dimensionless thermal resistance  $R_t$ .

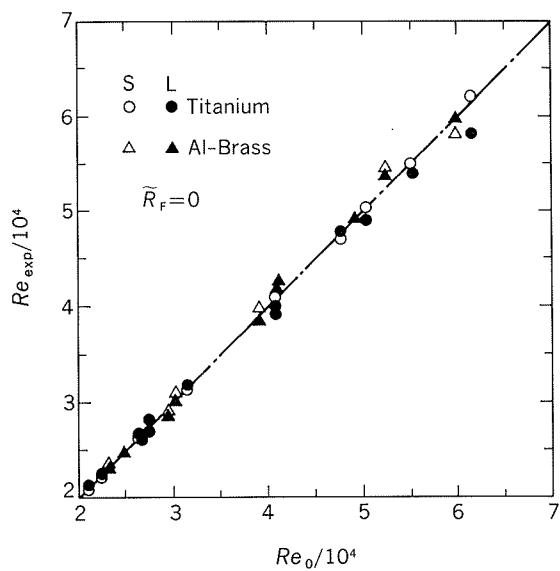
Fig. 5 Measured  $Re$  under the clean condition.4.2  $\tilde{R}_F$  及び  $Re$  の測定結果

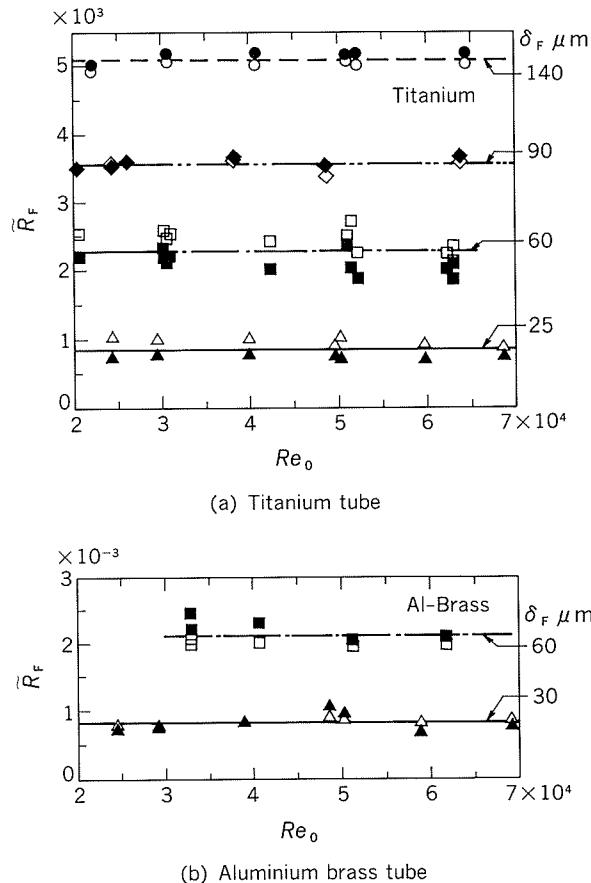
Fig. 5 は、清浄管の場合の  $Re$  の測定結果を示す。縦軸は測定値  $Re_{exp}$  であり、縦軸は  $Re_0$  である。○印、●印はチタン管、△印、▲印はアルミニウム黄銅管、白ぬきのシンボルは S - ヒータ、黒ぬきのシンボルは L - ヒータによる  $Re_{exp}$  を表す。それぞれのシンボルで表したデータの標準偏差を比較すると、アルミニウム黄銅管の S - ヒータで最も大きく 2.4% である。

Fig. 6 (a) 及び (b) は  $Re$  を既知とした場合の  $\tilde{R}_F$  の測定結果であり、それぞれチタン管、アルミニウム黄銅管の場合を示す。白ぬきのシンボルは S - ヒータ、黒ぬきのシンボルは L - ヒータによる  $\tilde{R}_F$  を表す。各汚れ層厚さ  $\delta_F$  に対する  $\tilde{R}_F$  はほぼ一定値が得られている。それらの算術平均値を図中の横線で示す。汚れ厚さを両管で

Table 4  $c_0$ ,  $c_1$  and  $c_2$  in Eq. (14).

$\delta_i$ $\mu m$	Tube	Heater	$c_0$	$c_1$	$c_2$
43	T	S	$\times 10^{-3}$	$\times 10^{-9}$	$\times 10^{-14}$
		L	8.1102	-2.25	2.09
	A	S	$\times 10^{-3}$	$\times 10^{-9}$	$\times 10^{-14}$
		L	9.2567	3.60	3.61
	T	S	$\times 10^{-3}$	$\times 10^{-9}$	$\times 10^{-14}$
		L	5.8476	-5.01	3.57
7	A	S	$\times 10^{-3}$	$\times 10^{-9}$	$\times 10^{-14}$
		L	7.7744	-0.99	3.95
	T	S	$\times 10^{-3}$	$\times 10^{-9}$	$\times 10^{-14}$
		L	4.6257	0.46	-0.70
	A	S	$\times 10^{-3}$	$\times 10^{-9}$	$\times 10^{-14}$
		L	8.0408	14.43	-10.67

T : Titanium, A : Aluminium brass

Fig. 6  $R_F$  under the condition of given  $Re$ .

等しくなるように塗布した場合の結果、すなわち、チタン管で  $\delta_F = 25 \mu m$ 、アルミニウム黄銅管で  $\delta_F = 30 \mu m$  の場合、Fig. 6 (a) 及び (b) の△▲印の平均値は両管でほぼ同値で  $\tilde{R}_F = 0.84 \times 10^{-3}$ 、また同様に両管で  $\delta_F = 60 \mu m$  の場合、□■印の平均値はそれぞれ  $\tilde{R}_F = 2.26 \times 10^{-3}$ ,  $2.13 \times 10^{-3}$  であり、よく一致している。

S - ヒータ及びL - ヒータについて、実測された  $\theta_s$  及び  $\theta_L$  用いて  $\tilde{R}_F$  と  $Re$  を同時に求める場合について、Fig. 7 に  $\tilde{R}_F$  の結果を、Fig. 8 に  $Re$  の結果を示す。いずれも (a) 及び (b) はそれぞれチタン管及びアルミニウム黄銅管についての結果である。

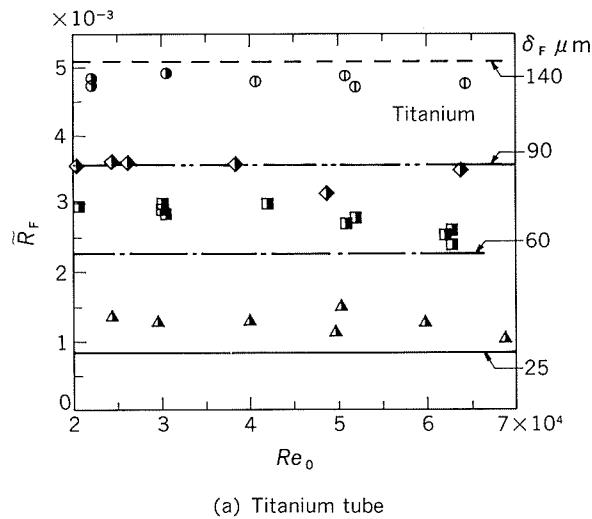
Fig. 7 には、 $Re$  を既知とした場合 (Fig. 6) の  $\tilde{R}_F$  の平均値を示す。これらの平均値とデータを比較すると、Fig. 7 (a) のチタン管の場合、 $\delta_F = 25$  及び  $60 \mu m$  のデータは平均値より高いが、 $\delta_F = 90$  及び  $140 \mu m$  のデータは平均値とかなりよく一致している。Fig. 7 (b) のアルミニウム黄銅管の場合、 $\delta_F = 30 \mu m$  のデータは平均値とよく一致しているが、 $\delta_F = 60 \mu m$  のデータは平均値より全体的に小さい。以上を総合すると、 $\tilde{R}_F$  の測定誤差は最大  $\pm 0.5 \times 10^{-8}$  程度 ( $\pm 2 \times 10^{-5} m^2 K/W$  程度) である。

Fig. 8 において縦軸は  $Re_{exp}$ 、横軸は  $Re_0$  である。誤差はランダムではなく、汚れによって偏りが見られるが、全体的に  $Re$  の測定誤差は  $\pm 20\%$  程度である。

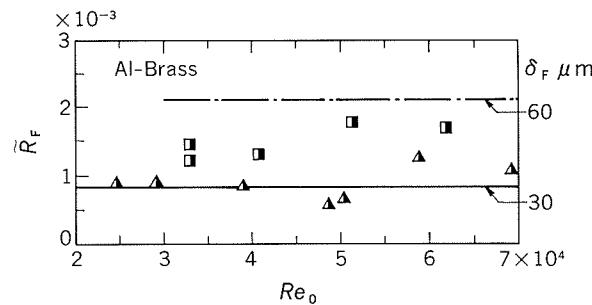
## 5. 結論

一本の管の外面を長さの異なる二つのヒータで加熱し、それらの温度上昇の差から汚れ係数と管内流速を同時に測定する場合の測定精度を実験的に検討した。

実験は復水器用チタン管とアルミニウム黄銅管を用い、



(a) Titanium tube



(b) Aluminium brass tube

Fig. 7 Measured  $R_f$  at the simultaneous measurement.

水温が10~30°Cで、レイノルズ数が $2 \times 10^4 \sim 7 \times 10^4$  (約0.8~3 m/s), 無次元汚れ係数が $0 \sim 5 \times 10^{-3}$  (0~約 $2 \times 10^{-4} \text{m}^2 \text{K/W}$ ) の範囲の模擬汚れを管内面に付着させて行った。付随的に得られた結果を含めてまとめると、次のようになる。

(1) 数値解析結果に基づき、測定データ処理に必要な近似式の導出法を示した。得られた式は本装置に固有のものであり、水温が10°C~30°Cの範囲で適用できる。

(2) ヒータ取付け後に、検定によってヒータと管外面の間の熱抵抗を決定することができた。

(3) 流速測定の精度は、汚れがない場合には標準偏差で2.4%以下であり、汚れた場合には相対誤差で±20%程度であった。本方式による流速測定では汚れの影響に注意する必要がある。

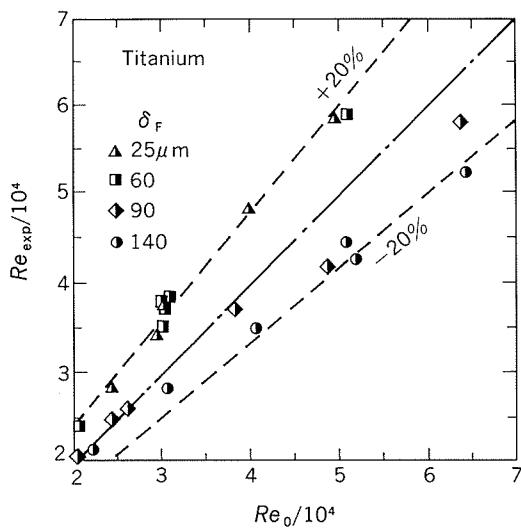
(4) 汚れ係数測定の精度は、流速が既知の場合には無次元汚れ係数の値で最大 $0.14 \times 10^{-3}$  ( $0.5 \times 10^{-5} \text{m}^2 \text{K/W}$ ) の誤差であった。汚れ係数と流速の同時測定の場合には、無次元汚れ係数の値で約 $0.5 \times 10^{-3}$  ( $2 \times 10^{-5} \text{m}^2 \text{K/W}$ ) の誤差であった。この値は実用可能な精度である。

(5) 測定精度をさらに向上させるためには、電気絶縁層の熱抵抗を小さくする必要がある。

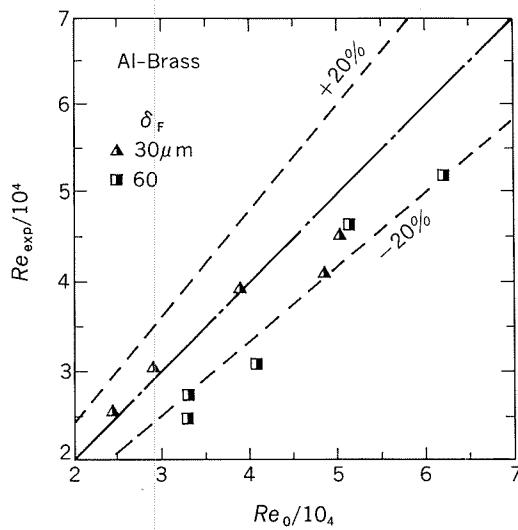
本研究は文部省科学研究費（試験研究(1)61850039）の援助を受けた。また、数値解析には九州大学大型計算機センターFACOM N780-20を用いた。ここに記して謝意を表する。

## 文 献

- 田中宏史、藤井哲：九州大学生産科学研究所報告、第74号（1983），115。
- J. H. Laub : Control Eng., 4 (1957), 112.



(a) Titanium tube



(b) Aluminium brass tube

Fig. 8 Measured  $Re$  at the simultaneous measurement.

- 
- 3) G. F. A. Hoffmann de Visme and H. Singh :  
J.Phys., E5 (1972), 885.
  - 4) T. M. Kuzay and D. A. Bors : *Fouling in Heat Exchange Equipment*, ASME HTD-Vol. 35 (1984), 89.
  - 5) D. Anson, J. Corliss, B. Vigon and R. Hillman :
  - EPRI CS-4339, Project 2300-2, Proc. (1985), 3-24.
  - 6) 藤井 哲, 小山 繁, 新里寛英 : 機論, 53-492, B (1987), 2528.
  - 7) 藤井 哲, 小山 繁, 新里寛英 : 機論, 53-495, B (1987), 3323.

論 文

Performance of Modified APF Condenser Tube  
against Cathodic Delamination\*

Tetsuro Atsumi\*\*, Koji Nagata\*\*\* and Shiro Sato\*\*\*\*

住友軽金属工業株式会社技術研究所

# Performance of Modified APF Condenser Tube against Cathodic Delamination\*

Tetsuro Atsumi\*\*, Koji Nagata\*\*\* and Shiro Sato\*\*\*\*

To protect copper alloy condenser tubes from corrosion in sea water, an artificial protective film (APF) by coating with organic resin onto a tube inside has been developed. Corrosion resistance of APF tube is primarily due to the increased cathodic polarization resistance attained by the film without any change of corrosion potential and high adhesive force of film. These properties of APF are much superior to those of protective film formed naturally in sea water with ferrous ion dosing. Since 1976, approximately 280,000 APF tubes have been delivered, and their performance was considered to be nearly satisfactory. At the initial stage of development, however, film of APF tube operated under cathodic protection was observed to suffer from blistering/peeling off at the both tube ends. Some factors affecting this phenomenon, such as kinds of resin, substrate, and potential of cathodic protection were examined and modification was successfully made by the optimization of resin, pigments, and additives. At present, modified APF tubes have been successfully put into practice at many power plants.

## 1. Introduction

Though the application of titanium tubes has increased in nuclear power plants in this decade, copper alloy tubes, especially aluminum brass, have still been predominantly used for sea-water cooled condensers and heat exchangers in Japanese power plants<sup>1)</sup>. Performance of aluminum brass tubes is considered to be satisfactory under the application of several countermeasures<sup>2)</sup>. It is widely recognized that ferrous ion dosing in sea water to form protective film of ferric hydroxide has been remarkably effective in preventing corrosion of aluminum brass tube<sup>3)</sup>. However, the ferrous ion dosing has not always been effective in protecting aluminum brass tube under some adverse conditions of sea water<sup>4)</sup>. In addition, ferric hydroxide film has insufficient resistance to the increased turbulent flow around the foreign bodies lodged in a tube

bore<sup>4)</sup>.

To cope with these difficulties development of an artificial protective film (APF) of an organic resin by coating has been made. As a result, the APF tube, which has the increased cathodic polarization resistance attained by the film without any change of corrosion potential and high adhesive force of film, has been successfully developed<sup>5)</sup>. After field tests at several power plants APF tubes were commercially put into practice as a replacement of plain aluminum brass tubes since 1976, and in 1982 entire APF tube condenser was built. By 1989, about 280 000 APF tubes, total length of 2 700km, have been delivered for condensers and heat exchangers of power plants, and of chemical plants.

Performance of APF tubes have been almost satisfactory from view points of corrosion resistance and heat transfer rate under various sea water qualities<sup>6) 7)</sup>. At the initial stage of development, however, the film of APF tubes operated under cathodic protection has been likely to suffer from blistering and peeling off at the range of 1.5m from tube ends. This phenomenon is considered to be the cathodic delamination<sup>8)~11)</sup> caused by the cathodic reac-

\* This paper was revised from presented paper at 11th International Corrosion Congress held at Florence, Italy April 2-6, 1990.

\*\* Technical Research Laboratories, Metallurgical Technology Department.

\*\*\* Technical Research Laboratories, Metallurgical Technology Department, Dr. of Eng.

\*\*\*\* Technical Research Laboratories, Dr. of Eng.

tion beneath the film generated by the impressed current. Cathodic delamination of APF film has been somewhat reduced by applying following countermeasures ; (1) favorable substrate, for example, by chromate and/or by high temperature oxidation ; (2) potential control in cathodic protection by potentiostatic system as noble as possible ; (3) setting of free APF (bare) zone at the tube ends within 50 to 100mm long so as to absorb excessive impressed current<sup>7) 12)</sup>. Meanwhile, screening tests of several kinds of paints have proved that some paints containing polymeric phosphate salt as one of the anticorrosive pigments have remarkable effect to reduce the cathodic delamination<sup>13)</sup>. This paper provides the performance and experience of modified APF tube.

## 2. Experimental

Aluminum brass tubes (JIS H3300 C6871) in dimension of 25.4mm OD × 1.25mm thick were served for APF treatment after annealing at 873K (600°C) in DX gas. Sample tubes were usually coated in thickness of 20  $\mu\text{m}$  using both conventional and modified paints of APF along tube length by air spraying. The free APF zone within 50mm long from the inlet was set for the sample tubes of 830mm long for the cathodic delamination test. Test conditions are shown in Table 1. Potentials were selected as normal level for protecting copper alloy (-650 mV vs SCE), and as accelerated level (-800, -950mV vs SCE). Test was carried out using the model condenser with a potentiostatic cathodic protection system as shown in Fig. 1, in which 50 tubes were set up.

Sample tubes were set in the model condenser

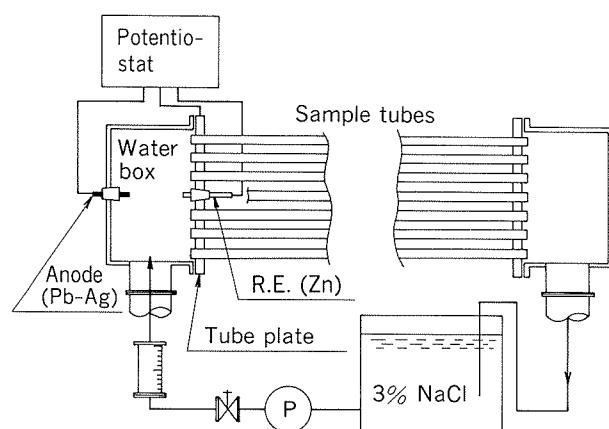


Fig. 1 Schematic diagram of the model condenser.

and operated in circulating 3 % NaCl solution at flowing rate of 2 m/s under cathodic protection for 21 days and 30 days. Test solution was exchanged with new one at every week. Tubes tested were cut open in full length and peeling test of film was carried out on about 10cm<sup>2</sup> with adhesive tape at the portions of 150 mm apart from the inlet. The residual area of film was measured by image scanner and the film peeling ratio was calculated as the parameter of delamination of film.

Corrosion tests were carried out for both conventional and modified APF tubes in comparison with bare (without APF) tube. Jet test at the high velocity of 8m/s, which was corresponding to the increased turbulent flow around the foreign bodies lodged in a tube bore, was carried out in synthetic sea water for 30 days. Flowing tests in both high chlorinated and sulfide polluted sea water were carried out at flowing rate of 2.0m/s for 45 days. Sample tubes tested were cut open and in-

Table 1 Factors and levels of various tests of both conventional and modified APF tubes.

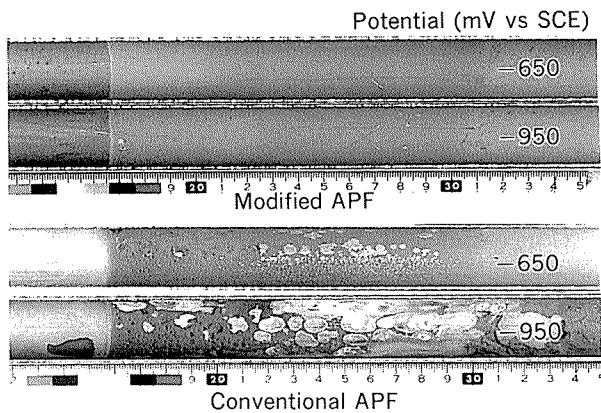
Objective	Factor	Level	Duration
Cathodic delamination of APF	Potential of cathodic protection	-650, -800, -950mV vs SCE	21, 30days
	Film thickness	10~60 $\mu\text{m}$	
	Surface treatment	Annealing in DX gas	
Corrosion resistance	Localized high velocity (Jet test)	8.0m/s	30 days
	Residual chlorine	0.8~1.0ppm	45 days
	Sulfide ion	0.5~1.0ppm	
Durability of APF	Passing of sponge ball	30 000 balls	—

spected. Durability test for both conventional and modified APF tubes by passing sponge ball (SB) was carried out using SB of 26mm dia. of standard hardness. SB was renewed after every 50 passes until 30 000 passing in cumulation, which values are estimated to correspond to the cumulative number for 30 years in the normal condition of SB cleaning at an actual condenser.

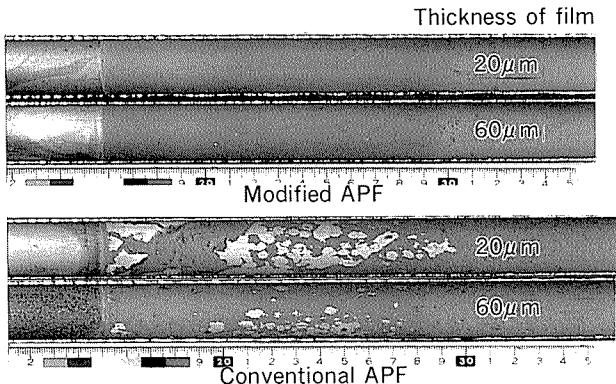
### 3. Results

#### 3.1 Cathodic delamination test

Figs. 2 and 3 show the typical appearance of both APF tubes after cathodic delamination test. The modified APF film were sound at each potential and was sound even the thickness of 20  $\mu\text{m}$  under the potential of -800mV vs SCE. On the contrary, conventional ones suffered from severe cathodic delamination at each potential and was suffered even the thickness



**Fig. 2** Typical inner surface of both APF tubes after cathodic delamination test at each potential for 21 days. Thickness of film : 20  $\mu\text{m}$ .

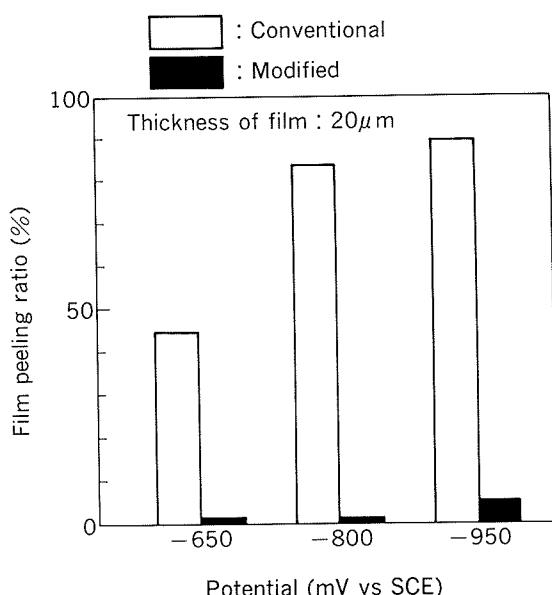


**Fig. 3** Typical inner surface of both APF tubes after cathodic delamination test in each thickness of film for 30 days.  
Potential : -800mV vs SCE

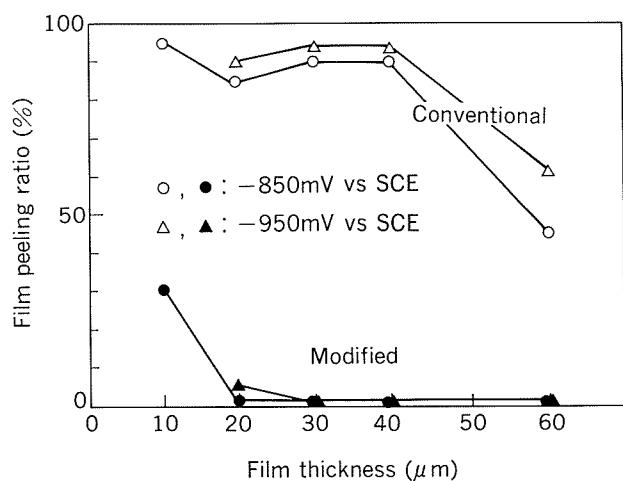
of 20  $\mu\text{m}$  under the potential of -800mV vs SCE.

The results of cathodic delamination test were summarized in Figs. 4 and 5.

Fig. 4 shows the film peeling ratio of both conventional and modified APF tubes under each potential of cathodic protection. The less noble the potential of cathodic protection was, the higher the film peeling ratio of conventional APF tube was. The film peeling ratio of conventional APF tube was more than 80% under the potentials of -800 and -950 mV vs SCE. On the contrary, those of modified APF tubes were less than 10% under each potential tested.



**Fig. 4** Film peeling ratio of both APF tubes tested under cathodic protection for 30 days.



**Fig. 5** Film peeling ratio of both APF tubes in relating to the film thickness tested under cathodic protection for 30 days.

**Fig. 5** shows the film peeling ratio of both APF tubes in relating to the film thickness under the potentials of  $-800$  and  $-950$  mV vs SCE. The film peeling ratio of conventional APF tube was higher than 80% in the thickness from 10 to 40  $\mu\text{m}$  under each potential. The effective film thickness to reduce the cathodic delamination of conventional APF tube was estimated to be more than 60  $\mu\text{m}$ , however, the increase of film thickness leads to the deterioration of heat transfer rate. On the contrary, the film peeling ratio of modified APF tube was less than 10% for the thickness over 20  $\mu\text{m}$  under each potential. The film thickness of 20  $\mu\text{m}$  for modified APF tube was estimated to be enough for eliminating the cathodic delamination.

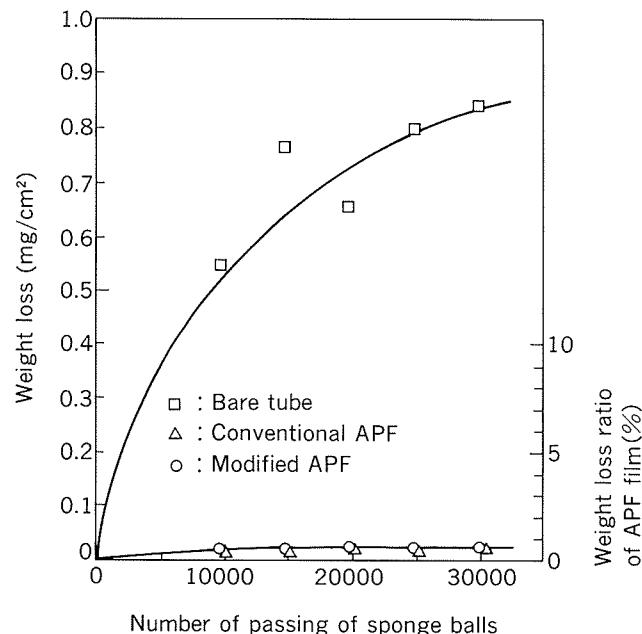
### 3.2 Corrosion and durability tests

**Table. 2** shows the results of corrosion tests of both conventional and modified APF tubes. Both APF tubes suffered no peeling of film and they were free from corrosion in each test. On the contrary, bare tubes suffered from erosion-corrosion and/or pitting corrosion of 0.1 to 0.2 mm in depth.

**Fig. 6** shows the durability of APF film against passing of sponge balls. It was found that after passing of 30 000 balls both APF tubes were free from peeling of film and loss of each film were less than 1 % in the film weight. These values were estimated to be insignificant.

### 4. Field test

**Table 3** shows the results of periodic inspections of both conventional and modified APF tubes after 1.5 and 2.5 years of operation. They



**Fig. 6** Durability test results of both APF tubes against sponge ball cleaning.

have been tested since 1987 in Sakai-ko Power Station Unit 5 of Kansai Electric Power Co. located at the south of Osaka Bay where sea water has been polluted during summer. Corrosion resistance of both APF tubes were maintained and they were free from corrosion. The film of conventional APF tube, however, suffered from cathodic delamination at the portion within 1.5m range of both tube ends, but modified APF tubes were free from delamination as shown in **Fig. 7**.

Although the cathodic delamination of conventional APF film occurred after 1.5 year of operation, this phenomenon did not progress and not extend the range along the tube length after following 1 year of operation.

In 1989, all modified APF tubes condenser realized by replacement of all plain aluminum

**Table 2** Results of corrosion tests for both conventional and modified APF tubes.

Sample tube	Jet test (8m/s, 30 days)		Flowing test (2m/s, 45days)			
	Synthetic sea water		Chlorinated sea water (0.8~1.0ppm R-Cl)		Polluted sea water (0.5~1.0ppm S <sup>2-</sup> )	
	Film peeling	Corrosion depth (mm)	Film peeling	Corrosion depth (mm)	Film peeling	Corrosion depth (mm)
APF	Modified	None	0.0	None	0.0	0.0
	Conventional	None	0.0	None	0.0	0.0
Bare (untreated)	—	0.2	—	0.1	—	0.2

**Table 3** Inspection results of both conventional and modified APF tubes<sup>\*1</sup> removed from Sakai-Ko P.S. Unit 5<sup>\*2</sup> after 1.5 and 2.5 years of operation.

Item	Operated period (years)	Modified		Conventional
		NO. 1	NO. 2	
Inside deposit (mg/cm <sup>2</sup> )	1.5	1.5~2.4	1.6~3.4	2.4~4.3
	2.5	2.3~2.7	2.6~3.7	2.0~2.8
Cathodic delamination	1.5	Not occurred		Occurred <sup>*4</sup>
	2.5	Not occurred		Occurred <sup>*4</sup>
Corrosion depth (mm)	1.5	0.0	0.0	0.0
	2.5	0.0	0.0	0.0
Polarization resistance (kΩ·cm <sup>2</sup> )	1.5	299~350	244~443	238~278
	2.5	305~360	217~444	250~327
Overall heat transfer rate (W/(m <sup>2</sup> ·K))	1.5	3260~3335	3226~3277	2959~3109
	2.5	3180~3223	3099~3201	2981~3070
Fouling factor <sup>*3</sup> (×10 <sup>-5</sup> m <sup>2</sup> ·K/W)	1.5	2.34~3.03	2.87~3.36	4.52~6.15
	2.5	3.38~3.80	3.59~4.62	4.93~5.90
Cleanliness factor <sup>*3</sup> (%)	1.5	90.1~92.2	89.2~90.6	81.8~85.9
	2.5	87.9~89.1	85.7~88.5	82.4~84.9

\*1 Tube size : 25.4mm OD×1.25mm thick×15,330mm long

\*2 Cathodic protection : Potentiostatically at -600mV vs SCE

\*3 Compared with untreated new tube

\*4 At the portion within 1.5m range of both tube ends

brass tubes. By mid of 1989 about 47 000 modified APF tubes, total length of 430km, have been delivered for condensers and heat exchangers of power plants, and they have been successfully being used.

**Table 4** Typical properties of both conventional and modified APF aluminum brass tubes.

Item	APF tube		Bare tube
	Modified	Conventional	(Untreated)
Standard thickness of film (μm)	20	20	—
Thermal conductivity of film (W/(m·K))	1.51	0.80	—
Heat transfer resistance of film (×10 <sup>-5</sup> m <sup>2</sup> K/W)	1.32	2.49	—
Cleanliness factor (%)	95.4	91.6	100
Polarization resistance (kΩ cm <sup>2</sup> )	150	200	1~3
Corrosion potential (mV vs SCE)	-240	-250	-280

## 5. Performance of modified APF tube

Table 4 shows the typical properties of both conventional and modified APF tubes. The thermal conductivity of modified APF film is about 2 times of that of conventional one, which yields appreciable advantage on heat transfer rate of modified APF tube over conventional one. Although the polarization resistance of modified APF tube was slightly low compared with that of conventional one, its value is high enough from view point of protective property of surface film for corrosion. The corrosion resistance of modified APF tubes in sea water have been proved to be as excellent as that of conventional one as mentioned above.

## 6. Discussion

The phenomenon of blistering and peeling of film near both tube ends of conventional APF tube operated under cathodic protection has been regarded cathodic delamination from the following inspections and laboratories tests ;

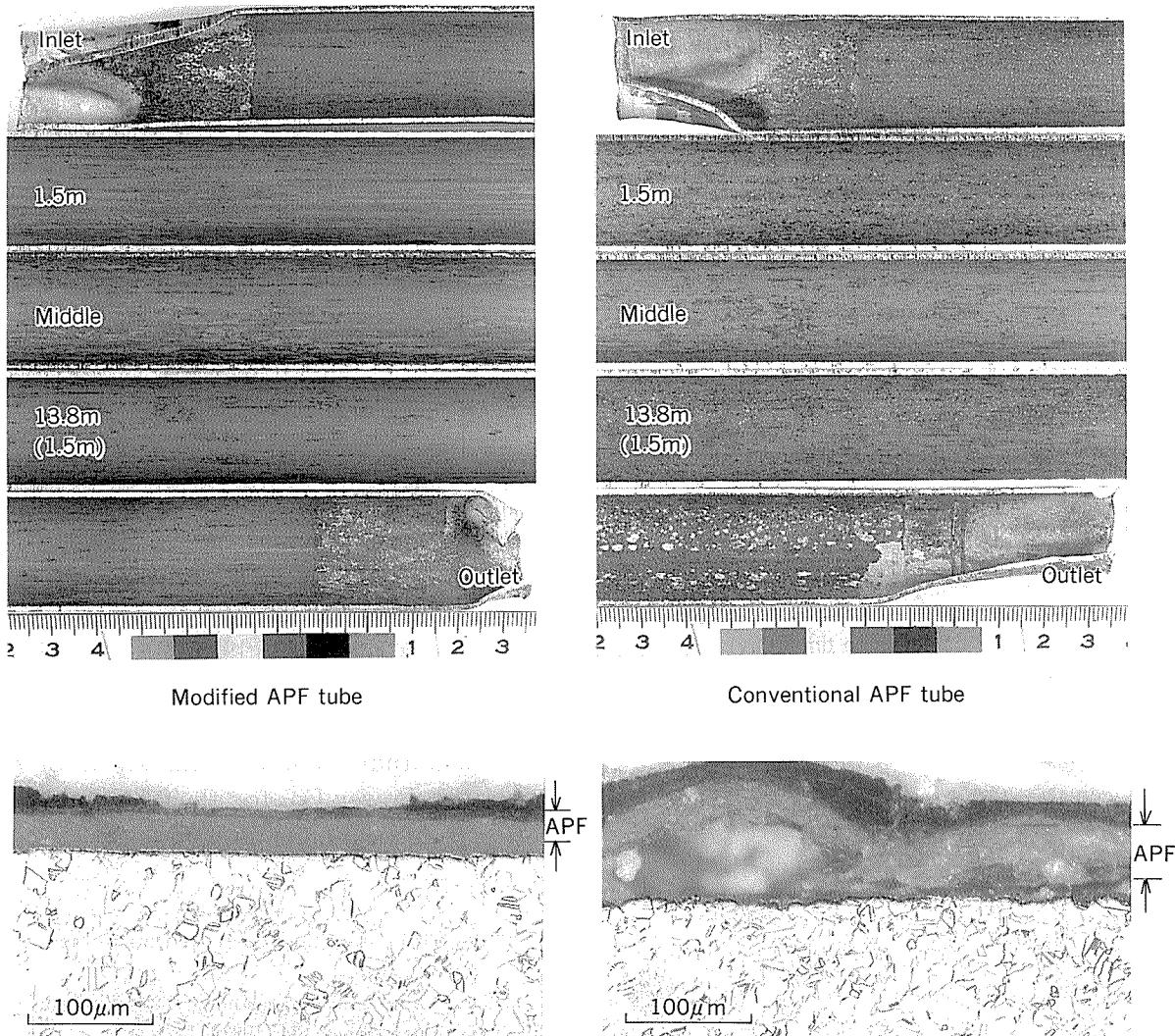


Fig. 7 Inner surface and cross section of both conventional and modified APF tubes removed from Sakai-ko Power Station Unit 5 after two and a half years of operation.  
(Cathodic protection operated potentiostatically at  $-600\text{mV}$  vs SCE)

(1) blistering and peeling of APF film did not occur without cathodic protection ; (2) the nearer to the tube ends, the higher the degree of APF film delamination was, which coincided with the potential distribution along the tube length under cathodic protection ; (3) pH of sea water retained in the blister was higher than 12 (measured by pH test paper) ; (4) salts of calcium and magnesium precipitated in blister without substrate corrosion. It is considered that, under the cathodic protection, alkaline formation by reduction of oxygen occurs at the interface of film and substrate. Due to the semipermeable property of coated film, alkaline solution would be retained at the interface. As a result, the degradation in adhesive strength causes the cathodic delamination. The adhesive strength of APF film was con-

sidered to be maintained by bonding between the film and the cuprous oxide on the aluminum brass tube. The deterioration in adhesive strength of APF film under cathodic protection is estimated to be caused by the dissolution of cuprous oxide and/or local deterioration of the film under alkalized sea water. Once the adhesive strength of APF film is lost, the film is forced to blister by osmotic pressure and/or expansion stress when salts of calcium and magnesium precipitated, thus forming a blister. Our experiences revealed that cathodic delamination had never occurred in the protective film enriched with ferric hydroxide film naturally formed in sea water with ferrous ion dosing and this film was much more porous than APF film. Based on these experiences, to cope with cathodic delamination, the

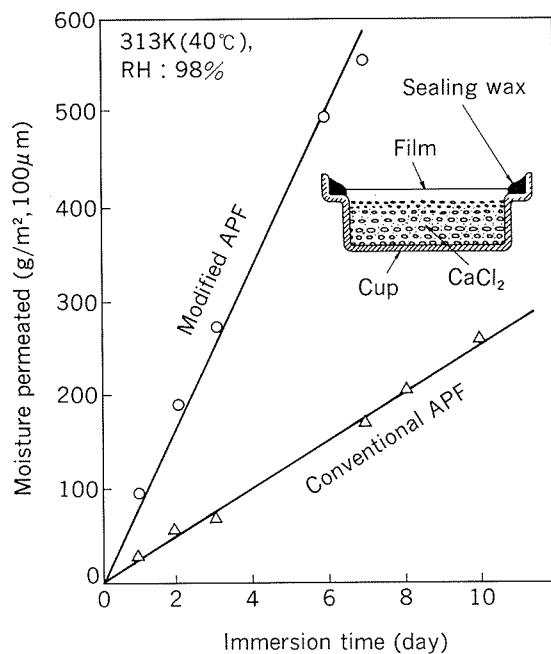


Fig. 8 Change of moisture permeation through each APF film measured by cup method of JIS Z 0208.

Table 5 Moisture permeability of APF film\*1.

APF film	Permeability (g/(m²·d), 20μm)
Modified	300~400
Conventional	110~120

\*1 : JIS Z 0208, Cup method

increasing in the total pigments in APF film was considered to be effective because of increasing the permeability of APF film for several ions, especially for hydroxyl ion. The improved permeability of APF film promotes the diffusion of hydroxyl ion through the film, resulting in the reduction of confinement of hydroxyl ion beneath the film. The permeability of modified APF for moisture increased about 3 times compared with that of conventional one as shown in Fig. 8 and Table 5. However, improving the permeability of coating film is liable to bring about the deterioration of corrosion resistance. It is necessary to keep the balance between the permeability and the corrosion resistance of film. In this regard, the modified APF film is estimated to provide optimum balance in those properties.

## 7. Conclusion

To reduce the cathodic delamination of APF film, modification has been successfully made. The performance of modified APF tubes are as follows ;

- (1) Modified APF tube showed the increased resistance against cathodic delamination without any deterioration of corrosion resistance compared with conventional one.
- (2) Modified APF tube showed enhanced heat transfer rate in comparison with conventional one due to the high thermal conductivity of modified APF film.
- (3) High performance of modified APF tube was confirmed by field test of 2,5 years in the actual condenser. And all modified APF tube condenser realized in 1989.

## Acknowledgment

The authors wish to thank staffs of Kansai Electric Power Co. for their helpful cooperation to inspections and field test.

## References

- 1) S. Sato : J. of the Japan Institute of Metals, 22 (1983), 1046.
- 2) K. Nagata, A. Ogiso and S. Sato: Thermal and Nuclear Power, 34 (1983), 1421.
- 3) S. Sato: ibid., 21 (1970), 295.
- 4) S. Sato, K. Nagata and S. Yamauchi : Corrosion /81, Paper No.195, NACE, Toront (Apr. 1981).
- 5) S. Sato, K. Nagata, S. Sudo et al. : Sumitomo Light Metal Tech. Rep., 18 (1977), 80.
- 6) K. Nagata, A. Ogiso and S. Sato : The Thermal and Nuclear Power, 32 (1981), 577.
- 7) K. Nagata and S. Sato : Condenser Biofouling Control Symp. "The State-of-the-Art", EPRI, Florida, (June 1985).
- 8) J. E. Castle and J. F. Watts : *Corrosion Control By Organic Coating*, NACE (1981), p78.
- 9) H. Leidheiser, Jr. and W. Wang : J. of Coating Technology, 53 (1981), 77.
- 10) H. Leidheiser, Jr. : Corrosion-NACE, 38 (1982), 374.
- 11) E. L. Koehler : ibid., 40 (1984), 5.
- 12) K. Nagata : Proc. Corrosion Engineering Division, The Society of Materials Science of Japan, No.135, 25 (Nov. 1986), Part 6.
- 13) Sumitomo Light Metal Ind., Ltd, Technical Information : "Copper Alloy Heat Exchanger Tubes with Artificial Protective Film - APF-AX", (1988).

論 文

アルミニウム合金塗装板のワックス量の  
FT-IR による定量方法\*

西 尾 正 浩\*\* 今 井 正 也\*\*  
神 尾 光 男\*\*\* 進 藤 宏 之\*\*\*

Quantitative FT-IR Analysis of Wax  
on Lacquer Coated Aluminium Alloy Sheet

Masahiro Nishio, Masaya Imai,  
Mitsuo Kamio and Hiroyuki Shindo

住友軽金属工業株式会社技術研究所

## アルミニウム合金塗装板のワックス量の FT-IR による定量方法\*

西 尾 正 浩\*\* 今 井 正 也\*\*  
神 尾 光 男\*\*\* 進 藤 宏 之\*\*\*

## Quantitative FT-IR Analysis of Wax on Lacquer Coated Aluminium Alloy Sheet

Masahiro Nishio, Masaya Imai,  
Mitsuo Kamio and Hiroyuki Shindo

Quantitative Fourier Transform Infrared (FT-IR) analysis was studied to determine a mass of wax such as n-paraffin, lanolin or beeswax on lacquer coated aluminium alloy sheet. The wax on both surfaces of the sheet was extracted separately in carbon tetrachloride and the masses were determined by measuring the absorbance at  $2927\text{ cm}^{-1}$  using liquid flow cell. The accuracy, reproducibility and rapidity of this method were superior to those of conventional gravimetric one. The relative standard deviation was found to be below 5% at  $50\text{ mg/m}^2$  of wax coating mass.

For applying to waxing process control, the procedure had composed in automatic, and an automatic analyzer was developed. The analyzer was capable of automatic determination of the wax coating masses separately on the both surfaces of the 10 sheet samples within 1.5ks (25min).

### 1. はじめに

高温短時間硬化型塗料をコイル塗装したアルミニウム板は、缶用、建築用などに広く用いられている<sup>1)</sup>。

この塗装アルミニウム板表面には、後工程の種々のハンドリングにおける潤滑性の付与や塗膜保護などの目的でアウターワックス（例えば、パラフィン）が一般に塗布される。しかしながら、その塗布量は、一般に数～数  $10\text{ mg/m}^2$  と微量であり、多すぎると塗膜表面の外観や加工性に悪影響<sup>2)</sup>を与えるために、十分な管理が必要である。このために、このアウターワックス塗布量の管理办法としては、ワックスを抽出した後、ガスクロマトグラフ法、または、赤外分光光度法などによって定量するのが最適と考えられる。しかし、これらについて、詳細に検討した報告は見あたらない。

一方、コイル塗装用塗料には、アンチブロッキング、顔料分散及び皮張り防止などのために、一般に、インナーワックスが添加されており、塗膜形成時にその一部がブルーミングして塗膜表面にワックス層を形成するとも言われており、このワックス層もアウターワックスと同様の作用をするものと考えられる<sup>3)4)</sup>。

そこで、著者らは、塗布されたワックスを有機溶媒に抽出した後、赤外分光光度法によって定量する方法について検討を行い、併せてインナーワックスの影響について検討した。さらに、管理分析の高精度化と効率化を計るために、この方法の自動定量装置化を行った。以下、これらについて報告する。

### 2. 実験方法

#### 2.1 供試料

##### 2.1.1 供試材

(1) アルミニウム合金板は、A5052P-H38、板厚 0.25 mm を用いた。

\* 軽金属学会第 77 回秋期大会（平成元年 11 月、東京）にて発表

\*\* 技術研究所化学研究部

\*\*\* 名古屋製造所技術管理部

(2) 塗料は、エポキシ／フェノール系、エポキシ／尿素系、塩ビオルガノゾル系、塩ビー酢ビ共重合体系の4種類を用いた。

(3) オウターワックスは、n-パラフィン（融点42～72°Cの範囲で6種類、以下、パラフィンと記す）、ラノリン（融点38～42°C）、密ろう（融点62～65°C）の3種類を用いた。

(4) ワックス抽出の有機溶媒は、いずれのワックスも容易に溶解するn-ヘキサン（以下、ヘキサンと記す）、四塩化炭素及びクロロホルムを用いた。

### 2.1.2 塗装

アルミニウム合金板を、アルカリ脱脂液（日本ペイント㈱製サーフクリーナー#322-N8:3wt%水溶液、液温度70°C）で脱脂後、流水で洗浄し、室温で乾燥した。続いて、片面にバーコータで各塗料を塗布し、200°Cで10min間焼付けを行った。焼付け後の塗膜量はおよそ45～50mg/dm<sup>2</sup>であった。

### 2.1.3 オウターワックスの塗布

オウターワックス（パラフィン）の塗布試料は、塗布量を一定量（50mg/m<sup>2</sup>）として、次のように調製した。

パラフィンの四塩化炭素溶液（2.5mg/cm<sup>3</sup>）50mm<sup>3</sup>を塗装板（50×50mm<sup>2</sup>）に滴下した後、80°Cで2min間乾燥して四塩化炭素を除去した。以下、塗布試料と記す。

## 2.2 実験方法

### 2.2.1 ワックスの抽出

#### (1) オウターワックス

塗布試料をビーカ（300cm<sup>3</sup>）に入れ、20cm<sup>3</sup>の四塩化炭素で1min間抽出した。抽出液と塗布試料及びビーカの洗浄液をメスフラスコ（50cm<sup>3</sup>）に移し、四塩化炭素で標線まで薄めた。

#### (2) インナーワックス

2.1.2項で調製した4種類の塗装アルミニウム合金板をそれぞれ50×50mm<sup>2</sup>に切出し、その10枚づつをおののおののビーカ（300cm<sup>3</sup>）に入れ、それぞれに抽出溶媒50cm<sup>3</sup>を加え、時々かくはんしながら5min間浸漬して抽出した。試料を洗浄しながら取出して別のビーカ（300cm<sup>3</sup>）に移し、同様の抽出操作を再度繰返した。

3種類の抽出溶媒を用いて得られたそれぞれ2個の抽出液（第1回、第2回抽出液）は、溶媒分をいったん蒸発させた後、四塩化炭素10cm<sup>3</sup>を加えて再溶解し、試料溶液とした。

### 2.2.2 赤外吸収スペクトルの測定

赤外吸収スペクトルの測定は、窓板がKRS-5、液層の厚さが2mmの液体セルを用い、透過法によって、吸光度モードで行った。

ワックス濃度の測定は、波数2927cm<sup>-1</sup>（C-H伸縮振動）の吸光度を求め、あらかじめ作成した検量線からワックス塗膜量を算出した。

フーリエ変換赤外分光光度計（以下、FT-IRと記す）

は、日本電子㈱製JIR-40Xを使用した。波数分解能は4cm<sup>-1</sup>、積算回数は50回とした。

### 2.3 自動定量化

コイル塗装したアルミニウム合金板からワックス定量用の塗布試料を採取する打ち抜きプレスと、その塗布試料からワックスを溶媒で抽出する自動抽出装置と、さらに、抽出溶媒中ワックスの吸光度をフローセルで測定できるFT-IRをシステム構成して自動定量化を検討した。

## 3. 実験結果及び考察

### 3.1 基礎実験結果

#### 3.1.1 ワックスの赤外吸収スペクトル

パラフィン、ラノリン及び密ろうのIR吸収スペクトルをFig.1に示す。3種類のワックスに共通して観察される吸収帯は、波数2800～3000cm<sup>-1</sup>（C-H伸縮振動）、1460cm<sup>-1</sup>と1380cm<sup>-1</sup>付近（C-H変角振動）、そして700～800cm<sup>-1</sup>（連続したCH<sub>2</sub>基）であった。さらに、ラノリンにはそれらバンドに加えて、1740cm<sup>-1</sup>付近（C=O伸縮振動）及び1200cm<sup>-1</sup>付近（C-O-C伸縮振動）に吸収帯が観察された。いずれのワックスも波数2900cm<sup>-1</sup>付近で最大の吸光度を示した。Fig.2に波数2800～3000cm<sup>-1</sup>付近のIR吸収スペクトルを拡大して示す。ワックス量の定量には、最大の赤外吸収ピークである2927cm<sup>-1</sup>（C-H伸縮振動）の吸光度を測定するのが最適と考えられた。

融点の異なる6種類のパラフィンのIRスペクトルをFig.3に示す。融点の変化による最大吸収ピークの波数の変動及びその吸光度の変化は、ほとんど認められなかった。

一方、4種類の塗膜：エポキシ／フェノール系、エポ

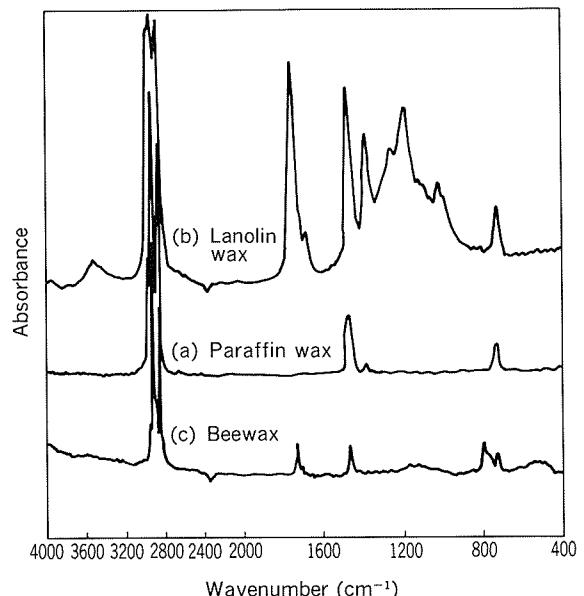


Fig. 1 FT-IR spectra of waxes.

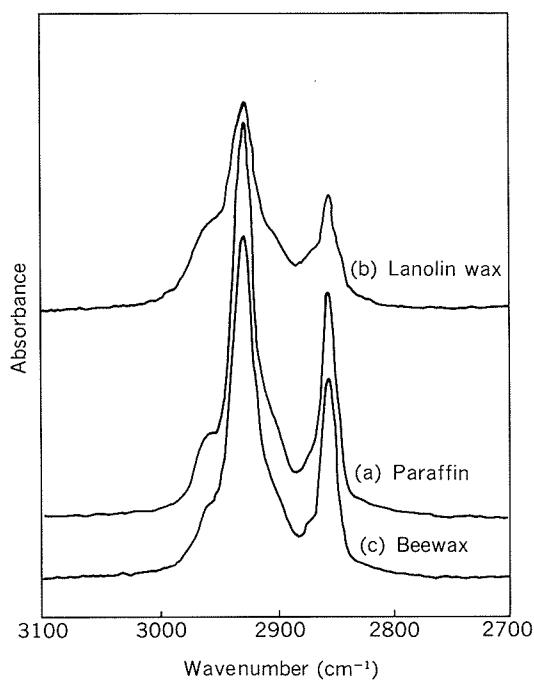


Fig. 2 Expanded FT-IR spectra of waxes at the wavenumber from  $3100$  to  $2700\text{cm}^{-1}$ .

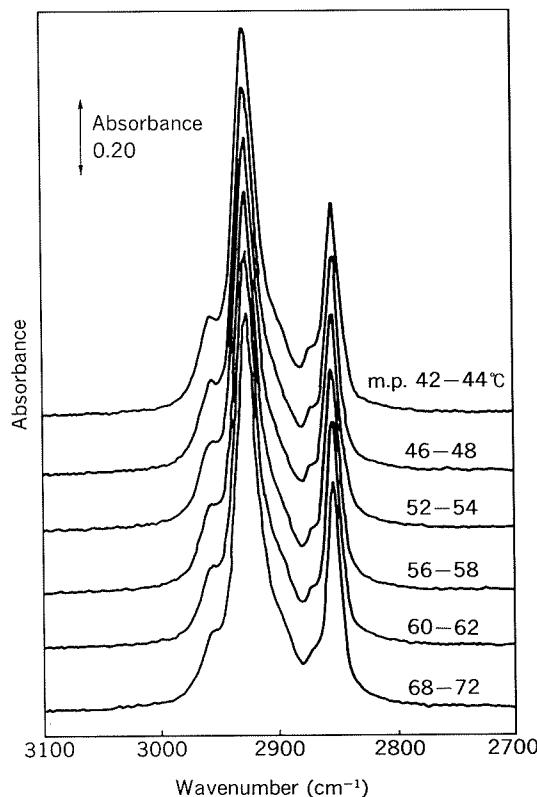


Fig. 3 FT-IR spectra of various paraffin waxes.

キシ/尿素系、塩ビオルガノゾル系、塩ビー酢ビ共重合体系の波数  $2700\sim3100\text{cm}^{-1}$  におけるIR吸収スペクトルをFig. 4に示す。各塗料樹脂に固有なIR吸収スペクトル(Fig. 4には示さず)に加えて、ワックスと共にした吸収ピークが観察された。その吸光度は、各塗料のロッ

トや塗料条件によって変化することになるので、高精度で管理分析を行うには、塗膜表面からワックスだけを抽出分離して定量する必要があることがわかった。

### 3.1.2 ワックス抽出溶媒の選択

#### (1) アウターワックスの抽出溶媒

3種類のワックスのヘキサン、四塩化炭素、及びクロロホルム溶媒に対する溶解性を調査した。その結果、いずれのワックスも少なくとも  $1\text{mg}/\text{cm}^3$  まで完全に溶解でき、この範囲ではどの溶媒を用いても良いことが確認された。

しかしながら、ヘキサン及びクロロホルムは  $2927\text{cm}^{-1}$  に吸収を与えるので、この吸収のない四塩化炭素が抽出溶媒として最適と考えられる。

#### (2) インナーワックスの抽出

ワックス未塗布の各々4種類の塗装板をヘキサン、四塩化炭素及びクロロホルムのそれぞれにより抽出して得た試料溶液のIR吸収スペクトルを、Fig. 5(A, B, C)に示す。Fig. 5(A)に示したように、ヘキサンによる第一回抽出では波数  $2927\text{cm}^{-1}$  及び  $2850\text{cm}^{-1}$  にわずかに吸収を示したが、第二回抽出では認められなかった。四塩化炭素による抽出もFig. 5(B)に示したように、ヘキサンと同様の結果を示した。これらのいずれも第一回抽出のわずかな吸収は、塗膜表面にブルーミングしたインナーワックスに起因すると考えられた。エポキシ/フェノ-

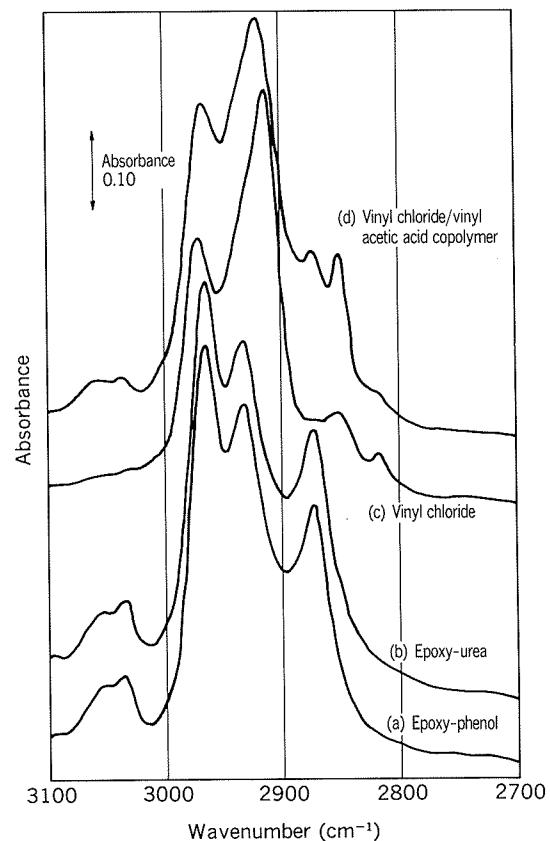


Fig. 4 Expanded FT-IR spectra of lacquer coatings at the wavenumber from  $3100$  to  $2700\text{cm}^{-1}$ .

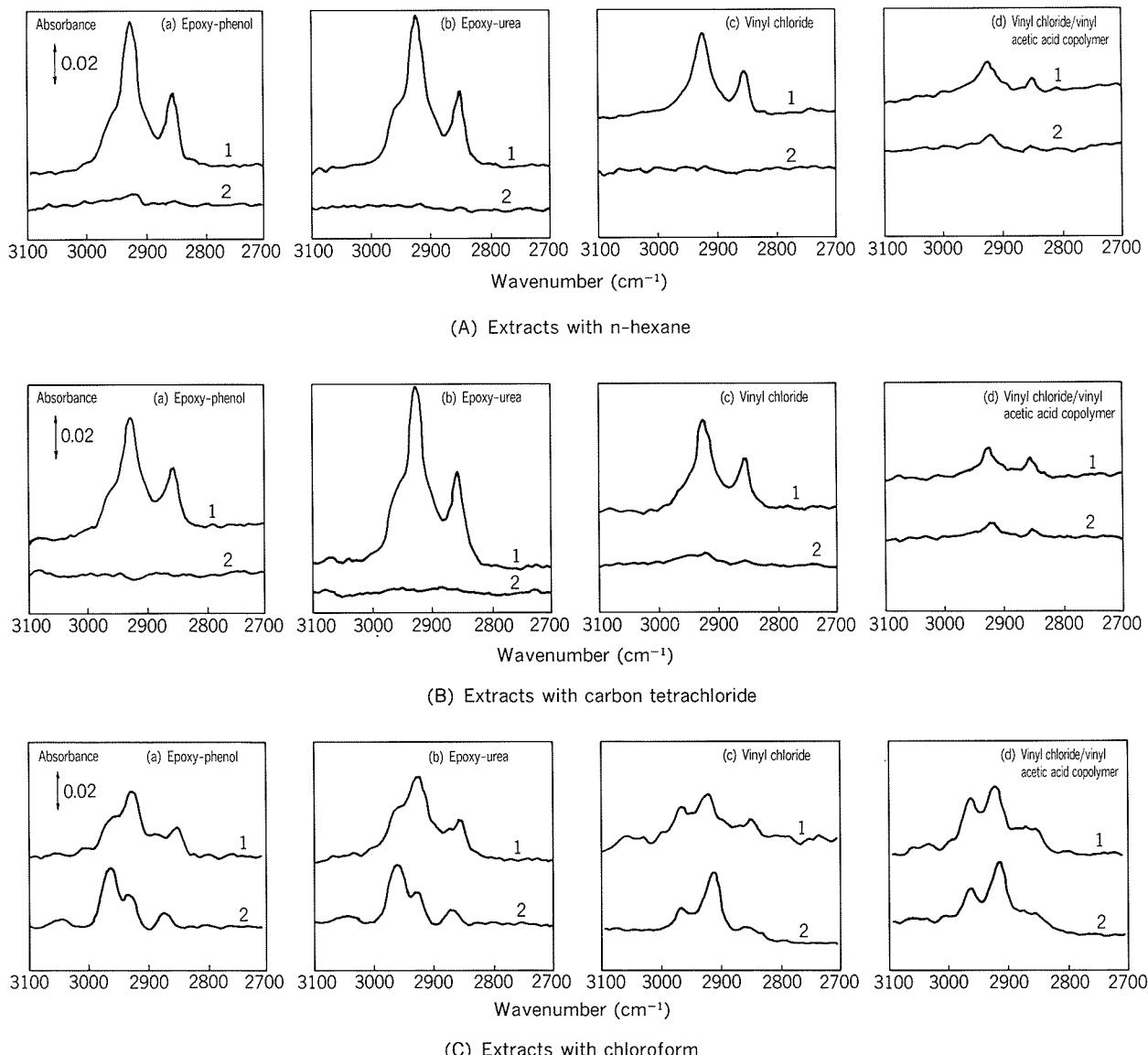


Fig. 5 Expanded FT-IR spectra of extracts from lacquers.

ル系塗装板表面をヘキサン、及び四塩化炭素により抽出した第一回抽出試料溶液のIR吸収スペクトルには、Fig. 1 (b) のスペクトルのように、 $1150\text{--}1200\text{cm}^{-1}$ にエステル固有の吸収帶 (Fig. 5 (A-a) 及び Fig. 5 (B-a) には示さず) が認められ、インナーワックスはラノリンと思われた。これらの結果から、塗膜表面にブルーミングしたインナーワックスが、アウターワックスと同時に抽出されるようであり、条件が一定であれば、抽出量はほぼ一定であった。

クロロホルムにより抽出した試料溶液 (四塩化炭素可溶成分) については、Fig. 5 (C) に示したように、波数 $2927\text{cm}^{-1}$ に接近して、塗膜の溶解に係わると思われる吸収がいくつか認められたので、適切でなかった。

### 3.1.3 抽出溶媒と塗膜の溶解性

抽出溶媒は、容易にワックスを溶解することの他に、塗膜を犯さないことが必要である。Fig. 5 (A, B, C) に

示した結果から、塗膜上ワックスの抽出溶媒としては、ヘキサンまたは四塩化炭素が適切である。ここでは 3.1.2(1) 項で述べたワックス測定波長における溶媒の非吸収性から、四塩化炭素を抽出溶媒に用いることとした (世界的な環境保護の観点から、今後再考しなければならない)。

#### 3.1.4 検量線

3種類のワックスの四塩化炭素溶液を調製し、それぞれ段階的に分取し、四塩化炭素で薄めて定容として標準溶液系列を調製した。各溶液の $2927\text{cm}^{-1}$ の吸光度を測定して作成した検量線を Fig. 6 に示す。パラフィン、ラノリン、密ろうのいずれも良好な直線性を示すが、ワックスの種別によって異なった傾きを持つことが確認された。

#### 3.1.5 定量精度

パラフィンの $125\mu\text{g}$ を、塩ビ-酢ビ共重合体系塗装

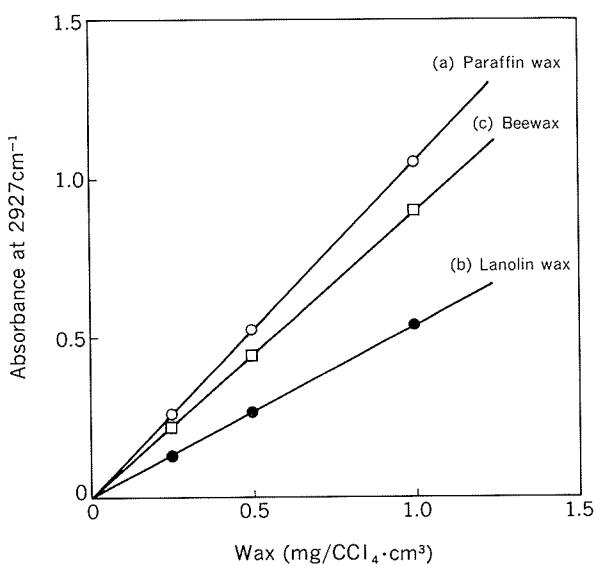


Fig. 6 Calibration curves for waxes.

板 ( $50 \times 50\text{mm}^2$ ) に塗布した塗布試料 35 枚について、2.2.1(1) 項により、パラフィンを抽出して定量した。結果を Fig. 7 にヒストограмで示す。定量精度は、パラフィン塗布量が  $50\text{mg}/\text{m}^2$  のとき相対標準偏差 (RSD) が 5 % 以下であった。これは、通常の重量法の数 10 % に比べて優れており、実操業ラインの管理分析へ十分適用できる精度と考えられる。

また、定量条件におけるインナーワックスの影響は、その抽出量がほぼ一定であったことから、必要に応じて

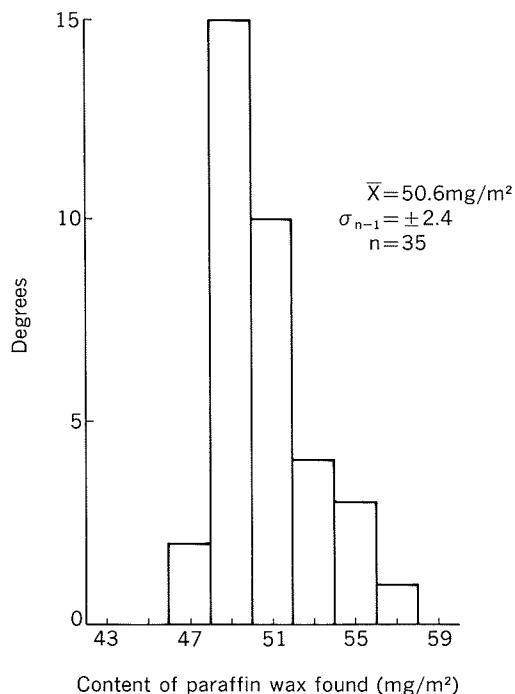


Fig. 7 Histogram of recovery of paraffin wax on copolymer extracted with carbon tetrachloride.

補正することができた。

### 3.2 自動定量装置化実験結果

#### 3.2.1 システム構成

ワックス塗布工程で、ワックス塗布量をオンライン管理分析するために、確立した定量方法の適用を検討した。コイル塗布のアルミニウム合金板より打抜きプレスで塗布試料を採取後、試料板表面のワックスを表裏別々に四塩化炭素で抽出すること、試料溶液をフローセルを用い FT-IR により測定すること、そして測定値を処理する一連の作業の自動化を計った。これらシステムの制御には、パーソナルコンピュータを適用した。

試作装置<sup>5)</sup>の概要を Fig. 8 に示す。打抜きプレスで採取した塗布試料板を 10 枚毎カセットにセットし、定量操作をスタートすると、塗布試料板 10 枚の片面ずつ計 20 面のワックスを、順次自動的に抽出し、その量を測定し、表示・記録させることができる。

#### 3.2.2 管理分析への応用

試作装置をオンラインでワックス塗布量の管理分析に適用した。その結果、1 サイクル（塗布試料板 10 枚、片面ずつ計 20 面）の定量時間は、約 1.5ks (25min) であった。また、定量精度は相対標準偏差 (RSD) で 5 % 以下であった。

従来の定量方法に比べ、迅速、かつ、優れた精度で、ワックス量の定量が可能となった。試作装置を実用し、ワックス塗布量の片面ずつの測定を行って、塗布板のワックス塗布量の管理に寄与することができた。

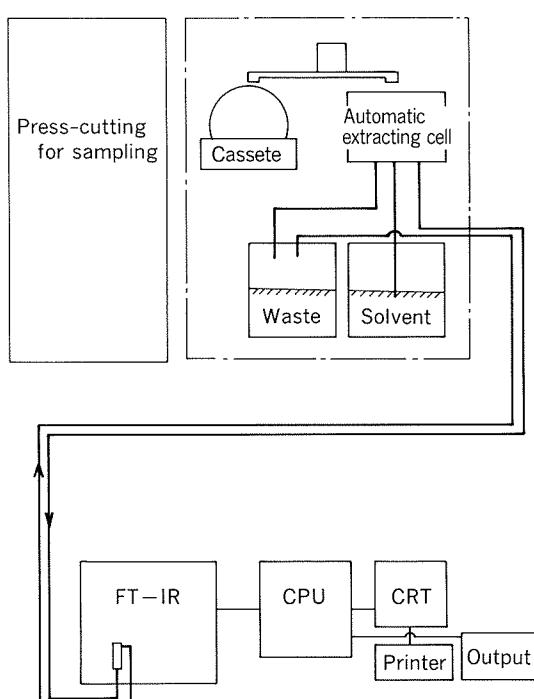


Fig. 8 Schematic figure of measurement system of wax on lacquering.

#### 4. 結 言

塗装アルミニウム合金板表面のワックス量の定量方法として、FT-IR法の適用を検討した。その結果、次の知見を得た。

(1) 塗装板表面のワックス抽出溶媒は、エポキシ／フェノール系、エポキシ／尿素系、塩ビオルガノゾル系及び塩ビ－酢ビ共重合体系塗膜について、四塩化炭素が適當と考えられた。

(2) パラフィン、ラノリン及び密ろうの各ワックスは、いずれも波数  $2927\text{cm}^{-1}$  (C-H伸縮振動) の吸光度により定量が可能であった。

(3) 定量精度は、アウターワックス塗布量が  $50\text{mg}/\text{m}^2$  のとき、相対標準偏差 (RSD) で 5 %以下であった。

(4) ワックスの自動定量装置を試作して、ワックス塗布量のインライン管理分析に実用した。

迅速、そして優れた精度で、ワックス塗布量の管理に寄与することが出来た。

なお、本装置の開発に関しては、富士電機株式会社東京工場計測機器部殿のご協力を得た。ここに、厚くお礼申し上げる。

#### 文 献

- 1) 小林誠七、渡辺芳樹、塗装技術、10 (1985), 80.
- 2) 平井亀雄：第67, 68回西山記念技術講座、「潤滑剤の進歩と応用」(1980).
- 3) 府瀬川建蔵：ワックスの性質と応用、幸書房 (1984).
- 4) 原崎勇次：コーティング工学、横書房 (1986).
- 5) 住友軽金属工業(株)、富士電機(株)：特許出願中

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS (Title No. R-361)

技術資料

Superplasticity of Aluminium Alloys\*

Hideo Yoshida \*\*, Masaki Kumagai \*\* and Shin-ichi Matsuda \*\*

住友軽金属工業株式会社技術研究所

# Superplasticity of Aluminium Alloys\*

Hideo Yoshida\*\*, Masaki Kumagai\*\* and Shin-ichi Matsuda\*\*

It has been known that Al-Zn-Mg-Cu (AA7475) and Al-Li (AA8090, 2090) alloys with controlled structure have superplasticity at high temperature. In 7475 alloys, a new TMT (thermomechanical treatment) to obtain fine grain was developed by authors. This process includes solution treatment, slow cooling from high temperature, cold rolling and rapid heating. Large second phase particles (approximately  $1\text{ }\mu\text{m}$  in diameter) precipitate during slow cooling. Homogeneous deformation occurs during cold rolling because of the dispersion of the large particles. As a result, homogeneous substructures are formed and these substructures become fine recrystallized grains during rapid heating. The grain size becomes less than  $10\text{ }\mu\text{m}$  in case of the reduction of cold rolling, 90%. Strain rate sensitivity,  $m$ -value is the highest in the range of  $10^{-3}$  to  $10^{-4}\text{s}^{-1}$ . Al-Li alloys have excellent superplasticity compared with 7475 alloy. The highest  $m$ -value is obtained in the range of  $10^{-2}$  to  $10^{-3}\text{s}^{-1}$  in 8090 alloy sheet produced by controlled rolling. Further this sheet has isotropy in tensile properties at both high temperature and room one. Recently P/M alloy designated as SUMITOMO PA701 containing high content of Zr has been developed. This alloy sheet is possible to form at  $10^{-1}\text{s}^{-1}$  and the elongation is more than 1500% in L and LT directions.

## 1. Introduction

Al-Zn-Mg-Cu alloy, 7475 and Al-Li alloys has been well known as superplastic aluminium alloys. Superplastic forming enables weight reduction and cost saving in aeroplane and aerospace structures since integrated component is possible to be formed superplastically at a time. In this paper, first, the characteristics of the TMT and superplasticity of 7475 and Al-Li alloys are described. Secondly, the characteristics of a new superplastic P/M alloy PA701 developed by authors are introduced. Finally, the examples of superplastic forming are shown.

## 2. 7475 Alloy

Grain refinement of aluminium alloy sheet is required to obtain superplasticity. For the grain refinement of 7475 alloy, the TMT developed by Wert et al.<sup>1)</sup> is well known. This process

includes solution treatment, overaging at high temperature ( $673\text{K} \times 28.8\text{ks}$ ) followed by water quench, warm rolling at  $493\text{K}$  and finally rapid heating. However, it is difficult to apply the above TMT to our commercial manufacturing process. Therefore a new TMT shown in Fig. 1 was developed by authors<sup>2)</sup>. In this process, large second-phase particles (approximately  $1\text{ }\mu\text{m}$  in diameter) are precipitated during slow cooling (less than  $0.2\text{K/s}$ ) from high temperature in the range from  $673$  to  $753\text{K}$  like Fig. 2.

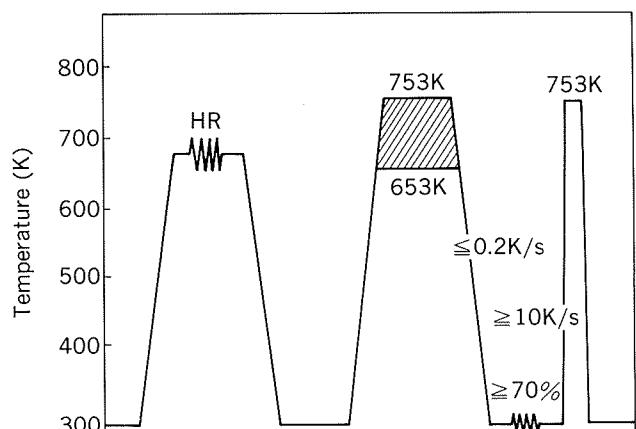


Fig. 1 Thermomechanical treatment to obtain fine grains in 7475 alloy.

\* This paper was presented in the First Japan International SAMPE Symposium and Exhibition, Nippon Convention Center, Nov.28-Dec.1, (1989).

\*\* Technical Research Laboratories, Metallurgical Technology Department.

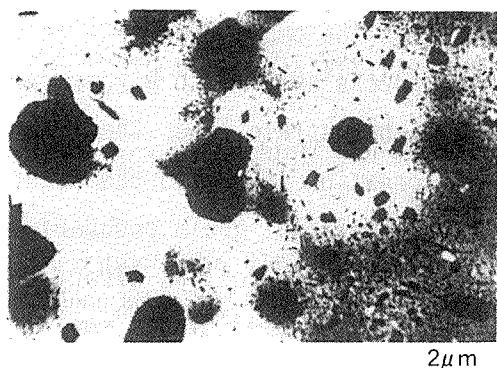


Fig. 2 Large particles (AlZnMgCu) phase precipitated during furnace cooling from 673K.

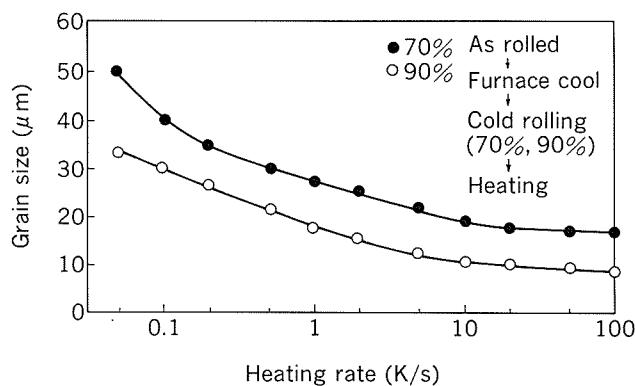


Fig. 3 Effect of heating rate and the reduction of cold rolling on grain size.

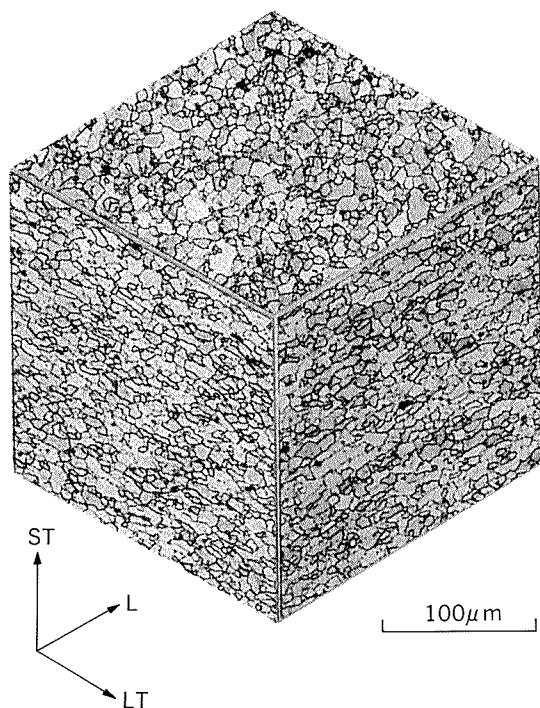


Fig. 4 Microstructure observed from three directions in 7475 alloy with fine grains.

After precipitation, heavily cold rolling (more than 70% in the reduction of thickness) are carried out followed by rapid heating (more than 10K/s). The effects of the reduction of cold rolling and heating rate on grain size are shown in Fig. 3. The higher the reduction or the larger the heating rate is, the finer the grain becomes. The reason why the fine grains are obtained is that substructures (dislocation cells, subgrains and so on) are formed homogeneously around the large second-phase particles during heavily cold rolling, and the growth of these substructures is inhibited by precipitation of solute atoms (Cu, Mg, Zn at low temperature, Cr at high temperature) during heating<sup>3)</sup>. In slow heating, grain growth occurs because solute atoms like Cu, Mg and Zn precipitate and coagulate, while Cr atoms do not precipitate during heating. The microstructures of 7475 sheet produced in our process is shown in Fig. 4. The grain size is 8 or 9  $\mu\text{m}$  in L-LT cross section and 6  $\mu\text{m}$  in a short transverse direction. The flow stress and *m*-value of this sheet are shown in Fig. 5. This

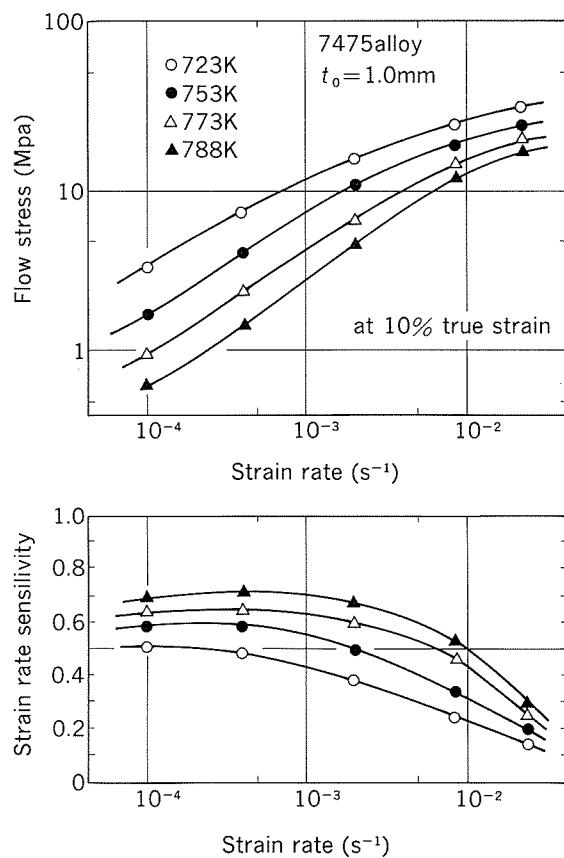


Fig. 5 Flow stress and *m*-value of superplastic 7475 alloy.

sheet exhibits the splendid superplastic properties at 773 K or over. The peak of  $m$ -value is about 0.7 at 788 K in the strain rate,  $10^{-4}$  to  $10^{-3} \text{ s}^{-1}$ . The elongation to failure is more than 600% in this condition. The cavitation is inhibited by pre-heating at high temperature as shown at Fig. 6<sup>2)</sup>.

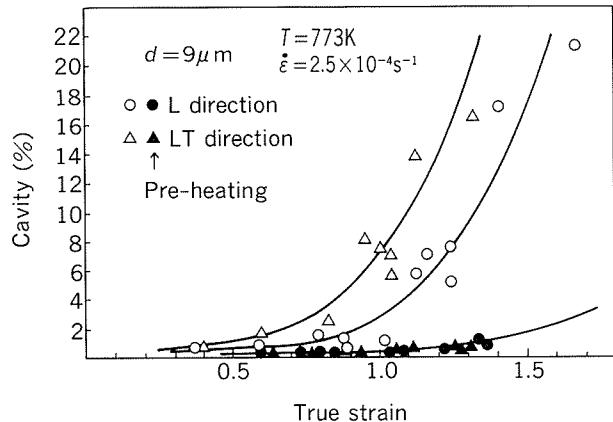


Fig. 6 Effect of pre-heating at high temperature on cavitation in 7475 alloy.

( $d$ : grain size in L-LT cross section)  
( $\dot{\varepsilon}$ : initial strain rate)

### 3. Al-Li alloys

Al-Li alloys have low density and high modulus compared with conventional aluminium ones. There are two kinds of typical Al-Li alloys, which are Al-Cu-Li-Zr, 2090 and Al-Li-Cu-Mg-Zr, 8090. The quench sensitivity of these alloys are shown in Fig. 7 compared with 7475<sup>4,5)</sup>. In these alloys, 8090 is less sensitive to quench than the other alloys. Therefore air cooling is possible after SPF (superplastic forming). The 8090 alloy sheet produced in the same TMT process of 7475 al-

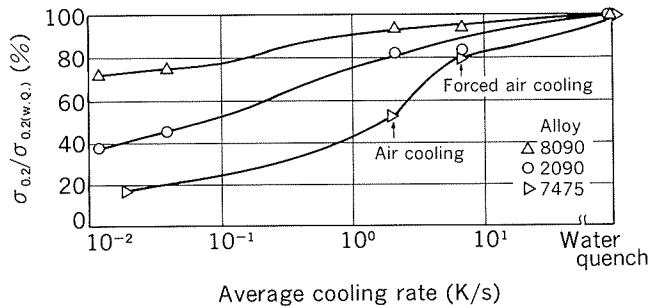


Fig. 7 Effect of cooling rate from solution heat treatment on yield strength ( $\sigma_{0.2}$ ) of Al-Li alloys and 7475 alloy.

(Al-Li alloy : 793K×3.6ks→peak aging  
7475 : 755K×2.4ks→393K×86.4ks aging)

loy had more than 600% in elongation to failure at 773K and  $10^{-3} \text{ s}^{-1}$  in L-direction<sup>6)</sup>. The above 8090 alloy sheet did not recrystallize easily at high temperature. Dynamical recrystallization occurred at the early stage of superplastic deformation. However, elongation in LT-direction is smaller than that in L-direction shown in Fig. 8, that is, anisotropy in elongation occurred<sup>7)</sup>. A new process was developed by controlling precipitation of second-phase particles and rolling condition to reduce the anisotropy. In 8090 alloy,  $T_2$  ( $\text{Al}_6\text{Cu}(\text{Li},\text{Mg})_3$ ) -phase precipitates at approximately

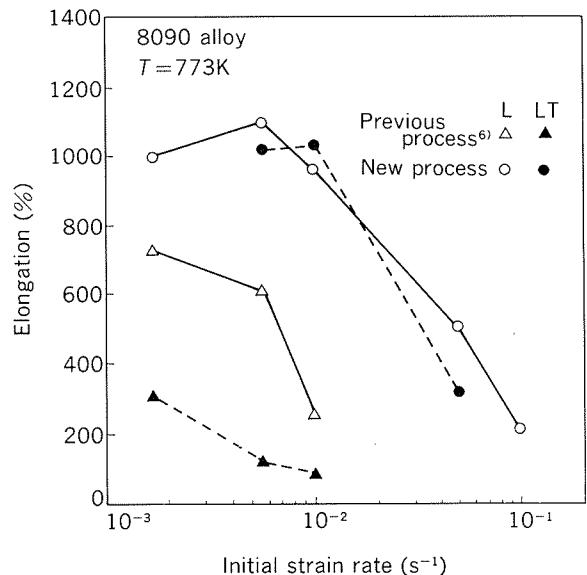


Fig. 8 Elongation to failure versus initial strain rate.

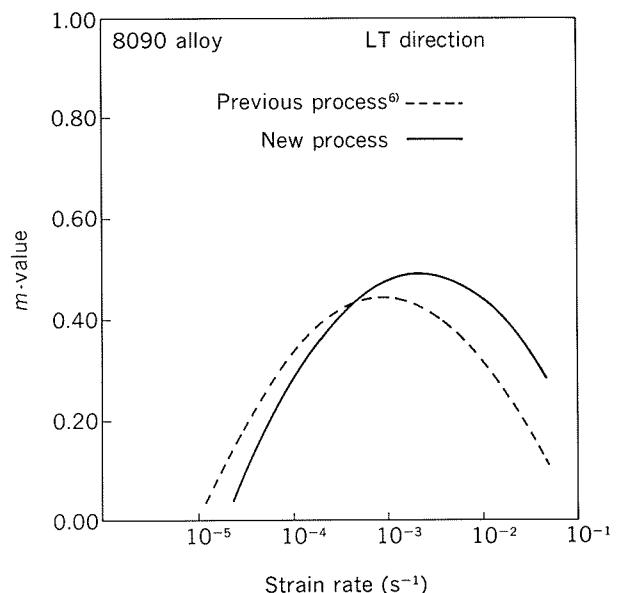
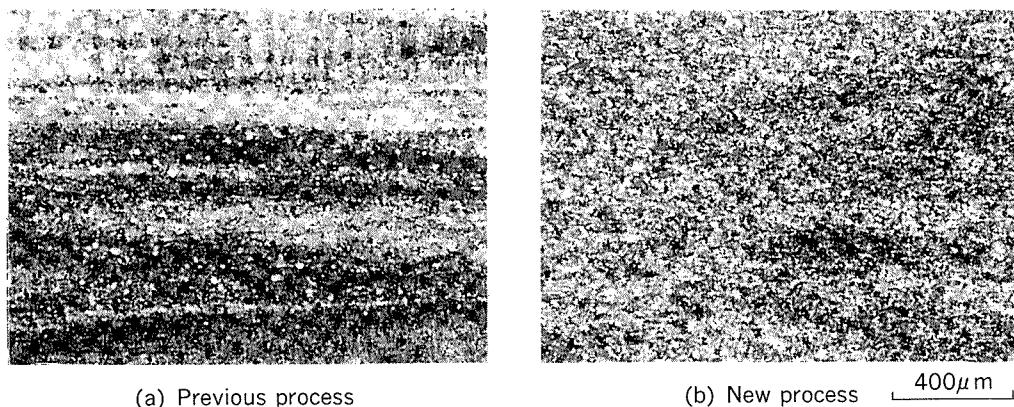


Fig. 9 Comparison of  $m$ -value between previous process and new process.



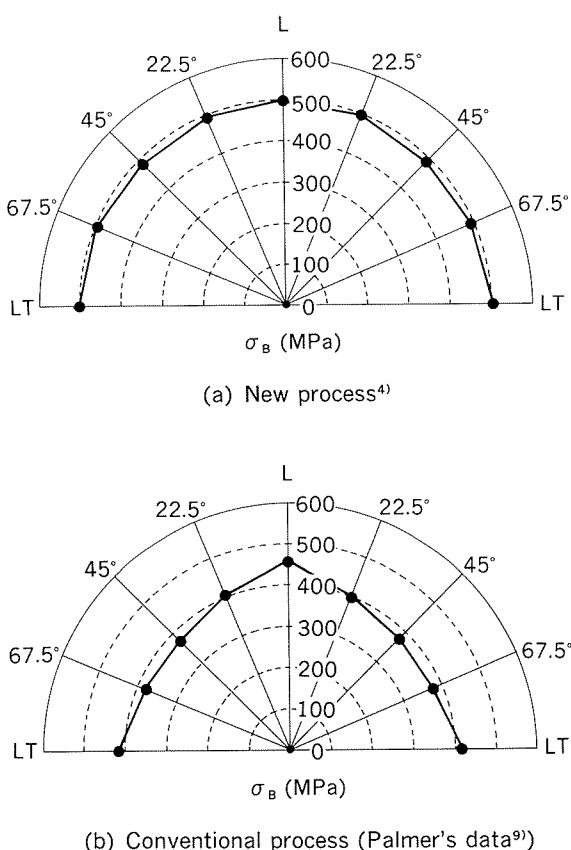
**Fig. 10** Comparison of microstructures of 8090 alloy sheet after 773K×0.3ks W. Q. between previous process<sup>6)</sup> and new process<sup>7,8)</sup>.

573K. Consequently, isothermal rolling at 573 K after precipitation of T<sub>2</sub>-phase was examined. The sheet produced by this process has isotropy in elongation at high temperature. About 1000 % in elongation was obtained at 773K and even at 10<sup>-2</sup> s<sup>-1</sup> shown in Fig. 8. Fig. 9 shows the peak of *m*-value in the new process shifted to higher value and higher strain rate. The isotropy in elongation is due to the disap-

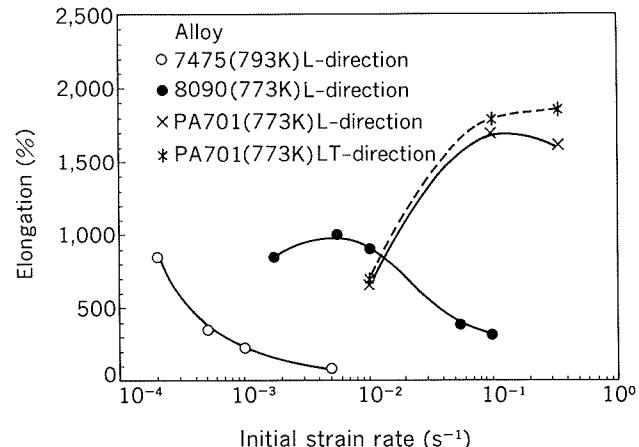
pearance of original grain boundaries elongated along rolling direction in the sheet produced by the new process, shown in Fig.10<sup>10)</sup>. Further this sheet tempered in T6 has isotropy in tensile strength shown in Fig.11. In this figure, Palmer's result<sup>9)</sup>, which indicates anisotropy in tensile strength, is also shown.

#### 4. PA701 P/M alloy

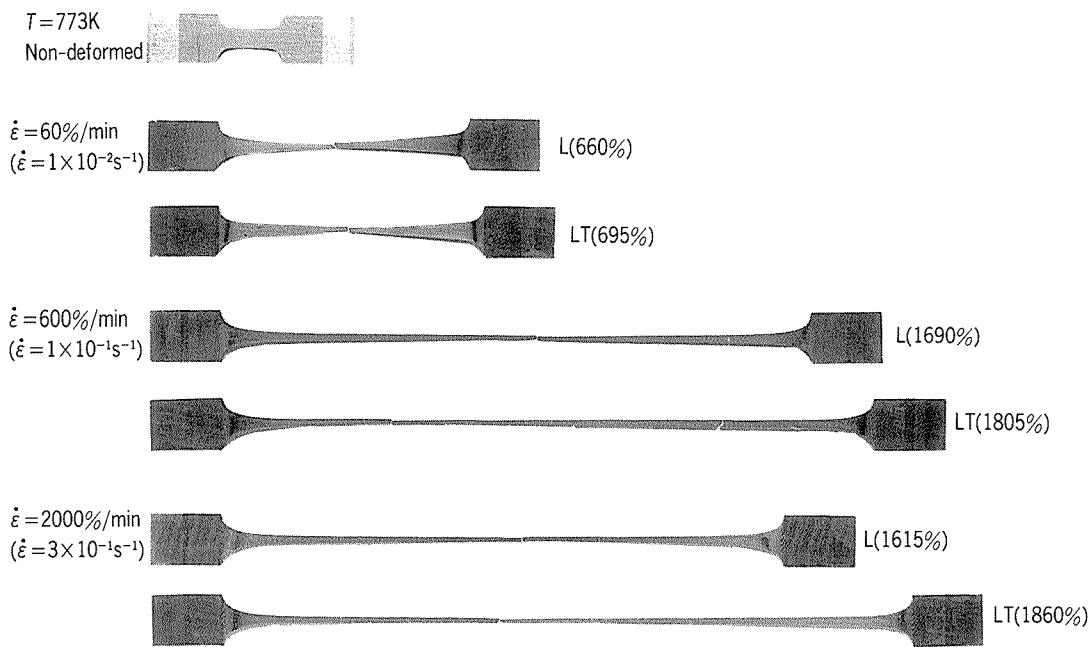
Recently a new superplastic P/M alloy PA701, which is trade mark in SUMITOMO LIGHT METAL, has been developed. PA701 has high content of zirconium in Al-Zn-Mg-Cu alloy. This alloy sheet is produced by powder metallurgy with rapidly solidified powder. The sheet with controlled structure has superplasticity in 10<sup>-1</sup> s<sup>-1</sup>, which strain rate is 100 or more times higher than that of 7475. The elongation in this strain rate is more than 1500% in L and LT directions shown in Fig.12, compared with



**Fig. 11** Tensile strength of 8090 alloy sheets as a function of orientation.



**Fig. 12** Superplastic elongation vs. initial strain rate of PA701 alloy compared with 7475 and 8090 alloys.



**Fig. 13** Specimens of PA701 deformed superplastically at 773K in various strain rate.

7475 and 8090 alloy sheets. **Fig.13** shows the specimens before and after tensile test at 773K. The tensile and yield strength in T6 temper are 647MPa and 588MPa respectively.

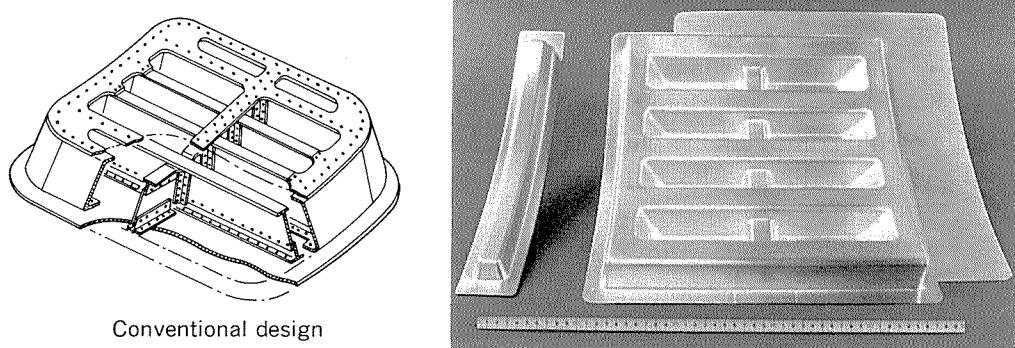
### 5. Superplastic forming

Superplastic forming has the advantages of weight reduction and cost saving compared with conventional fabrication process<sup>2)</sup>. **Fig.14** exhibits integrated door model formed superplastically from 7475 alloy sheet. A conventional structure (**Fig.14**, left) has 45 parts and 400 rivets, while the SPF structure has 3 parts and 80 rivets. In this SPF, 15% in weight reduction and 30% in cost saving were achieved<sup>10)</sup>. The

tensile properties of 7475 alloy after SPF are as follows :

tensile strength 556MPa, yield strength 490 MPa, elongation 14.0% in T6 temper.

Cavitation was inhibited by applying back pressure. **Fig.15** shows flow stress versus strain rate of 8090 sheet<sup>10) 11)</sup>. In a strain rate,  $1.5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ , the flow stress becomes 6MPa. In the effective stress, 6MPa, it was found that cavitation was prevented by applying back pressure, which requires more than 40% of the effective stress, shown in **Fig.16**. On the basis of the above data, 1/3 scale model of a door panel was fabricated by SPF and adhesive bonding exhibited in **Fig.17**. The pattern of gas pressure is also shown in **Fig.17**. The



**Fig. 14** Integrated door model fabricated by superplastic forming with 7475 alloy sheet.

tensile properties of 8090 after SPF are as follows :

tensile strength 468MPa, yield strength 366 MPa, elongation 10.8% in T6 temper.

In comparison with the strength of 7475, the specific strength of 8090 is almost equivalent to that of 7475.

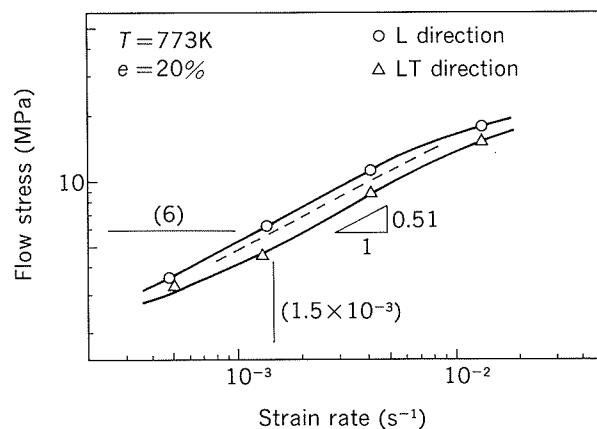


Fig. 15 Flow stress versus strain rate of 8090 alloy sheet at 773K.

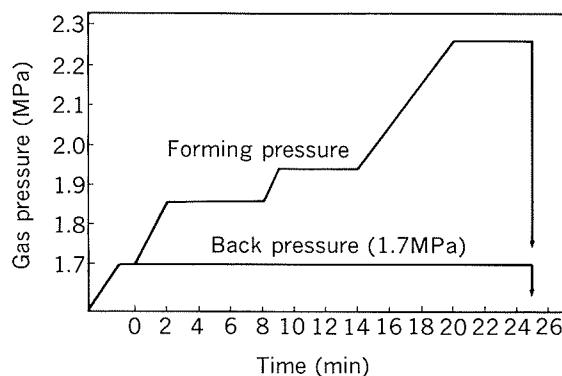


Fig. 17 1/3 scale model of a door panel fabricated by superplastic forming and adhesive bonding and the pattern of gas pressure.

## 6. Conclusion

The characteristics of thermomechanical treatment and superplasticity of 7475, Al-Li alloys and PA701 P/M alloy were investigated. In 7475 alloy, a new process containing intermediate annealing, cold rolling and rapid heating was developed by authors. The optimum strain rate in 7475 alloy sheet is  $10^{-4}\text{ s}^{-1}$  to  $10^{-3}\text{ s}^{-1}$ . The superplasticity of 8090 alloy sheet produced in toe above process is obtained at higher strain rate than that of 7475. However anisotropy in superplastic elongation occurred. To prevent anisotropy, rolling at 573K, at which

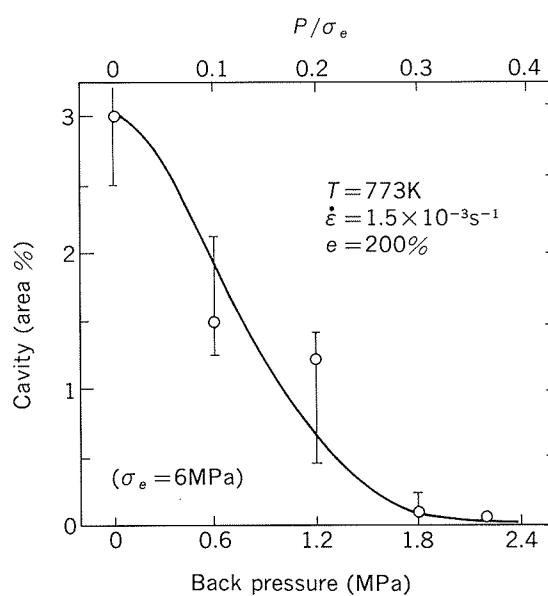
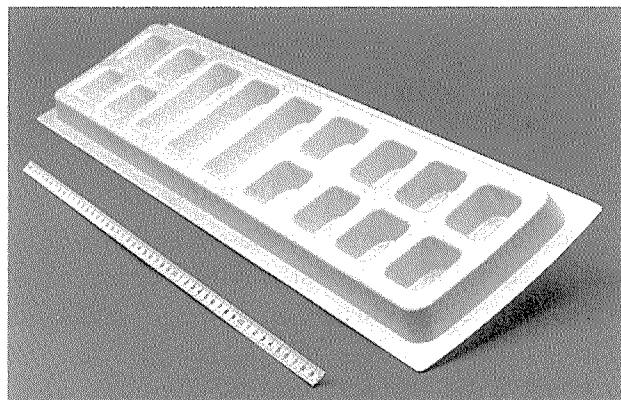


Fig. 16 Effect of back pressure on cavitation of 8090 alloy sheet.



secondphase particles precipitate, is required. The highest  $m$ -value in 8090 alloy sheet produced by controlled rolling exists in the strain rate,  $10^{-3}\text{ s}^{-1}$  to  $10^{-2}\text{ s}^{-1}$ . A new developed PA701 P/M alloy has superplasticity in the range of  $10^{-1}\text{ s}^{-1}$ , which strain rate is 100 or more times higher than that of 7475 alloy sheet. In SPF, cavitation is reduced by applying back pressure.

**Acknowledgement :** This work, particularly, SPF of 7475 and 8090, was collaborated with Mitsubishi Heavy Industries, Ltd., supported by the Society of Japanese Aerospace Companies (SJAC).

## References

- 1) J. A. Wert et al., Metall. Trans., **12A** (1981), 1267.
- 2) Rep. of Advanced Aircrafts Technical Develop Center : The Soc. of Japanese Aerospace Companies, Inc., No.802 (1984), No.901 (1985), No.6001 (1986).
- 3) H. Yoshida et al., Trans. of JIM, **27** (1986), 875.
- 4) Rep. of Advancement in Industries of Aircraft Parts and Materials : The Soc. of Japanese Aerospace Companies, Inc., No.105 (1987), No.205 (1988), No.307 (1989).
- 5) S. Hirano, H. Yoshida and T. Uno : *ALUMINUM-LITHIUM ALLOYS*, ed. by T. H. Sanders, Jr. and E. A. Starke Jr., Proc. of the Fifth Int. Aluminium-Lithium Conf., MCEP, (1989), 335.
- 6) H. Yoshida et al., *4th Int. Al-Li Conf.*, ed. by G. Champier et al., *J. de Physique*, (1987), C3, 269.
- 7) H. Yoshida, H. Tanaka, S. Tsuchida, T. Tsuzuku and A. Takahashi : *ALUMINUM-LITHIUM ALLOYS*, ed. by T. H. Sanders, Jr. and E. A. Starke Jr., Proc. of the Fifth Int. Aluminium-Lithium Conf., MCEP, (1989), 335.
- 8) H. Yoshida, H. Tanaka and S. Tsuchida : *J. Japan Inst. of Light Metals*, **39** (1989), 824.
- 9) I. G. Palmer, W. S. Miller, D. J. Lloyd and M. J. Bull : *Al-Li III*, ed. by C. Baker et al., *The Inst. of Metals* (1986), 565.
- 10) T. Tsuzuku and A. Takahashi : *J. Japan Inst. of Light Metals*, **39** (1989), 824.
- 11) Superplastic aluminium alloys and applications for aircraft and aerospace : Catalogue, H900-10622, Sumitomo Light Metal Industries, Ltd. and Mitsubishi Heavy Industries, Ltd., (1989).

技術資料

アルミニウム合金押出形材における最近の高精度化\*

安 保 満 夫\*\* 田 中 康 之\*\*\*

Recent Development of Miniture Aluminium  
Alloy Extrusion Technology

Mitsuo Abo and Yasuyuki Tanaka

---

住友軽金属工業株式会社技術研究所

# アルミニウム合金押出形材における最近の高精度化\*

安 保 満 夫\*\* 田 中 康 之\*\*\*

## Recent Development of Miniture Aluminium Alloy Extrusion Technology

Mitsuo Abo and Yasuyuki Tanaka

Miniture aluminium extrusions, so called "Microshape", has been produced with most precise specifications. This review describes introduction of "Microshape", and some technologies of precise extrusion are shown briefly.

### 1. 緒 言

アルミニウム製品を製造する重要な塑性加工法の一つとして、押出加工法がある。他の金属では真似のできない複雑な断面形状の形材でも、押出ダイス（金型）や製造条件を適正に設定することができれば、比較的容易に得ることができる。これまでの押出製造技術は、このような加工性の良さから押出工場での経験則が基礎となり、塑性変形理論に頼ることなく確立してきたと言える。

ところで、今日の好景気に支えられ、わが国のアルミニウム製品の総需要は増大し、その中に占める押出製品の割合は30%強で、1989年には114万トンに達している。このような背景のもとに、アルミニウム押出業界は活況を呈しており、各社生産能力を越える程の受注量をかかえているのが実状で、大型押出機の増設や既設設備の改造などが盛んに行われている。

一方、“軽薄短小”という言葉が使われて久しくなるが、押出製品においても例にもれず、小型薄肉化、さらには、押出形材断面寸法の高精度化の要求が強まってきている。上述のように生産の繁忙な中で、加工上難度の高い高付加価値品の製造に、一部目が向けられてきた。当社では、これに相当する精密押出形材を“マイクロシェイプ”という商品名で市場に送り出している。当然、従来の製造条件のままでは得られにくいものばかり

であり、今後の検討課題も含めて以下に紹介する。

### 2. マイクロシェイプ形材

マイクロシェイプ形材の代表例として図1に断面写真を示す。スライド式化粧ケース、ガイドレール材、熱交換器材、嵌合せ方式の装飾部材等である。合金の種類にこだわらず、アルミニウムから中高強度アルミニウム合金までのすべてを対象としている。先端技術の発達とともに、あらゆる分野の製品が精密化、小型化され、そこ

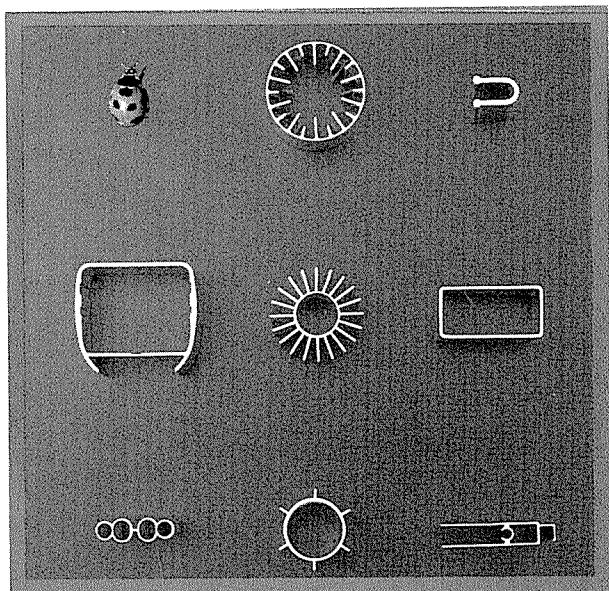


図1 マイクロシェイプ形材

\* 軽金属学会第36回シンポジウム（1989年3月6日、於・東京）で発表

\*\* 技術研究所プロセス研究部

\*\*\* 名古屋製造所管棒製造部

表1 マイクロシェイプの製造範囲

区分	合 金	最小肉厚 (mm)	最小断面積 <sup>(1)</sup> (mm <sup>2</sup> )
I	1050, 1100, 3003, 6061 6063 (低・中强度合金)	0.5	20
II	5083, 2024, 7075 (中・高强度合金)	0.9	110

注:(1)多孔押出の場合は総面積

表2 マイクロシェイプ形材寸法公差例  
(表1の区分Iに適用)

記号	寸法 (mm)	寸法許容差 (mm)	
		JIS特殊級	マイクロシェイプ
A	2.54	±0.15	±0.07
B	1.78	±0.15	±0.07
C	3.23	±0.19	±0.07

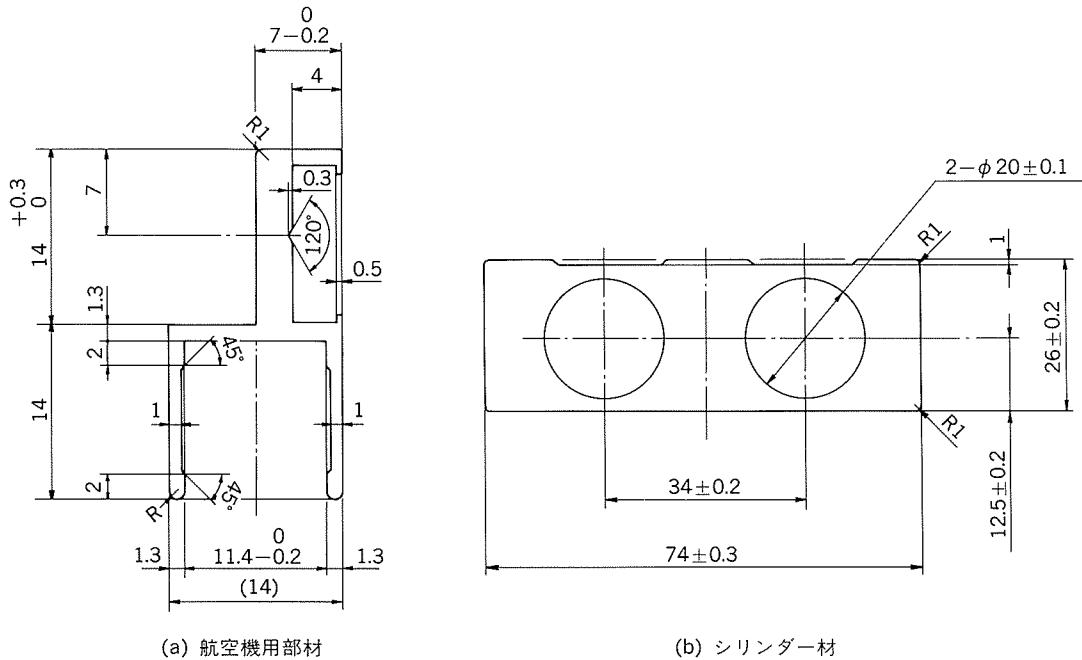


図2 マイクロシェイプ形材寸法及び公差

に使われる部品も小型薄肉形材を求められる。また、徹底した合理化によるコストダウンにより、フライス加工等の機械加工が省ける高精密な押出形材が要求されている。

表1にマイクロシェイプ形材の製造範囲を示す。代表的な寸法公差の例は表2に示し、JIS特殊級で規定される公差の $\frac{1}{2}$ 程度の値となっている。図2には、航空機用部材並びにシリンダ材の形状寸法と各部位の寸法公差の例を示す。ホロ一部芯間距離、真円度、内面粗さ等に対して、いずれも厳しい数値を求められている。

### 3. 寸法精度向上のための要因

押出加工では、図3に示すような製品毎に対応する孔形状(オリフィス)を持つ押出ダイスを用いれば、単一の加工工程で最終製品形状を得ることができる。しかし、一般に加工度は高く、673K～773Kでの熱間加工であるため、加工中の温度変化や工具の変形等が押出形材寸法精度に影響を及ぼし易い。また、形材断面形状は複雑で

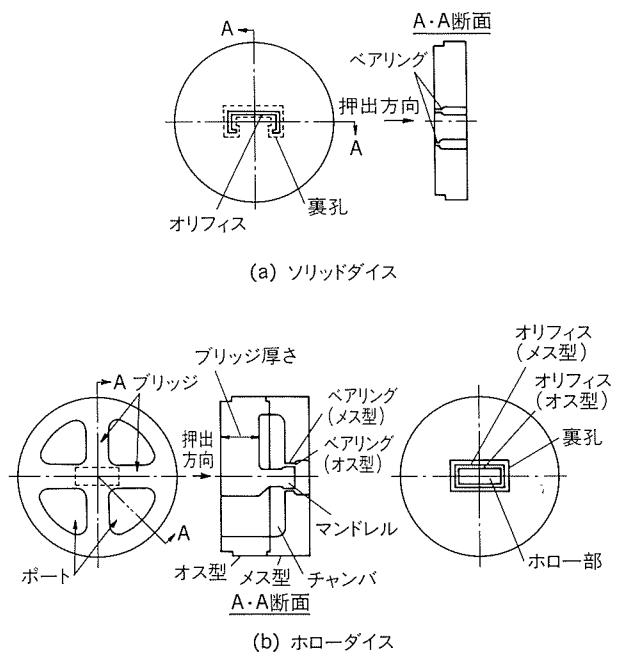


図3 ダイス各部名称

表3 アルミニウム合金の押出性と変形抵抗

合金	押出性指数 <sup>(1)</sup>	変形抵抗 MPa
1050	150	24 (at 673K)
1100	150	24 (at 673K)
3003	100	28 (at 703K)
6063	100	27 (at 703K)
2011	30	39 (at 693K)
5052	60	44 (at 743K)
6061	70	36 (at 783K)
7003	70	41 (at 773K)
7N01	60	43 (at 773K)
2014	20	57 (at 703K)
2024	15	74 (at 703K)
5083	25	55 (at 733K)
7075	10	80 (at 673K)

注：(1) 6063合金の押出性を基準とし、100で評価。100を超えると6063合金より押出性の良いことを表わす。

千差万別であり、さらに表3<sup>1)</sup>に示すように変形抵抗値の異なる合金種類が多く、個々に加工時の変形状態を予測し対処するのは容易ではない。

最も代表的なアルミニウム合金6063について、ソリッド形材を直接押出方式にて加工したときの、加工中のダイスペアリング近傍温度変化を図4<sup>2)</sup>に示す。熱電対を用いての測定であり、実際の押出形材の温度上昇はさらに大きいものと考えられる。これは加工時の変動要因の一つである。このように押出形材の精度を高めるために考慮する必要のある項目を整理したのが図5である。押出加工技術、ダイスを中心とした工具及び設備関係、さらには素材となるビレットの品質等数多くの項目があり、相互に関連する因子であるため、総合的におさえていく必要がある。当社での検討内容について次に述べる。

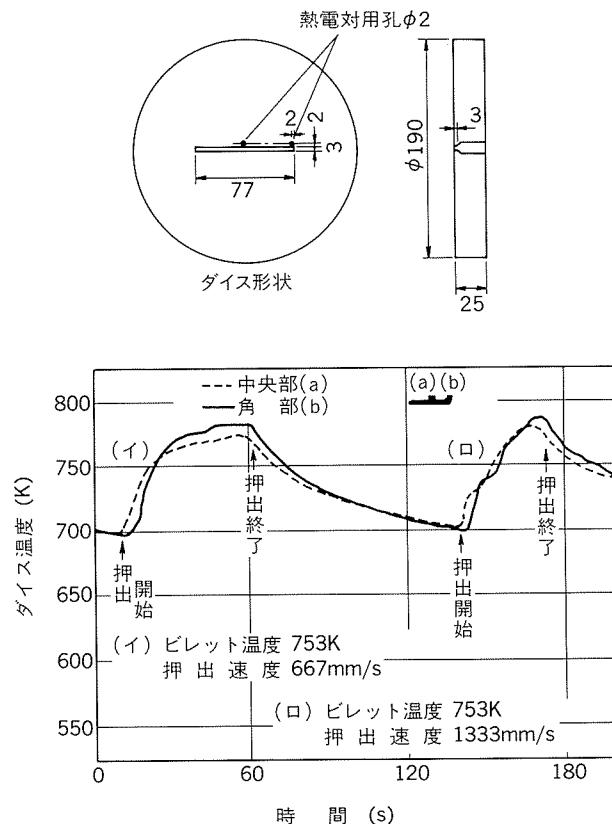


図4 押出中のダイス温度変化

#### 4. 寸法精度向上対策

##### 4.1 ダイス設計・製作

寸法精度を高める上でダイスの役割は重要となる。精度の高い形材を得るには、メタルフローやペアリング部の変形に留意する必要がある。特に、マイクロシェイプ形材に対しては、ダイスの厚みを規定し、オリフィス裏孔形状を厳密に作成し、フローガイド、バッカーモードのダイスに専用のものを準備し対応している。当社では、

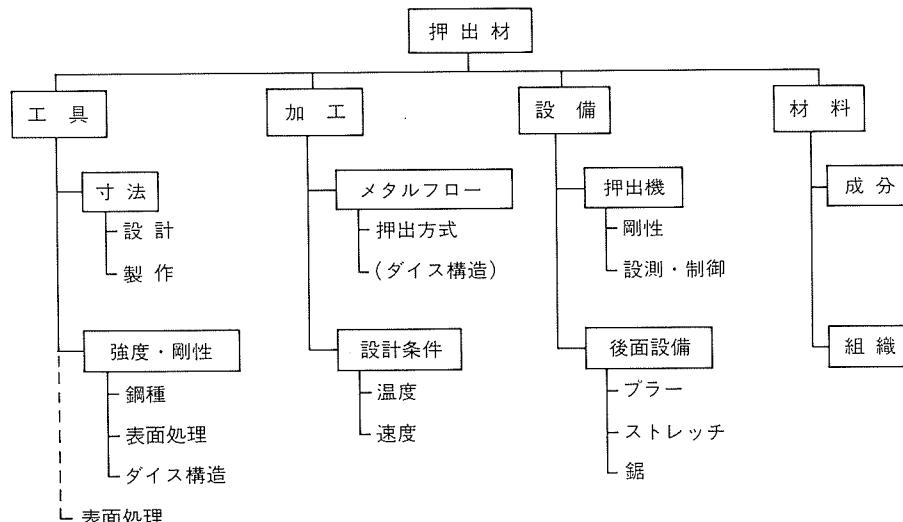


図5 押出形材精度にかかる因子

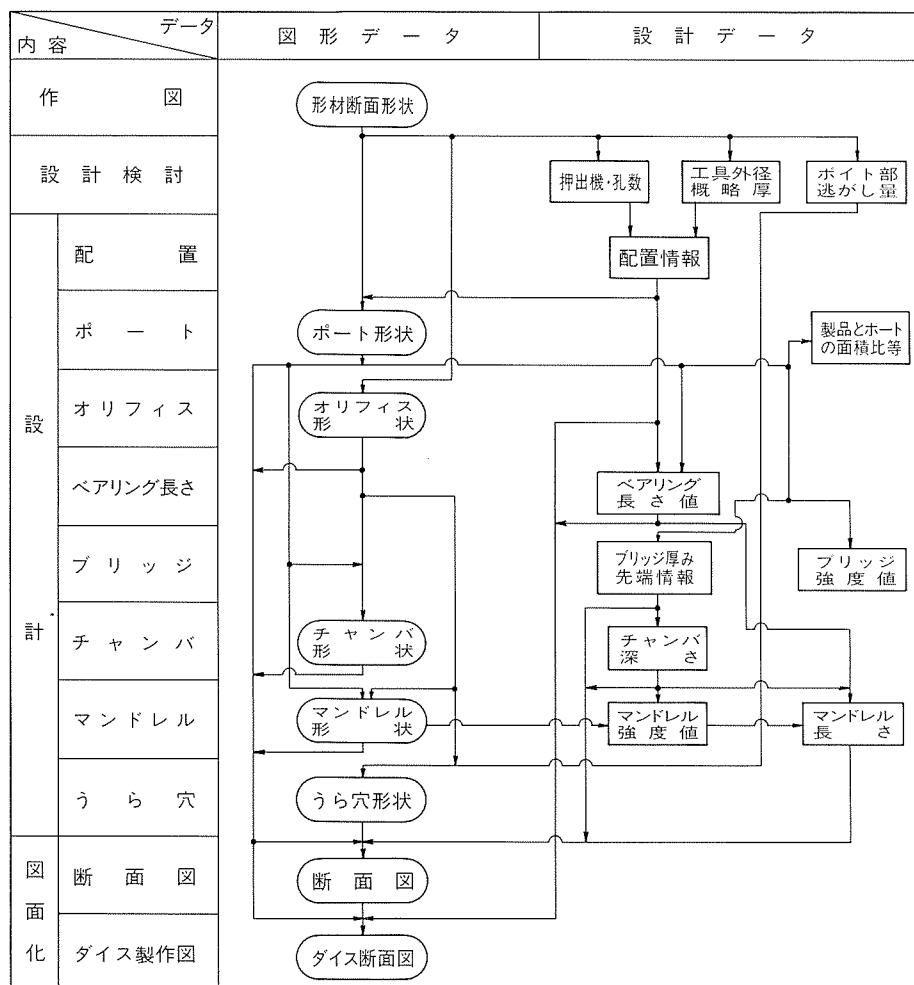


図 6 ホローダイス設計手順

押出ダイス設計手法を標準化した CAD システムを利用してお<sup>り</sup><sup>3)</sup>、これらへの対応が容易となっている。CAD システムによるダイス設計手順を図 6 に示す。前出の図 2 に示したシリンドラ材は、真円度、芯間距離の厳しい精度を要求されており、これらは、ポートの数、形状、大きさのバランス、ブリッジ形状に重点をおいて設計している。なお、押出形材のホロー部の内面粗さ精度も問題視され、マンドレル先端から窒素ガスを吹付けて面の荒れを防いでいる。

一方、ダイスの加工技術は、いかに意図したものを作れるかという点で、さらに重要な要素となる。図 7 に示すベアリング角度や、オリフィス形状の寸法精度、ベアリング面粗さ等は、NC ワイヤカット放電加工機の進歩により一段と向上した。図 8 には、同一孔の 2 孔ダイスにおいて、一方の孔のベアリング角度を変えた時の、相互の材料の流出速度差を調査した結果である。ベアリング角度の微妙な差異が押出性に明確な影響を与えてることが分かり、ベアリング角度は製作上注意の必要な項目であると言える。

また、ワイヤカット後のベアリング面粗さが良くなつたため、製作後の研磨手入れが少なくなっている。手作

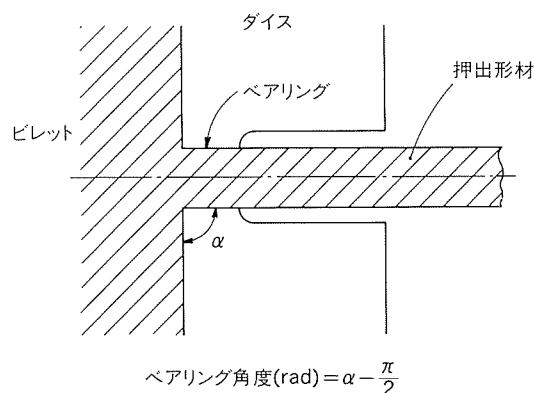


図 7 ベアリング角度

業が入ることによりベアリング角度が変動する、といった不安定要因が減ってきてている。

#### 4.2 押出加工技術

##### 4.2.1 間接押出方法

図 9 に代表的な二つの押出方式を比較して示す。それぞれに長所と短所を持った加工法であるが、間接押出方式の特長はメタルフローの均一性である。図 10<sup>4)</sup> には、同一断面形状の形材をこの両方式にて押出し、得られた押出形材の押出長手方向の寸法変化を示す。いずれも押

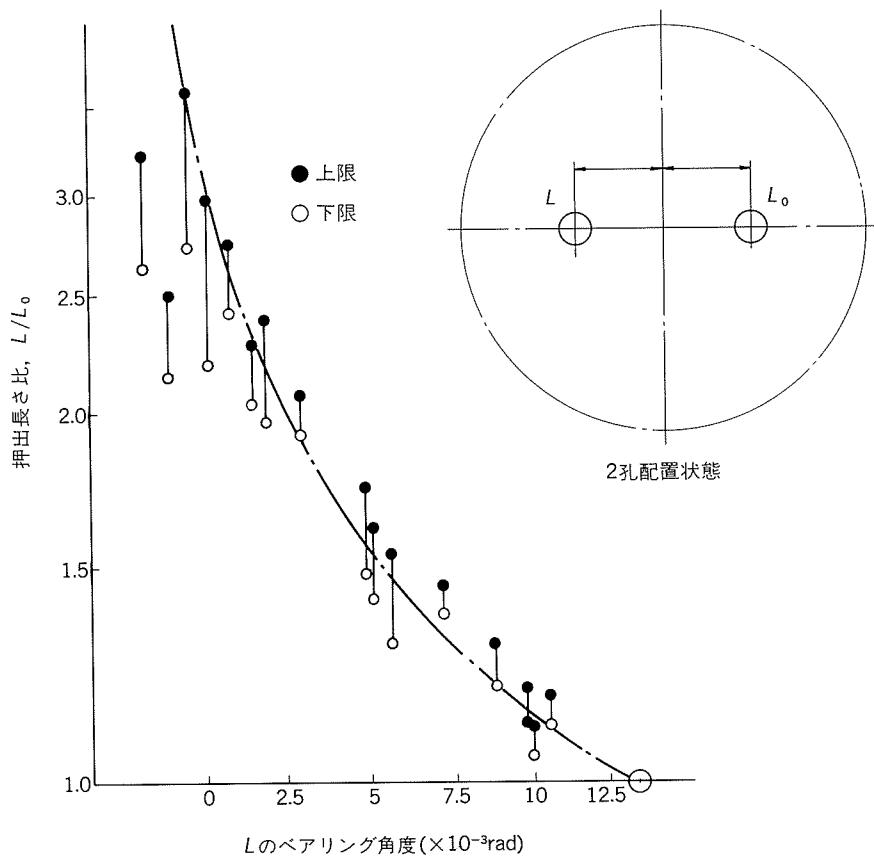


図8 ベアリング角度と押出性  
( $L_0$ のベアリング角度は $14 \times 10^{-3}$ radと一定)

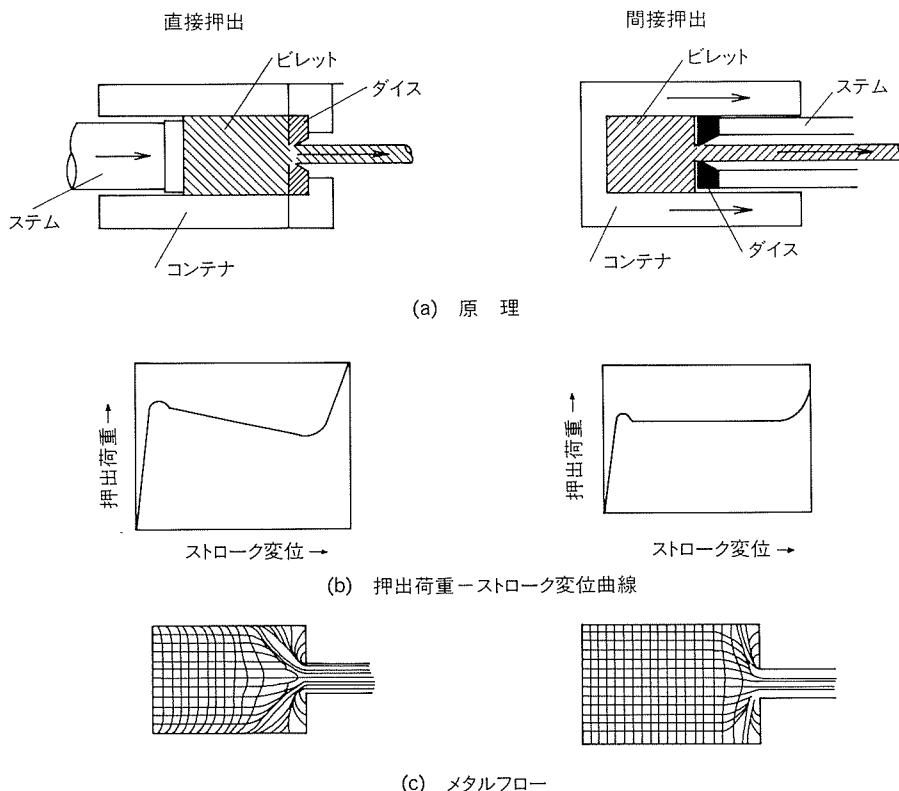


図9 直接押出と間接押出の比較

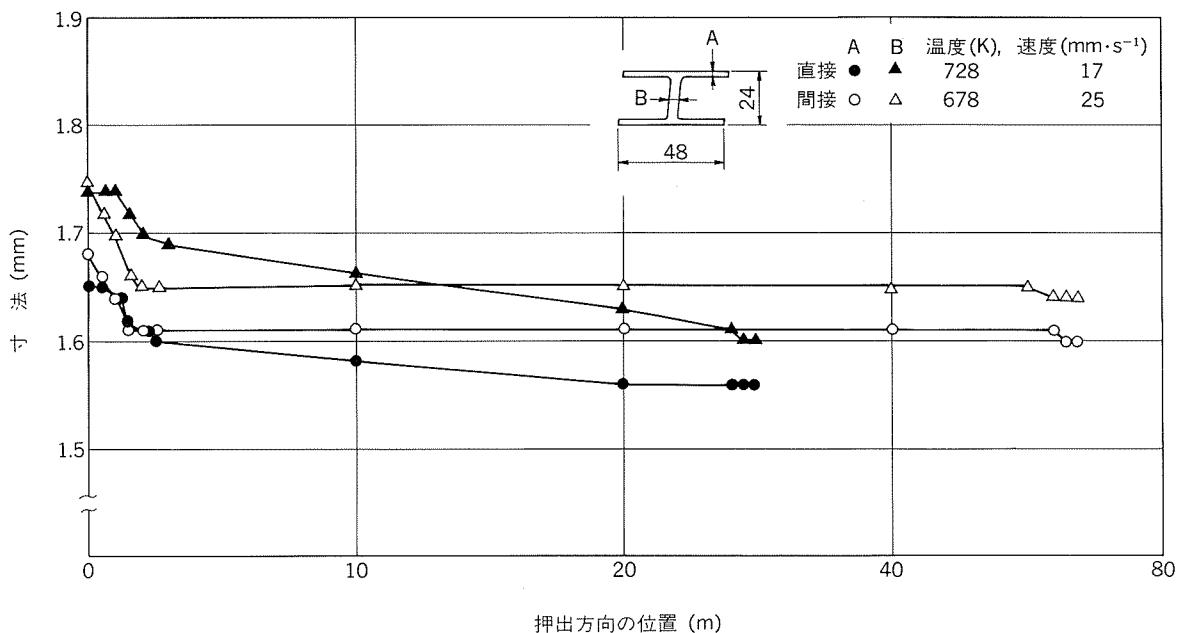


図10 7075合金押出形材の寸法変化

出初期においては寸法の変動がみられるが、直接押出方式では、その後も押出後部に向って若干の肉厚減少傾向が生じている。一方、間接押出形材は、全長にわたってほぼ一様の寸法のものが得られている。

直接押出方式の場合にはビレットとコンテナの相対的な動きがあり、この間で大きな摩擦力が生じる。この摩擦力はビレットの長さに応じ、押出しの進行とともに減少する。この押出の荷重変化は、加工中のダイス外周部の保持状態を一定にせず、ダイスの変形状態を不安定なものとする。また、押出速度にかかる油圧ポンプの吐出量の変化をもたらし、押出速度を一定に保つことが難しくなる。さらに、摩擦による発生熱は、押出加工中のビレットの温度上昇を助長し、図4で示したように加工中のダイスの温度変化を大きなものとする。

これに対し、間接押出方式では、押出加工中、常にダイスの前面での変形のみであり、定常状態になった後は材料の温度変化も少なく、圧力変動もほとんどみられず、安定した寸法精度の形材が得られ易い。図11に間接押出方式で得られたマイクロシェイプ形材の断面写真を示す

が、高強度合金7075を押出した場合、通常の直接押出形材の長さ方向後半部に溶体化処理後に発生する粗大再結晶粒の厚い層はみられない。さらに、押出力も同加工度のものに対しては直接押出方式よりも小さくてすむことにより、より加工度の大きな形材を押出すのに有利である。寸法精度及び内部品質の厳しく要求される小型薄肉形材製造については、間接押出方式が適している。

#### 4.2.2 押出速度制御

上記直接押出方式における変動要因を解消するための対策も、幾つか採られている。その一つとして、押出中の圧力変化に影響されることなく、ラムの動きをとらえながら押出速度を一定に制御する方式を実施している。図12に、制御系のダイヤグラムを示す。本方式を適用したことにより、押出材の肉厚寸法変化が、従来の押出方式で得られたものより小さく、安定してきている。

#### 4.2.3 ダイス冷却

前記したように、押出加工時の温度上昇が押出形材寸法精度に悪影響を及ぼすだけでなく、材料内部組織やティアリングといった表面欠陥を誘発する原因になり易い。

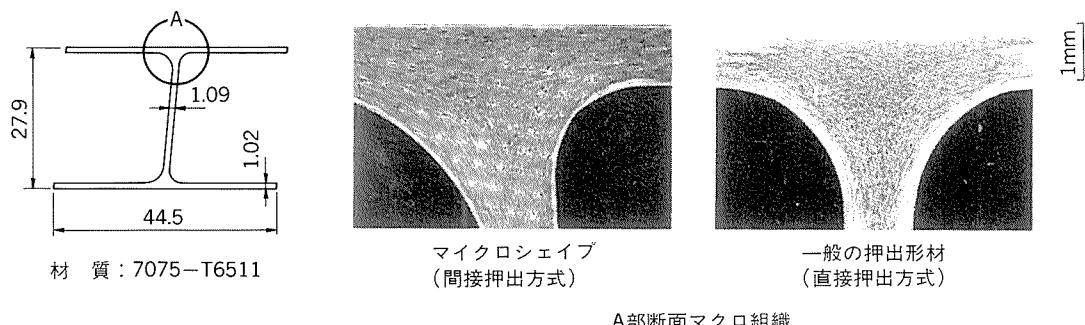


図11 押出形材断面マクロ組織

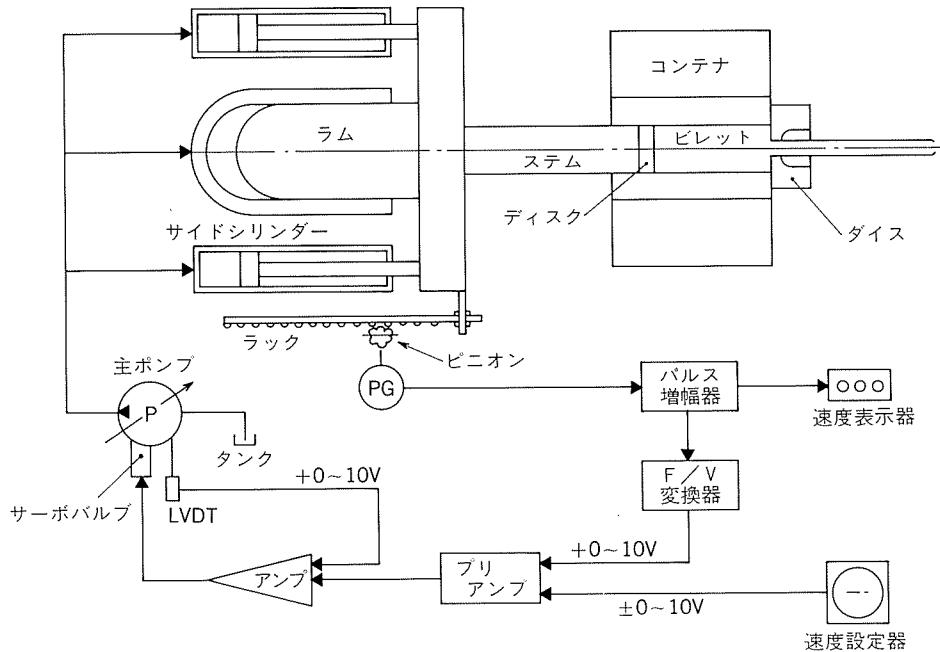


図12 押出速度制御ダイヤグラム

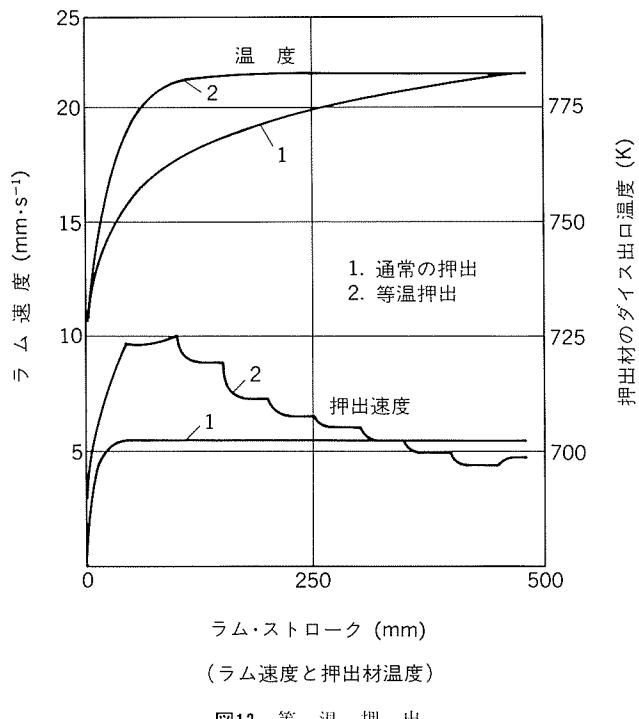


図13 等温押出

したがって、この温度上昇を防ぎ、押出加工の初期から終期まで一定となるようにする等温押出法という考え方がある。すなわち、押出形材のダイス出側温度を一定にするために、押出中に速度を遅くしていく方法(図13)<sup>9)</sup>、あるいは、予め温度予測してビレットのテーパヒートをする方法などがある。後者は一般的に採用されている。精度の高い等温押出を実現するには、押出形材のダイス出側温度計測を行い、解析したデータをフィードバックするシステムが必要になるが、計測技術が確立されてお

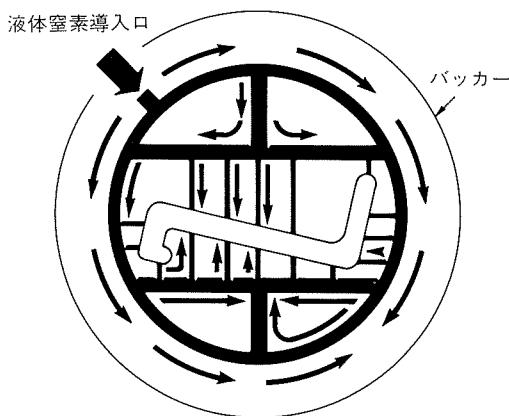


図14 ダイス冷却用液体窒素注入方法

らず今後の課題である。

一方、押出速度やビレット温度を調整する方式に対し、押出中にダイスを強制的冷却して温度上昇を防ぐ考え方がある。効率的に冷却するために、図14<sup>6)</sup>に示すようなダイスとバッカーの間に設けられた通路に、液体状態の窒素を流してダイスを冷すシステムである。温度上昇が防げることと、不活性雰囲気にすることにより、焼付き等の表面欠陥の発生を抑制でき、押出速度を上げることが可能である。押出形材の合金種類や加工度に応じて、適正量の液体窒素を使用すれば、50%以上の生産性向上が見込まれる。寸法精度に関しては、ダイス冷却を施した場合とそうでない場合とで、ダイス温度が異なるため、ダイス設計における寸法補正基準を変更する必要があると思われるが、安定した精度のものが期待できそうである。

#### 4.3 操業上の管理

これまで押出加工中の温度変化に関して述べてきたが、操業上重要なことは再現性のある加工条件を設定することである。そのためには、特に加工度の大きな薄肉小型形材を押出す場合に、ダイスを所定の温度に均一に予熱しておくことが不可欠となる。当社では、電気抵抗式加熱炉を使用しているが、炉の扉の頻繁な開閉による温度変動をおさえるため、個室化している。使用時に間違なく設定温度に達しているように、押出予定時間から、炉入れ炉出し時間を設定し、炉中保持時間を決められた範囲内におさめるように厳しい管理を行っている。同様に、ビレットは低周波誘導加熱をしているが、テーパヒートにするために、設定温度到達後の温度のON-OFF制御時間が一定になるようにし、押出所要時間からビレットヒーターのスイッチON、及びビレット取出しのタイミングを細かく管理している。

### 4. 結 言

マイクロシェイプ形材、すなわち、一般の押出形材よりも薄肉小型である形材、あるいは寸法公差の厳しい形材の紹介と、寸法精度向上のための要因並びに対応策について述べた。

まだ、今後検討すべき項目は多い。特に、押出形材は、形状が一品ずつ異なった複雑さ故に、直ちに実用に供せられるような変形解析、温度解析を行うのは現在のところ困難であると言える。しかし、近年の進歩したコンピュータ技術を利用し、これらの解析技術を生産現場に適用し、さらに精度良く、生産性よく押出せる押出制御技術の確立が今後の課題である。

### 文 献

- 1) 川島正平：最近のアルミニウム押出技術と生産管理、軽金属学会（1987）。
- 2) 家田詔夫、田中康之：塑性と加工、23（1982），965。
- 3) 安保満夫、菊地昭雄、家田詔夫：本誌、28（1987），76。
- 4) 家田詔夫：第80回塑性加工シンポジウム前刷、（1982），77。
- 5) D. Ruppin and W. Strehmel : Aluminium, 59 (1983), E285.
- 6) R. J. Selnes, F. D. Lauricella, P. Cienciwa and C. Goff : Proc. 4TH Int. Al. Extrusion Technology Seminar, Vol. 1, Atlanta, (1984), 221.

技術資料

谷台堰に設置したアルミニウム合金製  
フラップ付きシェル構造ローラゲートについて

木 全 克 次\* 奥 戸 行一郎\*\*  
高 木 茂 美\*

Aluminium Wheel Gate with Flap Shell  
Construction for Yatsudai Weir

Katsuji Kimata, Koichiro Okuto  
and Shigeyoshi Takagi

住友軽金属工業株式会社技術研究所

## 谷台堰に設置したアルミニウム合金製 フラップ付きシェル構造ローラゲートについて

木全克次\* 奥戸行一郎\*\*  
高木茂美\*

## Aluminium Wheel Gate with Flap Shell Construction for Yatsudai Weir

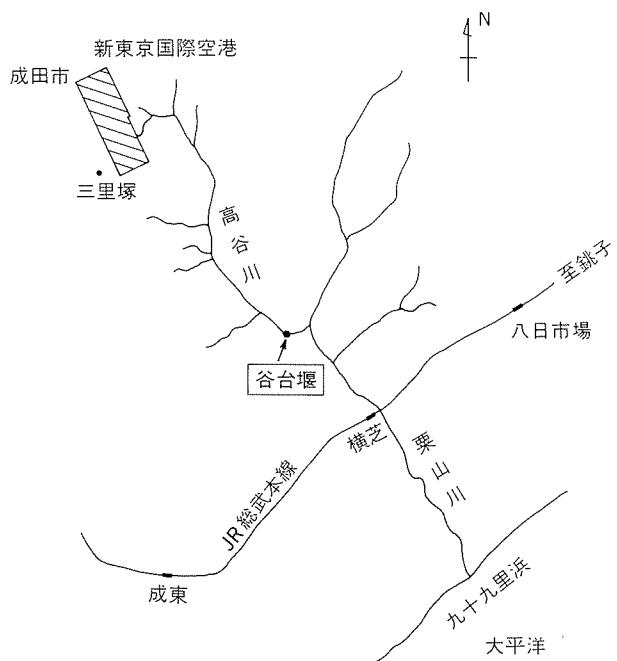
Katsuji Kimata, Koichiro Okuto  
and Shigeyoshi Takagi

A movable weir of the welded aluminum roller gate is constructed for irrigation purpose in the 17 meter wide Takaya river near Narita airport. This report reviews (1) the weir's structural aspects, (2) it's design procedures and (3) the results of stress and flow measurements on site. The weir holds several new technologies such as a flap gate connected to the main shell to raise the water level further.

### 1. はじめに

高谷川の谷台地区（千葉県山武郡横芝町、図1参照）に設置された鋼製水門は、数十年を経過して老朽化が進み、平成元年3月、耐久性と美観に優れたアルミニウム合金製可動堰に更新された。この可動堰は、従来の設置場所から約70m下流で、河幅16.2m、河床高2.8mの位置に設けて貯水し、堰の上流から農業用水を取り入れようとするものである。

可動堰の外観を図2に示す。5083合金の扉体とし、下段扉はシェル構造のローラゲート、上段扉は魚腹形構造のフラップゲートとし、軽量化とメンテナンスフリーを目指して扉体の再塗装等の維持管理費を低減させようとしたものである。アルミニウム合金製可動堰としては、前例のない全体面積46.2m<sup>2</sup>（有効面積45.36m<sup>2</sup>）の大規模な堰である。ここに、その概要と構造を述べてご参考に供したい。



\* エンジニアリング事業本部アーバン事業部設計技術部

\*\* エンジニアリング事業本部

図1 谷台堰設置場所

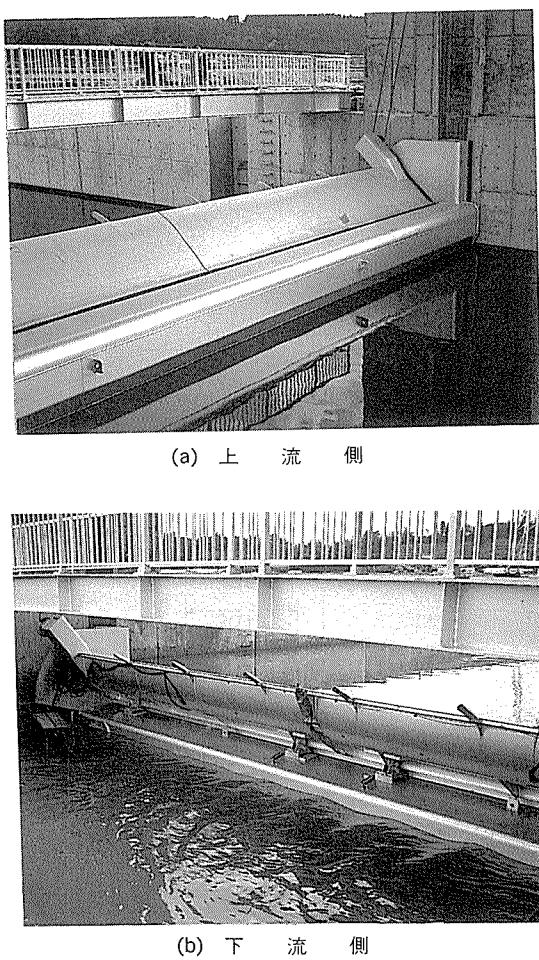


図2 可動堰の外観

## 2. 可動堰の設計諸元と特長

設計諸元は、表1に、全体配置図を図3に示す。扉体は5083合金板及び同押出形材からなる全溶接構造とし、下段扉にシェル構造を、上段扉に魚腹形構造を採用したのは次の理由による。

(1) 長径間の場合は、シェル構造の方がプレートガ

表1 設計諸元

形 式	アルミニウム合金製ローラゲート(フラップゲート付き)
純 径 間	16.20m(上段扉14.20m)
扇 高	2.80m(上段扉1.10m 下段扉1.70m)
設 計 水 深	上流側 3.049m, 下流側 0m
操 作 水 深	同 上
堆 砂 高	1.00m
た わ み	径間の1/600以内
水 密 方 式	前面3方ゴム水密
揚 程	3.69m
開 閉 速 度	上段扉 0.2m/min, 下段扉 0.3m/min
開 閉 方 式	電動両端ドラム巻取式(2M-4D)
操 作 方 式	機側電動及び手動操作
発 電 機	非常用 37kVA, 50Hz, 200V, 充電器付

ダ構造よりも水平・鉛直方向の曲げとねじり剛性に優れている。

(2) 魚腹形構造は、トルク軸形や横主桁形に比べて、扉体の剛性に優れ、越流水や風の影響による扉体の有害な振動に対して有利である。

(3) 流水などの流下物が扉体に衝突しても、扉体の剛性が高いので、衝突力に十分耐えられる。

(4) 微小開度時の潜り放流による振動の発生が少なく、扉体下部の切上げ角度20°以上を確保しやすい。

(5) 扉体下方の傾きが大きくとれるので、河床部に堆砂があるとき、フランシング(掃流)しやすい。

水位の調整は自動的に1cm単位とし、増水して危険水位になった場合は、自動的に可動堰が引上げられる機構をもつようにした。

## 3. 構造設計

### 3.1 構造材料と許容応力度

主要構造材料は下記に示し、その許容応力度を表2<sup>1)</sup>に掲げた。

- |          |        |                      |
|----------|--------|----------------------|
| (1) 扉 体  | 本体     | A5083P-O 及び A5083S-O |
|          | 主ローラ   | SCMn 3B              |
|          | 軸及びボルト | SUS 304              |
| (2) 戸当金物 | 主ローラ踏面 | SUS 304N2            |
|          | 露出部    | SUS 304              |
|          | 埋込部    | SS 41                |
| (3) 開閉装置 | 巻取ドラム  | SM 41A               |
|          | 歯車     | SCM 435 及び SCM 440   |

表2 許容応力度

区分	許容応力度 N/cm <sup>2</sup> (kgf/cm <sup>2</sup> )		
	5083	SUS 304	SS 41
引張応力	6 374 (650)	10296 (1 050)	11 767 (1 200)
圧縮応力	5 884 (600)	9316 ( 950)	11 767 (1 200)
曲げ応力	6 374 (650)	10296 (1 050)	11 767 (1 200)
せん断応力	3 726 (380)	5884 ( 600)	6 864 ( 700)

### 3.2 設計荷重

本可動堰は水圧力及び堆砂圧による水平方向荷重以外に、扉体上面の越流水重と巻上時の自重なども加わり、これら鉛直方向荷重も設計強度上大きな要因として考慮しなければならない。なお、以下においては部材せん断力も求めたが、その各値は許容せん断応力度よりかなり小さいので、省略した。

#### 3.2.1 水平方向荷重

水平方向荷重を図4に示す。

##### (1) 水圧荷重

扉体の受ける水圧荷重  $P_{H1}$  は式(1)による。

## 記号の説明

- |             |          |
|-------------|----------|
| ① 下段扉用モーター  | ⑩ 下段扉    |
| ② 上段扉用モーター  | ⑪ 上段扉    |
| ③ ブレーキ      | ⑫ スポイラー  |
| ④ 差動歯車      | ⑬ 操作盤    |
| ⑤ 直交軸減速機    | ⑭ 非常用発電機 |
| ⑥ 伝動軸       | ⑮ 水位計    |
| ⑦ 下段扉用巻取ドラム | ⑯ 階段     |
| ⑧ 上段扉用巻取ドラム | ⑰ 管理橋    |
| ⑨ 開度計       | ⑱ 機械室    |

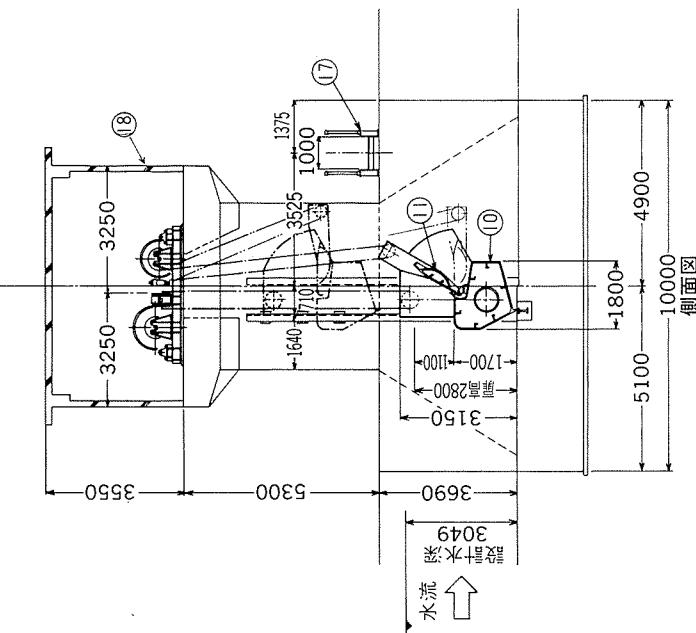
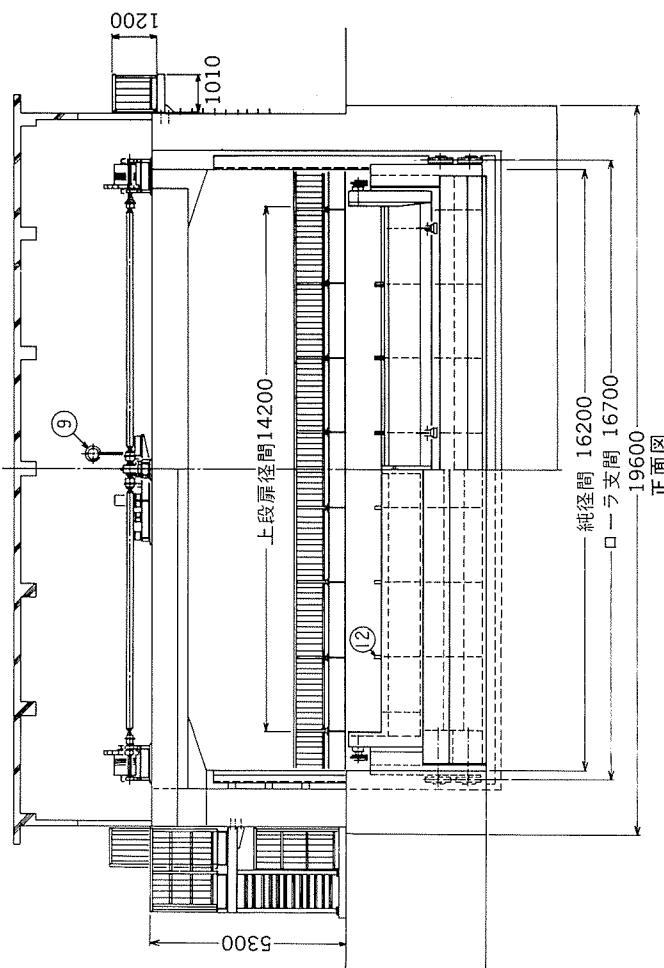
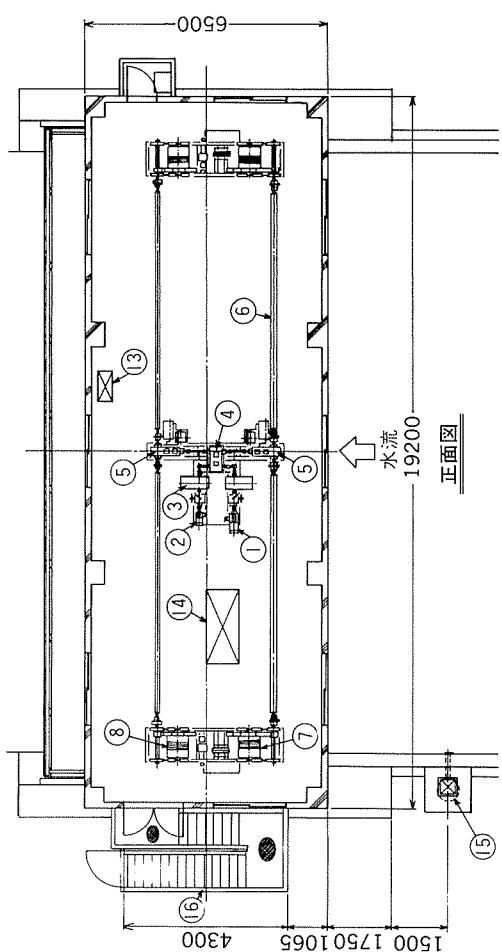


図3 全体配置図

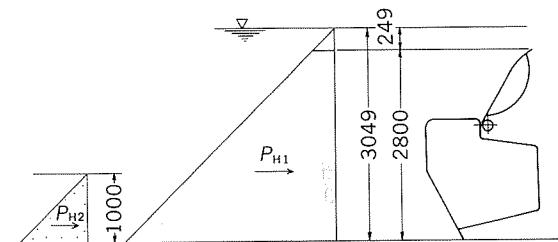


図4 水平方向荷重

$$\begin{aligned} P_{H_1} &= \frac{1}{2} (H^2 - H_0^2) \gamma \cdot B \\ &= 733.479 \text{kN} \quad (74.799 \text{tf}) \quad (1) \end{aligned}$$

$H$  : 設計水深 3.049m  
 $H_0$  : 扉体天端より水面までの水深 0.249m  
 $\gamma$  : 水の単位体積重量 9.806kN/m<sup>3</sup>  
 $(1.000 \text{tf}/\text{m}^3)$

$B$  : 水密幅 16.20m

## (2) 堆砂圧

堆砂圧  $P_{H_2}$  は式(2)による。

$$\begin{aligned} P_{H_2} &= \frac{1}{2} H_e \cdot P_e \cdot B \\ &= 59.571 \text{kN} \quad (6.075 \text{tf}) \quad (2) \end{aligned}$$

$H_e$  : 堆砂高 1.0m  
 $P_e$  : 砂圧の水平力 7.355KN/m<sup>2</sup>  
 $(0.750 \text{tf}/\text{m}^2)$

## (3) 水平方向荷重の合計

水平方向荷重の合計  $P_H$  は式(3)による。

$$\begin{aligned} P_H &= P_{H_1} + P_{H_2} \\ &= 793.050 \text{kN} \quad (80.874 \text{tf}) \quad (3) \end{aligned}$$

## 3.2.2 鉛直方向荷重

鉛直方向荷重を図5に示し、操作時が最大荷重となる。

### (1) 越流水による下向き力

越流水による下向き力  $P_{V1}$  は式(4)による。

$$\begin{aligned} P_{V1} &= K \cdot H_u \cdot D \cdot \gamma \cdot B_l \\ &= 231.981 \text{kN} \quad (23.657 \text{tf}) \quad (4) \end{aligned}$$

$K$  : 越流係数 0.5<sup>2)</sup>  
 $H_u$  : 越流水深 1.349m  
 $D$  : 扉体デプス 2.47m  
 $B_l$  : 越流幅 14.20m

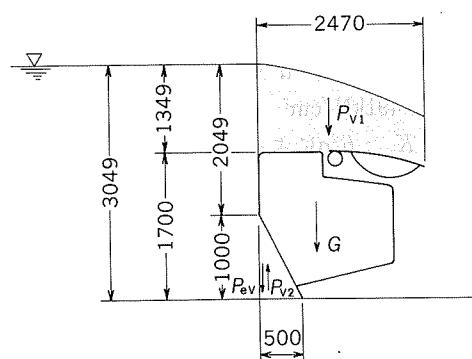


図5 鉛直方向荷重

### (2) 前面傾斜による上向き力

前面傾斜による上向き力  $P_{V2}$  は式(5)による。

$$\begin{aligned} P_{V2} &= \frac{1}{2} \cdot d (H + H_l) k_2 \cdot \gamma \cdot B \\ &= 182.215 \text{kN} \quad (18.582 \text{tf}) \quad (5) \end{aligned}$$

$d$  : 傾斜面水平距離 0.50m

$H_l$  : 設計水位からスキンプレート傾斜交点までの深さ 2.049m

$k_2$  : 底面放流による低減係数 0.9

### (3) 扉体自重

扉体自重  $G$  は式(6)による。

$$G = G_1 + G_2 = 130.42 \text{kN} \quad (13.30 \text{tf}) \quad (6)$$

$G_1$  : 下段扉自重 103.94kN (10.60tf)

$G_2$  : 上段扉自重 26.48kN (2.70tf)

### (4) 堆砂による摩擦力

堆砂による摩擦力  $P_{ev}$  は式(7)による。

$$P_{ev} = \mu_e \cdot P_{H_2} = 29.791 \text{kN} \quad (3.038 \text{tf}) \quad (7)$$

$\mu_e$  : 金属と砂のすべり摩擦係数 0.5

### (5) 鉛直方向荷重の合計

鉛直方向荷重の合計  $P_v$  は式(8)による。

$$\begin{aligned} P_v &= P_{v1} + G + P_{ev} - P_{v2} \\ &= 209.976 \text{kN} \quad (21.413 \text{tf}) \quad (8) \end{aligned}$$

## 3.3 扉体

### 3.3.1 下段扉

下段扉は、図6に示す断面構造にて全荷重を受持つ。

断面積  $A = 1021.2 \text{cm}^2$

断面二次モーメント  $I_x = 2755428 \text{cm}^4$   
 $I_y = 3848320 \text{cm}^4$

断面係数 水平方向

スキンプレート側  $Z_y = 45115 \text{cm}^3$

背面板側  $Z_y' = 40637 \text{cm}^3$

鉛直方向

上面板側  $Z_x = 36066 \text{cm}^3$

底面板側  $Z_x' = 29438 \text{cm}^3$

### (1) 水平方向の曲げ応力及びたわみ

扉体は、ローラ部を支点とし、図6の断面構造が等分布荷重を受ける両端支持梁とする。

#### (i) 曲げモーメント

最大曲げモーメント  $M_H$  は式(9)による。

$$\begin{aligned} M_H &= 1/8 \cdot P_H (2L - B) \\ &= 1705.057 \text{kN}\cdot\text{m} \quad (173.879 \text{tf}\cdot\text{m}) \quad (9) \end{aligned}$$

$L$  : ローラ支間 16.70m

#### (ii) 曲げ応力

最大曲げ応力  $\sigma_{H\max}$  は式(10)により、図6の④⑤点に生ずる。

$$\begin{aligned} \sigma_{H\max} &= M_H / Z_y \\ &= 4.197 \text{kN/cm}^2 \quad (428 \text{kgf/cm}^2) \quad (10) \end{aligned}$$

#### (iii) たわみ及びたわみ度

最大たわみ  $Y_{\max}$  は式(11)により、径間中央部に生じる。たわみ度  $1/N_H$  は式(12)による。

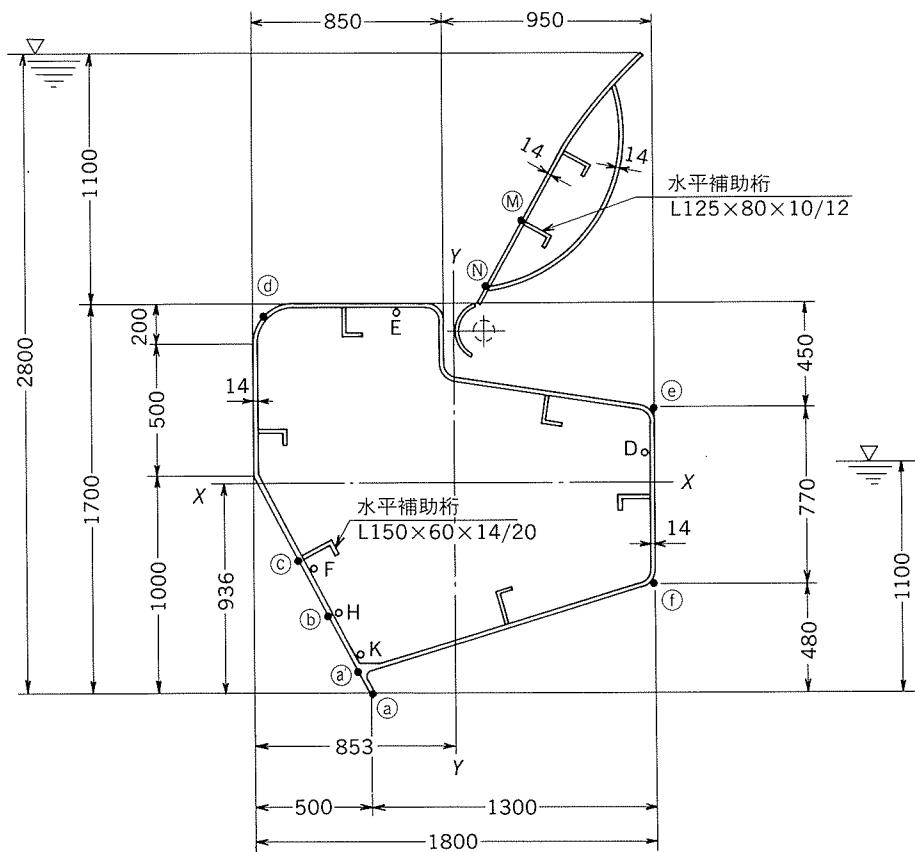


図6 屏体断面  
(D, F, H, Kは満水状態,Eは自重測定でのひずみゲージの位置を示す)

$$Y_{\max} = \frac{P_h}{48E \cdot I_y} \cdot \left( L^3 - \frac{L \cdot B^2}{2} + \frac{B^3}{8} \right) \\ = 1.88 \text{ cm}$$
(11)

E : 縦弾性係数  $6864.2 \text{ kN/cm}^2$   
 $(7 \times 10^5 \text{ kgf/cm}^2)$

$$1/N_h = Y_{\max}/L = 1/888 < 1/600$$
(12)

### (2) 鉛直方向の曲げ応力及びたわみ

#### (i) 曲げモーメント

最大曲げモーメント  $M_v$  は式(13)による。

$$M_v = 1/8 \cdot P_v \cdot l \\ = 423.364 \text{ kN}\cdot\text{m} \quad (43,174 \text{ tf}\cdot\text{m})$$
(13)

$l$  : 巻上げ中心間距離 16.13m

#### (ii) 曲げ応力

最大曲げ応力  $\sigma_{v\max}$  は式(14)により、図6の@点に生じる。

$$\sigma_{v\max} = M_v/Z_x \\ = 1.441 \text{ kN/cm}^2 \quad (147 \text{ kgf/cm}^2)$$
(14)

#### (iii) たわみ及びたわみ度

最大たわみ  $X_{\max}$  は式(15)により、径間中央部に生じる。たわみ度  $1/N_v$  は式(16)による。

$$X_{\max} = 5 \cdot P_v \cdot l^3 / (384 \cdot E \cdot I_x) = 0.61 \text{ cm}$$
(15)

$$1/N_v = X_{\max}/l = 1/2644 < 1/600$$
(16)

### (3) スキンプレートの曲げ応力

水圧により生じる曲げ応力  $\sigma$  は、周辺固定の条件とし、

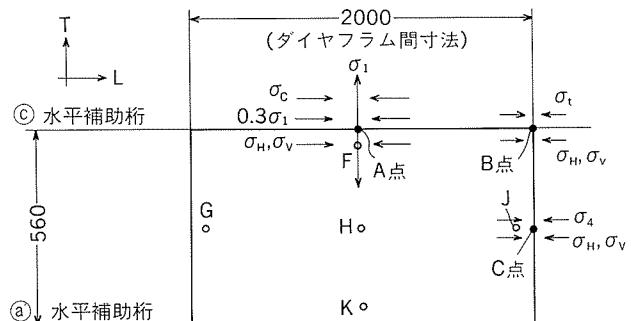


図7 下段屏中央最下段区画の合成応力  
(G, F, H, J, Kは満水状態でのひずみゲージの位置を示す)

式(17)による。最大曲げ応力が発生するのは、図6及び7の②～④の区画である。

$$\sigma_1 = 1/100 \cdot K_s \cdot a^2 \cdot P/t^2 \\ = 2.491 \text{ kN/cm}^2 \quad (254 \text{ kgf/cm}^2)$$
(17)

$K_s$  :  $b/a$ による係数  $K_s = 50.0$

P : 区画の平均水圧  $3.125 \times 10^4 \text{ Pa}$   
 $(0.3187 \text{ kgf/cm}^2)$

t : 板厚 1.40cm

a : 区画の短辺 55.9cm

b : 区画の長辺 200.0cm

### (4) 水平補助桁の曲げ応力

水平補助桁は、図7に示すダイヤフラム ( $l = 2 \text{ m}$ ) 間

で支持された両端固定梁⑬とし、スキンプレートと溶接されているから、圧縮側は板厚の20倍を有効幅とし、断面性能に入れた。

$$\text{断面二次モーメント } I = 2394 \text{ cm}^4$$

$$\text{断面係数 } Z_1 = 469 \text{ cm}^3 \quad Z_2 = 211 \text{ cm}^3$$

#### (i) 曲げモーメント

最大曲げモーメント  $M_1, M_2$  は式(18), (19)による。

$$\text{中央部 } M_1 = w \cdot l^2 / 24$$

$$= 2.589 \text{ kN} \cdot \text{m} \quad (264 \text{ kgf} \cdot \text{m}) \quad (18)$$

$$\text{固定部 } M_2 = w \cdot l^2 / 12$$

$$= 5.187 \text{ kN} \cdot \text{m} \quad (529 \text{ kgf} \cdot \text{m}) \quad (19)$$

$$w : \text{桁が受けける荷重 } 15.552 \text{ kN/m} \\ (1586 \text{ kgf/m})$$

#### (ii) 曲げ応力

最大曲げ応力  $\sigma_t, \sigma_c$  は、それぞれ式(20), (21)により、図7のA, B点に生じる。

$$\text{中央部 } \sigma_t = M_1 / Z_2$$

$$= 1.226 \text{ kN/cm}^2 \quad (125 \text{ kgf/cm}^2) \\ < 6.374 \text{ kN/cm}^2 \quad (650 \text{ kgf/cm}^2) \quad (20)$$

$$\sigma_c = M_2 / Z_2$$

$$= 0.549 \text{ kN/cm}^2 \quad (56 \text{ kgf/cm}^2) \\ < 6.374 \text{ kN/cm}^2 \quad (650 \text{ kgf/cm}^2) \quad (21)$$

#### (5) 合成応力

##### (i) 同一方向の合成応力

最大合成応力は、図7に示すA点である。

$$\Sigma \sigma_A = 4.187 \text{ kN/cm}^2$$

$$(427 \text{ kgf/cm}^2 < 650 \text{ kgf/cm}^2)$$

##### (ii) 二軸方向の合成応力

二軸方向の合成応力は、式(22)による。

$$\sigma_A = \sqrt{\sum \sigma_i^2 + \sigma_1^2 - \sum \sigma_A \cdot \sigma_i}$$

$$= 5.844 \text{ kN/cm}^2$$

$$(596 \text{ kgf/cm}^2 < 975 \text{ kgf/cm}^2) \quad (22)$$

#### 3.3.2 上段扉

フラップゲートに作用する水圧荷重は、半開時(30°起立時)が最大<sup>3)</sup>となるため、扉体の強度検討は半開時の荷重にて行った。水圧荷重状態を図8に示す。

##### (1) 水圧荷重

上段扉の受ける水圧荷重  $P$  は式(23)による。

$$P = \frac{1}{2} (h_1 + h_2) \cdot H_s \cdot \gamma \cdot B$$

$$= 172.752 \text{ kN} \quad (17.617 \text{ tf}) \quad (23)$$

$$h_1 : \text{設計水位から下部水密位置までの水深} \\ 1.349 \text{ m}$$

$$h_2 : \text{半開時の扉体天端における有効水深} \\ h_2 = \frac{2}{3} (h_1 - H_s/2) = 0.476 \text{ m} \quad (24)$$

$$H_s : \text{扉体の斜長} \quad 1.270 \text{ m}$$

$$B : \text{扉体幅(越流幅)} \quad 15.20 \text{ m}$$

##### (2) 扉体全体を桁とした時の強度

フラップゲートのねじりモーメント  $\Sigma T$  は式(25), ねじり応力  $\tau$  は式(26)による。

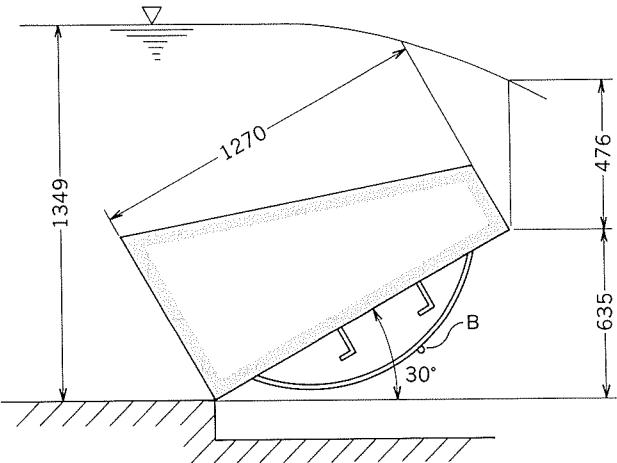


図8 上段扉の水圧荷重

(Bは越流状態でのひずみゲージの位置を示す)

##### (i) ねじりモーメント

$$\Sigma T = T_1 + T_2 + T_3 + T_4$$

$$= 91.206 \text{ kN} \cdot \text{m} \quad (9.301 \text{ tf} \cdot \text{m}) \quad (25)$$

$$T_1 : \text{水圧荷重による支承まわりのモーメント} \\ 74.977 \text{ kN} \cdot \text{m} \quad (7.464 \text{ tf} \cdot \text{m})$$

$$T_2 : \text{扉体自重による支承まわりのモーメント} \\ 14.562 \text{ kN} \cdot \text{m} \quad (1.485 \text{ tf} \cdot \text{m})$$

$$T_3 : \text{側部水密ゴムの摩擦抵抗による支承まわりのモーメント} \quad 0.275 \text{ kN} \cdot \text{m} \\ (0.028 \text{ tf} \cdot \text{m})$$

$$T_4 : \text{支承の摩擦抵抗によるモーメント} \\ 1.392 \text{ kN} \cdot \text{m} \quad (0.142 \text{ tf} \cdot \text{m})$$

##### (ii) ねじり応力

$$\tau = M_t / 2 \cdot F_o \cdot t$$

$$= 0.726 \text{ kN/cm}^2 \quad (74 \text{ kgf/cm}^2)$$

$$< 3.726 \text{ kN/cm}^2 \quad (380 \text{ kgf/cm}^2) \quad (26)$$

$$M_t : \text{径間端部のねじりモーメント}$$

$$M_t = \Sigma T / 2 = 45.608 \text{ kN} \cdot \text{m} \quad (4.651 \text{ tf} \cdot \text{m})$$

$$F_o : \text{扉体外板中心で囲まれた面積} \quad 2246 \text{ cm}^2$$

$$t : \text{扉体の板厚} \quad 1.4 \text{ cm}$$

##### (3) スキンプレートの応力

下段扉と同様に曲げ応力  $\sigma$  は、式(17)による。最大応力が発生するのは、図6並びに9の⑩～⑪間である。

$$\sigma_1 = 0.353 \text{ kN/cm}^2 \quad (36 \text{ kgf/cm}^2 < 650 \text{ kgf/cm}^2)$$

##### (4) 水平補助桁の曲げ応力

水平補助桁は、図9に示すダイヤフラム ( $l = 2 \text{ m}$ ) 間で固定された両端固定梁⑬とし、下段扉と同じように、スキンプレートと協働させた。

$$\text{断面二次モーメント } I = 1480 \text{ cm}^4$$

$$\text{断面係数 } Z_1 = 379 \text{ cm}^3 \quad Z_2 = 148 \text{ cm}^3$$

##### (i) 曲げモーメント

最大曲げモーメント  $M_1, M_2$  はそれぞれ式(18)(19)による。

$$\text{中央部 } M_1 = 0.588 \text{ kN} \cdot \text{m} \quad (60 \text{ kgf} \cdot \text{m})$$

$$\text{固定部 } M_2 = 1.177 \text{ kN} \cdot \text{m} \quad (120 \text{ kgf} \cdot \text{m})$$

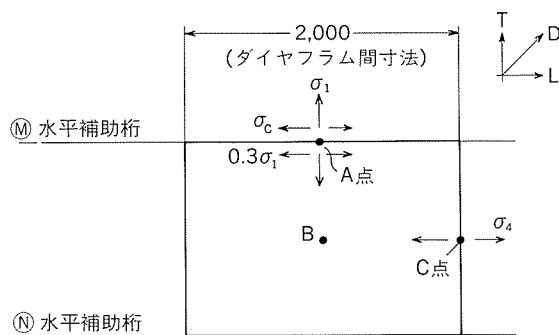


図9 上段扉中央部最下段区画の合成応力  
(Bは越流状態でのひずみゲージの位置を示す)

#### (ii) 曲げ応力

最大曲げ応力  $\sigma_c$  は式(21)により、図9のA点に生じる。

$$\text{中央部 } \sigma_c = 0.157 \text{kN/cm}^2 \\ (16 \text{kgf/cm}^2 < 650 \text{kgf/cm}^2)$$

#### (5) 合成応力

最大合成応力は、図9に示す点Aである。合成応力は式(22)による。

$$\sigma_A = \sigma_c + 0.3\sigma_1 = 0.256 \text{kN/cm}^2 \\ (27 \text{kgf/cm}^2 < 975 \text{kgf/cm}^2) \quad (22)$$

#### 3.3.3 支承及び主ローラ

(1) 上段扉と下段扉にかかる水圧荷重によるたわみ量は、上段扉のたわみ量 0.67cm、下段扉のたわみ量 1.88 cmである。この差を解消する目的で下段扉に取付けた支承部は上流側へ 1.1cm ずらして、上段扉への影響を少なくなるようにした。上段扉は、確実に転倒できるように、支承部の軸受に球面軸受（オイルレス）を用いた。

(2) 主ローラは、下段扉に左右 2 個づつ、計 4 個設け、

水圧荷重を戸当たりに伝えている。主ローラ径は、Φ700 mm (SCMn3B) で、強度計算はヘルツの式にて行った。

主ローラ軸受けはプレーンベアリング（オイルレス #500 SP）を使用した。扉体のたわみによる片当たりを防止するため、ローラの踏面に曲率を設けた。

#### 3.4 戸当り金物

戸当りレールは最大ローラ荷重 353kN (36.0tf) に対して、十分な強度と剛性を有する H 形ビーム (H-300 × 150 × 22/25) を使用した。また、ローラ踏面については、耐衝撃性や溶接性に優れ、高い硬さ (HB 220 以上) が確保されている SUS304N2 を採用した。

#### 3.5 開閉装置

開閉装置は、図10に示す。差動歯車装置を用いて、下段扉の巻取ドラムと上段扉の巻取ドラムとを連動させる構造とした。下段扉操作時は、上段扉用電動機は停止させ、下段扉用電動機のみを運転する。この時、作動歯車装置により上段扉用巻取ドラムも同時に回転し、上段扉のワイヤロープがゆるまないようにした。上段扉のみを単独で操作するときは、下段扉用電動機を停止させ、上段扉用電動機のみを運転して上段扉を操作する。最大巻上荷重は、下段扉用 309kN (31.50tf)，上段扉用 69 kN (7.0tf) であり、電動機容量はそれぞれ 3.7kW および 0.75kW である。また、停電時の予備動力源として、ディーゼル発電機を設けた。

上段扉の起立、または転倒の所要時間は 7.4min で、下段扉の開閉所要時間は 12.3min である。

また、開閉装置には制限開閉器、非常上限制限器、過負荷防止装置、ロープゆるみ検出器、扉体休止装置、扉体開度指示計等の安全装置を設けた。

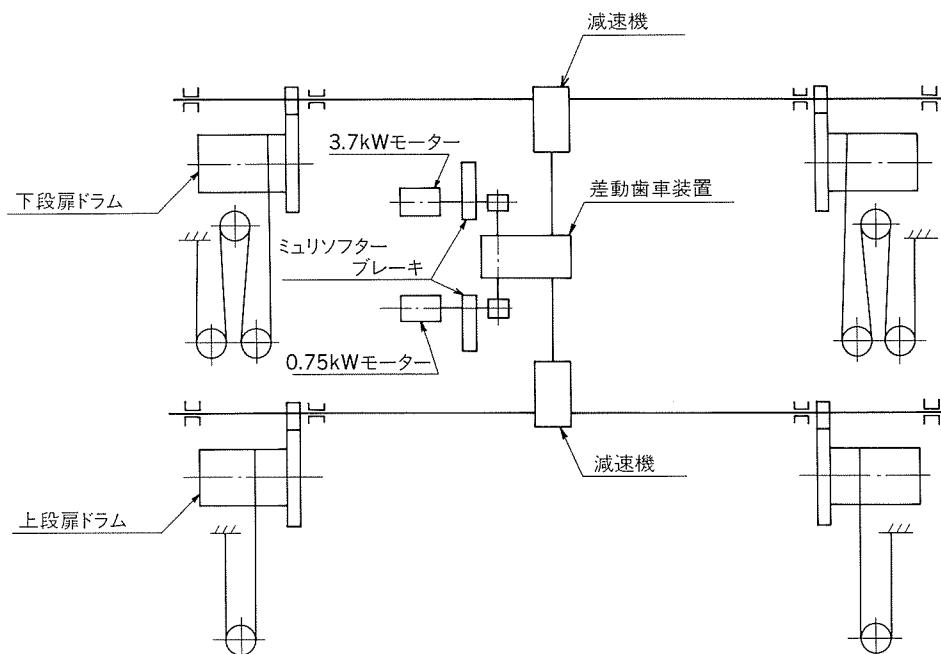


図10 開閉装置機構図

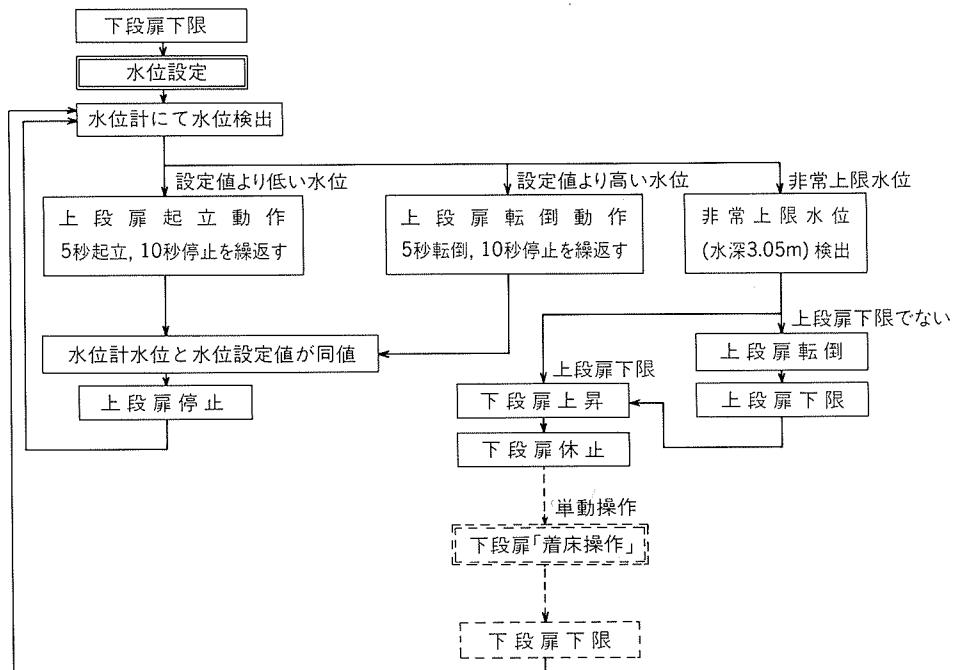


図11 自動運転フローチャート

### 3.6 操作

操作は、単独及び自動で行え得るようにし、その選択は操作盤の切替スイッチによる。本可動堰は、通常、自動運転で運用される。図11に自動運転フローチャートを示す。

水位設定はゲート上流側にフロート式水位計を設け、操作盤の水位設定器にて行う。

非常上限水位を越えると、操作が単独、自動にかかわらず自動的にゲートは上昇して休止状態となる。

なお、上段扉の操作は、下段扉が下限状態時のみ可能とした。

## 4. 施工

### 4.1 溶接施工

本可動堰の構成は、全溶接構造の上段・下段扉、戸当たり金物、巻上機関係の機械装置及び制御のための電気関係の四つに大別できる。扉体位外は組立てられた機器部品であるから、ここでは扉体の溶接施工についてのみ述べる。

扉体は、スキンプレート、水平補助桁とダイヤフラムの結合でシェル構造とした。使用した板及び型材は単長6 m のものが主である。図12は下段扉の部材の構成並びに突合せ溶接の位置を示す。これらの結合はミグ自動または半自動溶接で行った。図13(a)は上段扉、図13(b)は下段扉の溶接施工中の写真である。表3は下段扉の完成後の寸法の一例を示す。

溶接部のX線検査はJIS Z 3105「アルミニウム溶接部の放射線透過試験方法及び透過写真の等級分類方法」に

従い、スキンプレート及び形材の突合せ溶接部について全溶接長さの11%以上の抜取り検査を行った。判定基準は3級以上であるが、1級が52%，2級が46%，3級が2%であった。

### 4.2 その他

(1) 塗装はシンナー拭き後、下塗りにはウォッシュプライマを、中塗りには塩化ゴム系プライマを、上塗りには塩化ゴム系シルバーペイントを用い、平均膜厚は57 μmである。

(2) 5083合金とSUS 304の接触腐食を防止するため、SUS 304のボルト、ナットには被覆処理したもの用い、ワッシャーは樹脂製のものを使用した。また、主ローラ

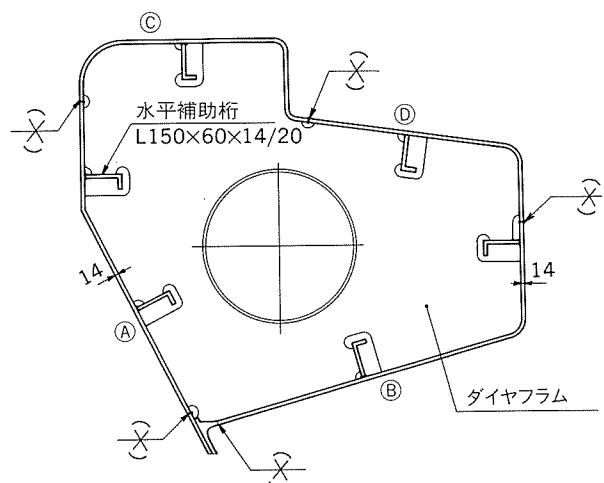
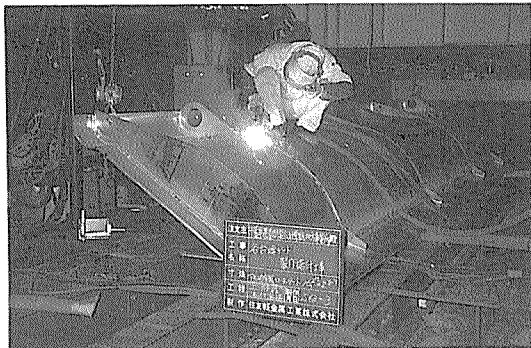
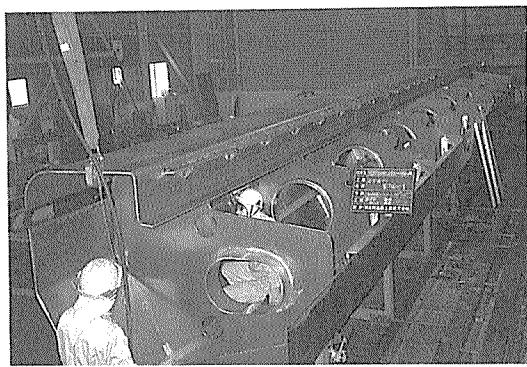


図12 下段扉の断面図  
(①~⑦は曲げ加工した部材を示す)



(a) 上段扉



(b) 下段扉

図13 溶接施工

表3 下段扉寸法検査の一例

区分	寸法(mm)			全長に対する曲り(mm)
	長さ	幅	高さ	
設計	16 500	1 800	1 700	(-)
許容値 <sup>(1)</sup>	±10.6	±4.7	±4.6	<16.5
測定	16 502	1 802	1 698	3
誤差	+2	+2	-2	-----

注(1)：水門扉検査要領(社団法人 水門鉄管協会)

軸のSUS 304と5083合金の接触部の近傍には、犠牲陽極を取付けた。

#### 4.3 据付工事

本可動堰の質量は30 250kg(電気関係を除く)であり、扉体が13 180kg(アルミ9 070kg)、戸当たり金物類が3 830kg及び巻上機関の機械類が13 240kgであった。据付工事中の状況を図14に示す。

### 5. 現地実測

#### 5.1 応力測定

(1) 前出の図6及び図7に下段扉の満水状態での水圧による曲げ応力測定位置(D~K)を示し、結果を表4及び5に示す。

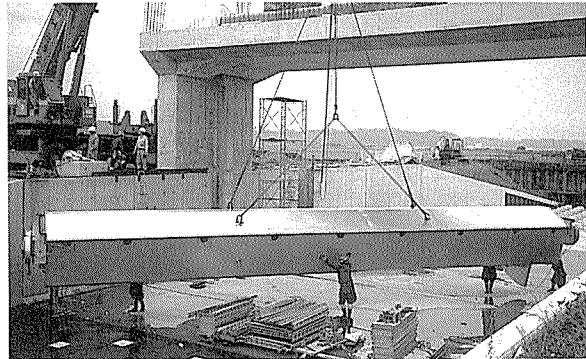


図14 据付工事中

表4 水圧荷重による下段扉中央部の曲げ応力

測定位置 <sup>(1)</sup>	応力 [N/cm <sup>2</sup> (kgf/cm <sup>2</sup> )]	
	計算	実測
D	+2 677 (273)	+2 304 (235)
F	-1 755 (179)	-1 491 (152)
H	-1 491 (152)	-961 (98)
K	-1 226 (125)	-980 (100)

注(1)：図6参照

表5 下段扉スキンプレート応力

測定 <sup>(1)</sup> 位置	L方向応力 [N/cm <sup>2</sup> (kgf/cm <sup>2</sup> )]			T方向応力 [N/cm <sup>2</sup> (kgf/cm <sup>2</sup> )]	
	計算			実測	計算
	水圧による応力	スキンプレート応力	合計		
G	-1 471 (150)	-892 (91)	-2 363 (241)	-1 785 (182)	
H	-1 491 (150)	+196 (20)	-1 294 (132)	-961 (98)	+647 (66)
J	-1 471 (150)	-892 (91)	-2 363 (241)	-1 745 (178)	
F				-78 (8)	-20 (2)
K				-78 (8)	-10 (1)

注(1)：図7参照

(2) 上段扉を30°傾けた越流状態での水圧による最大曲げ応力測定位置(B)を前述の図8に、測定結果を表6に示す。

(3) 表7はゲートを吊り下げた状態での自重での曲げ応力の結果を示す。

以上は、ひずみゲージによる測定結果であり、発生応力値は、設計応力値と同等もしくはそれ以下であった。

#### 5.2 振動測定

下記の4条件について振動を測定したが、いずれの場

表 6 越流時の上段扉応力

測定位置 <sup>(1)</sup>		応力 [N/cm <sup>2</sup> (kgf/cm <sup>2</sup> )]	
		計算	実測
B	ねじりせん断応力	530 (54)	451 (46)
	水圧による曲げ応力	1598 (163)	1657 (169)

注(1)：図 8 参照

表 7 自重による曲げ応力

測定位置 <sup>(1)</sup>		応力 [N/cm <sup>2</sup> (kgf/cm <sup>2</sup> )]	
		計算	実測
E		-726 (74)	-530 (54)

注(1)：図 6 参照

表 8 流量及び流量係数

ゲート状態	流量 (m <sup>3</sup> /s)		流量係数	
	測定時	計算値 <sup>(1)</sup>	測定時	計算値 <sup>(1)</sup>
下段扉全閉、上段扉全倒	0.966	0.907	1.637	1.536
下段扉全閉、上段扉開度33°	2.130	2.195	1.811	1.866

注(1)：計算値は水理公式集（土木学会編）による。

合も、問題となるような振動の発生はなかった。

- (1) 上段扉の開度が0°（全倒）、15°、40°、60°（起立）の越流水による振動。
- (2) 下段扉の開度が微小開度（3 cm）の放流と、上段扉が全倒して越流（28cm）を行ったときの振動。

(3) 上段扉、下段扉と越流水脈とに囲まれた空間部と、外気との圧力差による振動。

(4) 越流水脈が厚い場合と薄い場合、風の影響による振動。

### 5.3 流動測定

流速と水深を計測して流量を、さらに、水理公式<sup>4)</sup>より流量係数を求めた。結果は表 8 に示し、水理公式による値とほぼ一致した。

## 6. おわりに

谷台地区に設置した、アルミニウム合金製可動堰は、前例のない大型のシェル構造と魚腹型構造（有効面積45.36m<sup>2</sup>）であり、設計、施工並びに現地実測について述べた。ご指導、ご教示を頂き、さらに、本資料の発表をご許可頂いた千葉県農業開発公社東総地方事務所並びに成田用水土地改良区に厚くお礼申し上げる次第である。

## 文 献

- 1) アルミニウム合金製水門研究委員会編：アルミニウム合金製水門設計製作指針案、軽金属協会（昭和54年）
- 2) 水門鉄管協会編：水門鉄管技術基準、水門鉄管協会（昭和56年）
- 3) 農林水産省構造改善局建設部設計課：鋼構造物計画設計技術指針（水門扉編）、（昭和60年）
- 4) 土木学会編：水理公式集（昭和60年）