

P

213

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 12 No. 1 JAN., 1971

---

論 文

---

アルミニウム合金の溶接凝固組織とその機械的性質

福井利安 難波圭三

住友軽金属工業株式会社

## 論 文

# アルミニウム合金の溶接凝固組織とその機械的性質\*

福井利安\*\* 難波圭三\*\*

## Weld-Solidified Structures and their Mechanical Properties of Aluminum Alloys

by Toshiyasu Fukui and Keizo Namba

This paper discussed the morphology of solidified structures in aluminum alloy welds and their effects on the mechanical properties.

Experiments were conducted to investigate the effects of heat inputs on grain-structures, dendrite cell size, distributions of solutes and other behaviors of 99.5%Al, Al-4.5%Mg and Al-4%Zn-2%Mg alloy welds, and were followed by the tests of such as tensile, bending, impact and hardness.

Grain-structures coarsened slightly with the increase of heat input per unit length, though columnar grains were likely to be formed on the side of low heat input and granular grains were on the side of high heat input. In addition, the formations of feathery grain and layer line were influenced by the heat inputs.

If three dimensional heat flow during solidification was approximately ensured, the dendrite cell size increased parabolically with the heat input per unit length as predicted from the theory of dendritic solidification involving mass-transfer and heat flow theories. However, it increased linearly with the heat input per unit length, if three dimensional heat flow was not ensured because of full-penetration.

Concentrations of solutes such as Mg, Zn, Fe and Si in the dendrite cell matrix were likely to be decreased with the increase of dendrite cell size which was resulted from the increase of heat input.

The properties of such as tensile, bending, impact and hardness were remarkably decreased with the growth of dendrite cells. There was a linear relationship between the tensile strength and reciprocal of square root of dendrite cell size as predicted from Petch's equation.

The tendency of decreasing mechanical properties with the increase of heat input or growth of dendrite cells was scarcely affected by homogenizing, except for the hardness property, although the mechanical properties in general were remarkably changed by homogenizing the solute elements such as Zn and Mg, and simultaneously increasing their concentrations in cell matrix.

Quench-sensitivity or age-hardenability of Al-Zn-Mg alloy welds was scarcely affected by the heat input in these experiments, though it was generally considered to partly depend upon the solidification rate.

It was concluded that the mechanical properties of welds were affected by the dendrite cell size, solute concentration, distribution of secondary phase, and grain structure. In particular, the effects of the former two factors were significant among them; in addition, the effects of impurities such as Fe and Si were not negligible.

### 1. 緒 言

溶接構造物の信頼性を高める上で、溶接部の性能の改善は工業的に非常に重要な課題の一つである。この場合、根本的には溶接部の凝固現象に注目しこの凝固組織およびそ

の特殊性をいっそう解明することが大切である。

周知のごとく、溶接金属は典型的な急冷凝固組織であるので溶接金属の性能は一般の鋳造組織や铸物組織に類似した挙動を示すことが多いが<sup>1)</sup>、多くの場合、単に凝固速度が速いだけでなく、epitaxial growth,<sup>1~4)</sup> 方向性凝固<sup>1,4)</sup>、周期的凝固<sup>5~7)</sup>、著しいかくはん現象<sup>1,5)</sup>あるいは熱源の移動<sup>8)</sup>など溶接特有の凝固現象も認められる。

\* 軽金属, 20(1970), 448 および 458 に発表

\*\* 研究部

しかしながら、アルミニウム合金の溶接凝固組織における結晶成長形態、結晶粒度、dendrite cell size, cell matrix や cell boundary における溶質濃度などについては断片的な研究が見られるだけで不明な点が非常に多い。

いっぽう、凝固組織における dendrite cell size とその機械的性質の関係についてはアルミニウム合金铸物や铸造材について調べられたいくつかの報告があるが<sup>9~12</sup>、他の強化因子も考慮して系統的に調べられたものはあまりなく、またアルミニウム合金溶接部についてこれらの観点より基礎的に検討された例はほとんどない。しかもこの機械的性質の挙動に際して、dendrite cell size がどの程度支配的な役割を果しうるのか、あるいはまた他の強化因子とどのような関連をもち、いかなる形で寄与しうるのかなどに関しては不明な点が非常に多い。

本研究はアルミニウム合金溶接部の凝固に関し基礎的な観点より種々検討を加え、溶接凝固組織の挙動あるいはその機械的性質におよぼす影響などを明らかにすることを目的としている。

本報では、まず最初に溶接凝固組織——とくに dendrite cell size や cell matrix 中の溶質濃度の変化におよぼす溶接入熱の影響を調べ、続いて、これらの溶接凝固組織がその機械的性質におよぼす影響について検討した。

## 2. 供試材および実験方法

## 2・1 供試材

実験に用いた供試材は純アルミニウムとして 99.5% Al (1100), 非熱処理型アルミニウム合金として Al-4.5% Mg

(5083), および熱処理型アルミニウム合金として Al-4% Zn-2%Mg(7N01) である。いずれも工業的に製造された 12 および 20mm 板である。いっぽう溶加材には上記の母材組成に近い共材系 (1100, 5183 および 7N11) の 1.6 および 2.4mm $\phi$  の電極ワイヤを用いた。母材 および 溶加材の化学組成は省略するが、各種溶接入熱で作成した溶着金属の分析結果を Table 1 に示す。

## 2·2 溶接入熱

99.5% Al, Al-4.5%Mg および Al-4%Zn-2%Mg の 12 および 20mm 板をそれぞれ共材系の溶加材で bead-on-plate の MIG 1 層溶接を行なった。この場合、溶接条件を 300~450A (溶接電流), 20~26V (アーク電圧) および 0.42~1.8 cps (溶接速度) の範囲で変化させ Table 2 に示す種々の入熱条件で溶接した。溶接入熱は単位長さ当たりの溶接入熱を採用し、多くの研究者<sup>8,13~15)</sup>によって用いられている(1)式によって算出し、 $\eta = 75\%$ <sup>14,15)</sup>とした。

ここで  $q$  : 単位長さ当たりの溶接入熱 (cal/cm)

$I$  : 溶接電流 (A)

$E$ : アーク電圧 (V)

$\eta$ ：效率

$v$  : 溶接速度 (cps)

Table 2 より明らかなごとく実験は Test 1, 2 および 3 よりなり, Test 1 は板厚に対して溶け込みが小さくある程度三次元の熱伝導論的な取扱いができる場合であるが Test 2 は入熱の大きい場合一部貫通型の溶け込みとなり

**Table 1** Chemical compositions of weld metal in test specimens

Materials		Chemical compositions, %									
		Cu	Fe	Si	Mg	Mn	Zn	Cr	Ti	Zr	Al
A1	A1~A14	0.02	0.29~0.34	0.09~0.10	<0.01	<0.01	0.01~0.02	<0.01	<0.01	—	99.52~99.59
Al-Mg	M1~M14	<0.01	0.14~0.19	0.05~0.08	4.32~4.45	0.62~0.67	<0.01	0.13~0.16	<0.01	—	R
Al-Zn-Mg	Z1~Z14	0.01~0.02	0.15~0.20	0.03~0.07	2.09~2.30	0.26~0.30	3.98~4.15	<0.01	0.01~0.02	0.15~0.18	R

**Table 2** Conditions of heat input in bead-on-plate welds

Materials	Heat input per unit length, cal/cm						Remarks
	99.5%Al		Al-4.5%Mg		Al-4%Zn-2%Mg		
Test 1	A 1	585*	M 1	753*	Z 1	713*	Filler metals: 2.4 mmφ
	A 2	1500*	M 2	1800*	Z 2	1660*	
	A 3	2570*	M 3	2640*	Z 3	2520*	
	A 4	3760*	M 4	3760*	Z 4	3530*	
Test 2	A 5	707*	M 5	641*	Z 5	707*	Filler metals: 1.6 mmφ
	A 6	1550*	M 6	1490*	Z 6	1420*	
	A 7	1800*	M 7	1800*	Z 7	1880*	
	A 8	2250*	M 8	2250*	Z 8	2350**	
	A 9	3260**	M 9	3260**	Z 9	3140**	
	A 10	3910**	M 10	3910**	Z 10	3760**	
Test 3	A11	1880*	M11	1730*	Z11	1880*	Filler metals: 1.6, 2.4 mmφ
	A12	2690*	M12	2470*	Z12	2590*	
	A13	3760**	M13	3760**	Z13	3760**	
	A14	4020**	M14	4520**	Z14	4820**	

\* Incomplete penetration, \*\* Complete penetration (pass through)

三次元の熱流が不可能な場合である。(ただし Test 2においても入熱が小さい場合はこの限りでない。) Test 3 は Test 1 および 2 の 2 つの実験結果の再現性を確認するために行なったものである。

### 2・3 実験方法

まず上記の入熱条件で作製せる bead-on-plate 溶接部の横断面、縦断面および平面のマクロおよびミクロ組織を観察して結晶粒の大きさ、羽毛状晶や layer line の形成と入熱の関係を調べ、続いて Spear ら<sup>10)</sup>によって示されている line intercept 法で dendrite cell size (溶接金属のような急冷凝固組織では dendrite cell size は dendrite arm spacing にほぼ等しい<sup>10)</sup>) を測定し溶接入熱との定量的な関係をもとめた。さらに dendrite cell boundary や matrix における溶質元素の濃度変化についても検討を加えた。

試料の腐食液は主として王水(マクロ組織)および Keller 氏液(ミクロ組織)であるが一部のものは Tucker 氏液(マクロの下部組織)を用いた。

次に溶接部の引張り性質、曲げ性、シャルピー衝撃性質、かたさなどの機械的性質と dendrite cell size の関係について調べた。これらの機械的性質におよぼす化学組成差の影響を少なくするために、各試料の作成ならびに採取に際しては十分な配慮をした。Table 1 に示すごとく、すべて

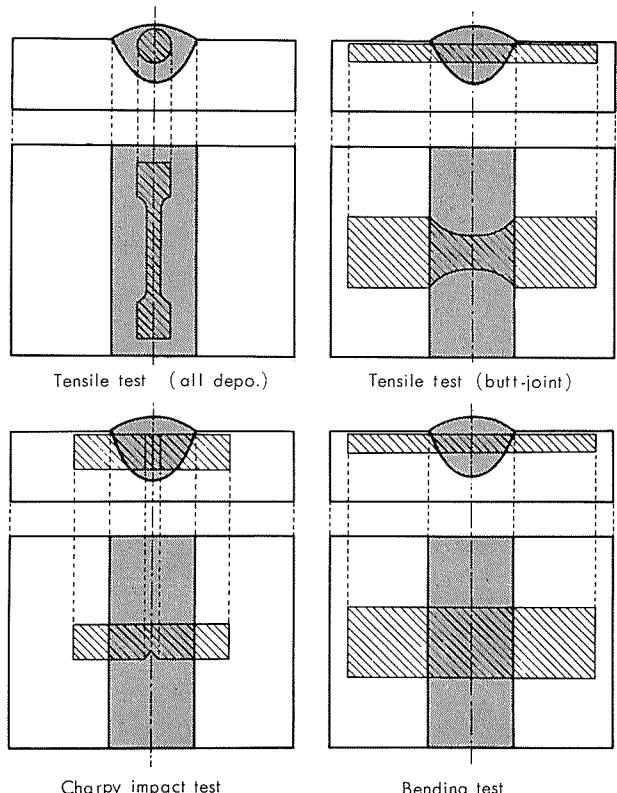


Fig. 1 Tensile, Charpy impact and bending test specimens

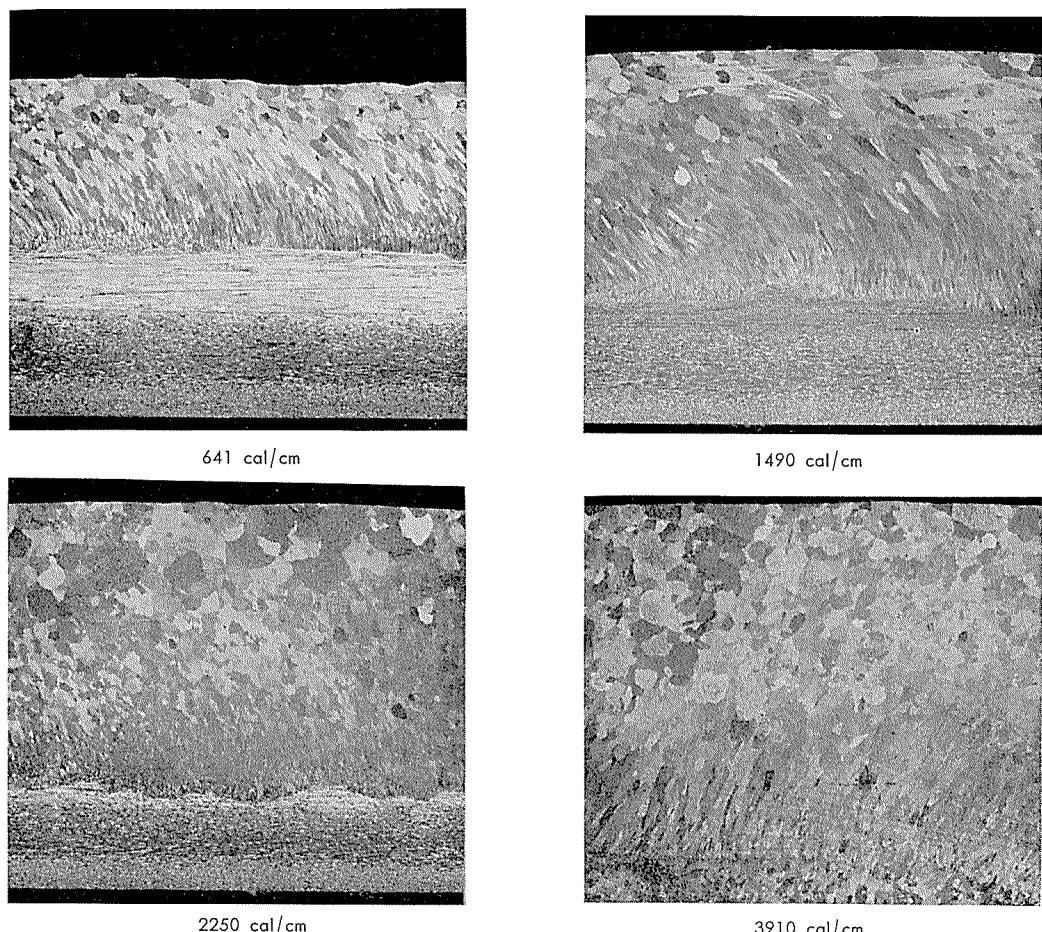


Photo. 1 Effects of heat input on macro-structures of Al-4.5%Mg alloy welds

の入熱条件を含めた試料の化学組成のバラツキ範囲は非常に少なく、入熱条件の変化による組成差はほとんど無視し得る。

以上の実験では、99.5%AlおよびAl-4.5%Mgは溶接のままで試験に供したが、Al-4%Zn-2%Mgは溶接後30日間自然時効を施したものについて試験した。

なお、溶接部の機械的性質によよぼす dendrite cell size 以外の因子の影響を調べるために溶接後均一加熱処理を行ない、また Al-4%Zn-2%Mg については溶接入熱の違いによる焼入性の相違について考慮するため溶接後種々の時効処理を行なった試料でも実験した。

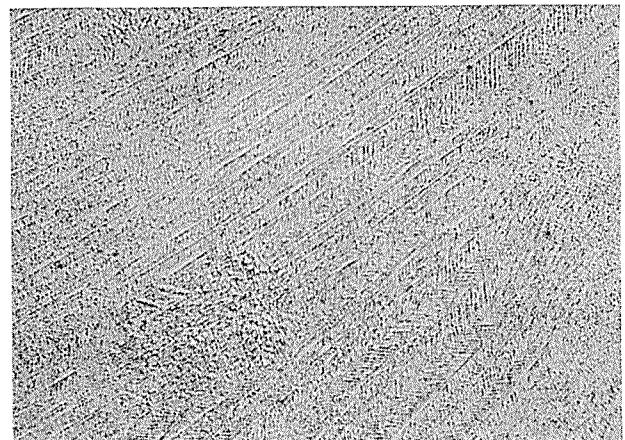
参考までに Fig. 1 に各種試験片の形状と採取方法を示す。

### 3. 溶接凝固組織によよぼす入熱の影響

#### 3.1 結晶成長模様および結晶粒度

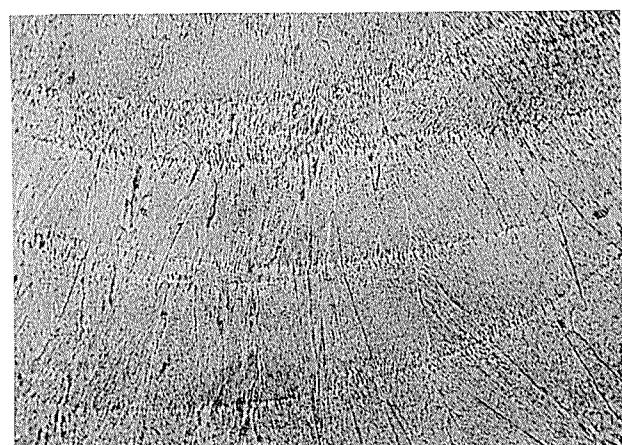
99.5%Al, Al-4.5%Mg および Al-4%Zn-2%Mg の溶接部の横断面、縦断面および平面におけるマクロ組織を調べ、それらの結晶成長模様を検討した結果、Zr のような微細化元素を含む Al-4%Zn-2%Mg ではほぼ全面的に粒状晶を示しているが、99.5%Al および Al-4.5%Mg では柱状晶と粒状晶が混在しており、柱状晶は溶接入熱の反対方向に成長していることが明らかとなった。これらの柱状晶と粒状晶の割合は合金組成で著しく異なり、また後述するように溶接入熱でも異なってくる。

Photo. 1 に Al-4.5%Mg 溶接部の結晶粒の大きさによよぼす溶接入熱の影響を示す。これより明らかなどく、入熱が少ない時には柱状晶および粒状晶とも微細であり、入熱の増加とともに粗大化しているようであるが、これらの差は小さく、マクロ的な結晶粒の挙動によよぼす入熱の影響はあまり大きくないようである。この傾向は99.5%Al



Feathery structure

—Al-4.5%Mg (753 cal/cm)—



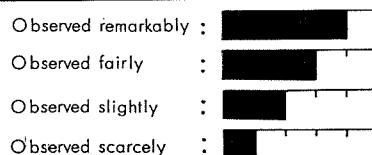
Layer line structure

—99.5%Al (1500 cal/cm)—

**Photo. 2** Feathery and layer line structures observed in Al-4.5%Mg, and 99.5%Al welds, respectively. ( $\times 100$ )

**Table 3** Results of qualitative observation of characteristic structures in welds

Materials	Degree of heat input	Characteristic structures observed in welds				Remarks
		Columnar grain	Granular grain	Feathery grain	Layer line	
Al	Low	■■■	■	■	■■■	< 0.01% Ti < 0.01% Zr
	Medium	■■■	■■	■	■■■	
	High	■■■	■■■	■	■■■	
Al-Mg	Low	■■■	■■	■■■	■■■	< 0.01% Ti < 0.01% Zr
	Medium	■■■	■■■	■■■	■■■	
	High	■■■	■■■	■■■	■■■	
Al-Zn-Mg	Low	■■	■■■	■■■	■■■	0.01% Ti 0.17% Zr
	Medium	■	■■■	■■■	■■■	
	High	■	■■■	■■■	■■■	



および Al-4%Zn-2%Mg でも同様であった。しかしながら後述するようにミクロ的な dendrite cell size は溶接入熱によって著しく影響される。

ところでアルミニウム合金の溶接部では、しばしば羽毛状晶や layer line (これは solute band とも呼称される凝固下部組織の一種である) が認められるが、この一例を Photo. 2 に示す。前者の羽毛状晶は、本実験では99.5%Al でほとんど認められず、Al-4.5%Mg および Al-4%Zn-2%Mg で多く認められた。後者の layer line はいずれの試料においても認められたが、99.5%Al および Al-4.5%Mg では、この layer line は dendrite cell の粗大化領域に相当したが Al-4%Zn-2%Mg では結晶粒の微細化領域に相当しており、少し様子を異にしていることが明らかとなった。

以上述べた溶接凝固組織の形成あるいはその挙動を溶接入熱との関係で定性的にまとめると Table 3 のごとになる。

まず結晶粒の形態であるが 99.5%Al ではほぼ柱状晶であり入熱がかなり大きい時にのみ粒状晶が少し現われてくる。Al-4.5%Mg でも柱状晶の割合が多いが、入熱が増すと柱状晶は少し減少し粒状晶が増していく。いっぽう Al-4%Zn-2%Mg では Zr を含有しているためほとんど粒状晶であるが入熱が非常に小さい時には冷却速度が速くなりまた熱流の影響を強く受けるので柱状晶も少し形成される。いっぽう羽毛状晶や layer line は溶接入熱の増加と共にその発生が少なくなる傾向を示した。しかし今回の調査は定性的なものであるので、これらの詳細についてはまだ不明な点も多い。

### 3-2 Dendrite cell size

Photo. 3 は Al-4%Zn-2%Mg を 707～3760 cal/cm

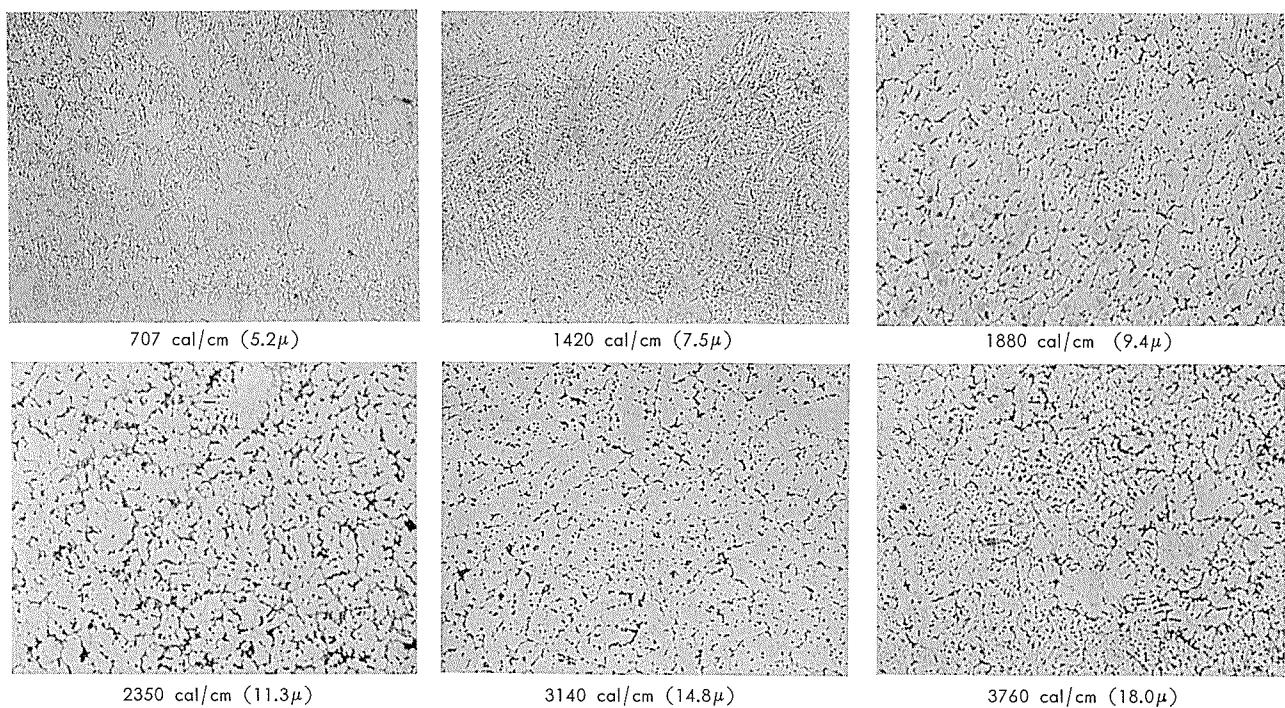


Photo. 3 Effects of heat inputs on dendrite cell structures and their cell sizes of Al-4%Zn-2%Mg alloy welds ( $\times 100 \times 2/3$ )

(Test 2) の入熱条件で溶接せる試料のミクロ組織である。これより明らかなごとく入熱の増加とともに dendrite cell size は 5.2～18.0 $\mu$  にまで粗大化している。この場合、707～1880 cal/cm では溶け込み先端が底まで達していないが 2350～3760 cal/cm では貫通した溶け込みとなっている。

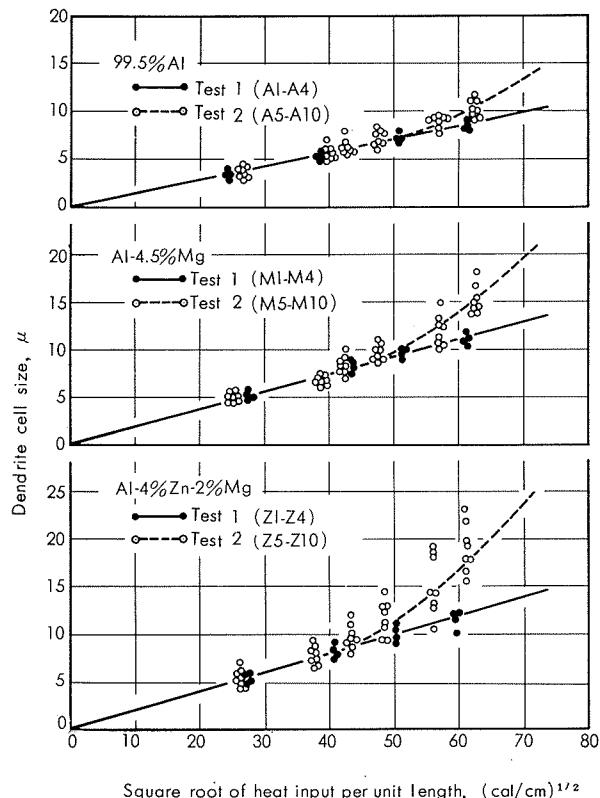


Fig. 2 Relationship between dendrite cell size and square root of heat input per unit length for 99.5%Al, Al-4.5%Mg and Al-4%Zn-2%Mg alloy welds

同様にして 99.5%Al を 707~3910 cal/cm, Al-4.5%Mg を 641~3910 cal/cm で溶接したものでは dendrite cell size はそれぞれ 3.8~10.6 $\mu$  および 4.8~15.0 $\mu$  となっていた。

これらの Test 2 の結果以外に、同様にして実験した Test 1 の結果も含めて dendrite cell size と溶接入熱の平方根の関係で図示すると Fig. 2 のようになる。すなわち溶け込みが貫通しておらずある程度三次元熱流が可能であると思われる Test 1 ではほぼ直線の関係がえられている。この勾配は合金組成の種類で異なり、Al-4%Zn-2%Mg で最も大きく、99.5%Al で最も小さい。いっぽう入熱の大きい場合に貫通した溶け込みとなる Test 2 では、入熱が小さい領域 (Test 1 と同様溶け込みは貫通していない) では Test 1 と同じ直線であるが入熱が大きい領域ではこの直線より逸脱している。

これらの結果より溶け込みが貫通せずある程度三次元の熱流が起りうる場合には dendrite cell size は溶接入熱の平方根に比例して大きくなるが、貫通型の溶け込みとなって二次元の熱流になると思われる場合には dendrite cell size は異常に粗大化するようである。

### 3・3 溶質元素の分布状況

99.5%Al, Al-4.5%Mg および Al-4%Zn-2%Mg をそれぞれ 707~3910, 641~3910 および 707~3760 cal/cm の入熱条件で溶接し、溶接金属の dendrite cell boundary

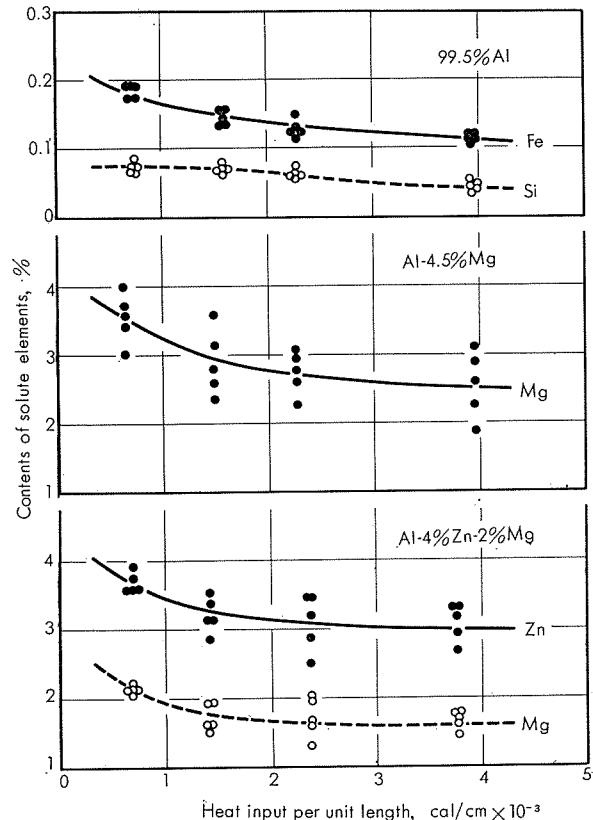


Fig. 3 Effects of heat inputs per unit length on contents of solute elements in matrix of dendrite cell structures of 99.5%Al, Al-4.5%Mg and Al-4%Zn-2%Mg alloy welds

および cell matrix における溶質濃度を EPMA の line scanning で測定した。溶質濃度の測定方法は chart における line scanning の山 (dendrite cell boundary) および谷 (cell matrix) の 5か所の平均値を 1つの測定値とし、それぞれ 5つの領域で測定を行なった。

Fig. 3 は 99.5%Al における Fe ならびに Si, Al-4.5%Mg における Mg, および Al-4%Zn-2%Mg における Zn ならびに Mg の cell matrix 中の溶質濃度と溶接入熱の関係を示す。これより明らかなるごとく、一部の例外はあるがいずれにおいても cell matrix 中における溶質濃度は入熱の増加とともに低下している。

Fig. 4 は dendrite cell boundary およびその近傍の平均溶質濃度と溶接入熱の関係を示す。これより明らかなるごとく一部の異常値は認められるが、全体的には cell matrix 中の濃度変化とは逆の傾向を示し、入熱の増加とともに平均溶質濃度は上昇している。

前述の Photo. 3 あるいは Fig. 2 より溶接部の dendrite cell は入熱の増加とともに粗大化しているが、この結果と Fig. 3 および 4 に示した溶質元素の濃度変化の結果より cell matrix における溶質濃度は dendrite cell size の大きいものより小さいものにおいて高く、逆に dendrite cell boundary およびその近傍における溶質濃度は dendrite cell size の小さいものより大きいものにおいて高いことが明らかである。

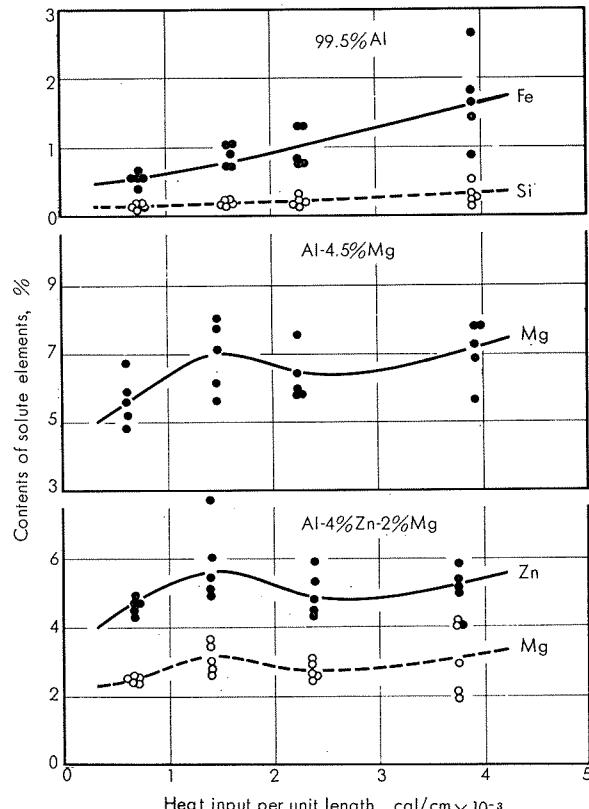


Fig. 4 Effects of heat inputs per unit length on average contents of solute elements in dendrite cell boundary and its neighbor of 99.5%Al, Al-4.5%Mg and Al-4%Zn-2%Mg alloy welds

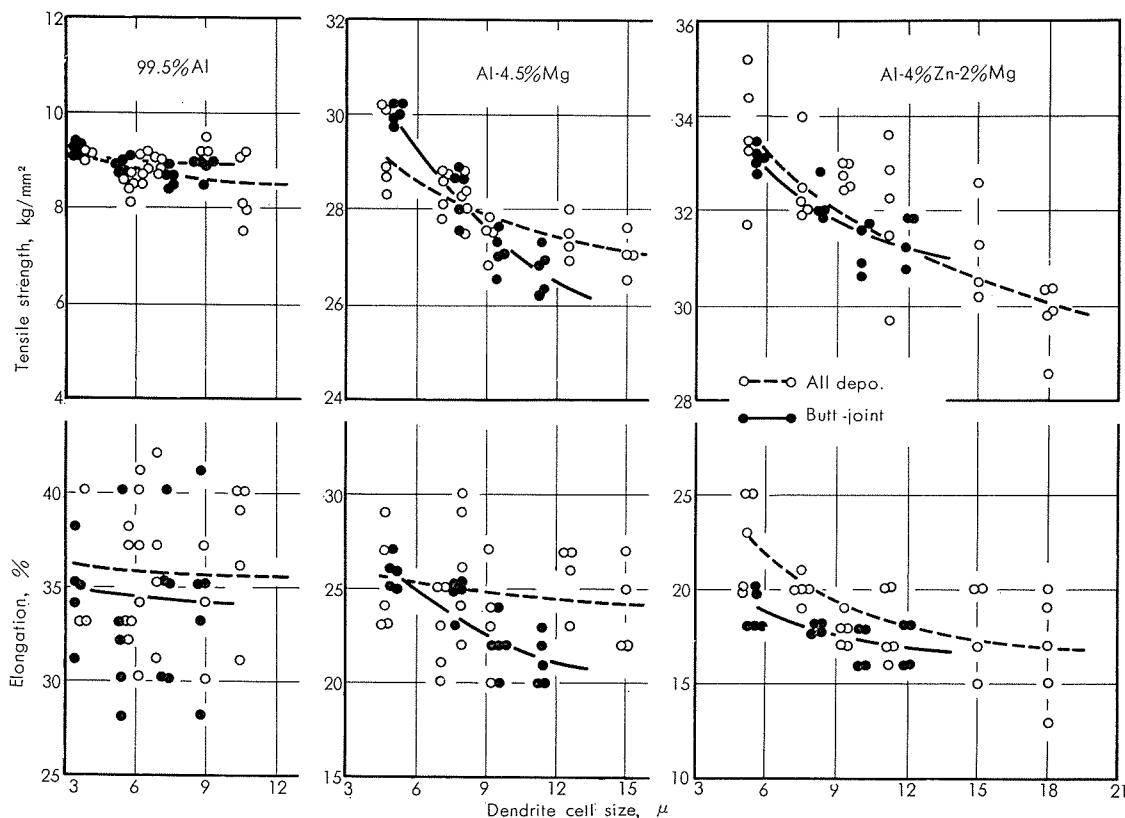


Fig. 5 Relationship between tensile properties and dendrite cell size for 99.5%Al, Al-4.5%Mg and Al-4%Zn-2%Mg alloy welds

#### 4. 機械的性質におよぼす凝固組織の影響

##### 4.1 Dendrite cell size の影響

溶接部の機械的性質と dendrite cell size の関係について調べた。

Fig. 5 に全溶着金属および突合せ継手の引張性質と dendrite cell size の関係を示す。これより明らかなるごとく、99.5%Al では dendrite cell size が  $3.8 \sim 10.6\mu$  に増大しても引張強さおよび伸びはほとんど変化していない。しかし、Al-4.5%Mg および Al-4%Zn-2%Mg では dendrite cell size がそれぞれ  $4.8 \sim 15.0\mu$  および  $5.2 \sim 18.0\mu$  に増大するにつれ引張強さおよび伸びは著しく低下している。そしてこの低下は dendrite cell size が  $5 \sim 10\mu$  の範囲でとくに著しく、 $10\mu$  を過ぎた領域では低下度が少し緩和されている。

Fig. 6 に溶接部の曲げ性と dendrite cell size の関係を示す。99.5%Al では曲げ内側半径が  $0 t$  での  $180^\circ$  曲げでも割れは生じておらず dendrite cell size との関係は明らかでないが、Al-4.5%Mg および Al-4%Zn-2%Mg では dendrite cell size が大きくなるにしたがい最小曲げ半径が増し、延性の劣化を示している。この結果は Fig. 5 における伸びの傾向に類似している。

Fig. 7 に溶接部のシャルピー衝撃値と dendrite cell size の関係を示す。99.5%Al では dendrite cell size が増大してもシャルピー衝撃値はほとんど変化していないが、Al-4.5%Mg および Al-4%Zn-2%Mg では dendrite cell

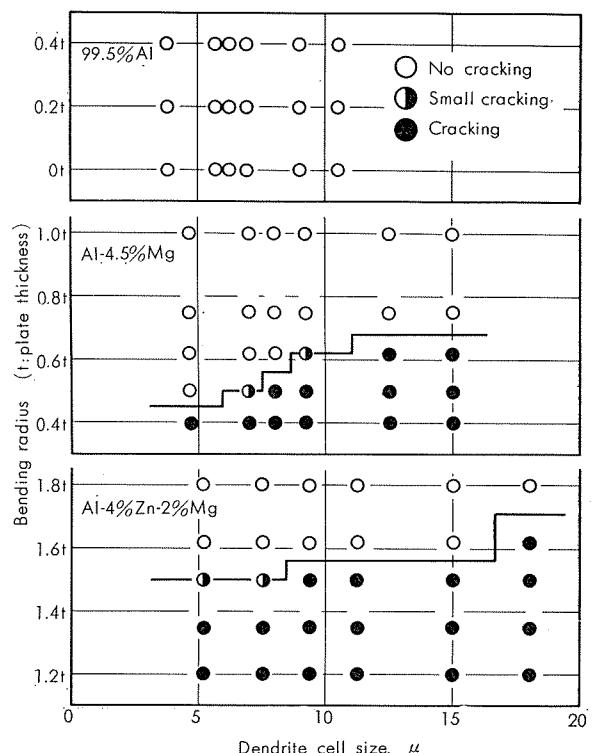


Fig. 6 Relationship between bending properties and dendrite cell size for 99.5%Al, Al-4.5%Mg and Al-4%Zn-2%Mg alloy welds

size の増大とともに著しい低下を示している。とくに Al-4.5%Mg でその低下が大きい。

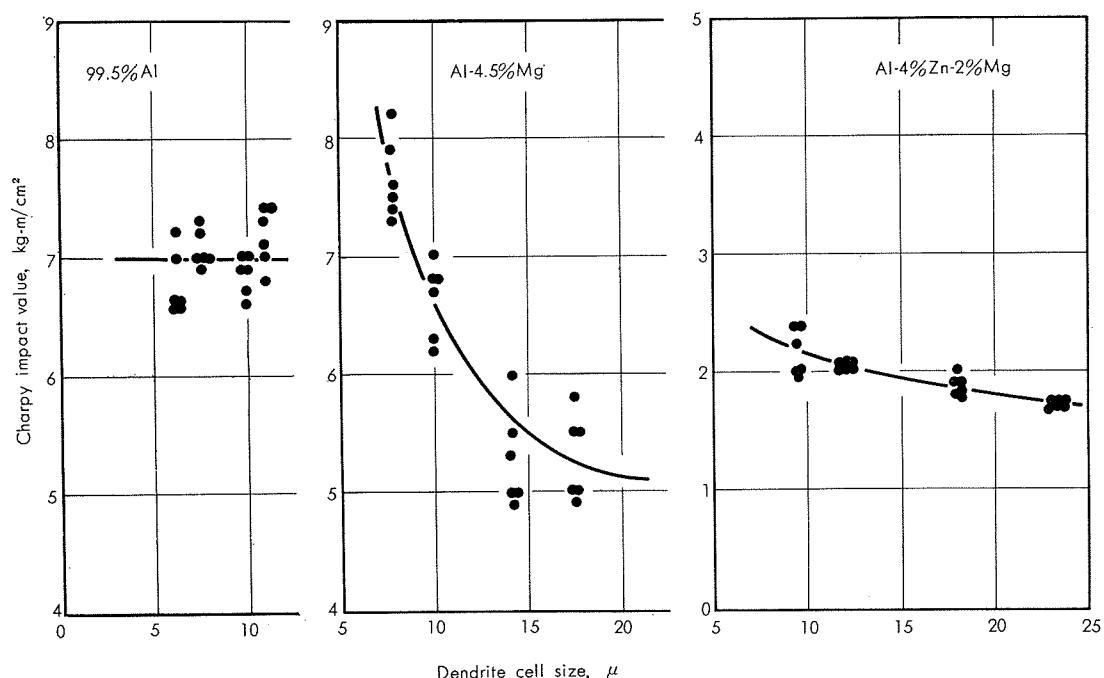


Fig. 7 Relationship between Charpy impact value and dendrite cell size for 99.5%Al, Al-4.5%Mg and Al-4%Zn-2%Mg alloy welds

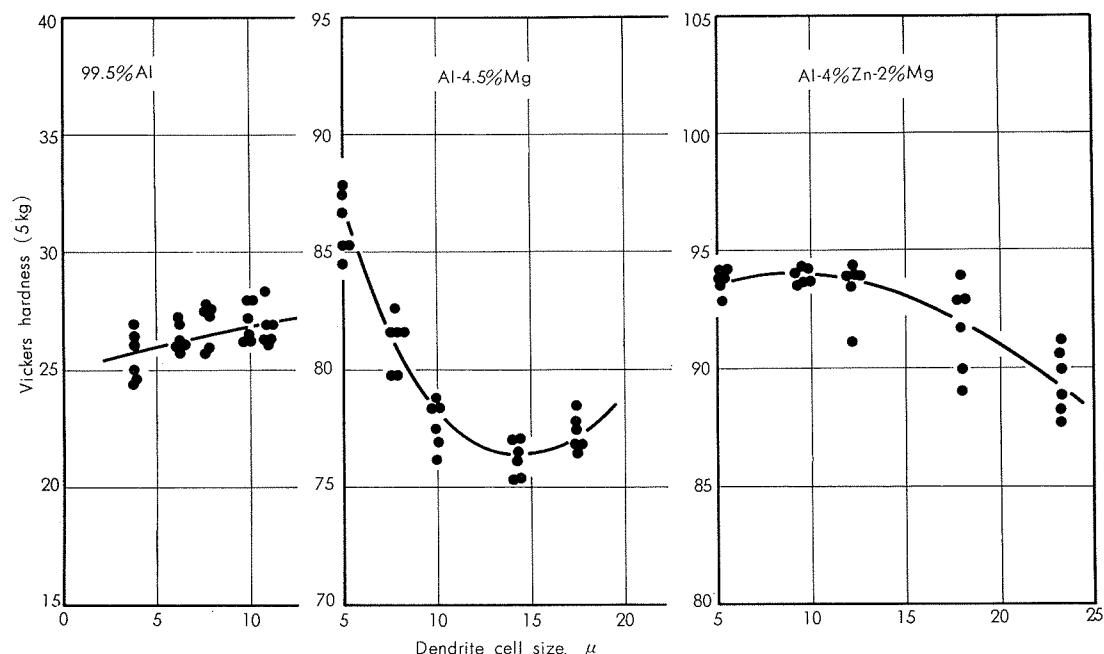


Fig. 8 Relationship between Vickers hardness and dendrite cell size for 99.5%Al, Al-4.5%Mg and Al-4%Zn-2%Mg alloy welds

Fig. 8 に溶接部のかたさと dendrite cell size の関係を示す。99.5%Al では dendrite cell size の増大とともにかたさは少し増している。しかし Al-4.5%Mg および Al-4%Zn-2%Mg では dendrite cell size の増大とともにかたさはかなり低下している。ただ Al-4.5%Mg では dendrite cell size の大きい領域で Al-4%Zn-2%Mg では dendrite cell size の小さい領域で他の機械的性質に

は認められなかったような特異な挙動が認められる。

以上より明らかなごとく、全体的な傾向として、溶接部の機械的性質は 99.5%Al では dendrite cell size の影響はあまりうけていないが、Al-4.5%Mg および Al-4%Zn-2%Mg では dendrite cell size の影響を強くうけ、dendrite cell size の増大とともに機械的性質は著しい劣化を示している。

#### 4・2 溶質元素の分布状況の影響

前項で述べたごとく、溶接部の機械的性質は合金元素をあまり含まない 99.5%Al を除いて dendrite cell size の影響を強くうけることが明らかとなったが、これらの dendrite cell size の変化とともに溶質元素の分布状況も変化しており、この結果はすでに 3・3 項の Fig. 3 および 4 で示したごとくである。

これより明らかなごとく cell matrix 中の溶質元素一すなわち 99.5%Al 中の Fe ならびに Si, Al-4.5%Mg 中の Mg および Al-4%Zn-2%Mg 中の Zn ならびに Mg はいずれも dendrite cell size の増大とともに著しく減少しており、逆に dendrite cell boundary およびその近傍の溶質濃度は dendrite cell size の増大とともに大きくなっている。

この Fig. 3 に示す dendrite cell の matrix 中における溶質元素の濃度変化は dendrite cell size による機械的性質の変化とよい対応を示しており、このことより dendrite cell size の増大による機械的性質の劣化には溶質元素の分布状況の変化も同時に影響していると考えられる。そこで、これらの点をよりいっそう明らかにするため 99.5%Al, Al-4.5%Mg および Al-4%Zn-2%Mg の溶接部の機械的性質におよぼす均一化加熱処理の影響について

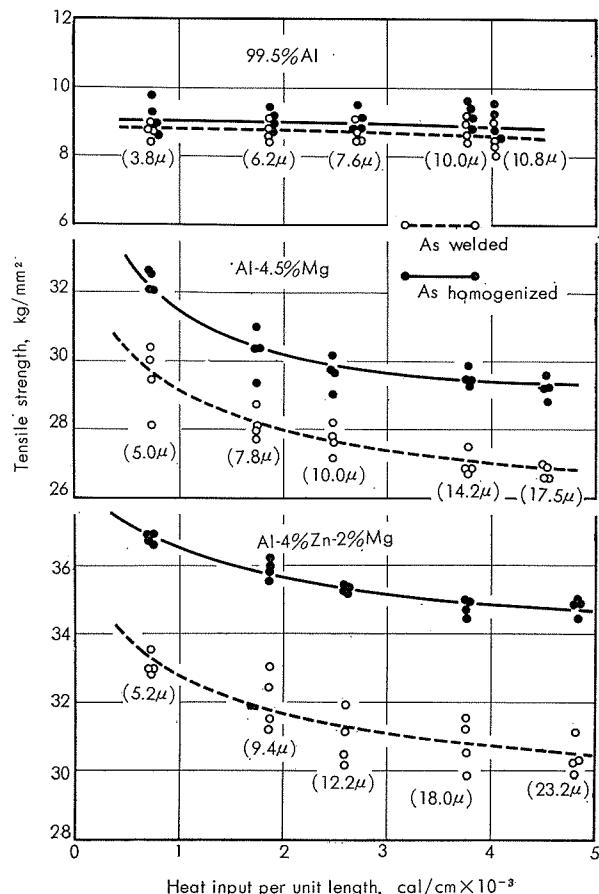


Fig. 9 Effects of heat-treatments on tensile strength of 99.5%Al, Al-4.5%Mg and Al-4%Zn-2%Mg alloy welds made under various heat input condions.

調べた。均一化処理条件は、99.5%Al では  $500^{\circ}\text{C} \times 3\text{h}$ , Al-4.5%Mg では  $500^{\circ}\text{C} \times 3\text{h}$ . および Al-4%Zn-2%Mg では  $465^{\circ}\text{C} \times 3\text{h}$ . である。

Fig. 9 は溶接部の引張強さについての結果を示す。99.5%Al では溶接入熱の増大あるいは dendrite cell の粗大化によって引張強さはあまり変化しておらず、また均一化加熱処理を施してもほとんど変化していないが、溶質元素を多く含む Al-4.5%Mg および Al-4%Zn-2%Mg では均一化処理によって引張強さは著しく上昇している。この引張強さの増加は、主要な溶質元素、例えば Al-Mg 合金中の Mg, Al-Zn-Mg 合金中の Zn および Mg の拡散による matrix 中の濃度の増大によっていることは明らかである。しかし均一化処理を施した後でも均一化処理前の溶接入熱あるいは dendrite cell size の影響は明確に残っている。

Fig. 10 はシャルピー衝撃値についての結果を示す。均一化加熱処理を施すことによりシャルピー衝撲値は全体的に低下するが均一化処理前の傾向はそのまま残されている。

しかしながら、Fig. 11 に示すかたさの結果では引張強さやシャルピー衝撲値の場合と異なり、均一化処理によって処理前の溶接入熱あるいは dendrite cell size の影響は

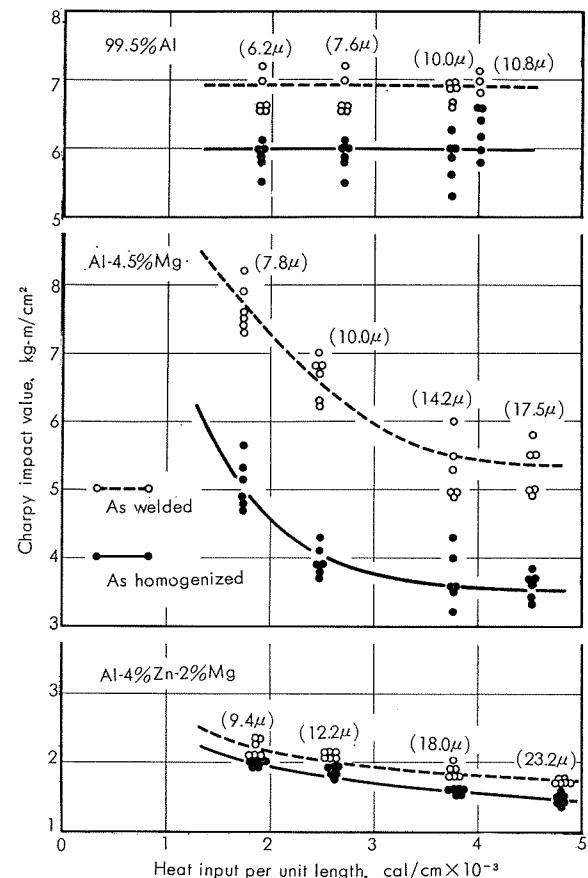


Fig. 10 Effects of heat-treatments on Charpy impact value of 99.5%Al, Al-4.5%Mg and Al-4%Zn-2%Mg alloy welds made under various heat input condions.

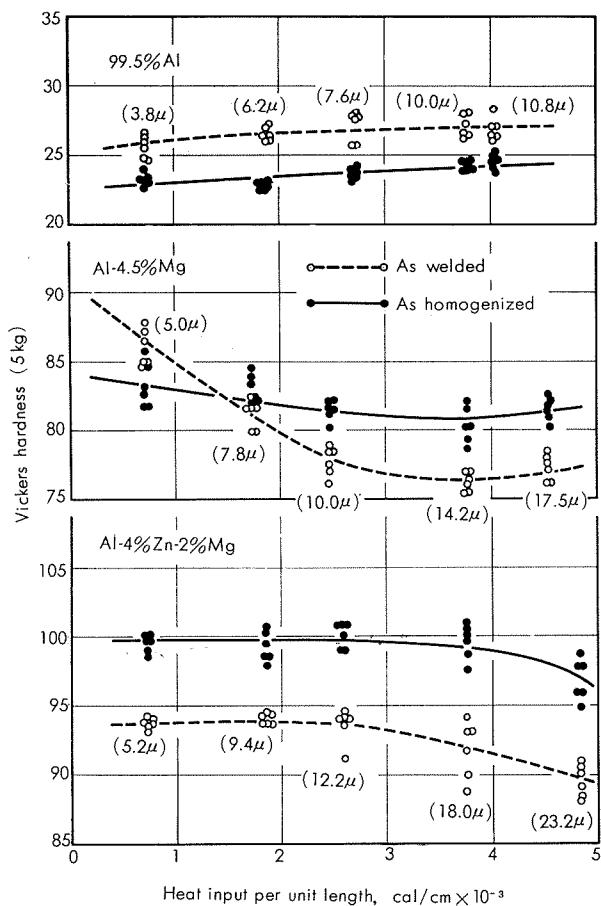


Fig. 11 Effects of heat-treatments on Vickers hardness of 99.5%Al, Al-4.5%Mg and Al-4%Zn-2%Mg alloy welds made under various heat input conditions.

ほぼ消滅しており、均一な値となっている。ただ、99.5%Alでは均一化処理でかたさは低下しているのに対し、Al-4%Zn-2%Mgではかなり上昇しており、Al-4.5%Mgでは初期状態におけるdendrite cell sizeの大きい場合と小さい場合のかたさのほぼ中間的な値となっている。

これらの均一化処理による組織の変化を光学顕微鏡およびEPMAで調べた結果、99.5%AlではFeならびにSiはあまり変化していないが、Al-4.5%MgにおけるMg、およびAl-4%Zn-2%MgにおけるZnならびにMgはほとんど均一化していることが認められた。しかしながらAl-4.5%MgおよびAl-4%Zn-2%MgでもFeおよびSi、とくに前者はほとんど変化しておらずnet work状に分布し残存している。

#### 4・3 焼入性の影響

Al-Zn-Mg合金のような熱処理型合金では凝固速度あるいは凝固時の冷却速度の違いによる焼入性およびその後の時効硬化性についても考慮しなければならない。

本実験では、Al-4%Zn-2%Mgで、とくにこの点を考慮し、種々異なる入熱(720~4820cal/cm)で溶接を行なって溶接凝固組織の焼入性および時効性におよぼす溶接入熱(凝固条件)の影響を調べた。Fig. 12に種々の入熱で

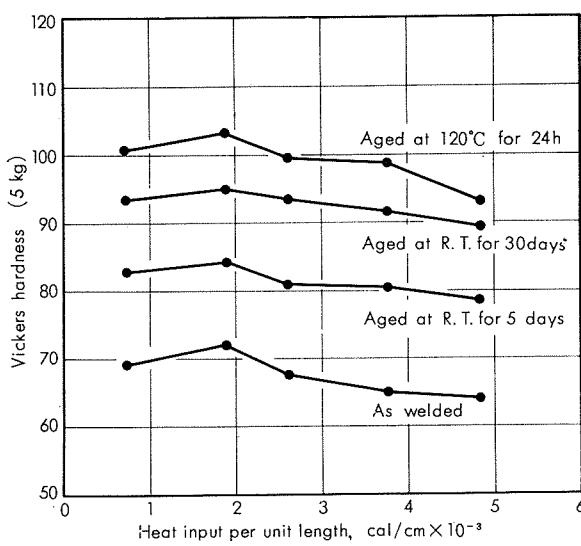


Fig. 12 Effects of heat inputs on ageing characteristics of Al-4%Zn-2%Mg alloy welds

溶接された試料の時効硬化の変化を示す。これより明らかなごとく、初期硬度(溶接直後のかたさ)は入熱でかなり異なるが、その後の時効硬化性にはあまり差が認められない。

すなわち入熱の違いによるかたさの差は各時効材でほぼ同じであり、これより入熱の違いによる焼入性および時効性の相違はほとんど無視しうるようである。なお、Fig. 12における入熱の違いによるかたさの相違は3・3項のFig. 3に示したdendrite cell sizeとmatrix中の溶質濃度の変化によるものであり、一部入熱の小さい領域(720~1880 cal/cm)で認められる異常変化は、4・1項のFig. 8において認められたのと同じくdendrite cell boundaryおよびその近傍での溶質偏析の結果(Fig. 4参照)とよい相関を示しており、この濃度変化でうまく説明できる。

## 5. 考察

### 5・1 溶接凝固組織と入熱の関係

溶接凝固は導体中における局部溶融部で生ずる微小金属の連続的な急冷凝固現象であるため、緒言でも述べたごとく、通常の鋳造凝固<sup>10,11,16~18)</sup>とは異なる挙動を示すことが多い。アルミニウム合金の溶接凝固に関しては、すでにいくつかの報告がなされているが<sup>1~7,9,15,19)</sup>、溶接入熱あるいは溶接金属の凝固時における冷却速度が、溶接凝固組織やその機械的性質におよぼす影響については、あまり検討されておらず、不明な点も多い。

本実験においては、まず最初に溶接部の結晶成長形態、結晶粒度、dendrite cell size、cell boundaryあるいはcell matrixにおける溶質濃度の分布状態などにおよぼす溶接入熱の影響について調べたが、すでに詳述したごとく、これらの溶接凝固組織は、溶接入熱の増減にともなって、かなり著しい変化をしめしている。これらのうち、とくにdendrite cell sizeは溶接入熱と定量的関係にあることが



cell size は入熱に比例して大きくなる。

この点については最近 Jarman ら<sup>22)</sup> も同様の現象を見出しており、この理由として二次元熱流では前述の冷却速度の(3)式がつぎのようになり<sup>13)</sup>

$$\frac{dT}{dt} = 2\pi\kappa\rho C_p \left(\frac{vg}{Q}\right)^2 (T - T_0)^3 \quad \dots\dots\dots(6)$$

ここで  $g$  : 板厚 (cm)

$\rho$  : 密度 (g/cm<sup>3</sup>)

この(6)式と前述の(2)および(4)式より

になるためであるとしており、Al-Cu および Al-Mg を用いた実験で確認している。

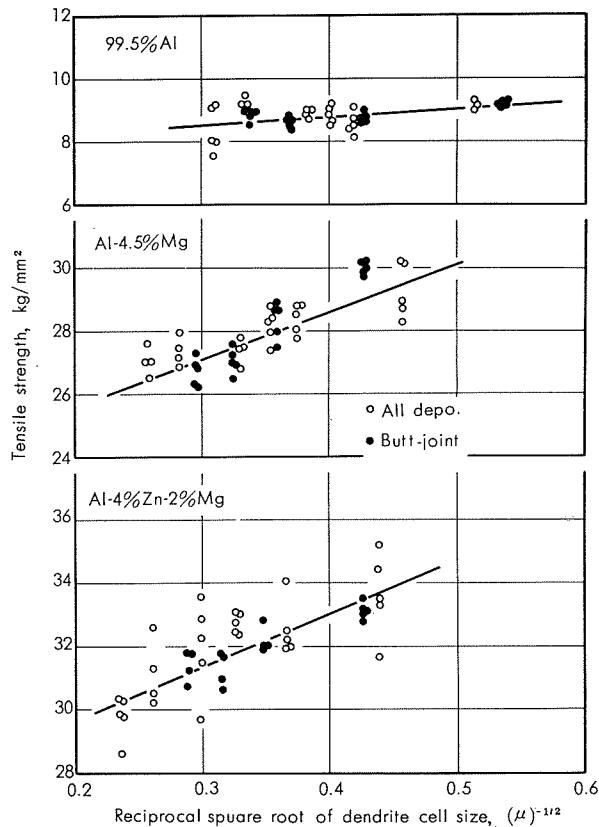
ところで溶接凝固組織における柱状晶、粒状晶あるいは羽毛状晶などの結晶成長形態、layer line に代表されるような凝固下部組織と溶接入熱の関係についてはあまり調べられていない。本実験での結果は Table 3 に概略的に示したが、これらより明らかなどとく、この結果のうち、結晶成長形態の変化については他の研究者の結果<sup>2,3,23)</sup>と特に異なるものではない。しかし凝固下部組織の形成については D'Annessa<sup>6)</sup> や Jordan ら<sup>15)</sup> が指摘する溶質の偏析や、dendrite cell size の変化領域だけでなく、結晶粒度そのものが変化する場合もあることが明らかとなった。ただ、これらの layer line の形成量の溶接入熱による変化については、Garland ら<sup>24)</sup> の結果とは少し異なるが Jordan ら<sup>15)</sup> の研究と比較的類似した結果となっている。

その他、溶接部の結晶粒は、溶接入熱の増大とともに粗大化するが、この変化は dendrite cell size のそれにくらべれば、かなり少ないことがわかった。これは、中谷、清水<sup>25)</sup>により Al-Fe 系の鋳造材で調べられた結果とよく一致している。また dendrite cell boundary およびその近傍や cell matrix における溶質濃度の溶接入熱による変化も、ほぼ妥当な結果と思われる。ただ cell boundary およびその近傍の溶質濃度で、一部の試料が、比較的低い溶接入熱の際、やや異常な挙動を示しているが、この原因はまだ明らかでない。この異常な挙動は、次項で述べる凝固組織とその機械的性質の関係においても明瞭に認められており、これらの溶質濃度の挙動が、かならずしも規則的でかつ定常に現われない可能性を有しているとも考えられる。

## 5.2 溶接部の機械的性質と凝固組織の関係

アルミニウム合金铸物や铸塊の諸性質はその铸造凝固組織に著しく影響されることは古くよりよく知られており、この铸造凝固組織と機械的性質の関係については dendrite cell size の挙動<sup>9~12)</sup>、凝固時に晶出せる第2相の量<sup>12, 26~28)</sup>、結晶成長方向<sup>26, 28)</sup>あるいは matrix における溶質濃度<sup>27, 29)</sup>などの点より種々調べられている。

しかしながら、溶接凝固組織については比較的巨視的な観点より検討されたいいくつかの報告<sup>30~34)</sup>が見られるだけで微視的な観点より詳細に調べられたものはほとんどな



**Fig. 15** Relationship between tensile strength and reciprocal square root of dendrite cell size for 99.5%Al, Al-4.5%Mg and Al-4%Zn-2%Mg alloy welds

い。しかも鋳造あるいは溶接凝固組織のいずれにおいてもこれらの機械的性質を支配する種々の因子については、多くの場合、断片的な関係について調べられているだけで、これらの諸因子の関連性や相互作用については実験上の困難性もともなってほとんど検討されていない。

Fig. 5 ~ Fig. 8 に示したごとく溶接部の機械的性質は dendrite cell size の増加とともに劣化する傾向を示し、とくに Fig. 5 に示した引張強さは dendrite cell size の平方根の逆数との関係でプロットすると Fig. 15 に示すような直線となり、転位論的解釈に基づいた sub-grain size と強度に関する Petch の式<sup>35)</sup>がこのような凝固組織での dendrite cell size と強度の関係にも適用できるような結果となっている。

しかしながら、Fig. 5 あるいは Fig. 15 より明らかなるごとく、合金元素を多く含む Al-4.5%Mg および Al-4%Zn-2%Mg では dendrite cell size の増大とともに引張強さは著しく減少しているが、不純物である微量の Fe, Si などのみを含む 99.5%Al では dendrite cell が粗大化しても引張強さはほとんど変化していない。さらに Fig. 3 および 4 に示したごとく dendrite cell size の増減とともに matrix 中や cell boundary およびその近傍における溶質濃度も著しく変化している。したがって単に dendrite cell size と引張強さの関係だけでなく、これに付随する

cell matrix 中の溶質濃度や cell boundary に晶出する第2相の影響についても同時に考慮する必要があると思われる。ただ dendrite cell の形成には必然的に溶質偏析がともなうのでこれらの微細因子の影響の分離とその機構の解明にはかなりの困難がともなう。

Fig. 11 に示したごとく溶接部のかたさは均一化処理を行ない均一な溶質分布とし(ただし Fe, Si は均一化しにくい)同時に matrix 中の溶質濃度を高めることにより、ほぼ一定のかたさとなり、均一化処理前の dendrite cell size (あるいは溶接入熱)の影響は消滅している。このことは溶質元素の分散状況あるいは cell matrix 中の溶質濃度が非常に強い影響を持っていることを示している。

しかし、Fig. 9 および 10 より明らかなるごとく溶質分布の均一化と matrix 濃度の上昇により引張強さやシャルピー衝撃値は全体的な変化を示しても均一化処理前の dendrite cell size の影響はほぼそのまま残されており、引張強さやシャルピー衝撲値の挙動はかたさの挙動とかなり異なっている。これは局部的な塑性変形によるかたさと破壊をともなう引張性質や衝撲性質の相違に起因していると考えられる。したがって凝固組織とその機械的性質の関係を検討する場合には上述の種々の強化因子の影響のみならず変形とともに微細凝固組織の変化やその破壊特性<sup>36)</sup>についても考慮する必要がある。

さらに熱処理型合金では凝固速度の違いによる焼入性の相違についても考慮しなければならない。この焼入性は溶質元素の強制固溶量と導入される原子空孔の量により支配されるものであり、その後の時効性で著しい差を生じてくる。しかし本実験の範囲では Fig. 12 で示したごとく、この因子の影響はほとんど無視しうるようである。

以上、アルミニウム合金の凝固組織とその機械的性質の関係について述べたがこれらに影響する因子としては結晶粒度、結晶形態、dendrite cell size、matrix 中の溶質濃度あるいは dendrite cell boundary での第2相の分散度が考えられる。しかし Antes<sup>12)</sup> らや堀内ら<sup>29)</sup> も指摘しているように net-work 状に形成され、かつ加熱によっても容易に消滅しない Fe あるいは Si 系の第2相の影響についても十分に考慮しなければならない<sup>37)</sup>。本実験においても Fig. 9 および 10 に示した結果はこの可能性を示唆しているようである。

## 6. 結 言

99.5%Al, Al-4.5%Mg および Al-4%Zn-2%Mg を用いて溶接凝固組織の挙動とその機械的性質におよぼす影響について調べた結果、次の点が明らかとなった。

1) 99.5%Al では主として柱状晶、Al-4.5%Mg では柱状晶と粒状晶、Al-4%Zn-2%Mg では微量の Zr を含有したため主として粒状晶となつたが一般的には入熱の小さい時には柱状晶、入熱の大きい時には粒状晶が形成される傾向がある。また Al-4.5%Mg および Al-4%Zn-2%Mg で

は羽毛状晶も認められる。

結晶粒度は入熱の増加とともに大きくなるが、この変化は著しいものではない。

2) 99.5%Al, Al-4.5%Mg および Al-4%Zn-2%Mg では layer line が認められたが、これらの形成は入熱によってあまり変化しない。layer line は dendrite cell の粗大化領域のみならず結晶粒の微細化領域に相当することもある。

3) dendrite cell size は入熱の増加とともに大きくなる。ある程度三次元熱流が可能な時には dendrite cell size は入熱の平方根に比例して大きくなるが二次元熱流となる時には入熱の一次に比例して大きくなる。この挙動は mass transport theory にもとづく溶接凝固理論と溶接部の熱伝導論によって導びかれる理論によく一致する。

4) cell matrix における溶質濃度は入熱の増加とともに小さくなり、逆に dendrite cell boundary およびその近傍における溶質濃度は入熱の増加とともに大きくなる傾向がある。

5) 溶接部の引張性質、曲げ性、シャルピー衝撲値、かたさなどの機械的性質は dendrite cell size の増大とともに劣下する。とくに引張強さは dendrite cell size の平方根の逆数と一次関係にあり、拡大解釈した Petch の式が当てはまるようである。

6) しかしながら dendrite cell size が変われば dendrite cell boundary およびその近傍や cell matrix における溶質濃度も変化する。とくに cell matrix 中での溶質濃度は dendrite cell size の増大とともに低下しており、機械的性質の劣下の原因になっていると思われる。

cell matrix 中の溶質濃度の影響は、加熱処理によって溶質分布を均一化しつつ matrix 中の溶質濃度を上昇させると全体的に引張強さおよびかたさは上昇し、シャルピー衝撲値は低下することによっても確認される。しかし、この内、かたさについては均一化処理により溶接時の入熱あるいは dendrite cell size の影響は消滅しているが引張強さおよびシャルピー衝撲値で均一化処理後も依然これらの影響が残っている。

7) Al-4%Zn-2%Mg では入熱(すなわち凝固条件)の違いにより焼入性および時効性に差が生ずる可能性も考えられるが今回の実験範囲ではこの因子はほとんど無視しうるようである。

8) 溶接凝固組織の機械的性質は結晶粒度、結晶成長形態、dendrite cell size、matrix 中での溶質濃度、dendrite cell boundary での第2相の分散度などによって支配されるが、dendrite cell boundary に微細に分散して存在する Fe, Si の影響も無視できない。

謝辞：本研究を進めるに際し、種々有益な助言を賜わった住友軽金属工業 K.K. 研究部寺井士郎氏、杉山禎彦氏ならびに馬場義雄氏に深く感謝致します。

## 文 獻

- 1) 松田福久：日本金属学会セミナー (1969)
- 2) W.F. Savage, C.D. Lundin and A.H. Aronson : Weld. J., 44(1965), 175s
- 3) W.F. Savage and A.H. Aronson : Weld. J., 45(1966), 85s
- 4) C.R. Loper, Jr., L.A. Shideler and J.H. Devletian : Weld. J., 48(1969), 171s
- 5) A.T. D'Annessa : Weld. J., 45 (1966), 569s
- 6) A.T. D'Annessa : Weld. J., 46(1967), 491s
- 7) D.L. Cheever and D.G. Howden : Weld. J., 48 (1969), 179s
- 8) D. Rosenthal : Weld. J., 20(1941), 220s
- 9) P.E. Brown and C.M. Adams, Jr. : Trans. A.F.S., 69 (1961), 879
- 10) R.E. Spear and G.R. Gardner : Mod. Casting, 43(1963), 209
- 11) S.F. Frederick and W.A. Bailey : Trans. Met. Soc. AIME, 242(1968), 2063
- 12) H.W. Antes, S. Lipson and H. Rosenthal : Trans. Met. Soc. AIME, 239(1967), 1634
- 13) C.M. Adams, Jr. : Weld. J., 37(1958), 210s
- 14) N. Christensen, V. de L. Davies and K. Gjermundsen : British Weld. J., 12(1965), 54
- 15) M.F. Jordan and M.C. Coleman : British Weld. J., 15 (1968), 553
- 16) L. Bäckerud and B. Chalmers : Trans. AIME. 245(1969), 309
- 17) T.Z. Kattamis, J.C. Coughlin and M.C. Flemings : Trans. AIME, 239(1967), 1504
- 18) B.P. Bardes and M.C. Flemings : Trans. A.F.S., 74(1966), 406
- 19) 仙田富男, 松田福久, 加藤光昭, 中川博二 : 溶接学会誌, 38 (1969), 1379
- 20) P. Jhaveri, W.G. Moffatt and C.M. Adams, Jr. : Weld. J., 41(1962), 12s
- 21) D.K. Roberts and A.A. Wells : British Weld. J., 1(1954), 553
- 22) R.A. Jarman and M.F. Jordan : J. Inst. Metals, 98(1970), 55
- 23) 仙田富男, 松田福久, 加藤光昭, 中川博二 : 溶接学会全国大会発表(1969), 同(1970)
- 24) J.G. Garland and G.J. Davies : Metal Construction and British Weld. J., 2(1970), 171
- 25) 中谷義三, 清水恭治 : 軽金属 No.51 (1962), 14
- 26) J.R. Cahoon and H.W. Paxton : Trans. Met. Soc. AIME. 245(1969), 1401, 1411
- 27) S.N. Singh and M.C. Flemings : Trans. Met. Soc. AIME, 245(1969), 1803, 1811
- 28) 尾崎良平, 小林紘二郎, 森和胤 : 日本金属学会誌, 34(1970), 433
- 29) 堀内良, 金子純一 : 軽金属, 20(1970), 213
- 30) A.T. D'Annessa : Weld. J., 47(1968), 462s
- 31) M.S. Tucker and A. Phillips : Weld. J., 47(1968), 82s
- 32) I.B. Robinson and F.R. Baysinger : Weld. J., 45(1966), 433s
- 33) 福井利安 : 住友軽金属技報, 11(1970), 139
- 34) P.E. Brown and C.M. Adams. Jr. : Weld. J., 39(1960), 520s
- 35) N.J. Petch : Phil. Mag., 1 (1956), 186
- 36) 福井利安 : 軽金属, 20(1970), 222
- 37) 福井利安, 難波圭三 : 軽金属学会 第39回秋期大会講演概要, (1970), 7

論 文

ロールフォーミングに関する基礎的研究（第2報）  
広幅断面に関する実験的研究

木 村 紘

住友軽金属工業株式会社

# 広幅断面に関する実験的研究

— ロールフォーミングに関する基礎的研究（第2報）—

木 村 紘\*

## Experimental Study on Roll Forming of Wide Profiles of Cross-Sections

— Fundamental Study on Roll Forming Process (Rep. 2) —

by Hiroshi Kimura

The effects of process variables, deformed surface and strain-path between guide rolls and forming stand were experimentally investigated on the two types of shape of the products through single forming stand.

One is three circular arc shape and the other is one circular arc shape having straight part on both sides of it. Through the experiment, many facts were cleared as follows.

In the cold roll forming process of wide profiles of cross-sections similar to the fundamental profiles of cross-sections such as single circular arc, V and trapezoid shape, longitudinal shape of the product may be considered to be mainly controlled by both components of longitudinal membrane strain  $e_{xx}$  and bending strain  $e_{xb}$  and transverse shape of the product by transverse bending strain  $e_{yb}$  and the rest of the redundant components of strain  $e_{xz}$ ,  $e_{xy}$ ,  $e_{yy}$ , but the transition of the components of strain  $e_{yb}$ ,  $e_{xz}$ ,  $e_{xb}$ ,  $e_{yy}$  between guide-rolls and forming stand show the special behavior peculiar to wide profiles, different from fundamental ones.

Among many facts that are made cleared, it is worthy of notice that the profile of the circular part of the products is better improved as the width of them becomes wider.

To clarify this facts, the spring back process of wide profiles of cross-sections and the effect of shear strain  $\gamma_{xy}$  on shape of the products must be investigated in detail.

### 1. まえがき

ロールフォーミング加工は近年に至って能率のよい大量生産方式として注目を集め、生産量は増加の一途をたどり加工技術として大きな比重を占めるに至った。しかし現場技術が基礎研究に先行した形で発達したため、その科学的基盤が十分確立されていない状態で断片的・経験的知識の集積にもとづいて実際生産が行なわれているのが現状である。最近になって、ロールフォーミングはますます生産量が増加し、加工技術としてその重要性をましつつあるがそれにつれて製品形状は複雑化し、製品の寸法精度向上や加工費節減のために適正なロールプロファイルの設計・最適作業条件の選定などが問題とされるようになった。このような事情を反映して、基礎研究の重要性が再認識され各方面で活発に研究がなされるようになった。まず各種製品の断面形状を構成する基本的要素である円弧・V・台形に関する一連の実験的研究<sup>1)~6)</sup>がなされ、研究成果が現場技術に反映され成果を上げつつある。しかし広幅断面形状については、その生産量の規模からみて基本的断面形状と同様に重要な意義をもっているにもかかわらず、基礎的研究は例外とも殆んどみあたらない。そこで本研究では広幅断面の

ロール成形を研究課題としてとり上げ、広範な実験的研究を実施することにした。そして得られた実験成果を整理・統合することにより、広幅断面のロール成形技術の改良・開発などを目的とする。本報では、各種成形条件因子が製品形状・素材の変形機構に与える影響を明らかにする。そこで、まず広幅断面形状として円弧の連らなった形状・円弧と直線の連らなった形状を取り上げ、単スタンダード成形実験を行ない、各種成形条件因子と製品形状の関係を明らかにする。ついで成形過程におけるひずみ履歴・変形曲面形状を測定し、それらがいかに製品形状に影響を与えるかを検討する。

### 使用記号一覧

GH : ガイド高さ(mm), 素材が下ロール側より進入する場合を正とする。

RGD : ロールーガイド間隔(mm)

RC : ロールクリアランス(mm)

$\rho_y$  : ロール曲げ半径(mm)

$\rho'_y$  : 製品の幅方向曲げ半径(mm)

$f = \rho'_y / \rho_y$  : 製品の円弧部幅方向成形度

$\Delta h$  : 製品の直線部はね上がり量(mm), 水平より上方に

\* 研究部

はね上がる場合を正とする。(図5参照)

$1/\rho_x$ : 製品の長手方向そり曲率(1/mm), 下に凸の形状の場合を正とする。

B : 素材幅(mm)

$\alpha = GH/RGD$ : 素材のみかけの対ロール進入角, 素材が下ロール側より進入する場合を正とする。

$e_x$  : 長手方向ひずみ

$e_y$  : 幅方向ひずみ

$e_{xz}$  : 長手方向膜ひずみ

$e_{xb}$  : 長手方向曲げひずみ

$e_{yy}$  : 幅方向膜ひずみ

$e_{yb}$  : 幅方向曲げひずみ

$\gamma_{xy}$  : 長手一幅方向面内における剪断ひずみ

## 2. 実験方法

成形ロール・入口ガイドを図1のように配置し、左方より素材をそう入し広幅断面の製品を得る。本実験で使用した成形ロールは図2に示すような円弧の三つ連なった形状および円弧と直線の連なった形状のロールである。上ロール・下ロールを図2に示すような上下関係に配置し、下ロールプロフィル先端と入口ガイドが水平な一直線上にある場合を基準パスラインとし、これよりガイド高さGHを定める。GHの正負は素材が下ロール側から進入する場合を正とする。図3に成形した製品の断面形状を示す。圧下調整は定クリアランス方式をとり、ロールクリアランスRCはロールプロフィル全体にわたって板厚に等しくなるように光学的装置で検定しつつセットする。実験条件をまとめて表1に示す。素材は市販の工業用純アルミニウム板第3種の硬質材・半硬質材・軟質材で図4に直線近似した応力-ひずみ線図を示す。上記の各種成形条件下で成形実験を行ない、得られた製品の形状を測定する。製品形状は1) 長手方向の真直性と2) 所要断面形状への成形度に関する評価である。

Table 1 General chart of test condition

Specimen	99.0% Aluminium H·H2·O width.....40·80·120·200mm thickness.....1.0mm
Roll Profile	<ul style="list-style-type: none"> <li>3 circular arc groove</li>  <li>1 circular arc groove with straight part on both side of it</li>  </ul>
RGD	296mm
GH	-38·-18·3·21·41mm
RC	1.0mm
Forming Speed	3.0 m/min
Lubrication	No Lubricant

る形状因子とによって評価するのが妥当である。本実験では製品形状を1) 長手方向に対しては全体的形状因子の長手方向そり曲率  $1/\rho_x$  で、2) 幅方向に対しては円弧部については部分的形状因子の断面各部の成形度  $f = \rho'_x / \rho_y = (\text{製品の幅方向曲率半径}) / (\text{ロールプロフィルの曲率半径})$  で、直線部については水平線よりのはね上がり量  $\Delta h$  で評価する。製品形状の測定方法は図5に示すようにあらかじめ素材表面に描いてある長手方向・幅方向のケガキ線上の各点の変位を1方向から測定し、その値から  $1/\rho_x \cdot \rho'_y \cdot \Delta h$  を算出する。なお、変形曲面形状・ひずみ履歴の測定法については後述する。

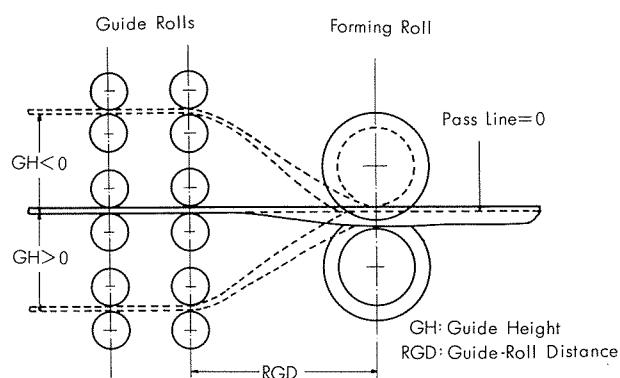
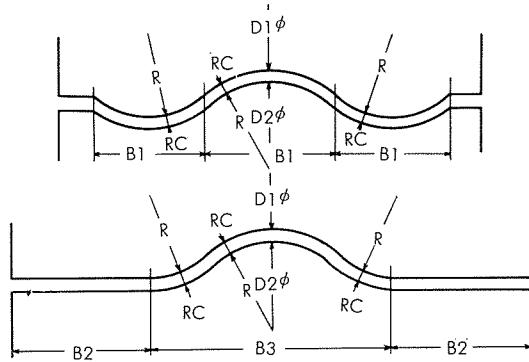


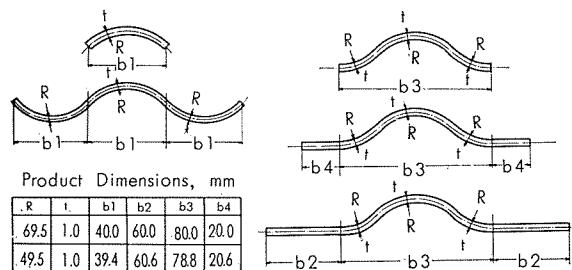
Fig. 1 Schematic diagram for cold roll forming through single stand



Roll Dimensions, mm

R	RC	D1	D2	B1	B2	B3
69.5	1.0	173.0	185.0	40.0	60.0	80.0
49.5	1.0	169.6	188.4	39.4	60.6	78.8

Fig. 2 Geometrical shape of rolls



Product Dimensions, mm

R	t	b1	b2	b3	b4
69.5	1.0	40.0	60.0	80.0	20.0
49.5	1.0	39.4	60.6	78.8	20.6

Fig. 3 Geometrical shape of products

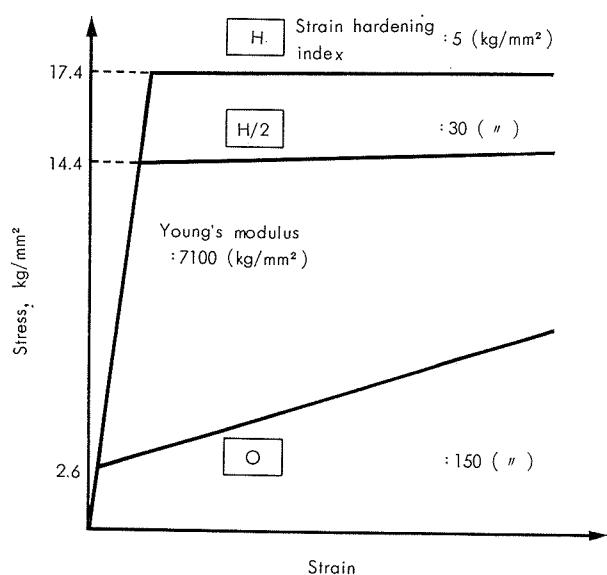


Fig. 4 Stress-strain curve of the specimens

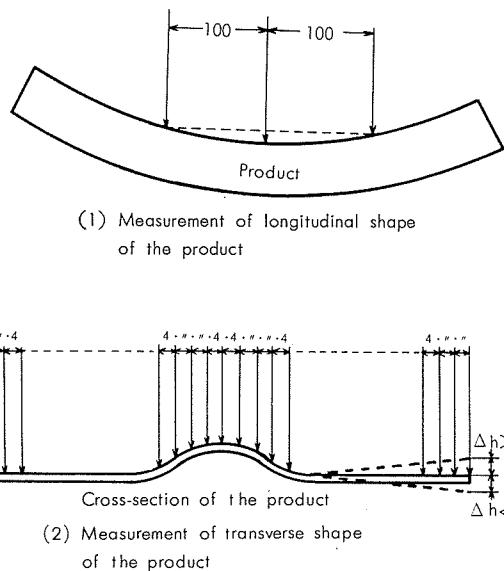
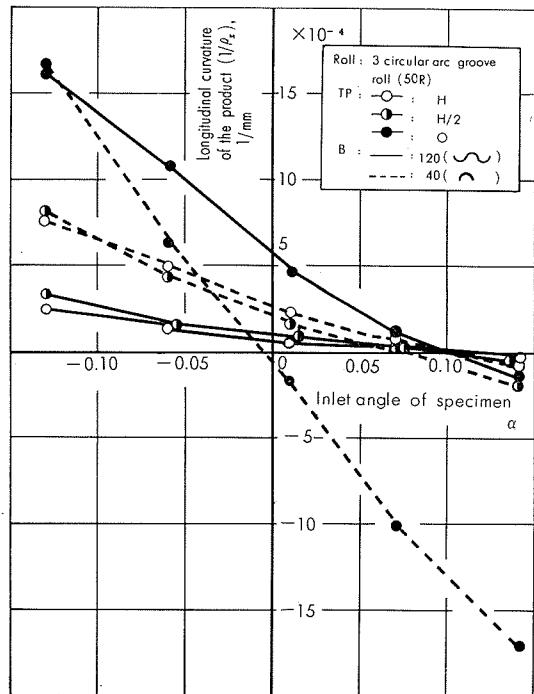


Fig. 5 Illustrative diagram for measurement of the shape of the product

### 3. 実験結果および考察

ロールフォーミング加工はプレスやプレスブレーキによる一次元曲げ加工とは根本的に異なり素材は成形過程においてきわめて複雑な三次元変形曲面を構成しており、素材の幅方向の各点はその変形曲面に沿っておのおの異なる軌跡をえがいてロールに進入し成形が行なわれる。上述のような加工法の性質上、必然的に目的とする幅方向曲げひずみ以外に、長手方向・幅方向・板厚方向から複雑な付加的ひずみをうける。そしてこの付加的ひずみ成分の大きさ・分布形態およびその推移が本来目的とする幅方向曲げ変形に本質的な影響を与え、製品形状を決定する。そこで、まず3・1、3・2においては各種成形条件因子が製品形状に与える影響について検討する。ついで、3・3においては入口ガ

Fig. 6 Effect of inlet angle of specimen  $\alpha$  on longitudinal curvature of the product ( $1/\rho_x$ )

イドーロール間の変形曲面形状およびそこにおいて素材に与えられるひずみ履歴を測定してそれが製品形状に与える影響について検討する。

#### 3・1 円弧および円弧の連らなった形状

a) 各種成形条件因子が製品の長手方向そり曲率  $1/\rho_x$  に与える影響

図6・7に対ロール進入角  $\alpha$  に対する長手方向そり曲率  $1/\rho_x$  の変化を示す。総じて、円弧の連らなった形状の場合にも単純円弧の場合と同様に  $\alpha$  が正（下ロール側から素材が進入）から負に変化すると、 $1/\rho_x$  が負（上に凸の形状）から正にかわる。単純円弧と円弧の連らなった形状の場合を比較すると  $\alpha=0$  の近傍では  $|1/\rho_x|$  に大差はないが、 $|\alpha|$  が大きくなると単純円弧の場合の方が  $|1/\rho_x|$  が大きくそりがひどくなる。単純円弧の場合に注目するとすでに基本的断面形状に関する実験的研究<sup>1)</sup>で明らかにされたように、上記のような  $\alpha$  に対する  $1/\rho_x$  の変化は図8に示すように、 $\alpha$  に伴う長手方向膜ひずみ  $e_{xx}$  の分布形態の変化に対応している。すなわち、 $\alpha<0$  の場合には素材中央部に比べて縁部は空間的に長い軌跡を描いてロールに進入し、縁部では  $e_{xx}>0$ 、中央部では  $e_{xx}<0$  となり、結果的には製品は鞍型にそり  $1/\rho_x>0$  となる。 $\alpha>0$  の場合は逆に素材中央部で  $e_{xx}>0$ 、縁部で  $e_{xx}<0$  となり  $1/\rho_x<0$  となる。そして幅方向の  $e_{xx}$  の分布の偏りが大きいほど  $|1/\rho_x|$  が大きく、そりがはげしい。すなわち、 $1/\rho_x$  は素材中央部・縁部の軌跡長の差と対応することが予想される。図9は素材がロールに対して直線的に進むとして計算した軌跡長差  $\Delta l=l_c-l_e$  (=素材中央部軌跡長)-(素材縁部軌跡長) と  $1/\rho_x$  の関係を示す。この図より同じ軌跡長

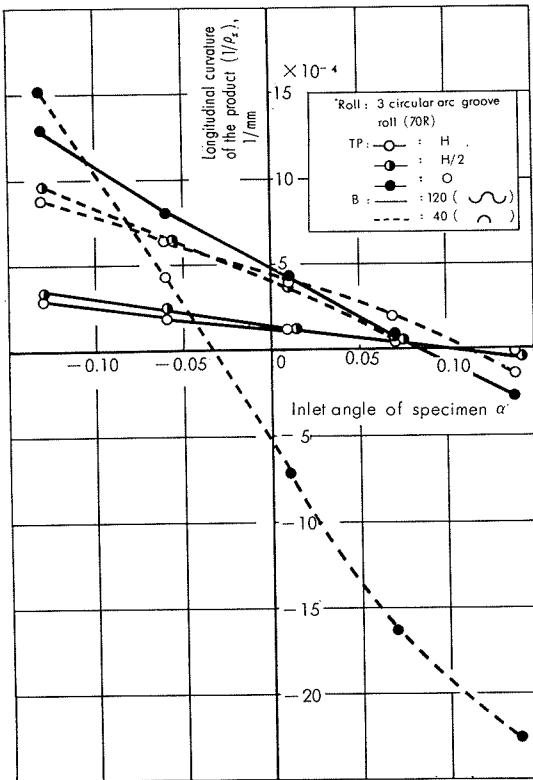


Fig. 7 Effect of inlet angle of specimen  $\alpha$  on longitudinal curvature of the product ( $1/\rho_x$ )

差が与えられても材質によって  $1/\rho_x$  が異なることがわかる。この事実は素材がロールに対して直線的に進まず材質によってその進入径路の異なることを示している。詳細は変形曲面形状の測定のところで検討する。ところで円弧の連なった形状の場合は単純円弧の場合より断面が深く軌跡長差により生ずる  $e_{xx}$  の偏りは助長され、それが誘起されやすくなるが、他方、断面の長手方向の曲げ剛性が増大してそりにくくなる。長手そりはこの  $e_{xx}$  の偏りの程度と曲げ剛性のバランスによってきまるが、この場合には曲げ剛性の増大の影響が支配的ためそりが小さくなつたのであろう。つぎに調質度の差についてみると軟質材ほど  $\alpha$  に対する  $1/\rho_x$  の変化が大きい。これは軟質材ほど変形抵抗が小さく  $\alpha$  の変化による対ロール进入径路の変化をうけやすいこと、弾性回復量の少ないことによるのであろう。最後に、50Rの場合と70Rの場合を比較してみると、50Rの場合の方がそりが小さい。これは断面の曲げ剛性の増大によるものであろう。

#### b) 各種成形条件因子が製品の幅方向形状に与える影響

図10・11に製品の幅方向形状について示す。まず単純円弧の場合についてみると、 $\alpha=0$  の近傍では成形度は幅方向にみて中央部が良く端部ほど悪い。 $\alpha>0$  で増大すると端部の成形度がさらに悪化する。 $\alpha<0$  で減少すると硬質材では成形度の極大値が現われて端部においてはいく分成形度が改善される。すでに基本的断面形状に関する実験的研究<sup>1)</sup>・解析的研究<sup>7)~9)</sup>で明らかにされているようにこれは長手方向に付加的ひずみが加わって弾性回復量を減少させ

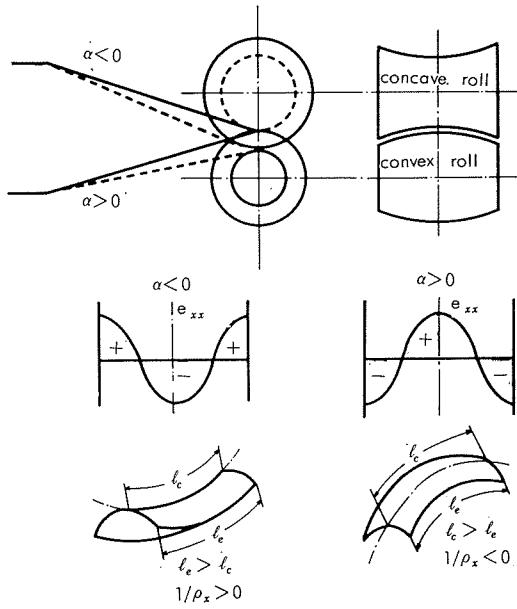


Fig. 8 Effect of longitudinal membrane strain  $e_{xx}$  on longitudinal shape of the product ( $1/\rho_x$ )

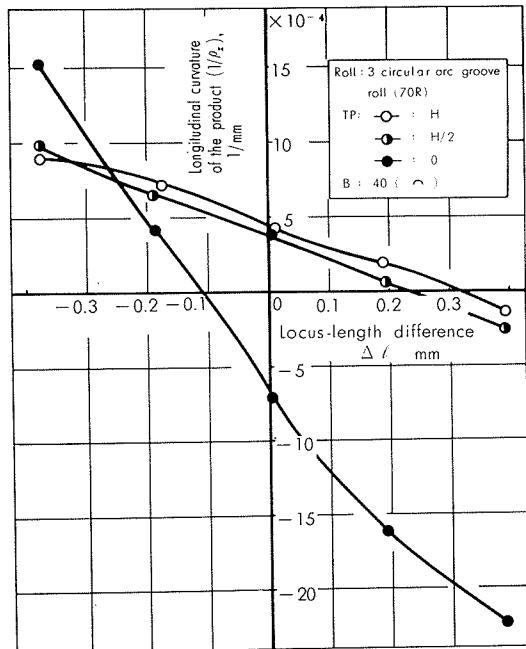
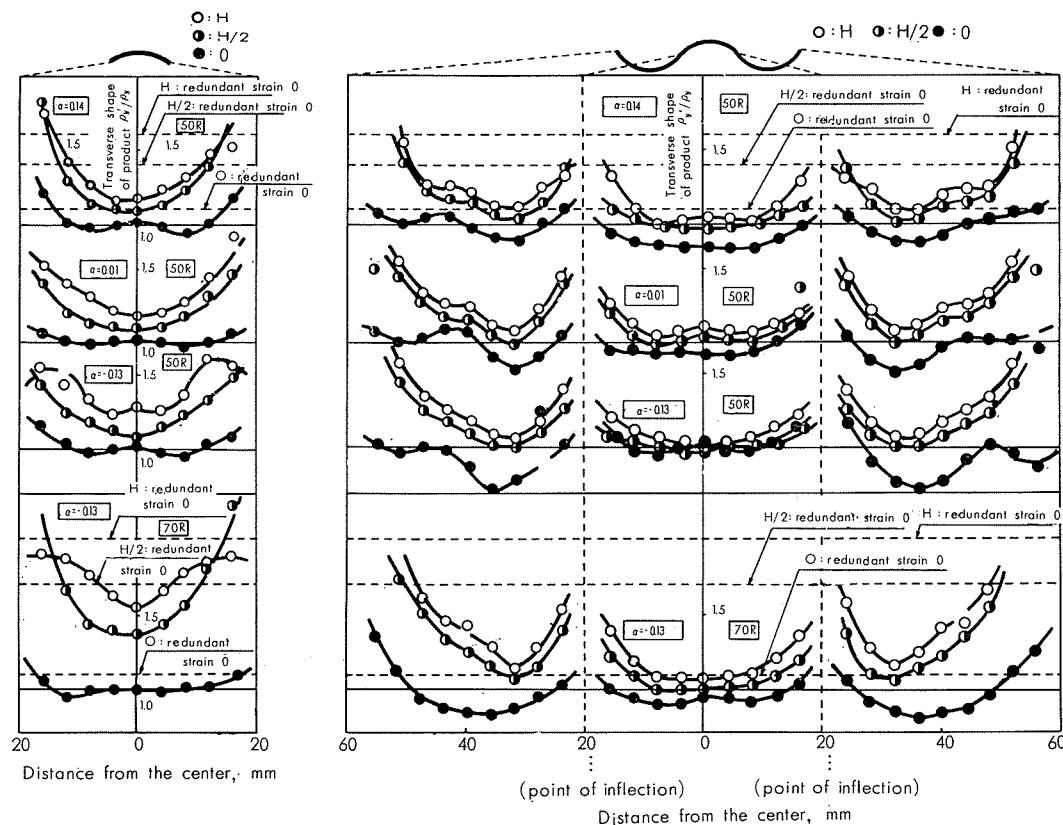


Fig. 9 Effect of locus-length difference  $\Delta l$  on longitudinal curvature of the product ( $1/\rho_x$ )

たためと思われる。 $\alpha>0$  の場合もさらに増大すれば端部成形度が改善されることが期待される。つぎに調質度の差についてみると、軟質材ほど成形度がよい。これは弾性回復量が小さいためと思われる。50Rの場合と70Rの場合とを比較すると、50Rの場合の方が成形度がよい。これも弾性回復量の差として説明される。つぎに、図4の応力-ひずみ線図を持つ材料に対して付加的ひずみを0と仮定した単純曲げの場合について弾性回復量を計算しそれより成形度を求め、結果を表2に示す。軟質材ほど、また曲げ半径が小さいほど成形度がよくなる傾向がでている。図10・11



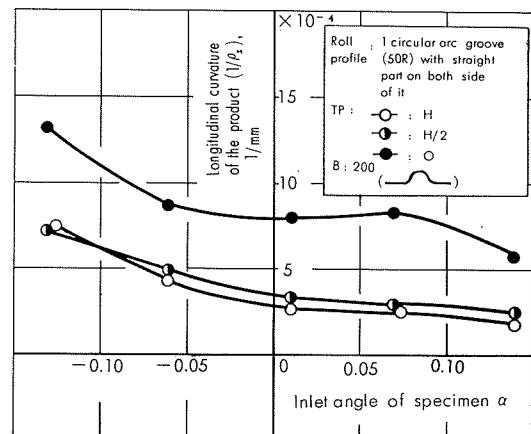
**Fig. 10** Effect of inlet angle of specimen  $\alpha$ , temper of specimen and transverse bend radius  $\rho_y$  of roll profile on transverse shape of the product

**Fig. 11** Effect of inlet angle of specimen  $\alpha$ , temper of specimen and transverse bend radius  $\rho_y$  of roll profile on transverse shape of the product

**Table 2** Calculated value of spring-back intensity  $f = \rho'_y / \rho_y$  of sheet metal subjected to simple transverse bending without redundant strains

Specimen	Bend radius, mm	
	50R	70R
H	1.48	1.97
H/2	1.42	1.70
O	1.09	1.12

に単純曲げの場合の成形度を破線にて示す。ロールフォーミングの場合と単純曲げの場合の成形度を比較するとロールフォーミングの場合の方が成形度がよい。これはロールフォーミングの際、必然的に素材に加わる付加的ひずみが弾性回復量を減少させ成形度を改善させるという解析的研究<sup>7)~9)</sup>の結果を裏づけるものである。つぎに円弧の連らなった形状の場合について述べる。成形度の幅方向分布についてみると素材端部と円弧と円弧の継ぎ目である変曲点近傍においては成形度が悪化している。また、単純円弧の場合と比較すると一般に成形度は改善されており軟質材においては成形度が1.0以下すなわちオーバーベンドの部分が存在することが注目される。 $\alpha > 0$  のときは中央円弧において、 $\alpha < 0$  のときには両端円弧においてこの傾向が強い50Rと70Rの場合を比較すると単純円弧の場合と同じ様



**Fig. 12** Effect of inlet angle of specimen  $\alpha$  on longitudinal curvature of the product ( $1/\rho_x$ )

に軟質材ほど、曲げ半径が小さいほど成形度がよい。これは弾性回復量の差によるものであろう。

### 3・2 円弧と直線の連らなった形状

a) 各種成形条件因子が製品の長手方向そり曲率  $1/\rho_x$  に与える影響

図12・13・14に $\alpha$ に対する $1/\rho_x$ の変化を示す。 $\alpha$ および調質度が $1/\rho_x$ に与える影響は基本的断面形状の場合と変わらないのでここでは特に述べない。直線部幅の影響に

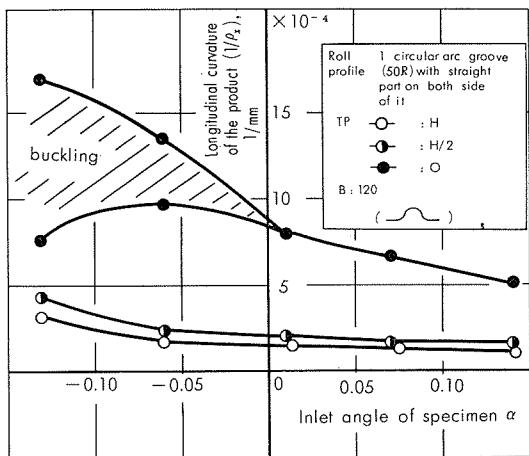


Fig. 13 Effect of inlet angle of specimen  $\alpha$  on longitudinal curvature of the product ( $1/\rho_x$ )

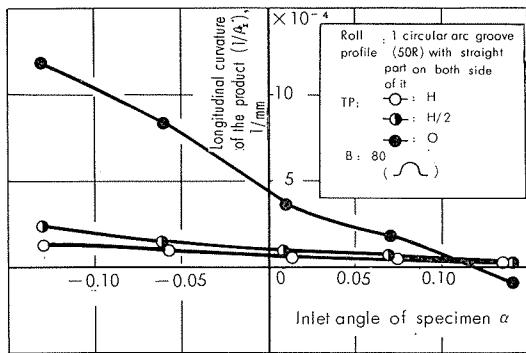


Fig. 14 Effect of inlet angle of specimen  $\alpha$  on longitudinal curvature of the product ( $1/\rho_x$ )

ついてみると、直線部幅を広げていくと  $|1/\rho_x|$  が大きくなりそりがひどくなる。この理由について考えてみる。直線部の幅を広げていくと長手方向の曲げ剛性は増大し製品はそりにくくなるが、逆に  $e_{xx}$  の幅方向分布の偏りは助長されそりが促進される。この場合には後者の効果が顕著なため  $|1/\rho_x|$  が大きくなったのであろう。また、板幅が 120mm・200mm の広幅断面の場合は単純円弧の場合とは異なって  $\alpha > 0$  で  $1/\rho_x > 0$  すなわち、素材が下ロール側から進入しても製品は下に凸のそりを示す。この現象については後の変形曲面形状・ひずみ履歴の測定のところで考察する。また、板幅 120mm の軟質材の場合には  $\alpha < 0$  の範囲で長手方向にそり曲率が周期的に変化する一種の挫屈現象がみられた。図13にはこれに対応する部分を斜線で示し曲率の最大値・最小値を示してある。この挫屈現象はこのような広幅断面に特有の現象でありその原因については今後検討の余地がある。

b) 各種成形条件因子が製品の幅方向形状に与える影響  
図15・16・17に幅方向形状について示す。図において板厚が40mmまでの円弧部に対しては形状は成形度  $f = \rho_y / \rho_y$  で、40mm より外側の直線部に対してはね上がり量  $\Delta h$  で示す。円弧部の形状については変曲点近傍および円弧端部における成形度が悪化していること、軟質材ではオ

Fig. 15 Effect of inlet angle of specimen  $\alpha$ , temper of specimen and transverse bend radius  $\rho_y$  of roll profile on transverse shape of the product.

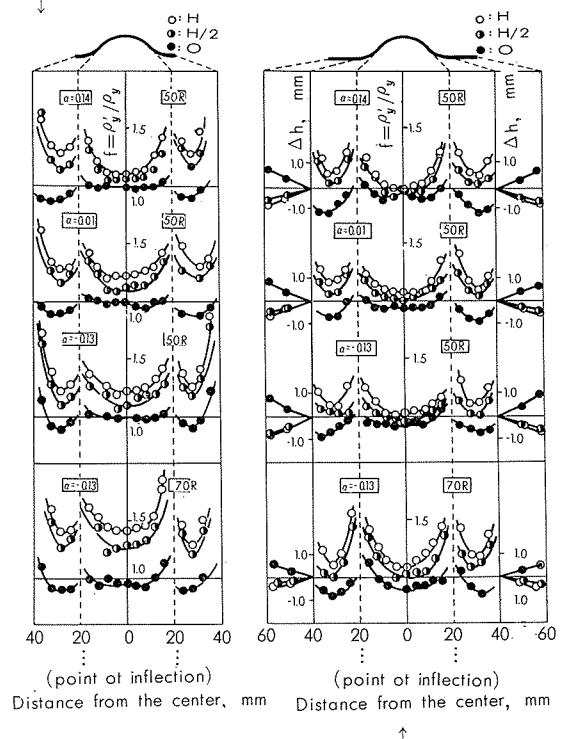


Fig. 16 Effect of inlet angle of specimen  $\alpha$ , temper of specimen and transverse bend radius  $\rho_y$  of roll profile on transverse shape of the product

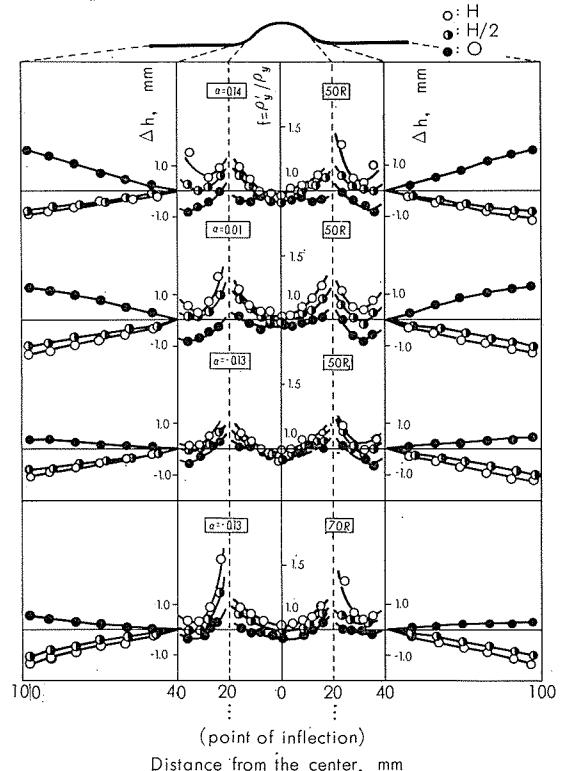


Fig. 17 Effect of inlet angle of specimen  $\alpha$ , temper of specimen and transverse bend radius  $\rho_y$  of roll profile on transverse shape of the product

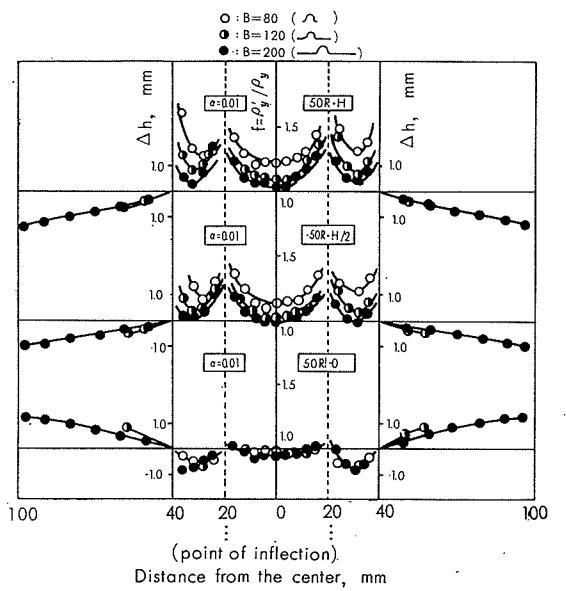


Fig. 18 Effect of length of straight part of roll profile on transverse shape of product

ーバーベンドの現象がみられることが注目される。また、50Rと70Rの場合を比較すると、50Rの方が成形度がよいがこの現象は単純円弧の場合と同様である。直線部の形状については軟質材では  $\Delta h > 0$ 、半硬質材・硬質材では  $\Delta h < 0$  となる。これは円弧端部の弾性回復量と関係がある。すなわち、ロール直下の拘束から製品が解放されたとき、円弧端部において軟質材のようにスプリングフォワードしてオーバーベンドになる場合は  $\Delta h > 0$ 、スプリングバックするときには  $\Delta h < 0$  となる。つぎに、直線部幅の影響をみるとために  $\alpha=0.01$  の場合について前図をプロットし直したのが図18である。半硬質材・硬質材の場合は直線部幅が広がると円弧部において成形度が改善される。この現象については後に詳しく検討する。一方、直線部のはね上がり角には大差がない。軟質材の場合は直線部幅が広がるとはね上がり角はやや小さくなるが一方、円弧部の成形度には大差がない。

### 3・3 変形曲面形状およびひずみ履歴の測定

#### a) 変形曲面形状の測定

まず変形曲面形状の測定法について述べる。あらかじめ素材の長手方向・幅方向に 10.0mm 間隔にケガキ線を描い

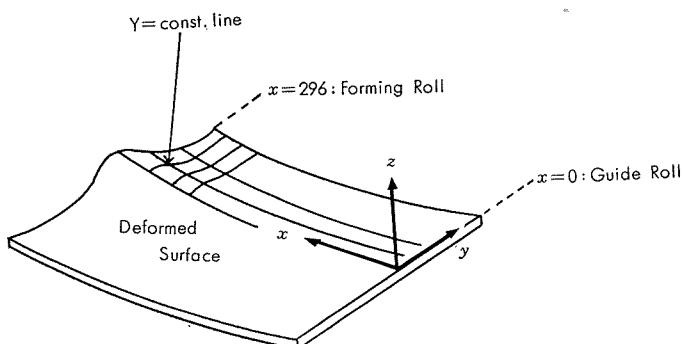


Fig. 19 x, y, z rectangular coordinate axis

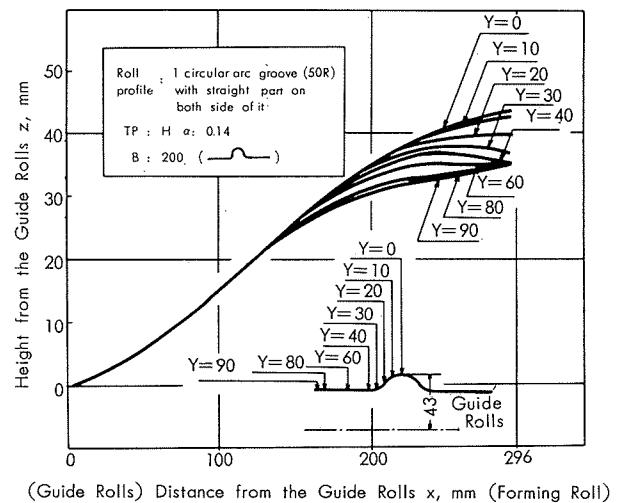


Fig. 20 The relation between displacement  $x$  and  $z$

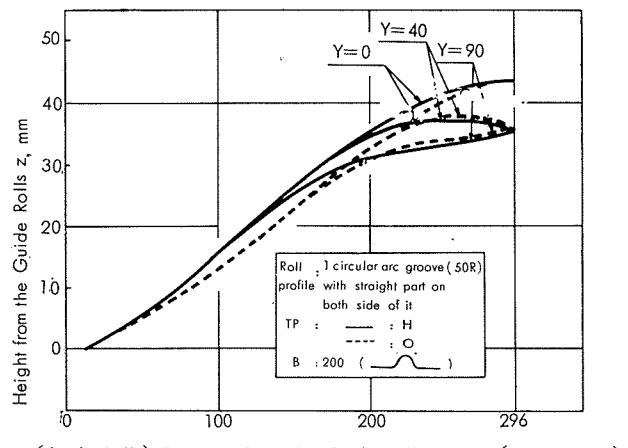


Fig. 21 The relation between displacement  $x$  and  $z$

ておき成形中にロールが素材をかみこんだ状態で成形機を停止し、上ロールをとり囲んで素材上にせきを作り上方から石こうを流しこむ。乾燥後、ケガキ線の交点の三次元座標を測定する。座標軸を図19に示すように、長手方向に  $x$  軸・幅方向に  $y$  軸・高さ方向に  $z$  軸をとる。図20に円弧と直線の連なった形状について、板幅 200mm・硬質材・ $\alpha=0.14$  の場合の変位  $x-z$  の関係を示す。この場合には、素材が下ロール側から進入するにもかかわらず、 $Y=30 \sim 40$  の領域はロール直下で上ロールになじむ。そして図21から明らかなように軟質材の方が上ロールになじむ度合が大きい。製品の長手方向形状の決定にはこの上ロールになじむ部分が主要な役割を果す。図14に示すように、下ロール側から素材が進入するにもかかわらず、製品は長手方向には下に凸のそりを示し、上ロールになじむ度合の大きい軟質材の方がそりが大きい。図22・23には板幅 200mm の円弧と直線の連なった形状について  $\alpha=-0.13$  の場合の幅方向形状の推移を示す。軟質材では変形が単調に進行するが硬質材では変形が単調でなく特に  $Y=20 \sim 40$  の円弧部においてはロール前約40mmのところで幅方向曲げが

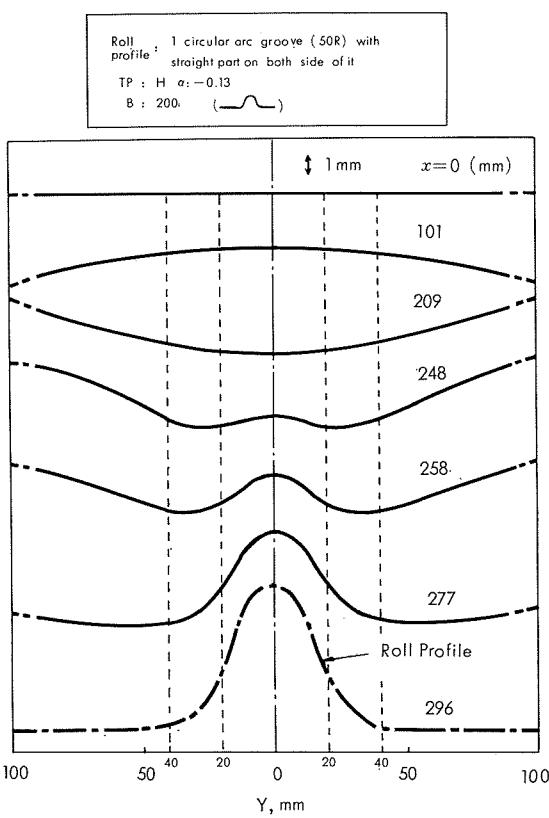


Fig. 22 Transition of transverse shape of the product from the guide-rolls to the 1st roll

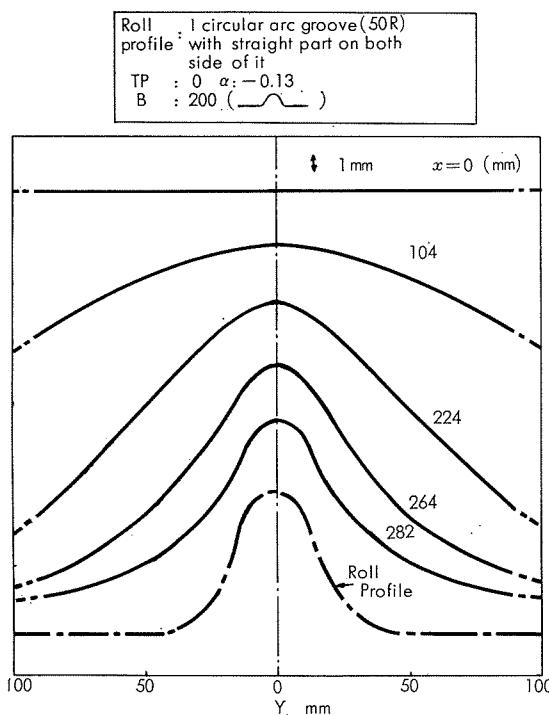


Fig. 23 Transition of transverse shape of the product from the guide-rolls to the 1st roll

一番きびしくなり、以下ロール直下に至るまで幅方向に曲げもどしを受けながら成形される。材料にこのような曲げ過程が与えられると幅方向応力の板厚方向分布が単純曲げ

の状態から正負が逆転し、弾性回復モーメントが減少して成形度が改善されることが解析的に明らかにされている<sup>7)</sup>～<sup>9)</sup>。図17の幅方向形状をみると、硬質材・ $\alpha = -0.13$  の  $Y = 20 \sim 40$  の領域において  $\alpha = 0.14 \sim 0.01$  の場合より成形度が改善されているのはこのためと考えられる。以上のように、成形過程における変形曲面形状は製品の長手方向・幅方向形状に大きな影響を与える。

### b) ひずみ履歴の測定

ひずみ履歴の測定は素材表裏面に長手方向・幅方向に抵抗線型ひずみゲージ（寸法：幅2mm、長さ4mm）を貼付して行なった。この場合、ひずみゲージはロール直下では破損するので、測定値はその直前までしか得られない。まずひずみ履歴と製品の長手方向形状の関係について検討する。図24・25に円弧と直線の連なった形状について、板幅200mm・硬質材・ $\alpha = 0.01$ の場合について長手方向曲げひずみ  $e_{xb}$ ・長手方向膜ひずみ  $e_{xz}$  の推移を示す。この場合、素材は基準パストラインよりわずかに下ロール側から進入する。まず  $e_{xb}$  の推移をみると、 $Y = 0 \sim 40$  の円弧部は長手方向に最初上に凸の形状を示し、ロール直前で下に凸の形状になり直下では  $Y = 0$  を除いて上ロールになじむようである。 $Y = 40 \sim 100$  の直線部は最初下に凸の形状で、直下では下ロールになじむ。 $e_{xz}$  の推移をみるとロール直下では  $Y = 30 \sim 40$  の領域を除いて負の値を示している。図26にロール直下における  $e_{xb}$ ・ $e_{xz}$  の幅方向分布を示す。ただし、ロール直下ではひずみゲージが破損するので  $e_{xb}$ ・ $e_{xz}$  は推定値である。斜線を施した  $e_{xb} > 0$  の部分は上ロールになじむ部分で製品の長手そりを下に凸にする効果がある。素材が下ロール側から進入するにもかかわらず、

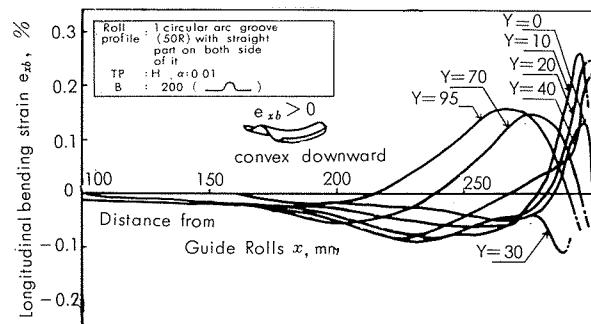


Fig. 24 Transition of longitudinal bending strain  $e_{xb}$  from the guide-rolls to the 1st roll

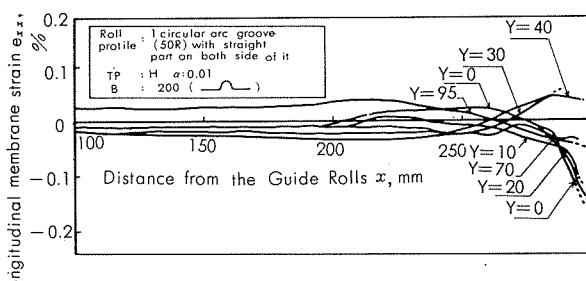


Fig. 25 Transition of longitudinal membrane strain  $e_{xz}$  from the guide rolls to the 1st roll

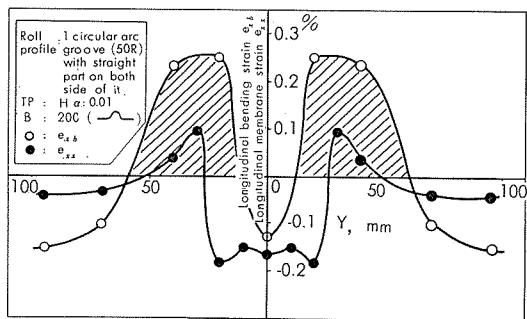


Fig. 26 Distribution of longitudinal bending strain  $e_{xy}$  and longitudinal membrane strain  $e_{xx}$

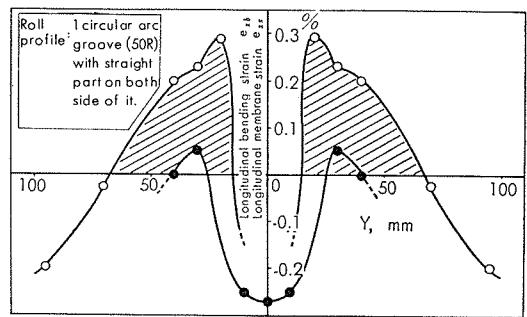


Fig. 27 Distribution of longitudinal bending strain  $e_{xy}$  and longitudinal membrane strain  $e_{xx}$

$e_{xy} > 0$  の部分が存在し、そのため図14に示すように製品は長手方向に下に凸のそりを示す。 $e_{xx}$  については中央円弧部で負、 $Y=30 \sim 40$  の領域でわずかに正となっている。このような  $e_{xx}$  の分布も製品の長手そりを下に凸にする効果がある。すなわち、製品の長手方向形状は  $e_{xy} \cdot e_{xx}$  の分布形態によって支配される。図27に円弧と直線の連らなった形状について、板幅200mm・軟質材・ $\alpha=0.01$  の  $e_{xy}$ ・ $e_{xx}$  の幅方向分布を示す。分布形態は硬質材の場合と大差ないが、ひずみの絶対値が大きくそのため軟質材の方がそりが大きくなる。つぎにひずみ履歴と製品の幅方向形状の関係について検討する。図28・29・30に円弧と直線の連らなった形状について硬質材・ $\alpha=0.01$ ・板幅200mm・80m/m・40mmの各場合について幅方向曲げひずみ  $e_{yb}$  の推移を示す。各場合を比較すると、広幅断面ほど円弧部における幅方向曲げ変形が早く始まる。ひずみの実測値を代入して平面応力を仮定した(1)式によって降伏開始を判定し降伏域の進展状況を図示したのが図31である。

$$Y \geq \frac{E}{1-\nu^2} \sqrt{(1-\nu+\nu^2)(e_x^2+e_y^2)} - (1-4\nu+\nu^2)e_x e_y \quad \dots \dots \dots (1)$$

ただし、 $Y$ : 降伏点  $E$ : ヤング率

$\nu$ : ポアソン比

$e_x$ ・ $e_y$ : 長手・幅方向ひずみ

広幅断面ほど円弧部において早く降伏が始まる様子がよくわかる。板幅200mmの場合、まず  $Y=0 \sim 20$  の領域において降伏が始まっている。図28に示すように、 $Y=30$  の近傍では最初ロールプロフィルと逆方向に曲げられるので、その

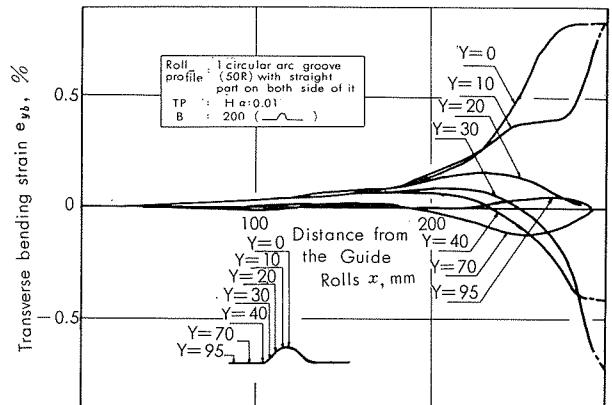


Fig. 28 Transition of transverse bending strain  $e_{yb}$  from the guide rolls to the 1st roll

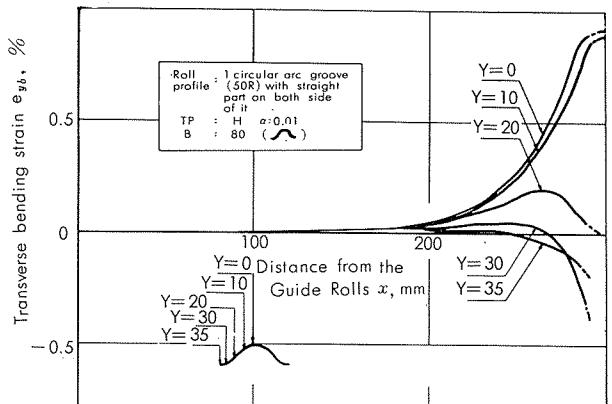


Fig. 29 Transition of transverse bending strain  $e_{yb}$  from the guide rolls to the 1st roll

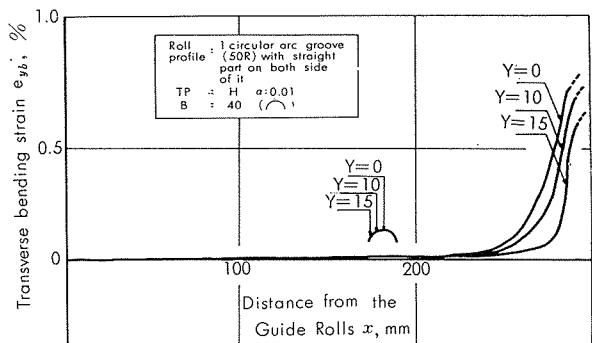


Fig. 30 Transition of transverse bending strain  $e_{yb}$  from the guide rolls to 1st roll

影響で降伏するのが中央部より遅れる。直線部はロール直下においても未降伏であり、ロールによって与えられる付加的なひずみは弾性域の範囲にとどまっている。すなわち、直線部においてはロールは素材に何ら積極的な拘束を与えていない。場合によってはこの部分のロールを省くことも可能である。図18に示すように製品の幅方向形状については広幅断面ほど中央円弧部の成形度が改善されているのが注目される。図32に硬質材・ $Y=0$  の場合について  $e_{xx}$ ・ $e_{yy}$  の推移を示す。広幅断面ほど、 $e_{yy}$  が大きく成形度の改善が期待されるが、逆に  $e_{xx}$  は負で小さくなり  $e_{yy}$  の効

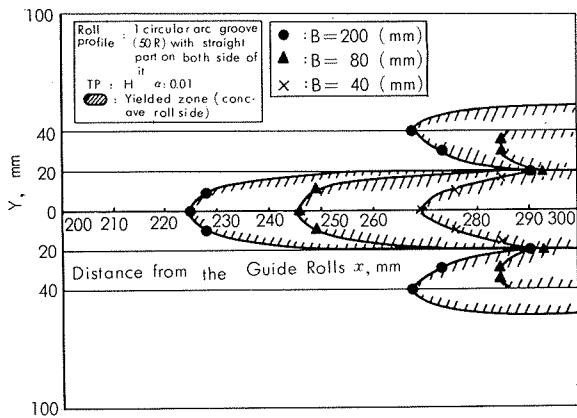


Fig. 31 Illustrative diagram for yielded zone of sheet metal between guid rolls and 1st roll. Hatched zone is yielded.

果を相殺するおそれがあり、さらに  $e_{xb}$  も影響することも考えると一概に結論しがたい。そこで、付加的ひずみ成分  $e_{xx} \cdot e_{xy} \cdot e_{yy}$  を含む長手方向・幅方向ひずみの実測値  $e_x$ ・ $e_y$  を与え、ひずみ増分論によってロール直下の応力分布を求める<sup>9)</sup>。それより長手方向・幅方向弹性回復モーメントを計算し、それを(2)式に代入して二次元曲げにおける弹性回復量を計算した。結果を表3に示す。

$$f = \rho'_y / \rho_y = \frac{1}{1 - (\rho_y / EI) \cdot (M_y - \nu M_x)} \quad \dots \dots \dots (2)$$

ただし、 $E \cdot \nu$ ：材料によってきまる定数

$I$ ：断面2次モーメント

$\rho_y \cdot \rho'_y$ ：ロールプロファイル・製品の曲率半径

$M_x \cdot M_y$ ：長手・幅方向弹性回復モーメント  
軟質材・硬質材とも板幅が40mm・80mmの場合は実測値

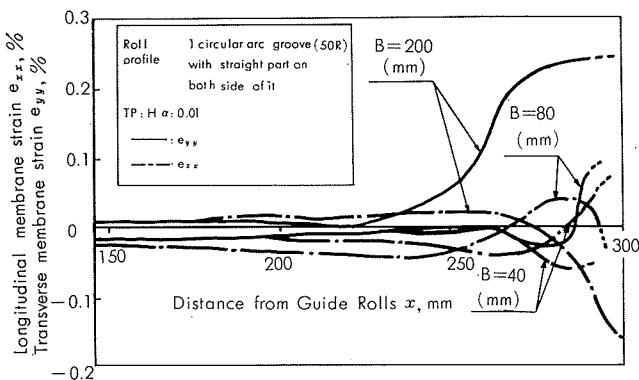


Fig. 32 Transition of longitudinal membrane strain  $e_{xx}$  and transverse membrane strain  $e_{yy}$  from the guide rolls to the 1st roll

と計算値はよい一致を示している。板厚が200mmの場合の計算値は単純曲げ・板幅が40mm・80mmの場合の実測値・計算値のいずれよりも小さい。これは成形過程における付加的ひずみの効果によるものであると考えられる。しかし、その実測値は計算値よりかなり小さい。すなわち、広幅断面の成形度の改善は成形過程中にうける付加的ひずみのうち、いま考慮した  $e_{xx} \cdot e_{yy} \cdot e_{xb}$  成分の効果のみでは説明できない。この事実は、後述する剪断ひずみが製品形状に何らかの影響を与えること、あるいは单一断面形状の場合と異なって広幅断面の場合は弹性回復の過程が複雑で成形度を(2)式で十分評価できないことを示す。いずれにせよ、この場合には  $e_{xx} \cdot e_{yy} \cdot e_{xb}$  の効果から予想される以上に成形度が改善され、軟質材では円弧部においてオーバーベンドにさえなる。最後に、図33は広幅断面の場合について素材表面に長手方向・幅方向および両者と45度にまじ

Table 3 Comparison calculated spring back intensity  $f_c$  of sheet metal with experimental one  $f_e$

Specimen	B, mm	Y, mm	$M_x$ , kg mm/mm	$M_y$ , kg mm/mm	$M = M_y - \nu M_x$	$f_e$	$f_c$	$f_c - f_e$	mean value
H	Simple bending		2.26	4.92	4.24	—	1.48	—	0.27
	200	0	2.62	3.96	3.18	1.00	1.30	0.30	
		10	3.94	4.30	3.12	1.05	1.30	0.25	
		30	-1.07	-4.31	-3.09	1.05	1.30	0.25	
	80	0	1.58	4.27	3.80	1.20	1.40	0.20	0.04
		10	2.24	3.64	2.96	1.25	1.30	0.05	
		30	-0.80	-2.43	-2.19	1.25	1.20	-0.05	
		35	-2.85	-4.24	-3.38	1.40	1.35	-0.05	
	40	0	2.76	4.49	3.66	1.20	1.39	0.19	0.03
		10	2.67	4.15	3.35	1.40	1.35	-0.05	
		15	1.44	4.68	4.25	1.55	1.50	-0.05	
O	Simple bending		0.54	1.22	1.06	—	1.09	—	0.12
	200	0	1.30	0.66	0.27	0.95	1.02	0.07	
		10	1.39	0.84	0.42	0.95	1.04	0.09	
		30	-0.17	-0.36	-0.31	0.83	1.02	0.19	
	40	0	1.30	0.66	0.27	1.02	1.02	0	0.02
		10	0.39	0.70	0.60	1.00	1.05	0.05	
		15	0.51	0.92	0.77	1.05	1.06	0.01	

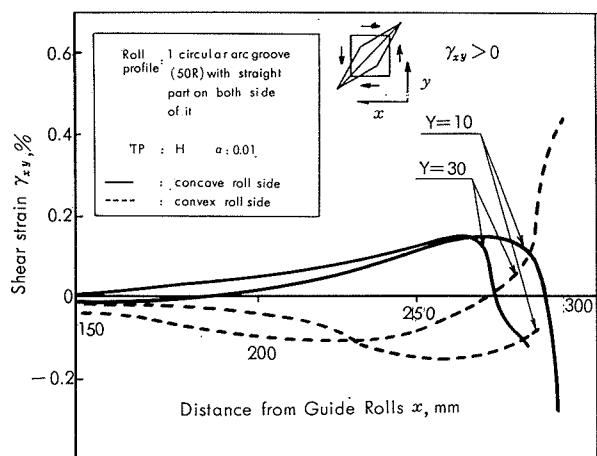


Fig. 33 Transition of shear strain  $\gamma_{xy}$  from the guide rolls to the 1st roll

わる方向にひずみゲージを貼付して表面における剪断ひずみを測定した結果である。剪断ひずみの大きさは無視できない場合があり、それが製品形状に与える影響は今後検討すべき重要な問題である。

#### 4. 結 語

本報はロールフォーミングにより成形される各種断面形状のうち、比較的需要が多いが基礎的研究が欠如していると思われる広幅断面形状を研究対象としている。本研究の目的は広範な実験的研究を実施して、広幅断面の成形過程において起る現象を的確に把握することにより、各種成形条件因子が変形機構・製品形状に与える影響を解明し、さらにそれを適正なロールプロファイルの設計・最適作業条件の選定などに役立てるにある。

本報では広幅断面形状として円弧の連らなった形状および円弧と直線の連らなった形状をえらび、各種成形条件因子が素材の変形過程・製品形状に与える影響を検討した。得られた結果を要約すると次のようである。

(1)円弧の連らなった形状・円弧と直線の連らなった形状

ともに、一般に広幅になるほど円弧部の成形度は改善され、軟質材では部分的にオーバーベンドの現象がみられる。

- (2)円弧と直線の連らなった形状の場合には下ロール側から素材が進入しても長手方向に下に凸のそりの製品が得られる。これは素材が下ロール側から进入するにもかかわらず、ロール直下では上ロールになじむ部分が存在することによる。
- (3)軟質材 ( $n$  値の大きい材料) ほどロール直前で急激に変形が始まり、長手方向にみて素材がロールになじむ度合および領域が大きいので結果として長手そりが大きくなる。
- (4)広幅断面では弾性回復過程が複雑で、所定の断面形状を得るには素材の各点が成形過程中にうけるひずみ履歴の追求とともに弾性回復過程の解明が必要である。
- (5)広幅断面の場合、成形過程における剪断ひずみの大きさは無視できぬ場合があり、それが製品形状に与える影響は今後検討すべき重要な問題である。

おわりにのぞみ、本研究はすべて東京大学生産技術研究所鈴木研究室においてなされたものであることを記し、御指導賜った鈴木弘教授・木内学助教授に感謝の意を表します。

#### 参 考 文 献

- 1) 鈴木弘, 木内学ほか: 塑性と加工, 10-97(1969-2), 102
- 2) 鈴木弘, 木内学ほか: 塑性と加工, 10-98(1969-3), 157
- 3) 鈴木弘, 木内学ほか: 塑性と加工, 10-102(1969-7), 494
- 4) 鈴木弘, 木内学ほか: 塑性と加工, 10-102(1969-7), 502
- 5) 鈴木弘, 木内学ほか: 塑性と加工, 11-110(1970-3), 202
- 6) 鈴木弘, 木内学ほか: 塑性と加工, 11-112(1970-5), 315
- 7) 木内学: 塑性と加工, 10-104(1969-9), 635
- 8) 木内学: 塑性と加工, 10-104(1969-9), 646
- 9) 鈴木弘, 木内学ほか: 塑性と加工, 11-112(1970-5), 343

R131

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 12 No. 1 JAN., 1971

技 術 資 料

EDECA 法による新しいアルミニウムおよび  
その合金の電着塗装法

寺 井 士 郎 木 全 鎮 朗 松 尾 弘 任

住 友 軽 金 属 工 業 株 式 会 社

## 技術資料

# EDECA 法による 新しいアルミニウムおよびその合金の電着塗装法\*

寺井士郎\*\* 木全鎮朗\*\*\* 松尾弘任\*\*\*\*

## New Electrodeposition Coating Method of Aluminium and its Alloys Using the EDECA Process\*

by Shiro Terai, Shizuo Kimata and Hirotaka Matuo

The EDECA process is a new electrophoretic painting process on aluminium and its alloys. This new process has been developed jointly with Toagosei Chemical Industry Co., Ltd., Dainichiseika Color & Chemicals MFG. Co., Ltd. and Sumitomo Light Metal Industries, Ltd.

EDECA is basically a kind of the electrophoretic painting method which utilizes electrophoresis and electro-osmosis occurring in a painting bath composed of dilute water soluble resin.

EDECA process is carried out anodically in an aqueous solution of water soluble thermosetting acrylic resin plus extremely fine pigments or chromogen-bonded-polymers, having the electrical resistance of more than  $600 \Omega \text{ cm}$  and a pH-value of 7.6~8.0. The resin is negatively charged in a painting bath and the particles of the pigments are also negatively charged by anion active surfactants. The deposition voltage lies between 40~90 volts, and the initial anode current density is between 0.3~0.1 A/dm<sup>2</sup>; the coating time usually varies from 90 to 180 sec. for 10 to 30  $\mu$  thick deposits.

The applied film is transparently colored or opaque (white or colored) as desired.

Typical properties of applied film are as follows.

### 1. General Quality

Aluminium sheet, extrusions and other products, because of their superior corrosion resistances and smooth surfaces, are excellent bases for the high quality paint films used in EDECA process.

The chemical pretreatment plus the proper application of high quality thermally cured acrylic resin assures a finish that will exhibit no cracking, blistering or peeling.

Test panels have shown that paints in standard colors, properly formulated and applied, will show little change in color or loss of gloss after 1.5 years outdoor service in the adverse climatic conditions of Tokyo.

### 2. Pretreatment

Suitable mechanical surface treatment and cleaning to obtain desired appearance and degreased surface and a uniformly applied chemical conversion coating of the acid-chromate-fluoride-phosphate type are needed. In EDECA process, like other painting systems, the chemical coating in conjunction with the baked organic finish produces a finishing system that will meet the various kinds of tests specified in following standards.

### 3. Surface Appearance

Very smooth, completely uniform, and free from flow lines, blisters or other surface imperfections, and transparently or opaquely colored.

### 4. Dry Film Thickness

Exterior application; 0.8 mil min. Other applications; As required for desired appearance, effect, properties or color match.

### 5. Pencil Hardness

Grade 2H minimum Mitsubishi Uni pencil when tested as follows:

\* エデカ法は、日本、アメリカ、イギリス、カナダ、西ドイツ、フランスおよびスイス各国に特許出願中。

\*\* 住友軽金属工業株式会社 研究部 工学博士 \*\*\* 東亜合成化学工業株式会社 研究所 \*\*\*\* 大日精化工業株式会社 技術第三課

**Test Method:** Strip wood from pencil leaving full diameter of lead. Using emery paper, flatten end of lead so it is 90° to pencil axis. Hold pencil at 45° to film surface and push forward about 3cm using as much downward pressure as can be applied without breaking pencil lead. If pencil ruptures film, repeat procedure using next softer grade pencil. Pencil hardness of film is that of first pencil which will not rupture film.

#### 6. Impact Resistance

Painted sheet will withstand direct and reverse impact of 300gr×50cm, when tested as follows:

**Test Method:** Subject the sample at room temperature to 300gr×50cm impact force by use of a Du Pond type impact tester, with a ½ inch diameter mandrel. If metal is ruptured, decrease the impact in 3000gr-cm increments until no metal fracture occurs. Minute fracturing of film is permissible, but when Scotch cellophane tape No. 610, 2.5cm wide, is applied to the deformed area and pulled off sharply no film will be removed.

#### 7. Minimum Bend Radius

Painted sheet can be bent to minimum inside radius of 1.5 T in terms of metal thickness "T"

**Test Method:** 180 degree bend using 1100-H14 sheet as a base metal (0.8mm thickness). Scotch tape test described under "Impact Resistance" for testing film adhesion after bending.

#### 8. Film Adhesion

No removal of the film will occur when tested as follows:

**Test Method:** Using a sharp knife, make 10 parallel cuts through the film at 1mm spacing. Make 10 similar cuts at 90° to, and crossing the first 10. Perform Erichsen cupping test of 5mm deep from the reverse side of painted sheet (1100-H14) in the center of two crossing cuts. Apply No. 610, 2.5cm wide, Scotch cellophane tape firmly to the area and pull off sharply.

#### 9. Color Uniformity

Color uniformity will be quite constant when tested as follows:

**Test Method:** Check visually under a day light lamp.

#### 10. Humidity Resistance

No formation of blisters when tested as follows:

**Test Method:** Put the test panel in a closed cabinet for 1000 hours at 45°C and 95% relative humidity

#### 11. Weather Exposure

Outdoor Exposure; No crazing, adhesion loss, chalking or fading and only slight loss of gloss when tested as follows

**Test Method:** 1.5 year outdoor exposure at Tokyo, at a 45° angle facing south.

Accelerated Exposure; No adhesion loss or color change, and only normal water staining when tested as follows;

**Test Method:** 1000 hours in Sun-Shine Type Weather-Meter.

#### 12. Salt Spray Resistance

Undercutting of film from scored line, 2mm maximum when tested as follows:

**Test Method:** 1000 hours in a salt spray test cabinet using 5% sodium chloride solution. Film scored diagonally sufficiently deep to expose base metal.

#### 13. Chemical Resistance

No loss of adhesion or gloss and no color change or staining when tested as follows:

**Test Method:** Fix two P.V.C.-rings of 3cm diameter and 3cm deep on the flat test panel. Fill one ring with 2% caustic soda solution and leave for 16 hours and fill the other with 10% sulfuric acid solution and leave for 72 hours at room temperature; remove the fixed rings and rinse test panel and inspect in a day light lamp.

The following points are described in detail in this paper: bath constituents and their functions, preparation and control of painting bath, deposition characteristics, processing scheme including pre-and post-treatment, some principal properties of the applied film and its assessment and some typical applications.

\* The EDECA process is the subject of U.S.A., England, Canada, West Germany, France, Swiss and Japan patent applications.

## 1. 緒 言

我が国においても、塗装アルミニウム（プレコートシート）の使用は次第に拡がりつつある。しかし塗装サッジは、限定された塗装が陽極酸化皮膜上に適用されているのみで、その他にはほとんど使用されておらず、カラーサッジとしては自然発色陽極処理によるものが、焼付け型塗装品に比較してはるかに多い。一方欧米ではサッジ関係でも塗装品は多く使用されており、陽極皮膜処理によるものの方が少ないといわれている。

我が国での生活環境から考えて、塗装品の色調の問題、塗膜物性に関する不安感、アルミニウムの質感が塗装することによって消失してしまう、等の種々の抵抗が、我が国における塗装サッジの開発を遅らせて来たとも考えられる。

しかしながら、最近の樹脂塗料の物性は、過去のものに比較して格段に優れたものとなっており、またアルミニウムへの塗料密着性の問題も化成皮膜処理技術の開発に伴って優れた性質のものが得られる様になっており、形材の様な四部のある形状に対して均一な塗装物が得られるならば、新しいアルミニウムの需要開発に大きな力を与えるものと考え、塗装方法の検討を開始した。塗装方法としては、付きまわり性が良く、均一な塗膜が得られ、しかも自動化が比較的容易である電気泳動塗装法によることとし、樹脂関係として水溶性電着アクリル樹脂の開発を東亜合成化学工業㈱に、水分散性着色材の開発を大日本精化工业㈱のそれぞれの研究担当者が共同研究の体制を組んで、プロジェクトを組み開発を行なうこととなった。幸い各研究者の理解ある協力を得て比較的短期間に、従来この種塗装法に見られない透明感のある着色技術の完成を見、新方法をEDECA\*と命名し広く技術供与および製品販売を行なうこととなつた。本解説ではEDECA法の概要について報告する。

## 2. 電着塗装の原理およびその特徴

### 2.1 電着塗装の沿革

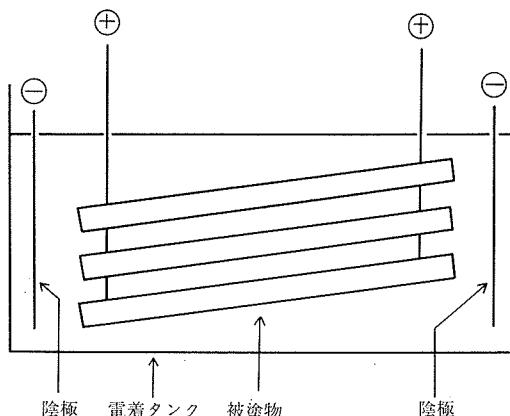
昭和39年頃から“塗装技術におけるスプレーラン以来の最大の発明”といわれ、画期的な新技術として期待され開発されて来た電着塗装法も、浴管理、接点治具、付きまわり性等、当初に見られた各種の塗装作業性の問題点も、一つ一つ解決され、今や完全に実用段階に入っているといえよう。

この塗装方法は、米国のフォードや、英国のICIおよびプレストスチール社等によって1964年に工業化が試みられたが、この塗装方法は自動車車体の下塗りとして用いた場合に、その利点が最大に發揮されたため、日本においてもまず自動車車体の下塗り用として採用され、以後この方面を中心に技術的問題が次々と解決されて来た。我が国に

おいては昭和40年頃から、自動車産業が著しい成長を示し始め、次々と新設された塗装ラインは、ほとんど全て、この電着塗装法が下塗り塗装として採用されたため、現在では、我が国は鉄鋼材料の電着塗装に関しては、ライン数も、技術水準も世界的水準にあるといえよう。

### 2.2 電着塗装の一般的な方法

図1に示す如く、比較的低濃度の水性塗料を満たしたタンクに（固形分が10%前後）適当な前処理（脱脂、化成皮膜処理、陽極酸化処理etc.）を施した被塗物を浸漬し、こ



第1図 電着塗装の概念図

の被塗物を陽極に、タンクまたは別に設置した電極を陰極にして、直流を通じて、負に帯電した樹脂を陽極（被塗物）に析出させ、被塗物を引き上げた後、余分についた樹脂を水洗し（陽極に析出した樹脂は水に不溶性になっている）焼付けると樹脂は架橋反応を起こし、完全に硬化した均一な塗膜が被塗物上に形成される。以上が、この塗装方法の一般的な方法である。

### 2.3 電着塗装の原理および塗料

この塗装方法の原理である電気泳動現象は既に1861年にQuinkeによって初めて観察された。また、この現象を工業的に利用しようとする試みもいく度かなされて来た（例えばラテックスの電着、食缶用ラッカーの電着、タンニンによる電気的鞣皮法、ウルシの電着など）。しかしながら塗装技術としてこの電気泳動現象を利用することは、得られる塗膜の性能が充分でなかったために大規模に用いられるまでには至らなかった。しかるに1960年代に入り、高分子化学の発展と共に水性塗料の開発が急速に行なわれ、充分な塗膜性能を持った水性塗料が出現し、電気泳動を利用した塗装が可能となった。

現在までに電着用水性塗料はいく種類ものタイプが考えられているが、工業的な規模で実用化されているものは、エポキシ系、アルキッド系等である。

電着塗装の塗膜析出の過程は一般に下記の現象によるものとされている。即ち負に帯電した樹脂は、電場の影響で被塗物（陽極）に向かって電気泳動を起して移動する。陽極に達した樹脂はそこで電荷を失い被塗物上に析出する。

この樹脂の析出現象は電着塗装において最も興味ある反

\* EDECA; Electro Deposition Colour Aluminium の略で“エデカ”と同時に商標登録中。

応であるが、未だ明確に解明されていない部分もある<sup>1),2)</sup>、<sup>3)</sup>。一般には、通電と同時に電気泳動現象と共に陽極の溶解と水の電気分解が起こる。以上の諸反応の結果、陽極の近傍においては、陽イオン（金属イオン）あるいは  $H^+$  が発生し、ある濃度以上にこれらのイオンが発生すると、樹脂が不溶化し析出するものと考えられている。

この他に析出した塗膜（完全には中和されておらず、析出塗膜はなおある程度の電導性を持っている）を通して電気浸透がおこり、析出した樹脂膜はさらに含水率の低い密な皮膜になると考えられている。

一方、前処理浴からの各種雑イオンの持込み等による不要な電気分解も起こる場合があることが知られており、この分解反応は塗膜の光沢低下や、塗膜性能劣化をきたすので電着塗装においては、これら各種雑イオンを取り除く方法を、講じておかなければならぬ。

#### 3・4 電着塗装の一般的特徴

電着塗装の一般的な特徴を下に記す。

(1) 塗装品の膜厚が均一である。従ってエッジ部や、細かい隙間、コーナー部、凹部等も均一に塗装出来るので耐食性が向上し、一方で必要以上の膜厚をつける必要が無いので経済的である。

(2) 通常の塗装法で発生しやすい欠陥、すなわち、タレ、ワキ、ピンホール、タマリ、スケ、ハジキ等が発生せず、優れた外観を得ることが出来る。また耐食性も向上する。

(3) 膜厚の調整が電気的に行なえるので、勘や経験に頼らずとも常に一定の膜厚を得ることが出来る。また電気的に調整が可能であるため、本塗装法が、自動化、省力化に適している。

(4) 濃度の薄い塗料を用いて、含水率の低い密な塗膜が得られるので、塗料効率の向上（持出し量の減少）ならびにセッティングの省略が可能である。

(5) 水性の塗料であるので、火災、中毒、排液に関する難点が少ない。

一方、問題点としては、

(1) 浴の組成が限定される。従って浴を変性することが困難で、性能に多様性を持たせたいくつもの塗料を持つことはむつかしい。

(2) 混入して来る雑イオンに関して敏感である。このことは溶液の管理に関して問題が生じやすいことを示している。

(3) 現在の所一回塗りしか出来ない。

#### 2・2 EDECA 法の特徴

EDECA 法は電着塗装であるから、上述の電着塗装法の持つ一般的な得失は、ほぼそのまま適用されるが、その他に下記の如き特徴を持っている。

(1) EDECA 法に用いる電着樹脂は、アルミニウム上に電着することを目的として設計されたアクリル樹脂であり、従ってアルミニウムの用途を充分考慮して樹脂の種類が選定されており、また電着浴組成と塗膜の組成が一致してい

るので、長期間の操業に対しても安定した作業性が保たれ、また塗膜性能も変化しない。

(2) 着色剤の各成分は、全て泳動速度が揃えてあるので長期間の操業においても、色のバランスがくずれることがない。

(3) 透明感のある任意の色調の塗膜が得られる。アルミニウムは、機械的表面仕上げ、化学的エッチングの種類が多くあるが、EDECA 法を用いれば、多様な表面仕上げをそのまま利用出来、しかも任意の着色が可能である。

(4) 得られる塗膜が透明感のある着色がなされているということは、成形品や、押出し形材においても、塗膜が全く均一な厚さを持っており、しかも、スケやタマリが全く許されないということを意味しており、通常の浸漬塗りやスプレー法ではなし得ないものである。

### 3. EDECA 法に用いられる電着樹脂

EDECA 法に使用するアロン ACL は、東亜合成化学工業㈱がアルミニウムおよびアルミニウム合金用に開発したアクリル系水溶性樹脂である。アルミニウムおよびアルミニウム合金が塗装下地の場合、電着液の安定性、電着挙動、塗膜外観、硬度、密着性が基本性能となる。これ等の性能とアルミニウム金属との特殊な相関関係との解明に依り品質設計された特性の二、三を紹介する。

#### 3・1 電着用樹脂の諸性能

##### 3・1・1 浴安定性

浴安定性に関しては前処理より混入する夾雜イオンに関する許容量、熱、放置に対する安定性が重要である。

##### (1) 前処理より混入するイオンに対する許容量

電着においては、電着浴中に夾雜イオンの混入を出来るだけ避けねばならない。EDECA 法の化成処理は磷酸クロム酸法で化成処理後、水洗により残留薬液を除去するが、電着浴に混入した場合のイオン濃度と塗膜状態を磷酸クロム酸液の各成分について比較すると、表 1 のようになる。

表 1 混入イオンによる影響

混入イオン濃度, ppm	混入イオン		
	F <sup>-</sup>	Cr <sup>+6</sup>	PO <sub>4</sub> <sup>-3</sup>
0	○	○	○
50	△	○	○
100	×	○	○
200	×	×	×
300	×	×	×
400	×	×	×

○ 塗面良好

△ 塗面わずかにユズ肌

× 全面光沢低下、ユズ肌

前処理からの混入イオンに対しては、F<sup>-</sup>イオンの影響が大きい。このようなイオンの混入は塗膜状態に特有の欠陥を呈するので混入による影響は顕著に示される。混入イオンの除去にはイオン交換が有効なことは既知であるが、混入防止のため、水洗、水洗水の管理に十分注意する必要

がある。

## (2) 熱安定性および放置安定性

熱安定性、放置安定性では、冬期における浴温調節時ににおける加熱および放置時における空気酸化に対する安定性が問題となる。

熱安定性試験、空気酸化試験の結果を表2に示す。熱安定性試験では、熱による塗膜性能の低下が著しい。温度調

表2 热安定性および放置安定性

	新液	加熱後	空気酸化後
N.V., %	13.9	13.9	15.8
pH	8.02	7.90	7.88
電導度, $\times 10^4 \mu\Omega/cm$	0.155	0.160	0.175
50V/2分のED挙動	付着量, mg/dm <sup>2</sup>	231.4	161.0
	クーロン効率, mg/Q	19.7	13.9
	ゴパン目試験	100/100	100/100
	衝撃テスト 300g/50cm	合格	不合格
	エリクセン, 5mm	合格	不合格
	塗面状態	良好	肌あれ、光沢低下 新液とほぼ同じ

加熱安定性試験 15%希釈液を密栓して50°Cで168時間加熱。

空気酸化試験 15%希釈液を2500gに室温で空気を2500ℓ吹込んだ。

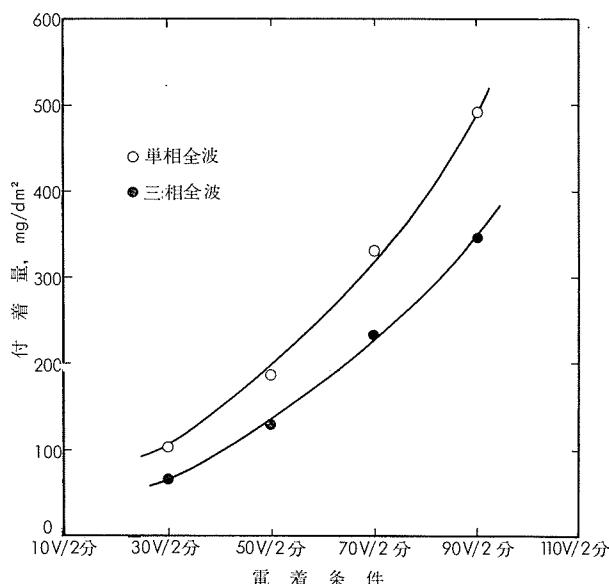
節においては、急激な加熱は避けねばならない。空気酸化による影響は認められない。これはアクリルであるために、アルキッドと異なり空気酸化されないためである。なお加熱による塗膜性能の低下は、樹脂中の架橋剤の分解によるもので、アニオン交換により回復する。

## 3・2 電着挙動

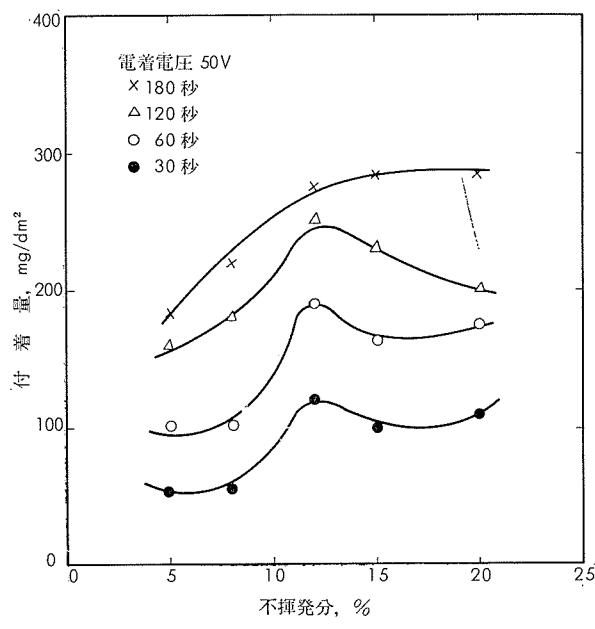
### (1) 電流波形による付着量変化

電着塗装は被塗物を陽極とする電極反応であり、陽極の材質により陽極現象が異なるため同一の条件で電着しても付着量は異なる。アルミニウムおよびアルミニウム合金を被塗物とした場合の電流波形による付着量をACLについて比較すると図2のようになる。

三相の場合の付着量は単相の場合の約70%である。



第2図 電流波形による付着量変化



第3図 不揮発分と付着量

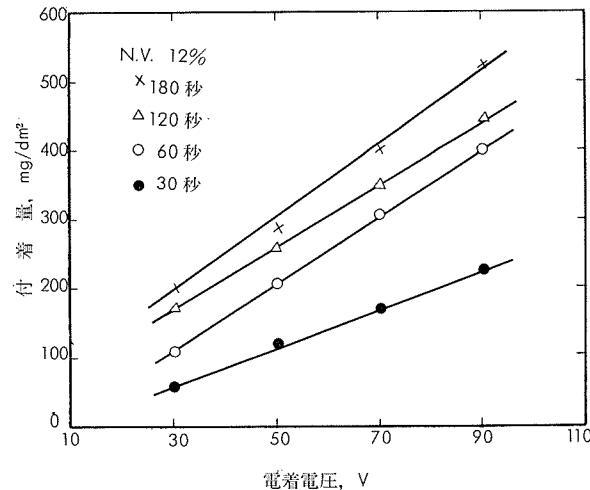
### (2) 浴濃度と付着量

電着は通常、不揮発分(N.V.) 10~15%で実施されているが、被塗物に付着して持出される浴液量による塗料ロスはかなりの量になる。持出し量を小さくするためには、浴濃度を小さくする必要がある。浴濃度を小さくすると、付着量の低下、樹脂の補給回数の増加が問題となるが、ACLの場合、浴濃度と付着量の関係は図3のようになる。ACLでは N.V. 5~20%で12%付近に極大値を持つ。

以上の結果から、浴濃度としては12%を標準とするが、補給回数との関係については、電着槽の大きさ、処理面積について実際のラインについて検討する必要がある。

### (3) 電圧と付着量の関係

ACLの場合、電着電圧と付着量の関係は、図4のようになる。50~70Vの電圧で、約2分通電すると実用的な膜厚が得られ、設備的な利点がある。しかし低電圧で電着が可能な低電圧樹脂ではスローリングパワーが問題となる場



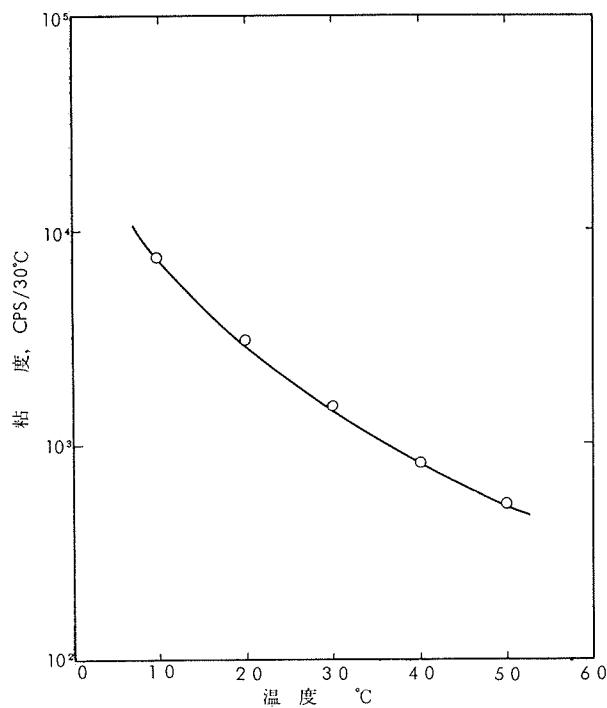
第4図 電圧と付着量の関係

合がある。スローライングパワーの測定では多層板テスト、パーテスト、クサビテスト、パイプテストが実施されており、パイプテストでは川井等<sup>4)</sup>の理論的な考察がある。スローライングパワーを高めるには定性的に被塗物の形状では陰極からの遮蔽部をなくすこと、極間距離を短かくすること、塗料的には電着皮膜の比抵抗を小さくすること、液の比抵抗を小さくすることが必要である。ACL の場合、低電圧樹脂の開発が主眼であったので、スローライングパワーの向上は液の比抵抗を小さくすることで向上させてあるため、スローライングパワーは実際の被塗物について問題はない。

### 3・3 アロン ACL 樹脂の粘度挙動について

#### (1) 温度と製品粘度

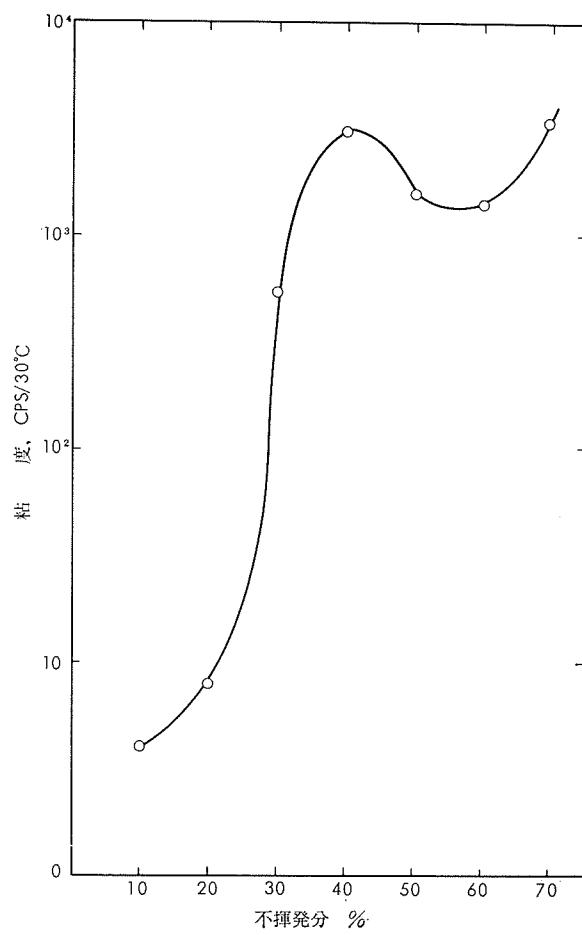
アロン ACL の製品 (N.V.50%) の粘度と温度の関係は図 5 のようになる。30°C の粘度を基準の製品粘度（製品規格）としているが、低温においてはかなりの増粘が認められるので、冬期の取扱いには注意が必要である。



第 5 図 温度と製品粘度

#### (2) 不揮発分と粘度

アロン ACL の建浴は N.V.50% の製品を N.V.10% 内外に水で希釈するが、ACL の不揮発分と粘度の関係は図 6 のようになる。水希釈に依り粘度は、単調な減少曲線を描くのではなく、N.V.40%付近に極大値を持つ。これは N.V.50%以上では、溶剤はアクリル樹脂の重合溶剤のイソプロパノールが主体でポリマーの溶解にはアクリル樹脂の親油性の部分が作用していると考えられ、水の量を増していくと、水とイソプロパノールの量的関係の逆転、ポリマーの溶解が親油性の部分の作用に依るのではなく、ポリカルボン酸のアミン塩という親水性の部分が作用するという、



第 6 図 不揮発分と粘度

溶剤変化およびポリマー溶解機構の変化で生ずると考えられる。建浴に際しては、粘度が極大値を持つ N.V.40% 内外の取扱いを避けるべきであろう。

## 4. 電着用顔料

塗装は被塗装物の防食、防錆の保護作用の他に装飾が目的とされる。

アルミニウム材料の電着においても色彩豊かな塗膜を得るために着色剤が使用されるが、着色剤に対してはアルミニウム材料の下地の金属光沢を生かすために、特に透明性が要求される。

透明性に優れた EDECA 用着色剤としては、1) 重合体結合色素、2) 水性顔料分散体の 2 種類がある。

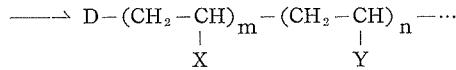
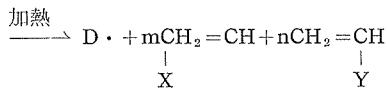
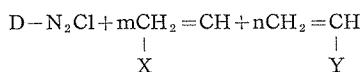
### 4・1 重合体結合色素<sup>5)</sup>

重合体結合色素は、色素の分子と樹脂の分子とを化学的に結合させた新しい着色剤である。

一般に顔料はしばしばベヒクル中で凝集を起し、色調のくすみ、着色力の低下を起しやすい。これ等の欠点を改良するために可溶基を持った樹脂を色素に結合させ、顔料中に超微粒子状に分散させることを目的として作られたのが重合体結合色素である。

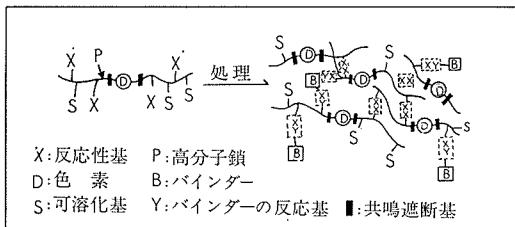
重合体結合色素の合成は、芳香族ジアゾニウム塩を分解するとラジカルが生成すること、および水に不溶性の色素

でも、これにジアゾニウム基を導入すると水溶性、あるいはこれに近い状態で水に分散しうるなどに着目し、次式のように、これを付加重合性单量体の存在下に色素ジアゾニウム塩(D-N<sub>2</sub>Cl)の分解を行なうことにより、色素が重合体に化学的に結合した重合体結合色素が合成される。



この方法においては、单量体の組合せを任意に選択することにより、色素と結合する重合体の一部に親媒性基を導入することができ、得られる重合体結合色素は色素部分がなんら可溶化基を直結していないものでも、その親媒性を利用し、水または油などの任意の媒体中に、なんら機械的分散工程なしに超微粒子状に分散でき、凝集による色素の着色力の低下などを防ぎ、安定な分散状態を保持することができる。

また一方、図7のように重合体の一部に反応性官能基を導入した場合には、着色後、加熱、pHの変化、架橋剤の添加などにより自己網状化あるいは被着色物またはバインダーが官能基を有するときは、これらの官能基と反応して不融不溶性、耐薬品性、耐溶剤性、耐摩擦性などの優れた着色物が得られる。



第7図 重合体結合色素

重合体結合色素の各種溶剤に対する溶解性は、その重合条件によっても左右されるが、使用した单量体の単独重合物の溶解性に大体近似し、重合体部分の性質が重合体結合色素の物理的性質を支配している。

表3に重合体結合銅フタロシアニン色素の溶解性を示した。

このように色素の分子と樹脂分子とが結合した重合体結合色素は一般的の有機、無機顔料と異なり、ペヒクル中に超微粒子に分散し、透明性が非常に優れている。

したがって、重合体結合色素を用いて電着した塗板はアルミニウム材料の下地の金属光沢を生かした透明な仕上り外観を有するものとなる。更に色素と結合する单量体を電着用樹脂と類似のものを使用した重合体結合色素を用いれば、電着樹脂溶液との相溶性が良好となり、浴安定性、共進性とも優れたものとなる。

表3 重合体結合銅フタロシアニン色素の溶解性

用いた单量体	溶解性										
	水	エタノール	ペルジカル	メケンル	アセト	シベク	ベンゼン	デホルムアミド	ジオキサン	塩メチレン	酢酸
アクリル酸	◎	◎	○	×	×	×	×	◎	◎	×	×
アクリル酸メチル	×	×	○	○	○	○	×	○	○	○	×
アクリル酸エチル	×	×	○	○	○	○	○	○	○	○	×
アクリル酸ブチル	×	×	○	×	○	○	○	○	○	○	×
アクリル酸アミド*	◎	×	×	×	×	×	×	×	×	×	×
アクリロニトリル	×	×	×	×	×	×	×	◎	×	×	×
スチレン	×	×	×	×	×	○	×	○	○	○	×
メタアクリル酸メチル	×	×	○	○	○	○	○	○	○	○	○

◎: 可溶 ○: 一部可溶 ×: 不溶

\*: アクリル酸アミドは重合後メチロール化したもの

#### 4・2 水性顔料分散体

EDECA用に開発された水性顔料分散体は、特殊な界面活性剤を用いて水中に顔料を微粒子の状態に分散したもので分散性、放置安定性等が優れている他、特にアルミニウム材料の下地の金属光沢を生かすように考慮された透明タイプの着色剤である。

##### (1) 顔料の種類と特長

顔料には有機顔料と無機顔料があり、有機顔料は化学構造や性質の一部が染料に類似している。これら三者の性質を顔料適性の面から概略的な比較をすると表4のようになる。

表4 顔料適性比較

	色調	着色力	耐光性	耐熱性	耐薬品性	耐溶剤性	隠ぺい力	色の種類
有機顔料	鮮明	大	良	劣	優	良	中	多
染料	鮮明	大	劣	劣	劣	劣	小	多
無機顔料	劣る	小	優	優	良	優	大	小

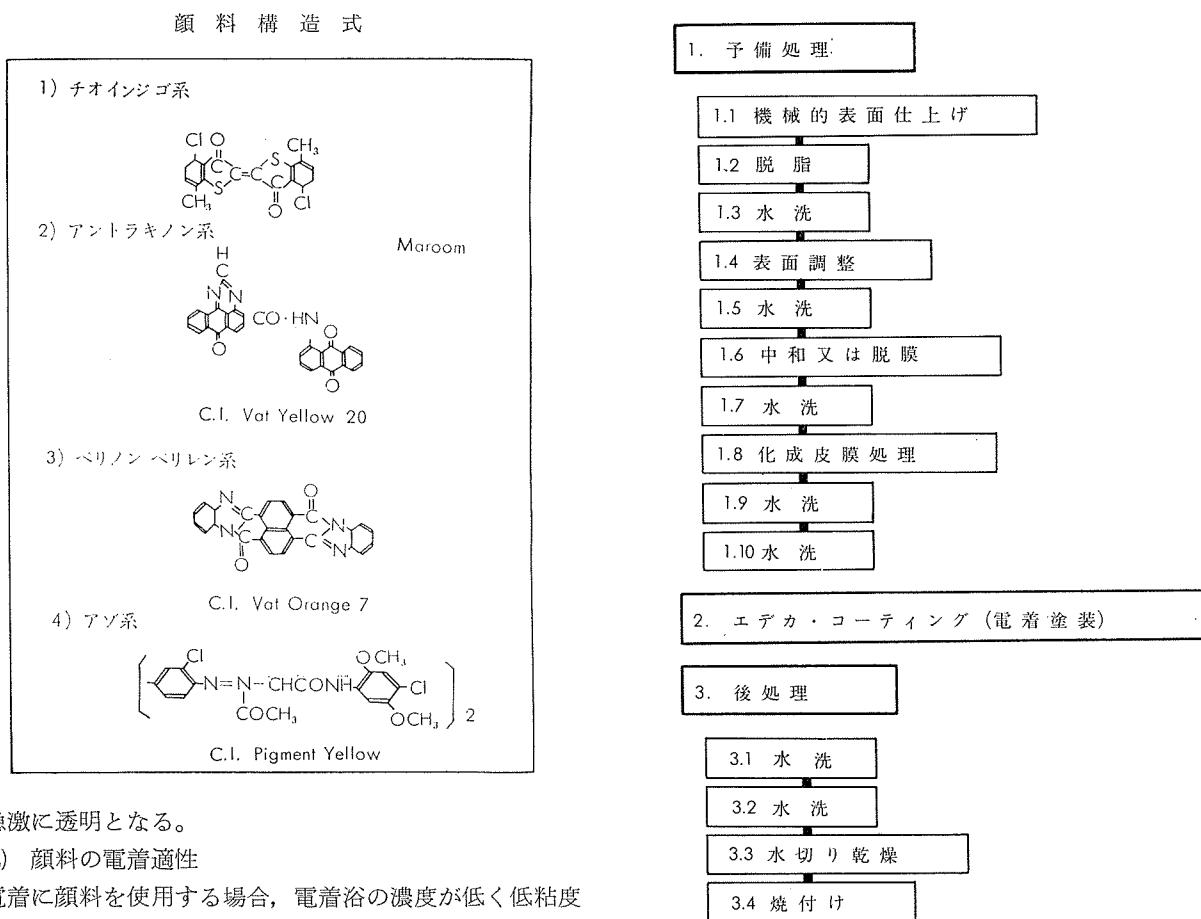
この表4に示すようにおのののの色素の概略の性質には一長一短があり、またそれぞれの個々の化学構造によっても異なる。

有機顔料と無機顔料とはほぼ相反した性質を示す。無機顔料は鮮明性、着色力に劣り耐光性、耐熱性、耐溶剤性に優れている。有機顔料は色調の鮮明さ、着色力に優れている。有機顔料は一般に耐熱性、耐光性、耐溶剤性に劣るものが多いが、化学構造的に非常に多くの顔料<sup>6)</sup>があり、最近では耐熱性、耐光性、耐溶剤性の面でも無機顔料に匹敵するものが多数開発されている。

例えば<sup>7)</sup>次頁に示すようなものである。

アルミニウム材料の金属光沢を生じた、鮮明で透明であり、かつ諸物性に優れた着色塗膜を得るために、これら顔料の特性を熟知し顔料を微粒子に分散安定化する必要がある。

顔料はその粒子が小さくなるにしたがい隠ぺい力は増加し、普通0.2~0.3μで隠ぺい力は最大になるといわれている。光の波長よりさらに小さくなると隠ぺい力は小さくな



り急激に透明となる。

#### (2) 顔料の電着適性

電着に顔料を使用する場合、電着浴の濃度が低く低粘度であるため、沈降しやすく、顔料粒子は微粒子で分散性に優れている必要がある。電着用樹脂は樹脂プレポリマー中にカルボキシル基を持っていて、アンモニヤまたは有機アミンにより中和されているため、耐アルカリ性に劣る顔料および水溶性塩を含有する顔料は使用できない。水溶性塩<sup>8)</sup>が電着浴中に混入すると、電気抵抗が変化するばかりなく、樹脂の浴安定性を阻害し、塗膜の光沢、物性低下等の原因となる。

耐熱性、耐光性、耐溶剤性、耐酸性、耐アルカリ性は顔料の化学構造により大きな差があり、コスト、用途等を考えて使用顔料を選択する必要がある。

EDECA 用水性顔料分散体は顔料固有の諸物性を考慮し、顔料の選択を行ない、微粒子に分散し電着適性が付与されているので、着色塗膜は耐光性、耐アルカリ性をはじめ諸物性はなんら問題がない。

## 5. EDECA 法の処理工程

EDECA 法の基本的処理工程は予備脱脂、化成皮膜処理、電着塗装、焼付けからなっている。それらの工程構成図を図 8 に示す。各工程ごとに以下にその詳細を述べる。

### 5.1 予備処理

#### (1) 機械的表面仕上げ

要求される仕上り外観に対して、通常行なわれている、バフ研磨、ワイヤープラッシング、ホーニング、プラスト等の機械的表面仕上げを適用する。EDECA 法においては

第 8 図 エデカ処理工程表

機械的表面仕上げ面の状態は最終仕上り外観に対して重要な要因となるので、均一性を考慮して選択しなくてはならない。

#### (2) 脱脂処理

機械的表面仕上げの有無にかかわらず、被処理材の表面調整予備処理として脱脂処理を行なう。脱脂の方法としては溶剤脱脂法、市販のアルミニウム用中性洗剤法などを適用する。機械的表面仕上げした製品を脱脂する場合には、特にバフ研磨でバフ焼けなどが生じている場合、アルミニウム素地を蝕すことなく、且つ完全脱脂をするよう注意しなければならない。

#### (3) 水洗

水道水を用いて、室温で行なう。

#### (4) 表面調整

機械的表面仕上げと組み合わせて、または単独に処理することにより、要求される最終仕上り外観に対して、アルカリエッティング、酸エッティング、化学研磨、電解研磨などのいずれかが選択される。いずれの処理にしろ、均一な仕上り状態が特に要求される。

#### (5) 水洗

水道水を用いて室温で行なう。

#### (6) 中和

(4)の工程でアルカリエッティング浴などが選ばれた場合、

被処理材の残留アルカリは硝酸浴などで中和する。

#### (7) 水洗

水道水を用いて室温で行なう。

#### (8) 化成皮膜処理

塗膜密着性と耐食性向上のため電着塗装下地処理として化成皮膜処理を行なう。この場合に選択される化成皮膜処理浴組成としては、得られる化成皮膜が電着処理中安定であること、皮膜が透明感を持っていることが必要であり、市販の化成皮膜処理浴としてはアルミニウム用リン酸一クロム酸型化成皮膜処理液が選定対象となる。化成皮膜量としては(1:1)硝酸浴法または溶融亜硝酸浴法などで測定した値で100~200mg/m<sup>2</sup>の範囲が適当である。これらの上限値を超えた場合、生成する化成皮膜にわずかに緑色系の着色があり、最終焼付け後の塗膜光沢の向上に悪影響を与える。また化成皮膜量があまり少ないと密着性向上などが期待出来なくなる。

#### (9) 水洗

水道水を用いて行なう。水道水温度は常温の範囲(15~30°C)で行ない、高い温度のいわゆる湯洗は好ましくない。化成処理直後の化成皮膜は湯洗をすると皮膜の溶解がわずかに認められる。

#### (10) 水洗

化成皮膜処理液の電着槽への持ち込みを防止し、皮膜の吸着している雑イオンを出来るかぎり少なくするために、脱イオン水による水洗を行なう。この場合の水洗水温度はやや高めの40~50°Cが水洗効果が大きいようである。

### 5・2 電着塗装

#### (1) 浴組成の調整

透明感のある着色塗膜から不透明エナメル型塗膜の範囲まで任意に着色剤濃度で制御出来るが基本的な透明型着色塗膜の場合は次の様に行なう。

脱イオン水を用いて樹脂固型分濃度を5~20%の範囲に希釈する。(最適12%) 12%固型分の場合、60Vで2分間通電するとほぼ20μの塗膜がえられる。

浴のpHは7.6~8.0の範囲内に調整する。この場合、必要に応じてアニオニン交換樹脂とカチオニン交換樹脂のいずれか一方またはその両方で、浴中に残留したと思われる樹脂重合時に生じた雑イオンなどを除去してpH値を管理することもありうる。

12%固型分、pH値7.6~8.0に調整した電着液の比抵抗は600Ωcm(20°C)以上になる。

カラーベースの配合は重合体結合色素、水性顔料分散体などを最終仕上り色調の要求に応じて添加するがその割合は、建浴したクリヤー電着液1l当り、カラーベースは10ml程度である。中間色を要求された場合の配合は原色のカラーベースの合計が10~15ml/電着浴1l当り、とすべきである。

なお不透明のエナメル型塗膜を要求される場合には、カラーベースの添加割合は大きくなり上述の値の2~3倍に

なりうる。

#### (2) 電着条件と電着浴管理

電着操作は基本的には定電圧法を用いる。全固型分濃度が12%の場合に、2分間通電で20μの最終塗膜厚さを得るための電着条件は次の通りである。

電着電圧 60~70V

浴 温 度 25±1°C

このような条件下での初期陽極電流値はほぼ30~50A/m<sup>2</sup>の程度になり、極く短時間内で20~10A/m<sup>2</sup>まで低下する。

所定電圧までの昇圧方法を操作して5V/秒の昇圧速度にすると初期陽極電流は所定の70Vに達したところで、20A/m<sup>2</sup>となり5秒以内に15~10A/m<sup>2</sup>の値に低下して、以後徐々に電流値は低下してゆく。逆に瞬間に70Vを負荷するとほぼ100A/m<sup>2</sup>のダッシュカレントが流れるが10秒以内で15~10A/m<sup>2</sup>に急速に下る。いずれを選択するかは整流機能力との関係できめられる。

被処理物表面積に対する陰極面積の比率は1:1~1:4の範囲内で出来るかぎり後者の比率に近い方が仕上り均一性が得られやすい。

なおスイッチを入れる前に、被処理物は電着浴に十分濡れ、また液温と同程度になり温度差を生じさせないように、30秒ほど放置してから通電すべきである。

塗膜厚さに及ぼす電着条件の影響としては電着電圧、電着時間、液温の順にその寄与率が小さくなる。設定と管理が比較的容易な前二者に対し、液温管理は電着槽内温度分布も考慮して、循環系とし、電着槽外に熱交換部をもうけて行なう。電着中の発生熱量は高い電圧にもかかわらず、通電量が少ないと比較的低く、むしろ冬期における加温加熱なども考慮して液温制御系を構成しておくべきである。液温の低下は電導度の低下とあり、塗料の電着効率を低下させる。

循環系内には電着液の汎過装置を組み込み、電着液の汚れ防止をしなくてはならない。

電着処理の運転中に生ずる液組成などの変化は全固型分濃度とpH値の2項目を管理して補正される。固型分濃度の低下は所定電圧において塗膜厚さの低下をもたらすので被塗物に電着する樹脂分と持出し量に応じて補給を要する。pH値は連続運転においてわずかに上昇するが、これは電着液中のアミン量の相対的増加によるものであり、pHが8.0をこえた場合にはカチオニン交換樹脂を用いて再生処理を行なう。

他に電着液には化成皮膜の溶解、化成皮膜処理液の持ち込みなどにより雑アニオニンの蓄積がある。電着液の比抵抗を測定し、600Ω·cm以下になった時にはアニオニン交換樹脂を用いて雑アニオニンを除かなければならない。

### 5・3 後処理

#### (1) 水洗

被処理物に吸着されて持ち出される樹脂分は水道水を用

いて洗い落す。

(2) 水洗

最終水洗は脱イオン水洗浄が塗膜性能上好ましい。

(3) 水切り乾燥

被処理の凹部などに水洗水を残したまま直接焼付け炉に入れると、水は沸騰状態を呈し、同個所は塗膜欠陥となる。従って焼付け前には被処理に水滴などを多量に残すことは好ましくない。もちろん、水の沸騰しない状態で予備乾燥を行なえば問題はない。

(4) 焼付け

樹脂の架橋硬化を完全に行なわしめる温度は180°C前後が適当である。被処理物の形状、量にもよるが、通常20~30分の焼付け時間が要る。熱源、加熱方式は特に問題はないが、清浄な炉内空気の維持が重要である。

塗膜硬化の判定法は簡便法としては、鉛筆硬度による塗膜硬さと溶剤メチルエチルケトンによるラブ試験がよい。前者の硬さは2H以上、後者のこすり回数は50回以上を目指として100回以上にすべきである。焼付け不足に対して焼過ぎの場合は、密着性低下、変色となるので十分に注意しなければならない。

## 6. 塗膜性能

EDECA 法で得られる塗膜性能は本質的には基樹脂組成で規定されアクリル樹脂の特徴を顕著にしている。着色剤添加による塗膜性能の変動は極めて少ない。これは着色剤の添加量が少ないと、着色剤自体が基樹脂と架橋反応を生ずる（重合体結合色素の場合）ためである。

## ウェザーメーター

	ホワイト	イエローA	イエローB	イエローC
0				
260				
500				
760				
1000 hr				

Photo-1. EDECA 用着色剤の促進耐候試験結果  
Results of accelerated weather-exposure test of colour base for EDECA Process.

他方着色剤自身の安定性、特に耐候性、耐光性に関しては一部問題があった。すなわち選定される着色剤によっては、耐候性に難点が生じ、色調の変化が経時に生ずる可能性を持っていた。

写真1、2は特に問題の多い黄色系の場合の屋外暴露とサンシャイン・カーボンアーキュザーメーターの試験結果である。

同写真からイエローB、またはイエローCが耐候性良好と判定される。

## 屋外暴露試験（濃色）

	ホワイト	イエローA	イエローB	イエローC
0				
3 月				
6 ヶ月				
1 年				

Photo-2. EDECA 用着色剤の屋外暴露試験結果  
Results of out-door exposure test of colour base for EDECA Process.

他の着色剤：カラーベースに関してはウェザーメーター

## ウェザーメーター耐候試験

	レッド	ピンク	グリーン	ブルー	ブラック
0h					
260					
500					
760					
1000 hr					

Photo-3. EDECA 用着色剤の促進耐候試験結果  
Results of accelerated weather-exposure test of colour base for EDECA Process.

表5 涂膜物性表

項目	試験方法・条件	判定基準	試験結果	その他
耐摩耗度	三輪式、円筒 245°	色のない最高硬度	2H	
曲げ性	手動万力、180° 巻曲げ	明らかな剥離なし	3t 曲げ100 H24 0.8mm (内側半径 1.5t)	
落盤目試験	1mm角 10ヶ×10ヶ スコッチテープ No. 610による 剥離	剥離しない。 数/100	100/100	
落盤目エリク セン試験	1mm角 10ヶ×10ヶ 5mmスコッチ テープ No. 610 による剥離	剥離しない。 数/100	100/100 曲げ100, H24 0.8mm	
耐衝撃性	ダムボン式 1/2'φ 300g スコッチテープ No. 610による 剥離	剥離しない。高さ 50cm	曲げ100, H24 0.8mm	
耐酸性	5% H <sub>2</sub> SO <sub>4</sub> フ レング式密閉(20 °C)で放置24時 間	外観に変化無き こと	異常なし	
耐アルカリ性	2% NaOH フ レング式密閉(20 °C)で放置24時 間	外観に変化無き こと	異常なし	

の1000時間で全く問題はない。写真3、4にその結果例を示す。

### 屋外暴露試験



Photo-4. EDECA 用着色剤の屋外暴露試験結果  
Results of out-door exposure test of colour base for EDECA Process.



Photo-6. EDECA 塗装品例  
Memorial thermometer, some application example using EDECA process

項目	試験方法・条件	判定基準	試験結果	その他
耐溶剂性 (I)	ガソリン没入20° C 10分	外観に異常無き こと	異常なし	
(II)	MEK (ガーゼ 含浸) こすり試 験	裏地露出までの こすり回数 (往 復で1回)	回数50回以上 (実績1000回以 上)	
耐モルタル性	ジ・セメントミ キ=2:1:1 の混合物に溶け て一過開放試 験 (20°C)	外観異常無きこ と。またクロス カット部よりの 腐食がわずかで あること	外観異常無し クロスカット部 よりの腐食 が2mm以内	
塩水噴霧試験	5% NaCl 35°C	ブリスターなど 明らかな変化無 きこと。またク ロスカット部か らの腐食がわず かであること	1000時間で外 観変化無し。 クロスカット 部よりの腐食 2mm以内	
耐候性	相対湿度90%以 上 40°C の露頭 気中で放置	ブリスターなど 明らかな変化無 きこと。またク ロスカット部か らの腐食が少な いこと	1000時間で外 観変化無し。 クロスカット 部よりの腐食 2mm以内	
耐温性	水道水60°C 20 時間浸漬	外観変化無きこ と	異常なし	
耐荷重性	油膜水、1時間 浸漬	外観変化無きこ と	異常なし	
耐候性 (I)	サンシャイン型 ウェーバーメーター 35°C, 湿度60%	ブリスターなど 明らかな変化無 きこと	500時間以上	
(II)	紫外線露		継続中	

塗膜性能の一端としての配色例を写真5に示す。

### 配色見本



Photo-5. EDECA 法で用いる原色と  
主な配色見本例

Typical colour schemes of three  
primary colour base for EDECA  
Process

EDECA 法で得られた塗膜の一般的性能、物理的  
性能、化学的耐薬品性などを表5に示す。塗板作  
成条件は次の通りである。

脱脂：アセトンによる洗滌

表面調整：10%NaOH 溶液 60°C, 2 分浸漬。

水洗，硝酸溶液による中和，水洗を行なう。

化成処理：リン酸ークロム酸浴による化成処理。

皮膜量 100mg/m<sup>2</sup>

水洗を十分に行なう。

電着条件：12%固型分溶液，25°C，直流電圧60Vで

2 分間通電。

水洗を十分に行ない，熱風で予備乾燥する。

焼付け条件：180°C 30分。

焼付け後の塗膜厚さは顕微鏡で塗板断面について調査した所，20.5μ であった。

塗膜物性に及ぼす要因効果として検出されているもので今後の検討対象とすべきことを概略述べておくと次の通りである。

#### i) 硬さと加工性

現時点での塗膜硬さは2 Hを基準としているが，これは焼付け条件を変動させると若干異なってくる。樹脂成分の架橋反応温度範囲で考慮すると160～170°C では硬さは2 H以下になり，塗膜は柔軟となって加工性，特に折り曲げ性がやや向上する。逆に190°C では塗膜は2 H以上になるが加工性はやや低下する。

#### ii) 耐候性

濃色の場合の耐候性は1.5年の実績，ウェザーメーターの1000時間の試験結果から推測して屋外使用が可能となるべく着色剤の選定も終った。今後，更に継続した一連の試験結果については別の機会に報告したい。

なお，基アクリル樹脂そのもののクリヤー塗膜の耐候性については4年の暴露試験で顕著なチョーキングなどは認められていない。

## 7. EDECA 法による塗装応用

EDECA 法は，開発されて日が浅いが，多方面にわたっての応用が期待されている。現在一般塗装品の同一膜厚における原価比較でも非常に安く，経済性の面においても有利である。

付きまわり性の良好な点では押出型材の塗装には最適であり，現在，ショーケース等の塗装に応用しているが，塗膜物性，外観等ほぼ期待する程度のものが得られている。なおアルミニウムの熱交換器の中で，FIN部分における，腐食の問題の解決にも本方法の付きまわり性のよい点が有利に適応される。

つぎに，透明感のすぐれた点で，これは従来アルマイド

染色法による色感とほぼ同一もしくはすぐれた色感を呈するため，装飾用の器物，ネームプレート等の塗装に最適であり，染色剤に比較し，耐候性のすぐれている点から色あせ等の心配も現在のところ，室内において用いる限り問題はほとんど認められていない。一応各顔料については，ウェザーメーター 500～1000h の試験で問題のない程度になっているが念のため，大気暴露による実地試験を実施中で，この試験によりさらに屋外使用への可否も決定されるであろう。

さらに，塗膜の耐アルカリ，耐酸性は溶剤タイプの樹脂でないため，極めて優れており，アルマイド皮膜では耐食性に問題ありとする場合でも，充分使用に耐える程度の耐食性を有しており，すでに耐海水性および応力腐食割れ防止にも効果的であることを認めている。

現在，用途例として種々の製品があるが，塗装品自体，デザイン的にも用途例としても，示すことが不可能なのは残念であるが，一例として，日本アルミニウム工業㈱の70周年記念品の EDECA 塗装例を写真 6 に示した。

## 8. 結 言

以上，EDECA 法について，方法の特徴，工程，塗膜物性等についての概要を述べた。本方法の詳細については，特許出願中でもあり，充分のべることが出来なかったのは残念である。いずれにしろ，アルミニウムおよびその合金の塗装法として，数多の特徴をそなえているので，応用も次第にその範囲を拡げていくことであろう。

なお，本研究を行なうにあたり，各会社上司の御理解ならびに御指導に感謝するとともに，実際の作業，研究の進行について御協力たまわった，住友軽金属工業株式会社開発部竹内勝治氏，荒内峯也氏，姫野健氏，研究部，鈴木敏夫氏，長谷川義文氏，東亜合成化学株式会社研究所，鈴木忠信氏，井村秀明氏，大日精化工業株式会社技術三課，中村道衛課長に深く謝意を表する。

## 参 考 文 献

- 1) 伊藤武，渡谷嘉平：金属表面技術，20，(1969)165
- 2) 外島忍，目黒真作：金属表面技術，19，(1968)27
- 3) 伊藤武，渡谷嘉平：金属表面技術，18，(1967)441
- 4) 川井均，：塗装技術，8(2)増刊号 (1969)161
- 5) 堀口正二郎：色材協会誌，38, 99, 116, 325(1965)
- 6) 御園生晃，熊野裕徳，井上幸彦，桑原利秀：塗料と顔料，日刊工業 (1960) 220
- 7) 浅野照三：新しい染料・顔料，共立出版 40(1965) 156
- 8) 佐藤達雄，田中孝，竹内勇夫：色材協会誌，42(1969) 66

R132

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 12 No. 1 JAN., 1971

技术資料

## 広幅冷間4段圧延機の紹介

近藤繁 安藤正男

住友軽金属工業株式会社

# 広幅冷間4段圧延機の紹介

近藤 繁\* 安藤 正男\*\*

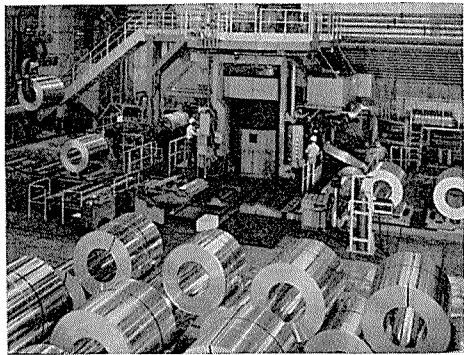


写真1 広幅冷間4段圧延機の側面

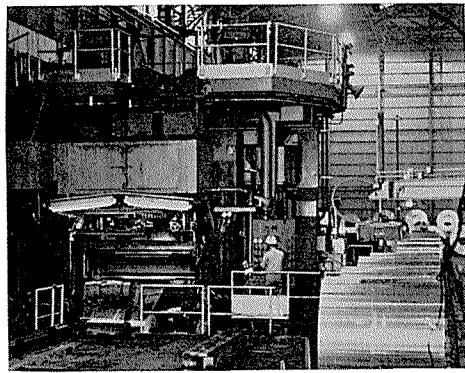


写真2 広幅冷間4段圧延機の後面

## 1. 緒 言

ここ数年来、圧延業界においては、鉄鋼メーカー及び非鉄金属メーカーの如何を問わず板、或いは条材の形状制御に主眼をおき、これに対処するためロールベンダーを圧延機に装備するのが通例となっている。ロールベンダーの形式は、その開発当初においてはワーカロールを強制的に曲げるワーカロールベンダーが考えられ、その後、ワーカロールの曲げ形状及び曲げ量よりバックアップロールを曲げる形式のバックロールベンダーが開発された。しかしながら現在でも装備されているものの大半はワーカロールベンダーである。その理由はバックアップロールベンダーを設置する場合、圧延機本体、建家、クレーン及びロール研磨機等の建設費が高いことに原因してかその数は少ない。但しロール胴長がワーカロール径に比して長いプレート圧延機、或いは熱間粗圧延機等には装備されているものも少くない。

一方、当社におけるロールベンダーの装備状況は既設圧延機の大半はその建設設計画時においてワーカロールベンダーの思想が全然なかったか或いはその萌芽期であったため、その能力を評価されぬままに装備されていない。しかしながら昭和44年4月に建設された広幅冷間4段圧延機(26" & 56"×86")にはその通過品種の多様性からロールベンダーの必要性が考えられ、計画当初よりその形式及び能力に対し充分に検討して最新鋭の装備を設置した。本報ではこの広幅冷間4段圧延機に装備されたロールベンディングの装置及び制御範囲等を中心に紹介する。

## 2. 圧延機仕様

ロールベンディング装置を述べるにあたって先ず本圧延機の仕様、各種制御装置及び附属設備についてその概要を以下に述べる。

### 2・1 圧延機仕様

形 式	: 非逆転式冷間4段圧延機
ワーカロール	: 635mm胴径×2200mm胴長
バックアップロール	: 1400mm胴径×2200mm胴長
主電動機	: 1台, 3000KW(D.A) DC-225/562 r.p.m 180/450M/min 360/900M/min } 2速切換
巻取機用電動機	: 1台, 1200KW(D.A) DC-300/1050r.p.m
卷戻機用制動発電機	: 1台, 450KW(S.A) DC-300/1050r.p.m
被圧延機寸法	: 入口厚 6.0mm 最大 0.25mm 最小 出口厚 4.8mm 最大 0.20mm 最小
	板 幅 2100mm 最大 750mm 最小
コイル寸法	: 内 径 608mm 外 径 1650mm 最大 最小径 1000mm 重 量 8000kg 最大

### 2・2 制御装置

(1) 自動板厚制御装置 (A.G.C 装置)

本圧延機には自動板厚制御装置（以下A.G.Cと称する。）

\* 技術部長

\*\* 技術部兼研究部

が装置されている。本装置の制御方式は所謂、BISRA 方式の変形であり、制御の基本式として次式を採用している。

$$\Delta S = C \left( S_0 + \frac{F}{M} - H_0 \right) - (1-C) \frac{F-F_0}{M} \quad (1)$$

ただし  $S_0$  : 無負荷時のロールギャップ

$M$  : ミル定数

$F$  : 圧延荷重

$H_0$  : 板厚設定値

$F_0$  : 圧延荷重設定値

$C$  : 定数

(1)式において  $C=1$  とおくと

$$\Delta S = S_0 + \frac{F}{M} - H_0 \quad (1-a)$$

となり、ゲージメーターシステム (BISRA 方式) の基本式となる。また、(1)式において  $C=0$  とおくと

$$\Delta S = -\frac{F-F_0}{M} \quad (1-b)$$

となり圧延荷重一定の基本式となる。すなわち、(1)式を基本式として本装置には次の5項目の制御系を有する。

- 1) スクリュウダウン制御
- 2) スクリュウダウン-テンション制御
- 3) テンション制御
- 4) X線板厚計による直接制御
- 5) 圧延荷重一定制御

なお、スクリュウダウンによる板厚制御の場合は板厚偏差が設定されたゲート幅以上になると動作を開始する。このゲート幅は  $\pm 3 \sim 50 \mu$  の範囲で連続可変である。また後方張力による板厚制御の場合、張力制御範囲は設定張力の士 25%までである。後方張力がこのリミットに達するとスクリュウダウンを動作させ張力を適正値に戻す方式をとっている。

本装置には補正回路として i) ミルカーブ補正、ii) ミルカーブの板幅に対する補正、iii) ロール偏心除去回路及び iv) ロールベンディング補正等が装備されている。またヒートクラウン等の本システムでは予知出来ない誤差についてはモニター積分機を設け、ゲージメーターでの測定値と圧延機出側に設けられたX線板厚計による実測値とを比較し双方の検出厚みの差を少なくする方向にサーボ積分器を回す。こうすることによってゲージメーターの指示はX線板厚計による厚み偏差と一致する方向に動かされ比較的長時間を経て生じるゲージメーターの誤差を防止することが出来る。

## (2) 自動停止装置

冷間4段圧延機の圧延速度の高速化に伴ないコイルエンドの作業者目視による作業管理は非常に困難となり、その結果、コイルエンドの増大及び圧延サイクルタイムの増大をきたし圧延機の能力低下の一因をなしている。従って最短コイルエンド及び最短圧延サイクルタイムを目標とし本圧延機に自動停止装置を装備している。

本装置の制御は次の様な方式をとっている。すなわち、巻戻機軸に取付けられたパルス発振器のパルスをゲートカウンターに入れカウントする。このカウンターは所定のカウントに達するとリセットされる。一方、デフレクターロールに取付けられたパルス発信器の出力をコイル径カウンターに入れカウントする。このゲートカウンターが所定カウントに達すると、このコイル径カウンターを停止させる。この時、このカウンターはコイル径を表わすので、これを記憶回路に入れ、且つコイル径の表示を行なう。このコイル径カウンターの出力は比較回路に入れられ、予かじめ設定されたコイル径に達すると減速ないし停止信号を出し圧延機を停止させる。

## (3) ロールベンディング装置

本装置に関しては後に詳述するので省略する。

## 2・3 附属設備

本圧延機には従来の圧延機には装備されていない装置が設置されているのでその概略について述べる。

### 1) プレバレーションスタンド

本設備の主たる目的は本圧延機が粗圧延機という性格を持つために圧延機入側の板厚が厚いこと及び広幅圧延機のために圧延機入側でのコイル口出し作業の人的なコイルハンドリングが困難なため、予め、コイルの口出し作業を行なうために設けた装置である。従って本装置の作業目的自体は非常に単純なものであるが、このハンドリング自体を全て自動化しておく必要性より装置の制御系は可成り複雑なものとなっている。

本制御系の段階は次の8段階に分かれている。すなわち、i) コイル径測定(次段階のマンドレル自動挿入の制御回路に指令記憶させる。), ii) コイル挿入(コイル高さ及びセンタリングの自動制御。), iii) バンド切断準備(マンドレル拡大後バンド抑えロールの下降), iv) バンド切断及び口出し(バンドを切断し、口出しを行ないコイル先端のカーリング取りを行なう。), v) ストリッピング切断準備(コイル先端の切断準備), vi) 切断制御(切断長さの自動制御), vii) 卷取り及び viii) コイル受渡し(スタンドの後退及び復帰並びにコイルの受渡し)。

以上述べたごとく装置の動作自体は非常に簡単であるが自動操作を行なうため多数のリミットスイッチ、ホトリレイ、タイマー等を装備している。

### 2) クイックロールチェンジ装置

ワークロールの交換を迅速に行なうためクイックロールチェンジ方式を本圧延機には装備されている。すなわち、スクリュウ上昇時間の短縮をはかったスラストベアリングの引出し装置を併置し、上下作業ロールを同時にワインチモーターにより引出す方式を採用している。この装置を用いることによってロール交換時間の大幅な短縮が可能となった。

### 3) オートバンディング装置

圧延終了後のコイルのバンディングを自動的に行なうオ

ートバンディング装置を圧延機出側に設置している。

### 3. ワークロールベンディング装置

圧延機の設置計画は昭和41年に始まり、本圧延機に対する技術的課題は数多くあったが、とりわけロールベンディング法の採用は圧延機の仕様が大型であることからワークロールベンディングにすべきか、或いはバックアッププロールベンディングにするか議論の分れ目であった。圧延条件、ベンディングの効果及び建設費用等に対する検討の結果、ワークロールベンディングを採用した。以下にその設備の概要、作動原理及び効果について述べる。

#### 3-1 設備概要

##### (1) ワークロールベンディング用油圧

本油圧装置はパワーユニットよりシリンダー回路に送り込まれた圧油をインクリーズベンディング及びディクリーズベンディングの条件に基づきサーボ減圧弁を用いて回路圧力を遠隔操作によって調整し所定の圧延が行なえる機構である。

本装置はサーボ弁供給圧源であるパワーユニット及びシリンダーを直接作動させるため、ロールベンディングパワーユニット、ロールバランス用パワーユニット、アクチュエータースタンド及び圧力計スタンドよりなっており、サーボ弁供給系統は高圧油源（リリーフバルブ設定圧力 350 kg/cm<sup>2</sup>）を使用しており、また、ロールバランスは 180 kg/cm<sup>2</sup> の設定がなされる。

各パワーユニットより送り込まれた圧油の圧力方向及び流量を制御しシリンダーに所定の作動を行なわせるため、サーボ式減圧弁を含むバルブ類及び計器類がアッセンブリされたバルブスタンドが設けられている。

##### (2) 各油圧装置

###### 1. ロールベンディング用パワーユニット

本油圧装置は2台のモーターに装置されたアキシャルピストン可変吐出型油圧ポンプによって油圧を発生させリリーフバルブによって所定の圧力設定を行なう。ただし、リリーフバルブのペント回路はスロットルバルブを介してソレノイドバルブに導びかれており、ON-OFF に従ってリリーフバルブはアンロード或いはオンロードする様になっている。また、回路圧力は圧力計によって読み取るが本装置ではアキシャルピストン型油圧ポンプを用いるため吐出圧に脈動が発生するので脈動防止の為めのバルスコが用いられている。

一方、油温が過度に上昇すると各油圧機器に支障を來たし油圧系統の作動が円滑を欠く恐れがある。従って、この様なことが無い様に油冷却器が装着されており、冷却水の開閉は水用電磁弁の ON-OFF により行なわれるが、これはサーモスタットが油温の高低を検出することによって行なわれる。また、作動油中の夾雑物を除去ポンプを保護するためにストップバルブ機構内蔵のサクションフィルターが設けられている。

#### 2. サーボ弁供給用パワーユニット

本装置は構造的には前項で述べたパワーユニットと同一のものであるが本装置はサーボ弁へのパイロット供給油圧源として設けられている。

本装置に設けられているサーボ弁はノズルフランジャー機構を内蔵しているため圧油は極めて細かい間隙を通過しなければならず作動油中の夾雑物、特にタンク配管の鏽、継手部接合ラグなどによる故障を防止するためオイルタンク及び配管はステンレス製である。

#### 3. バルブスタンド

本装置はパワーユニットより送り込まれた圧油の圧力、流量及び方向を制御し、シリンダーに所定の作動をさせるものであり系統はインクリーズベンディング及びディクリーズベンディングの2系統に分れており、それぞれ減圧回路にサーボ減圧弁が据付けられている。

#### 4. サーボ弁供給圧回路

パワーユニットより 50kg/cm<sup>2</sup> に減圧されて本油圧装置に導かれた圧油は 5 μ の濾過精度をもつマグネチックラインフィルターを通じてサーボ弁のフランジャー変位を案内弁のスプール駆動圧に変える油圧前段増幅部スプール変位によって出力流量を制御する案内弁部へ入りサーボ弁としての所定の働きをする。

#### 5. シリンダー供給圧回路

パワーユニットからの圧油はインクリーズ及びディクリーズベンディング回路に至るが、まず高圧ラインフィルターによって作動油中の夾雑物が濾過される。そしてソレノイドバルブの ON-OFF によって回路圧力の開閉が行なわれる。

##### 5-a. インクリーズベンディング回路

先述したごとく圧油が導びかれるとソレノイドバルブが ON-OFF しインクリーズシリンダーへッド側に圧油は達するが、この時の圧力調整はサーボ式減圧弁によって行なわれ、所定のベンディング量が決められる。また、ワークロールバランス及び尻抜け圧力用としてのソレノイドバルブを通してシリンダーに導びかれると同時にソレノイドの ON-OFF によりワークロールバランス圧及び尻抜け圧の切換えが出来る。

##### 5-b. ディクリーズベンディング回路

ディクリーズベンディング回路に圧油が導かれソレノイドバルブが ON になるとディクリーズシリンダーへッド側に入るが回路圧力の調整はサーボ式減圧弁によって行なわれ、また、圧力計によって回路圧力を読み取る。なお、プレッシャートランസジユーザーは回路圧力を検出し、これを電気的に変換しサーボポンプにフィードバックする。以上の油圧回路の略図を Fig. 1 に示す。

#### (3) ワークロールベンディング制御装置

##### 1. 作動原理

本ロールベンディング装置はこれに即応性及び高精度

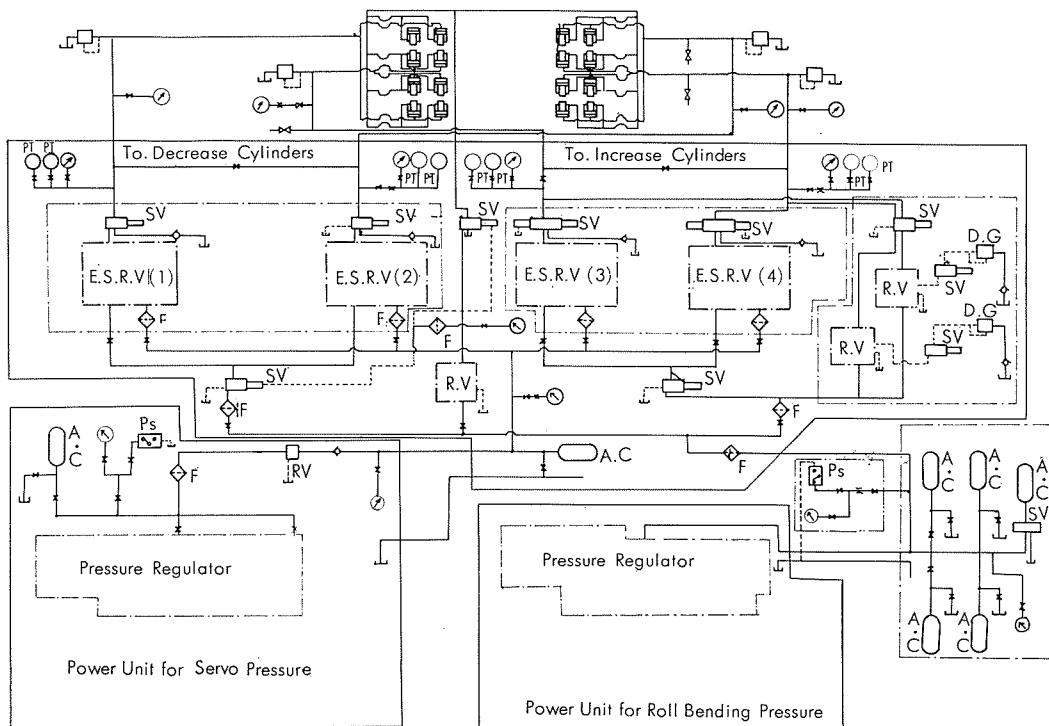


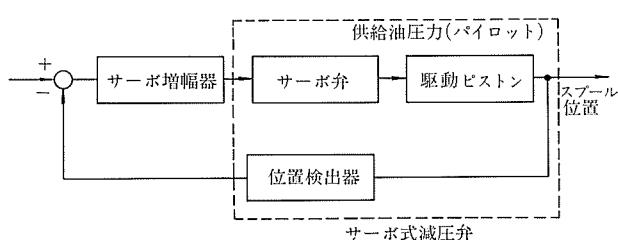
Fig. 1 Schematic Diagram for Oil Pressure Circuit of Roll Bending Systems

を持たせるためにワーカロールベンディングシリンダー圧力を電気油圧式減圧弁、圧力検出器及び電気制御機器を用いて制御する。すなわち、圧力制御弁は特に本装置に用いることを目的として設計された電気油圧サーボ弁を用いて減圧弁とし、電気油圧サーボ弁のもつ即応性と減圧弁のもつ汎用性を併せ持たせ更に外部より圧力フィードバックを行なってシステムの制御精度を高めている。

#### 1-1. 電気油圧サーボ式減圧弁の作動原理

本制御弁は電気油圧サーボ弁、操作ピストン、制御オリフィス及び位置検出器より構成され機能的にはその他にサーボ増幅器を必要とする。

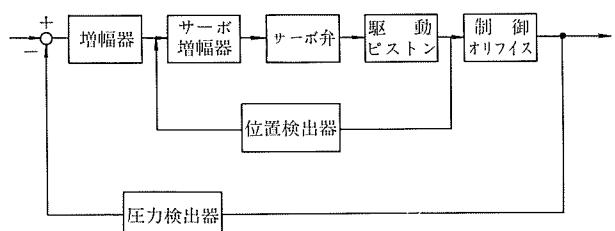
制御オリフィスは1個のスプールタイプの可変絞りにより構成し2次側は固定オリフィスよりT側に還流する通路を設けている。制御スプールは駆動ピストン位置検出器を1体として構成されサーボ弁駆動ピストン位置検出器によって電気信号により外部よりスプール位置を任意に設定することが出来る。基本制御回路をブロック線図として次に示す。



## 2. 圧力制御系の作動原理

### 2-1. 作動原理

本装置に於けるベンディング圧力の設定は設定ダイヤルを操作することにより電気信号として制御装置に与えられ油圧回路に設置した圧力検出器によって実際の圧力を計測し命令信号の差電圧によって減圧弁を操作するようになっている。制御ブロック線図は以下に示す様なものである。



また、以下に本装置の仕様を示す。

制御形式	電気油圧サーボ式減圧弁によるフィードバック制御
主回路供給圧力	320~350kg/cm <sup>2</sup>
パイロット供給圧力	50kg/cm <sup>2</sup>
圧力制御範囲	5~280kg/cm <sup>2</sup>
制御精度	±7.5kg/cm <sup>2</sup> 以内、但し、長時間に対し絶対値精度。実用上問題となるヒステリシス及び短時間での安定性は ±3kg/cm <sup>2</sup> 以内

## 制御方式

Main Dial と Sub Dial による  
ベンディング圧力手動設定  
Main Dial 駆動側操作側同時  
設定  
Sub Dial 操作側に対し駆動  
側のみ修正可能  
バランス圧及び戻抜圧は別途に  
設定可能  
外部より設定信号可能

## (4) ワークロールベンディングの能力

本装置に設置されているロールベンディングの能力は次の様なものである。すなわち、インクリーズベンディング力はワーコロール間に作用し、最大 60Ton/片側である。またディクリーズベンディング力は上バックアップロール、上ワーコロール間及び下バックアップロール、下ワーコロール間に作用し最大 50Ton/片側である。

## 3・2 ロールベンディングの効果

## (1) 計算法

これまでロールベンディングの解析法は 1966 年 M. D. Stone<sup>1)</sup> に始まり、塙崎<sup>2)</sup>、鈴木、本城、河野<sup>3)</sup>等がある。本報告ではバネ系モデルとして解析を行なった塙崎の手法を用いて種々の圧延条件に対して計算を行なった。

## i) 圧延機をバネ系と考えたときの解析の概要

バックアップロールとワーコロールとの間およびロール間隙は並列につながった無数のバネが接しているものと考えて塙崎は Fig. 2 に示す様な 4 段圧延機の力学的モデルを考えた。また、圧延機はパスラインを軸として上下対称

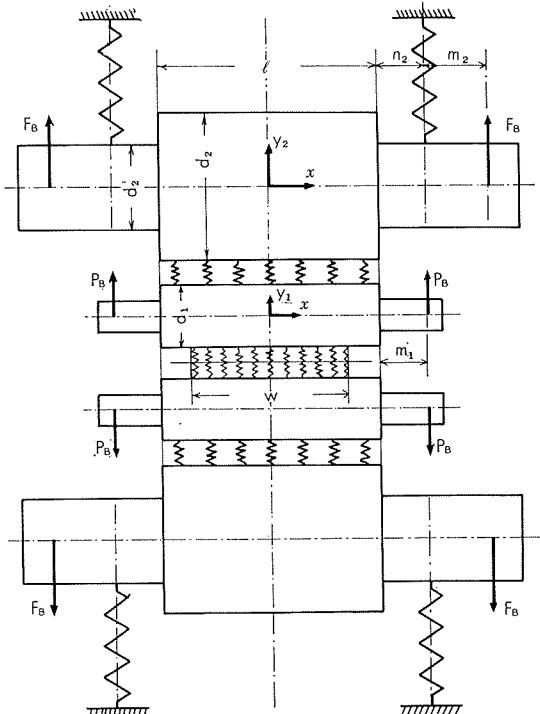


Fig. 2 The mechanical model for 4-high mill applied in Mr. Shiozaki's analysis (2)

であると考えて座標を図に示す様に取り、ベンディング力が零のときのたわみを基準にとりベンディング力が作用したためにロール軸心がたわんだ値を  $y_1$ ,  $y_2$  とすれば次の基本連立方程式が得られる。

$$\left. \begin{aligned} E_1 I_1 \frac{d^4 y_1}{dx^4} &= Ky_1 + Ky_2 \\ E_2 I_2 \frac{d^4 y_2}{dx^4} &= K_1(y_1 - y_2) \end{aligned} \right\} \quad (2)$$

ただし  $E_1$ ,  $E_2$  : ロールの縦弾性係数

$I_1$ ,  $I_2$  : ロール胴部の断面 2 次モーメント

$K_1$  : ワーコロールとバックアップロール間  
のバネ定数

$K_2$  : ロール間隙におけるバネ定数

$$K := K_1 + 2K_2$$

(2) 式を [領域 I]  $-w/2 \leq x \leq w/2$ , [領域 II]  $w/2 \leq x \leq l/2$ , [領域 III]  $l/2 \leq x \leq l/2 + n_2$  で境界条件、連続の条件及び  $y$  軸対称の条件等を用いて解けばよい。

この解析手法を用いて計算した例を Fig. 3 に示す。図中縦軸はロールのたわみおよび横軸はロール胴長である。また、実線はインクリーズベンディング力  $P_I = 1.0 \text{ Ton}$  を負荷した場合及び点線はディクリーズベンディング力  $P_D = 1.0 \text{ Ton}$  を負荷した場合のワーコロール  $Y_1$  及びバックアップロール  $Y_2$  の軸心の曲線である。

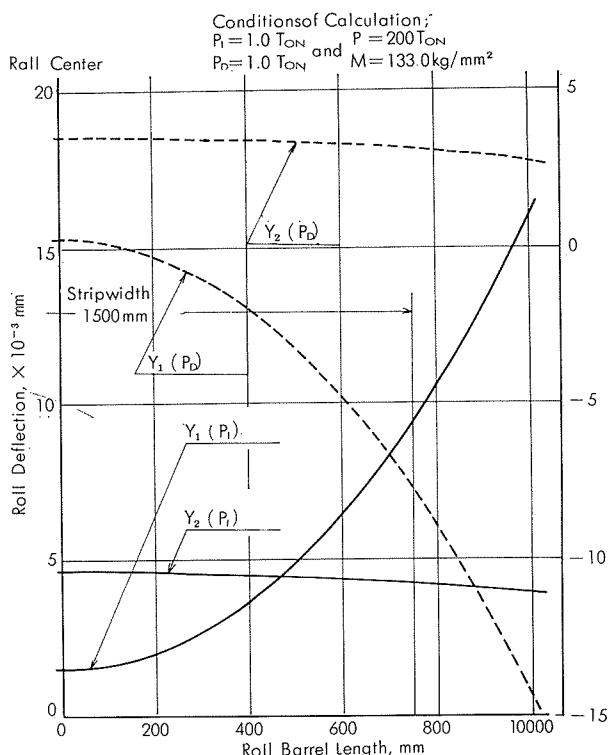


Fig. 3 The Calculating examples of roll deflection curves by roll bending

## (2) 実験

平坦な板を圧延するには圧延中のワーコロールの形状を正しく把握しなければならないことは周知の事柄である。

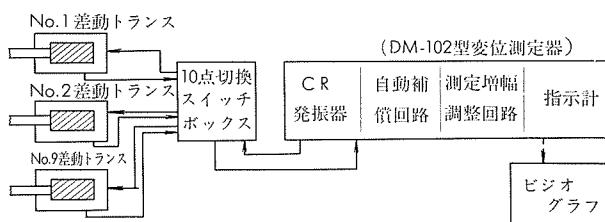
圧延中のワークロールの形状に影響する因子はストリップ自体の種々のクラウン、コイルがリールに巻きついたときの板幅方向の張力分布の不均一さ、ロール入替後とロールが熱平衡に達するまでのロールクラウンの変化、ワークロール及びバックアップロールの磨耗、板幅、化学成分その他によって変るバススケジュール、圧下率、圧延速度及びその他によって変化する圧延荷重等が考えられる。しかしながら圧延中のワークロールの形状を測定することは困難である。従って本報告における試験においては板をロール間隙にはさんでロールを締めこんでロールのたわみを測定する静的な試験を行なった。

#### i) 測定法

ワークロールの形状測定としては上ワークロール及び下ワークロールの接近量を測定することによって求めた。この接近量の測定は上下ワークロール胴部にマグネットチャック付きの差動トランス支持棒及び受け棒を装着して差動トランスによって測定する方法をとった。すなわち、この様な差動トランスをロール胴軸方向に9ヶ装着し、かつ、その間隔を250mm等間隔にして測定すればロール接近量の胴軸方向の分布を測定することが可能である。ただし、測定値はロールの接近量を測定しているため純然たるロールのたわみだけでなくロール圧下、或いはロールベンディングの変化等によるロールの沈み込みも同時に測定される。

#### ii) 測定装置

本測定装置は差動トランスにより検出された変位を電気変換して直流指示計及び記録計等で表示するものである。構造上は下図に示されるように差動トランス、10点切換スイッチボックス、変位測定器及びビデオグラフで構成されている。



なお、本測定器の仕様は以下の通りである。

(a) 測定範囲： $\pm 500\mu$ ,  $\pm 250\mu$ ,  $\pm 50\mu$

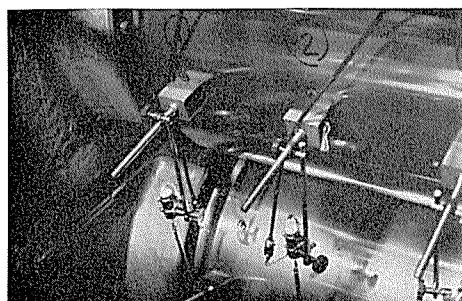


写真3 ロールベンディング測定装置

- (b) 目盛：50等分
- (c) 精度： $\pm 1\%$
- (d) 出力：500Ω負荷時 $\pm 5mA$ ,  $\pm 2.5V$ /フルスケール
- (e) 電源：AC100V $\pm 10\%$ , 50, 60c/sec
- (f) 周波数：1.2kc/sec
- (g) 差動トランス：DS-36S-M型 9ヶ

#### iii) 実験方法

ロール間隙を充分にとった状態で試験材をロール間にはさみ、その状態で50Ton圧延荷重を負荷する。このときのロールベンディング力はインクリーズベンディング力が約100kg/cm<sup>2</sup>である。ついでベンディング力を0に設定しその状態で圧延荷重が200Tonになるまでロールを締めこむ。この状態で差動トランス9ヶの零点を調整する。ついでロールベンディング力を種々変化させてロールの接近量を測定する。同様な方法で圧延荷重を400Tonの場合、板幅を2000mm, 1500mm, 1000mmおよび750mm、ベンディング力をインクリーズベンディングを使用した場合及びディクリーズベンディングを使用した場合について行なった。これらの実験法で分るように本実験ではロールベンディングの効果に着目して、圧延荷重によるロールのたわみを除外したのである。なお、写真2-a及び2-bに測定状態の写真を示す。

#### iv) 実験結果

Fig. 4～Fig. 7に実験結果の一部を表示する。図中、縦軸はロールの変位量、横軸はロールの胴長である。本図ではベンディング力を変化させたときのロールのy軸方向の相対的な接近量は無視してロール中心において変位量を零として整理している。これらの図から次の様なことが考え

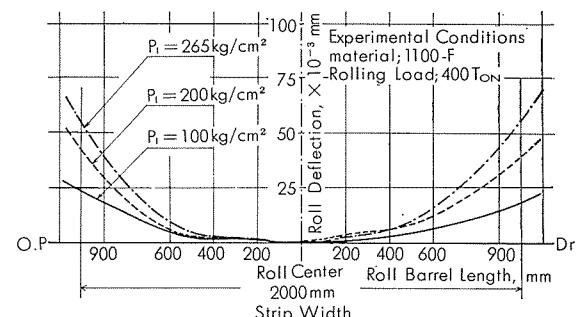


Fig. 4 The experimental results of roll deflection curves by roll bending

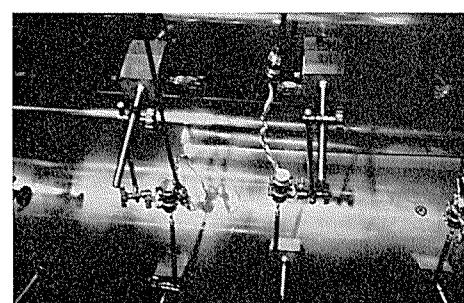


写真4 ロールベンディング測定装置

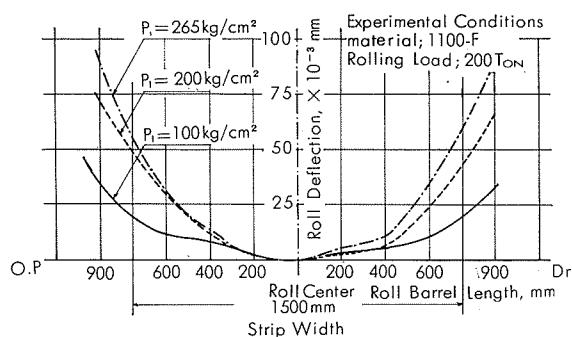


Fig. 5 The experimental results of roll deflection curves by roll bending

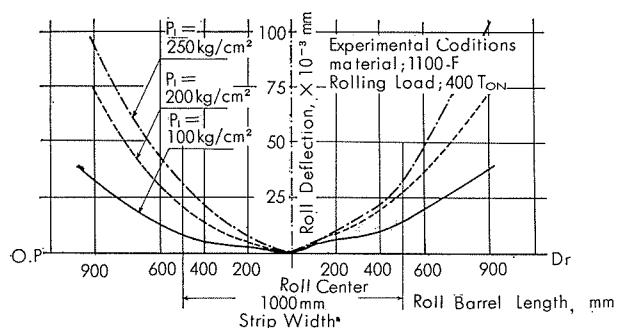


Fig. 6 The experimental results of roll deflection curves by roll bending

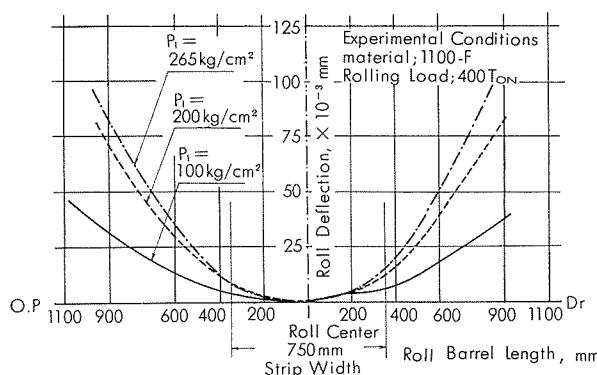


Fig. 7 The experimental Results of roll deflection curves by roll bending

られる。

- ペンドティング力の低いときは曲線が複雑なものとなっている。
- 逆にペンドティング力が高くなると曲線は二次曲線に近いなめらかな曲線となる。
- 当然のことながら板幅によってペンドティング量は異なり板幅が狭くなる程大きい。
- 左右の対称性は大なり小なりみられるがそれ程顕著な有意差は認められない。
- 実験値と計算値の比較

実験値と計算値(塩崎の解析手法)との比較を行なった図を Fig. 8 に示す。図中、縦軸はロールのたわみ、横軸はロール胴長である。計算値は実線、点線及び一点鎖線で示し、実験値はそれぞれ○印、●印及び○印が対応してい

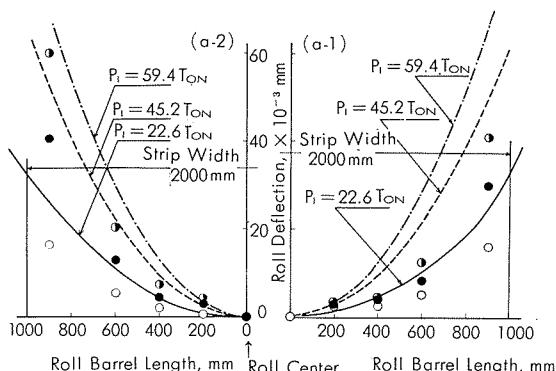


Fig. 8-a The comparison between the calculating and the experimental results of roll deflection curves by roll bending

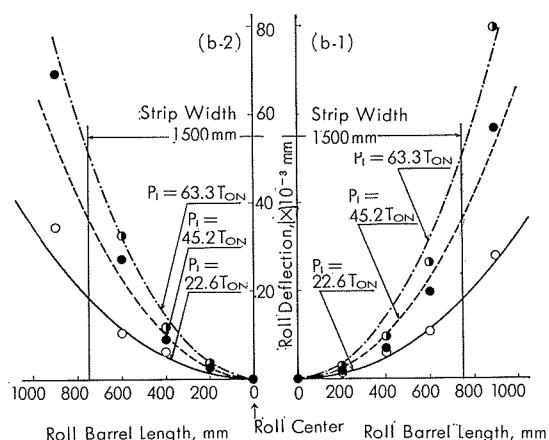


Fig. 8-b The comparison between the calculating and the experimental results of roll deflection curves by roll bending

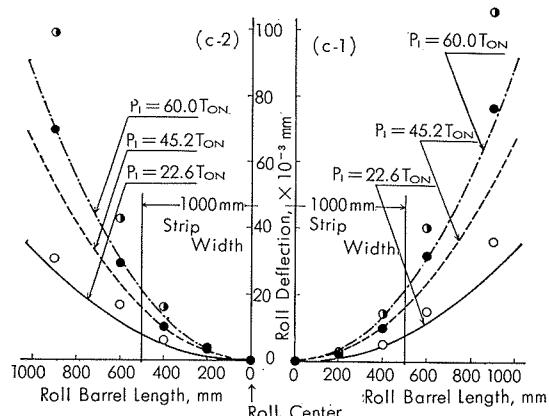


Fig. 8-c The comparison between the calculating and the experimental results of roll deflection curves by roll bending

る。また、実験値は左右の実験値の平均をとって示している。なお、Table 1 に実験及び計算の条件を示している。これらの図から次の様なことが考えられる。

- 板幅2000mmの場合、計算値は実測値よりも大きい。また圧延荷重が大きい程その傾向が顕著である。

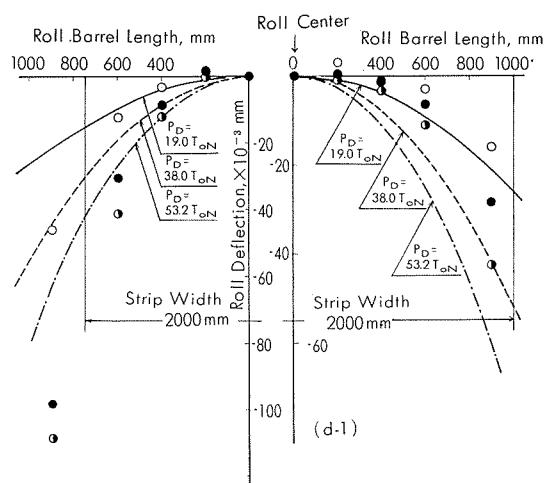


Fig. 8-d The comparison between the calculating and the experimental results of roll deflection curves by roll bending

Table 1 Experimental and Calculating Condition of Figure 8

Number of Figure	Strip Width (mm)	Rolling Load (Ton)	Plastic modulus (kg/mm <sup>2</sup> )	
a-1	2000	400	200	Inc. Bend.
a-2		200	166	
b-1	1500	400	190	Inc. Bend.
b-2		200	133	
c-1	1000	200	200	Inc. Bend.
c-2		400	200	
d-1	2000	200	166	Dec. Bend.
d-2		400	200	

- b) 板幅1500mm以下では板幅内での計算値と実験値との一致性は認められる。しかしながら板幅外では計算値の方が大きい。すなわち、ox bow 状の曲線を計算値は示さないが実測値は若干その傾向が認められる。
- c) Fig.8-d はディクリーズベンディングの場合を示

すがその傾向はインクリーズの場合と同様である。

以上の様な結果であるが、板幅の極端に広い場合を除けば、この計算法で充分ベンディング量の予測は可能と思われる。

### (3) 圧延試験による実際の効果

実際の圧延の場合は圧延荷重によるたわみも理論式に従う訳ではなく、かつヒートクラウン、バックアップロールの磨耗及び初期クラウンがどの程度影響するか分らない。しかしながら本圧延機では一種類の初期クラウンで材質は1100~5083まで、板幅800~1820mm、板厚4.5~0.3mm、圧延速度100~900m/min 及び圧延荷重200~1500Tonまでの圧延を本ロールベンディング装置を用いて圧延可能であった。

## 4. おわりに

以上今回設置された広幅冷間4段圧延機に対して主としてロールベンディングについて紹介した。本圧延機は我国非鉄圧延メーカーにおいては最大の圧延機であり、かつ近代的な制御装置をそなえたものである。とりわけ、プレバーレーションスタンド、A.G.C及びロールベンディング装置は幾多の特徴が具備されている。特にロールベンディングに関しては圧延機計画当初に期待していた通りの能力を発揮しているものと満足している。今後の課題としては板形状測定装置の開発に努力し on line における自動板形状制御の実現が急務であろう。

終りに本圧延機計画当初ロールベンディング装置及びそれに関連する圧延機仕様に対して御指導いただいた鈴木弘東京大学教授に感謝の意を表する。

また、本圧延機の設計製造に尽力された石川島播磨重工業殿、東京芝浦電気殿及びロールベンディング装置に関して高圧高精度の制御バルブを開発された油研工業殿に感謝する。

## 文 献

- 1) M.D. Stone, & R. Gray,: Iron and Steel Engr, 42-8(1965), 73
- 2) 塩崎宏行：塑性と加工, 9-88(1968), 315
- 3) 鈴木弘, 本城恒：生産研究, 20, No: 7 (1968), 53

R133

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 12 No. 1 JAN., 1971

技术資料

銅合金およびアルミニウム合金の伝熱面腐食と流動腐食

田中礼次

住友軽金属工業株式会社

# 銅合金およびアルミニウム合金の伝熱面腐食と流動腐食

田 中 礼 次\*

## 1. 緒 言

熱交換が行なわれている金属面の腐食および流動効果を受ける金属面の腐食については、材料面からみて実用的にきわめて切実な問題であり、古くからいろいろと研究されてきたが、腐食科学と化学工学の境界領域にあることが盲点となって実験的手法が充分に確立されておらず、また物質移動の面からの解析も充分には行なわれていない。そこで材料学会試験法小委員会においてこれらの問題の調査、検討を行なってきたが、内容はきわめて広範囲にわたり、とくに流動腐食については文献数が多く際限がないので、水溶液腐食に限り、かつキャビテーションを除いて進められてきた。これらの成果は小委員会としてまとめているが、ここに筆者の分担した銅合金およびアルミニウム合金系について解説する。

## 2. 実用伝熱管材料の組成

伝熱管材料として用いられている主要な銅合金の組成を第1表に示す。銅合金材料は淡水、海水、化学薬品などにおける耐食性に優れており、古くからこれらを媒体とする熱交換器管、配管などに広く用いられてきた。とくに海水、ブラインにおける伝熱管としては多年の実績を有しており、安定な耐食性材料であることが実証されている。

第2表は伝熱管として推奨されているアルミニウム合金の組成を示す。アルミニウム合金を用いる熱交の価格は、一般に銅合金の場合と比較して1/2~1/3といわれ、最近淡水を冷却水とする熱交換器への需要が増加している。海水に対して古くから船舶構造材料として用いられてきたが、伝熱管としては銅合金のような多くの実績がなく、耐食性についてもなお検討すべき点が多い。淡水化装置におけるブラインに対しては、5052合金や3003合金を使用できる可能性があるとして注目されている<sup>1)</sup>。

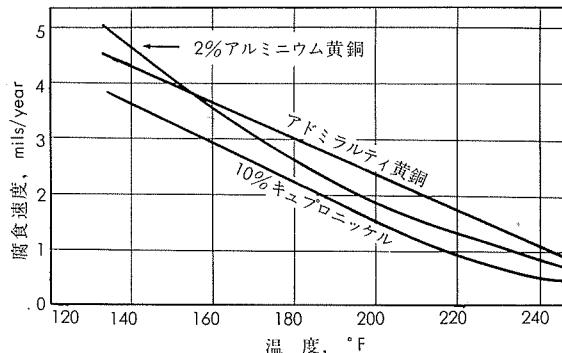
第2表 伝熱管用アルミニウム材料の標準成分

名 称	記 号	AA記号	標準成分, %				
			Cu	Mg	Mn	Si	Cr
耐食アルミニウム合金 1種	A2T1	5052		2.5			0.25
		5454		2.75	0.8		0.1
耐食アルミニウム合金 3種	A2T3	3003			1.2		
	A2T4	6061	0.25	1.0		0.6	0.25
〃 4種	A2T5	6063		0.7		0.4	
		*7072					1.0

\* 3003合金のクラッド材に使用する。

## 3. 塩化物水溶液中における伝熱面腐食

銅合金の海水またはブラインにおける耐食性は優れています。高温においても優れた性能を発揮しています。例えば、Freeportにおけるスプールテストでは、第1図のごとく57~121°Cにおいて高温ほど腐食度が減少している<sup>2)</sup>。またブライン中2m/secの回転腐食試験においても第2図のごとく脱酸銅は別として、高温ほど腐食度の低い傾向が認められる<sup>3)</sup>。これらの結果は高温ほど酸素の溶解度が低い

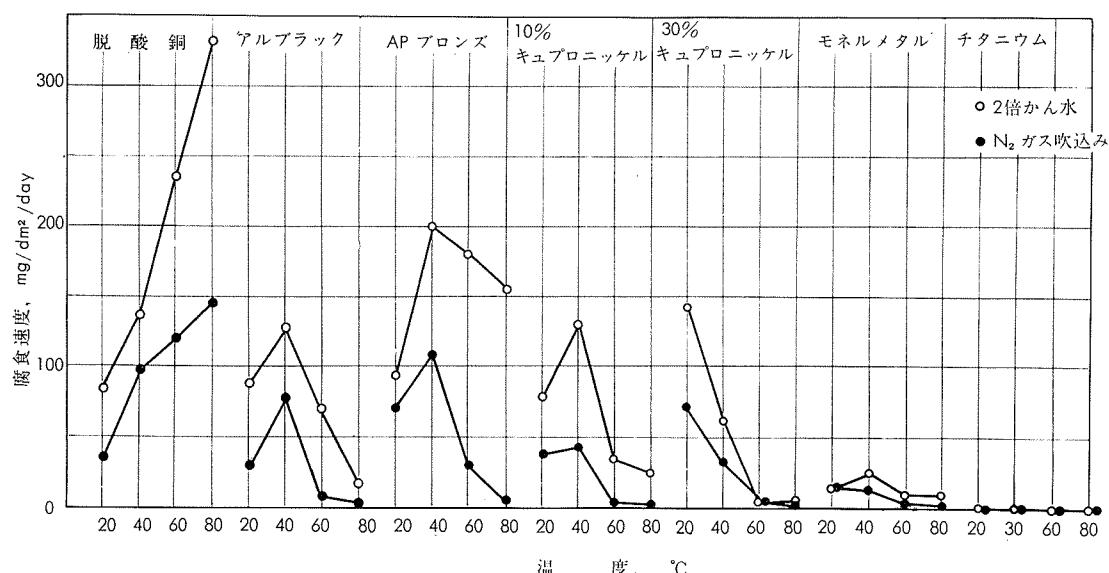


第1図 脱気海水における温度と銅合金の腐食度  
Freeport プラントにおける156日スプールテスト  
(DO40~600ppb, pH6.2~7.8)

第1表 伝熱管用銅合金材料の標準成分

通 称	JIS 名称記号 (または ASTM)	公 称 成 分								
		Cu	Zn	Al	Sn	As	Si	Ni	Fe	P
脱酸銅管	脱酸銅管 DCuT	99.9								0.02
アドミラルティ黄銅管	復水器用黄銅管 1種 BsTF1	70.0	残		1.2					
アルミニウム黄銅管	〃 2種 BsTF2	78.0	〃	2.0		0.05	0.25			
アルミニウム黄銅管	〃 3種 BsTF3	〃	〃	〃		〃		0.5		
アルミニウム黄銅管	〃 4種 BsTF4	〃	〃	〃		〃				
10%キュプロニッケル管	復水器用白銅管 1種 CNTF1	残						10.0	1.2	
30%キュプロニッケル管	〃 3種 CNTF3	〃						30.0	0.6	
アルミニウム青銅管	ASTM B 111('62) Aluminium Bronze	〃		5.5		0.3				

\* 研究部



第2図 2倍濃縮ブラインにおける銅合金の回転腐食試験 (周速2m/sec)

ことおよび高温ほど防食被膜が生じ易いことに帰せられる。

しかし伝熱面においては、局部的な高温部が生じると著しく腐食の促進されることがある。とくに海水やブラインを媒体とするとき、管壁温度が上昇すると水酸化マグネシウムや硫酸カルシウムを析出して伝熱性を阻害し、ますます管壁温度の上昇を助長する。

Breckon らは石油精製および船舶のコンデンサーにおいて局部的な温度上昇により異常に速い腐食の生じる例があったため、実験室的に熱点腐食試験を行ない、この結果実際の腐食例とよく一致して、アルミニウム黄銅や10%キュプロニッケルがアドミラルティ黄銅や30%キュプロニッケルより優れていることを明らかにした<sup>4)</sup>。

Boden は食塩水中の銅の熱点腐食における加速要因として第3表のごとく、管壁温度の高いこと、溶存酸素の多いことを指摘しており、また熱点周辺の冷カソード面積が重要であるとしている<sup>5)</sup>。

第3表 銅の熱点腐食における加速要因

A	B	C	D	E
温 度	溶 存 酸 素	カソード面積	NaCl 濃度	流 速
115°C	N <sub>2</sub> 饱 和	150cm <sup>2</sup>	1 %	8.3ft/min
140°C	Air 饱 和	500cm <sup>2</sup>	3 %	4.6 ‗

高度の有意性(有意水準99.9%以上); A,B  
有 意 性(有意水準99%以上); A-B, B-C

Bem らは海水中における銅合金の熱点腐食について、第4表のごとく 100~130°C の熱点においては軽微な腐食を示すに過ぎないが、硫化水素を含む海水中では同様の温度の熱点にかなり激しい腐食の生じることを認めた<sup>6)</sup>。第5表は30%キュプロニッケルの硫化水素を含む海水における熱点腐食を調べたものであり、熱点の温度が低い(75°C以下) または冷カソード面積が小さい(2.5~3cm<sup>2</sup>) 場合には腐食は顕著ではない。

第4表 海水における銅合金の熱点腐食

熱点温度 °C	期 間 日	H <sub>2</sub> S	材 質				
			30%キュプロニッケル	10%キュプロニッケル	アルミ黄銅	アドミラルティ黄銅	磷脱酸銅
100	21	なし	0.03	なし	なし	なし	0.10
130	28	〃	なし	〃	〃	—	—
〃	〃	〃	0.02	0.01	〃	なし	0.12
100	14	あり	0.82	0.50	0.55	0.09	0.44
〃	〃	〃	0.19	0.35	0.17	0.27	0.37
〃	〃	〃	0.64	0.55	0.32	—	—

(単位 mm)

第5表 硫化水素を含む海水中における30%キュプロニッケルの熱点腐食

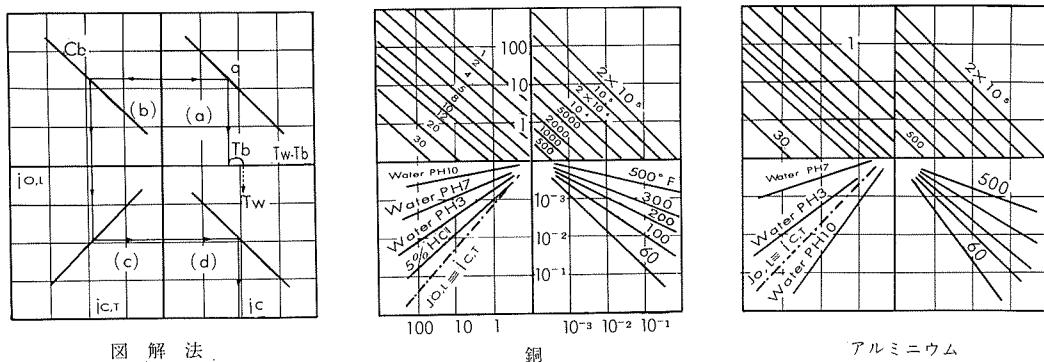
温 度, °C	50	75	100	125	100	100	100	100
試片表面積, cm <sup>2</sup> *	40	40	40	40	40	40	4.5	4.5
期 間, day	8	8	8	8	14	21	14	21
	0.04	0.09	0.50	0.38	0.45	0.54	0.07	0.05
腐 食 深 サ, mm	0.09	0.05	0.29	0.35	0.47	0.31	0.03	0.04

\* 試片表面のうち、加熱部はいずれも1.5~2cm<sup>2</sup>

このような熱点腐食は石油精製などの熱交換器の局部的な高温部、とくに凝縮などによる熱流束の大きい場合に冷却海水側に発生することがある。しかし初めに述べたように銅合金の高温耐食性そのものは優れており、腐食は局部的な高温部ができたときに限られる。対策としては設計面から局部的な温度上昇を避けるよう配慮すること、材質面から比較的熱点腐食に強い10%キュプロニッケルやアルミニウム黄銅を使用することなどが考えられる。

#### 4. 塩化物水溶液以外の腐食媒における伝熱面腐食

Ross は非沸騰下の伝熱条件における115時間の腐食試験を行ない、環境因子を連続的なチャートに入れて、図から腐食度を求める方法を提案している<sup>7)</sup>。第3図にはこの図



第3図 非沸騰伝熱面における腐食 (115 h)

解法と、銅、アルミニウムの腐食試験結果をこのような連続チャートにより図示したものを掲げる。

(1) 熱流束 ( $q$ )、レイノルズ数 ( $R_e$ )、バルク溶液温度 ( $T_b$ )、界面温度 ( $T_w$ ) の関係は

$$T_w = q/f(R_e) + T_b$$

$$f(R_e) = 0.027 R_e^{0.80} (C_p \mu / k)^{0.33} \left( \frac{\mu}{\mu_w} \right)^{0.14}$$

温度差  $T_w - T_b$  は  $q$  をパラメーターとした一群の線で示される。よって  $V$ (流速)、 $q$  および  $T_b$  を測定すれば  $T_w$  がわかる。

(2) 限界酸素拡散量 ( $j_{0,L}$ ) は  $j_{0,L} = K_0(C_b - C_w)$

ここに  $K_0$  は拡散係数であり、また流速の関数である。  
 $\{K_0 = f'(R_e)\}$      $j_{0,L} = 0.131 R_e^{0.8} (\mu / \rho D)^{0.5} C_b \cdot Z$

よって流速 ( $V$ )、バルク酸素濃度 ( $C_b$ ) が定まれば、 $j_{0,L}$  がわかる。

(3) 腐食度に換算する場合、 $j_{0,L}$  は溶液中の腐食性イオンに影響されるので、これを補正して設定温度 ( $T$ ) の腐食度 ( $j_{c,T}$ ) とする。     $j_{c,T} = f''(j_{0,L})$

この関数は合金と腐食液に左右されるので、温度  $T$  における非伝熱腐食量の解析によって定める。これにより  $j_{0,L}$

から  $j_{c,T}$  を求めることができる。

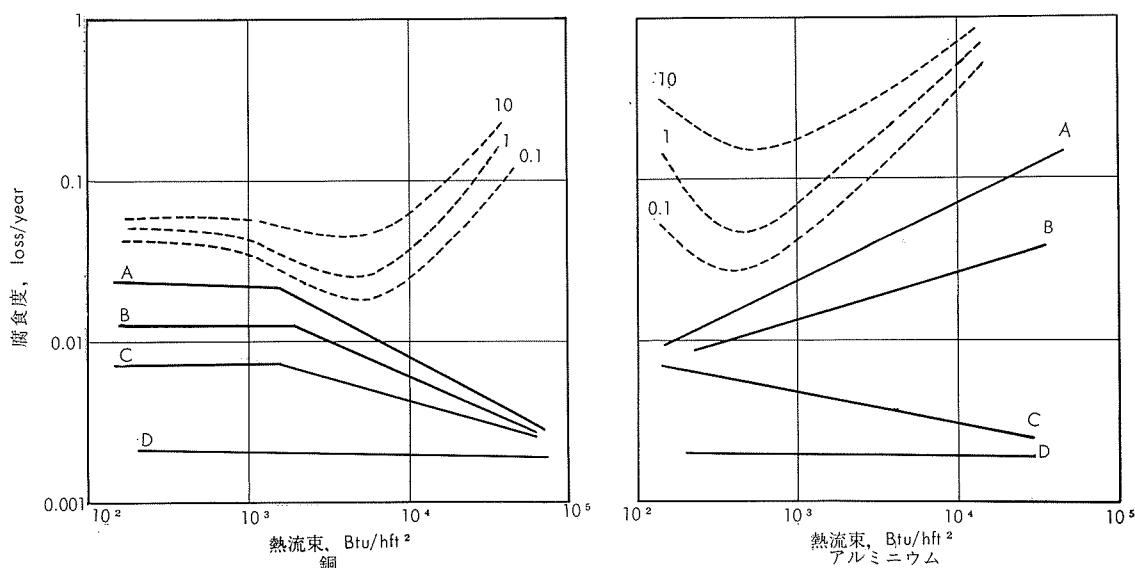
(4) 最後に与えられた伝熱量、流速、腐食液における腐食度 ( $j_c$ ) を  $T_w$  のものに換算する。

$$\log j_c = \log j_{c,T} f'''(T_w / T)$$

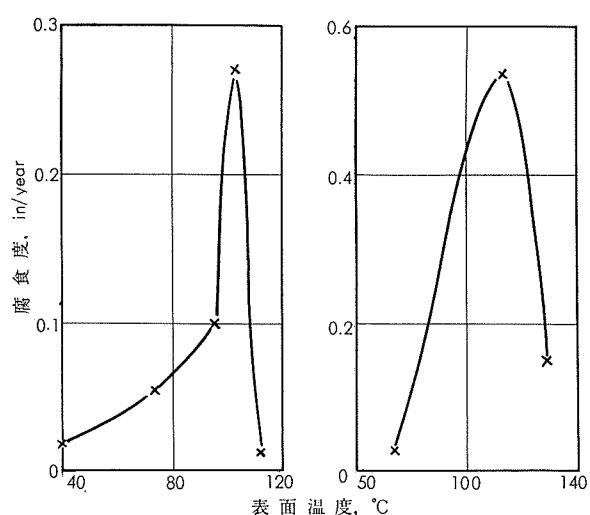
これにより  $j_{c,T}$  から  $j_c$  を求めることができる。

これらによると銅の pH 3, 7, 10 の水および 5% 塩酸中の腐食においては、カソード復極が酸素量、流速および熱流束の影響を受ける。また酸素を含む酸性およびアルカリ性の塩化物は一般に腐食電流の増加を招き、これも流速および熱流束の影響を受けるとしている。アルミニウムの pH 3, 7 および 10 の水による腐食においても、カソード反応が酸素量、流速および熱流束の影響を強く受けるが、とくに pH 10 以上において著しい。アノード反応は pH の上昇、塩化物の増加によってかなり変るが、流速および熱流束の影響はほとんどないとしている。

沸騰伝熱面における腐食について、Ross は Podmore<sup>8)</sup> の装置によって銅およびアルミニウムの試験を行ない、第4図を得ている。実線は pH を変えたときのものであり、腐食度と熱流束の関係は対数表示により直線となる。



第4図 热流束と腐食度の関係 (Podmore の装置による)



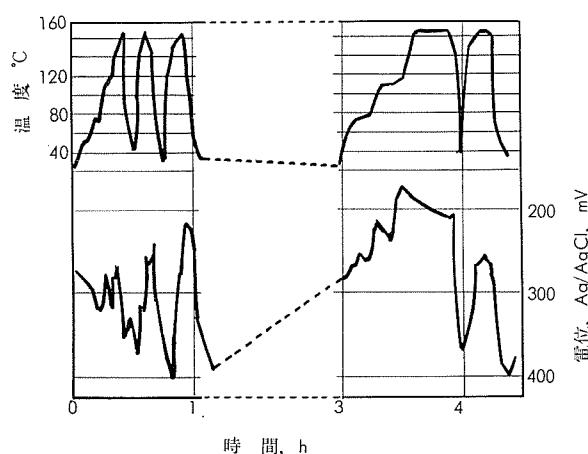
第5図 30%酢酸（左）および35%硫酸（右）中の銅の伝熱面腐食

破線は食塩濃度を変えたときのものである。銅の場合は Evans<sup>9)</sup> の結果と同様、異常な感受性を示し、腐食度は熱流束の増大とともに減少する。アルミニウムの感受性は予想されるように、pH の高いときに熱流束の影響が顕著であるとしている。

Evans らは 75~140°C の伝熱面における酢酸および硫酸中の銅の腐食試験を行なっている<sup>10)</sup>。これらによると第 5 図のごとく、沸点近くに最大の腐食度が認められる。沸点以上の温度において腐食度が低下することについては、沸騰により表面に腐食媒を寄せつけ難いこと、開放系のため脱気される傾向にあることなどに起因するものと思われる。

### 5. 热電池の形成

銅合金およびアルミニウム合金の伝熱面腐食においては、熱流束にもとづく金属表面の挙動のほか、熱電池の形成についても考慮しておくことが必要である。銅合金の熱点腐食において、しばしば冷部の面積が腐食に重要な役割をも



第6図 硫化水素を含む海水中の30%キュプロニッケルの熱起電力

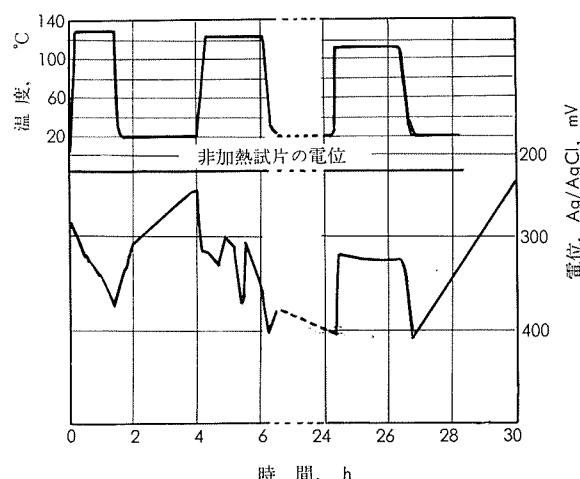
第6表 热電池の極性とおおよその起電力

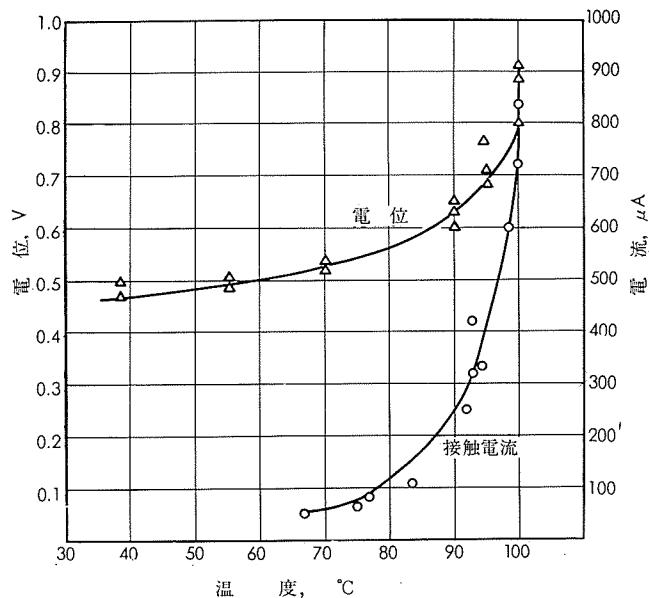
金 屬	溶 液	アノード	カソード	おおよその起電力, mV
銅	0.6MNaCl	100°C極	25°C極	175
	0.6MNaCl+0.1MCuCl <sub>2</sub>	〃	〃	10
	海 水	〃	〃	150
	1.0MNa <sub>2</sub> SO <sub>4</sub>	〃	〃	125
	海水+0.1MCuCl <sub>2</sub>	〃	〃	30
	0.1MCuCl <sub>2</sub>	25°C極	100°C極	15
	0.01, 0.1, 1.0MCuSO <sub>4</sub>	〃	〃	60
	淡 水（通気）	100°C極	25°C極	280
アルミニウム	淡 水（脱気）	〃	〃	180
	0.6MNaCl	90°C極	25°C極	465 (2h後)
	淡 水（通気）	100°C極	〃	1000
	淡 水（脱気）	〃	〃	890

っていることを 3. に指摘した。

O.S.W. から報告された基礎研究結果<sup>11)</sup>によると、第 6 表のごとく銅、アルミニウムは一般に高温側がアノードの極性を示し、低温側との電位差は海水、淡水中ともほかの実用金属材料と比較してかなり大きい。しかし銅化合物水溶液中の金属銅は、古く Berry<sup>12)</sup> も指摘しているように高温側がカソードであり、また実際に銅および銅合金の熱点腐食において熱点（腐食部）にしばしば金属銅の再析出が認められることからみても、この熱点の局部的あるいは経時的な極性の変化は複雑なものと思われる。これらの点について Breckon<sup>14)</sup>は高温海水につけた銅合金の試片は常にカソードであり、温度差電池の影響はあるが、30%キュプロニッケルを除き冷部の存在は重要ではない、Maylor の報告の Discussion<sup>13)</sup>において、銅は硫酸ナトリウム溶液中では熱点がカソードとなるが、食塩水中では冷部がカソードとなる、Boden<sup>15)</sup>は銅の熱点腐食において冷部の存在が腐食を著しく促進するなどと報告しているようにまちまちである。

Bem<sup>6)</sup> らは硫化水素を含む海水中の 30%キュプロニッケルの熱起電力（冷熱電極間）を調べ、第 6 図を得てい





第7図 コロンビア河水中におけるアルミニウムの熱電位差と熱起電力(冷電極20°C、電極表面積約45cm<sup>2</sup>)

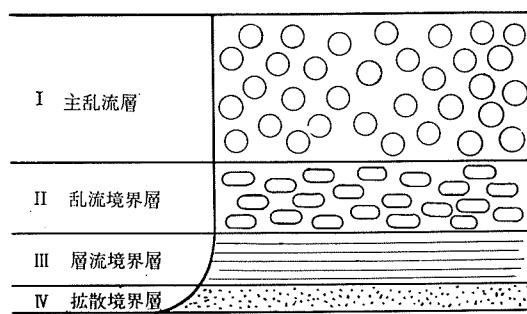
る。この場合の極性はやや複雑な様相を示しているが、大勢としては高温部がアノードとなり、腐食促進を受けていることがわかる。

Pitzer はコロンビア川の水を用いてアルミニウム(2S)の熱電位差と熱起電流を測定し、第7図を得ている。この結果も高温側がアノードとなり、90°C付近から急激に熱起電流が増加することを示している。

## 6. 流動腐食

流動下の腐食には基本的な形として、流動が反応速度に影響しない活性化支配型と、材料表面に向う(あるいは離れる)物質の移動速度に律速される拡散支配型がある。実用上特に重要なのは、後者および多少とも拡散の影響を受ける場合であるが、さらに腐食の結果として溶解物質になる場合と被膜になる場合があり、被膜もその組成や有孔度などにより複雑な経時変化がもたらされる。

流体力学的には2つの型態、層流と乱流に分けられる。また伝熱管におけるレイノルズ数( $R_e$ )は  $R_e = \bar{u}d/\nu$  によって定義される。ここに  $\bar{u}$  は平均流速、 $d$  は管の内径、 $\nu$  は動粘度である。層流から乱流への変化は遷移的であり、表面のアラサ、形状などによって影響されるが、通常  $R_e$  2,100 以下では層流、2,300~3,000 の過渡状態を経て4,000以上では乱流といわれる。しかし特別な注意をすれば  $R_e$  10,000 においても不安定な層流を生じることがある。層流のときの管内速度分布は  $u = 2\bar{u}(1 - r^2/r_0^2)$  である。ここに  $r_0$  は管の(内)半径、 $r$  は管の中心から径に向っての距離であり、管中心の流速は平均流速の2倍となる。この流速分布は金属壁と流体間の摩擦力および粘性力の影響を受け、乱流になると最大流速が平均流速に接近し、管中心の最大流速は平均流速の1.2倍前後とされている。乱



第8図 乱流における境界層

流の場合第8図のごとく、管中心付近の主乱流層に続いて、乱流境界層、層流境界層および拡散境界層があるとされている。この拡散層の厚さ( $\delta$ )と拡散流束( $j$ )との関係は  $j = D(dC/dy)_{y=0} = \frac{DC_b}{\delta}$  で示される。

Levichによると層流における限界流束  $j$  は

$$\text{板状 } j = 0.34 D^{3/4} \cdot C_b \cdot V^{1/2} \cdot \nu^{-1/6} \cdot x^{-1/2} \quad x \text{ は板の長さ}$$

$$\text{管状 } j = 0.67 D^{3/4} \cdot C_b \cdot V^{1/2} \cdot r^{-1/3} \cdot l^{-1/2} \quad r \text{ は管半径}, l \text{ は長さ}$$

$$\text{回転円板 } j = 0.62 D^{3/4} \cdot C_b \cdot \nu^{-1/6} \cdot \omega^{1/2} \quad \omega \text{ は角回転速度}$$

これらの関係は著者によって異なるが、拡散係数( $D$ )の2/3乗、 $C_b$  および流速または回転速度の1/2~1/3乗に比例する関係はよく用いられる。なお回転円板では普通  $R_e (=r^2\omega/\nu)$  が20,000まで層流として扱われるが、よく磨かれ、またセンターのよく合った円板では  $R_e$  50,000位から乱流として扱われる。

乱流の場合、管では  $j = 0.04 \alpha^{-1} \cdot D^{3/4} \cdot C_b \cdot V$  (ただし  $i_{lim} = zFj$ ) であるが、Levichは全表面に達する実験的な拡散流束( $I$ )として

$$\text{板状 } I = 0.191 \alpha^{-1} \cdot D^{3/4} \cdot C_b \cdot V^{9/10} \cdot \nu^{-13/20} \cdot x^{-0.1} \cdot A$$

$\alpha$  は比例定数、 $A$  は表面積

$$\text{管状 } I = 0.60 \alpha^{-1} \cdot D^{3/4} \cdot C_b \cdot V^{9/10} \cdot \nu^{-13/20} \cdot d^{-0.1} \cdot A$$

$d$  は内径

$$\text{回転円板 } I = 0.01 \alpha^{-1} \cdot D^{3/4} \cdot C_b \cdot \omega^{9/10} \cdot \nu^{-13/20} \cdot r^{4/5} \cdot A$$

$r$  は円板半径

を示しており、いずれも  $D^{3/4}$ 、 $C_b$ 、 $V^{9/10}$  (又は  $\omega^{9/10}$ ) に比例するとしている。これらの関係も著者によって異なり、例えば  $D$  を層流と同様2/3乗、 $V$  については2/3乗、7/8乗そのほか0.2~1.1の間の指数を示している。いずれにしても拡散支配の場合、少なくとも特定の範囲では腐食度の対数と流速の対数が比例的な関係にあるはずである。

## 7. 塩化物水溶液における流動腐食

銅合金管材料の海水流動下の腐食については、船舶の復水器管を主な対象として古くから研究されてきた。Bengoughらは70~30黄銅、ネーバル黄銅などのジェット潰食試験、通水腐食試験により、腐食の要因は海水の流動と空気泡の存在にあることを示している<sup>15)</sup>。

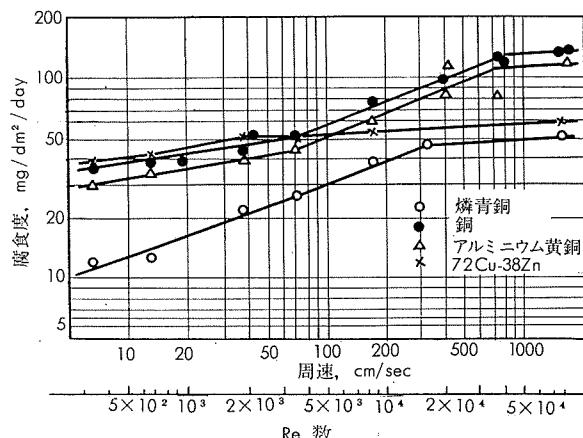
その後火力発電所復水器の大容量化とともに、使用

条件が苛酷になるとともに材質も逐次改良され、現在清浄海水では流動腐食に強いアルミニウム黄銅 (BsTF-2~4), キュプロニッケル (CNTF1~3) などが標準の材料とされている。海水における実用銅合金管材料に提案されている限界流速、設計流速を第7表は示し<sup>16), 17), 18)</sup>、流速が過大な場合には局部潰食を生じる恐れがある。

第7表 実用銅合金管の海水における限界流速と設計流速

管 材 料	潰食発生 臨界流速 <sup>16)</sup> m/sec	設計上の限界流速, m/sec		
		A <sup>16)</sup>	B <sup>17)</sup>	C <sup>18)</sup>
銅	1.8	0.9	0.9	—
ひ素銅	2.1	0.9	0.9	0.9~1.2
アドミフルティ黄銅	3.0	1.4	1.8	1.5~1.8
アルミニウム黄銅 (アルブラック)	4.5	1.8	2.7	2.1~2.4
10%キュプロニッケル	4.5	1.8	2.4	2.4~3.0
30%キュプロニッケル	4.5	1.8	4.5	3.0~3.6

これらの銅合金管の海水耐食性としてきめ手となる一つは、流動下の腐食に耐えることであり、試験法としてはジェット潰食試験、回転腐食試験、還流通水試験、モデル復水器試験など各種の方法が試みられてきた。しかしながら流動条件、物質移動などの解析がとり入れられるようになったのは最近のことであり、充分に解明された状態ではない。

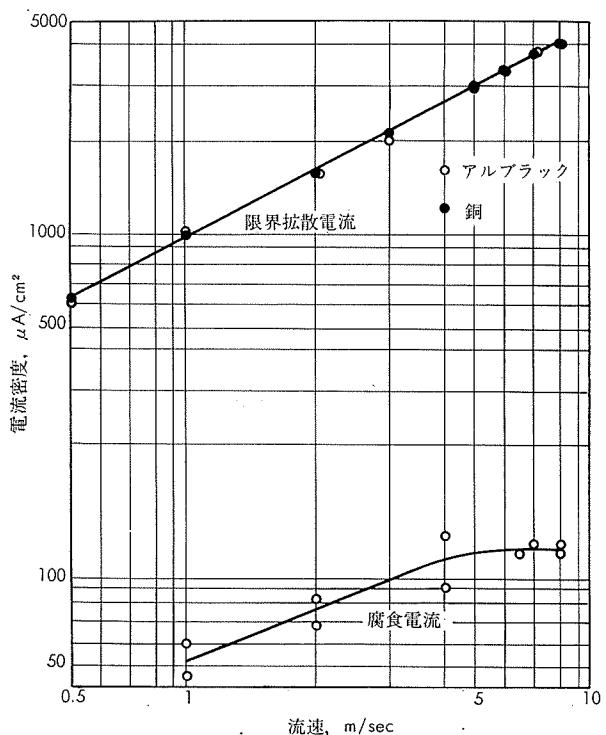
第9図 銅および銅合金の周速と腐食度  
(3%NaCl, 回転円筒による)

Venzcel らはプレキシガラス製の内円筒に銅合金の試片をとりつけ、3%食塩水中でクリヤランス 5 mm として、円筒を回転させて腐食試験を行なっている<sup>19)</sup>。第9図は銅、アルミニウム黄銅、黄銅 (Cu 72%)、燐青銅などの周速と腐食度の関係を示すもので、低流速では腐食生成物の表面からの離脱、溶解速度に支配され、高流速では物質移動が急速であって流速の影響がなく、金属のイオン化などの反応が律速要因となる。第8表は酸素の限界拡散電流から計算した腐食度と実際の腐食度を比較したものであり、酸素濃度の影響はあるが、腐食度は限界拡散電流からみた値よりも低く、その比は高流速ほど小さくなるとしている。

田部は還流通水装置により、3%食塩水中におけるアル

第8表 3%食塩水中的銅の腐食度と酸素の限界拡散電流による計算値の比較

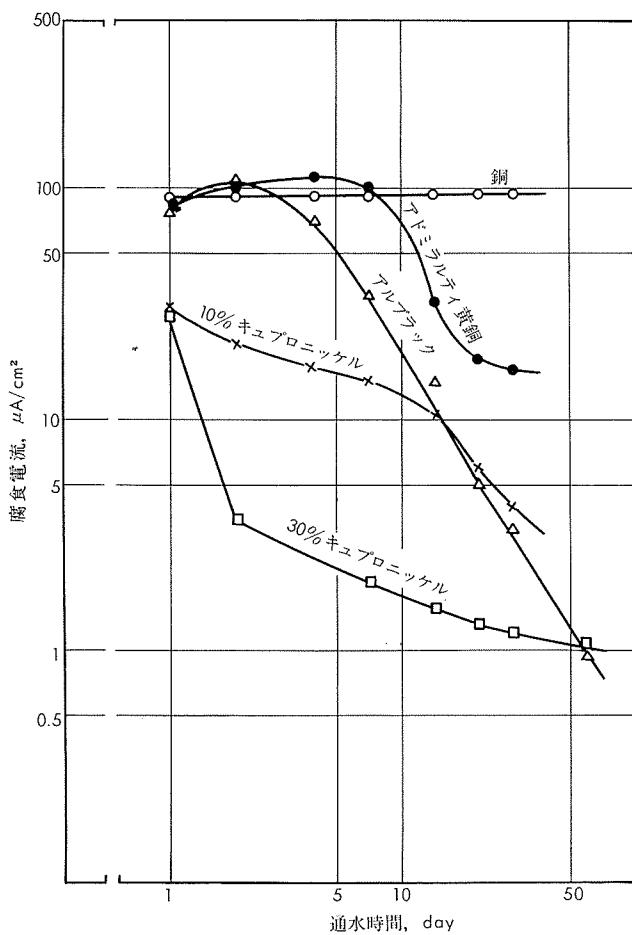
Re	銅の腐食度, mg/dm²/day		実測値/計算値
	計算値	実測値	
5 × 10	105	30	0.29
3.35 × 10²	142	37	0.26
6.51 × 10²	242	39	0.16
1.95 × 10³	470	45	0.096
3.7 × 10³	640	54	0.085
2.0 × 10⁴	1540	98	0.063
3.7 × 10⁴	2500	125	0.051



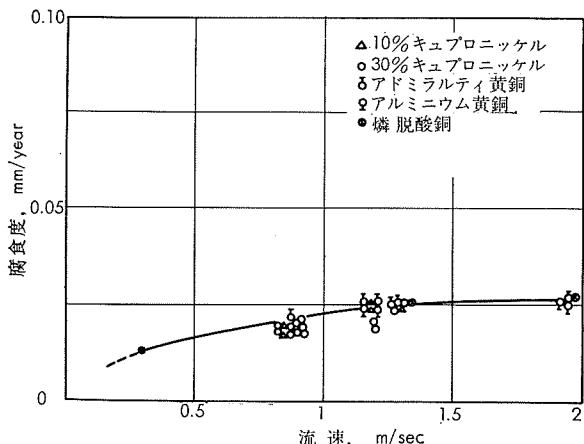
第10図 還流装置における銅合金管の腐食電流と酸素の限界拡散電流

ブラック管の酸素の限界拡散電流と腐食電流を求めている<sup>20)</sup>。第10図はその結果であり、5m/sec以上の流速においては Venzcel と同様流速の影響がなく、活性化支配となることを認めている。流速 1~4m/sec における腐食は拡散の影響を受けるが、腐食度は限界酸素拡散電流から計算される値の約1/20に過ぎない。第11図は各種銅合金管の流速 2m/sec における腐食度の経時変化である<sup>20)</sup>。食塩水または海水中において、限界流速内にある銅合金材料は、時間の経過とともにカソード分極抵抗を増し、顕著な腐食度の減少が認められる。

海水淡水化における銅合金管材料としては、120°Cまでのブラインに対してアルブラック管、120°C以上のブラインに対して 10%キュプロニッケル管を用いることができる。しかし脱気が充分に行なわれておれば、銅合金材料はいずれもほとんど腐食を生じない。第12図は Schreiber



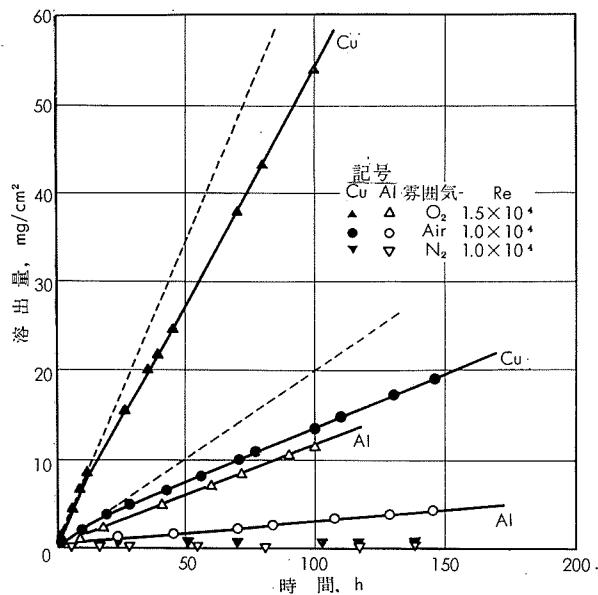
第11図 3%食塩水, 2 m/secにおける各種銅合金腐食度の経時変化



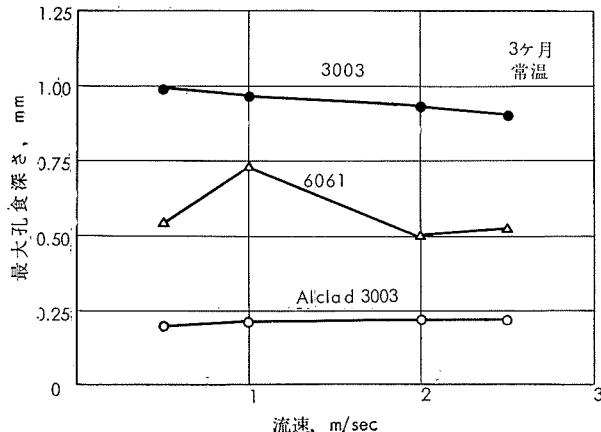
第12図 酸素0.3ppbにおける流速と腐食度の関係  
(225°F, pH7.4, CO<sub>2</sub><1ppm, 30日, 1過式のテストによる)

らが温度107°C, 溶存酸素0.3ppbのブライインにおける腐食度を調べた結果であり、このように酸素が微量の場合には、ほぼ酸素拡散に律速されるものとみられる。

末沢らはpH2の3%食塩水により、アルミニウム黄銅の回転腐食試験を行なった。これによると第13図のごとくアルミニウムの溶解量は時間とともに直線的に増加、銅の溶解量はある時間で折点が現われ、その前後とも直線的に増



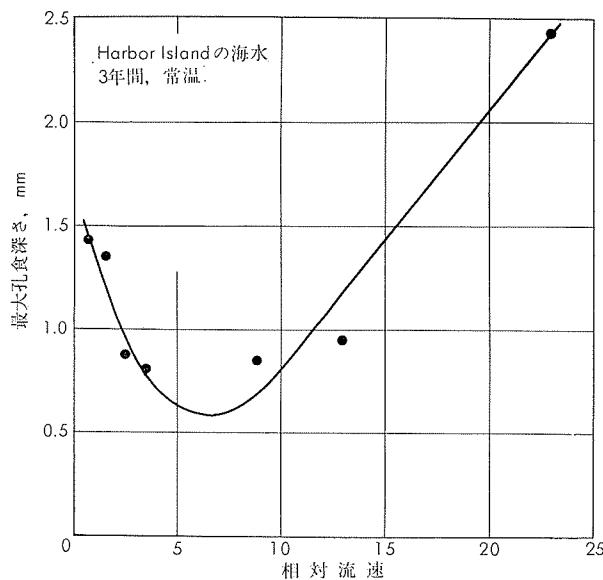
第13図 3%食塩水, pH2における焼青銅の銅, アルミニウム溶出量(回転腐食試験による)



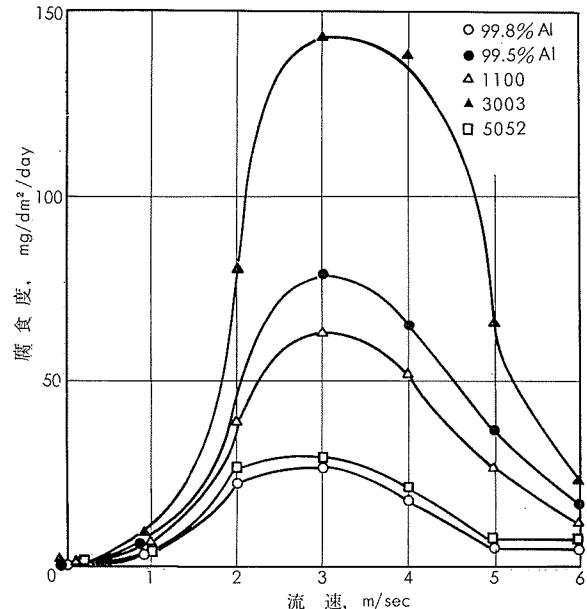
第14図 海水の流速とアルミニウム合金の最大孔食深さの関係

加している<sup>22)</sup>。またこれらの溶解量はいずれも  $R_e$  数のはば0.7乗に比例することを認めており。そのほか Serre らはアルミニウム黄銅の高温酸化被膜の防食効果をみるのに還流装置を用い<sup>23)</sup>、また Nowlan は海水の流速と銅合金の腐食について<sup>24)</sup>、Allwood は流動と電気防食について<sup>25)</sup>、Freedman は腐食に影響する一要因として流動腐食について<sup>26)</sup>述べているが、いずれも海水による腐食を論じるに当っては流動が不可欠の腐食要因として取り上げられている。

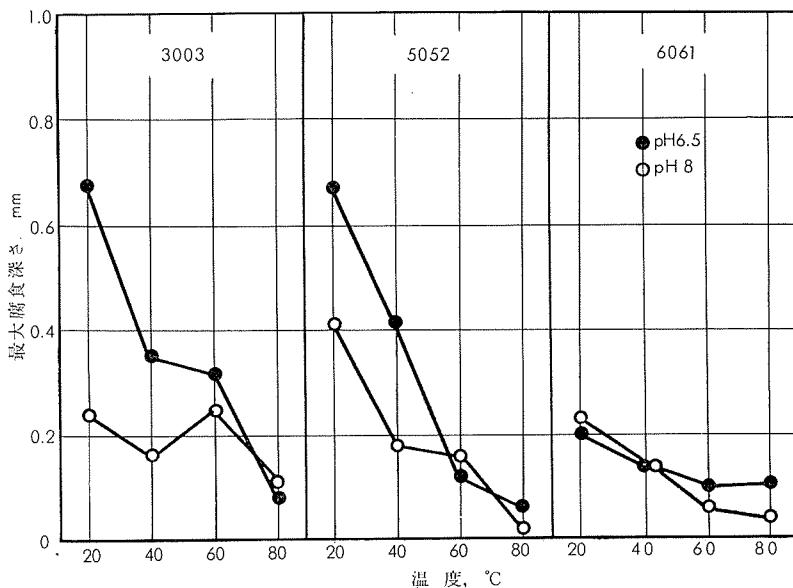
海水におけるアルミニウム合金は、静水より流動水の腐食度の方が小さい傾向にある。第14図は海水の流速と最大孔食深さの関係を調べた一例であり、2.5m/secまでの流速においては孔食深さが増加しない<sup>27)</sup>。しかしさらに流速が大きいときは孔食深さが増す傾向にある。第15図は Harbor Island の海水により、管径を変えて相対流速と最大孔食深さの関係を調べたものであって、ある流速において極小を示したあと、流速の増加とともに再び孔食深さが大



第15図 径3 in管に対する相対流速と最大孔食深さ  
(3 in管の流速約0.3m/sec)



第16図 3 %食塩中における流速とアルミニウム合金の腐食度(重量減)の関係

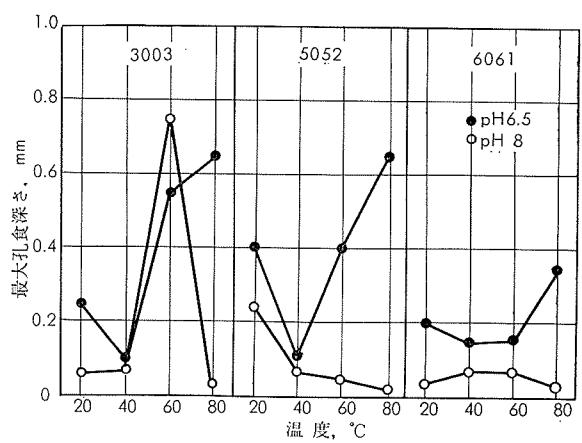


第17図 2倍濃縮かん水におけるアルミニウム合金の回転腐食試験(周速2 m/sec)

きくなることを示している<sup>28)</sup>。一方腐食減量について田部は第16図に示すごとく3m/sec付近の流速に極大点を認めしており、孔食の極小点付近では全面腐食型として減量の大きくなることを暗示している。

田中は常温～80°Cのブライインにおけるアルミニウム合金の回転腐食試験、ジェット潰食試験を行なっている。2m/secの回転腐食試験においては、第17図のごとく最大腐食深さが温度の上昇とともに減少すること、3S、52Sなどより61Sの優れていることを示す<sup>30)</sup>。また空気5%を混入した5m/secのジェット潰食試験においても第18図のごとく61Sは優れている。

そのほか Pollock は Wisconsin 火力発電所においてアルミニウム合金を復水器管として使用した結果、61S-T4 が 3S-H14 や Alclad 3S-H14 よりエロージョンに優れて



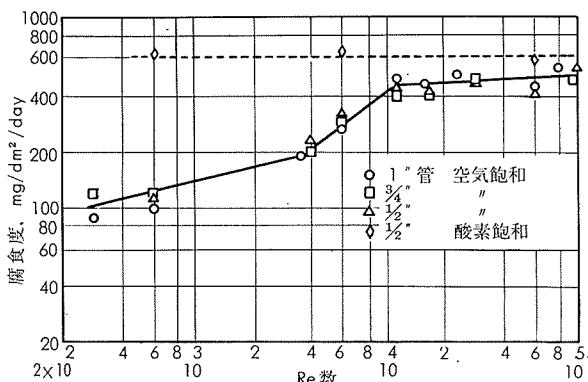
第18図 2倍濃縮かん水におけるアルミニウム合金のジェット潰食試験(流速5 m/sec, 空気混合率5%)  
いると報告している<sup>31)</sup>。

アルミニウム合金は孔食のため、現在火力発電所復水器管としては使用されていないが、海水淡水化におけるブランクに対しては、コスト低減のため意欲的な研究が続けられている。

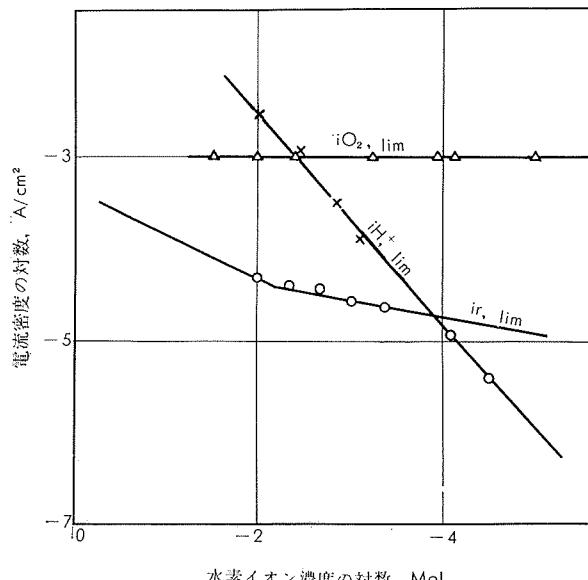
### 8. 塩化物水溶液以外の腐食媒における流動腐食

Cornet らは還流試験装置を用い、 $R_e$  数 52~100,000 で流動する 30°C, 2.1N 硫酸中の銅の腐食試験により、 $R_e$  数と腐食度の関係を調べている<sup>32)</sup>。第19図はその結果であつて、空気飽和のとき低乱流領域において勾配が大きくなり ( $R_e$  数の 0.68乗に比例)、その後乱流領域では腐食度はほとんど  $R_e$  数に影響されない。また酸素飽和のときは腐食度が低流速から大きく、 $R_e$  数とは無関係に一定の腐食度を示す。これらの空気飽和における乱流領域および酸素飽和における全領域の腐食は、電子移動の限界速度に律速されるものであり、放電過程の活性化エネルギー支配とみている。

Zembura は電気銅の回転円板を用いて、0.1M 硫酸ナト



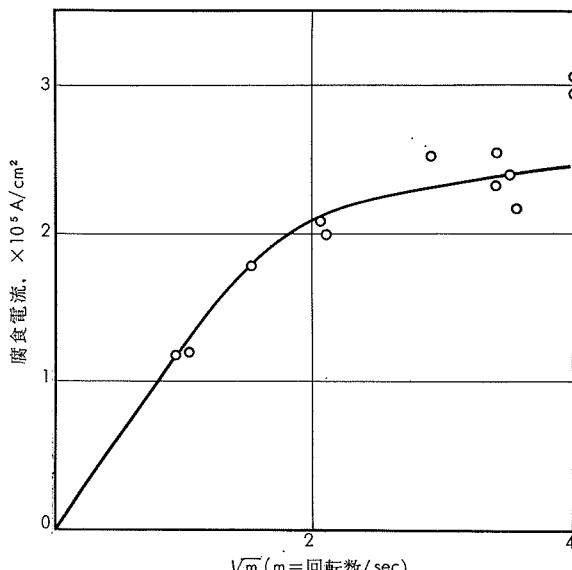
第19図 硫酸中における  $R_e$  数と銅の腐食度の関係  
(30°C, 2.1N H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>, 還流試験による)



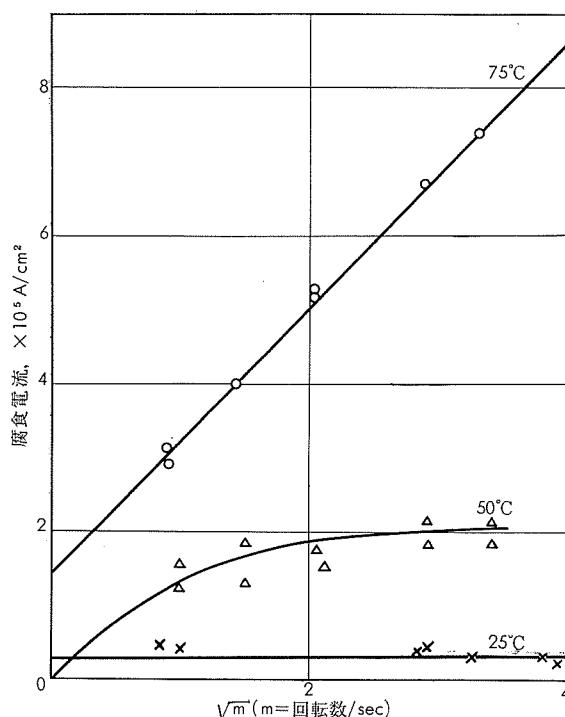
第20図 0.1M 硫酸ソーダー硫酸中における水素イオン濃度と腐食度 O<sub>2</sub>, H<sup>+</sup> の限界拡散電流 (25°C, O<sub>2</sub> sat, 1rev/sec)

リウム硫酸系中の流動腐食がどのように律速されるかを調べている<sup>33)</sup>。第20図は酸素飽和、回転数 1 rev/sec におけるバルク水素イオン濃度 ( $C_{H^+}^0$ ) の対数と腐食度の関係を示すものであり、 $\log C_{H^+}^0$  が -3.8 以下では腐食度が H<sup>+</sup> の限界拡散電流と一致するが、これ以上では活性化エネルギーの影響を受けるようになる。これらの実験値から次式における表面水素イオン濃度 ( $C_{H^+}^1$ ) と次数 ( $p$ ) を求め、 $C_{H^+}^0 = 9.3 \times 10^{-5} M$  における回転数と腐食度の関係を計算した。

$$C_{H^+}^1 / C_{H^+}^0 = 1 - i_r, \quad i_{lim} / i_{H^+}, \quad i_{lim} (C_{H^+}^1 / C_{H^+}^0)^r$$



第21図 酸素飽和 0.1M Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> 中の銅回転円板の腐食 (25°C, C<sub>H<sup>+</sup></sub><sup>0</sup> = 9.3 × 10<sup>-5</sup> M) 実線は混合支配としての計算値



第22図 空気飽和 0.1M H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> 中の銅回転円板の腐食  
(温度 25, 50, 75°C)

この計算値（実線）と実験値を比較したものが第21図であり、これらはよく一致している。

第22図は温度 25, 50, 75°C, 空気飽和, 0.1M 硫酸中の銅回転円板の腐食度である<sup>33)</sup>。温度 25°Cにおいては拡散の影響がなく、化学（活性化）支配である。しかし腐食に酸素の還元反応が関与しており、温度の上昇とともに活性化反応が拡散と同等または大きくなるので、温度 50°Cでは混合支配、75°Cでは拡散支配型となる。また温度 75°Cにおける勾配は酸素の四電子還元による限界拡散電流と一致し、またこの場合の零点は脱気液において流動と無関係（活性化支配）の腐食度であり、硫酸の還元によるものと推定している。

寺井らはモデルコンデンサーにより、2 および 5 m/sec の地下水還流試験を行ない、99.4 アルミニウム、99.2 アルミニウムおよび 3S と比較して 52S, 54S および Alclad 3S が耐食性に優れていることを認めた<sup>34)</sup>。Lobsinger は高温水中のアルミニウム合金の腐食について調べており、この中で流速の影響についても触れている<sup>35)</sup>。また Thiruvengadam らは 80°F の水により、アルミニウムの磁歪キャビテーション試験を行なっているが、この中に 2S の回転円板試験、ベンチュリー管試験などの結果も紹介している<sup>36)</sup>。

## 9. あとがき

銅合金およびアルミニウム合金材料の伝熱面腐食および流動腐食について述べたが、これらの分野において多くの研究が行なわれているにもかかわらず、実験および解析の手法が充分に確立されておらず、また物質移動の面からも充分には解明されていない状況にある。これらの問題は实用的にも切実な問題であり、多くの研究者、技術者がこの分野に関心をもち、その解明と理解に努められるよう期待している。

## 文 献

- 1) K. F. Glaser, G. R. Shockley : *Second Annual Offshore Technology Conference*, OCT 1197, Apr. (1970)
- 2) O.S.W. : *Research and Development Progress Report*, No. 163 (1965), 48
- 3) 田中礼次：配管技術，10, (1968) 152
- 4) C. Breckon, P.T. Gilbert : *Proc. First Int. Congress on Metallic Corrosion*, (1963), 624
- 5) P.J. Boden : *Proc. Second Int. Congress on Metallic Corrosion*, (1965), 771
- 6) R.S. Bem, H.S. Campbell : *Proc. First Int. Congress on Metallic Corrosion*, (1963), 630
- 7) T.K. Ross : *British Corrosion Journal*, 2 (1967), 131
- 8) R. Podmore : *Ph. D. Thesis, Univ. Manchester* (1965)
- 9) L.S. Evans, P.E. Morgan : *Proc. Third Int. Congress on Metallic Corrosion* (1966)
- 10) L.S. Evans, P.E. Morgan : *British Corrosion* 2 (1967) 150
- 11) O.S.W. : *Research and Development Progress Report*, No. 174 (1966) 20, 25
- 12) N.E. Berry : *Corrosion*, 2 (1946) 261
- 13) J.B. Maylor : *British Corrosion J.* 2 (1967), 168
- 14) E. Pitzer, J. Electrochem. Soc., 104 (1957), 70
- 15) G.D. Bengough, R. May : *J. Inet. Metals* 27 (1924), 82
- 16) W. McLaughlin : *Metal Ind.* 79 (1951), 201
- 17) C.L. Bulow : *Marine Engineerings*, Sep. (1955), 59
- 18) A.W. Tracy, V.F. Nole, E.J. Duffy : *Trans. ASME*, 64-WA/CT-2
- 19) J. Venzcel, L. Knutsson, G. Wranglen : *Corrosion Science*, 4 (1964), 1
- 20) 田部善一：住友軽金属技報，8 (1967), 10
- 21) C.F. Schreiber, O. Osborn, F.H. Coley : *Material Protection*, Oct. (1968), 20
- 22) 末沢慶忠, 篠原孝順, 山口雅靖 : *化学工学*, 31 (1967), 171
- 23) J. Serre J. Laureys : *Corrosion Science*, 5 (1965), 135
- 24) N.V. Nowlan : *Corrosion Technology*, 7 (1960), 397
- 25) P.G. Allwood : *Corrosion*, 17 (1961), 80
- 26) A.J. Freedmann : *Petroleum Refiner*, 40 (1961), 157
- 27) 電気化学協会：伝熱管材料調査報告書，Mar. (1969), 142
- 28) P.M. Aziz : *Corrosion*, 12 (1956), 35
- 29) 田部善一：未公表
- 30) 田中礼次：27) 中 141, 143
- 31) W.A. Pollock : *Power Engineering*, Jun. (1959), 74
- 32) I. Cornet, E. A. Barrington, G. U. Behrsing : *J. Electrochem. Soc.*, 108 (1961), 947
- 33) Z. Zembura : *Corrosion Science*, 8 (1968), 703
- 34) 寺井士郎, 馬場義雄 : 住友軽金属技報, 2 (1961), 39
- 35) R. T. Lobsinger : U.S. Atomic Energy Commission Pub., HW-59778 (Rev) Feb. 1 (1961), 18
- 36) A. Thiruvengadam, H.S. Preiser : *J. Ship Research*, 8 (1964), 39

R134

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 12 No. 1 JAN., 1971

技 術 資 料

ト レ ー ラ ー ハ ウ ス の 開 発

菊 地 昭 雄 小 山 技

住 友 軽 金 属 工 業 株 式 会 社

# トレーラー・ハウスの開発

菊地昭雄\* 小山技\*\*

## 1. はじめに

最近数年間、所得水準の向上につれレジャーが重要視されるようになり、別荘用の土地分譲等も流行し、そのため、小型の簡易別荘も発売されるようになった。いっぽう、レジャー用キャンピング・カーも普及はじめ、若人の間では、オート・キャンプも行なわれている。しかし、家族旅行や2~3日を越えるレジャーになると、キャンピング・カーではその居住性が悪く、大型のトレーラー・ハウスが脚光を浴びるようになった。

これらのレジャー用車輌は、欧米においてはすでに一般化しており、多種多様のものがある。また、北米で永久住宅として使用されているモービルホームについてみると、昨年度は約40万台が生産され、販売高は約23億ドルに達する模様である。

このような背景の中で、別荘、団地、工事現場等に使用される移動住宅の将来性に着目し、現在ではレジャー用が主流であるため、とりあえず、写真1に示す大型のトレーラー・ハウスを設計・試作した。

本報は国内、国外の移動住宅の動向と、試作車の仕様を紹介する。



写真1 トレーラー・ハウス外観

## 2. 移動住宅の動向

### 2.1 外国の状況

移動住宅は、ヨーロッパではレジャー用小型車輌も含めて、キャラバンと総称され、また北米においては車輌長さ30'以上をモービルホーム、30'以下をレクリエーショナル・ビーグルとして区別している。キャラバンは遠く12世紀にその起源があり、モーター・キャラバンは第一次大戦中に軍事用として用いられ、その後、住宅用として普及したのは第2次大戦以降である。これらのキャラバンの種類と用途をそれぞれ第1表<sup>1)</sup>と第2表<sup>2)</sup>に示す。

第1表 キャラバンの分類

使 い 方	主に移動的で休日用	主に固定的で休日用	移動性もあるが主に住居用	固定的で住居専用
大きさ	長さ, m 2.7~4.2 (9'~14')	4.2~5.4 (14'~18')	5.4~6.6 (18'~22')	6.6~18 (22'~60')
	巾, m 1.95(6'6")	2.1(7')	2.35(7'6")	2.35(7'6")
使 用 人 員	2~4	3~5	2~5	~6
重 量, kg	700	900	1,100	3,000
牽引車の排気量, cc	1,000	1,500	2,000~2,500	—
用 途	旅行時の宿泊	レジャー地の宿泊	一時的宿泊	住 宅 用

第2表 キャラバンの用途

使い方	主に移動的で休日用	主に固定的で休日用	移動性もあるが主に住居用	固定的で住居専用
家 族	レジャー用 新婚旅行用	別 荘	新婚夫婦用 老人用 勤強部屋用 来客(物置)用 転勤用 季節労働者用 別荘	{ 同 左 別荘
建設 メーカー	—	短期現場用	長期現場用 応急診療所	附属建屋
一般会社	クラブ活動用 集金・連絡用	ホテル代用	転勤用 官伝用 集会室用 設計・サービス用	宿泊設備 転勤用
官庁関係	視 察 用	研究施設用 視察官宿泊所	視察用 研究施設用 視察官宿泊所 移動会議室用 派遣官用	官舎用
公共用	—	ホステル、モビリージ、国民村の宿泊用	ホステル モビリージ 国民村 事務所用	同 左
観 光 用	レジャー用貸出し 脱衣用	別荘として貸出 脱衣用	別荘用 ホテルの代用	同 左
学校他	合 宿 用 国際博外人用	研究員宿泊用	動く便所 動く図書館 X線用 実習用 学術探検用 報道 長期ロケ用 移動レストラン用	—

\* 開発部

\*\* 日本トレールモービル機技術部

北米でモービルホームが発展した理由は、第1に一般住宅の約半値という低価格にある。これは普通住宅のような現地工事がなく、マスプロによる工場生産のため、現地へ運搬して設置すれば完了となるからである。第3表にモービルホームの価格を、第4表にその原価構成を示す<sup>(3)</sup>。

第2の理由は住宅として使用できるように居住性を改良したためで、住宅に必要な家具・備品がすべて備えられている。第5表<sup>(3,4)</sup>は最近10数年間におけるモービルホームの寸法別の出荷比率を、また第6表<sup>(3,4)</sup>はそれに使用された電気製品をそれぞれ示す。第3の理由はモービルホーム・パークを建設したことである。米国では、すでに2万2千を数えるパークがあり、住宅に必要な上・下水道、電気、ガスが完備され、現地に運搬されたモービルホームと簡単

第3表 モービルホームの価格

種 别	価 格 <sup>(3)</sup> , 円/坪			
	普及型工場渡し	同末端価格	1965	1967
モービルホーム <sup>(1)</sup>			105,000	
標準型 タ	99,000	タ	128,000	
高級型 タ	115,000	タ	154,000	
住 宅 <sup>(2)</sup>	一般標準住宅			190,000~260,000

<sup>(1)</sup> 家具・設備つき<sup>(2)</sup> 基礎工事込み、家具なし<sup>(3)</sup> 1ドル=360円として換算

第4表 モービルホームの原価構成

項 目	比 率, %
材 料 費	64.55 (58~77)
製 造 経 費	8.53 (4.8~16.5)
工 場 固 定 費	6.04 (4~11)
工 場 人 件 費	11.66 (7~22)
小 計	90.78
販 売 直 接 費	3.50
一 般 管 理 費	4.70
本 社 諸 雑 費	1.02
合 計	100

第5表 モービルホームの寸法別の出荷比率, %

年	8' 幅	10' 幅	12' 幅	拡張可能 <sup>(2)</sup>	ダブル幅 <sup>(3)</sup>
	長さ29~45'	長さ45~60'	長さ54~65'		
1956	91	9	—	—	—
57	75	25	—	—	—
58	31	69	—	—	—
59	21	79	—	—	—
60	10	90	—	—	—
61	2	98	—	—	—
62	2	73	5	20	—
63	2	73	6	19	—
64	1	60	21	18	—
65	1	41	45	13	—
66	—	—	—	—	—
67	3	7.3	84.1	2	6.3
68 <sup>(1)</sup>	0.1	1.6	89.1	2.4	6.8

<sup>(1)</sup> 1968年3月まで<sup>(2)</sup> 現地組付けの時縮めてあつた幅を拡げて使用するもの<sup>(3)</sup> 幅が倍あるもの

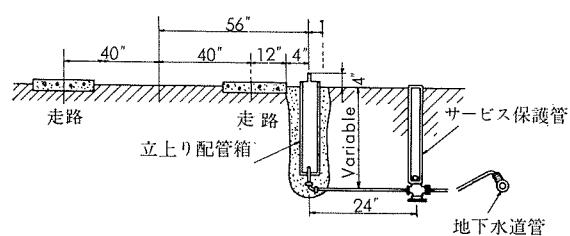
に連結でき、団地または一軒家として使用できるからである。給・排水の連結方法の一例を第1図および第2図に示す。

レジャー用の小型車輛の一例として、北米におけるレクリエーション・ビーグルの品種と価格を第3図に示す<sup>(5)</sup>。

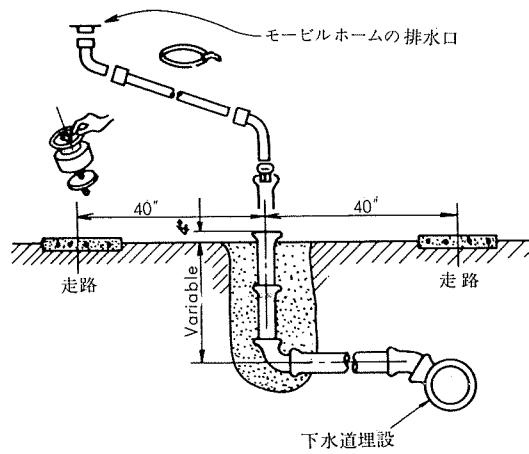
次に、構造・仕様などについてみると、狭い車内を有効に利用し、軽量化に重点がおかれている。第7表にイギリスにおけるキャラバンの仕様を示す<sup>(6)</sup>。シャーシ等骨組み材は鉄鋼で、外壁はアルミニウムの板材が多く、内装は

第6表 米国のキャラバンに使用された電気製品<sup>(1)</sup>

種 別	モービルホーム			レクリエーション・ビーグル		
	トラベル・トレーラー		キャンパー	1965		1980 <sup>(2)</sup>
	1965	1967		1980 <sup>(2)</sup>	1965	1980 <sup>(2)</sup>
エヤコン装置	15	8	130	2	40	—
洗たく機	25	52	130	—	—	—
ドライヤー	25	—	130	—	—	—
調理レンジ	216	336	>360	108	375	60
皿洗機	5	13	35	—	10	—
ディスポーザー	10	42	70	1	20	—
暖房装置	240	336	430	85	340	10
貯槽	—	—	—	75	340	100
流し台	216	336	>360	108	375	60
冷蔵庫	216	336	>360	85	375	10
便器・シャワー	220	249	430	75	340	10
換気扇	430	336	900	108	500	60
湯わかし	216	249	560	73	340	10

<sup>(1)</sup> 単位: 1000個<sup>(2)</sup> 予測

第1図 モービルホーム・パークの給水プラグ

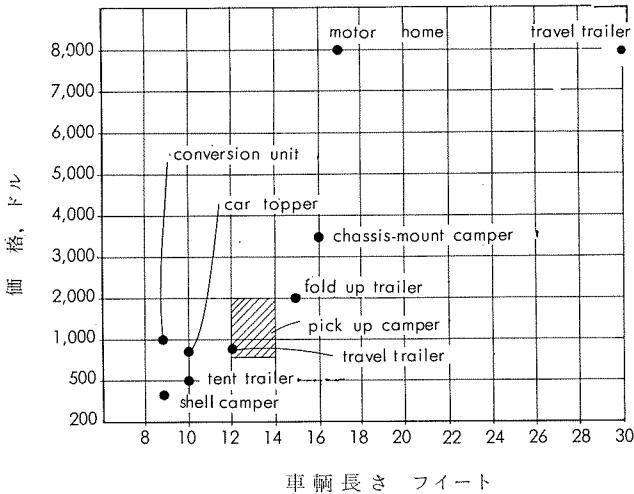


第2図 モービルホーム・パークの排水プラグ

木、合板などが使用されている。車輌長さは10'~60'まで各種あるが、巾は道路制限から8'前後が最大で、モービルホームのみは10'と12'がある。

北米のモービルホームやレクリエーショナル・ビーグルに使用された資材のうち、アルミニウム板についてみると、1965年には4.5~5.4万Ton、1967年が6.3万Ton、1968

年が9万Tonで、1972年には13.2万Tonの需要が見込まれている。これらの大半は外壁に使用されるアルミニウム塗装板である。一輌当りのアルミニウム使用量は、170~180kgで、その内訳はサイディングに平均126kg、ダクトに16kg、コンジット・チューブやドアなどに用いる形材が10kgである。第8表に使用された資材の一覧表を示す<sup>3,4)</sup>。



第3図 米国のレクリエーショナル・ビーグルの品種と価格

第7表 英国におけるキャラバンの仕様

区分	仕様
アクセル	車 輪 ・タイヤ: 高圧用(40psi), 12~16"φ ・キャラバン専用のものでなくてもよい
	ブ レ ー キ ・22'以下では不要
	ス プ リ ン グ ・22'以下では不要
	ド ロ ーパ ー ・手動で持ち上げた時の重量31.7~45.3kg
	カッブリング ・カッブリング・ボールの標準直径2" ・カッブリングの位置: 地上高15'~16' ・Noseで50kg以上の時ジャッキ利用
床	材 料 ・木製フレーム: 3"×2", 3"×1½" 94"厚の実はぎの細いみぞのついたフロアーボード 5/8"厚のベニヤ 34"厚の工場製作ボード 7/8"厚の板
	接 合 ・釘打ちと接道
	配 置 ・シャーシーの上が一般的
側 壁	構 造 ・木製フレーム 大型1½"×1½", 中型1¼"×1½", 小型1¼"×1¼" ・タイプ: 1枚パネル, 2枚パネル, 断熱材をパネルの中へサンドイッチ ・組立: 床→壁体→屋根の組立て 側壁→床→屋根の組立て
	材 料 ・外壁: アルミニウム板20SWG メゾナイト複合板 ・断熱材: ①イソフレックス ②ファイバーグラス ③多層板 ④グラスウール ⑤アルミ箔 ・内部パネル: ①ベニヤ ②インシュレーション ・ボード③ハードボード(下地)
	接 合 ・ジョイナー・くぎ打
屋 根	構 造 ・木製フレーム: 1½"×1¼" ・タイプ: 单一パネル, 二枚パネル
	材 料 ・外板: アルミニウム板, ハードボード (クロス張り) ・断熱材: 断熱ボードをシートで包んだもの, アルミニウム箔

第8表 米国のモービルホーム、レクリエーショナル・ビーグルに使用された資材

区分	分	1965年	1967年	1980年
<b>外板とシャーシー</b>				
形	鋼, 1000トン	145	154	315
鋼	板, ヶ	54	54	126
アルミニウム板	板, ヶ	45~54	63	90~108
ソリッド・ダイヤ	1000個	1,200	1,143	2,900
車	輪	1,200	1,143	2,900
木	材, 1000石	168	377	382
合	板, 1000m <sup>2</sup>	34,200	—	77,600
ハードボード, パーティクルボード, 断熱材	板, ヶ	31,500	—	71,200
吸音板	板, ヶ	10,200	—	24,000
ガラスセンイ布	布, ヶ	25,900	—	59,200

## 2-2 国内の状況

日本における移動住宅の大半はレジャー用であり、したがってキャンピング・カーがその主流を占めている。大型のトレーラーハウスは一種類しかなく、輸入品も少ない。市販されているキャンピング・カーを第9表にまとめて示す<sup>5)</sup>。このうち、エンジンのついているものは小型で機動性に優れているが、居住性が悪い。けん引式で大型のものは居住性と設備の点でまさるが価格が高い。この他、テント・トレーラー、簡易ハウス式テントやカー・ロッジも市販されている。

第9表 国内におけるレクリエーショナル・ビーグル

名 称	主な 特 徴
ヴィーラ7	トレーラー型、普通免許、重量290kg、10人まで使用。
ポンゴ・キャンパー	ポンゴの車を利用4人まで。
ユニエーター・キャブ	ピックアップ・タイプ。ダットサン・ハイラックス・スタウトなどの小型トラックにのせる、重量590kg、70ℓの水タンク積載。
サンボット	トレーラ型、テント式。4人乗りから8人乗りまで6種類、アメリカのコールマン社製。
ボルト	丸窓と天窓が特徴、普通免許、FRPボディ、重量740kg。
タカラ・ランピラー	5人用。トイレ・シャワー室完備。
ビソン	トレーラ型、けん引時折りたたみ式。2タイプあり、フランス製。
極東380	働く事務所用のベッド式とレジャー用の2種。トレーラ型、重量680kg、ベッド式は6人まで。
ハイ・キャンパー	トヨタのハイエース改造、8人乗り。
V.W.	フォルクス・ワーゲンのトランスポーター改造成型、屋根が持ち上がる。

## 3. 設 計

### 3.1 仕 様

前項で述べたように、国内ではキャンピング・カーがほ

とんどである。しかし、住宅のユニット化の進展とともにモービルホームのような移動住宅の基礎となり、しかも当面のレジャー用として使用できるようなトレーラーハウスを設計した。家具・備品は、住宅用の市販品を使用することとし、電源はバッテリーを用い、給水は水道によるが、2~3日の旅行ができるように水槽を備えた。仕様は下記の通りである。

寸 法：全長 7,600mm

全巾 2,430mm

全高 2,918mm

総 重 量：約 1,900kg

収容人員：4名

タ イ ャ：7—15—10PR

制 動：油圧ブレーキ

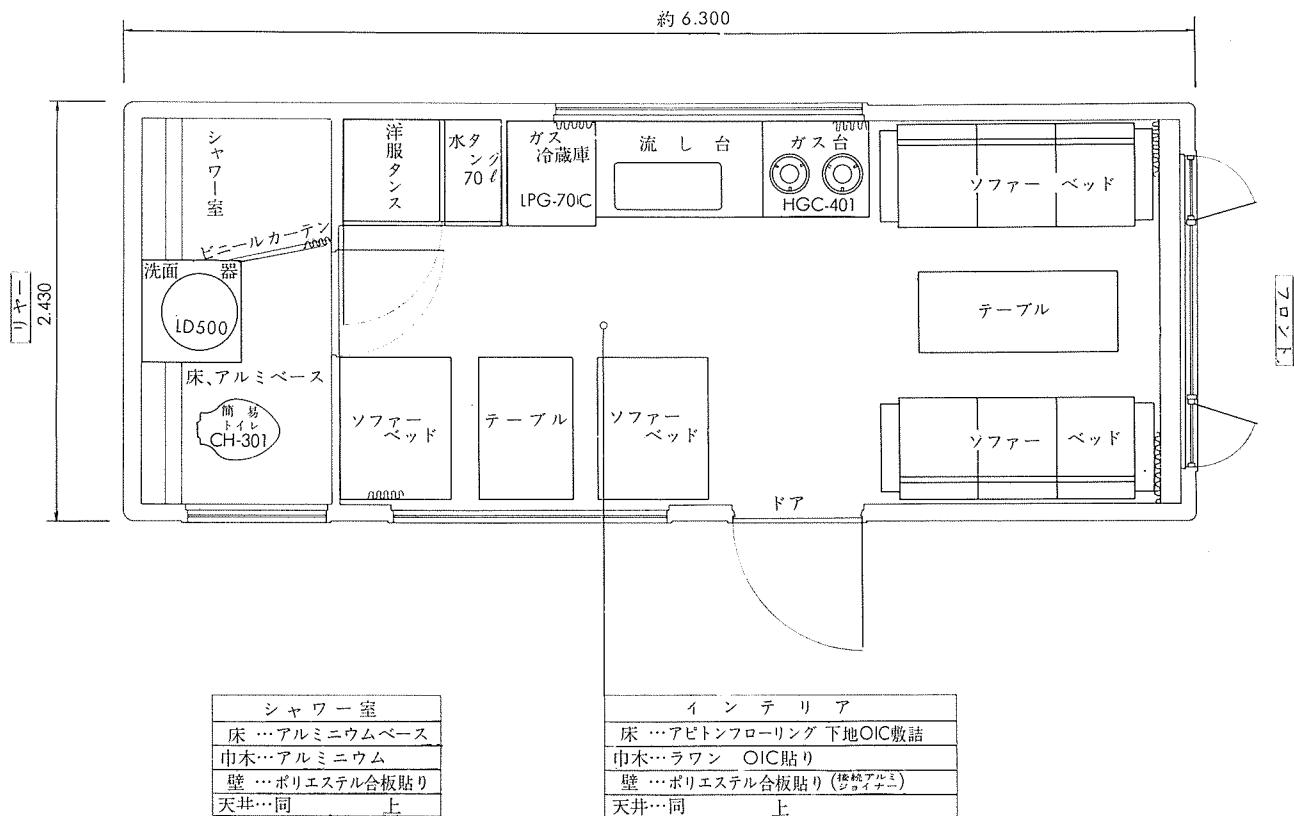
駐車制動 油圧ブレーキ

駐車支持：ジャッキ式固定

備 品：流し台、ガスキヤビネット（アルミニウム製）、ガス冷蔵庫（プロパン用）、水槽（70ℓ）、換気扇、洋たんす、ベッド（ソファー式）、洗面器、シャワー室、トイレ（タンク貯蔵式）

### 3・2 平面計画

平面計画は居住性に重点を置き、ゆったりとした車内となるように配慮し、有効に使えるように心掛けた。ソファー・ベットと調理設備の配置に気をつけ、前者はシングルとダブルの2台とし、平常はソファーとして使用できる折りたたみ式を採用した。トイレ兼シャワー室は水の使用的な関係から間仕切りを設けて別室とした。試作車の平面図を第4図に示す。



第4図 平面図

### 3・3 使用材料

軽量化をはかるため、シャーシーとドローバーのみ SS41

鋼とし、パネル骨組みと外板をアルミニウム合金とした。使用した主要材料を第10表に示す。

第10表 使用材料

材 質	機械的性質			使 用 部 分
	引張、 kg/mm <sup>2</sup>	耐力、 kg/mm <sup>2</sup>	伸び、%	
SS41	>41	>23	>17	ドローバー、シャーシー
5052-H14	>24	>18	> 4	壁、屋根、床の外板
ZK60-T5	>32	>23	>10	骨組
6063-T5	>15	>11	> 8	サッシュ
木	—	—	—	内装枠太

### 3・4 構 造

構造設計は、詳細を省略するが、車両自重に対する強度の他に、振動に対する強度において設計した。シャーシーおよびドローバーは溶接接合とし、溶接後防錆処理を施した。写真2は溶接後の状況を示す。

サイドおよび前後のパネルは、アルミニウム合金ZK60-T5 押出形材を用い、すべてリベット接合とした。写真3はサイドパネルの骨組を示す。天井パネルも同じ構造とし

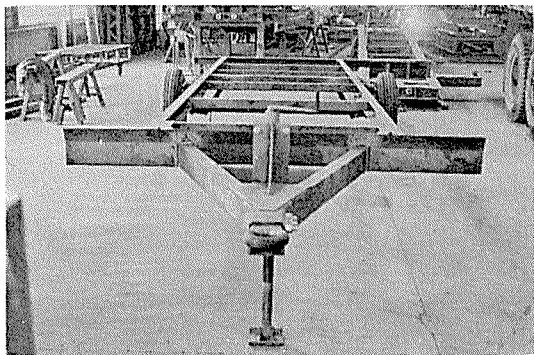


写真2 ドローバーとシャーシー

たが、たわみと美観を考え、キャンバーをつけた。断熱材は50mmのグラスウールを用い、パネルへの取付けは振動のため、ずり落ちないように工夫し、その取付け要領を第5図に示す。内装下地には、木製根太組を施し、パネル骨組みへの取付けは取付金具を用いて行なった。側壁について、第6図にその要領を示す。

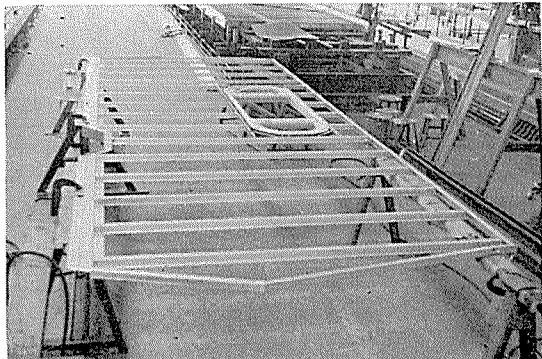
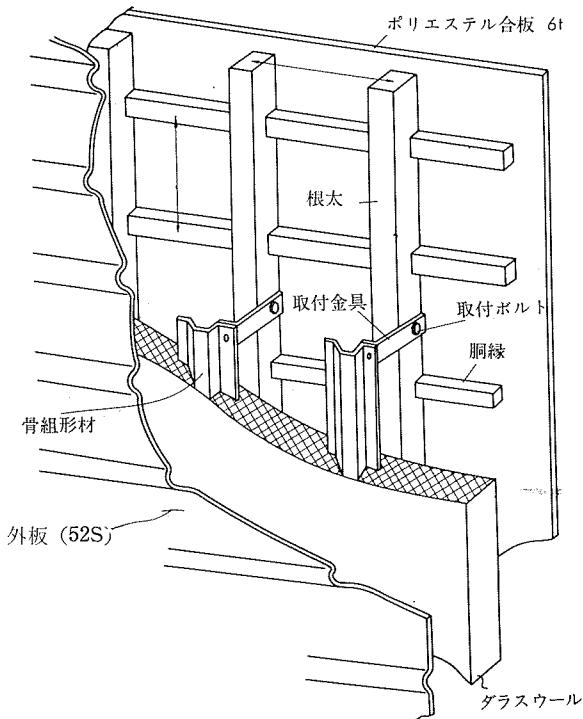


写真3 サイドパネルの骨組



第6図 側壁の構造

### 3・5 設備および塗装

配管は、壁中および床下とし、振動に対する強度も考えて、水道配管は直径 $\frac{1}{2}$ "の銅管とし、ガス配管には鋼管を用いた。水道は現地の事情も考え、水道と水槽のどちらからもコック1つで取れるように設計した。

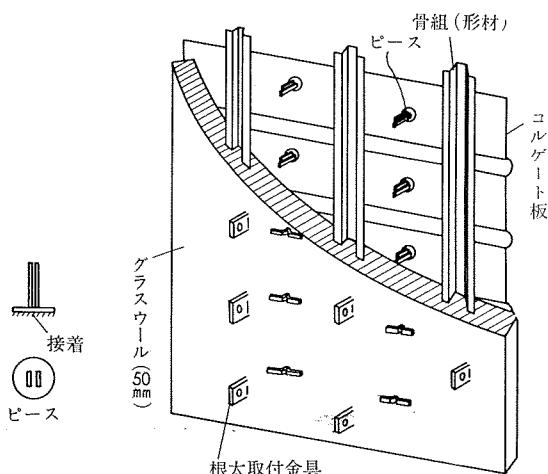
電気配線については、現地における受電がむづかしいため、バッテリーを積載することとした。

塗装は、試作でもあり、焼付塗装とせず、普通の塗装法を用いた。

## 4. 内 装

車輌・船舶関係の内装工事は振動に対して特殊な工法をとるが、トレーラー・ハウスの場合は、そこまで必要としないため、釘打ちと接着を併用する工法を用いた。内装は壁、天井ともポリエステル合板とし、色はクリームを採用した。目地はアルミニウム製ジョイナーを接着したが、ジョイナーのみはビス止めを併用した。トイレ兼シャワー室は、水を使用するため、アルミニウム合金5052-H14製溶接構造でアルマイト処理した床を採用した。なお、床にはカーペットを敷き、壁、天井の明るいクリームに対して濃い安定した色調のものを用いた。写真4は車内を、写真5はシャワー室を、写真6は使用状況を示す。

備品の取付けは床および壁へ金具を用いてビス止めした。



第5図 断熱材の取付け要領



写真4 車内状況

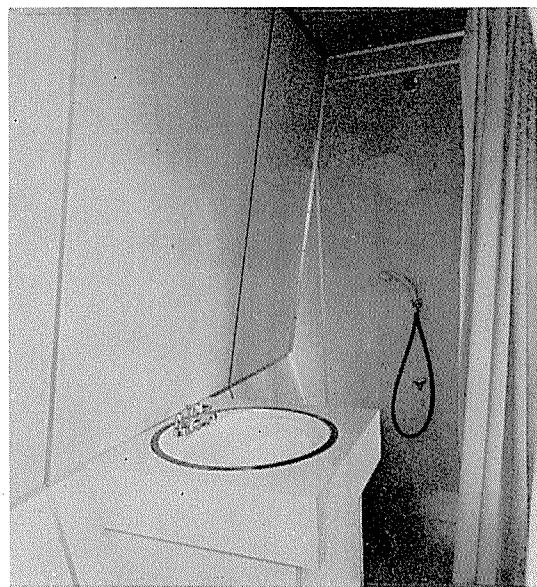


写真5 シャワー室内装



写真6 使用状況（喫茶）

## 5. おわりに

今回試作したトレーラー・ハウスについてその概要を述べた。この種の車輌の普及には車検、道路交通法その他の外的要因の検討も必要と考えられ、また、さらに要求される居住性、軽量化の点にも改善の余地がかなりあろう。この試作車から得た経験を基にしてさらに検討を加えるしたいである。

## 文 献

- 1) 東方洋雄 : SD, 2 (1967), 117
- 2) 東方洋雄 : SD, 3 (1967), 117
- 3) 尾崎和雄 : a+a, 12 (1968), 5, 11
- 4) Predicasts : Mobil Homes, No. 51, 9 (1969)
- 5) 東方洋雄 : SD, 2 (1967), 119
- 6) 東方洋雄 : SD, 5 (1967), 124
- 7) 羽山, 中川 : モーターファン, 6 (1970), 120

R 135

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 12 No. 1 JAN., 1971

技 術 資 料

溶接構造用 Al-Mg 系 283 S 合金の諸性能  
(データ・シート)

杉 山 穎 彦 田 中 英 司

馬 場 義 雄 福 井 利 安

住 友 軽 金 属 工 業 株 式 会 社

# 溶接構造用 Al-Mg 系 283S 合金の諸性能

杉山禎彦\* 田中英司\* 馬場義雄\*\* 福井利安\*

## 1. はじめに

近年 Al-Mg および Al-Zn-Mg 合金を用いた大型溶接構造物の建造が種々進められ、多くの注目を集めている。とくに前者の Al-Mg 合金は溶接性、耐食性、低温性質などすぐれ、比較的安定した性能を有しているため、各種車両、船舶、液化ガス輸送および貯蔵用タンクなどに多く用いられている。

しかしながら、これらの大型構造物の溶接に際しては、Al-Mg 系の 5083 合金といえども、しばしば溶接割れ(Weld-cracking)、共晶融解(Eutectic-melting) あるいは微小割れ(Micro-fissuring) を生じ、多くの問題を残していることは否定できない。また、このため、溶接性のすぐれた新しい構造用合金の開発と、溶接施工技術のいっそうの進展が望まれている訳である。

本報では、Al-Mg 合金の溶接性をいっそう改善することを目的に、まず基礎的な観点より、Zr の微量添加の影響について調べ、続いて、これらの結果に基づいて新しく開発した溶接構造用 283S 合金の機械的性質を調べたので、これらの結果を報告する。

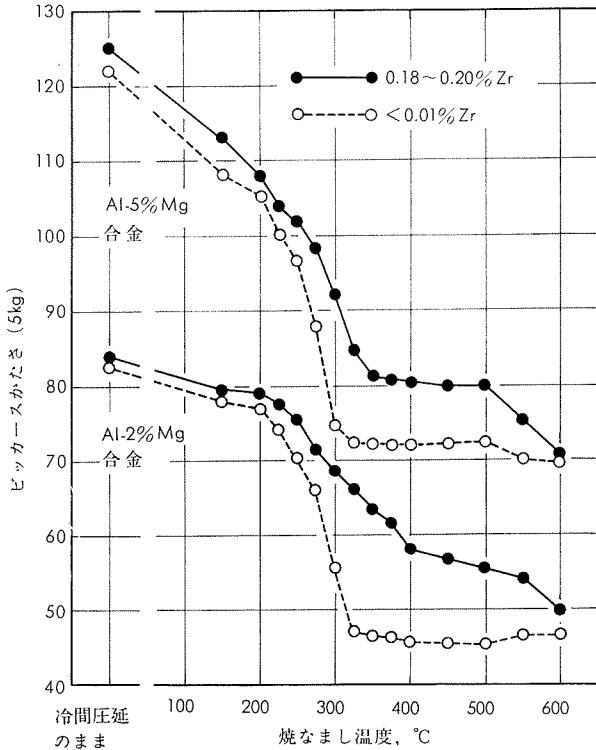
## 2. Al-Mg 系合金の諸性能におよぼす Zr 添加の効果

### 2.1 軟化特性

Al-Mg 系合金の軟化特性におよぼす Zr 添加の影響を調べた。実験試料は Al-2%Mg および Al-5%Mg で、それぞれ Zr を添加していない基合金と 0.18~0.20%Zr を添加した合金の両方で、鋳塊を均一化加熱し、熱間および冷間圧延後、150~600°C で 30 分間焼純した。

この結果を第 1 図に示すが、Zr 添加により、再結晶温度が少し上昇し、かつ再結晶後の硬さも少し増加している。すなわち、Zr の添加は熱サイクルを受けた際の素材の軟化を抑制するのに効果がある。ただし、この効果を有効ならしめるためには Zr を  $\text{Al}_3\text{Zr}$  として微細に分散析出させることが大切である。

写真 1 に Zr を添加していない 5154 基合金と 0.20%Zr を添加したもの（ともに冷間圧延仕上材）の TIG 溶接部の断面マクロ組織を示す。これより明らかにごとく、5154 基合金では溶接熱影響部がかなりの巾で再結晶し粗大化しているのに対し、Zr を添加したものでは、ほとんど結晶粗大化していないことがわかる。



第 1 図 Al-Mg 合金の軟化特性におよぼす Zr 添加の影響

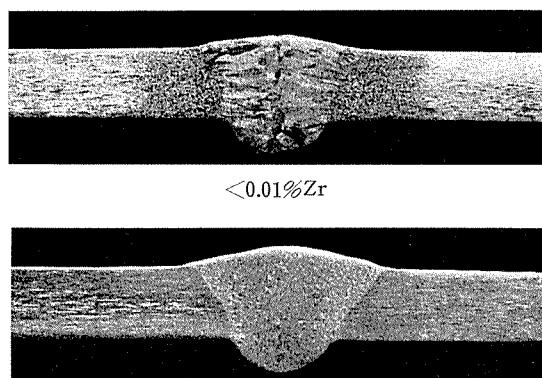
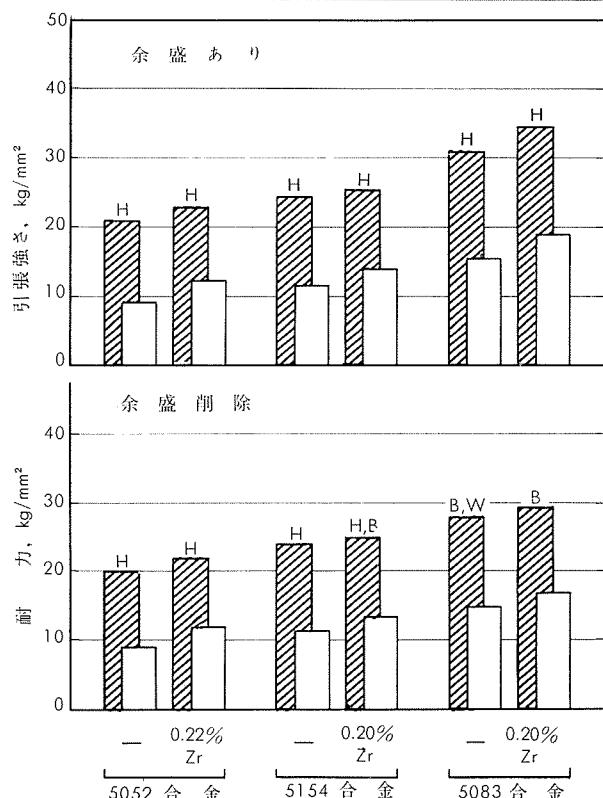


写真 1 5154 合金 TIG 溶接部の断面マクロ組織におよぼす Zr 添加の影響

第 2 図に 5052, 5154 および 5083 合金で、Zr を添加していない基合金と 0.20~0.22%Zr を含んだ素材を、それぞれ 5356 電極ワイヤで MIG 溶接し、余盛ありおよび余盛削除で引張試験した結果を示す。余盛ありでは、全て熱影響部で破断しているが、余盛削除では合金の種類でことなり、熱影響部破断、溶融境界破断および溶接金属破断の 3 つの型にわかれている。しかし、いずれの合金においても、Zr

\* 研究部

\*\* 研究部・工学博士

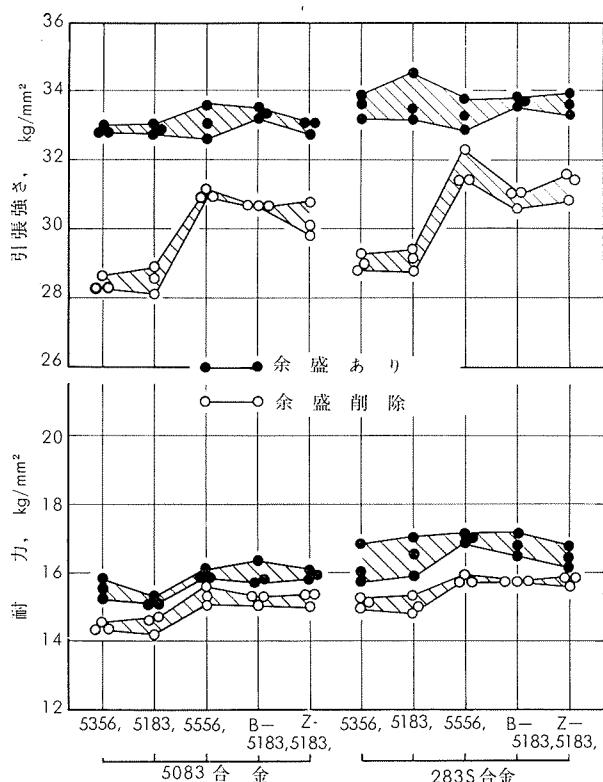


第2図 Al-Mg合金溶接部の継手強度におよぼすZr添加の影響  
(破断位置 — H : 热影響部, B : 溶融境界, W : 溶接金属)

を添加していない基合金より、Zrを添加したものの方がすぐれた引張強さと耐力を示している。この原因是、第1図および写真1に示したごとく、主として溶接熱影響部の再結晶粗大化(軟化)の抑制にあり、一部、溶融境界および溶接金属部で破断したものでは著しい結晶粒の微細化があると思われる。

以上よりAl-Mg合金へのZrの添加は再結晶粗大化の抑制効果を示し、この結果、溶接熱影響部の軟化を軽減するのに有効であり、溶接金属の結晶微細化とともに、継手強度を高める一因と思われる。

これらの予備的な実験結果を、さらに確認するため、工業的に製造した供試材で、継手の引張試験を行なった。母材はZrを添加していない5083基合金とZrを微量添加した5083(Zr)合金(以下283Sと呼称する)で、溶加材は5356, 5183, 5556, B-5183およびZ-5183であり、いずれ



第3図 5083および283S合金MIG溶接部の引張性質

も工業的に製造したものである。これらの化学組成を第1表に示す。

第3図にMIG突合せ継手の引張強さと耐力を示す。余盛ありでは破断が熱影響部および溶融境界で生じているため溶加材による差はほとんど認められないが、余盛削除では破断が溶接金属で生じているので溶加材による差が著しい。しかしながら、いずれにせよ、5083合金よりZrを含んだ283S合金の方が少しずつ強度を示しており、第1および2図に示した基礎実験の結果を裏づけている。

## 2・2 溶接割れ感受性

Al-Mg系合金の溶接割れにおよぼすZr添加の影響について調べた。実験試料は研究室にて試作したAl-0~5%Mg合金の2mm板であり、溶加材なし(なめ付け)および共金によるFish-bone型割れ試験(TIG)を行なった。

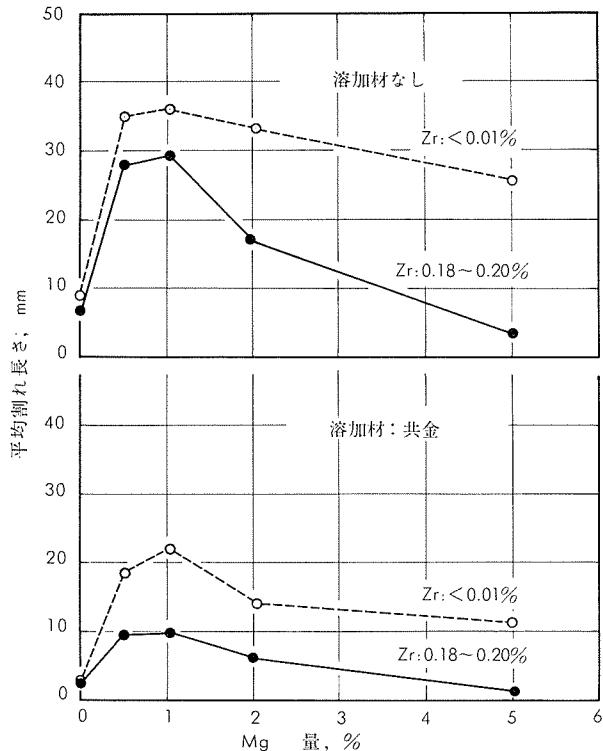
この結果を第4図に示す。Mg量が約1%付近で割れのピークが認められるが、いずれのMg量においてもZrの添

第1表 供 試 材 の 化 学 组 成

材 料		化 学 组 成, %									
		Cu	Fe	Si	Mg	Mn	Zn	Cr	Ti	Zr	B
母 材	5083	<0.01	0.17	0.09	4.44	0.65	<0.01	0.19	<0.01	—	—
	283S	<0.01	0.18	0.07	4.46	0.70	<0.01	0.16	<0.01	0.16	—
溶 加 材	5356	<0.01	0.14	0.07	4.98	0.11	<0.01	0.09	0.10	—	—
	5183	<0.01	0.12	0.05	4.45	0.70	<0.01	0.10	<0.01	—	—
	5556	<0.01	0.14	0.06	4.98	0.70	<0.01	0.09	0.10	—	—
	B-5183	<0.01	0.10	0.06	4.90	0.75	<0.01	0.10	0.10	—	0.002
	Z-5183	<0.01	0.12	0.05	4.91	0.76	<0.01	0.12	0.08	0.20	—

加により割れは減少している。

この予備的な実験に続いて、工業的に製造した実用合金で種々の溶接割れ試験を行なった。供試材は前述の第1表に示した5083および283S合金の4および25mm板と4mmφの溶接棒および1.6mmφの各種電極ワイヤである。



第4図 Al-Mg合金の溶接割れにおよぼすZr添加の影響  
(Fish-bone型割れ試験, 2mm板)

写真2に4mm板による大型 Fish-bone 型割れ試験片の外観を示す。5083合金ではかなりの割れが生じているが、283S合金ではほとんど割れが生じていない。

第5図に2mm板(小型)および4mm板(大型)を用いたFish-bone型割れ試験の結果を総括して示す。5083合金にくらべて283S合では割れが著しく少ない。なお5083合金においてもZ-5183溶接棒では割れはかなり少なくなっている。結果には示さなかったがB-5183溶接棒でも同様であった。

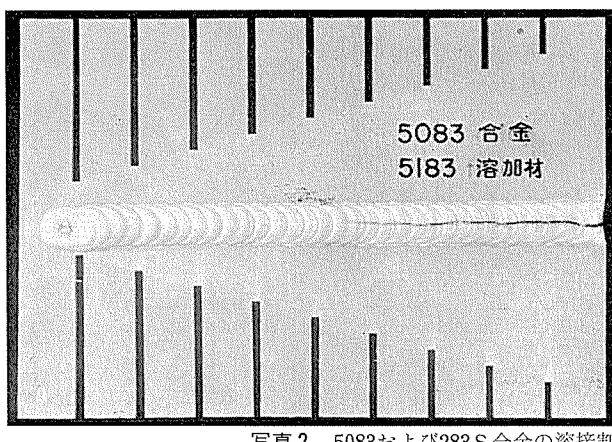
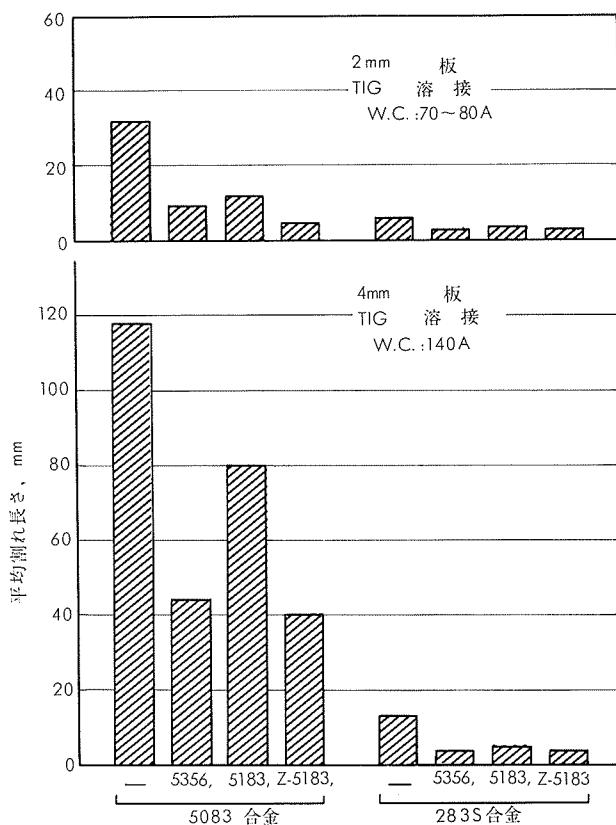


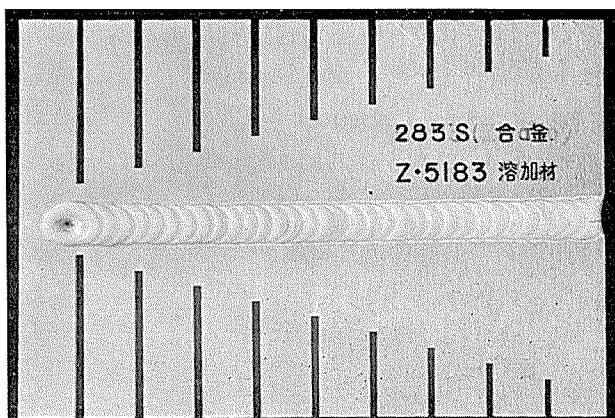
写真2 5083および283S合金の溶接割れ試験 (Fish-bone型割れ試験, 4mm板)



第5図 5083および283S合金の溶接割れ感受性の比較  
(Fish-bone型割れ試験, 2および4mm板)

第5図に示した実験結果は、いずれも5点の平均値であり、これらのバラツキはあまり大きくない。2mm板(小型)および4mm板(大型)による試験は、ともに同じような傾向を示している。しかし、前者よりも後者の方がバラツキが少なく良好であるように思われた。

次にAlcan型割れ試験を行なった。この試験方法は前述のFish-bone型割れ試験を改良したもので、原理的にはほぼ同様と考えてよい。ただし、Alcan型割れ試験では、スタート部より割れが生じるFish-bone型割れ試験と異なり、ある程度ビードが進み、アーチ状態も安定した地点から割れが生じるよう工夫されており、結果のバラツキも少ない。



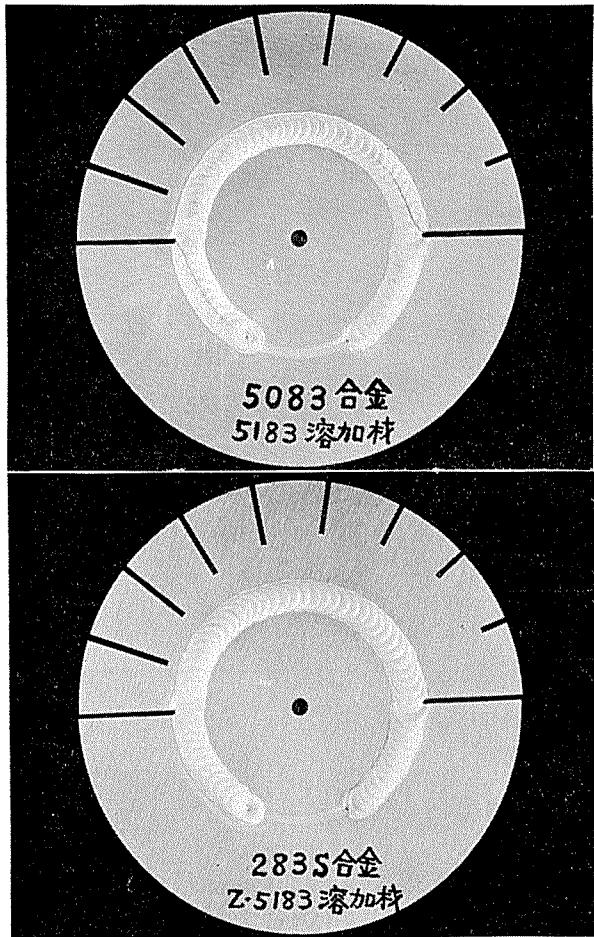


写真3 5083および283S合金の溶接割れ試験  
(Alcan型割れ試験, TIG溶接, 4mm板)

写真3および4に4mm板を用いたTIGおよびMIG溶接によるAlcan型割れ試験片の外観をそれぞれ示す。TIGおよびMIG溶接とも5083合金ではかなりの割れが見られるが283S合金ではほとんど割れを生じていない。これらの結果を第6図に総括的に示す。5083合金より283S合金の方が、はるかにすぐれていることが明らかである。

写真5に、これらの溶接部の断面マクロ組織を示すが、TIGおよびMIG溶接材とも283S合金では結晶粒が著しく微細化されており、283S合金で溶接割れが少ない原因是主として、この点にあると思われる。

第7図に25mm板によるギャップ付き重ねスミ肉割れ試験の結果を示すが、この割れ試験片は写真6に示すときものである。第7図より明らかなごとく、5083合金では5183あるいは5356電極ワイヤを用いた場合、溶接速度の増大とともに割れは著しく増加しているが、283S合金では、いずれの電極ワイヤでも、ほとんど割れは生じていない。

本実験に用いたギャップを有する重ねスミ肉割れ試験は従来よりしばしば用いられているT型スミ肉割れ試験（すきま付き）を改良したものであり、割れ感度の点からすれば、最も厳しい試験方法の一つである。

しかしながら、第7図より明らかなように、283S合金ではほとんど割れを生じておらず、この点より本合金が耐溶接割れ性に非常にすぐれていることがわかる。

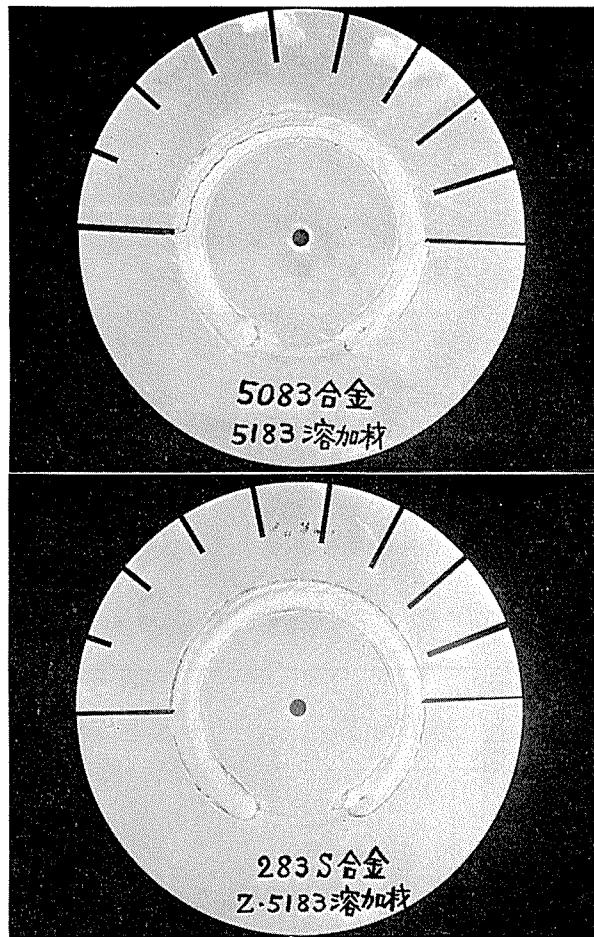


写真4 5083および283S合金の溶接割れ試験  
(Alcan型割れ試験, MIG溶接, 4mm板)

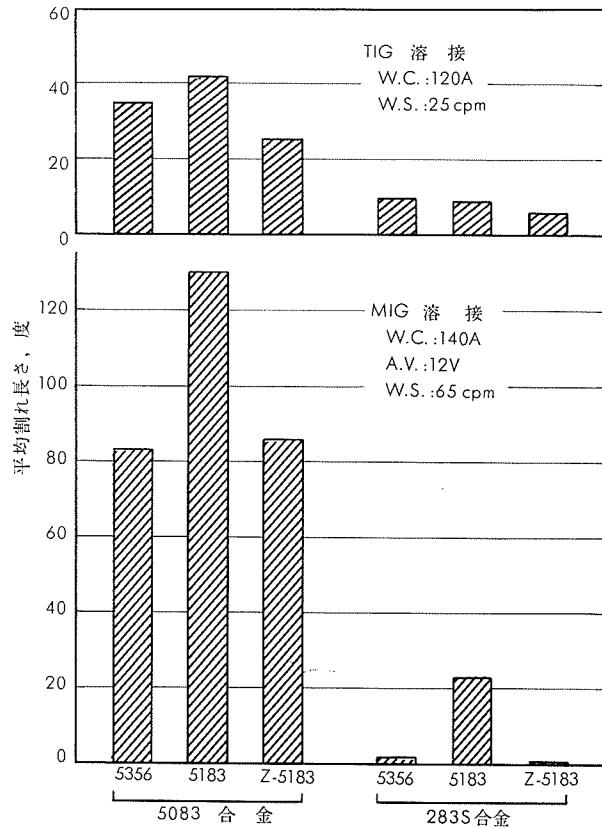


写真6 図 5083および283S合金の溶接割れ感受性の比較  
(Alcan型割れ試験, 4mm板)

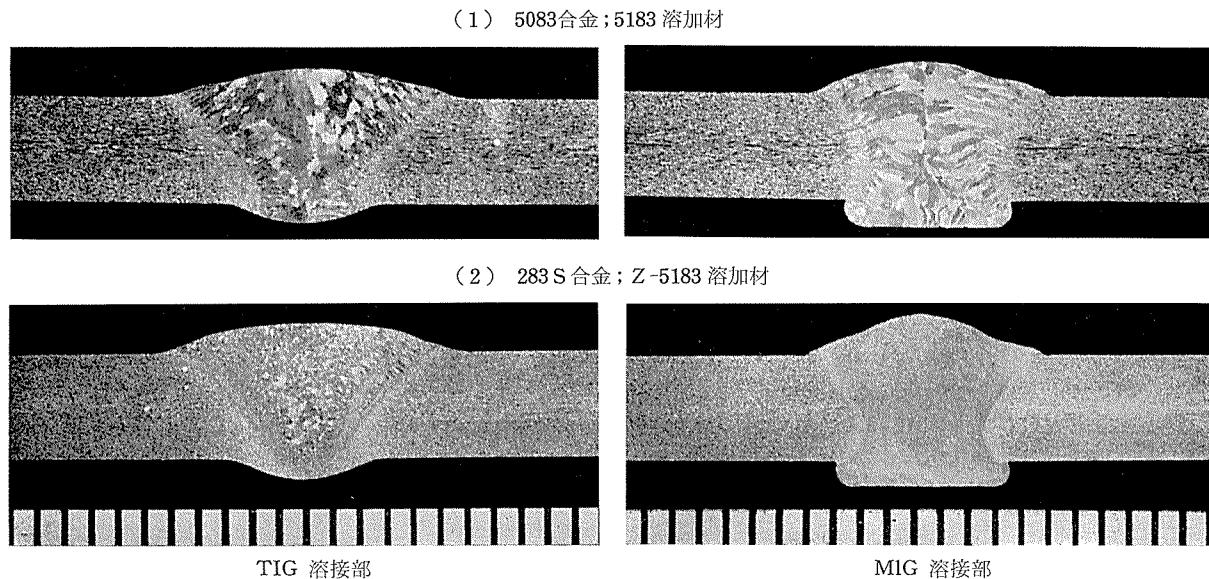
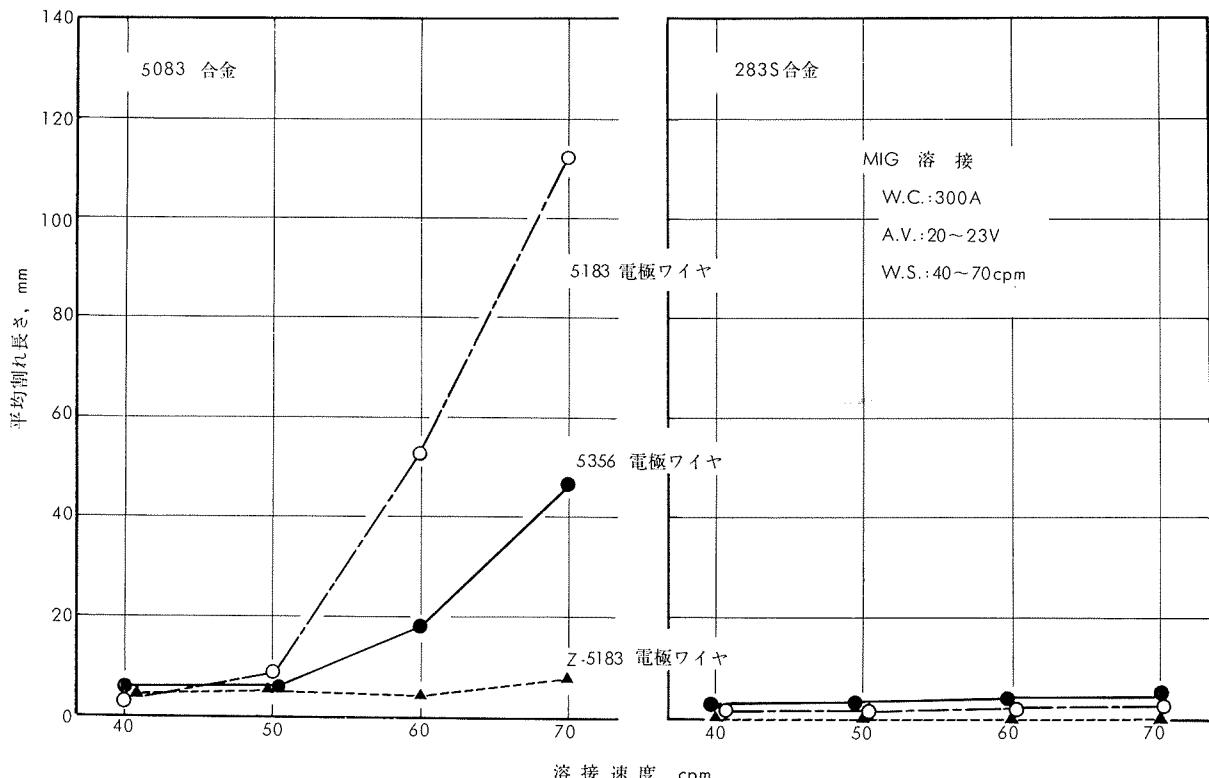


写真5 5083および283S合金のTIGおよびMIG溶接部の断面マクロ組織



第7図 5083および283S合金の溶接割れ感受性の比較（重ねすみ肉割れ試験、25mm板）

この溶接部の断面マクロ組織を写真7に示すが、283S合金では結晶粒はかなり微細化されており、割れを減少させる主因をなしていると思われる。

なお5083合金においてもZ-5183溶加材でかなり割れは減少しており、B-5183溶加材でも同様な結果が得られている。しかしながら母材が283Sの時とくらべると、かなり割れが大きく、この点より、母材へのZrの添加が最も望ましいように思われる。

次に溶接金属、溶融境界あるいは熱影響部における共晶融解および微小割れの形式について、溶接入熱を種々変え

て調べた。この結果、共晶融解の程度については5083合金と283S合金あまり差は認められなかったが、微小割れの形成は5083合金の方が多いことがわかった。すなわち、283S合金は結晶粒がきわめて微細で、結晶粒界での亀裂が微細に分散しているが、5083合金では、やや集中した様相を呈している。また283S合金では微小割れにまで至らず、共晶融解の状態でとどまっている場合でも5083合金は、微小割れとなっていることが多い。しかしながら、これらの共晶融解や微小割れはAl-Mg合金ではあまり発生せず、上述の結果は溶接入熱がかなり大きい場合である。

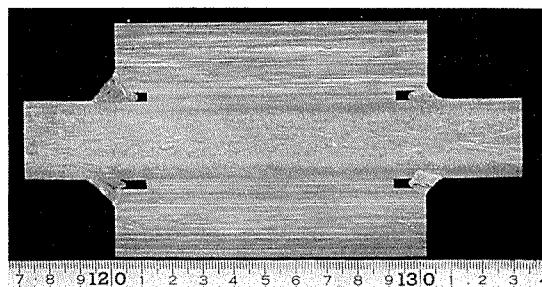
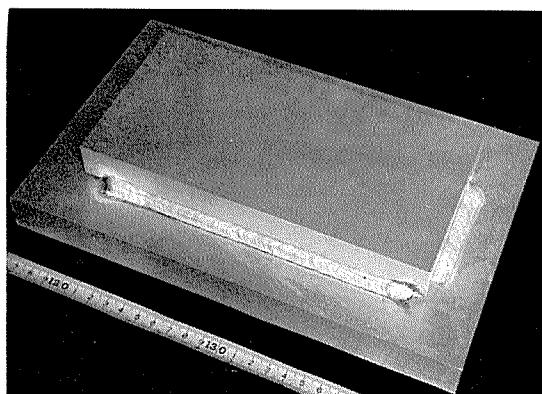


写真 6 ギャップを有する重ねすみ肉溶接割れ試験片  
の外観と断面 (25mm板)

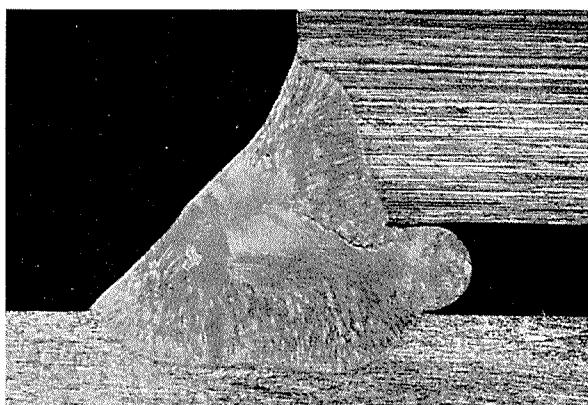
### 2・3 耐食性および耐応力腐食割れ性

Al-Mg合金の耐食性におよぼすZr添加の影響を写真8に示す。これは3.5%NaCl水溶液中に1ヶ年間浸漬した結果であるが、Zrを添加していない材料とZrを添加した材料でほとんど差は認められない。すなわち、Al-Mg合金へのZrの微量添加はその耐食性にほとんど害をおよぼさないことが明らかとなった。

以上の予備実験に続いて、工業的に製造した5083合金および283S合金の母材と溶接材を3.5%NaCl水溶液、大気中(工場地帯)および清浄海水に約6ヶ月～1ヶ年間浸漬あるいは曝露した。

この結果、表面の腐食状況、ピット数および最大ピット深さとも5083合金と283S合金でほとんど差がないことがわかった。また、この傾向は母材のみならず溶接材についても同様であった。

(1) 5083 合金 ; 5183 電極ワイヤ



(2) 283 S 合金 ; Z-5183 電極ワイヤ

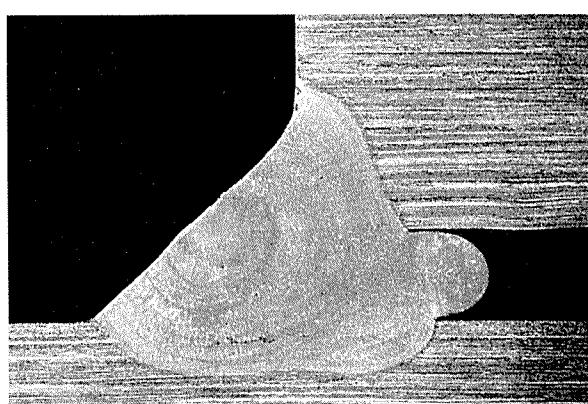
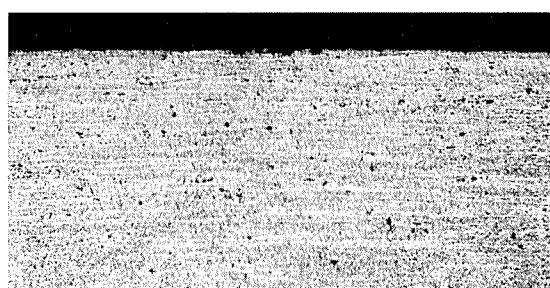


写真 7 5083および283S合金のMIGスミ内溶接部の断面マクロ組織

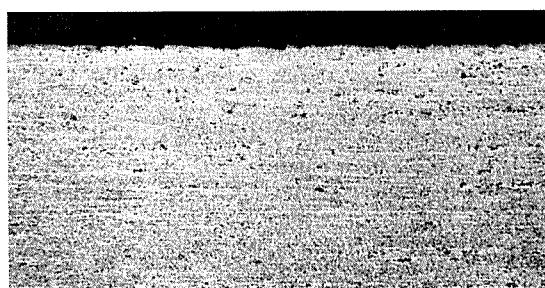
次に5083合金と283S合金の母材および溶接材の応力腐食割れ試験を行なった。

第8図に5083にZrを添加した試料の応力腐食割れ試験結果を示す。試料は400°Cより水焼入れ後、冷間加工度を50～30%および0%に調整して製作した1mm厚の板で、試験は50, 100, 130, 170および230°Cで1～8760h時効して後、内側曲げ半径12.5mmのループ試片とし、3.5%NaCl水溶液(室温)に2ヶ年間浸漬した。応力腐食試験後の割れは肉眼で観察した。

この結果、その耐応力腐食割れ性は比較試料の5083合金とほぼ同等であることが確認された。

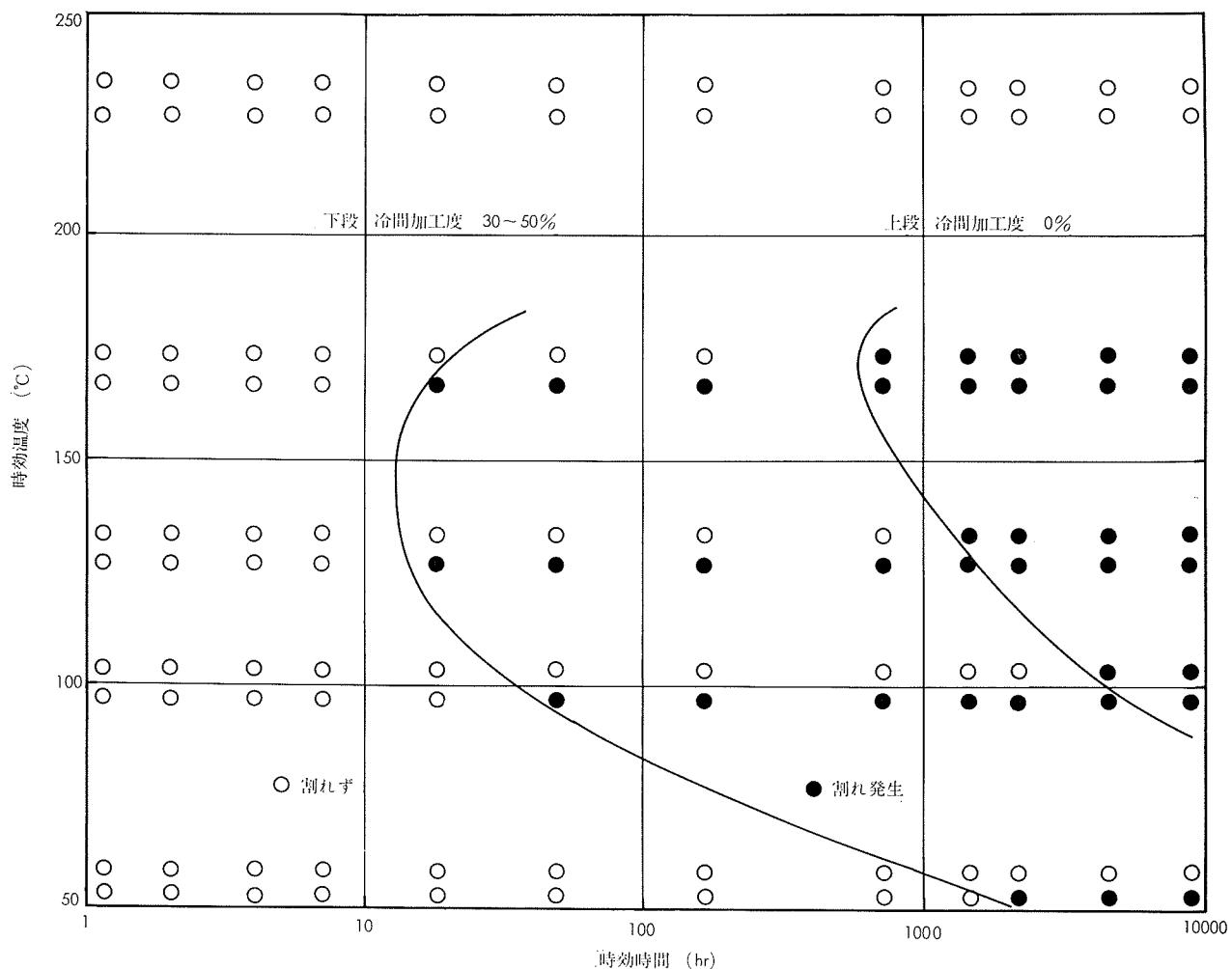


<0.01% Zr



0.20% Zr

写真 8 Al-4.5%Mg 合金の耐食性におよぼす Zr 添加の影響



第8図 Zrを含むAl-4.5%Mg合金の応力腐食割れ試験結果

第2表 5083および283S合金溶接部の耐応力腐食割れ試験結果

条件	母材	溶加材	試験結果	
			1ヶ年浸漬	2ヶ年浸漬
人工欠陥 なし	283S	5183	割れなし	割れなし
		Z-5183	〃	〃
	5083	5183	〃	〃
		Z-5183	〃	〃
人工欠陥 あり	283S	5183	割れなし	割れなし
		Z-5183	〃	〃
	5083	5183	〃	〃
		Z-5183	〃	〃

(注) 人工欠陥は放電加工によりビード中央部に2mm角の穴をあけたものである。

第2表に、工業的に製造した5083および283S合金の6mm板溶接材の応力腐食割れ試験結果を示す。試料は2mm角の人工欠陥をつけたものと、つけないものの両方で、

曲げ応力(表皮応力で耐力の75%)をかけ3.5%NaCl水溶液中に1および2ヶ年間浸漬した。第2表より明らかなるとく、5083および283S合金とも、人工欠陥の有無にかかわらず割れは発生していない。

### 3. Zrを含むAl-Mg系283S合金の機械的性質

引張性質、衝撃値、疲労強度およびTear testの結果を次頁以下にデータ・シートとして示す。

5083-O材に比し283S-O材は引張強度が高く、そのため母材の疲労強度も高い。しかしながら、溶接継手の疲労強度は余盛を削除した場合でも母材よりかなり低く、5083合金の溶接継手の疲労強度と同程度である。また、その他の性質は5083合金とほぼ同等である。

# TECHNICAL DATA SHEET (12-1.1)

## アルミニウム合金 283S の機械的性質

### 1) 引張性質

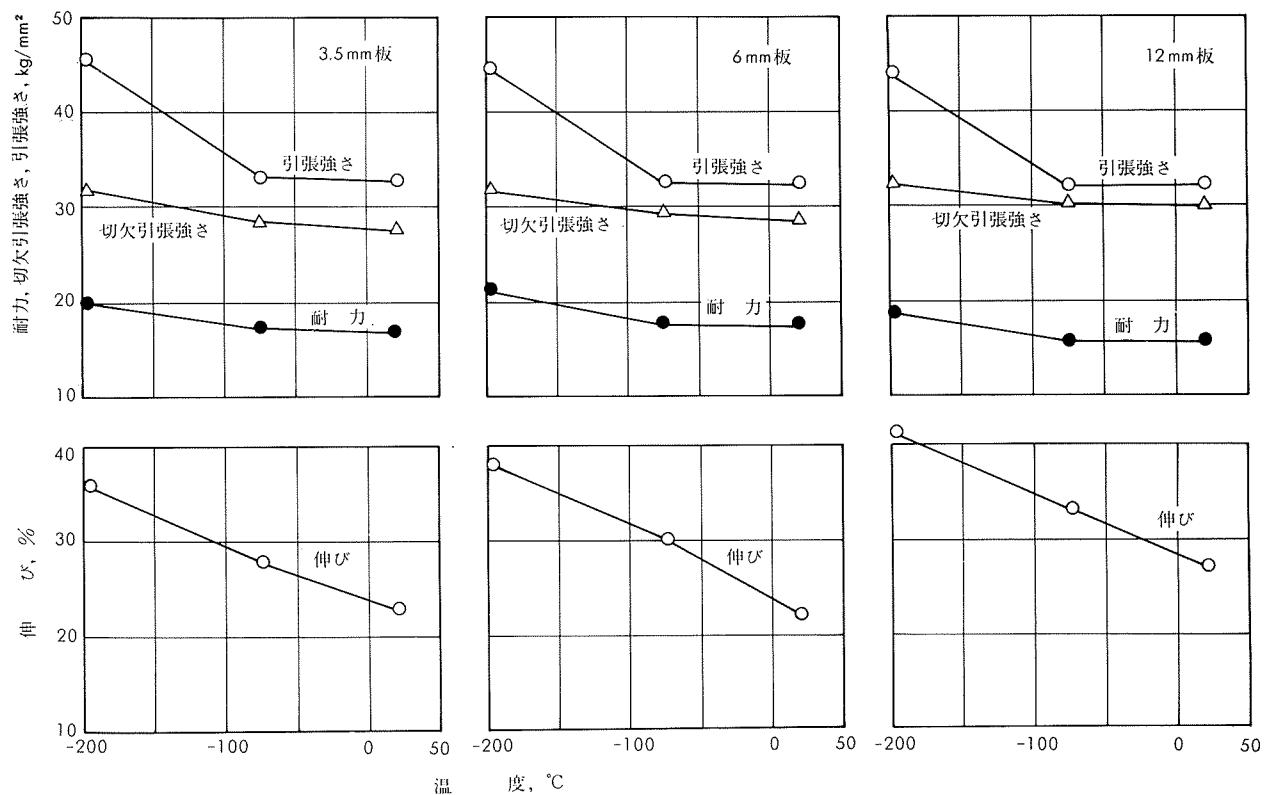
第3表 283S合金O材および溶接継手の引張性質

種類	形状	試験温度, °C	3.5mm板			6mm板			12mm板		
			耐力, kg/mm <sup>2</sup>	引張強さ, kg/mm <sup>2</sup>	伸び, %	耐力, kg/mm <sup>2</sup>	引張強さ, kg/mm <sup>2</sup>	伸び, %	耐力, kg/mm <sup>2</sup>	引張強さ, kg/mm <sup>2</sup>	伸び, %
母材	平滑 <sup>(1)</sup>	常温	17.0	32.9	23	17.7	32.4	22	15.6	32.1	27
		-75	17.4	33.2	28	17.6	32.6	30	15.7	31.9	33
		-196	20.2	45.5	36	21.3	44.6	38	18.7	44.0	41
	切欠 <sup>(2)</sup>	常温	—	27.6	—	—	28.6	—	—	30.0	—
		-75	—	28.6	—	—	29.2	—	—	30.2	—
		-196	—	32.0	—	—	31.8	—	—	32.4	—
溶接継手 <sup>(4)</sup>	平滑 <sup>(1)</sup>	常温	15.0	28.5	12	16.0	29.4	15	14.9	30.7	21
		-75	15.5	29.3	16	16.4	30.7	19	15.3	30.9	26
		-196	18.7	44.1	22	18.9	43.2	21	18.0	44.8	39 <sup>(3)</sup>
	切欠 <sup>(2)</sup>	常温	—	25.3	—	—	25.4	—	—	28.4	—
		-75	—	26.4	—	—	26.7	—	—	29.7	—
		-196	—	28.7	—	—	29.2	—	—	30.3	—

(1) 試験片平行部幅25mm, 標点距離50mm

(2) 45°V型両側切欠, 切欠深さ3.2mm, 切欠底半径0.25mm, 平行部幅32mm

(3) 溶接部外で破断 (4) 余盛削除



第9図 283S合金O材の温度と引張性質の関係

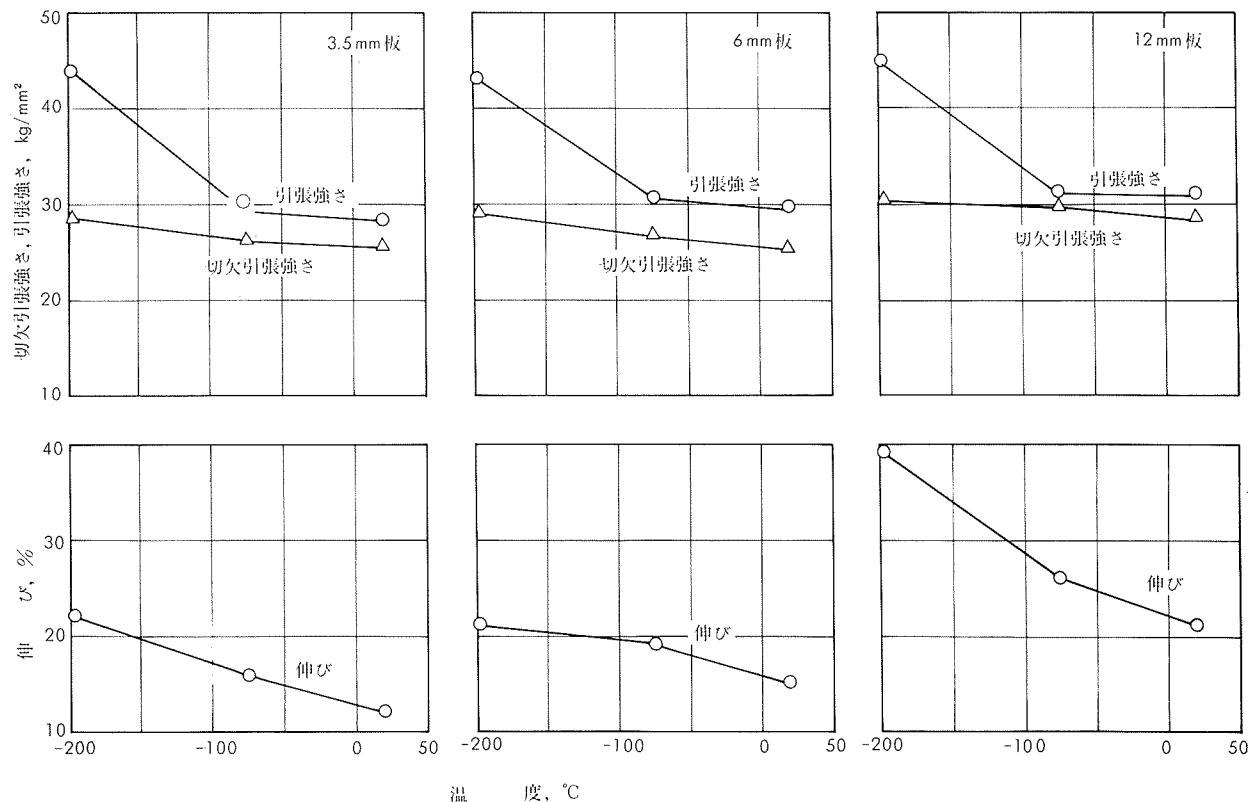
(昭和46年1月)

住友軽金属工業株式会社

研究部 田中英司

# TECHNICAL DATA SHEET (12-1.2)

## アルミニウム合金 283S の機械的性質



第10図 283 S 合金溶接継手の温度と引張性質の関係

### 2) 衝 撃 値

第4表 283 S 合金O材および溶接部のシャルピー衝撃値 (kg-m/cm<sup>2</sup>)

種類	板厚, mm	試験片 <sup>(1)</sup>		試験温度, °C			溶加材
		採取方向	切欠き位置	常温	-75	-196	
母材	12	圧延方向	平面	7.4	6.7	8.2	—
			側面	5.5	5.2	3.8	—
		直角方向	平面	6.3	5.7	5.3	—
			側面	4.3	4.1	2.8	—
	25	圧延方向	平面	6.4	6.0	8.4	—
			側面	4.8	4.6	3.8	—
		直角方向	平面	4.8	4.5	4.6	—
			側面	4.0	3.4	2.5	—
溶接部	12	—	平面	5.2	5.3	1.8	5183
			5.3	5.1	1.7	Z5183	
			5.1	5.3	2.0	5183	
			4.9	4.8	1.5	Z5183	

(i) JIS Z 2202 4号試験片

(昭和46年1月)

住友軽金属工業株式会社

研究部 田中英司

# TECHNICAL DATA SHEET (12-1.3)

## アルミニウム合金 283S の機械的性質

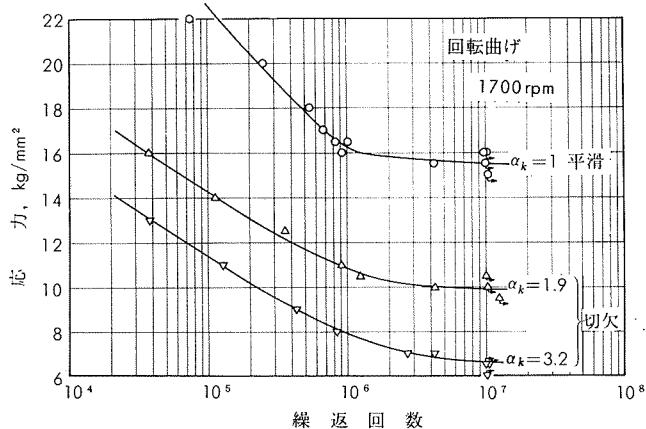
### 3) 疲労強度

第5表 25mm板の回転曲げ疲労強度

形 状	切欠底の丸み, $\rho$ , mm	形状係数 $\alpha_k$	疲労強度, kg/mm <sup>2</sup>			切欠係数, $\beta_x$		
			10 <sup>5</sup> 回	10 <sup>6</sup> 回	10 <sup>7</sup> 回	10 <sup>5</sup> 回	10 <sup>6</sup> 回	10 <sup>7</sup> 回
平 滑 <sup>(1)</sup>	$\infty$	1	22.4	16.2	15.5	1	1	1
切 欠 <sup>(2)</sup>	1.00	1.9	14.2	10.8	9.9	1.58	1.50	1.57
	0.25	3.2	11.3	7.9	6.6	1.98	2.05	2.35

(1) D=10mmφ, ベーバー仕上

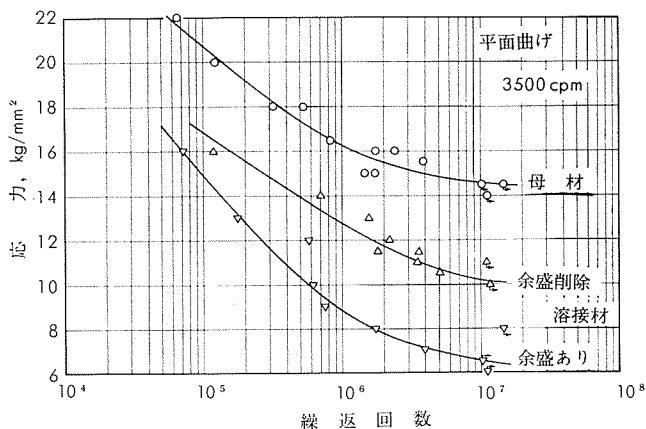
(2) D=12mmφ, t=1mm,  $\rho=1$  mmは半円型環状切欠,  $\rho=0.25$  mmは60°-V型環状切欠



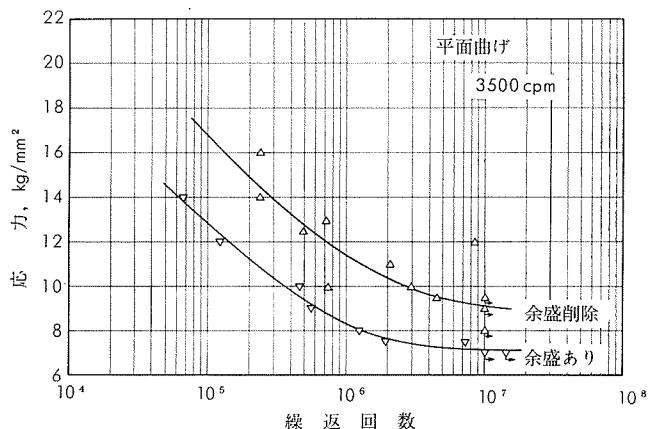
第11図 25mm圧延板のS-N曲線

第6表 3.5mm板および溶接継手の平面曲げ疲労強度

種類	溶接方法	余盛	疲労強度, kg/mm <sup>2</sup>		
			10 <sup>5</sup> 回	10 <sup>6</sup> 回	10 <sup>7</sup> 回
母材	—	—	20.7	16.2	14.6
溶接継手	MIG	あり	14.9	8.8	6.5
		削除	16.8	12.8	10.2
TIG	あり		12.8	8.3	7.1
		削除	16.8	11.4	9.1



第12図 3.5mm圧延板, MIG溶接継手のS-N曲線



第13図 3.5mm圧延板TIG溶接継手のS-N曲線

(昭和46年1月)

◆ 住友軽金属工業株式会社

研究部 田中英司

# TECHNICAL DATA SHEET (I2-1.4)

## アルミニウム合金 283S の機械的性質

### 4) Tear test (6mm板)

第7表 6 mm板の Tear test の結果

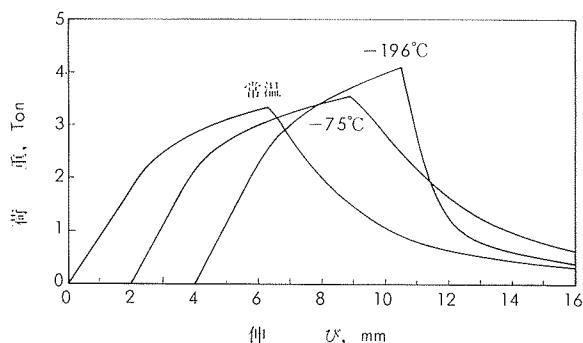
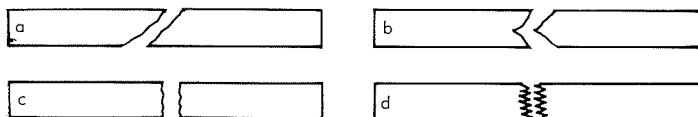
試験温度, °C	負荷方向	最高荷重, Ton	W <sub>1</sub> , (1) Ton-mm		W <sub>2</sub> , (2) Ton-mm		W <sub>1</sub> +W <sub>2</sub> , Ton-mm		$\frac{W_2}{W_1+W_2}$ [補正値], %	破面形状(3)
			測定値	補正値	測定値	補正値	測定値	補正値		
常温	圧延方向	3.49	14.96	9.79	9.57	12.79	24.53	23.25	55.1	bあるいは b, a, b b, a, b
	直角方向	3.36	12.28	7.65	9.10	12.10	21.38	19.75	61.3	
-75	圧延方向	3.64	16.65	10.46	11.38	14.91	28.03	25.38	58.6	bあるいは b, a, b bあるいは b, a, b
	直角方向	3.60	15.16	9.02	7.96	11.42	23.12	20.44	55.8	
-196	圧延方向	4.21	18.00	6.91	7.94	12.63	30.63	19.21	65.5	d
	直角方向	4.02	15.03	5.73	1.10	1.26	16.13	6.99	17.8	c

(1) き裂が発生するまでに要するエネルギー

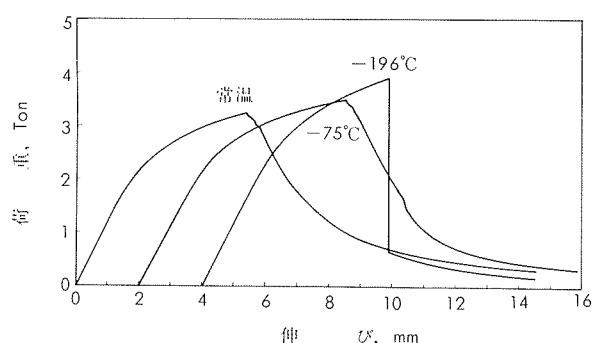
(2) き裂が伝播するのに要するエネルギー

(3) 右図参照

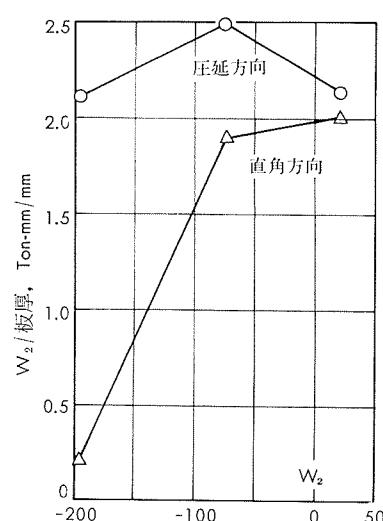
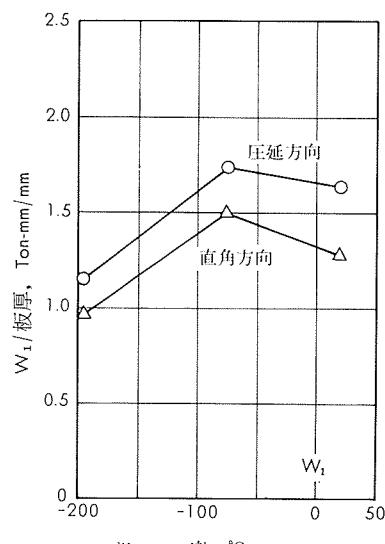
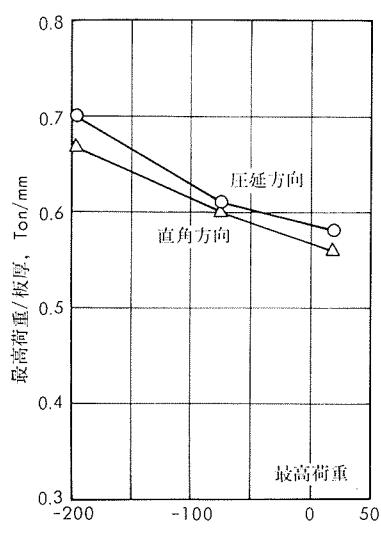
(4) 試験方法の詳細は、田中：本誌、5（昭39）、151参照



第14図 6 mm板のTear testにおける荷重-伸び線図（圧延方向）



第15図 6 mm板のTear testにおける荷重-伸び線図（直角方向）



第16図 Tear test の結果

(昭和46年1月)

住友軽金属工業株式会社

研究部 田中英司