

アルミニウム合金の疲れ強さに及ぼす
表面層効果に関する二、三の実験

竹内勝治

住友軽金属工業株式会社

論 文

アルミニウム合金の疲れ強さに及ぼす

表面層効果に関する二、三の実験*

竹 内 勝 治**

Experimental Studies on Surface Layer Effects in Fatigue Strength of Aluminium Alloys

by Katsuzi Takeuchi

An unnotched specimen having the emery- or carborundum-paper polished surface is generally used in ordinary fatigue tests in order to avoid the effects of a hardened surface layer and the roughness induced in the machining process on the fatigue strength, but the surface has thin hardened layers owing to the mechanical polishing. In the present study 11 kinds of aluminium alloys were examined to determine the fatigue strength of the specimens from which the hardened surface layers were removed by the electrolytic polishing method, and the effect of the annealing treatments after the mechanical polishing.

The fatigue test was conducted on an Ono's rotating-beam fatigue tester and the fatigue strength was determined at 10^7 cycles.

The specimen polished with carborundum-paper had hardened layer on the surface about 0.03mm deep. When the layers were removed by the electrolytic polishing, the fatigue strength dropped lower than the specimen polished with carborundum-paper. The reduction of fatigue strength of O, T4 and T6 treated alloys are 4.2~19.2%, 10.6~21.1% and 1.6~6.8%, respectively.

In case of notched condition, the specimen electrolytically polished showed lower fatigue strength than that shown in the machined specimen, but no difference was detected in the fatigue strength in either of the surface conditions of 6061 alloy.

The fatigue strength of the specimen polished with carborundum-paper had the highest value, which was followed in the declining order by the specimen electrolytically polished, that annealed in vacuum, and that atmospherically annealed.

1. 緒 言

材料の表面仕上状態が疲れ強さにかなり影響することはよく知られており¹⁾、平滑試験片は粒度の細かい布やすりなどを順次用いて表面を仕上げるのが通常である。これは切削などによる加工層や条痕を除くとともに表面あらざを細かくそろえるために行なうわけであるが、一方において^{2,3)}、布やすり仕上による加工層を作ることも指摘されている。したがって、鉄鋼よりも強度が比較的低いアルミニウム合金の場合は、この加工層が疲れ強さに影響をどの程度おぼしているかということも知らねばなるまい。

本報はアルミニウム合金11種類について布やすり仕上(平滑) または旋削仕上(切欠き) した試験片の表面加工層を電解研磨により除去した、いわゆる加工層をもたない場合の疲れ強さを検討するとともに、Al-Mg合金を真空中または大気中で焼なましたときの疲れ強さをまとめたものである。

* 本報は、材料、17(1968), 420に主要部を発表済

** 研究部 工学博士

2. 供試材および実験方法

2・1 供試材

供試材はアルミニウム合金11種類、17質別であり、その化学成分、製造方法、機械的性質を Table 1 に示す。各試材の熱処理温度は省略したが、すべて標準の処理を施したもの用いた。

切欠き部の旋削加工層を除去する実験は焼もどし温度の影響も含め、Table 1 中の2014(試材A)と6061合金(試材B)について行ない、それぞれ505または530°Cから水冷後、前者は150~200°C、後者は175~415°Cで焼もどし処理を施し、それらの引張性質を Fig. 1 に掲げた。なお、6061合金において、300および415°Cで焼もどし後徐冷したものの質別はO材(軟質)に相当する。

2・2 小野式疲れ試験片

平滑試験片は標準寸法($d=10\text{mm}\phi$, $D=15\text{mm}\phi$, $L=150\text{mm}$)とし、切欠き試験片は60°-V型環状切欠き($d=10\text{mm}\phi$, $D=12.5\text{mm}\phi$, $t=1.25\text{mm}$, $\rho=0.3\text{mm}$, 形状係数 $\alpha_K=3.0$)であり、次のように表面仕上条件を変えた。

Table 1 Chemical composition and mechanical properties of specimens.

Material	Size (mmφ)	Chemical composition (%)							Yield strength (0.2% off set) (kg/mm²)	Tensile strength (kg/mm²)	Elongation (%)	Brinell hardness number (10/500/30)		
		Cu	Mg	Mn	Fe	Si	Cr	Ti						
2014-T4 (1)	20*	4.31	0.39	0.87	0.32	0.82	0.01	0.01	0.05	36.7	53.8	17	112	
2014-T6 (1)	20*	4.70	0.43	0.88	0.38	0.79	0.01	0.01	0.07	50.3	55.1	11	141	
2014-T6 (2)	20*	4.07	0.55	0.53	0.27	0.29	<0.01	0.01	0.03	51.5	56.2	11	143	
2017-T4	20*	4.57	1.40	0.67	0.24	0.14	0.01	0.01	0.04	37.4	54.0	16	109	
2024-T4	20*	0.01	2.48	0.01	0.25	0.09	0.24	0.02	0.02	41.6	59.6	15	115	
5052-O	16.7**	0.03	4.88	0.10	0.19	0.09	0.11	—	0.01	9.9	21.6	31	48	
5056-O	16.7**	0.03	4.88	0.10	0.19	0.09	0.11	—	0.01	13.7	29.9	32	61	
5083-O	20*	0.04	4.32	0.65	0.25	0.10	0.21	0.01	0.02	15.4	33.1	27	67	
6061-T4 (1)	18***	0.22	0.97	0.02	0.23	0.52	0.26	0.04	0.02	11.6	23.5	33	61	
6061-T6 (1)	20*	0.27	1.06	0.02	0.28	0.60	0.26	0.04	0.02	27.0	30.2	22	92	
6061-T4 (2)	20*	0.27	1.06	0.02	0.28	0.60	0.26	0.04	0.02	13.4	25.2	29	69	
6061-T6 (2)	20*	1.74	2.47	0.03	0.20	0.14	0.24	0.01	0.01	30.0	33.8	20	100	
7075-T6	20*	0.05	1.56	0.29	0.25	0.07	<0.01	0.01	0.01	4.33	30.9	44.5	11	89
ZG43-T4 (3)	20*	0.02	1.65	0.31	0.16	0.05	<0.01	0.01	0.01	4.24	42.1	46.2	15	111
ZG43-T6	16.7	<0.01	2.44	<0.01	0.01	0.01	—	—	0.01	5.3	16.2	43	36	
Al-2.5%Mg	16.7	<0.01	4.76	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	9.5	25.0	44	—	
Al-5%Mg	16.7	<0.01	4.76	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	—	—	—	—	

(1) Specimen A

* Extruded

(2) Specimen B

** Drawn

(3) 40 days aged

*** Rolled

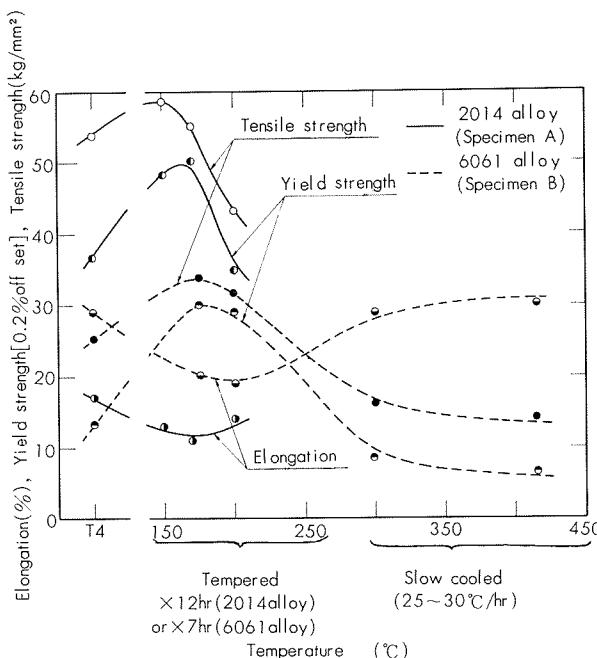


Fig. 1 Mechanical properties of 2014 and 6061 alloys.

2・2・1 布やすり仕上試験片

これは平滑試験片で、次のように成形した。

あらかじめ $15.5\text{mm}\phi$ に試材を旋削後、平行部は回転数 1,020rpm、送り $0.0785\text{mm}/\text{rev}$ で 3 回の旋削により $10.5\text{mm}\phi$ とし、さらに先端 10mmR のヘルバイトを用いて回転数 246rpm、送り $0.121\text{mm}/\text{rev}$ 、切込み $0.06\sim0.07\text{mm}$ の条件で 3 回旋削して $10.1\text{mm}\phi$ にした。次に、理研カーボランダム研磨紙を #120, #240, #400, #600 の順に用いて $10.0\text{mm}\phi$ まで布やすり仕上げした後、試験片を 1,020rpm で回転させながら酸化クロムを塗布したバフで研磨した。バフ研磨による表面かたさの低下を Al-Mg 合金について検討した結果は、ビッカースかたさ（荷重 100g）で 2～3 度であったから、以下においてはその影響

を無視することとした。

なお、表面あらさを小坂技研製 MD-III 型触針式あらさ計（縦倍率 1000、横倍率 20）で測定した結果はおよそ 1.0～1.2s であった。

2・2・2 切欠き試験片

$12.5\text{mm}\phi$ に旋削した試験片について、切欠き部はあらかじめ投影器で形状を検査した総形バイトを用い、回転数 46rpm、切込み $0.0109\text{mm}/\text{rev}$ の条件で切削剤を滴下しながら成形した。切欠き部は旋削のままとし、その形状を投影器で 50 倍に拡大して検査し、標準寸法と比べて $\pm 0.02\text{mm}$ の範囲にあるものを試験に供した。

2・2・3 電解研磨試験片

平滑試験片の平行部は $10.16\text{mm}\phi$ まで 2.2.1 項と同様に旋削後布やすりで $10.06\text{mm}\phi$ まで仕上げ、電解研磨によって $10.0\sim9.98\text{mm}\phi$ とした。切欠き試験片の場合は切欠き底の直径が $10.06\sim10.08\text{mm}\phi$ となるまで旋削後、電解研磨で $10.0\text{mm}\phi$ とした。すなわち、布やすり仕上によってできる加工層は後掲の Fig. 2 からわかるように表面から深さ 0.03mm 程度まで、旋削による切欠き部の加工層の深さは切込みが比較的小さいので従来の実験からおよそ 0.03mm 程度とみなし、それらに相当する量を電解研磨で除去したわけである。³⁾

電解研磨の方法は従来とほぼ同様である。すなわち、電解液は $\text{H}_3\text{PO}_4 : 800\text{cc}$, $\text{H}_2\text{SO}_4 : 200\text{cc}$, $\text{CrO}_3 : 50\text{g}$ の組成のものを用い、電極は 99.85% Al ($60\text{mm}\phi \times 30\text{mm}$ の管状電極)，一例として 2024-T4 および 7075-T6 材平滑試験片の場合をあげると、電圧が $20\sim25\text{V}$ 、電流 $5\sim6\text{A}$ 、液温 $40\sim60^\circ\text{C}$ 、時間は $5\sim7\text{min}$ である。なお、切欠き部の電解研磨は平滑試験片のおよそ 2 倍の時間を要し、途中で試験片の上下を逆にして行なった。Photo. 1 に電解研磨前後の切欠き部の形状を示す。各試験片はさらに $\text{H}_3\text{PO}_4 : 160\text{cc}$, $\text{CrO}_3 : 80\text{g}$, $\text{H}_2\text{O} : 500\text{cc}$ の組成液で表面皮膜を除去してから試験に供した。⁵⁾

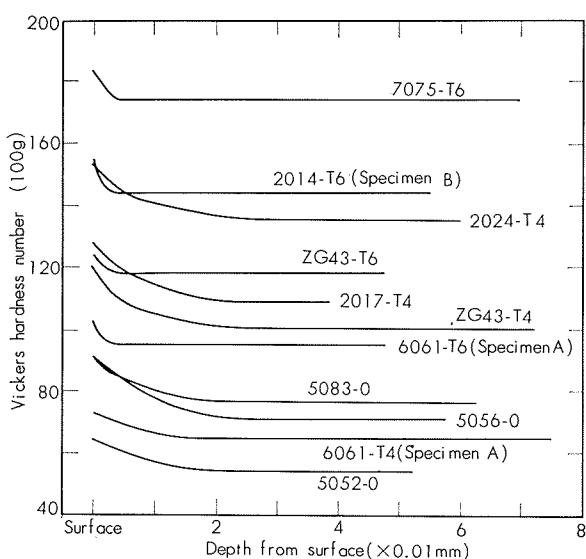
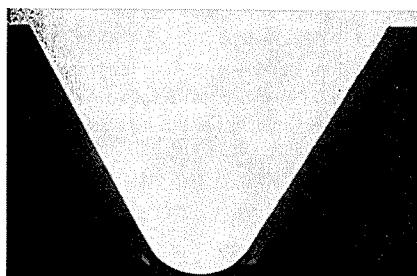
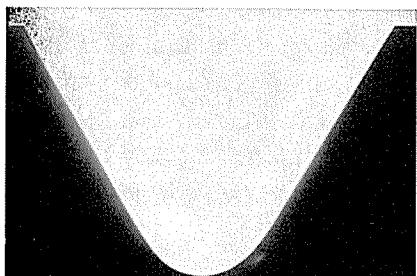


Fig. 2 Hardness distribution of carborundum-paper polished specimens.



a) Before the electrolytic polishing (as machined)



b) Electrolytic polished

Photo. 1 Notched part ($\times 50 \times \frac{1}{2}$)

平滑試験片の表面あらさは 1.0~1.5 μ m で、布やすり仕上の場合とほぼ同等である。また、2014 や 2017 合金は表面を検鏡するとごく小さな穴がところどころにあり、おそらく金属間化合物が脱落したあととみなされるものであるが、深さが 0.002mm 未満なので疲れ強さに影響しないものとして取扱った。

2・2・4 焼なまし試験片 焼なましは布やすり仕上げた Al-Mg 合金平滑試験片について施し、通常の小型管状炉ならびに真空炉（およそ 10^{-4} mmHg）を用い、焼なまし温度は試験のそれと同様 $360^{\circ}\text{C} \times 1\text{ h}$ とした。

2・3 かたさの測定

布やすり仕上によって生じた加工層のかたさ分布の測定はライツ型微小硬度計（荷重 100g）を用い、試験片平行

部の表面を逐次電解研磨しながら行ない、かたさは同一条件で 5 点以上測定してその平均値を用いた。

2・4 疲れ試験

小野式回転曲げ疲れ試験機（1,700 rpm）を用い、実験は繰返し回数 10^4 ないし 2×10^7 の範囲にわたって行なった。以下において、疲れ強さは繰返し回数 10^7 の値を用いる。

3. 実験結果および考察

3・1 布やすり仕上試験片の加工層

布やすり仕上試験片のかたさを表面からの深さとの関係において Fig. 2 に示す。

(1) 各材質とも表面は内部よりかたさが高く、表面に加工層をもつがその状況は試験材の熱処理区分によって異なる。すなわち、O 材および T4 材（焼入後常温時効）は表面からなだらかにかたさが低下し、深さ 0.03mm 程度になるとほぼ一定値となるのに対し、T6 材（焼入後焼もどし）はかたさが表面から急激に低下し、加工層の深さは 0.005mm 程度以下とみなされる。

(2) 内部のかたさは、後掲の Table 3 に合わせて示すように表面より O 材が 16.5~27.4%，T4 材は 9.4~16.6%，T6 材では 4.8~9.9 % ほど低く、その平均値はそれぞれ 21.6, 12.6 および 6.8% である。

(3) 次に、かたさの低下率が最も大きい Al-2.5%Mg 合金について、各粒度の布やすりを単独または細かくなる順に逐次用いて、それぞれ仕上げたときの表面かたさを Fig. 3 に示す。表面かたさは布やすりの粒度が細かくなるにつれて低くなり、最後に用いた布やすりの影響が大きいようである。

(4) なお、布やすり仕上による残留応力も検討する必要があるが、加工層がきわめて薄いので測定が難しい。そこで、便宜上、各供試材と同じ合金で類似な引張性質をもつ厚さ 1.0~1.2mm の板から幅 10mm のたんざく型試験片を採取し、2.2.1 項と同じ要領で布やすり仕上を施し、そのたわみ量から残留応力を求め、Table 2 に示す。この結果から、布やすり仕上試験片の残留応力を類推すると 0.7kg/mm²

Table 2 Residual stress of carborundum-paper polished sheet specimens.

Material	Thickness (mm)	Tensile properties of specimens			Residual stress (kg/mm ²)
		Yield strength (0.2% off set) (kg/mm ²)	Tensile strength (kg/mm ²)	Elonga- tion (%)	
2014-T4	1.0	34.6	46.2	19	0.49
2017-T3	1.0	35.9	46.0	18	0.72
2024-T3	1.0	37.4	48.8	20	0.61
5052-O	1.0	10.3	21.1	25	0.14
5083-O	1.0	13.9	32.1	21	0.31
7075-T6	1.2	46.5	57.3	18	0.43
ZG43-T6	1.0	35.6	41.0	12	0.31

mm^2 以下の圧縮残留応力をもつ程度であるから、残留応力を無視することとした。

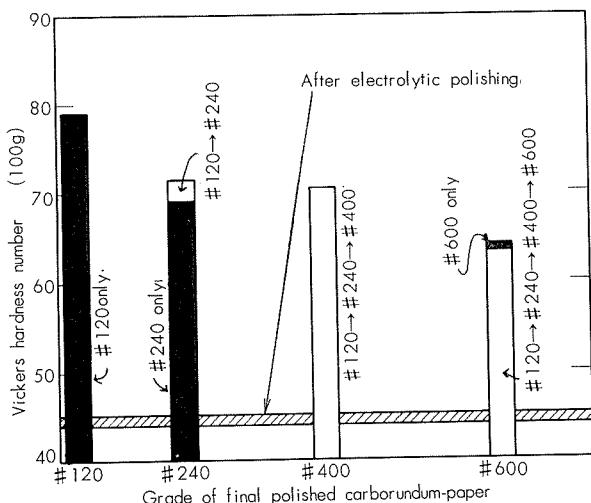


Fig. 3 Surface hardness after carborundum-paper polished Al-2.5%Mg alloy.

3・2 電解研磨試験片の疲れ強さ

S-N曲線の数例をFig. 4～5に掲げ、疲れ強さをTable 3に示す。

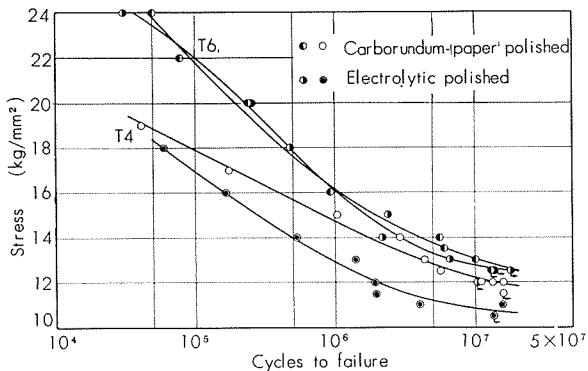


Fig. 4 S-N curves of 6061 alloy (Specimen A).

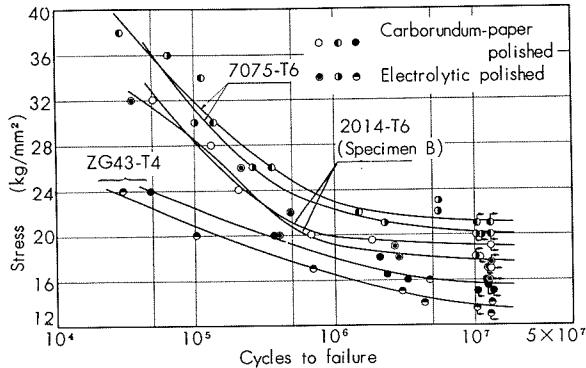


Fig. 5 S-N curves of 2014-T6, 7075-T6 and ZG43-T6 alloys.

(1) 電解研磨試験片は布やすり仕上試験片よりいずれも低い疲れ強さをもち、その減少率はO材が4.2～19.2%，T4材は10.6～21.1%，T6材では1.6～6.8%，平均値はそれぞれ11.4，14.7および4.1%であった。

(2) 以上の結果は加工層を除いたためであるから、電解研磨による表面かたさの低下率と疲れ強さの減少率の関係を図示するとFig. 6のようになる。すなわち、T4ならびにT6材の場合は前者が大きいと後者も大きい傾向をもち、O材もAl-2.5%Mg合金を除けば同様である。

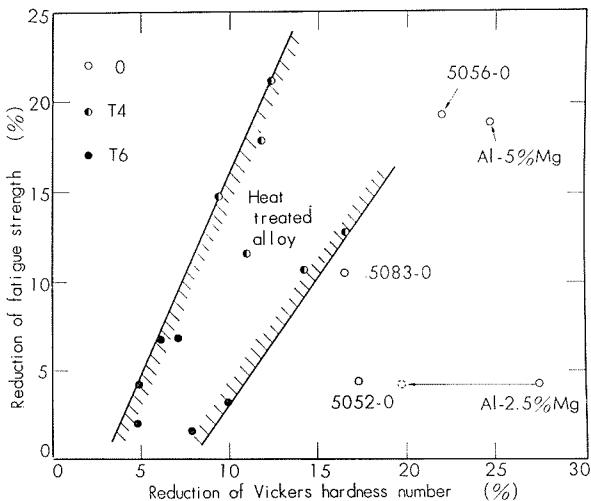


Fig. 6 Relation between reduction percentages of hardness number and fatigue strength.

Al-2.5% Mg合金のかたさ分布曲線は他のO材のそれと傾向が若干異なり、後掲のFig. 10からわかるように表面近くでかたさが急激に向かっている。そこで、Fig. 10に点線で示すようにかたさ分布曲線を内部から表面に延長すると、表面かたさがHv56程度となる。この場合におけるかたさの低下率はおよそ20%で、Fig. 6に○印で示すように5052-O材のそれにほぼ近い値となる。かたさが急激に向かっている範囲は表面から深さ0.001～0.002mmなので、その影響を無視できるということなのかもしれない。なお、Fig. 10中に▼印で図示するように、焼なまし後再度布やすり仕上を施すと、前と同様なかたさ分布曲線が得られたので、再現性はあるらしい。

(3) なお、加工層を電解研磨によって除去したための疲れ強さの低下は13Cr鋼が10%，A1S1型不銹鋼で18～24%，Cinaが13～20Cr鋼やCr-Ni鋼について行なった結果では7～25%であるといふ。これらとくらべると、アルミニウム合金は加工層の影響が案外小さいようである。

3・3 焼もどし温度と疲れ強さ

焼入後の焼もどし温度を横軸に、縦軸に疲れ強さおよび切欠き係数をとてFig. 7に2014合金、Fig. 8に6061合金の実験結果を示す。

(1) 布やすり仕上した平滑試験片の疲れ強さは焼もどし温度の上昇につれてわずかながら高くなるが、2014合金は150°C、6061合金は175°Cをこえると逆に低下する。電解研磨試験片も類似の傾向をもつが、前者と比べ150または175°Cまでの疲れ強さの向上が著しい。なお、疲れ強さは3.2項と同様に電解研磨試験片のほうが低い値をもつが、2014合金の150および200°C焼もどしの場合は逆に布やすり仕上試験片のほうが0.5～1 kg/mm²低い。

Table 3 Fatigue strength and hardness number at surfaces of specimens.

Material	Fatigue strength ⁽¹⁾ (kg/mm ²)			Hardness number (Hv100g)		
	Carborundum-paper polished	Electrolytic polished	Reduction of fatigue strength (%)	Carborundum-paper polished	Electrolytic polished	Reduction of hardness (%)
5052-O	11.4	10.9	4.4	64	53	17.2
5056-O	14.6	11.8	19.2	91	71	22.0
5083-O	15.4	13.8	10.4	91	76	16.5
A1-2.5%Mg	9.5	9.1	4.2	62	45	27.4
A1-5%Mg	13.3	10.8	18.8	85	64	24.7
2014-T4 ⁽²⁾	21.8	18.6	14.7	128	116	9.4
2017-T4	19.8	17.7	10.6	127	109	14.2
2024-T4	21.9	18.0	17.8	153	135	11.8
6061-T4 ⁽²⁾	12.2	10.8	11.5	73	65	11.0
6061-T4 ⁽³⁾	12.3	9.7	21.1	89	78	12.3
ZG43-T4	15.7	13.7	12.7	120	100	16.6
2014-T6 ⁽²⁾	22.2	20.7	6.7	147	138	6.1
2014-T6 ⁽³⁾	19.1	17.8	6.8	155	144	7.1
6061-T6 ⁽²⁾	13.0	12.8	1.6	103	95	7.8
6061-T6 ⁽³⁾	12.6	12.2	3.2	111	100	9.9
7075-T6	21.1	20.2	4.2	183	174	4.9
ZG43-T6	15.2	14.9	2.0	124	118	4.8

(1) 10^7 cycles

(2) Specimen A

(3) Specimen B

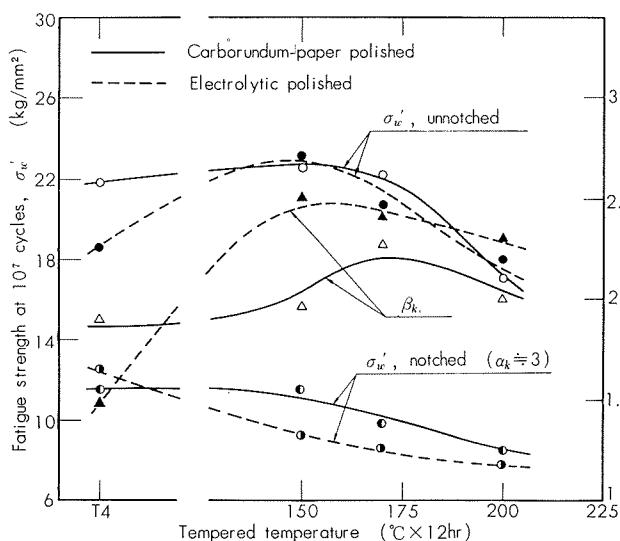


Fig. 7 Effect of surface conditions on the fatigue strength of 2014 alloy.

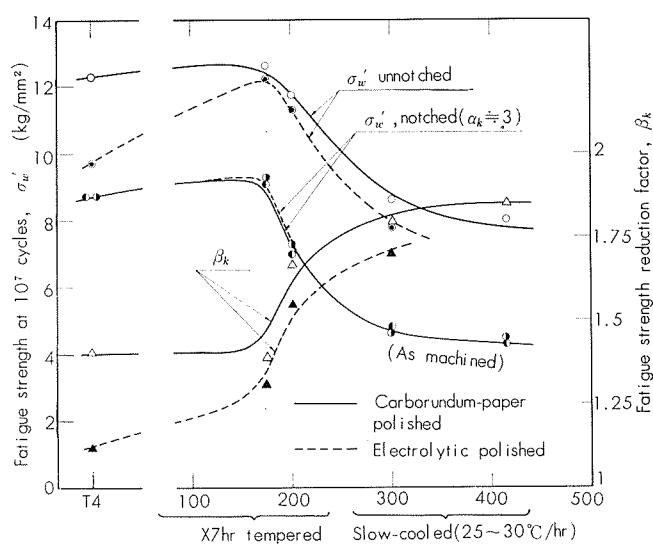


Fig. 8 Effect of surface conditions on the fatigue strength of 6061 alloy.

(2) 2014合金の切欠き疲れ強さは旋削仕上げ、電解研磨の両者とも焼もどし温度の上昇につれて低下し、後者のほうがT4処理の場合を除きいずれも低い値をもつ。しかし、6061合金の焼もどし温度と切欠き疲れ強さの関係は平滑試験片におけるのと類似であり、しかも、旋削仕上と電解研磨の間に疲れ強さの差がほとんどない。

(3) 切欠き係数は焼もどし温度の上昇につれて大きくなるが、2014合金は150°C(電解研磨)または170°C(旋削仕上)をこえると逆に小さくなる。しかし、6061合金の切欠き係数は焼もどし温度が175°Cをこえるとかなり大きくなる。

2014合金の切欠き係数はT4材を除き加工層をもたないほうが大きく、6061合金は加工層の有無が切欠き疲れ強さに影響しなかったため前者と逆であった。

(4) 以上の結果は合金の種類や熱処理、表面仕上状態によって切欠き感受性が異なることを示している。

平滑試験片の焼もどし温度と疲れ強さの関係は布やすり仕上したジュラルミンやZG43合金について本報と類似な結果が得られている。^{8) 9)}

次に、2014合金の旋削仕上切欠き試験片の焼もどし温度と疲れ強さの関係もZG43合金の場合とまったく同じであり、また、加工層の効果は平滑試験片よりも切欠き試験片において著しいという⁶⁾13Cr鋼やアルミニウム合金について切欠き部をロール加工した実験結果などからみて、切欠き係数は加工層をもたない場合が大きくなり、さらに、焼もどし温度がある程度以上になると切欠き係数が小さくなるのも妥当であろう。したがって、2014合金の実験結果は

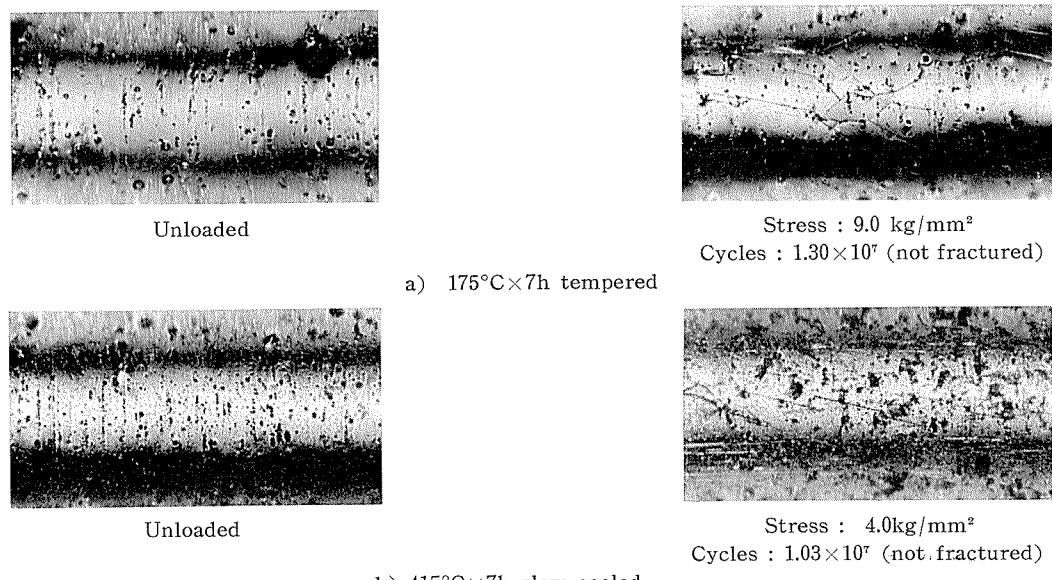


Photo. 2 Notched part surface of 6061 alloy (Electrolytic polished specimen, $\times 180 \times \frac{1}{2}$).

従来の概念で説明できるが、6061合金の切欠き試験片について加工層の有無が切欠き疲れ強さに影響しないことは予想外であり、この系統の合金についてさらに実験を行なう必要がある。ただ、300, 415°Cなどから徐冷したもののがT4材または低温で焼もどしたときより大きな切欠き係数をもつのは析出物と関係があるようと考えられる。すなわち、この系統の合金は溶体化処理温度が他の合金よりも高いという特長をもつ。Photo. 2に掲げるよう175°Cなどで焼もどしたものの切欠き底における析出物は小さいが、高温から徐冷するとかなり大きく、また、負荷した試験片の切欠き底を検鏡すると疲れき裂が析出物をつらねている。もちろん、平滑試験片も類似な傾向が観察された。これらが切欠き係数が大きくなる理由の一つとみなされ、また、切欠き疲れ強さに加工層の影響が現われないのも案外これらに起因するのかもしれない。

3・4 焼なまし試験片の疲れ強さ

焼なましたAl-Mg合金の疲れ強さをTable 4に、S-N曲線の1例をFig. 9にそれぞれ示す。

(1) 焼なまし試験片の疲れ強さは布やすり仕上の場合と

Table 4 Fatigue strength of annealed specimens.

Material	Fatigue strength ⁽¹⁾ (kg/mm ²)		Reduction ⁽²⁾ (%)	
	Vacuum annealed *	Annealed	Vacuum annealed	Annealed
5052-O	10.4	8.8	8.8	22.8
5056-O	12.1	10.5	17.1	28.1
5083-O	13.2	11.2	14.3	27.3
Al-2.5%Mg	8.2	—	13.7	—
Al-5%Mg	10.4	—	21.8	—

(1) 10^7 cycles

(2) Reduction percentages refer to the fatigue strength of carborundum-paper polished specimens

* 10^{-4} mm Hg

比べていずれも低く、疲れ強さの減少率は真空焼なまし材が8.8~21.8%、大気中焼なまし材は前者よりも大きく22.8~28.1%であった。また、3.2項で述べた電解研磨の場合

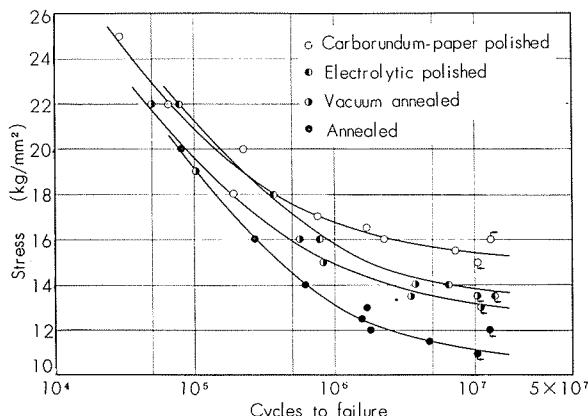


Fig. 9 S-N curves of 5083-O alloy.

と比べると、5056-O材は真空焼なまし材が0.3kg/mm²ほど高い疲れ強さをもつが、その他は焼なまし材のほうが低い。

(2) 布やすり仕上げによる加工層はFig. 10に一例を示すとおり焼なましによって消失し、5056-O材が表面から深さ0.002~0.003mm程度まで内部よりやや高いかたさをもつ以外は、表面と内部のかたさの相違がほとんどなかった。

そこで、遂次電研磨しながら組織を観察すると、5052-O、5056-O、5083-Oの3材質は表面の結晶粒がとくに細粒化されているようことがなく、他の材質は深さ0.015mm程度までは内部より細かい組織を呈していた。

(3) 表面の組織の細粒化は疲れ強さを向上させるが、上述のようにあまり顕著でないから、焼なましによる疲れ強さの低下は加工層の消失と焼なましによる表面の酸化皮膜と関係があるのでないだろうか。

酸化皮膜は電解研磨直後では実質的でないようであるが、大気中に放置すると時間とともに、また、加熱温度が高いほどいざれも厚くなるという。¹¹⁾酸化皮膜は延性に乏しく疲れ強さに負の効果を与えるから、前述のように電解研磨、

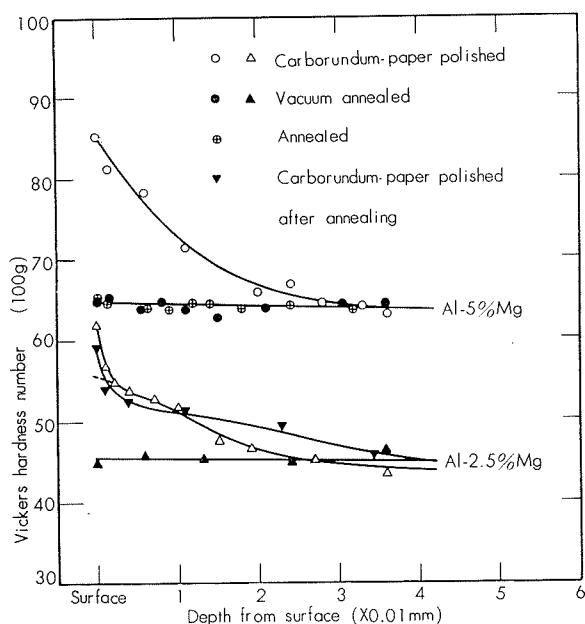


Fig. 10 Hardness distribution of Al-2.5%Mg and Al-5%Mg alloys.

真空焼なまし、大気中焼なましの順に低い疲れ強さをもつのはある程度理解できよう。

3・5 考 察

以上の結果を要約すると次のようになる。

(1) 布やすり仕上試験片は表面から深さ 0.03mm 程度まで加工層をもつ。

(2) その加工層を電解研磨で除去すると、疲れ強さは平均値で O 材が 11.4%， T4 材は 14.7%， T6 材では 4.1% ほどそれぞれ低下する。

(3) 加工層を除去すると切欠き疲れ強さは低下するが、低下しないもの (6061 合金) もある。

(4) 疲れ強さは電解研磨、真空焼なまし、大気中焼なましの順に低い。

布やすり仕上による加工層は比較的無視されやすい因子であるが、(2)項のように O 材や T4 材では疲れ強さにかなり影響するからその仕上方法に留意する必要があり、3.1 項の(3)で述べたようになるべく粒度の細かい布やすりを用いるのが加工層を小さくする点から望ましい。

次に、切欠き係数は布やすり仕上平滑試験片の疲れ強さと旋削仕上切欠き試験片の値とから求めるのが通常であるが、(2)および(3)項の結果を考慮すると、材料の真の切欠き係数を得るのはかなり難しい。もっとも、実用上は切欠き部を加工のままとすることが多いから、電解研磨した平滑試験片の疲れ強さに対して切欠き係数を求めるのも一つの手段であろう。しかし、材料、特に板材などは大気中で熱処理したままの表面状態で使用されることが多いから、(4)項の結果も無視できない。したがって、布やすり仕上げや電解研磨とは別に、製出のままの表面状態をもつ試験片の疲れ強さも測定する必要がある。

著者らはすでに布やすり仕上と製出のままの表面をもつ板材の疲れ強さを測定した数例をもつ。ZG43 合金を例にあげると、表面あらさは同程度であるが、圧延のままのほ

うが布やすり仕上げより T4 材で 27.9%， T6 材が 32.2% ほど疲れ強さが低い。この減少率は Table 3 に示した電解研磨によるそれよりも大きく、むしろ、Table 4 の大気中焼なましの場合の減少率に近い。

以上のように、表面状態が疲れ強さにかなり影響を及ぼすから、実験にあたって表面状態をどこにおくかということをよく検討すべきで、特に切欠き係数を求める場合は材料の使用される条件を考えて表面状態をきめることが望ましい。なお、本実験は回転曲げ疲れなので、表面状態の影響がかなり明瞭に現われたものと解されるが、最近、アルミニウム合金が車輌、船舶、橋梁、起重機などの構造分野にかなり使用されたした実状を考えると、軸方向疲労について寸法効果も含めて表面状態の影響を検討する必要があろう。

4. 結 語

アルミニウム合金 11種類、17質別について布やすり仕上(平滑)または旋削仕上(切欠き)した試験片の表面加工層を電解研磨して除去した場合の疲れ強さと、Al-Mg 合金を大気中または真空中で焼なまししたときの疲れ強さを検討し、次の結果を得た。

(1) 布やすり仕上は表面から深さ 0.03mm 程度まで加工層を作る。

(2) その加工層を電解研磨によって除去すると、疲れ強さは O 材が 4.2~19.2%， T4 材は 10.6~21.1%， T6 材では 1.6~6.8% ほど、いづれも布やすり仕上の場合より低下する。

(3) 加工層を除去すると、切欠き疲れ強さは低下するが、6061 合金は加工層の有無が影響しなかった。

(4) 疲れ強さは布やすり仕上が最高値をもち、次いで電解研磨、真空焼なまし、大気中焼なましの順に低い。

(5) 以上のように、表面状態が疲れ強さにおよぼす影響はかなり大きい。

文 献

- 1) たとえば、日本材料学会編：金属の疲労、p. 190 (1964)，丸善
- 2) 菊川真、大路清嗣、安井一雄：機論、32 (1966)，601
- 3) 竹内勝治：材料、16 (1967)，144
- 4) R.E. Peterson : Stress Concent. Design Factors, p. 48 (1953), John Wiley & Sons, New York
- 5) 竹内勝治：材料、15 (1966), 492
- 6) 大内田久：機論、19 (1953), 27
- 7) B. Cina : Metallurgia, 55 (1957), 11
- 8) 五十嵐勇、深井誠吉：住友金属研報、5, 2 (1943), 186
- 9) 竹内勝治、杉山禎彦、福井利安：軽金属、18 (1968), 191
- 10) G. A. Butz and J. O. Lyst : Materials Res. & Std., 1 (1961), 951
- 11) 小久保定次郎：アルミニウムの表面処理、p. 62 (1958)，内田老鶴園
- 12) 竹内勝治、田中英司：本誌、6 (1965), 209
- 13) 寺井士郎、竹内勝治、田中英司、馬場義雄：本誌、7 (1966), 114
- 14) 寺井士郎、竹内勝治、田中英司、馬場義雄、中村授：本誌、8 (1967), 194

P

169

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol 9 No. 3 July 1968

アルミと銅の摩擦溶接

杉山禎彦 安藤国輔
田崎義男 平井幸男

住友軽金属工業株式会社

アルミニウムと銅の摩擦溶接*

杉山禎彦** 安藤国輔***
田崎義男**** 平井幸男****

Friction Welding of Aluminum to Copper

by Yoshihiko Sugiyama, Kunisuke Ando,
Yoshio Tasaki and Yukio Hirai

The study reported herein has been made to investigate the properties of friction welds between aluminum and copper.

Commercially pure aluminum and phosphorus deoxidized copper bars (15 or 18 mmφ) in annealed conditions were butt-welded by the various ranges of welding parameters as shown in Table 1. The joints were evaluated mostly with the tensile test and partly with the bending and rotary-bending fatigue tests together with macro- and micro-observations.

The results obtained were as follows :

- (1) Successful, ductile welds could be made by friction welding as shown by the tensile, guided-bending and rotary-bending tests.
- (2) The joints were stronger than the aluminum parent metal. But friction welds which appeared good when tested in tension could fail in guided-bending test, if the proper welding condition was not selected. Accordingly, the bending test should be preferable to the tensile test in order to evaluate the integrity of the welds.
- (3) As welded, little intermetallic layer was observed at the interface of the successful joint by an optical microscope, but joint strength fell off when subjected to elevated temperatures. This resulted from the growth of the intermetallic layer.
- (4) The use of a ring around the mating surfaces was effective for preventing an excessive amount of protrusion.
- (5) The proper welding conditions achieved for 15 or 18 mm diam. materials were obtained when total upsets were about 3 to 6 mm in a rotational speed of 2400 and 2.5~5 mm in that of 4000 rpm respectively. But generally the former appeared to be better than the latter.

1. はじめに

摩擦作用によって、金属片が接着する現象は古くから知られていたが、こうしたことがらはむしろ工業上では、わずらわしい現象として取扱われてきた。しかるに1950年代になって、ソ連においてこの現象を積極的に金属の接合に利用することが試みられて、現在の摩擦溶接法が確立されたといわれている。¹⁾その後欧米をはじめ各国でこの方法に関する開発研究が活発に行なわれ、今日では実用的な溶接装置が市販されるとともに、数多くの実用例が紹介されるに至っている。わが国においても、この方法の開発研究が始まられてからすでに数年を経過しており、国産の摩擦溶接装置が市販され、一部では生産に採用されている。

摩擦溶接に関する内外の報告は非常に多く見受けられるが、その大部分は鋼や特殊鋼などを対象としたものであって、非鉄金属あるいは非鉄金属と異種金属についての研究成果は比較的少ないようである。^{2~5)}

この接合法が固相あるいは溶融接合のいずれであるかについては、現在のところ明確な解答が与えられていないが、少なくとも炭素鋼同志の接合では、供試材の融点には達しないか、あるいは融点に到達する可能性がある程度の温度⁶⁾で接合が行なわれているようである。したがって一般的の溶融溶接によって満足な継手の得られないような異種金属の組合せに対して、この方法を適用すればすぐれた結果が期待できる。ここでは従来の溶接法の中では、フラッシュ・バット溶接法以外にほとんど直接的な接合が不可能であるアルミニウムと銅の摩擦溶接法について検討した結果を報告する。

* 溶接学会昭和39年度春季大会に一部発表

** 研究部

*** 前 工業技術院 名古屋工業技術試験所

**** 工業技術院 名古屋工業技術試験所

2. 実験方法の概略

母材にはそれぞれ直径 $15 \text{ mm}\phi$ (一部には $18 \text{ mm}\phi$) の工業用純アルミニウム (以下単にアルミニウムと記す) およびりん脱酸銅 (以下単に銅と記す) 棒のいずれも軟質材を用いた。溶接に際しては、アルミニウム側を固定し、銅側を回転せしめ、溶接条件として Table 1 に示したよう

Table 1 Welding condition.

Rotational speed, N (rpm)	2400, 4000
Heating pressure, $P_h (\text{kg}/\text{cm}^2)$	240, 320, 480
Forging pressure, $P_u (\text{kg}/\text{cm}^2)$	400, 480, 640, 800
Heating time, T(sec)	3, 5, 6, 7, 8
Surface treatment	Cleaned or not cleaned
Ring	With or without

に、回転数 N、加熱圧 P_h 、アプセット圧 P_u および加熱時間 T をそれぞれ変化させた。接合面の前処理については、アルミニウム合金に対して化学的に清浄にした場合に、良好な結果が得られたという報告もあるが、本実験では、ベンジンにより脱脂のみを行なった場合と行なわない場合について溶接した。なお接合面は旋盤で仕上げた。またアルミニウムは銅に比べて高温で変形しやすいので、溶接中にとくにアルミニウム側から“ぱり”を生ずる恐れがある。したがって材料の損失も大きく、適正条件も得がたいと考えられる。そこで Fig. 1 に示すような僅かにテーパーのついたリングを接合部にはめ込んで、その効果を調べた。

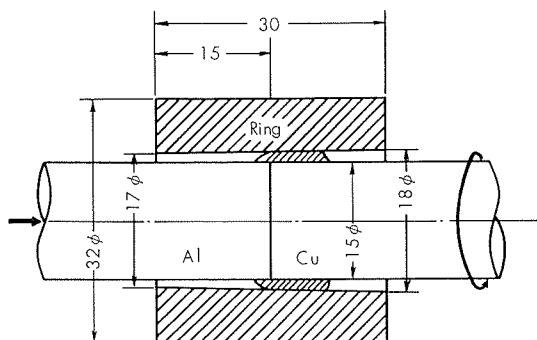


Fig. 1 The size of a ring used to prevent protrusion.

溶接過程の概略を Fig. 2 に示す。ここでアプセット圧のかかる加圧時間は 2 ~ 3 sec である。

得られた溶接部について、まずアプセット量および引張強さを測定し、溶接条件とアプセット量、溶接条件と溶接部の引張強さおよびアプセット量と溶接部の引張強さとの関係をそれぞれ求めた。さらに引張試験において比較的良

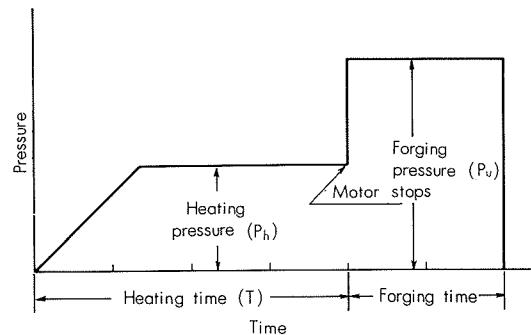


Fig. 2 Schematic process of friction welding.

好な結果の得られた溶接条件による溶接部について、形曲げ試験、回転曲げ疲労試験を行なった。また溶接部の引張強さに与える加熱の影響を調べ、あわせて溶接部の硬さ分布および顕微鏡組織から接合状態を観察検討した。

3. 実験結果

3.1 アプセット量

ここにいうアプセット量とは、溶接前の供試材の全長 l が溶接後 l' に変わったとき、 $\Delta l = l - l'$ として Δl_1 (アルミニウム側) と Δl_2 (銅側) を合計したものである。Fig. 3 および Fig. 4 はアプセット量を加熱時間について整理したものの、Fig. 3 は加熱圧が $480 \text{ kg}/\text{cm}^2$ の場合、また Fig. 4 は加熱圧が 240 および $320 \text{ kg}/\text{cm}^2$ の場合についてそれぞれ示す。図からわかるように、アプセット量は加熱時間とともに大きくなるが、回転数およびアプセット圧がそれぞれ大きいほどアプセット量も多い。

リングを用いないで溶接すると、アルミニウム側がいちじるしく変形するため、アプセット量が非常に大きくなる。しかしリングを使用すると、アルミニウム側の変形が妨げられて、アプセット量はいちじるしく小さくなる。したがって溶接部の“ぱり”を少なくするためには、リングを使用するほうが望ましい。

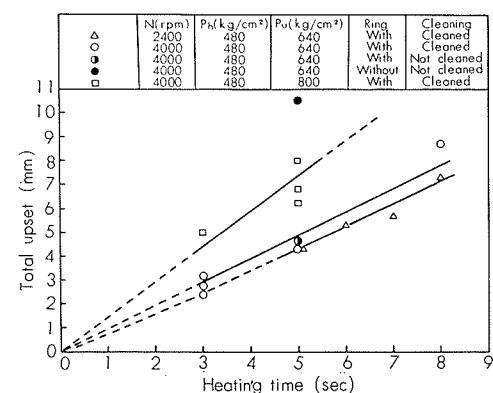


Fig. 3 Relation between heating time and total upset (in case of the comparatively high heating pressure).

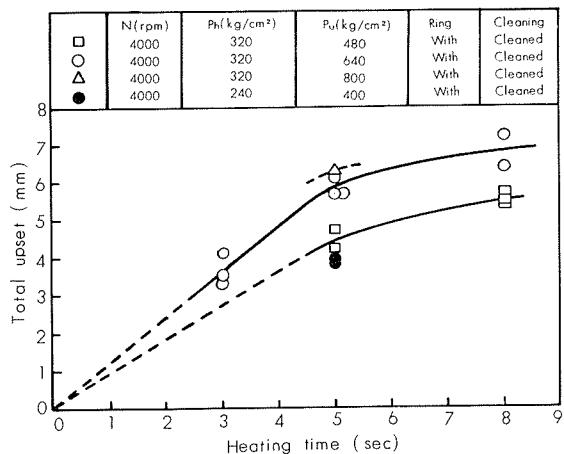
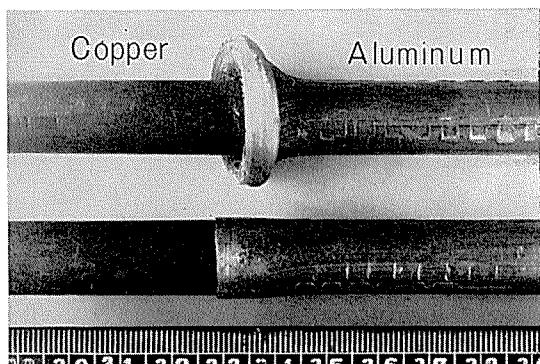


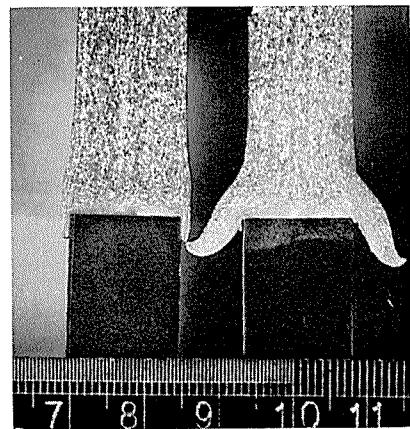
Fig. 4 Relation between heating time and total upset (in case of the comparatively low heating pressure).

溶接部の外観および断面マクロ写真の一例を Photo. 1 および Photo. 2 にそれぞれ示す。接合部のところに、先に Fig. 1 に示したリングを用いた場合と用いない場合を比較したものである。すなわち Photo. 2 において左側の試料はリングを用い、右側の試料はリングを用いないで、ともに回転数 2400 rpm, 加熱圧 480 kg/cm², アップセット圧 640 kg/cm², 加熱時間 5 sec で溶接されたものであるが、この場合のアップセット量はそれより前者で 4.9 mm, 後者で 15.5 mm であった。写真から明らかなように、溶接に際して銅側の変形はみられず、とくにリングを用いないときには、アルミニウム側からいちじるしい“ぼり”が発生する。



Top : without ring
Bottom : with ring

Photo. 1 Typical appearances of friction welds between commercially pure aluminum and phosphorus deoxidized copper bars.



Left : with ring
Right : without ring

Photo. 2 Typical cross-sections of friction welds between commercially pure aluminum and phosphorus deoxidized copper bars ($N=2400$ rpm, $P_h=480$ kg/cm², $P_u=640$ kg/cm², $T=5$ sec).

3・2 溶接部の機械的性質

種々の溶接条件による溶接部の引張試験結果から、回転数が 4000 rpm における試験片の試験後の外観を溶接条件および引張強さとともに Photo. 3 に示す。なお、実験に用いた母材の平均引張強さはそれよりアルミニウムが 8.0 kg/mm²、銅が 18.0 kg/mm² である。

Fig. 5 および Fig. 6 は同じく回転数 4000 rpm の場合について、それぞれ溶接部の引張強さと加熱圧およびアップセット圧との関係を図示したものである。Fig. 5 からわかるように、アップセット圧を 640 kg/cm² にして、加熱圧を 320 および 480 kg/cm²、加熱時間を 3 ~ 8 sec にそれぞれ変えた場合、加熱圧は溶接部の引張強さにほとんど影響せず、溶接時間の影響のほうが大きい。すなわち 3 sec で溶接した溶接部の引張強さは全般に高いが、5 sec によるものはばらつきがみられ、8 sec では比較的引張強さが低い。いっぽう加熱圧がそれより 320 および 480 kg/cm² の場合、アップセット圧の影響をみると、Fig. 6 のように、480 ~ 800 kg/cm² のアップセット圧は溶接部の引張強さに影響しないようである。

N=4000 rpm

Ph (kg/cm ²)	P _u (kg/cm ²)	T (sec)	Tensile strength (kg/mm ²)	Remarks
320	480	5	7.4	Cleaned, with ring
320	640	3	8.3	Cleaned, with ring
320	640	5	8.1	Cleaned, with ring
320	640	8	5.5	Cleaned, with ring
320	800	5	8.5	Cleaned, with ring
480	640	3	8.4	Cleaned, with ring
480	640	5	8.3	Cleaned, with ring
480	640	8	5.2	Cleaned, with ring
480	640	3	7.9	Cleaned, with ring
240	400	5	7.3	Cleaned, with ring
480	640	5	7.9	Not cleaned, with ring
480	640	5	8.0	Not cleaned, without ring

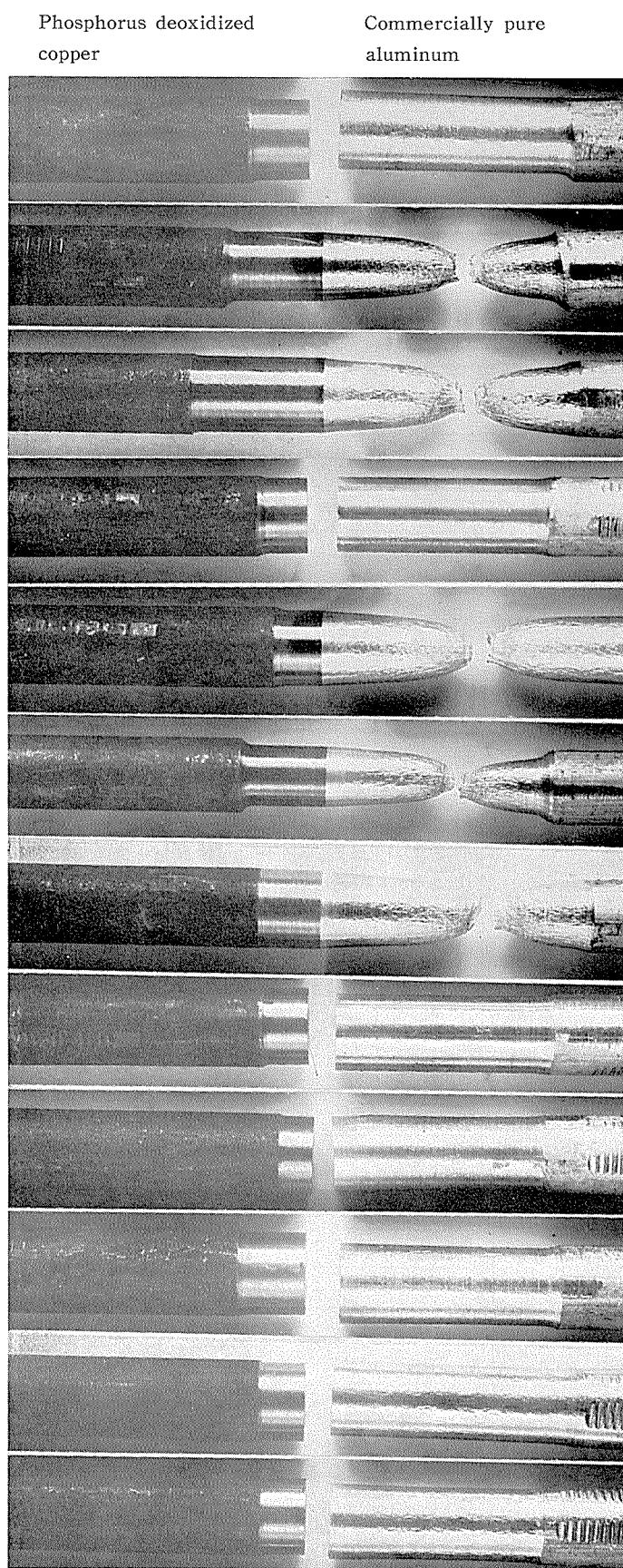


Photo. 3 Typical specimens after tensile test

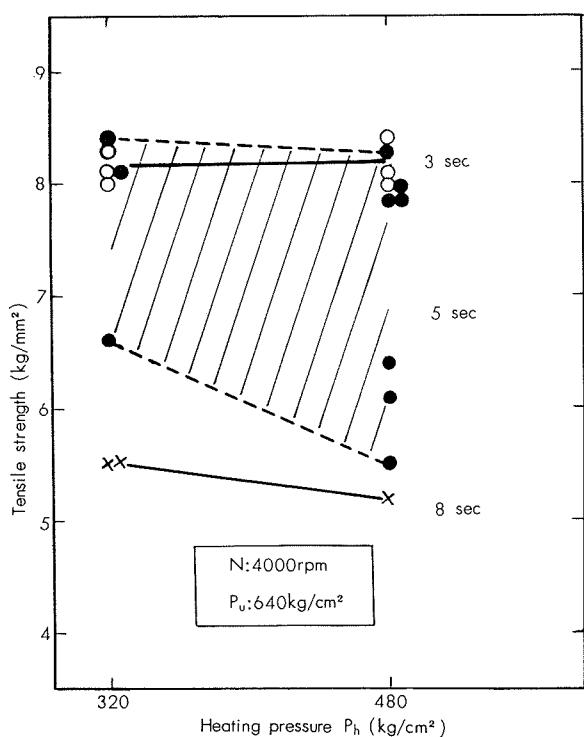


Fig. 5 Effect of heating pressure of the tensile strength of friction weld between commercially pure aluminum and phosphorus deoxidized copper bars.

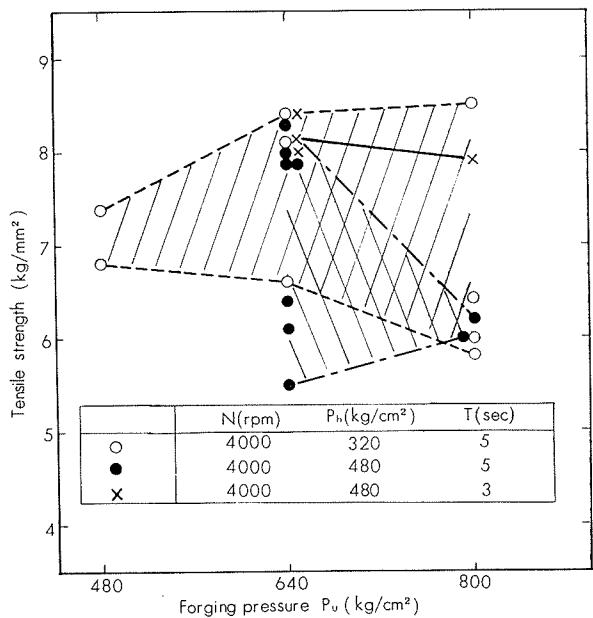


Fig. 6 Effect of forging pressure on the tensile strength of friction weld between commercially pure aluminum and phosphorus deoxidized copper bars.

Fig. 7 は先に Fig. 5 および 6 に示したデータの一部に、さらに回転数が 2400 rpm におけるデータを加えて、溶接部の引張強さと加熱時間の関係を図示したものである。図によれば、4000 rpm の回転数においては、先述のように加熱時間の増加とともに、溶接部の引張強さが低下

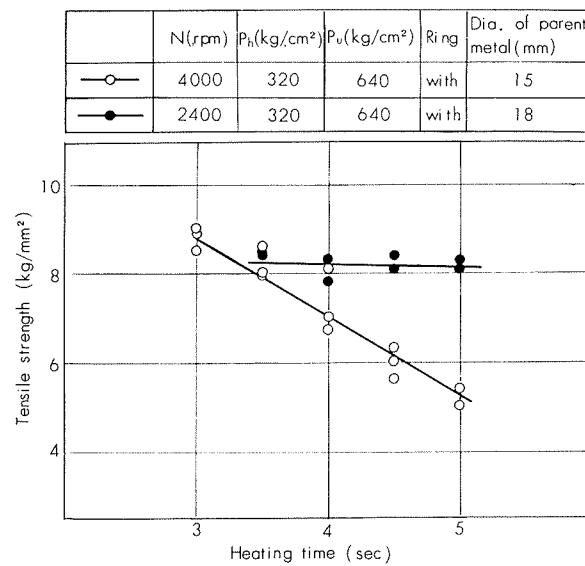


Fig. 7 Effect of heating time on the tensile strength of friction weld between commercially pure aluminum and phosphorus deoxidized copper bars.

するが、回転数 2400 rpm では、3 ~ 5 sec の加熱時間による強度変化はほとんど認められない。

Fig. 8 はアプセット量と引張強さとの関係を示す。アプセット量は回転数、加圧力および加圧時間などに依存するので、正しくはこれらの諸因子を一定にした場合について個々に整理しなければならないが、ここでは単にアプセット量としてまとめてみた。ここで回転数 2400 rpm の試験片の引張強さがアルミニウム母材よりもいくらか高目であるが、これは母材の引張強さのばらつきによるものであり、もちろん試験においてはアルミニウム側母材で破断した。図によれば、回転数が 4000 rpm より 2400 rpm の場合のほうが、結果がよいようであり、リングを用いた場合、前者ではアプセット量がほぼ 2.5 ~ 5 mm、後者では 3 ~ 6 mm の範囲で、アルミニウム母材とほぼ同等あるいはそれ以上の引張強さが得られた。

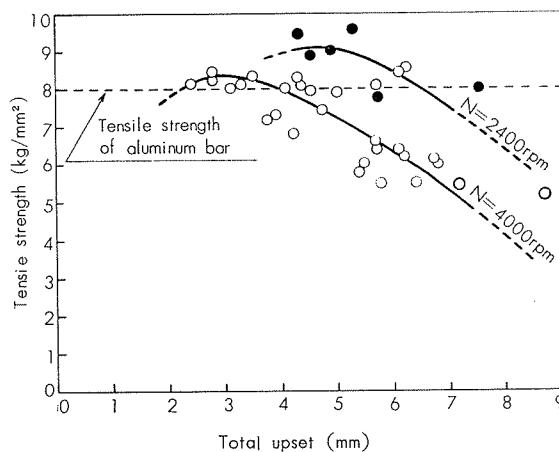


Fig. 8 Relation between total upset and tensile strength of friction weld between commercially pure aluminum and phosphorus deoxidized copper bars.

同種の金属相互の摩擦溶接に関する報告によれば、たとえば S45C⁸⁾あるいは 2024-T4 および 7075-T6 アルミニウム合金において、溶接部の引張強さはアプセット量の増加とともに増えても、逆に低下することはないようであるが、本実験によれば、アプセット量がある値以上になると、かえって引張強さの低下する傾向が認められるることは注目される。

つぎに加熱圧 480 kg/cm²、アプセット圧 640 kg/cm²、加熱時間 5 sec で溶接した試験片について、前処理およびリングの影響を溶接部の引張強さの点から比較すると、接合面を清浄にし、またリングを用いた試験片 (Photo. 3, G) はアルミニウム側母材で破断したが、リングを用いても、接合面を清浄にしない場合 (Photo. 3, K) あるいはリングを用いず、接合面を清浄にしない場合 (Photo. 3, L) はいずれも境界で破断した。したがってアプセット量および溶接部の強度の点から、溶接に際しては、リングを用い、接合面を清浄にするのが望ましい。

3・2・2 溶接部の曲げ性

引張試験において良好な結果の得られた溶接条件によって溶接した断手について溶接部の曲げ性を調べた。供試材には直径 15 および 18 mm ϕ の材料を用い、溶接後それぞれ直径 11 および 13 mm ϕ の曲げ試験片に成形した。曲げ性は形曲げ試験により 180° 曲げを行ない、最小曲げ半径により評価した。試験結果を Table 2 に示す。試験片の配分が不適当であったために、はっきり指摘できないが、こ

Table 2 Results of the bending tests for the friction-welded joints between commercially pure aluminum and phosphorus deoxidized copper bars.

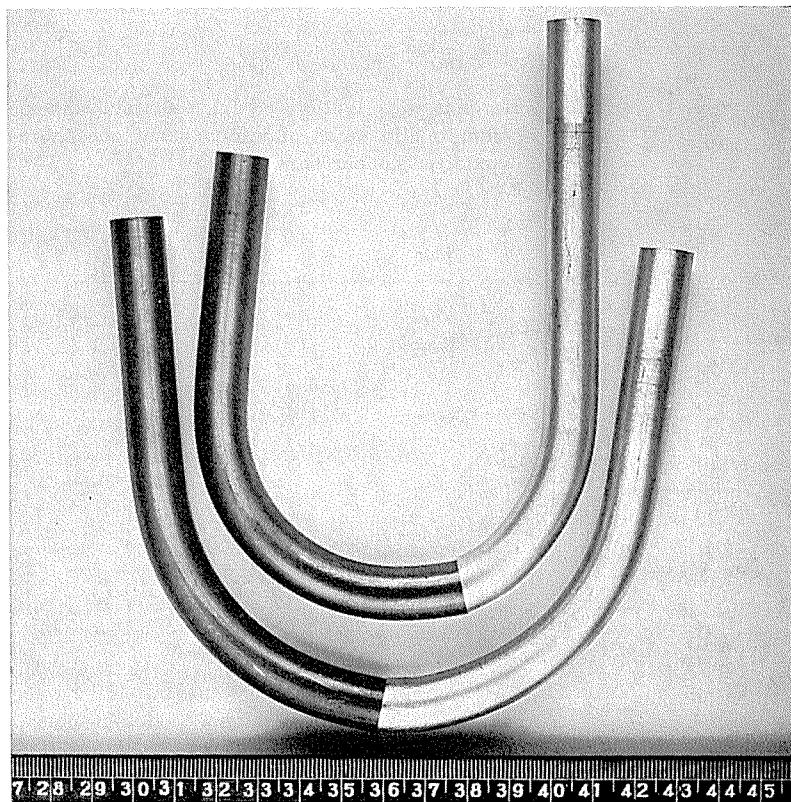
Dia. of specimen (mm)	Welding condition					Bending radius (mm)			
	N (rpm)	P _h (kg/cm ²)	P _u (kg/cm ²)	T (sec)		30	35	40	50
13 ⁽¹⁾	2400	320	640	5	—	○ × ×	○ — ○	○ — ○	○ — ○
	4000	320	640	5	—	× ○ ×	— — —	— — —	— — —
11 ⁽²⁾	2400	320	640	5	○ × ×	○ — —	— — —	— — —	— — —
	4000	320	640	5	× ○ ×	× — —	— — —	— — —	— — —

(1) Test specimens were prepared from 18mm dia. friction-welded joints.

(d) Test specimens were prepared from 15mm dia. friction-welded joints.

の種の継手の最小曲げ半径は試験片の直径の 3 ~ 4 倍程度とみなされる。

Photo. 4 に曲げ試験後の試験片の一例を示す。写真に示した試験片は直径 18 mm ϕ の供試材を回転数 2400 rpm、加熱圧 320 kg/cm²、アプセット圧 640 kg/cm²、加熱時間 5 sec で溶接したあとで、直径 13 mm ϕ の試験片に成形し、それぞれ 35 および 50 mm の曲げ半径で試験したものである。



Top—Bent around 70mm diam. center pin.
Bottom—Bent around 100mm diam. center pin.

Welding condition

N : 2400 rpm

P_h : 320 kg/cm²

P_u : 640 kg/cm²

T : 5 sec

Photo. 4 Typical specimens after guided-bending test.

引張試験においてアルミニウム側母材で破断するような継手でも、曲げ試験においては比較的大きな曲げ半径で破断することからみて、継手の健全性を評価するには、引張より曲げ試験のほうがより厳しい試験法といえる。

曲げ試験結果によると、回転数については、4000 rpm より 2000 rpm のほうが、溶接条件として適当のように思われる。

3・2・3 溶接部の疲労強度

疲労試験は小野式回転曲げ疲労試験機（容量 6 kg·m, 1700 rpm）を用いて行なった。供試材には直径 18 mmφ の材料を用い、先に曲げ試験片の溶接に用いたものと同じ条件で溶接してから、全長 150 mm, 摘み部の直径 15 mm, 平行部の直径 12 mm, 長さ 50 mm の試験片に成形した。なお平行部はカーボランダム研磨紙 #400 仕上げとした。

疲労試験の結果、回転数が 2400 あるいは 4000 rpm のいずれの場合も、破断はすべてアルミニウム側母材で生じた。一例として Fig. 9 に回転数 4000 rpm の試験片による S-N 曲線を示す。また Photo. 5 に試験後の疲労試験片を示す。

結果的には、アルミニウム棒に対する疲労試験を行なったようになつたが、平行部を有する試験片によればアルミニウム側母材で破断することが確認できた。しかしさるに詳しくは、接合部に最大応力が加わりしかも切欠き効果の無視できるような試験片を用いた疲労試験が必要であろう。

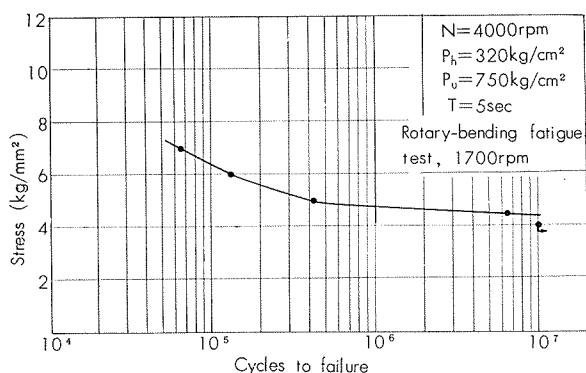


Fig. 9 S-N curve for friction welds between commercially pure aluminum and phosphorus deoxidized copper bars.

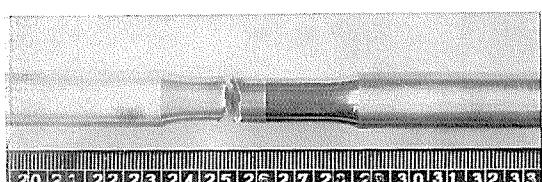


Photo. 5 Mode of failure resulting from rotary-bending fatigue test.

3・2・4 溶接部の硬さ分布

接合面を清浄にし、リングを用いて溶接した継手の硬さ分布をそれぞれ溶接条件とともに Fig. 10 および 11 に示す。なお、硬さはビッカース (100g) により求めた。銅およびアルミニウム母材がいずれも軟質材であるために、硬さ分布から熱影響部の幅を推定できないが、接合部境界から約 0.5 mm 以内の領域で、いずれの側においてもそれぞれの母材より硬さがいくらか高くなっている点が注目される。しかしこの領域の硬さは Photo. 6 に示したアルミニウムと銅の MIG 溶接部に認められる中間層の硬さに比べれば、いちじるしく低い。したがって硬さ分布からは境界部に中間層の存在を認めることができない。なお Photo. 6 に示した MIG 溶接部はアルミニウムと銅をアルミニウム・ワイヤで直接溶接したものである。溶接金属は銅の影響を受けてかなり硬くなつており、とくに Photo. 6 (A) では境界の非常に硬い層に割れが認められる。

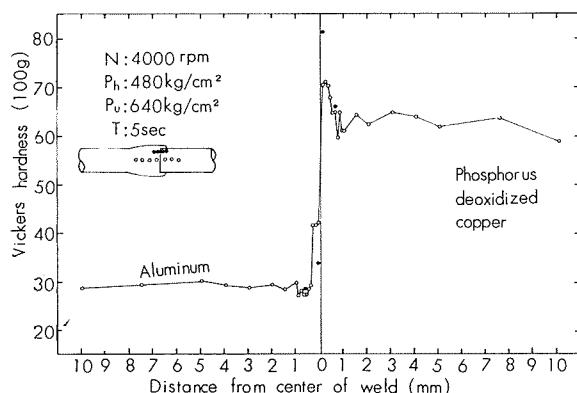


Fig. 10 Hardness distributions of friction weld between commercially pure aluminum and phosphorus deoxidized copper bars.

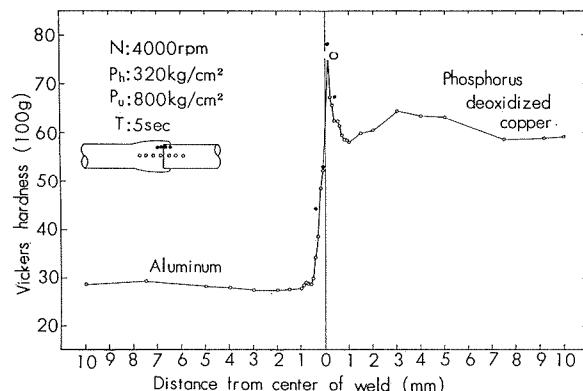


Fig. 11 Hardness distributions of friction weld between commercially pure aluminum and phosphorus deoxidized copper bars.

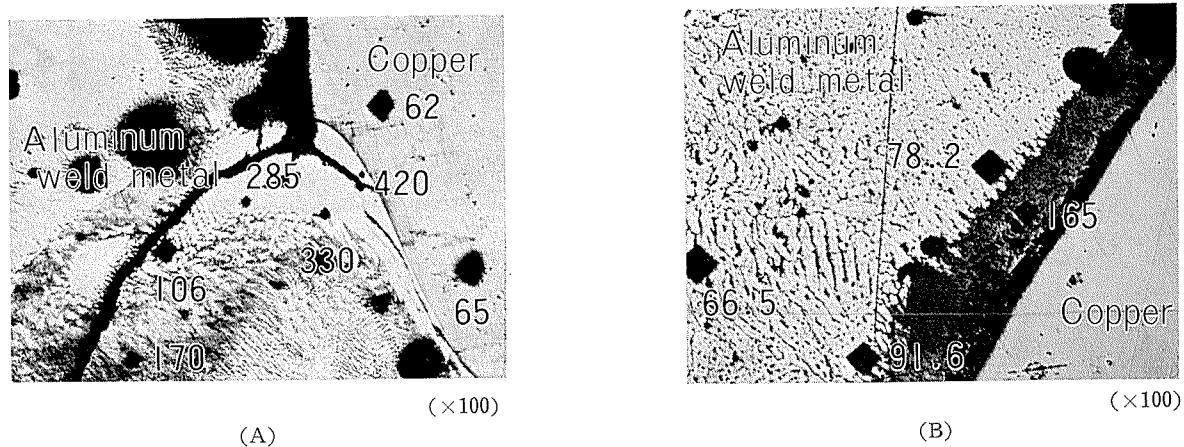


Photo. 6 Photomicrographs showing hardness distributions of MIG weld between aluminum and copper plates.

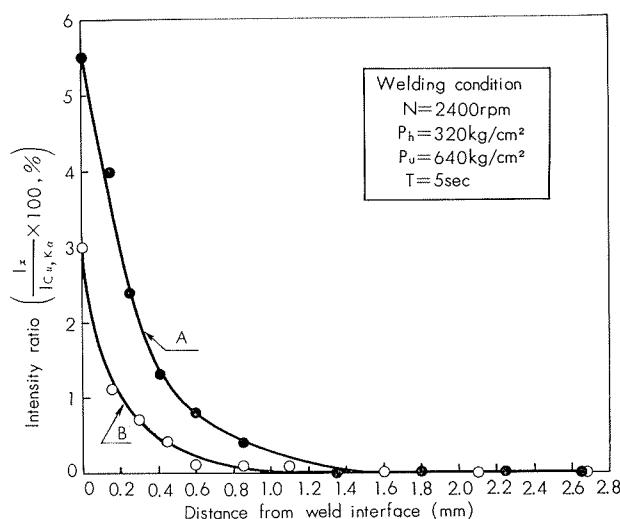


Fig. 12 Approximate Cu content in commercially pure aluminum friction-welded to phosphorus deoxidized copper (analyzed by X-ray fluorescence spectrometry).

境界近傍がいくらか硬化している原因については、せん断変形による加工硬化の影響も考えられるが、後で Photo. 7 に示すように、せん断変形を受けた部分で硬化していない領域も存在していること、また Fig. 12 に示すごとく、境界近傍のアルミニウム中に銅が含まれていることから判断して、溶接時に銅がアルミニウム中に拡散したことによって、いくらか硬さが増したものと考えられる。銅中のアルミニウムの拡散速度はアルミニウムが銅に拡散するよりも速いといわれるが⁹⁾、銅側の硬化の原因についても同様に

説明できないであろうか。ここに示した分析値は境界からアルミニウムを徐々にごく薄く切削し、各面を蛍光X線法で分析したものであり、銅の含有量は電気銅の強度を100として比例配分により算出されているので、半定量的な参考値である。しかし同様な現象はEPMAによっても認められている。

3・2・5 溶接部の顕微鏡組織

接合面を清浄にし、リングを用いて溶接した継手の溶接のままの状態における顕微鏡組織の一例を Photo. 7 に示す。ここに示した継手は先に硬さ分布について Fig. 10 に示した継手と同条件によるもので、同じ条件による試験片は引張試験においてすべて母材で破断している。Photo. 7 によれば、境界に中間層らしい層がごく薄く認められるが、明らかでない。また境界からアルミニウム側母材に約 1.2 mm にわたってせん断変形を受けた領域がみられ、さらにこの領域中で境界から約 0.3~0.4 mm の範囲は原質部と異なった組織を呈している。いっぽう銅側母材にはせん断変形を受けた領域はみられないが、同様に境界から約 0.3 mm の範囲では組織がいくらか不明瞭である。これらの組織を硬さ分布と対応させると、それぞれ境界近傍で若干硬化している領域にほぼ相当する。

上述のごとく、光学顕微鏡では境界の組織が明らかでないので、電子顕微鏡(レプリカ法)で組織を観察した。その一例を Photo. 8 に示す。試料は回転数 2400 rpm、加熱圧 480 kg/cm²、アプセット圧 800 kg/cm²、加熱時間 5 sec 約の条件で溶接したものから採取した。写真によると境界に 1~1.3 μ の幅をもって中間層と思われる層が認められる。

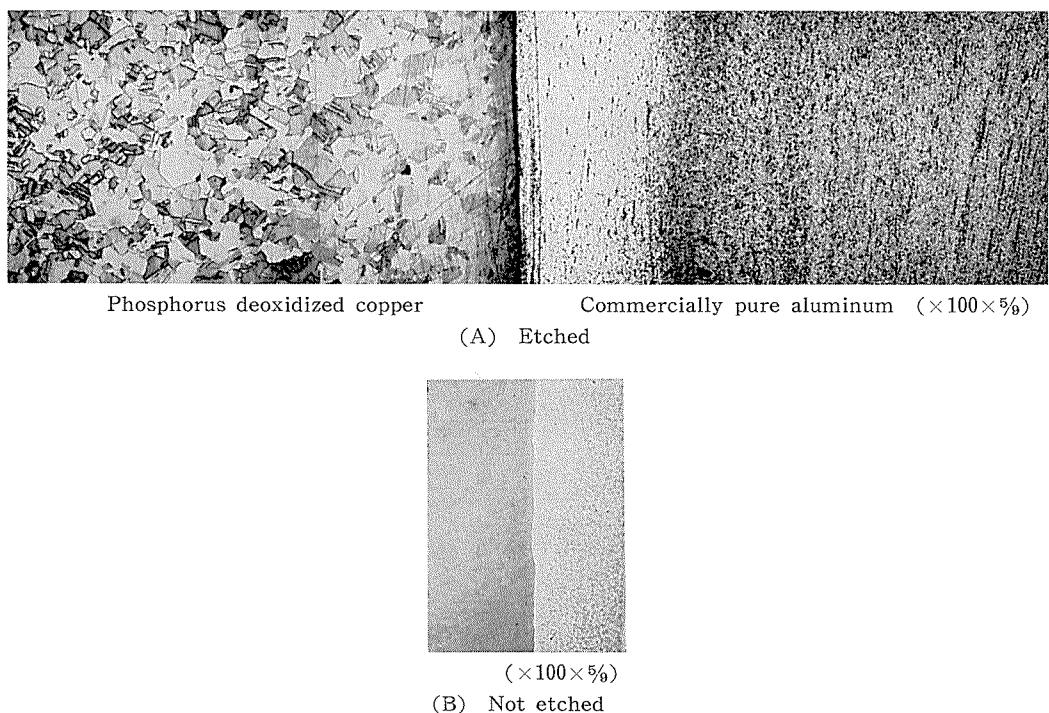
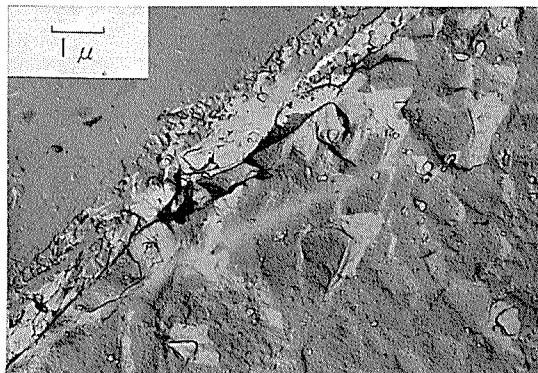


Photo. 7 Microstructures of weld interface between commercially pure aluminum and phosphorus deoxidized copper bars ($N = 4000$ rpm, $P_h = 480$ kg/cm 2 , $P_u = 640$ kg/cm 2 , $T = 5$ sec).

Phosphorus deoxidized copper



Commercially pure aluminum

Photo. 8 Electron-micrograph of weld interface between commercially pure aluminum and phosphorus deoxidized copper($N=2400$ rpm, $P_h=480$ kg/cm 2 , $P_u=800$ kg/cm 2 , $T=5$ sec).

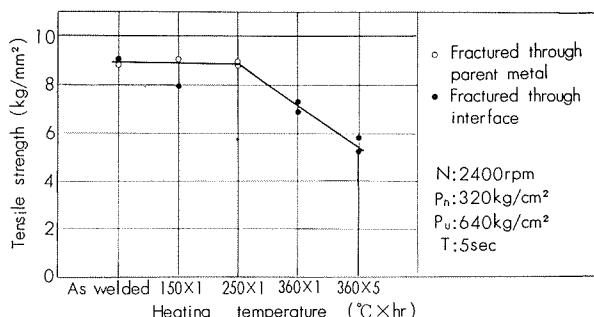


Fig. 13 Effect of heat treatment on the tensile strength of friction weld between commercially pure aluminum and phosphorus deoxidized copper bars.

3・2・6 加熱の影響

異種金属の接合部を加熱すると、接合面を通じて異種金属間に相互の拡散が促進される結果、接合部の強度が変化することが想像される。すなわち接合が強化される場合と中間層の成長により逆に強度が低下する場合が考えられる。

Fig. 13 は溶接部の引張強さと加熱温度（時間）との関係を示したものである。試験片は先に疲労試験および曲げ試験に用いたものと同条件による試料から採取した。図によれば溶接のままの状態ですでに境界で破断したものもあったが、加熱温度が高くなるにしたがって、溶接部の引張強さが徐々に低下していく傾向がみられる。

Photo. 9 は Fig. 13 に用いた試験片と同じ条件で溶接した試料について、境界部の組織に及ぼす加熱温度（時間）の影響を示したものである。溶接のまま (A) および 250°C × 1 h の加熱 (B) では、境界に中間層らしき層がほとんど認められないが、360°C にて 1 h 加熱すると、(C) のごとく中間層が明らかに認められる。さらに温度を上げて比較的長時間加熱すると、(D) では 2 層のまた (E) では 3 層の中間層がそれぞれ観察される。Photo. 10 は Photo. 9 (E) に相当する試料の境界部を電子顕微鏡写真で示したものである。ちなみにこれらの境界部の硬さはビッカース (15g) で、それぞれ (A) で 63, (D) で 336, また (E) では銅側の層が 469, アルミニウム側の層が 278 であった。

溶接部の引張強さと境界部の組織からみて、光学顕微鏡で明らかに中間層の認められる程度の溶接部に対しては、十分な継手強度を期待できないものと思われる。

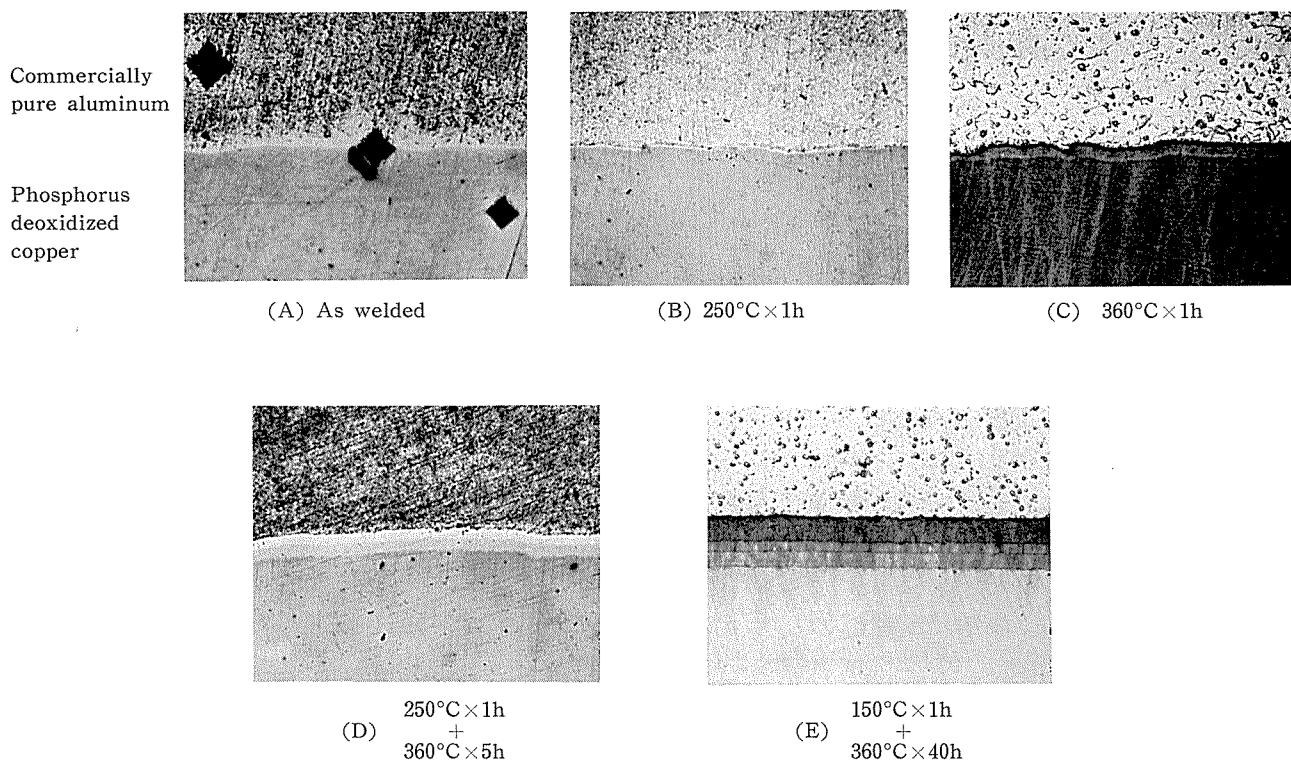


Photo. 9 Photomicrographs showing the effect of heating on the intermetallic layer of interface between commercially pure aluminum and phosphorus deoxidized copper ($\times 400 \times \frac{1}{18}$).

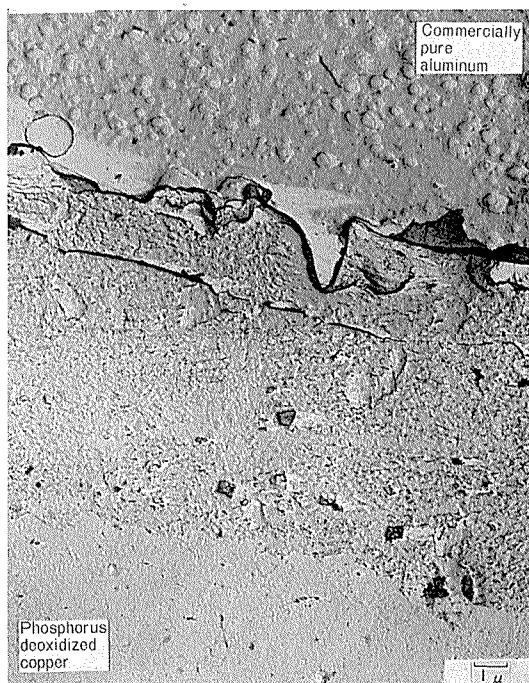


Photo. 10 Electron-micrograph of weld interface heated 1h at 150°C and 40h at 360°C .

4. 結果に対する検討

摩擦溶接の接合機構については、現在のところ固相あるいは溶融接合のいずれによるものかという基本的問題が明らかにされていない。この問題を解決するために、接合面の到達温度が種々の方法で推定されている。すなわちアルミニウムと銅の継手に対しては、(1)部分的には溶融する場合もあるが、固相でも接合されているだろうとか、(2)組合せ材料の二元状態図において、液相の存在する最低の温度またはその直下であろうなどと述べられている。^{9), 6)}

摩擦溶接においては、加熱過程で外部から材料が加圧される結果として、高温で塑性変形した部分が溶接部外に“ぱり”としてはみ出されるので、溶接部内に高温域が残存する可能性はきわめて少ないと考えられる。同様なことは溶融状態で接合しても、良好な継手の得られるアルミニウムと銅のフラッシュ・バット溶接についてもいえる。さらにここでは、Al-Cu の共晶温度が比較的低いことが、それ自身接合部外へのみ出しを容易にしている。したがって接合部に溶融・凝固の跡が観察されないことのみで、接合面が溶融点以上の高温に到達しないとは判断できない。また先に Fig. 12 に示したように、アルミニウム中に銅の

拡散が認められても、摩擦溶接では通常の拡散溶接と異なり、短時間で接合が終了することから判断して、単に固相間の拡散のみによって接合が行なわれるとは考え難い。このことは Photo. 9 に示したごとく、境界に光学顕微鏡で観察される程度の中間層が成長するためには、比較的長時間の加熱を必要とすることから容易に推察される。したがって接合面は部分的溶融の生ずるような高温に到達していると考えるのが妥当であろう。

ところで、今回の実験では、引張試験においてアルミニウム側母材で破断する程度の継手を一応の目標とした。しかし引張試験において母材で破断するような継手でも、曲げ試験では差異の生ずることもあるので、適正条件をより詳しく求めるためには、今回より厳しい試験法による広範な実験が必要である。しかしこの種の異種金属の溶接においては、境界に生成される中間層が継手の性質に影響を与えるので、同種金属間の溶接に比べて、適正条件範囲がせまくなるものと思われる。継手の引張強さとアプセット量との関係を求めるとき、アルミニウム側母材で破断するようなアプセット量の適正範囲があり、それ以上ではかえって引張強さが低下し、境界で破断した。また溶接部の引張強さと加熱時間(T)との関係を求めるとき、回転数4000 rpmにおいては加熱時間の増加とともに引張強さも低下したが、回転数2400 rpmにおいては、3~5 sec の加熱時間では、引張強さの低下が認められなかった。いっぽう溶接部を加熱し、故意に境界に中間層を生長させた試験片は境界で破断し、その引張強さも溶接のままの状態より低下した。個々の溶接条件諸因子が異種金属継手のとくに中間層に与える影響について調べた報告はないが⁶⁾、蓮井らは回転数の高いほうが低い場合より接合面が高い温度に到達する傾向があり、接触後短時間で合金層が生成することを認めている。

以上の推察は境界部の中間層の成長に基づいたものであるが、これと逆に、熱入力が過剰な場合には、高温の金属が外にはみ出される結果として、続いてモータの回転を止め、アプセット圧をかけるときに、“冷たい”金属同志が接觸するので、良好な継手が得られないという考え方もある。¹⁰⁾

しかし今回のように接合部にリングをあてて、ある程度“ぱり”の発生を抑制している場合には、この考え方によつて過剰熱入力による強度低下の現象を説明できない。

この現象を説明するにはさらに詳細な実験が必要であるが、いずれにしてもこの種の異種金属の溶接においては、必要以上に熱入力を与えるのは得策でないものと思われる。なお、この傾向は加工硬化材によるアルミニウムと銅の溶接においても、同様に認められた。

5. 結論

工業純度のアルミニウムとりん脱酸銅の摩擦溶接について検討した結果、つきの点が明らかとなった。

(1) 引張、形曲げおよび疲労試験により明らかなごとく、摩擦溶接によってすぐれたじん性のある継手が得られる。

(2) 継手の引張強さはアルミニウム母材より大きいが、引張試験によって良好な結果の得られた継手でも、溶接条件が不適当であれば、曲げ試験結果の劣るものがある。したがって溶接部の健全性を評価するためには、引張試験より曲げ試験のほうが適当である。

(3) 溶接のままの状態では、良好な継手の境界には、光学顕微鏡により中間層がほとんど認められないが、高温にさらすと、中間層の成長によって継手の引張強さが低下する。

(4) 過剰の“ぱり”の発生を防ぐためには、接合部の周りにリングを使用するのが効果的である。

(5) 直径15あるいは18 mm ϕ の材料に対しては、アプセット量がそれぞれ回転数 2400 rpm において約 3~6 mm, 4000 rpm において 2.5~5 mm の場合に適当な溶接条件が得られた。しかし概して前者のほうが結果がよいようである。

文 献

- 1) В.И. Вилль : Сварка Металлов Трением, (1959) Машгиз, Friction Welding of Metals, (1962), American Welding Society
- 2) T.H. Hazlett, K.K. Gupta : Weld. J., 42-11 (1963), 490s
- 3) T.H. Hazlett : Weld. J., 41-10 (1962), 448s
- 4) Л.А. Щернин, С.Н. Прокофев, Сварочное Производство, No.11 (1961), 30
- 5) M.H. Scott, I.F. Squires : British Weld. J., 13-3 (1966), 151
- 6) 蓮井 淳, 福島貞夫, 衣川純一 : 溶接学会誌, 36-12 (1967), 23
- 7) C.J. Cheng : Weld. J., 41-12 (1962), 542s
- 8) 蓮井 淳, 福島貞夫 : 金材技研研究報告, 7-3 (1964), 47
- 9) 中村虔一 : 日本金属学会会報, 5-3 (1966), 173
- 10) M.B. Hollander, C.J. Cheng, J.C. Wyman : Weld. J., 42-11 (1963), 495s

流水中の砂による復水器管用銅合金の
エロージョンについて

田 部 善 一

住友軽金属工業株式会社

流水中の砂による復水器管用銅合金の エロージョンについて

田 部 善 一*

On the Erosion of Condenser Tube Alloys by Sand in Water

by Zen-ichi Tanabe

A reason for the widespread use of Albrac in condenser tubes may be attributed to its high erosion and corrosion resistance.

Albrac alloy, however, is eroded by sand in water at power stations where river or sea water is used. This type of erosion, described by the term "sand erosion," is not studied completely.

The loss caused by sand erosion is so serious in view of material and energy resources that the basic information on sand erosion is desired.

In this paper, effects on the contents and grain diameter of sand, velocity of solution and cathodic protection on the sand erosion of condenser tube alloys are studied.

The results obtained were as follows:

- (1) The rate of sand erosion increases with the content and grain diameter.
- (2) The rate of sand erosion varies in proportion with some powers of the velocity of solution.
- (3) The sand erosion in the case of flowing velocity of 2m/sec, is protected by cathodic current, because this erosion process is electrochemical. But the cathodic protection is not sufficient where the flowing rate is 4m/sec, because of the mechanical characteristics of sand erosion.

1. 緒 言

海水を冷却水として使用している復水器は、その取水口付近の砂を巻き込みエロージョンをこうむることがある。

このように水の中に砂が混入し、そのためにエロージョンがおこる現象はサンドエロージョンといわれ、これによる損失は通常見逃されているか黙殺されていることが多い。

しかしながら材料ならびにエネルギー資源の立場からみれば当然改善されなければならない問題である。

サンドエロージョンについて研究結果の公表されたもの^{1,2)}は非常にすくなく、特に復水器管用銅合金に関するものはほとんどない。しかもその作用が機械的なものであるという仮定で検討がすすめられている。

しかしながら腐食性溶媒中の金属のサンドエロージョンが果して機械的作用のみでおこるものであるかどうかは少し疑問である。

これらのことから実際に使用されている復水器管用銅合

金のサンドエロージョンについての基礎的知見を得ておくことは今後ますます増加するであろう臨海工業地帯の復水器腐食対策上有益な資料を与えてくれるものと考えられる。

そこで各種の砂を含む淡水または食塩水中における復水器管用銅合金のサンドエロージョンを回転試験によって調査し、またその防止対策として陰極防食の効果の検討をおこなった。

以下これを報告する。

2. 試料ならびに実験法

試料は主としてアルブラック BsTF-2 を用い、この冷延板を Fig. 1 のように成形し、これを 620°C × 1 hr 大気中焼鈍後カーボランダム#120番のペーパーで研磨して用いた。

試験機は種々の予備試験を行って砂の浮遊が最も均一になるように決定し Fig. 1 のようなものとした。

砂はその種類にあまり関係がないことがわかっているので河砂を使用し、これを鉄物砂試験用規格篩で分粒して用いた。また細粒のものは多量の採取が困難であるために粗

* 研究部

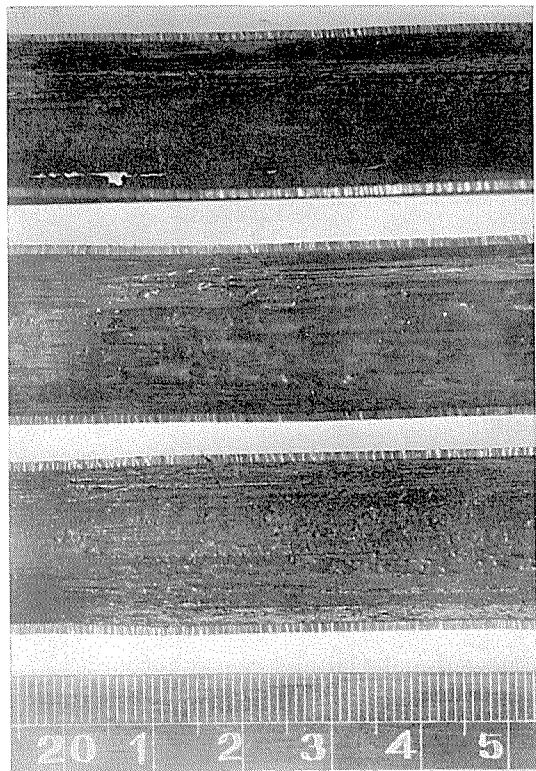


Photo. 1 Example of sand erosion damage of condenser tubes.

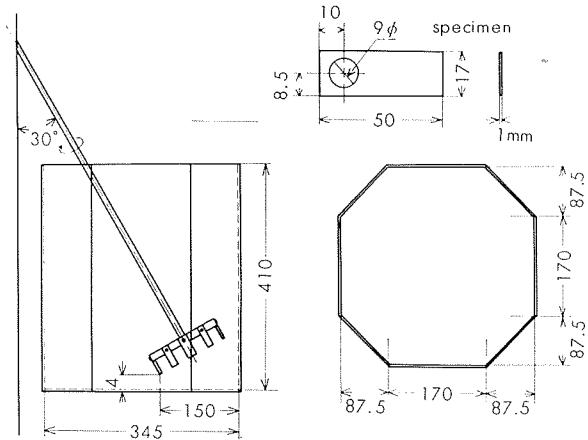


Fig. 1 Specimen and testing apparatus.

流電源と黒鉛棒陽極を使用した。

3. 実験結果ならびに考察

(1) サンドエロージョンにおよぼす砂含有量の影響

Fig. 2 に示すようにサンドエロージョンによる重量減は砂含有量の増加に従って増加しており対数座標でほぼ直線関係にある。その勾配は溶液により異なり、3% NaCl 水溶液中における場合は淡水中における場合よりゆるやかである。これは3% NaCl 水溶液の腐食性が淡水に比して

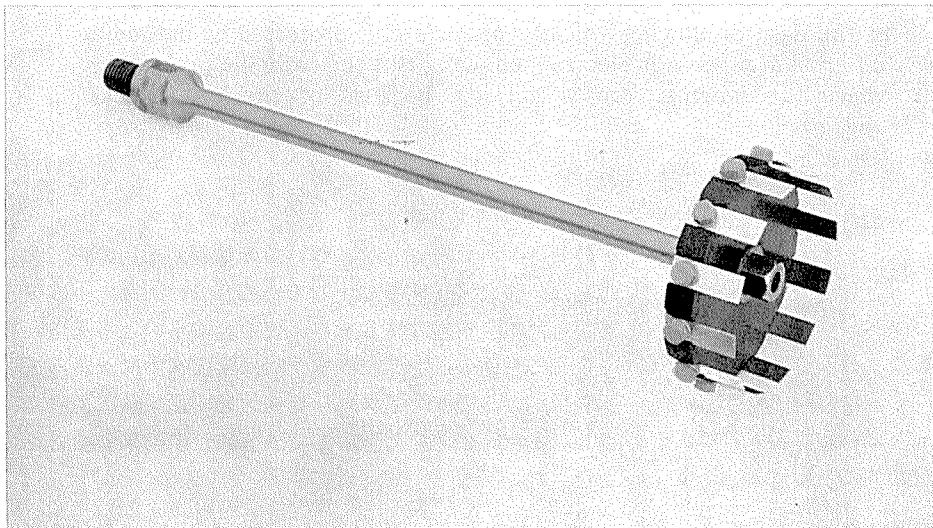


Photo. 2

Rotating part and specimens of testing apparatus.

粒のものを破砕して用いた。また砂は試験時間の進行に従って角がまるくなつて摩耗性が低下し、同一の砂を長時間使用したり、くり返し使用することは意味がなくなる。そこで本実験では試験時間を240時間とし測定ごとに砂を取りかえた。

流速は試料取付円板の直径と回転数から計算し、水の追従による真の流速の低下は無視した。

溶液は淡水として名古屋市水道水を用い、3%食塩水はこれに工業用食塩を溶解して作成した。pH はいずれも 6.9 ± 0.1 である。

陰極防食は外部電源法によっておこない、真空管式定電

大さいため、砂を含まない場合や砂含有量のすくない場合にはこの差が大きくあらわれてくるためであろう。

またこの勾配は砂の直径が小さくなるほどゆるやかである。

(2) サンドエロージョンにおよぼす砂の粒度の影響

砂の含有量を一定とした場合、サンドエロージョンによる重量減は砂の直径が大きくなるほど増加する傾向にある。この傾向は砂含有量が少ないほどゆるやかである(Fig. 3)。

(3) サンドエロージョンにおよぼす流速の影響

粒度、砂含有量を一定にした場合でも流速が増加すればサンドエロージョンによる重量減は非常に増加する (Fig.

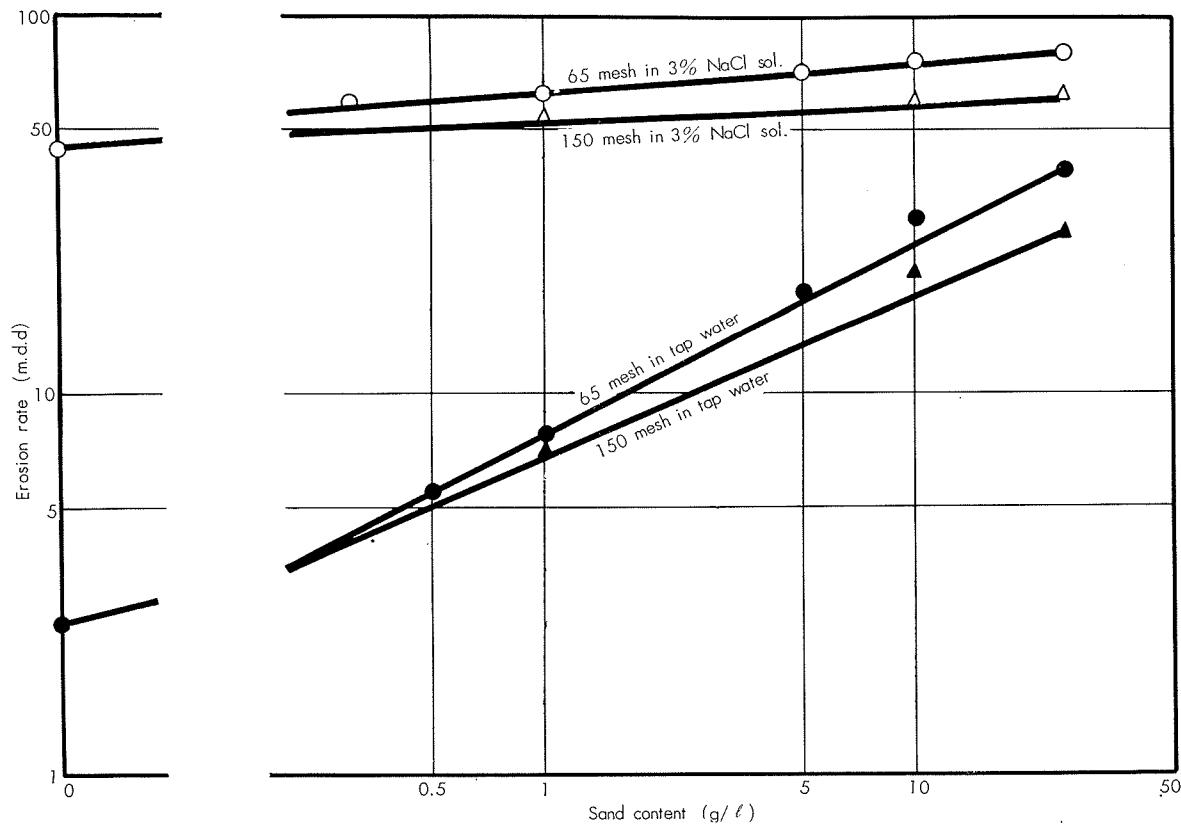


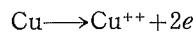
Fig. 2 Relation between sand content and sand erosion. (Velocity 2m/sec)

4)。もちろん砂を含まない場合の腐食でも流速の増加は酸素の限界拡散電流を増加させる原因となって腐食速度を増加させるが、流速が大きくなつて腐食反応が拡散支配から活性化支配に移るとそれ以上流速が増加しても腐食速度は一定となる。³⁾

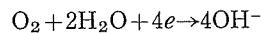
サンドエロージョンの場合には、このような領域においても流速が増加するほどエロージョンが激しくなる。

砂がもし電気化学反応に影響を与えるならば、どのように作用するかを考えてみよう。淡水または3%NaCl水溶液中において銅は主として次のような反応によって腐食されている。

陽極反応として



陰極反応として



分極曲線の測定によってこれらの反応は陰極支配であることがわかっているので、砂が腐食反応を増加させるためには陰極反応を増加させなければならない。この陰極反応は次のような律速因子を持っていると考えられる。

- a) 試料の保護皮膜表面への酸素の拡散速度
- b) 保護皮膜を通る酸素の拡散速度
- c) 酸素の還元反応速度

これらのうち a) は流速に影響され、拡散層の厚さにより決まるので、砂が拡散層を乱すと当然増加する。b) は保護皮膜に変化がなければ流速や砂に影響され難いはずで

あるが、砂が混入すると保護皮膜を傷つけたり破壊したりするので当然増加する。c) はいずれにも影響されない。

通常復水器管用銅合金は淡水および海水中で保護皮膜が形成され、急激に陰極反応速度を小さくする傾向があるが淡水で特に著しいため a), c), は 3%NaCl 水溶液中とあまり差がないにもかかわらず、240 時間の回転試験では大きな差があらわれている。

もし砂が電気化学反応の促進のみに作用するならば活性化支配 (c) が律速段階) の場合には砂の作用がないはずであり流速の影響はうけないはずである。(もし 3%NaCl 水溶液中の腐食が 4 m/sec 以上で流速の影響をうけていないことが活性化支配によるためであると仮定するならば、砂が入った場合でも流速の影響をうけないはずである。)

ところがサンドエロージョンにおける流速の影響は、4 m/sec のところに僅かな屈曲が認められるが依然として流速の増大により増加しつづけている。

砂の作用が機械的な摩耗作用ならば流速の何乗かに比例し対数座標で直線的に増加しつづけるはずである。^{1,2)}

したがってサンドエロージョンの機構は両方が混在していると考えられるが、その割合は(1)～(3)の実験結果のみからは判断できない。

(4) 陰極防食の効果

サンドエロージョンの機構が機械的な摩耗作用によるものであると仮定するならば陰極防食の効果は期待されないであろう。またその機構が電気化学反応の促進作用である

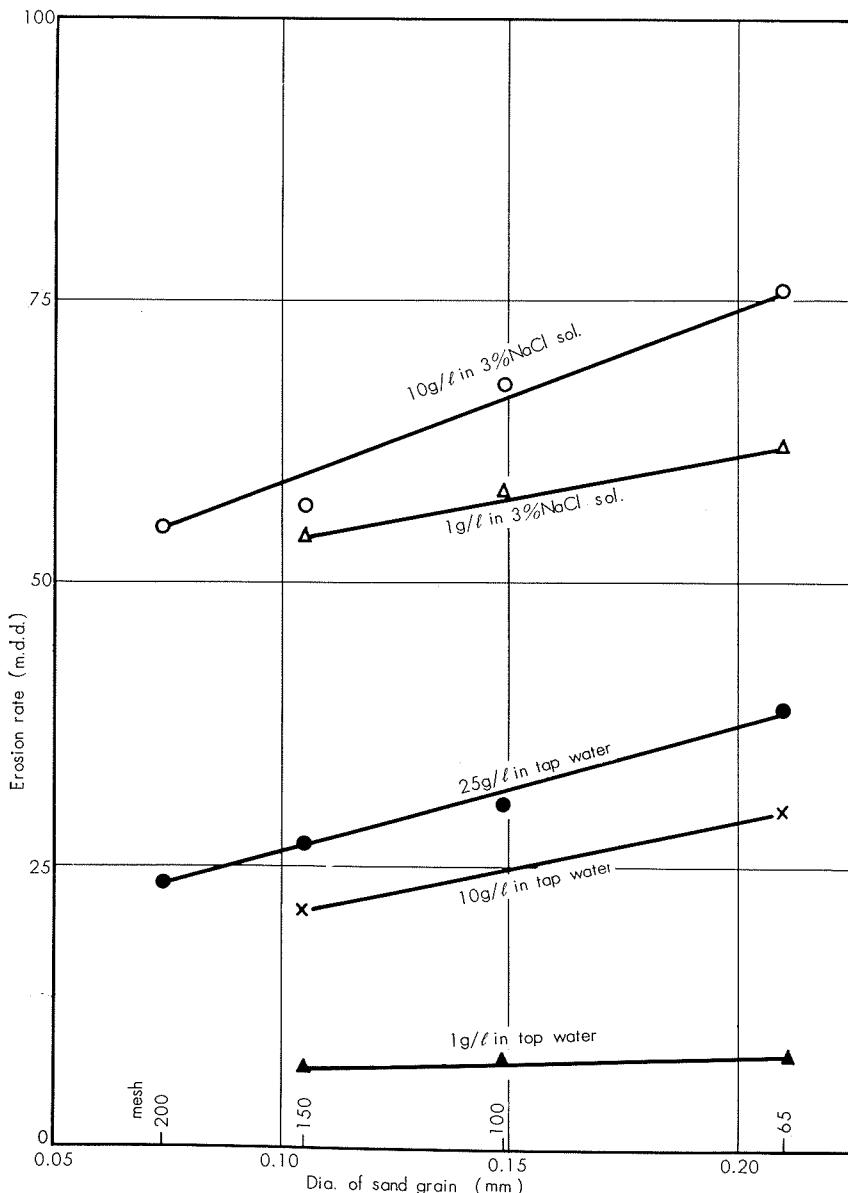


Fig. 3 Relation between sand erosion and diameter of sand. (Velocity 2m/sec)

と仮定するならば陰極防食によって防止することができるであろう。

そこで 65 mesh の砂を 25g/l 含む場合のサンドエロージョンに対し各種の陰極防食電流を通じてその効果を検討した。これを Fig. 5 に示す。

これによれば 2m/sec の流速の場合には非常に有効であって $30\mu\text{A}/\text{cm}^2$ (海水を冷却水として使用している復水器の水室、管板および管端部の陰極防食電流密度はこの程度である) で淡水中、3%NaCl水溶液中のいずれも 80% 以上の防食効果を示しており、 $60\mu\text{A}/\text{cm}^2$ で完全防食が達成される。したがって 2m/sec の流速で、この場合よりエロージョン効果のすくない条件 (より砂が微細である場合や含有量のすくない場合) でも完全防食が達成されることが予想されるので 150 mesh, 25g/l の場合や 100 mesh, 10g/l の場合の実験を行ったところやはり同様な結果が得られた。

したがって 2m/sec の流速におけるこの程度のサンドエロージョンは電気化学反応の促進作用であるということができるであろう。

しかしながら 2m/sec の流速における、より激しいサンドエロージョンについて検討してみれば、必ず機械的作用が入ってくるところがあるはずであると考えられる。そこで 35 mesh, 65 mesh, 150 mesh の砂を 25g/l 以上含む場合の淡水中的サンドエロージョンについて検討し、その場合の陰極防食効果をたしかめた。この場合エロージョン減量より考えて $1\text{mA}/\text{cm}^2$ の陰極電流を採用して電気化学的腐食反応は完全に停止させた。(淡水中においてはこの電流密度で過防食がおこらないことを確認している。)

非防食時におけるサンドエロージョンは砂の粒度の大きいほど、また砂含有量の多いほど激しいが、陰極防食を行うとある範囲のものは防止される。これを Fig. 6 に示す。これによれば 35 mesh より微細な砂では 25g/l の砂含

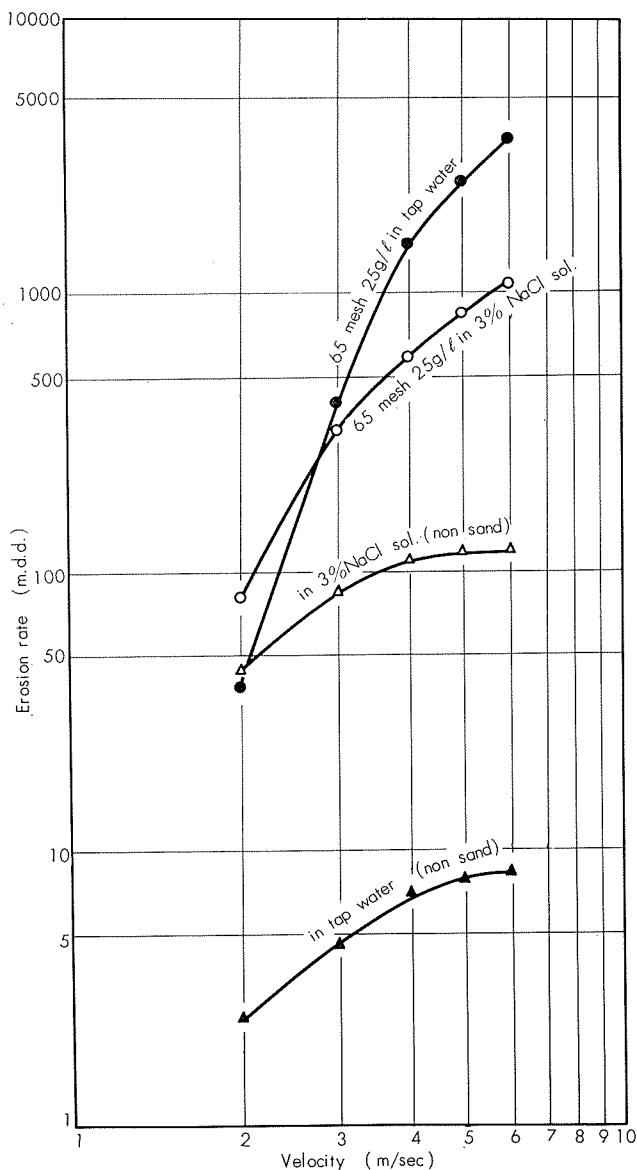


Fig. 4 Relation between sand erosion and solution velocity.

有量の場合のサンドエロージョンはすべて陰極防食によって防止できた。砂含有量が 50g/l の場合は 35mesh の場合のみ完全防食が達成されず、 100g/l の場合はすべて完全防食は達成されなかった。したがってこれらの場合は機械的作用を含んでいると考えて差支えないであろう。（陰極防食電流を 1.54mA/cm^2 に増加しても防食率の変化は認められないので防食電流の不足によって完全防食が達成されなかつたのではない。）

同じ 65mesh の砂を 25g/l 含む場合について、 4m/sec の流速におけるサンドエロージョンに対する陰極防食電流の影響を検討したところ $60\mu\text{A/cm}^2$ の場合の防食率は淡

水中で 9.5% 、 $3\%\text{NaCl}$ 水溶液中で 16% を示すにすぎず、電流を $120\mu\text{A/cm}^2$ に増加しても防食率は各々 13.2% 、 25.3% までしか向上しない。電流を 1.54mA/cm^2 まで増加しても淡水中では防食率の向上はみられず $3\%\text{NaCl}$ 水溶液中では過防食となってかえって腐食が増加する。したがって 4m/sec の流速の下におけるこの程度のサンドエロージョンは大部分機械的な作用によるものと考えられる。

(5) 各種合金の比較

(1)～(4)の実験結果はアルブラック焼鈍材におけるものであったが、各種合金のサンドエロージョンに対する抵抗性を比較するために、 35mesh の砂を 25g/l および 100g/l 含んだ 2m/sec の流速の淡水中で試験を行った。これによれば供試材のうちではチタンが最も優れアルミニウムが最も劣っていた。試験後の試料の外観をPhoto. 3に示す。

またこの結果を試料のカタサとの関係として整理するとFig. 7 および Fig. 8 のごとくなり、すべてが電気化学反応の促進作用である前者と、機械的作用が約 $\frac{1}{2}$ を占める後者 (Fig. 6 参照) とに著しい相関係数の差が認められず、($\gamma_1=0.63$ および $\gamma_2=0.67$ 、自由度 $\phi=10$ 、 5% の危険率における相関係数の有意限界値は 0.576) いずれもカタサの大きいほどサンドエロージョンに対する抵抗性が大きいようである。

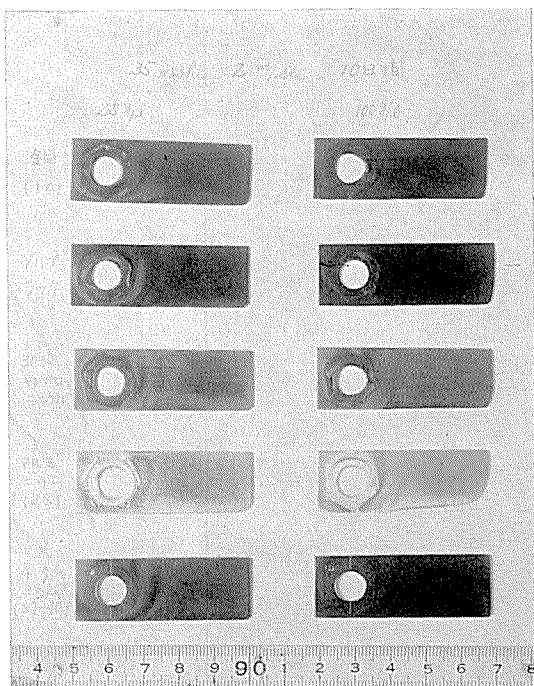


Photo. 3 View after rotating sand erosion test.

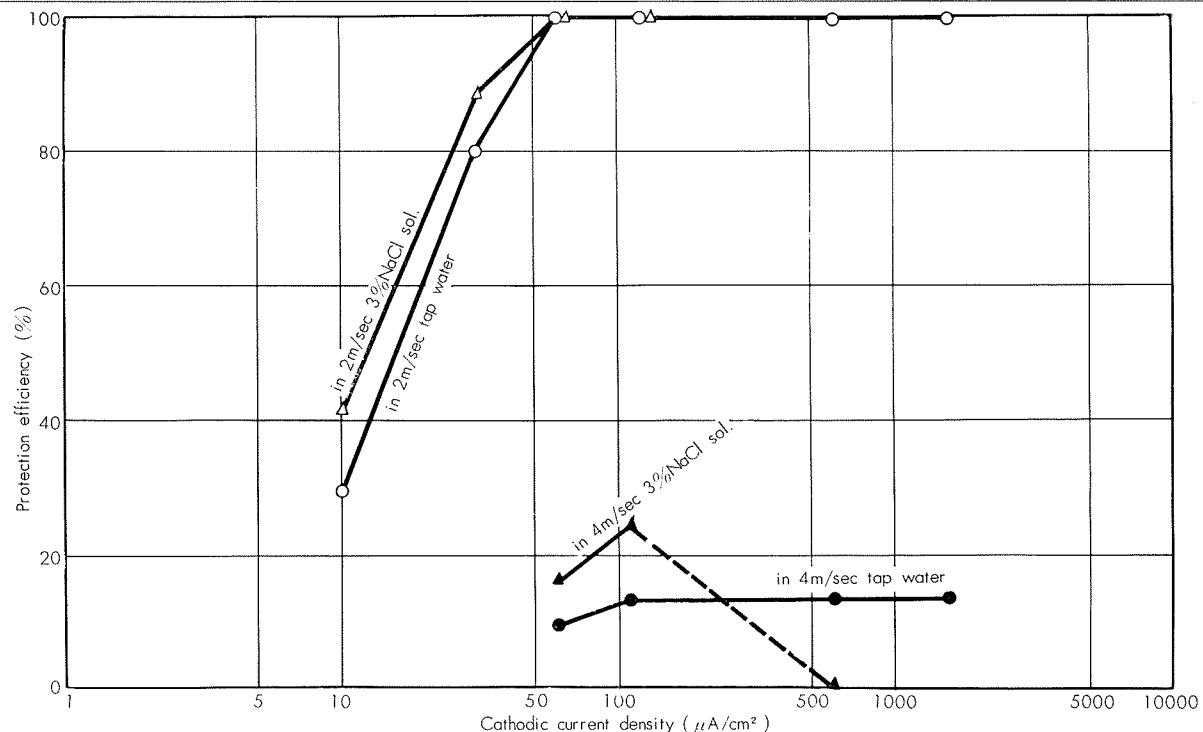


Fig. 5 Relation between cathodic protection efficiency and current density. (Sand content 25g/l sand grain 65 mesh)

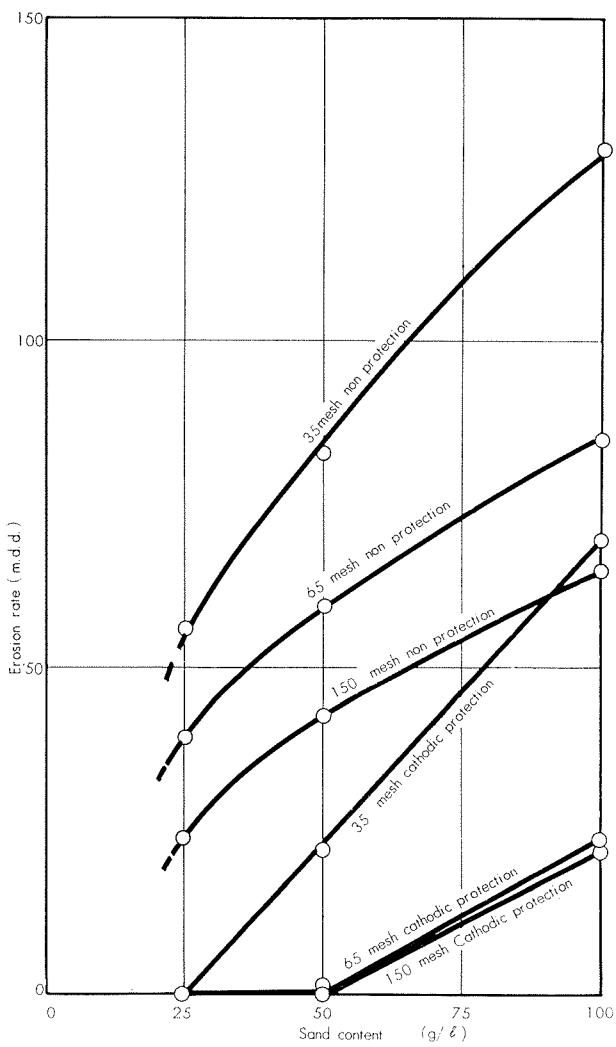


Fig. 6 Effect of cathodic protection on sand erosion in 2m/sec tap water.

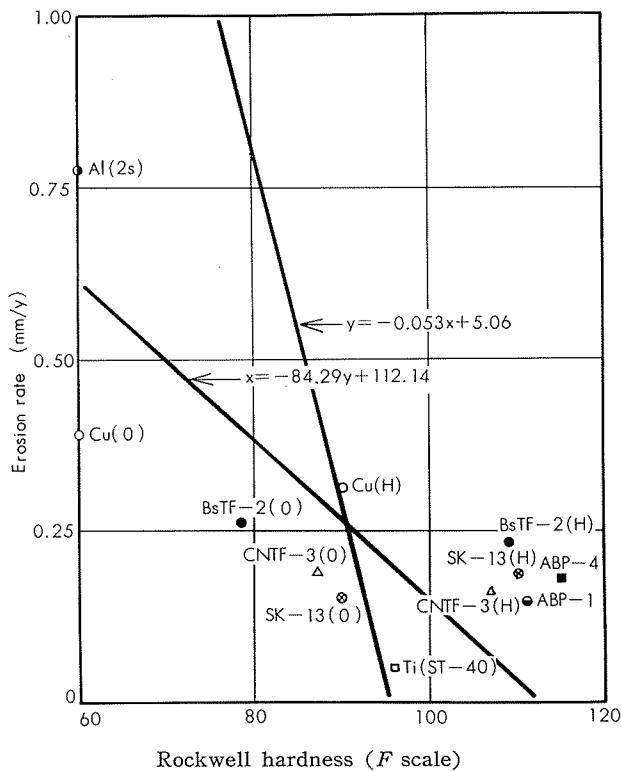


Fig. 7 Relation between sand erosion and hardness of alloys in 2m/sec tap water with sand content 25g/l, sand grain 35mesh.

4. まとめ

淡水中および3%NaCl水溶液中における復水器管用銅合金のサンドエロージョンを回転腐食試験によって検討しつぎのような結果を得た。

- 1) サンドエロージョンは砂含有量が多くなるほど激しくなる。この傾向は淡水中において著しい。
- 2) サンドエロージョンは含まれている砂の直径が大きくなるほど激しくなる。
- 3) サンドエロージョンは流速の増加に従って非常に激しくなる。砂を含まない場合の腐食速度は4m/sec以上の流速においてほぼ一定となるが、サンドエロージョンの場合には増加の傾向が僅かに変化するのみで依然として増加を続ける。これは4m/sec以上の流速におけるサンドエロージョンの機構が大部分機械的作用であるためである。
- 4) 2m/secの流速におけるサンドエロージョンはすべ

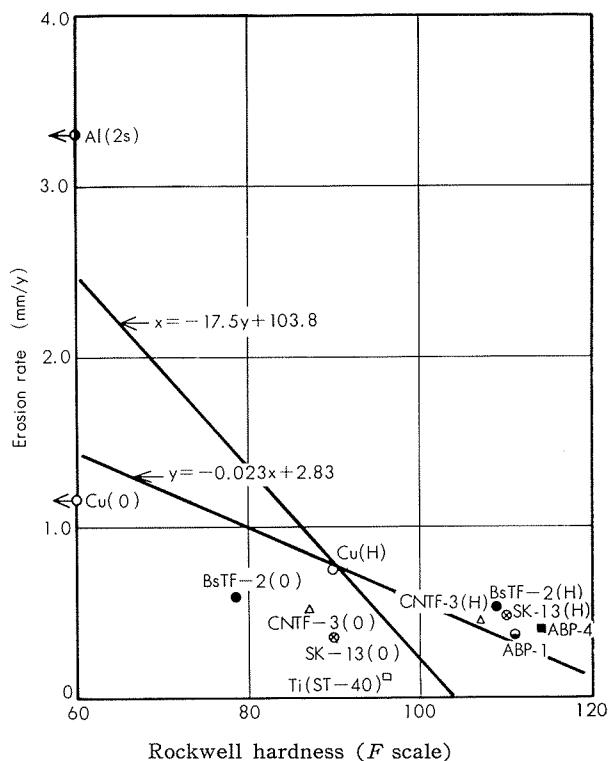


Fig. 8 Relation between sand erosion and hardness of alloys in 2m/sec tap water with sand content 100g/l, sand grain 35mesh.

て電気化学反応の促進作用であって陰極防食によって完全防食が可能である。ただし砂含有量が50g/l(35 meshの場合)または100g/l(65 meshより細粒の場合)以上含まれるような場合には一部機械的作用がまざってくるため防食率が低下する。

- 5) 4m/secの流速におけるサンドエロージョンは機械的作用による部分が多いため陰極防食によって完全防食することはできない。
- 6) 試料が硬いほどサンドエロージョンに対する抵抗性は大きいようである。

文 献

- 1) 山下貞二：日本機械学会論文集，23(1957)，646, 652
- 2) 佐藤武明, 沢田可信, 下平三郎：日本金属学会誌 26(1962), 580
- 3) M. Stern : Corrosion, 13 (1957), 775t
- 4) 田部善一：本誌, 8 (1967), 10

R 103

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol 9 No. 3 July 1968

アルミニウム板材の成形法について

寺井士郎 近藤宏則
西村嘉彦 木村紘

住友軽金属工業株式会社

アルミニウム板材の成形性について

寺井士郎* 近藤宏則**
西村嘉彦** 木村紘**

1. まえがき

現在使用される板材は、何らかの形で成形加工され、その中でもプレス成形加工されて用いられることが多い。この場合、材料製造者と需用者との間で、適正材料選別のための直接的な成形性試験が行なわれるのが望ましく、古くは1913年のエリクセン試験の提案以来、成形性の理論解析と伴って、多くの成形性試験が提案されてきた。更に第2次大戦後は、材料の最も基本的な特性値である、引張り特性値を用いて、プレス成形性との関連を見出そうとする試みも行なわれている。すなわち1950年に C. Arbel¹⁾ は材料の加工硬化係数 n 値と、限界絞り比との間に非常によい対応関係が認められる事を指摘した。同じ年に G. A. Knight²⁾ は降伏比とプレス成績とが関連をもつ例について述べている。同年、W. T. Lankford³⁾ は異方性係数 r 値が板材のプレス成形性の判断基準となり得る事を指摘し、1960年に開かれた IDDRG 大会において、福井ら、および R. L. Whiteley によって、 r 値と平底ポンチによる深絞り限界との間に強い相関関係があることが認められ、分科会における共同研究題目にとりあげられたことと相まって、 r 値ならびに引張り特性値と各種のプレス成形性との関係について、数多くの研究がおこなわれるに至った。

本解説では、従来までの研究によって明らかとなっている点を述べ、成形加工に対する考え方をまとめ、日常会う種々の問題に対する便宜を計ると共に、よりよい材料開発への一助とならんことを期待している。従って成形加工では軸対称のものだけに限り、角筒絞りや複雑な形状の絞り成形は割愛することとした。また絞り作業は長年の経験の蓄積で種々のテクニックがあるが、これらもすべて割愛した。

2. 深絞り加工

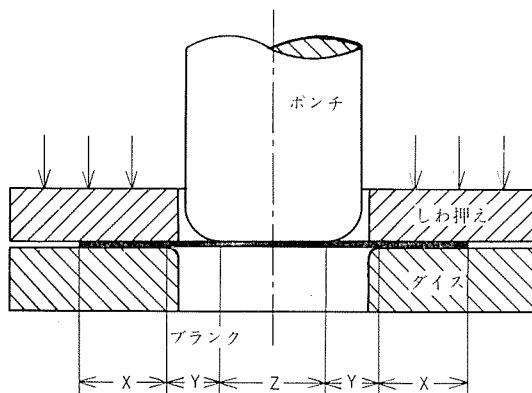
深絞り加工とは金属薄板素材をプレスにより円筒、角筒等の継目なし容器にポンチ、ダイスまたはこれに代る工具を用いて成形する加工法である。アルミニウムおよびその合金板は深絞り用として広く使用されており、いわゆる深絞り性良好な材料であるが軟鋼材等に比べて異なった性質を示す場合も多い。ここではアルミニウム板の深絞り加工における材料変形挙動、加工に影響を与える諸因子、および素材の深絞り性評価試験法について概説する。

* 研究部 工学博士

** 研究部

2.1 深絞り加工原理、および材料変形挙動

第1図に深絞り加工における素材、および工具配置図を、また第2図に素材各部の応力状態を示す。第1図において素材は三つの領域に分割して考えることができる。X領域はダイスに接触している部分であり、Y領域はポンチにもダイスにも接触していない部分、Z領域はポンチに接触し

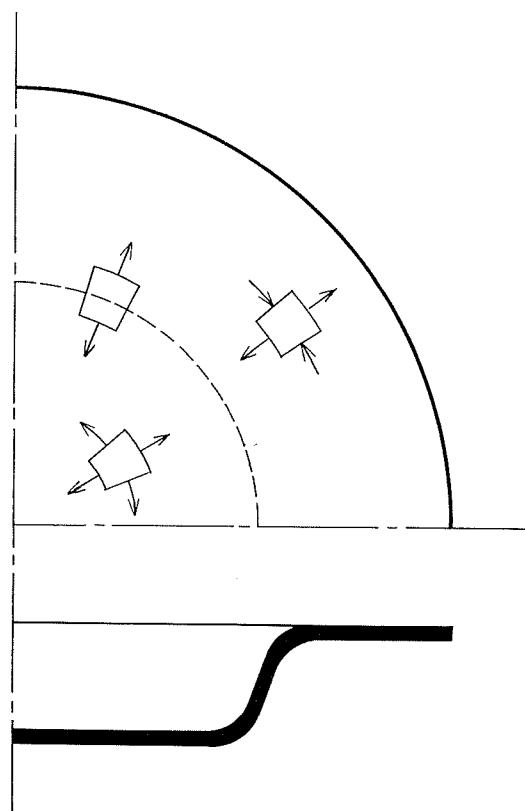


第1図 ブランク加工区分図

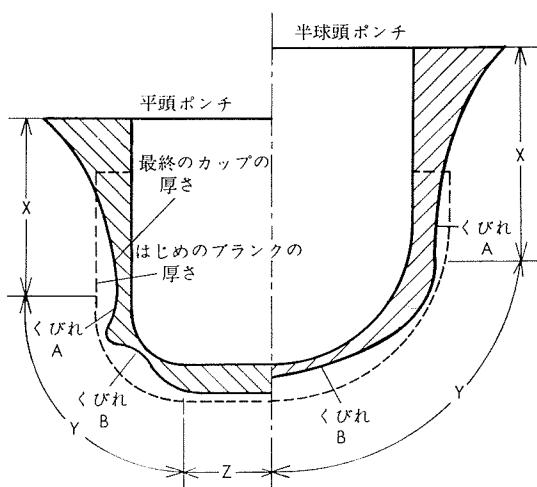
ている部分である。深絞り加工においては次の五つの加工形態が考えられる。(1) フランジ部における円周方向圧縮と半径方向引張り。(2) ダイス肩部半径上での曲げと引張り。(3) ダイスとポンチ間での引張り。(4) ポンチ頭部半径上での曲げと引張り。(5) ポンチ頭部での引張り。X領域の材料は(1)、(2)および(3)の加工を受ける。Y領域の材料は(2)、(3)および(4)の加工を受け、Z領域の材料は(3)、(4)および(5)の加工を受ける。第1加工形態のみ素材は厚くなるが他の加工形態ではすべて素材は薄くなる。³⁾

第3図に深絞りした円筒容器の板厚の変化を示す。

次に深絞り加工に必要な力 P_d はフランジ部材料を圧縮するのに必要な力 P_d とダイス肩部半径で板を曲げるために必要な力 P_b およびフランジ部材料と工具間の摩擦力 P_f の三つからなると考えることができる。 P_b および P_f は絞り工程によってあまり大きな変化はしないが P_d は行程の初期においては素板全体の変形量が大きくなるため次第に増加する。そして行程がある程度以上進むとフランジ部材料が少なくなるために減少していく。故に絞り力 P_d は行程のある時期で最大値を示す。これを P_{dmax} とする。この絞り力 P_d はブランクのポンチ頭部に接する部分（荷重



第2図 ブランクの応力状態



第3図 深絞りした円筒容器の断面

牽引部)を通して引張りの形で伝えられる。深絞り加工の成否は P_{Dmax} と荷重牽引部の引張強さとして表示され

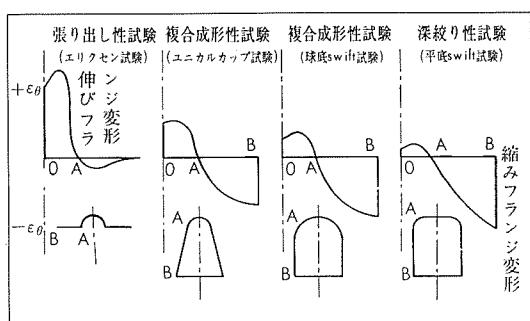
る破断力 P_F の大小によって定まる。なわち、 $P_{Dmax} = P_d + P_b + P_f < P_F$ の場合に深絞りが可能となり、 $P_{Dmax} > P_F$ の場合は絞りが不可能となり再絞り等の技術的手法を用いねばならない。したがって理想的な深絞り用材としてはフランジ部の変形抵抗が小さくて側壁部が十分な引張り強さを備えたものである。この考え方に基くとアルミニウム板の絞り性はある程度あきらかになるが実験室的なデータでは材質、調質度により相当の差はあるが 2 S 軟質材で軟鋼のキルド鋼より若干低くリムド鋼と同程度の深絞り性を示している。

2・2 アルミニウム板材の深絞り性評価方法

金属薄板の深絞り加工において素材の成形性を予知することは非常に重要な問題である。現在素材の深絞り性評価は大別して二つの方法で行なわれている。第1の方法は Swift 法あるいはこれに類したカッピング試験等のいわゆる模型試験によるものである。この方法は実際のプレス加工に準じた模型試験であるから形状性、寸法効果を無視すれば素材の成形性を忠実に反映しているものと考えられる。しかしながら反面この方法においては素材の材料的諸特性が総括的に反映されているにすぎないから、素板の改善、開発にはあまり寄与できないものと思われる。さらに各変形形態に応じた試験方法を採用する必要がある。第4図に各種成形性試験における深絞り、張り出し変形度を示す。次に第二の方法は素材の材料的諸特性値、例えば機械的性質、加工硬化係数 n 値、塑性異方性 r 値等と深絞り性との関係を確立しようとするものである。今までの諸研究では両者間にはかなりの相関が認められているがまだ一般性と適確性をもって通用し得る状態ではない。特にアルミニウム材に関してはまだ確定的な結論は出ていない。以下第一の試験方法について概説する。

2・2・1 円筒カッピング試験

この試験方法は実際のプレスで素板を絞って絞り性を評価するものである。第4図(3), (4)に相当するものであり、代表的なものに Swift 方式がある。この方法は破断することなく絞り得る最大のブランク径をポンチ径で除した限界絞り比 (L.D.R.) で評価するものである。この試験方法は純粋深絞りを評価するにもっとも忠実な方法であり、また非常に利用されているが限界を出すのに径の異なった多数のブランクを絞ってみなければならないということから材料、手間の大きな負担となる。迅速性が要求される現場的試験法としては一考を要する。またこの方法による限界絞り比は試験条件によって相当に変化する(第5図参照)ものであり、試験値が普遍性をもつためにはその条件を厳密に規定する必要がある。現在 JIS には規定はないが、I. D. D. R. G. には規格案が提出されている。それを第1表に示す。



第4図 各種成形性試験における絞り、張り出し変形度(円周方向ひずみ分布)

第1表 Swift 深絞り試験仕様

適用板厚範囲	0.32~1.30mm	0.45~1.86mm			
ポンチ直径 d_p (mm)	$32^{+0}_{-0.05}$	$50^{+0}_{-0.05}$			
ポンチ角半径 r_p (mm)	4.5 ± 0.1	5.0 ± 0.1			
ダイス孔直徑 d_o	板厚範囲	d_d	r_d	d_d	r_d
0.32~0.45	33.28	4.5	—	—	—
0.45~0.64	33.80	6.4	51.80	6.4	—
0.64~0.91	34.56	9.1	52.56	9.1	—
0.91~1.30	35.64	13.0	53.64	13.0	—
1.30~1.86	—	—	55.20	18.6	—
工具材料	良質の工具鋼で硬さ Hv700(HRC60)以上。				
工具の仕上げ	素材との接触面のあらさ 0.25~0.5ミクロン角半径は隣接面と滑らかに結ぶようする。				
潤滑油	鉛油(93.3°C レッドウッド70~80秒) 90%+パラフィンワックス(塩素35%含有) 10%。				
しわ押え力	(必要最低しわ押え力×1.75)を超えないこと。				
絞り速度	3~20mm/sec.				
試験値	絞り比で0.025単位に素板直徑を変え、破断せずに絞れた素板直徑の絞り比をL.D.R.とする。				

2・2・2 コニカルカップ試験

第4図の(2)に相当するものであり、特に張り出しの加味された深絞り性評価によく適合して使用される。円錐形ダイスと球底ポンチを使用する。シワ押えは不要である。軟鋼板に関しては仕様がJISで規定されているがアルミニウムにそのまま適用することは不可能である。測定方法はカップ底が破断した時のカップ上縁部外径の最大値と最小値の算術的平均値(mm)をコニカルカップ値(C.C.V.)として用いる。この値の小さいほど成形性が良好であると評価する。円筒絞り試験に比べて、(1) 迅速である。(2) 装置が簡単である。(3) 試験値が安定している。等の長所があるが純粋の深絞り性をこれで評価するのは無理である。

JIS規格を第2表に示す。

第2表 コニカルカップ試験 J.I.S 規格

型別	13型	17型	21型	27型
公称板厚(mm)	0.5以上 0.8未満	0.8以上 1.0未満	1.0以上 1.3未満	1.3以上 1.6以下
ダイス開き角度 θ°	60	60	60	60
ダイス穴直徑 d_2 (mm)	14.60	19.95	24.40	32.00
ダイス肩半径 r_d (mm)	3.0	4.0	6.0	8.0
ポンチ直徑 d_p (mm)	12.7	17.46	20.64	26.99
鋼球半径 r_p (mm)	$d_1/2$	$d_1/2$	$d_1/2$	$d_1/2$
試験片直徑 d_0 (mm)	36	50	60	70

備考 表記のダイス肩半径は標準寸法とする。

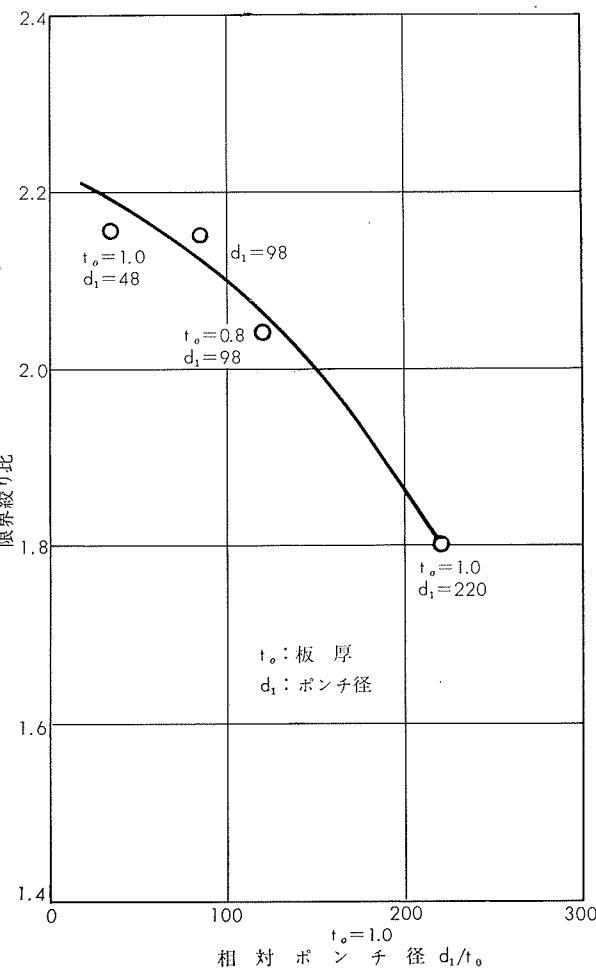
2・2・3 T Z P方式

T Z Pとは東独で開発された試験方法で L.D.R. と一義的関係にある値を、1枚の試験片より求めようとするものである。最大絞り力と破断力とから絞り性を判定するものであり測定方法は第6図に示すように最大絞り力 P_z をわずかに越えるまで通常どうり絞り、後フランジ部を完全にクランプして、さらにポンチを破断するまで押してこの破断力を P_{ab} とする。実験的に P_{ab} はプランク径によらずほぼ一定であり、 P_z はプランク径とともにほぼ直線的に増加する。したがって P_{ab} 、 P_z 両直線の交点より絞り得る最大プランク径を求めることができる(第7図参照)。

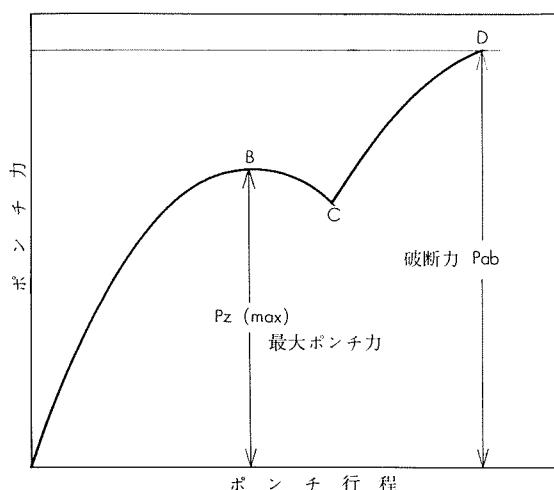
$$L.D.R. = P_{ab}(\beta-1)/P_z + 1$$

(β は使用したプランクの絞り比)

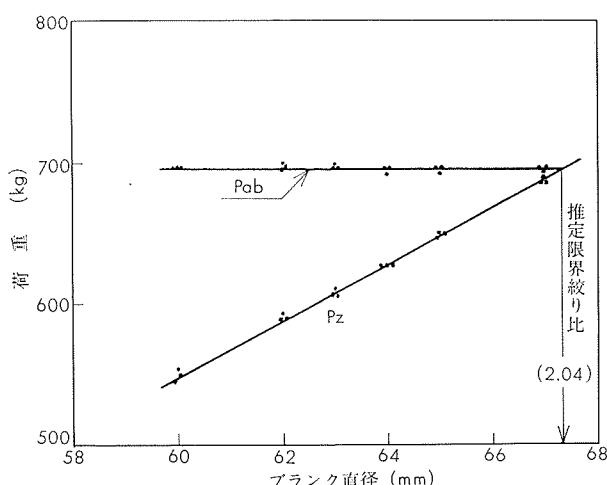
アルミニウムに関しては軟質材の場合だけ Swift 法の場合と同じ L.D.R. が得られている。⁵⁾



第5図 L.D.R. におよぼすポンチ直徑の影響



第6図 ポンチカ、ポンチ行程曲線



第7図 ブランク径によるPzおよびPabの変動

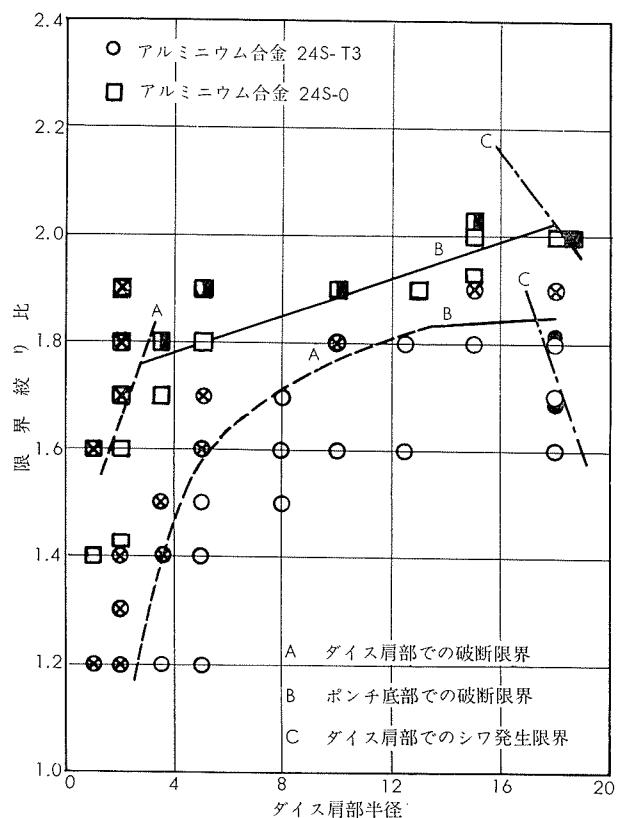
2・3 アルミニウム深絞り加工に影響を与える諸因子

2・3・1 工具条件

アルミニウム板材の深絞り用工具はアルミニウム特性により他材質用のものをそのまま使用することは問題である。特に型の表面仕上げには十分注意しなければならない。

(A) ダイス肩部半径 r_d 。

r_d の過小は過酷な曲げ変形を素材に強要することになり荷重牽引部負担荷重が増加するために絞り性が減少する。また r_d の過大はシワが発生し易くなりこの場合も絞り性が減少する。適正値としては $1.5t \leq r_d \leq 4t$ (t : 板厚) が良い。⁶⁾ 第8図に L.D.R. におけるダイス肩部半径の影響を示す。

第8図 L.D.R. におけるダイス肩部半径の影響
(吉田 他)

(B) ポンチ頭部半径 r_p

r_p の過小は r_d の場合と同様に厳しい曲げ変形となり接触部分の板厚が薄くなつて絞り性が低下する。また過大になるとポンチ、素材初期接触時において接触部分が局部的になり、その部分に張り出しが強要されて板厚が減少し絞り性が低下する。ポンチ頭部半径と限界絞り比の関係を第9図に示す。

(C) ポンチ、ダイス間のクリアランス C

Cの過小はシゴキ作用がおこるために絞り力が増加し絞り性が低下する。また過大は容器側壁にシワを生じる。アルミニウム材の適正クリアランスは $1t \sim 1.25t$ の範囲である。⁷⁾

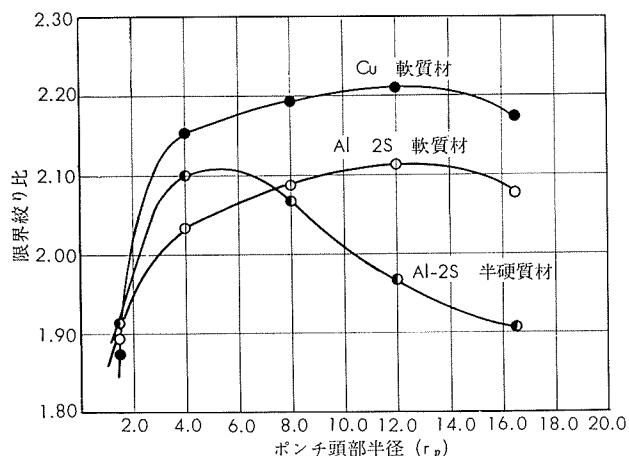
(D) シワ抑え力 H

Hの過小はフランジ部にシワが発生し易くなる。また過大はフランジ部の変形抵抗が増加するために所要絞り力が増大し絞り性が減少する。第3表に単位面積あたりの最小シワ押さえ力を示す。

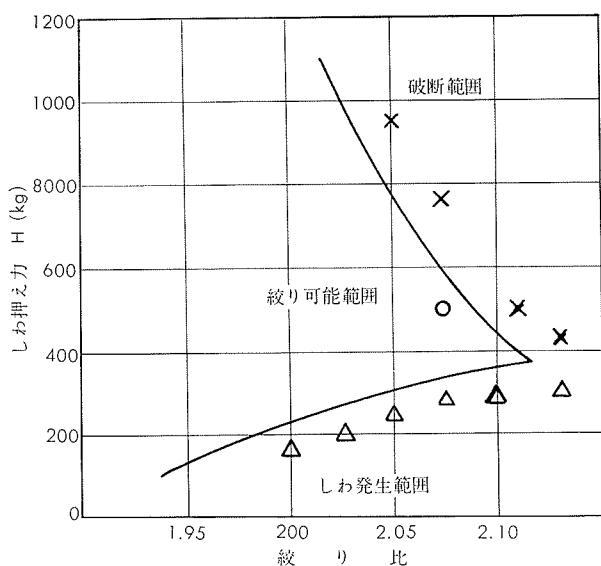
またブランク直径とシワ押さえ力の関係を第10図に示す。

第3表 しわ押え力

材 料	しわ押え圧力 (kg/mm ²)
軟 鋼	0.16 ~ 0.18
ス テ ン レ ス 鋼	0.18 ~ 0.20
ア ル ミ ニ ウ ム	0.03 ~ 0.07
銅	0.08 ~ 0.12
黄 銅	0.11 ~ 0.16



第9図 L.D.R. におけるポンチ頭部半径の影響



第10図 素板直径としわ押え力の関係

第4表 高分子フィルムの成形性に対する効果

	素 材	高 分 子 フ ィ ル ム (膜面ポンチ側)	高 分 子 フ ィ ル ム (膜面ダイス側)	高 分 子 フ ィ ル ム (膜両面)
エリクセン試験 (mm)	11.1	13.5	11.6	13.9
L. D. R. (平底ポンチ)	2.04	1.98	2.10	2.03
L. D. R. (球底ポンチ)	2.08	2.01	2.15	2.06

2・3・2 潤滑、絞り速度

深絞り作業において潤滑剤使用の目的はフランジ部変形のさいの摩擦力を減少させて絞り限界を向上させることにある。プランクとダイス、シワ押えとの摩擦力が増大すればそれだけ変形抵抗が増し変形を要する絞り力が増加するためにそれを伝える荷重牽引部の負担荷重が大きくなりついに破断にいたる。またプランクとポンチ間の摩擦はある程度あった方がポンチ力をプランク広域にわたって負担することになるから好潤滑状態下、ポンチ力が荷重牽引部に集中する場合よりもある程度絞り性は向上する。その他潤滑剤効果としては製品、および型、工具の成形傷の防止、焼付を防ぐある種の冷却作用等が考えられる。アルミニウム板の場合は特に前記のことが強調されるので使用潤滑剤の選定には十分の配慮をすべきである。次に潤滑に影響を与える因子としては油の油性、粘度、成形速度、工具形状等が考えられる。第11図に吉井による限界絞り比に対する油の粘度および成形速度の影響を示す。一般にある程度高粘度の方がアルミニウム板の場合絞り性向上に寄与するようであるが、事後処理等を考慮した場合一方的に高粘度のものが良いとは限らない。

2・3・3 高分子フィルム系表面保護皮膜

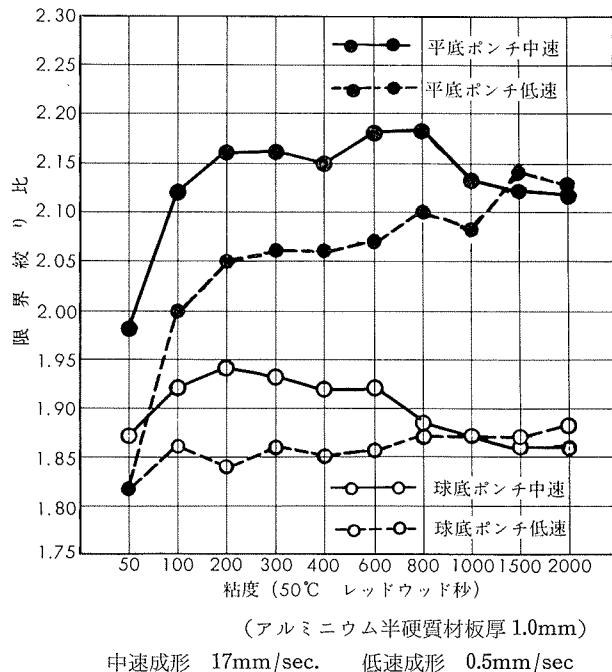
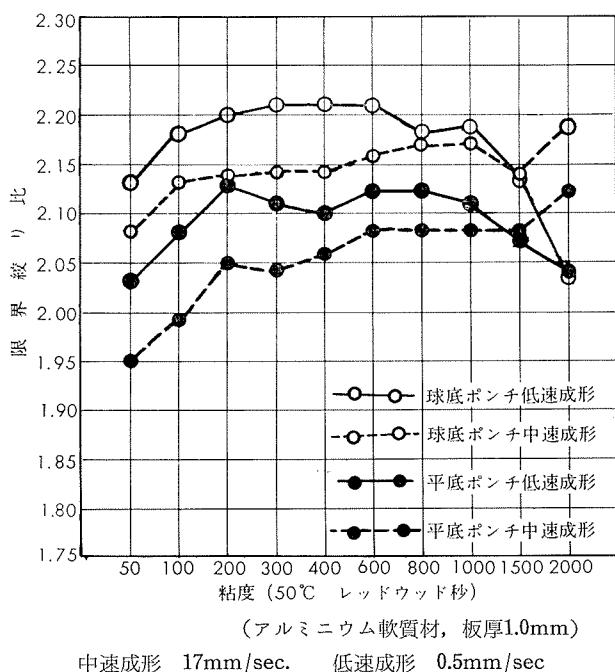
近時ステンレスあるいはアルミニウム板材の表面傷防止のために塩化ビニール等の高分子フィルムを板表面に付着して用いることが多くなった。これを成形性の立場からみた場合素板とダイスおよびシワ押えとの間の摩擦力軽減に非常に大きな効果がある。したがって絞り性も向上する。第4表に絞り性向上効果を示す。

3. 張出し成形加工

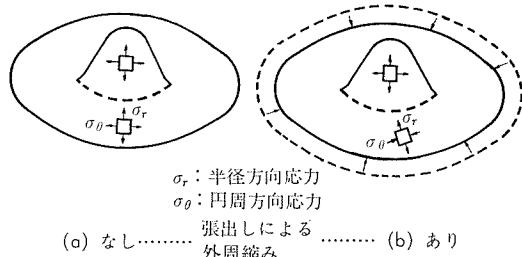
薄板のプレス成形に関して、古くから多くの研究がなされてきたが張出し成形に関する研究は、ともすれば、深絞り成形に関する研究の延長、または、その一部に過ぎないという見方をされてきたため張出し成形が単独に取扱われた例は液圧バルジ成形を除いて数少ない。近年になって、ようよく張出し成形自体が注目され、深絞り成形と分離して単独に張出し成形そのものを取扱おうとする動きがみえつつある。ここでは、ひとまず深絞り成形から張出し成形を分離して張出し成形における材料の変形挙動、成形限を決定する諸因子、張出し成形予知試験などについて概説する。

3・1 張出し成形における材料の変形挙動と成形限の表示方法

張出し成形における材料各部の応力状態を第12図に、吉田らの提唱している張出し成形区分を第13図に示す。⁹⁾ 第12図から明らかのように限界張出し深さに寄与する変形成分は、縮み流入分、伸び流入分、張出し成分の3成分である。縮み流入分は、いわゆる絞り込み成分であり、ダイス面上のフランジ部からダイス穴内への流入が外周縮みにより助長される成分であり、ここにおいて材料は第12図(b)に示す



第11図 限界絞り比におよぼす潤滑油粘度の影響(中性鉱油)



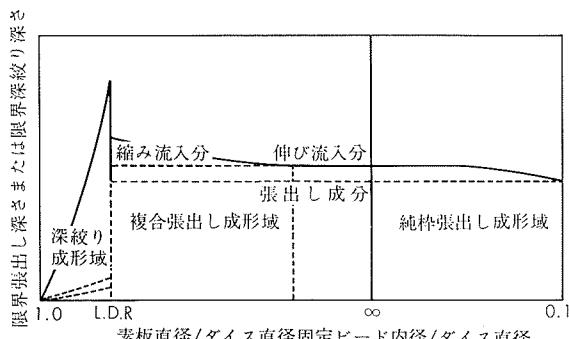
第12図 張出し成形における応力状態

ように半径方向に引張り、円周方向に圧縮をうける。伸び流入分は、外周縮みをともなわずダイス面上のフランジ部よりダイス穴内に流入する成分でここにおいて材料は第12図(a)に示すように、半径方向、円周方向ともに引張をうける。張出し成分は、成形前ダイス穴内にあった素板の変形成分で、ここにおいて、材料は、2軸引張りをうけ、ここにおける材料の破断が張出し深さの限界を決定する。限界張出し深さに寄与する成分のうち、張出し成分が常に最大のウェートをしめるが、フランジ部が完全拘束され、縮み流入分のない場合を純粋張出し成形、フランジ部が不完全拘束され、従って縮み流入分のある場合を複合張出し成形とよんでいる。そして、実際の加工においては複合張出し成形が大部分を占めるようである。次に、張出し性の表示法について最近発表された見解について述べる。張出し性の表示法には、エリクセン試験、液圧バルジ試験、などのように、破断が生ずるまでの限界張出し深さで表示する場合と張出し成形において破断が生じた個所の破断方向とそれに直角方向の歪で表示する場合がある。前者を全体張出し性、後者を局部張出し性と名づける。局部張出し性と全

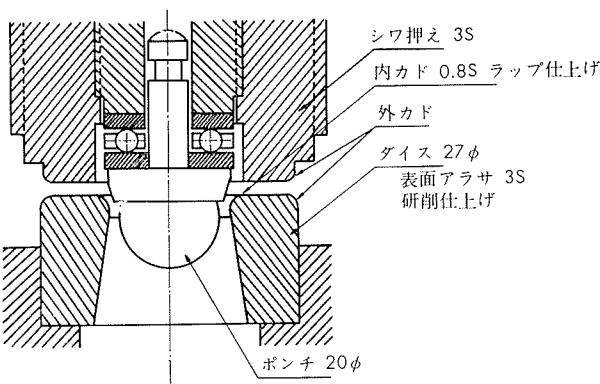
体張出し性の間には、当然ある関係が予想されるが、以下に便宜上、局部張出し性、全体張出し性に分けて解説を進めていくこととする。

3・2 張出し性予知試験

単軸引張試験で得られる機械的性値と張出し性の関係については、従来の研究によってある程度明らかにされ、一様伸び限に対応する加工硬化指数n値と張出し性が対応することが原則的には承認されている。しかし、いまだn値から張出し性を定量的に予知し得る段階に至っていない。従って、現在においては、実際の加工に近い負荷と変形を材料に与える試験法いわゆるシミュレート試験によって張出し性を評価しているのが現状である。材料の張出し性を評価する場合、その試験条件は実加工と類似しているほど望ましい。しかし試験法を簡単にし統一的に実施するという意味でわが国ではエリクセン試験としてJISB 7729, 7777に試験工具、試験方法を規定している。以下に、その概要について述べる。第14図のごとき、ポンチ、ダイス、しづ押しリングを用い、まず試験片をダイス上に正しくセットする。その場合、試験片の両面にワセリンを塗布し、かつ、しづ押しリングと試験片の間に0.05mmの隙間ができるようにしておく。ポンチを0.1mm/secの速度で進めていき、試験の少なくとも1箇所に裏面に達する割ができるときまでのポンチの移動距離をエリクセン値としている。以上のような条件で材料が張出されるので、エリクセン試験においては、材料の絞り込みが多少許される。従って、エリクセン試験は、複合張出し性を評価する試験である。一方、スウェーデンにおいては、ダイス面上のフランジ部をビードで完全に拘束した球底ポンチによる張出しが提唱されている。すなわち、この試験は純粋張出し性を評価す



第13図 限界成形深さをパラメーターとした張出し成形区分



第14図 エリクセン工具図

るものである。たとえば、米国においては、オルゼン試験が行なわれているように、張出し性の評価方法は各国ごとに異なっている。張出し性を評価する値としてある試験値を採用する場合注意すべきことは、その試験値がいかなる条件下で求められた値であるか、また、その試験がどの程度問題としている実加工と類似しているか、従ってその試験値と実加工成績との間にどの程度の対応が期待できるかを正しく認識することである。以上の試験はすべて剛体ポンチによって材料を張出すエリクセン型試験であるが、潤滑条件、ポンチ速度などのばらつきが微妙に試験値に影響する。そこで、エリクセン型試験に入る外乱を少なくする目的で開発されたのが、剛体ポンチによらず液圧で材料を張出し、破断に至るまでの限界高さでもって張出し性を評価しようとする液圧バルジ試験である。液圧バルジ試験においては、エリクセン試験に入ってくる外乱を少なくすることはできるが、吉田らは液圧バルジ試験は摩擦が存在しないポンチ張出しと同等と考えるべきでないという見解¹¹⁾をとっている。その根本的な相違点は液圧バルジ試験においては、材料はポンチ形状に拘束されない、すなわち、液圧バルジの方が変形の自由度が大きく、このためバルジ高

さは変形能のみならず変形抵抗特性をも反映するとしている。以上のエリクセン型試験、液圧バルジ試験などはいずれも全体張出し性を評価する試験法であるが、これに対して局部張出し性を評価する試験法として、近年、スクライプド・サークル・テスト、スクライプド、スクエア・テストが開発された。これは、電解腐食法または、写真焼付け法によって、材料表面にスクライプド・サークル・パターン（半径、中心間隔が一定の円群）、スクライプド・スクウェア・パターン（碁盤の目模様）をプリントした後、張出し変形させ破断部における円、または、正方形の変形度合から破断方向の歪とそれに直角方向の歪を求め、それでもって成形限界を表わそうとするものである。スクライプド・サークル・テスト、スクライプド・スクエア・テストによる局部張出し性の研究は、最近活発に行なわれており¹²⁾、その成果も発表されつつある。

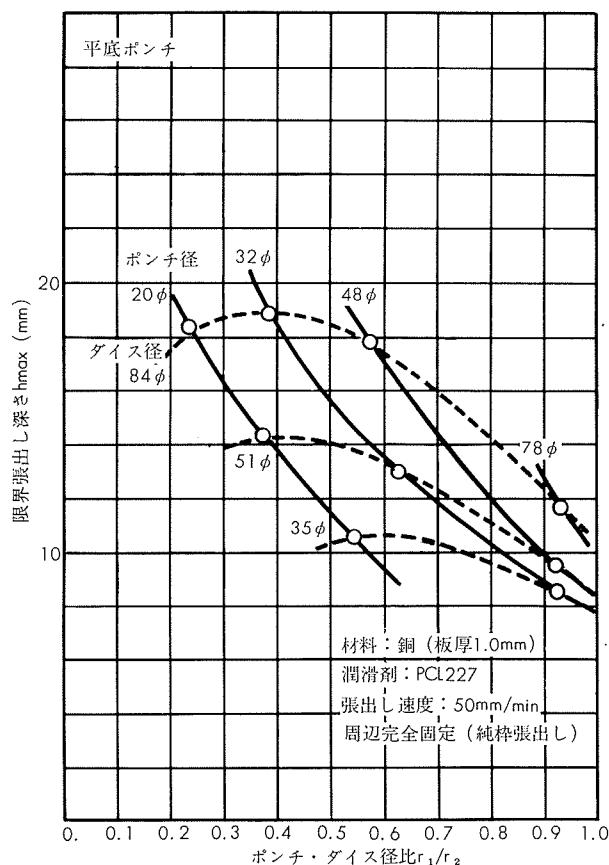
3.3 張出し性を決定する諸因子

3.3.1 限界張出し深さ（全体張出し性）を決定する諸因子

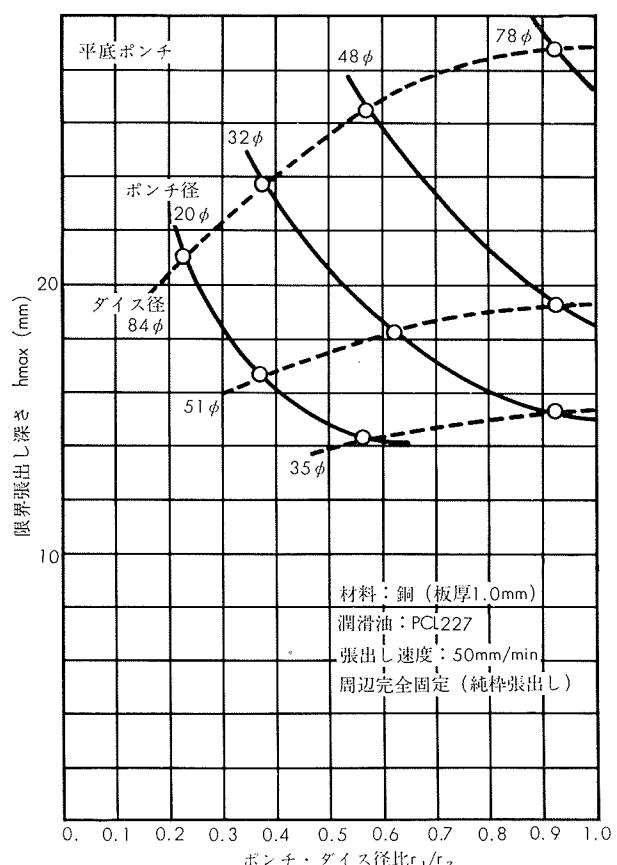
剛体ポンチによって材料を張出していく場合、縮み流入分、伸び流入分、張出し成分が張出し深さに寄与する。従って、当然のことながら、この3成分を与えるポンチ接触部材料の変形挙動、フランジ部材料の変形挙動に影響するすべての因子が限界張出し深さを決定する因子となりうる。その主たる因子——工具寸法、潤滑、ポンチ速度、しわ押え力がいかに限界張出し深さに影響するかについて、第15、^{6, 13, 14, 15)} 16, 17, 18, 19, 20図に示す。複合張出し、純粹張出しに対して同傾向のデータが得られているので、その一方のみを取りあげた場合もある。以上の因子の他に、潤滑油塗布量、工具試験材の表面アラサ、温度などの影響も考えられるがここでは省略する。

3.3.2 局部伸び限（局部張出し性）を決定する諸因子

張出し成形においては、張出し部材料の局部伸びの軸方向成分の積分値と伸び流入分、縮み流入分の軸方向成分の和が張出し深さとなる。そして、2軸引張りをうける張出し部材料の破断によって限界張出し深さが決定される。従って、限界張出し深さに影響する諸因子がとりもなおさず、張出し部材料の局部伸び限に同傾向の影響を与えるはずである。局部張出し性に関する研究は少なく、データが不足しているのが現状である。その主たる因子——工具寸法、潤滑が局部張出し性にいかに影響するかについて第21図に示す。次に、局部張出し性と全体張出し性の関係について簡単に述べる。前述のように、張出し部材料の局部伸びの軸方向成分の積分値と伸び流入分、縮み流入分の軸方向成分の和が限界張出し深さとなるから、限界張出し深さで表示される全体張出し性と局部伸び限で表示される局部張出し性との間には、当然ある関係が予想される。第22図のごとく、限界張出し深さは平均伸びと比例関係にある。平均伸びは歪分布特性を通じて限界局部伸びと結びつけられ



第15図 平底円筒ポンチと球底円筒ポンチにおける限界張出し深さとポンチ・ダイス寸法の関係



る。すなわち、全体張出し性と局部張出し性とは歪分布特性によって明確な関連が得られるという見解が最近発表されている。¹⁴⁾

4. 引張り試験特性値

今まで述べた深絞り、張出し成形性には、加工上の各種条件と並んで、被加工材の持つ材料特性も大きな影響を及ぼしている。まえがきにも述べたように、材料特性を引張り特性値で代表させ、これと成形性との関連を追求する方向で研究がなされてきた。まず使用される引張り特性を述べた後、特性値抽出上の問題、特性値と成形性を結びつける理論、及び特性値と成形性との関連についての実験結果について、順次述べる。

現在プレス成形性の判断資料として、利用されているのは第5表に示すように、強度特性、変形特性、ならびに強度と変形の組み合わせ特性の3つに大別される。このうち強度と変形の組み合わせ特性中の荷重一伸び曲線ならびに塑性曲線は、材料の塑性変形時の力学的特質を連続的にとらえ、その全体にわたっての情報を与えるものであり、その他の特性値は、主としてこれらの曲線上に示される特定の値を単独か、もしくは互に組み合わせることによって求められる。

4・1 強度特性値

引張り強さとは最大引張り荷重を試験片平行部の原断面積で除した商を示し、耐力とは、JISによれば、永久伸び $\varepsilon\%$ に相当する応力 σ_e を示し、特に規定のない場合 $\varepsilon=0.2\%$ をとるものとしている。DIN, GOST も 0.2%永久ひずみ相当の応力 $\sigma_{0.2}$ と定義している。

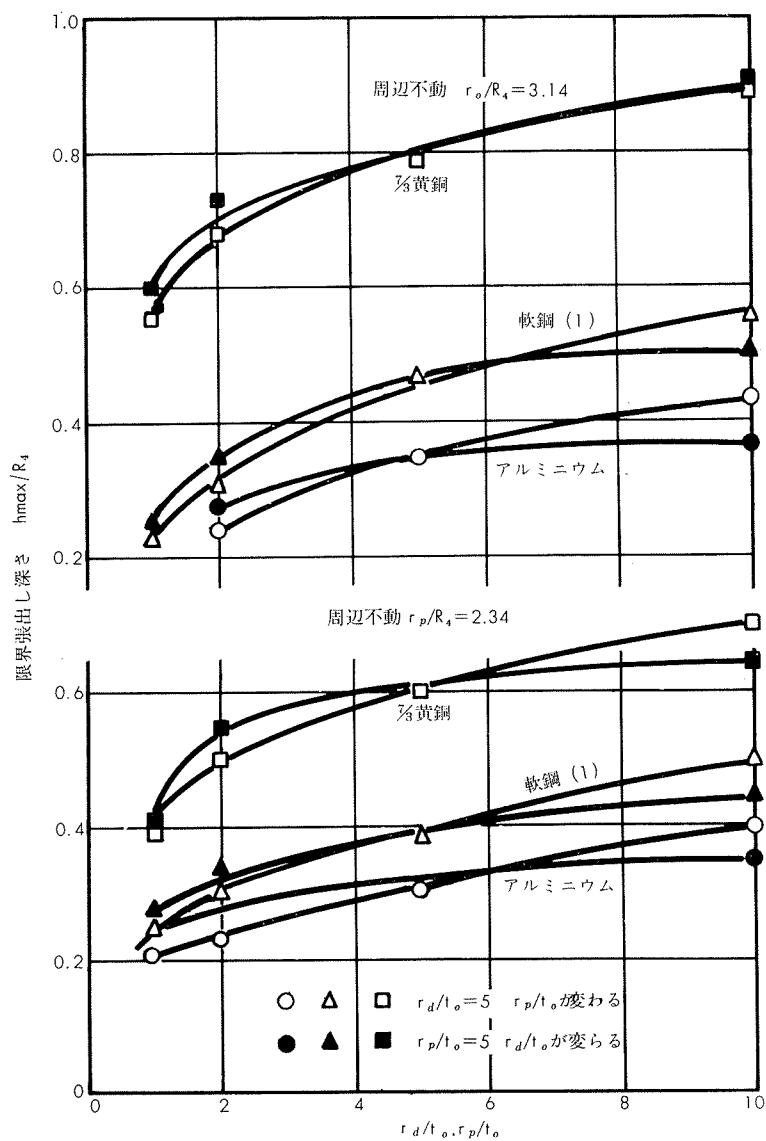
4・2 変形特性値

一様伸びは局部収縮を生じることなく、均一に伸びる伸び量である。

この一様伸びの限界は引張り荷重の最大値を示す点に一致するとされているが、実際には、引張り荷重が最大値に達して後に荷重変化なしにかなり大きな伸び変形を生じる例もある。また、局部収縮を生じた後に試験片の平行部全体にわたって伸びの進行することも認められている。したがって最大荷重点まで負荷した試験片、もしくは局部収縮までは破断を起した後の試験片からこの値を求めようとする場合には、それぞれ異なった値が得られることが多い。

局部伸びは局部収縮部（くびれ部）における破断にいたるまでの伸び量として定義される。試験片平行部内に局部収縮が生じた場合、この部分の変形は、それに隣接する平行部の拘束をうける。すなわち、試験片の幅の増加につれて局部収縮領域がひろがり、伸びの絶対量も増す。

全伸びは、一様伸びと局部伸びとで構成されるもので、



第16図 平底円筒ポンチによる張出しにおける rd と rp の組合せと限界張出し深さ

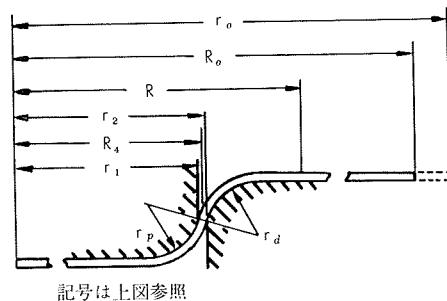
測定法が簡便な所から、ひらく用いられている。しかし、これはたとえば第23図に示したような破断後の伸び歪分布を持った試験片について、変形前に設けたある特定の標点内の伸び歪を積分平均した量を表わすのにすぎず、第23図(b)のように標点距離によって変化するものである。

以上に述べた一様伸び、局部伸び、ならびに全伸びについては、今後はその目的に応じてより明確な定義を下した上で用いることが好ましい。

塑性歪比もしくは異方性係数(r 値)は引張り試験片の巾方向と厚さ方向の塑性歪比

$$r = \ln(W_0/W)/\ln(T_0/T)$$

として定義される。ここで、 W_0 、 W は引張り前後の試験片の巾、 T_0 、 T は引張り前後の板厚である。 r 値は一様伸び限界内では変形量に無関係にはほぼ一定であり、また局部収縮後もあまり大きな変化は認められない。そこで、試験片の一様伸び限界での巾歪、もしくは破断部の幅収縮率



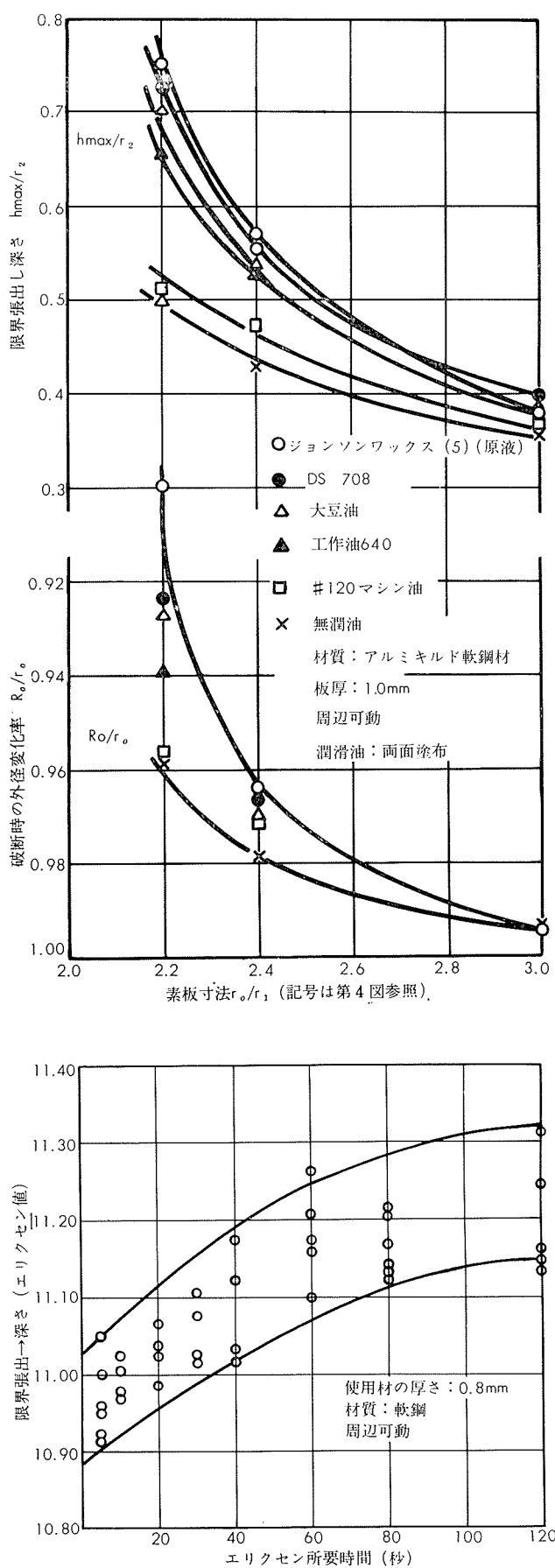
第17図 潤滑油の影響、素板寸法と限界張出し深さならびに外径比の関係
記号は上図参照

をそのまま用いても、 r 値に代る簡便な特性値として利用できる。この前者には、吉田による u 値、 $u = \ln(W_u/W_0)$ (W_u は一様伸び限界まで引張ったときの巾)¹⁶⁾、および朝倉らの W 値があり、後者には岡本らによる巾絞り $\varphi = (W_0 - W_f)/W_0$ (W_f は破断部の巾)がある。ただし u 値の場合には、 r 値単独ではなく n 値の影響をも含んだ特性値となっていることに注意しなければならない。

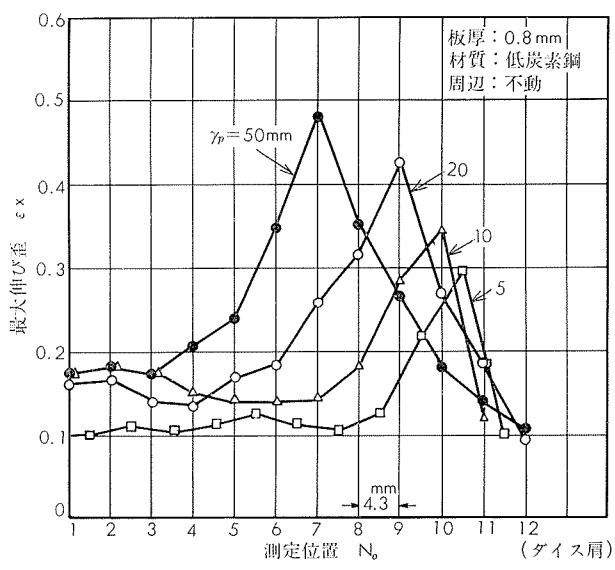
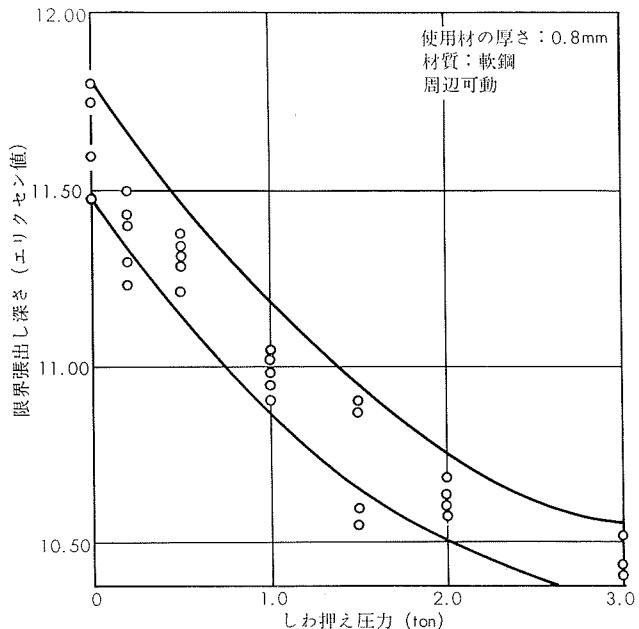
4・3 強度と変形の組合せ特性

弾性係数は、スプリングバック等に関係するが、成形性に関しては無視してもよかろう。

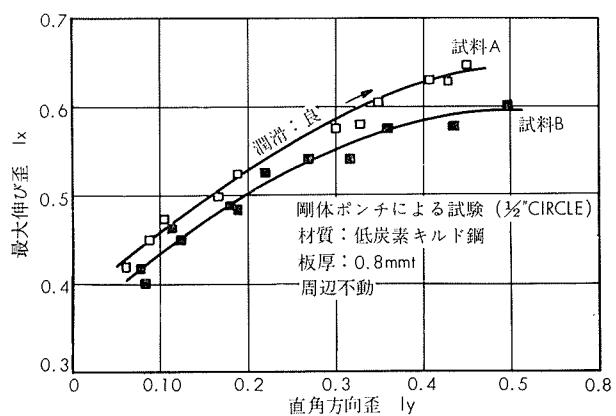
塑性曲線を $\sigma = c \cdot \varepsilon^n$ で近似したときの指数 n 値は、対数歪で表わした一様伸びに等しくなることが明らかにされている。そのため塑性曲線を両対数グラフにプロットしてその直線のこう配から n 値を求めるか、一様伸びを求めてこれに代える方法が用いられる。しかし、前にも述べたように一様伸びの正確な測定には問題があり、また宮川による¹⁹⁾



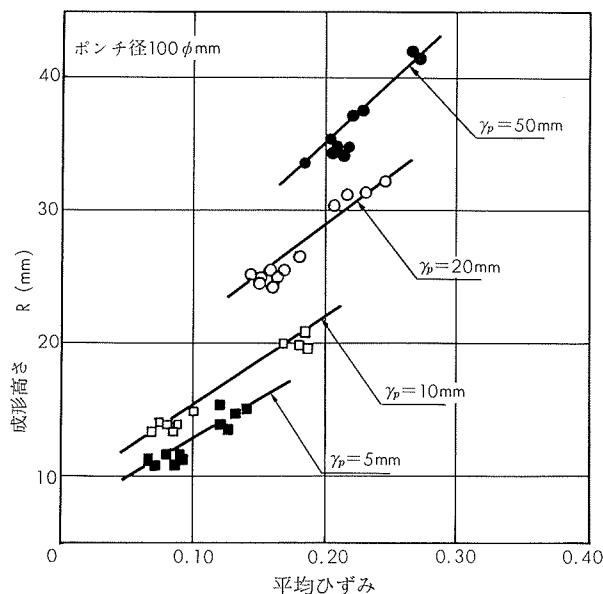
第18図 限界張出し深さ (エリクセン値) に及ぼすポンチ押込速度の影響

第19図 ポンチ先端半径 r_p とひずみ分布

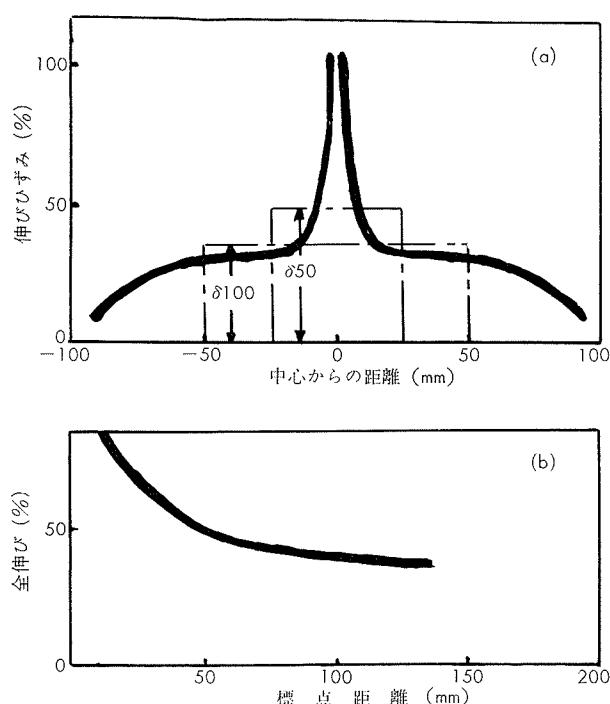
第20図 限界張出し深さ (エリクセン値) に及ぼすしづ押え圧力の影響



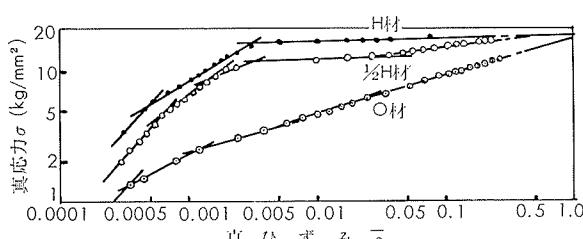
第21図 潤滑条件を変えることによってえられる成形限曲線



第22図 平均ひずみと成形高さの関係



第23図 破断後の試験片の伸びひずみ分布と標点距離による全伸びの変化（概念図）



第24図 H材 1/2H および O 材との真応力一真ひずみ(対数値) 図の例

第24図よりわかるように、広い歪範囲を一個の n 値で代表させるには無理が伴う。従ってプレス成形性の尺度として n 値を用いる場合は、どの歪範囲の n 値が成形性に与える効果が大であるかの検討と共に測定した歪範囲の付記が必要であろう。²⁰⁾

また n 値を求めるためには Heyer の考案した段付試験片を用いることもある。これは第25図に示す形状の試験片を用い

$$n = \frac{[\varepsilon_2 - \varepsilon_3 + \ln(W_3/W_2)]}{\ln(\varepsilon_2/\varepsilon_3)}$$

より算出する。

ここで W_2, W_3 : II, III の部分の引張り前の幅

$\varepsilon_2, \varepsilon_3$: I の部分を破断した後の II, III の部分の真ひずみ (G.L=20mm)

5. 引張り特性値測定上の諸問題

5・1 試験片の形状について

一般に引張り試験片はつかみ部と平行部より成り立ち、つかみ肩部を含めて、つかみ部は平行部より変形が小さく、この部分の変形の不均一により平行部の変形は拘束され平行部端部の一軸応力状態は乱される。

また一様伸び限以上に変形が進行すると、局部的に伸びて、くびれが生じる。この局部収縮により、その近傍の1軸応力状態が乱される。

これらの2つの因子すなわち、つかみ拘束ならびに局部収縮は試験片の寸法効果関係因子と称される。

第5表 引張り特性値

引張り変形過程	引張り特性			寸法効果関係因子	
	強さ	変形	強さ、変形組合せ	つかみ拘束	局部収縮
引張り開始			織弾性係数	○	×
弹性変形.....				○	×
弹性限.....	耐力			○	×
塑性 变形	一様伸び.....	r 値	n 値、塑性曲線、荷重伸び曲線	○	×
	一様伸び限.....	u 値	(n 値)	○	×
	引張り強さ				
	局部伸び.....	局部伸び		○	○
破断.....	破断時強さ	全伸びφ値	ひずみ分布	○	○

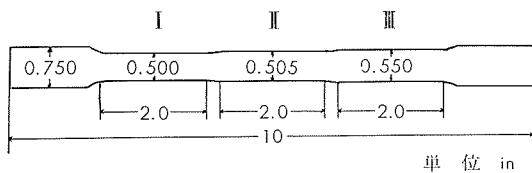
○ 影響あり × 影響なし

（宮内邦雄：塑性と加工，6-58 (1965-1) 620）

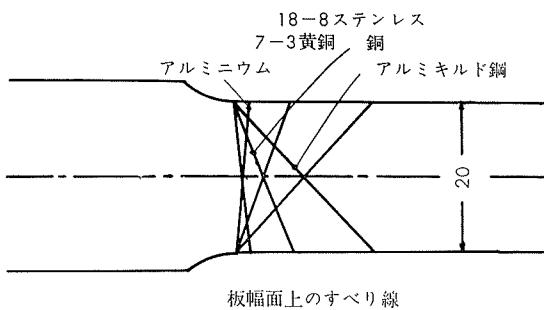
第5表には引張り特性値と共に寸法効果関係因子との対応をも示した。つかみ拘束は引張り変形開始から終了までつねに存在するが、局部収縮は一様伸び限以後の引張り変形だけに関係し、その量ならびに領域は、局部収縮開始時における試験片断面積に支配される。

これらの影響を除くためには

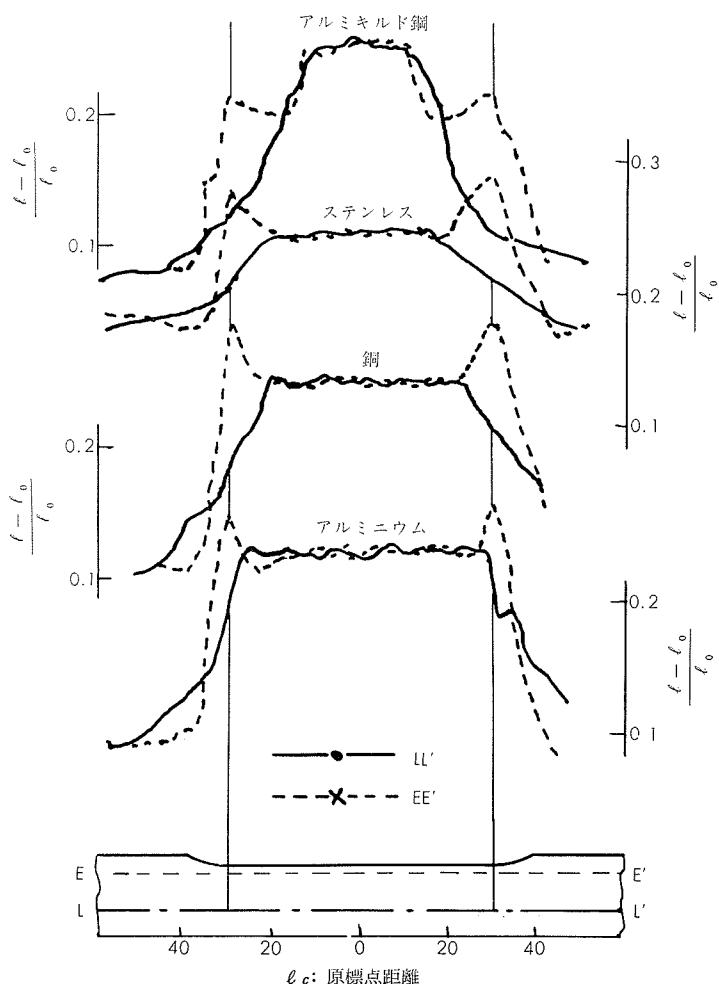
(1) つかみ拘束の影響領域を平行部端部から除いた後、1軸応力下で一様変形する平行部が中央に存在するように、平行部のじゅうぶんに長い試験片を用いる。そして1軸応



第25図 Heyer の段付試験片



第26図 つかみ部影響範囲と r 値



第27図 JIS5 号試験片25%伸びひずみ分布

力状態での平行部中央から引張り特性を抽出する。

(2) 局部収縮開始以後は、つかみ拘束の影響領域と局部収縮の影響領域が重複しないように、必要な長さの平行部を用いる。これにより局部収縮を含む特性がつかみ拘束の影響を受けないで純粋な状態で見られる。

(3) 局部収縮による変形領域ならびに量は、局部収縮開始時の平行部巾ならびに板厚（または断面積）に支配される。それ故、局部収縮を含む特性の抽出にあたって、これら試験片断面の寸法効果がはいり込まないようにする。

の3点が必要である

5・1・1 つかみ拘束

吉田らはつかみ肩端部より出るすべり線が引張り試験片の反対側の側面と交わる点までをつかみ拘束の1次影響領域と名付け近似的な方法により1次影響領域に及ぼす r 値の効果を検討した。最小は、 $r=0$ で試験片板厚の長さ、最大は $r=\infty$ で平行部巾の長さだけ1次影響領域ができる。第26図に種々の材料についての1次影響領域の長さを示した。

r 値が 0.4~2.0 の範囲では

1 次影響領域 $\approx (0.5r - 0.2) W_0$ 、ただし W_0 は原平行巾なる近似式が成立する。

n 値についても、つかみ部と平行部の伸び歪の差の小さい方が応力集中をかんわするから n 値が大きい方が望ましい。

第27図に吉田らの実験結果を示した。JIS 5号試験片の約25%伸び状態での伸び歪分布である。

アルミニウムでは平行部中央にほぼ一軸応力状態ならびに歪状態が存在している。

5・1・2 局部収縮

一様伸び限以後、局部収縮によって平行部の一様な伸び変形が乱され、変形は局部的にのみ進行する。この局部収縮または伸びの進行する領域を、局部収縮の影響領域と呼ぶ。これについては古くから Barba の法則として知られている経験則がある。すなわち標点距離を試験片断面積の平方根に比例させることにより、試験片断面積が全伸びに ²¹⁾ およぶ効果をほぼ打ち消せることが知られている。吉田

らによれば板厚、または板幅が非常に小さいか大きい場合を除き、プレス加工用の板材では Barba の法則が成り立ち、局部収縮の影響領域ならびに局部伸び量は試験片断面積の平方根に比例するという。

5・1・3 引張試験片平行部必要長さ

つかみ拘束と局部収縮についての結果より、各種特性値を求めるに際しての試験片の必要かつ十分な寸法ならびに標点距離を代表的な薄板材料について吉田らのまとめた結果²¹⁾を第6表に示した。参考のために矢能らが諸国の引張り試験規格をまとめたものを第7表に示した。最も問題のある軟鋼では諸要請を満すものは ISO 形試験片のみであるが、アルミニウムおよびアルミニウム合金では制約が弱く、現用される JIS 5号試験片で問題はないと考えられる。

第6表 限定目的試験片

引張り特性	平行部長さ				標点距離			
	軟鋼	銅	アルミ 黄銅	SUS27	軟鋼	銅	アルミ 黄銅	SUS27
強さ特性	降伏点 引張り強さ 降伏比	40 (80)*	20	10	20	不要	不要	不要
一様伸び 内変形特性	降伏伸び、 r 値、一様 伸び、n 値	80 (120)*	60	50	60			40
強さ、変形の組み合せ特性	荷重一伸び 曲線、塑性 曲線、μ 値							
一様伸び 以後変形 特性	局部伸び 伸び	120 (160)*	100	60	60	80	80	50
強さ、変形の組み合せ特性	φ 値 (ひずみ 分布)							40

平行部幅 : 20, つかみ部幅 : 25, つかみ肩半径 : 15以上。

* () 内はたんざく形試験片全長、つかみ部長さ : 15mm (片側)。

5・1・4 たんざく形試験片

加工の容易さを考えてたんざく形試験片が考えられた。欠点はチャック内破断とつかみ位置の不安定である。チャック破断は r 値が低いものを除きかなり避けられ、位置不安定の問題はチャック面積を小さくする事により解決できる。ただし普通形の試験片とつかみ条件が異なるから、同じ特性値を得るために、普通形の試験片平行部長さより平行部幅の約半分だけチャック間距離を大きくする必要がある。²³⁾

5・2 引張り試験方法について

5・2・1 試験片の製作

軟鋼についての実験であるが、山崎等は試験片の切削加工条件の影響について検討し、フライス加工時に最高130°Cにも達する切削温度上昇を認めている。アルミニウム合金のO材では問題となるないが、H14あるいは時効材をW状態で成形する場合等留意が必要であろう。せん断、打ち抜きによる加工硬化層の除去は DIN, BS, ISO のごとく明文化したものもあり、軟鋼での実験で、せん断硬化層の変化、伸び値の低下(約1~3%)を比較した例もある。^{22), 24)}

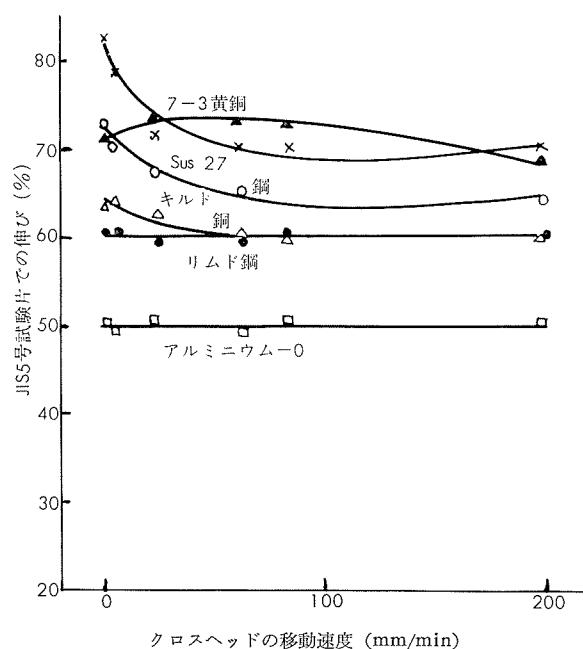
試験片の寸法中、平行部の切削精度(幅の最大値-最小値 $\delta = \text{mm}$)の実験結果がある。キルド鋼 0.9mmL 方向で故意に平行部に微妙テーパを付けた。破断位置は JIS 5号で $\delta = 8/100\text{mm}$ で中央より 3~5 mm, 長尺試験片でも 10mm 程度の移動で、素材自体の冶金的なバラツキおよび板厚測定精度と同程度であった。

5・2・2 チャックおよび引張り速度

試験片がストレートの短ざく形のものはチャックの拘束がつかみ幅の代用になり、チャックの条件はより重要になってくる。吉沢の解説では、板材のつかみ幅は平行部の約1.5倍、やすり面全長にわたってはさまれることが望ましく、短い試験片や、ねばくない材料には自動調心座つきつかみ装置がよいとしている。²⁶⁾

高瀬はチャックの種類について種々検討を加え、材料が硬い場合および薄板材料でその長さが短かい場合には摩擦円板式が、軟質薄板材ではエンボス式が、中厚板用では、円形みぞ圧印式のものが良好であったとしている。²⁷⁾

引張り速度に関しては、軟鋼の降伏点および伸びが引張り速度の影響を受けるため種々検討されている。しかしあルミニウム合金では第28図に示した吉田らの結果のように影響が少ないので考慮せずともよいであろう。



第28図 引張り速度と伸びの関係

5・2・3 荷重変形の抽出法

JIS は、平行部の原断面積、標点距離、降伏点、耐力、引張強さ、伸び、絞りの求め方を規定しており、要点は下記のとおりである。

第7表 一般形試験片の寸法比較

規 格 名	呼 称 形	全長 L (= $L_0 + 2A$)	平行 部			つかみ 部			適 用 範 囲、備 考
			L_c	L_0	b_0	A_1	b	R	
JIS	5号形	—	60	50	25	—	—	15 以上	板厚規定なし。
ISO	—	—	$L_0 + (0.5 \sim 2)b_0$	80	20	—	20~40	20 以上	厚さ 0.5~3 mm 平行部はできれば $L_0 + 2b_0$ を採る。 厚さ 2 mm以下 平行部はできれば $L_0 + 2b_0$ を採る。
		—	—	50	12.5	—			
ASTM	$L_0 8''$ 形	18'' 以上	9'' 以上	8''	1½''	3'' 以上	約 2''	1'' 以上	厚さ 3/16'' 以上
	$L_0 = 2\frac{1}{4}''$	8'' //	2¼'' //	2''	1/2''	2'' //	// 3/4''	1/2'' //	必要なとき幅のせまい試験片 を用いてもよい。 厚さ 0.005'' ~ 5/8''
BS	(1)	約 18''	9'' 以上	8''	1½''	—	—	1'' 以上	板厚範囲の明確な規定なし。 厚さ 8 mm以下の規定なし。 本表は 3 mmの場合
	(2)	// 12''	4½'' //	4''	1''	—	—	//	
	(3)	// 15''	9'' //	8''	3/4''	—	—	//	
	(4)	// 8''	2½'' //	2''	1/2''	—	—	//	
(NF)			$L_0 + b_0$ または $L_0 + 2b_0$	(80)	(30)				厚さ 8 mm以下の規定なし。 本表は 3 mmの場合
EURONORM			$L_0 + (0.5 \sim 2)b_0$				20~40	20 以上	L_c は $L_0 + 2b_0$ が望ましい。

DIN の薄板用一般形試験片寸法

板厚 a_0	平行部幅 b_0	つかみ幅 b		A_1	$q_0 = 15$			$b_0 = 20$			
		$b_0=15$	$b_0=20$		$L(\text{約})$	L_c	L_o	$L(\text{約})$	L_c	L_o	
0.25以下					145	35	20	170	40	20	
0.25~0.35未満					〃	〃	〃	180	50	30	
0.35~0.45					155	45	30	〃	〃	〃	
0.45~0.65					〃	〃	〃	190	60	40	
0.65~0.8					165	55	40	〃	〃	〃	
0.8 ~1.2					〃	〃	〃	200	70	50	
1.2 ~1.6	15	20	約20	約30	50以上	175	65	50	210	80	60
1.6 ~2.2						185	75	60	220	90	70
2.2 ~2.8						195	85	70	230	100	80
2.8 ~3.5						205	95	80	240	110	90
3.5 ~4.3						215	105	90	250	129	100
4.3 ~5.0						225	115	100	260	130	110

注 1) L_0 は $L_0 = 11.3\sqrt{S_0}$ (S_0 : 平行部断面積) から得られる値を10mm 単位に4捨5入した値である。

2) $L_0 = 5.65\sqrt{S_0}$ をとってもよく、この場合、表の L_0 を $L_0/2$ とし、 L および L_c は $L_0/2$ の値により減少させる。

3) 原則として平行部長さ $L_c = L_0 + b_0$ をとる。

4) 板厚 $0.5 \sim 3 \text{ mm}$ 範囲に対し ISO に定めるように $L_0=80$, $b_0=20$ (表のゴジック部寸法) をすべてに適用してよい。

5) 板厚 0.2mm 以下に対しては、引張り強さを決定する場合にのみ用いる。

6) つかみ肩半径は、すべて約 35mm。

GOST の薄板用一般形試験片寸法

板厚 a_0	平行部幅 b_0	つかみ幅 b	つかみ幅部長さ A_1	長いタイプ $L_0=11.3\sqrt{S_0}$				短いタイプ $L_0=5.65\sqrt{S_0}$				つかみ肩部長 A_2
				呼称No.	L	L_c	L_s	呼称No.	L	L_c	L_s	
3				71		100	90	71K		55	45	
2	20	30	40以上	72	$L=L_c+A$	80	70	72K	$L=L_c+A$	45	35	25~40
1				73		60	50	73K		35	25	20~25
0.5				74		50	40	74K		30	20	

注 1) 本表は 25mm 以下の規格表から 3 mm 以下を抜き書きしたもので 3 mm 以上は b_0 も変わり $L_c = L_0 + 10$ である。

2) 厚さ 3 mm以下の薄板には $b_0=10$ とし、 $L_0=\sqrt{ks_0}$ ($k=11.3$ または 5.65)で計算した比例寸法の試験片を用いてよい。

3) 厚さ 1 mm 以下に対しては L_0 を特別に定めてもよい。

4) 上表の中間にある板厚は4捨5入によりいずれかに組み入れる。

(1) 幅、厚さは規定寸法の少なくとも 0.5% の数値まで測定。ただし 2 mm以下に対しては 0.01mmにとどめてよい。

(2) 標点距離は規定寸法の少なくとも 0.5% の数値まで測定。ただし 2 mm以下に対しては 0.01mmにとどめてよ

(3) 降伏点、耐力または引張強さを求めるための荷重の読みは少なくともその大きさの 0.5%まで。結果は少数点以下1位を四捨五入。伸びの値も同様。

次にこれらの諸点について検討してみよう。

(1)項、幅測定はマイクロメータで十分精度よく測定できるが、厚み測定は板厚1mm以下の薄板が多いことよりみて、 $1/1000\text{mm}$ 程度のミニメータが必要になる。

(2)項、標点距離の0.1%あるいは0.1mmの実施は現状では非常に疑わしい。ノギスの精度であるが、ノギスは物体に内接外接して使用するもので標点距離測定には適当でない。

²⁸⁾ 松藤はダイヤモンド圧子で刻印した後コンパレーターで読みとればよいとしている。

²⁹⁾ 吉田はダイヤルゲージに刻印点を検出できるよう工夫した装置を用いて±1/100mmの誤差を得ている。

(3)項はほぼ満足されている。

ここで n 値の測定誤差を考えてみよう。

JIS B7721 によると荷重に対する許容誤差は±1%と規定しているから、よく管理された試験機では±0.5%と考えてよからう。平行部幅 20mm の試験片を用い、慣用歪 10%と 20%の所の指示荷重より n 値を求める時の誤差を評定してみよう。長さ測定が±0.01mmの精度で測定でき、標点長さ 50mm と考えれば次の数値が妥当と考えられよう。

$$e_1 = 0.10$$

$$r_{e1} = 0.0002 \quad (50\text{mm} \text{に対する相対誤差})$$

$$e_2 = 0.20$$

$$r_{e2} = 0.0002$$

$$P_1 = 300\text{kg} \quad (e_1 \text{での指示荷重}) \quad r_{P1} = 1.5\text{kg}$$

$$P_2 = 315\text{kg} \quad (e_2 \text{での指示荷重}) \quad r_{P2} = 1.575\text{kg}$$

塑性曲線は

$$\sigma = C\varepsilon^n \text{ で}$$

$$\varepsilon = \ln(1+e) \quad P = S_0 / 1 + e \cdot \sigma$$

e : 慣用歪、 ε : 対数歪、 S_0 : 原断面積 P : 荷重

よって

$$\frac{1+e}{S_0} \cdot P = F \cdot \{\ln(1+e)\}^n$$

これより

$$n = \frac{\ln P_1(1+e_1) - \ln P_2(1+e_2)}{\ln \ln(1+e_1) - \ln \ln(1+e_2)} = f(e_1, e_2, P_1, P_2)$$

Gauss の誤差の伝播法則より

$$n = f(e_1, e_2, P_1, P_2) \text{ で}$$

各々の誤差(正確には平均二乗誤差)が $r_{e1}, r_{e2}, r_{P1}, r_{P2}$ なら n の平均二乗誤差 r_n は

$$r_n = \sqrt{\left(\frac{\partial f}{\partial e_1}\right)^2 r_{e1}^2 + \left(\frac{\partial f}{\partial e_2}\right)^2 r_{e2}^2 + \left(\frac{\partial f}{\partial P_1}\right)^2 r_{P1}^2 + \left(\frac{\partial f}{\partial P_2}\right)^2 r_{P2}^2}$$

で与えられるから

n 値を示す式を各々 e_1, e_2, P_1, P_2 で偏微分し、上記の値を代入して計算すると、

$$r_n = 0.011$$

一方このときの n の値は $n=0.21$

よって $n=0.21 \pm 0.01$ である。

アルミニウム合金の n 値は軟質材に限ってしまえば、 $n=0.20 \sim 0.25$ 程度の範囲である。従って軟質材の範囲で n 値の有意差を弁別することは、極めて困難といわねばなるまい。

¹⁹⁾ この他に宮川の指摘した、測定範囲により n 値が変ることを考慮しておかねばならない。

r 値の測定誤差を考えてみよう。 r 値は、比較的小さいひずみの比として求められるため、本質的に誤差が大きい。板幅ひずみ一板厚ひずみから求める直接法は誤差が大きいため、通常、板幅ひずみ一長さひずみから求める間接法が

多用されている。

³⁰⁾ 松藤によれば間接法での誤差は次式で与えられる。

$$|\Delta r| \leq \frac{r(r+1)}{\omega_0 \ln(1+\alpha)} \left[\frac{r+1}{r} \right] \Delta W_0 + \Delta W (1+\alpha) \\ + \frac{W_0}{l_0(1+\alpha)} \left[\Delta l_0 (1+\alpha) + \Delta l \right]$$

ここで W_0, l_0 : 引張り前の板幅、標点距離

$\Delta W_0, \Delta l_0$: 引張り前の W_0, l_0 の測定誤差

$\Delta W, \Delta l$: 引張り後のそれぞれの測定誤差

α : 引張り率

伸びひずみ 20%, $r=0.80$, $\omega_0=20\text{mm}$, $l_0=50\text{mm}$ として計算した結果を第 8 表に示す。

これより、精密測定としては、幅はマイクロメータを用いて数点の平均値、長さはコンパレーター使用が必要であろう。

第 8 表 r 値測定誤差

幅測定誤差 ($\Delta W_0 = \Delta W$)	0.005	0.001		
長さ測定誤差 ($\Delta l_0 = \Delta l$)	0.005	0.005	0.01	0.05
Δr	0.011	0.004	0.005	0.016

(伸びひずみ 20% $r=0.80$ $W_0=20\text{mm}$ $l_0=50\text{mm}$ の場合)

5・2・4 荷重一伸び曲線の記録

標点間距離の伸びと荷重の関係を記録するため通例電気式 X-Y レコーダーが用いられる。これは標点間に差動変圧器の伸び発信器を、試験機の荷重指示ねじ棒に巻き線すべり抵抗をつけ、おのの電子管式自動平衡機構により記録ペンおよびドラムを駆動する。

また幅収縮にも同時に差動変圧器により抽出して記録すればこれより r 値が算出し得る訳で、この原理による装置を当社も購入し現在検討している。

³¹⁾ 吉田らは機械式の伸び一荷重・幅収縮(X-2Y) レコーダーを考案した。自動記録より求めた r 値は中細りの影響で他のいずれの値よりも大きくなっている。

5・2・5 引張り試験実験結果

³²⁾ 五弓らは製造者の異なる 5 種の A1P 3 板 O 材および 1/2H 材を取り上げ各種試験を実施した。引張り試験は JIS 5 号を用い、板の圧延方向に平行、直角ならびに 45° 方向に対して行ない平均 = { (平行) + 直角 + 2(45°) } で算出した。春日、宮川両委員の測定値は O 材、1/2H 材とも耐力で約 10% の誤差が認められた。O 材の n 値 ($\varepsilon > 0.04 \sim 0.06$ で測定) は約 10% 程度の違いがみられた。 r 値については O 材で各伸び歪の時点で求め伸び歪が 10% 以上でくびれの発生するまでの間が望ましいとしており 20% の値を報告している。両委員の差は 0.02 程度であった。

³³⁾ 同一材料内のバラツキを検討したのもある。吉井は第 9 表に示した 6 種の材料の均質性について検討し、第 6 表に併示した σ_B のバラツキ程度で特に大きな偏りはなかったとしている。

第9表 引張り試験結果のバラツキ

材 料	引 張 強 さ	標 準 偏 差
アルミニウム板	31.3	0.26
56S-O	30.7	0.42
52S-O	21.0	0.18
2S-O	9.3	0.10
2S-1%H	13.2	0.17
2S-H	18.9	0.15

³⁴⁾ r 値の板巾方向に関するバラツキを吉井が報告している。第29図にこれを示す。 r 値のバラツキは、マクロ組織が細かく、伸び20%で測定したものが少ないことがわかる。

6. 成形性の解析

軟鋼板における多くの検討結果より、深絞り加工における絞り限界と、その板の持つ集合組織との間に強い相関があることがわかった。ここでは軟鋼板についての結果を参考にして結晶塑性と成形限界とをどのように考えるかの手がかりを得ることにしたい。なお後にも述べる通り、アルミニウムに関しては結晶塑性と成形限界との実験的相関は必ずしも確立しておらず、あくまでも一つの考え方を留まるものである。軟鋼板についての研究結果次の三つのことが明らかとなった。

- (1) 鋼板の異方性を表わす引張り特性値であるランクホールドの r 値とその板の深絞り限界とが強い正の相関を示す。
- (2) 深絞り限界の高い鋼板ほど、{111} 集合組織が発達している。
- (3) {111} 集合組織の発達している鋼板を圧延方向（または横方向）に引張ったときの r 値は大きい。

これらの事実より現在の時点での解釈は次のようなものである。異方性材料についての塑性力学を使って、軸対称異方性を持つプランクを絞る場合を解析すると、 r 値と絞り限界の関係が求められ、その結果は上の(1)を説明できる。金属の結晶としての塑性変形の特性から巨視的な変形を導く理論によって、集合組織を持つ板の r 値が計算できるが、それによると、{111} 集合組織の場合が r 値が最も大きくなることが予想され、上の(3)と一致している。

6・1 r 値、 n 値と深絞り限界

³⁵⁾ ³⁶⁾ 福田は R. Hill の異方性材料の塑性論を基礎として、応力-歪関係式、塑性条件式をたて、全歪理論近似によってこれを解いた。そして圧延方向に対して 0° , 45° , 90° の傾きを持つ方向の塑性歪比、 r_0 , r_{45} , r_{90} の測定値より任意方向の塑性歪比 r_θ を求める式を導出し、実測結果とよく一致することを認め、Hill の異方性理論が使用に耐えるものであると推論し、応力歪関係式、塑性条件式中に含まれる異方性パラメータを実測の r_0 , r_{45} , r_{90} で置き替え、異方性を持つ板金の加工基礎方程式を設定した。これを基礎として、筒状部が破断に耐える力 P と、吉田の等方性材料での解法にならってフランジ部絞り所要力 P_z を求め、深絞り性が P_z と P のせめ合いで決るものであるから、 $D=P_z/P$ のような量をとれば深絞り性を明らかにするこ

とができると考えた。結果は次式のようになった。

$$D = \frac{P_z}{P} = K'' \sqrt{\frac{(1+r)^{1+n} [r(1+c)^2 + 1 + c^2]^{1-n}}{(1+2r)^{1+n}}}$$

$$\text{ただし } c = D \cdot R - 1$$

D 値より L. D. R. の上昇を定量的に検討するため、吉田が等方性材料の場合に数値計算したポンチ行程— P/P_z 曲線を援用し、異方性材料のポンチ行程— P/P_z 曲線を画いた。絞り比を変えて P/P_z の最大値が 1, 1.15, 1.30 (ポンチ頭部の摩擦効果のために P/P_z の最大値は 1 より大となる得る。) なる条件を探し、 r 値および n 値で整理した結果を第30図に示した。³⁸⁾ ³⁹⁾

山田は福田の論文より出発して検討を加えた。板材が最初の軸対称異方性を持っていたとしても、変形と共に、円周方向と半径方向の性質に違いを生じ、多少とも円管の異方性に近い性質を持つことを考え、 $F \neq G$, (F , G は Hill の用いた異方性パラメータ) を前提として、基礎となる関係式を導き、 $F=G$ の軸対称異方性を、その特別の場合として取り扱った。得た結果を第31図に示す。

6・2 r 値、 n 値と張り出し性

数値解析による応力ならびにひずみ分布の計算をポンチ張り出しについて行なったものとして、山田、Woo、吉沢他がある。これらはいずれもひずみ増分理論を基礎としたもので、多くの計算例を得ることは、数値計算量のほう大化という困難のためなされていない。小森田らは全ひずみ理論をもととして応力ならびにひずみ分布の計算を行なった。彼らの得た結果を第32図に示した。

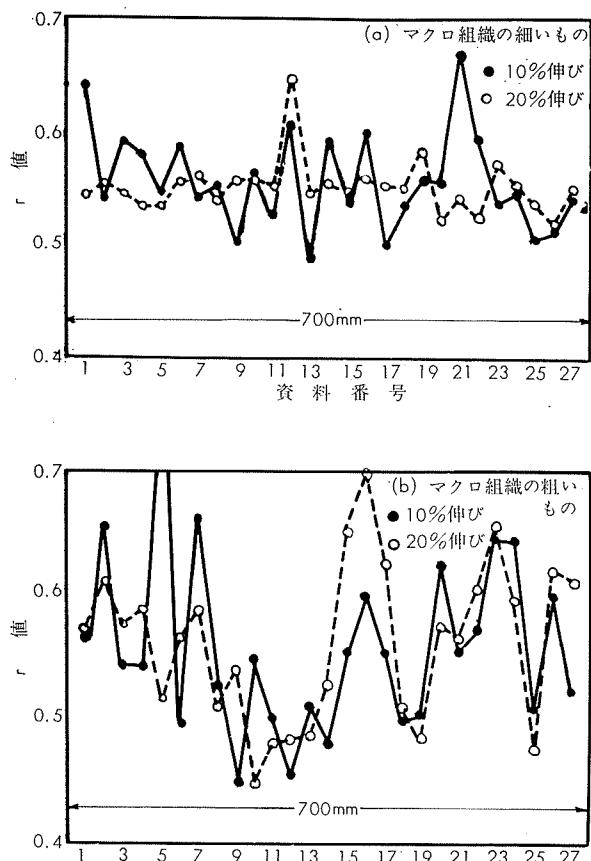
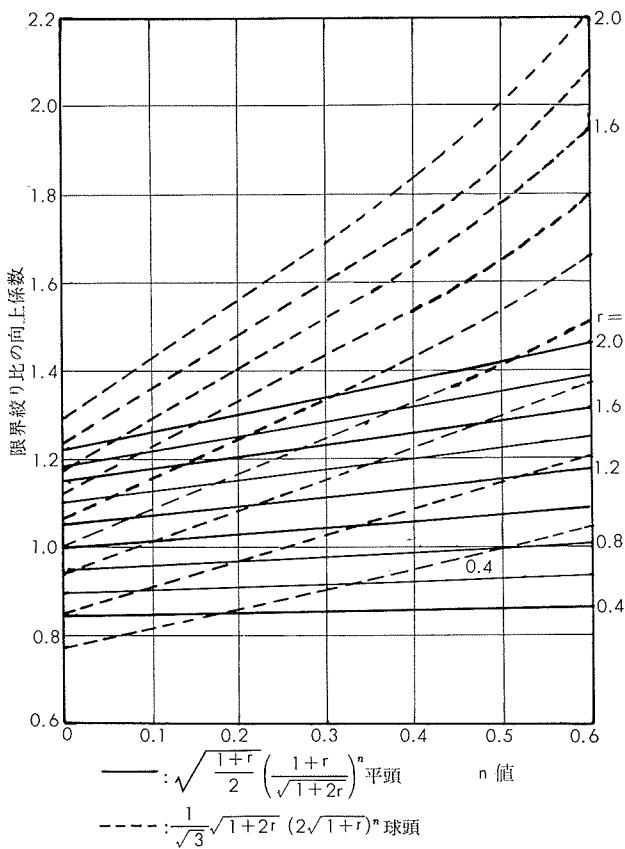
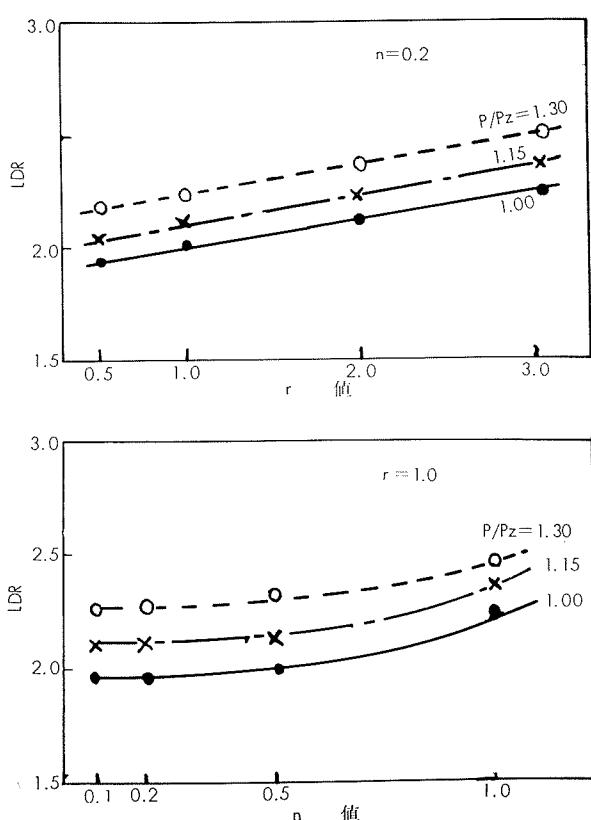
6・3 集合組織より r 値を計算する基礎

⁴⁰⁾ ⁴¹⁾ Hosford-Backofen の方法を中心として集合組織より r 値を計算する方法について大久保が説明している。以下の説明はこれに従う。

巨視的に一様な変形をしている単結晶を考えよう。その結晶内に変形中に生じる応力と歪は次の条件を満しているはずである。

- (1) 応力の境界条件：表面での外力とのつり合い。
- (2) 応力のつり合い：内部での応力のつり合い。
- (3) 降伏条件：結晶内ですべての可能なすべり系上のせん断応力は臨界せん断応力を超えない。
- (4) 変形様式：結晶の変形は活動すべり系上の単純せん断の重ね合わせになっている。
- (5) ひずみの境界条件：結晶表面の変位が与えられたものになっている。
- (6) 応力とひずみの関係：応力が臨界せん断応力を達しているすべり系のみですべり、そこで応力とひずみは等符号である。

以上 6 項目のうちで、応力に関する条件は(1), (2), (3)でこれを満す応力を可容応力といい、ひずみに関する条件(4)と(5)を満すものを可容ひずみという。可容応力と可容ひずみのなかで、(6)で結びつけられるものが、結晶内に実現される応力とひずみの組となる。

第29図 板幅方向の r 値 (マクロ組織の影響)第31図 r 値と n 値が限界絞り比に及ぼす影響
($r=1, n=0$ の板材を基準とした値)第30図 r 値, n 値の LDR における影響
(理論解折)

いま考えている単純結晶の立方軸を座標にとる。6個の応力成分を σ_{ij} で表わし、ひずみはひずみ増分をとり、 $d\varepsilon_{ij}$ で表わす。結晶中のすべての可能なすべり面とすべり方向に番号をつけ、第 α 番目のすべり面の法線単位ベクトルの成分を n_i^α 、その面上の第 β 番目のすべり方向の単位ベクトルの成分を $l_i^{\alpha\beta}$ とする。また第 $\alpha\beta$ すべり系上のせん断応力を $\tau^{\alpha\beta}$ 、そこでの臨界せん断応力を $\tau_c^{\alpha\beta}(>0)$ とする。

(2)のつりあい条件から

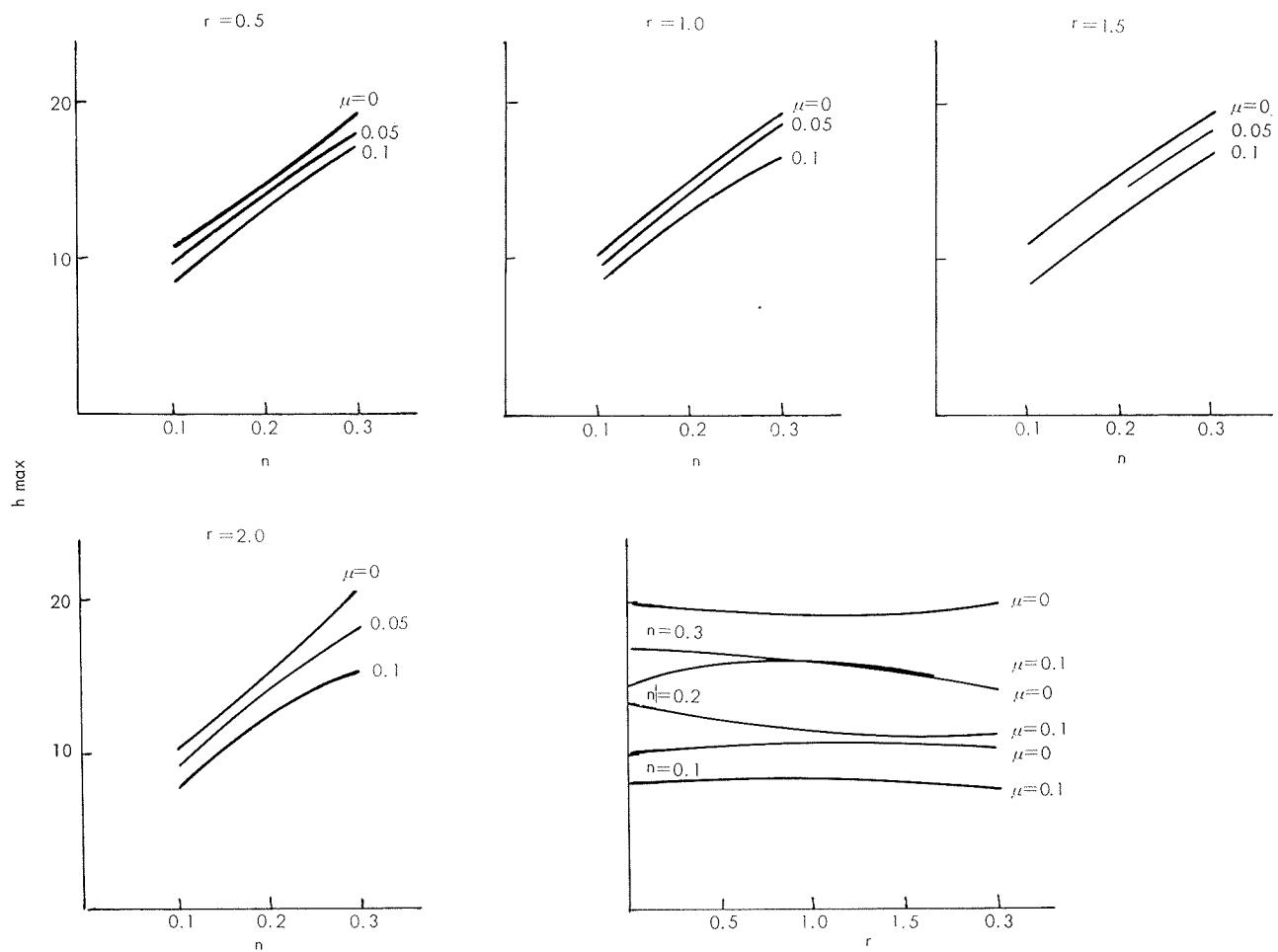
$$\tau^{\alpha\beta} = \sum_{ij} \frac{1}{2} (n_i^\alpha l_j^{\alpha\beta} + n_j^\alpha l_i^{\alpha\beta}) \tau_{ij} \dots \dots \dots (1)$$

(3)の降伏条件は

$$-\tau_c^{\alpha\beta} \leq \tau^{\alpha\beta} \leq \tau_c^{\alpha\beta} \dots \dots \dots (2)$$

$$-\tau_c^{\alpha\beta} \leq \sum_{ij} \frac{1}{2} (n_i^\alpha l_j^{\alpha\beta} + n_j^\alpha l_i^{\alpha\beta}) \tau_{ij} \leq \tau_0^{\alpha\beta} \dots \dots \dots (29)$$

となる。結晶中ではこれを満足するような応力状態のみが実現される。ひずみの符号に関しては次のように考えよう。一つのすべり面について、その法線ベクトルを正にとった側にある結晶要素が、すべり方向ベクトルの正の方向に変位するとき、これを正のすべりとする。結晶内のある点の変位増分成分を du_i とすると (5)の条件から

第32図 限界張り出し深さに及ぼす n 値と r 値の効果（数値解）

$$du_i = \sum_{\alpha\beta} dr^{\alpha\beta} (x_j n_j^\alpha l_i^{\alpha\beta}) \dots \dots \dots (3)$$

を得る。

α についての和はすべての活動すべり系の数、 β についての和はそれぞれのすべり面上の活動すべり方向の数までとする。変位とひずみの間の関係、 $d\varepsilon_{ij} = 1/2 (\partial u_i / \partial x_j + \partial u_j / \partial x_i)$ によって、式(3)から

$$d\varepsilon_{ij} = \frac{1}{2} dr^{\alpha\beta} (n_j^\alpha l_i^{\alpha\beta} + n_j^\alpha l_i^{\alpha\beta}) \dots \dots \dots (4)$$

を得る。(4)式は 6 個の連立方程式であるが、体積一定律、 $\sum_i d\varepsilon_{ij} = 0$ を考慮すると独立な 5 個の式である。外部条件として、5 個の独立な成分を持つ任意のひずみ増分が与えられるのであるから、少なくとも 5 個のすべり系が働くことが必要である。しかし面心金属で 12 個のすべり系があるのであるから(4)式だけでは、活動すべり系もその上でのすべり量も決定されない。

たがいに無関係な可容応力 τ_{ij} と可容ひずみ増分 $d\varepsilon_{ij}$ をとって $\sum_{ij} \sigma_{ij} d\varepsilon_{ij}$ を計算することにより

$$\sum_{ij} \sigma_{ij} d\varepsilon_{ij} = \sum_{\alpha\beta} \tau^{\alpha\beta} dr^{\alpha\beta} \dots \dots \dots (5)$$

すなわち外部よりなされる仮想仕事は、内部で消費される

仮想仕事に等しいことは表わし、仮想仕事の原理と呼ぶ。条件(6)により常に

$$\sum_{ij} \sigma_{ij} d\varepsilon_{ij} = \sum_{\alpha\beta} \tau^{\alpha\beta} dr^{\alpha\beta} \geq 0 \dots \dots \dots (6)$$

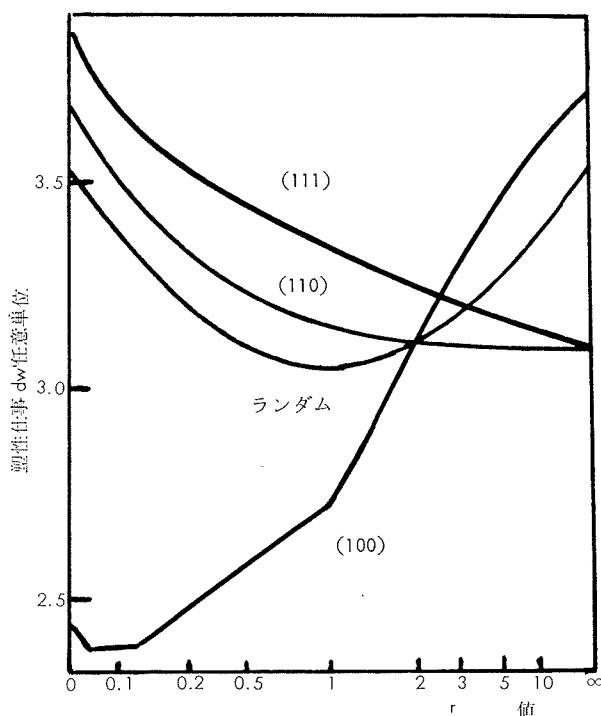
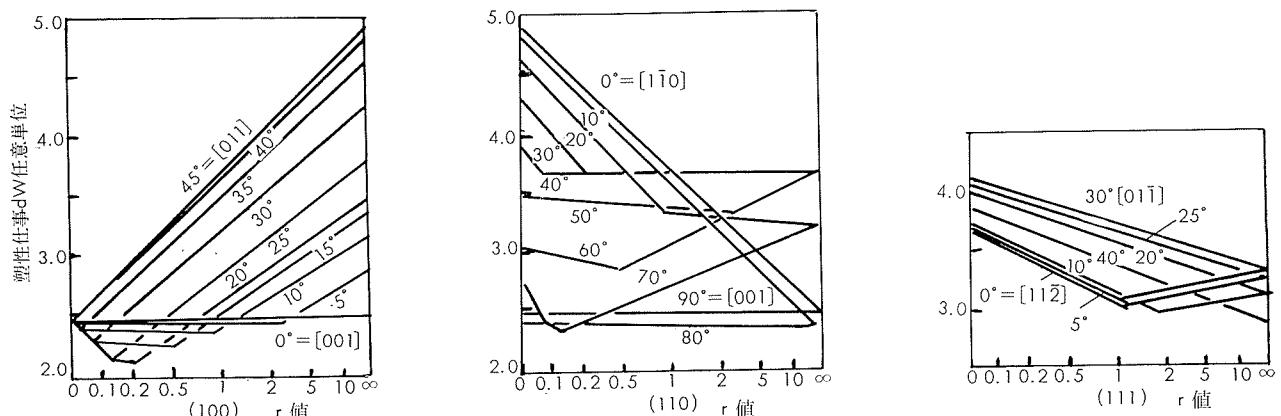
また、最大塑性仕事の原理、すなわち与えられたひずみ増分に対応して結晶内に生じる真の応力は、すべての可容応力の内で塑性仕事を最大とするものであるという事実が導出できる。ここで

$$\begin{aligned} A &= \sigma_{22} - \sigma_{33} & B &= \sigma_{33} - \sigma_{11} & C &= \sigma_{11} - \sigma_{22} \\ F &= \sigma_{23} & G &= \sigma_{31} & H &= \sigma_{12} \end{aligned} \dots \dots \dots (7)$$

で定義されるパラメータを使うと、面心立方金属での可能なすべり系上のせん断応力はそれらの一次式となる。今さがしている可容応力は少なくとも 5 個のすべり系上でのせん断応力が臨界値に達していなければならないから、その条件を入れて、一次式をとくと上のパラメータについての⁴⁴⁾ 56 組の答が出る。与えられた歪増分を考えている結晶の立方軸に関する成分に変換し

$$\begin{aligned} dW^* &= -B d\varepsilon_{11} + A \varepsilon_{22} + 2F d\varepsilon_{23} + 2G d\varepsilon_{31} \\ &\quad + 2H d\varepsilon_{12} \end{aligned} \dots \dots \dots (8)$$

ただし添字は立方軸に関するもの。

第33図 板面法線の周りに回転対称な集合組織を持つ板材の r 値対塑性仕事曲線第34図 特定板面方位の板を各方向へ引張った場合の r 値—塑性仕事曲線

6・5 問題点、特に深絞り中の変動について

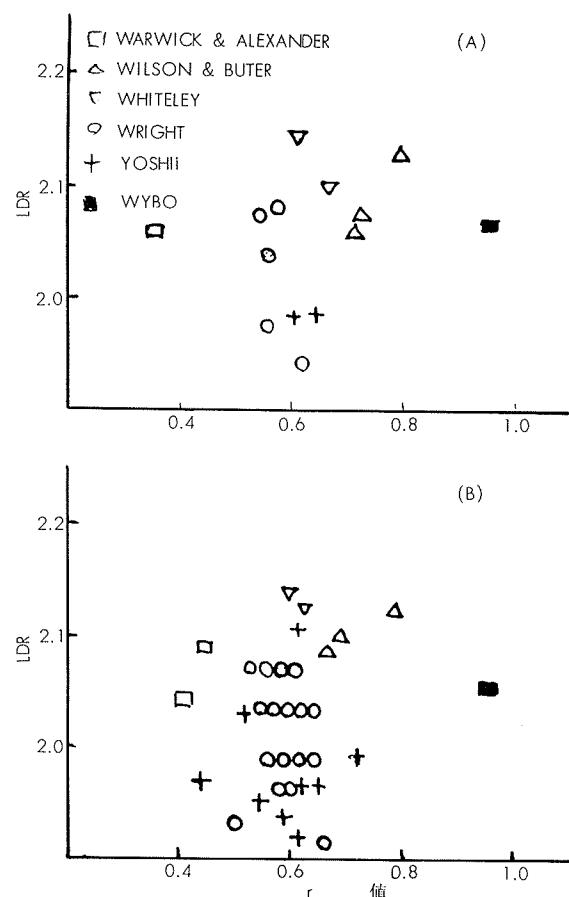
立方体方位を持つ銅板を、深絞りすると、面内でも r 値の大きい方向、 $<100>$ 方向で破断が生じる。⁵³⁾ この事実は r 値と絞り限界とを結びつける素朴な考えとは矛盾している。 r 値の小さい方向が板の弱点なのだから当然その方向で破断してよいはずである。面内の各方向の引張り試験による応力一ひずみ曲線をとってみると、 $<100>$ 方向では、他の方向よりも著しく硬化がはげしくかつ破断伸びが小さい。材料の硬化と破断特性の異方性と絞り限界の問題を考えてみる必要があるようと思われる。

⁵⁴⁾ 鋼鋼板においても福田らが深絞り中の板厚変化を調べた結果によると、変形の初期は 45° 方向 (r 値小) の板厚

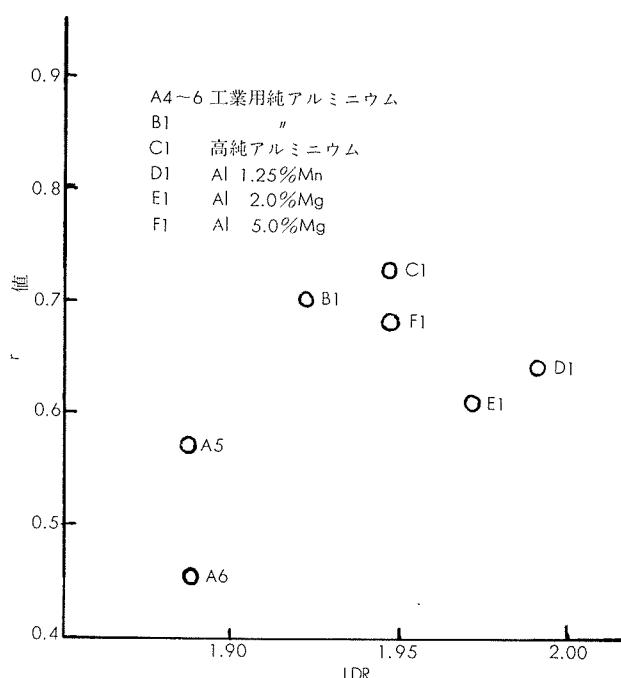
減少が著しいが、最後には板厚の方向による差はほとんどなくなっている。そして破断の生じる時期では特に 45° 方向が弱点にはなっていないよう思われる。

7. 引張り特性値と成形性の実験結果

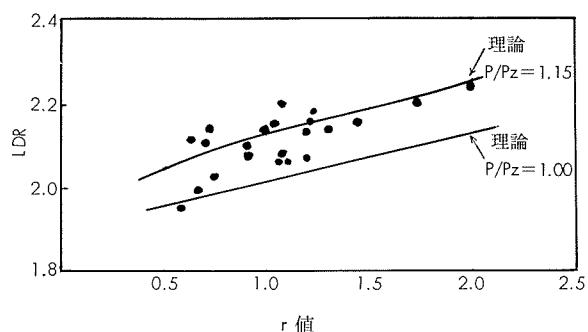
カッピングテストにより求めた L.D.R. と引張り特性値との相関について、従来の研究結果を R. Grimes および C. Wright がまとめた結果を第35図に示す。これらの結果は、それぞれの L.D.R. の測定法、 r 値の測定法が実験者たちによって相違しているため、L.D.R. と r 値との間には、軟鋼におけるようなつよい相関は認められない。そこで同一実験者によるもので、アルミニウム材質を変えて、



第35図 種々のアルミニウム板の LDR と r 値の関係
(その 1) A 焼鈍材 B 調質材



第36図 種々のアルミニウム板の LDR と r 値との関係
(その 2)



第37図 LDR と r 値の関係(軟鋼)

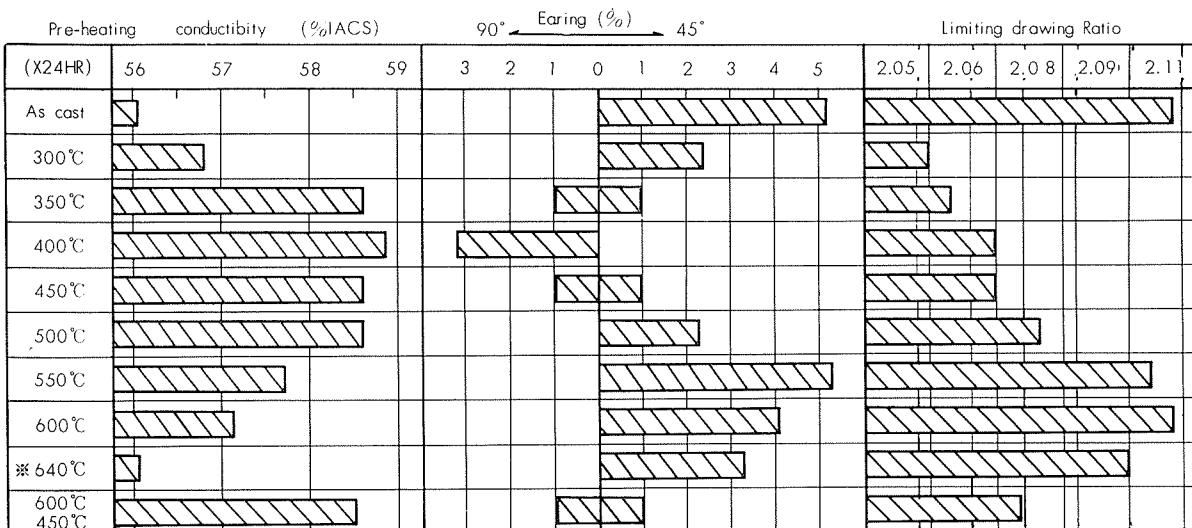
L.D.R. および r 値の相関性を調査した結果を第36図に示した。第36図では L.D.R. と r 値にかなりの相関を示していることがわかる。参考のため軟鋼の例を第37図に示した。³⁵⁾

集合組織は冶金的要因によって変化するものであるからこれらの影響を検討せねばならない。一般に製造工程上成形性に影響を与える因子を列挙すれば次の通りである。

1. Fe および Si の量、および Fe/Si で示される量比（特に純アルミニウム）
2. 鋳造方法、連続鋳造法による鋳塊か、金型鋳造法による鋳塊か、鋳造条件。
3. 鋳塊寸法 厚さ、幅の比率。

4. 鋳塊組織 肉眼組織の均一性。
5. 鋳塊予熱 均質化熱処理ともいう。温度および時間。
6. 熱間圧延条件 圧延開始温度、圧延スケジュール、圧延中の温度変化、最終温度等。鋳塊と圧延の方向。一向向かクロスロールか、コイルホームかシートホームか、圧延時のバックテンション。
7. 途中焼鈍条件 温度、時間、加熱速度、それまでの圧延条件。
8. 最終焼鈍条件 クリーニング
9. 圧延板表面の状況 面の粗らさ、表面酸化皮膜の程度、異物の付着等。

これらの条件以外にも考慮すべき条件は存在するが、前述の L.D.R. と鋳塊予備加熱、それにともなう、性質の変化について実験結果を第38図に示す。本実験は、純度 99.2% のアルミニウム (Fe 0.6, Si 0.16%) について、予備加熱処理の影響を明らかにするため、熱間での圧延は行なわずすべて冷間圧延のみで最終板厚としたものについての結果である。予備加熱により鋳造の際、強制固溶されていると考えられる鉄およびケイ素の析出傾向は、電気伝導度の測定で推定される。それと同時に鋳塊組織の偏析傾向が高温予備加熱により均質化される。以上のような組織変化が圧延集合組織に変化を与えることは、深絞り後に発生する耳の方向が変化していることからも明らかである、この結果で興味のあるのは電気伝導度が低いもの、すなわち鉄およびケイ素の固溶されたと考えられるものは、45°の耳がたかく、L.D.R. も高く出ることである。すなわち圧延集合組織と成形性の相関が強いということである。



第38図 工業用純アルミニウムの鋳塊予備加熱と LDR

あとがき

この解説では成形性をどのように解析し、よりよい成形性を持つ材料開発の方向を指示する事項に限った。従って絞り成形上の種々のテクニックに関する事項はすべて省略したし、解析が簡単にできない非軸対称の成形も省いた。これらについては稿をあらためて解説するつもりである。

文 献

- 1) C. Arbel : Revue de Metallurgie, 47-5 (1950), 338
- 2) W.T. Lankford, S.C. Snyder and J.A. Bausler : Trans. ASM, 42 (1950), 1197
- 3) W. Johnson and P.B. Meller : 塑性加工学 (培風館)
- 4) 益田森治, 室田忠雄 : 工業塑性力学 (養賢堂)
- 5) 寺井士郎, 西村嘉彦 : 本誌, 8-2 (1967-4), 94
- 6) 吉田清太他 : プレス技術, 12 (1965)
- 7) 橋本明著 : プレス絞り加工 (日刊工業新聞)
- 8) 吉井康一他 : 本誌, 4-3 (1963-7), 180
- 9) 吉田清太他 : プレス技術, 3 (1965-12), 160
- 10) 中島浩衛, 菊間敏夫, 長島晋一 : 日本金属学会報, 6 (1967-10), 699
- 11) 宮内邦雄, 小森田浩, 吉田清太 : 塑性と加工, 9-86 (1968), 139
- 12) たとえば, 小林敏郎 : 塑性と加工, 8-77 (1967), 307, 9-85 (1968), 117
- 13) 新美格, 森本毅 : プレス技術, 2 (1964), 33
- 14) 中島浩衛他 : 第18回塑性加工連合講演会 (前刷), (1967-10), 39
- 15) 宮内邦雄 : 塑性と加工, 6-58 (1965-1), 620
- 16) 吉田清太 : 理科学研究所報告, 41 (1965), 39
- 17) 朝倉健三, 上田太郎 : 塑性と加工, 5 (1964), 771
- 18) 岡本豊彦, 福田実 : 住友金属, 15 (1963), 161
- 19) 宮川松男他 : 塑性と加工, 4-30 (1963-7), 483
- 20) R.H. Heyer and D.E. McCabe : 薄板のプレス成形と試験に関する第2回国際討論会前刷, 19
- 21) 吉田清太他 : 日本機械学会誌, 68-559-72
- 22) 矢能彰 : 塑性と加工, 5-37 (1964-2), 145
- 23) 錦織勝三, 吉田清太 : 理科学研究所報告, 40 (1964), 159
- 24) 山崎他 : 塑性と加工, 5-37 (1964-2), 65
- 25) 川崎製鉄 : 薄鋼板成形技術研究会第2期第2回資料
- 26) 吉沢武男 : 日本機械学会誌, 55-403 (1952), 38
- 27) 高瀬恭二 : 塑性と加工, 6-58 (1965-11), 683
- 28) 松藤和雄 : 塑性と加工, 5-37 (1964-2), 85
- 29) 吉田和夫 : 塑性と加工, 6-58 (1965-11), 632
- 30) 松藤和雄 : 塑性と加工, 6-58 (1965-11), 639
- 31) 吉田和夫, 吉田清太 : 塑性と加工, 5 (1964), 100
- 32) 五弓勇雄他 : 塑性と加工, 6-37 (1964-2), 132
- 33) 吉井康一 : 本誌, 7 (1966), 4
- 34) 吉井康一 : 塑性と加工, 6-58 (1965-11), 618
- 35) 福田実 : 塑性と加工, 5-36 (1964-1), 3
- 36) R. Hill 著 : 塑性学 (培風館-1954)
- 37) 吉田清太 : 理科学研究所報告 (1959)
- 38) 山田嘉昭 : 塑性と加工, 5-38 (1964-3), 183
- 39) 山田嘉昭 : 東大生産技術研究所報告, 11-5 (1969), 240
- 40) D.M. Woo : J. Mech. Eng. Sci., 6 (1964), 116
- 41) 吉沢武男他 : 第18回塑性加工連合講演会前刷
- 42) 小森田浩他 : 理科学研究所報告, 42 (1966), 139
- 43) 大久保忠恒 : 日本機械学会誌, 68 (1965), 1073
- 44) J.F.W. Bishop : Phil. Mag., 44 (1953), 51
- 45) 長島晋一他 : 日本金属学会会報, 4-1 (1965-1), 3
- 46) Hosford and Backofen : *Fundamentals of Deformation Proceedings* (1964), Syracuse Univ. Press
- 47) R.S. Burns and R.H. Heyer : *Proceedings from the International Symposium on the Annealing of Low Carbon Steel* (1957)
- 48) 岡本豊彦他 : 住友金属, 14 (1962), 211
- 49) J.A. Elials 他 : Trans. AIME, 224 (1962), 678
- 50) Vieth and Whiteloy : Paper presented at IDDRG (1964)
- 51) 長島晋一他 : 日本金属学会昭和29年秋期大会前刷
- 52) 大久保忠恒 : 第15回塑性加工連合講演会前刷 (1964-11), 167
- 53) 五弓勇雄他 : 日本金属学会39年秋期大会前刷
- 54) 福田実, 林豊 : 第15回塑性加工連合講演会前刷 (1964-11), 155
- 55) R. Grimes and C. Wright : Sheet Metal Ind., June (1967), 391
- 56) 馬場義雄, 近藤宏則 : 未公表

R104

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol 9 No. 3 July 1968

アルミニウム合金5083溶接部の低温特性について

田 中 英 司 福 井 利 安

住友軽金属工業株式会社

アルミニウム合金 5083 溶接部の低温特性について

田 中 英 司* 福 井 利 安*

1. はじめに

近年 LMG をはじめとして各種液化ガスの需要が著しく増大し、これにともなって海上および陸上での運搬容器ならびに貯蔵設備の建造が注目されている。これらの運搬容器ならびに貯蔵設備には当然のことながら、良好な耐食性と低温でも優れた機械的性質を有する材料が必要とされ、かつ構造物自体が高度の水密性を必要とするものであるから、すべて溶接構造が要求される。

アルミニウム合金はその特性上低温脆性がなく、かつ加工性や耐食性にも優れているので低温で使用される構造材に適しているが、特に Al-Mg 系の 5083 合金は上記の性能を満足するのみならず、強度や溶接性にも優れているので各種液化ガスの運搬ならびに貯蔵設備用の構造材として好ましいものであり、既に種々実用化されている。

5083 合金の低温における諸性能については既に多くの^{1~4)}報告があるが、まだ不明な点も見られ、実用に際してはさらに多くの資料が必要とされている現状である。

本報はこれらの低温用溶接構造物の設計ならびに施工に当って必要とされる溶接部の機械的諸性質について種々調査した結果をまとめたものであり、技術資料の一つとして各位の御参考に供するものである。

2. 試験方法の概略

供試材は工業的に製造された 5083 合金の 10mm および 6 mm 板で、前者は 5183-1.6mm ϕ の電極線で MIG 溶接、後者は 5183-4.0mm ϕ の溶接棒で TIG 溶接した。

母材および溶加材の化学成分を第 1 表に、各々の溶接条件を第 2 表にそれぞれ示す。

試験は主として低温での引張試験（平滑材、切欠材）およびシャルピー衝撃試験について行なった。試験温度は室温、-75°C（エチルアルコールとドライアイスの混合液）

および -196°C（液体窒素）の 3 条件である。

なお室温における機械的諸性質については 6~37mm 板の溶接部について二、三検討した。

3. 室温における機械的諸性質

5083 合金溶接部の低温における諸性質を調べるために室温における機械的性質について予備的に調査した。

供試材は第 1 表に示す Sample C~N の 12 種類で 6~37 mm 厚のものである。6~15mm は MIG 全自動溶接、25~37mm は大電流 MIG 溶接であり、いずれも 2 層溶接である。ただし全溶着金属の試料は多層溶接せるものより採取した。

各板厚における代表的な引張性質を第 3 表に総括して示した。全溶着金属の引張性質のみ少し劣っているが、他の突合せ継手の引張性質はいずれもかなり優れている。

第 4 表に 6, 12 および 25mm 板の TIG, MIG および大電流 MIG 溶接部の曲げ試験結果を総括して示す。12mm 板を Y 型開先で MIG 溶接した試料のみ少し劣っているが、他はいずれもかなり優れた曲げ性を示している。これらの曲げ試験は、いずれも板面をわずかに切削して後試験片を成形したものであるので総体的にかなり良好な曲げ性を示しているが、実用に際しては内側曲げ半径をさらに 1 t ほど大きくとる必要がある。

4. 溶接継手の低温引張性質

4・1 MIG 溶接継手

10mm 板の MIG 全自動溶接継手の低温における引張性質について検討した。

第 1 図に溶接継手の引張試験片ならびに切欠部の形状および寸法を示す。試験片は平滑材、溶接部中心切欠材および境界切欠材の三種で、各々余盛あり、余盛削除の 2 条件である。なお第 1 図には母材の試験片は示していないが、

第 1 表 母材および溶加材の化学組成

種別	マーク	化 学 組 成 (%)							備考	
		Mg	Mn	Cr	Ti	Zn	Cu	Fe		
母材	A	4.27	0.64	0.19	<0.01	0.02	0.01	0.18	0.11	10 mm
	B	4.36	0.64	0.19	<0.01	0.02	0.01	0.18	0.09	6 mm
	C~N	3.8~4.8	0.3~1.0	<0.50	<0.20	<0.10	<0.10	<0.40	<0.40	6~37 mm
溶加材	O	4.73	0.73	0.10	0.01	0.01	0.01	0.20	0.09	1.6 mm ϕ
	P	4.79	0.70	0.10	0.01	0.03	0.02	0.29	0.18	4.0 mm ϕ

* 研究部

第2表 MIGおよびTIG溶接条件 (Sample A, B)

板厚 (mm)	溶接法	開先形状	層数	溶接電流 (A)	アーク電圧 (V)	溶接速度 (cm/min)	電極径 (mm)	アルゴン量 (l/min)
10	MIG	I型	2	320~350	23~26	50~60	1.6	28
6	TIG	X型	2	260~280	—	20~30	4.0	12

第3表 溶接継手の常温における引張性質 (Sample C~N)

試験片	板厚 (mm)	質別	溶加材	引張性質			備考
				引張強さ (kg/mm²)	耐力 (kg/mm²)	伸び (%)	
余盛あり	6	O	5183	32.0	15.4	19	MIG
	12	—	5183	32.6	18.1	16	MIG
	15	—	5183	32.1	16.7	24	MIG
	25	O	5183	32.0	16.7	15	大電流 MIG
	30	—	5183	31.5	17.5	24	大電流 MIG
	37	—	5183	32.6	16.5	23	大電流 MIG
余盛削除	6	O	5183	30.6	15.5	16	MIG
	12	R	5183	31.5	16.6	15	MIG
	25	O	5183	30.4	14.5	17	大電流 MIG
	30	—	5183	30.6	16.7	23	大電流 MIG
全溶着金属	—	—	5183	29.7	15.9	24	MIG
	—	—	5183	30.6	16.4	26	MIG

第4表 溶接部の曲げ性

板厚 (mm)	溶接法	溶加材	曲げ条件	曲げ内側半径				備考
				1.5t	2.0t	2.5t	3.0t	
6	TIG	5183	1層側	×	○	○	○	X型開先 2層溶接
			2層側	×	○	○	○	
	MIG	5183	表曲げ	×	○	○	○	I型開先 1層溶接
			裏曲げ	×	○	○	○	
12	MIG	5183	1層側	×	○	○	○	X型開先 2層溶接
			2層側	×	○	○	○	
	MIG	5183	表曲げ	×	×	○	○	Y型開先 2層溶接
			裏曲げ	×	×	○	○	
25	大電流 MIG	5183	側曲げ (t=3mm)	○	○	○	○	I型開先 2層溶接
			側曲げ (t=10mm)	○	○	○	○	

溶接継手の平滑材および溶接部中心切欠材と同じ形状である。

母材(平滑材, 切欠材)の低温における引張性質を第2図に示す。平滑材では低温になるほど引張強さ, 耐力, 伸びとも向上し, 室温にくらべ, -196°C では引張強さで約 10kg/mm², 耐力で 2~3 kg/mm² ほど高い値を示している。切欠材では伸びの向上はないが引張強さ, 耐力は, -196°C で少し向上している。ただし切欠材の場合, 耐力, 伸びはあまり意味を持っていないので参考値程度に考える必要がある。なお第2図で T (Transverse) は圧延方向に対し引張方向が直角の場合で, L (Longitudinal) は平行の場合を示す。

第3図に MIG 溶接継手の平滑材の引張性質を示す。余

盛ありの場合, -196°C では室温にくらべ引張強さで約 10 kg/mm², 耐力で 2~5 kg/mm² ほど高い値を示している。余盛削除の場合も, 余盛ありと同様な挙動を示している。

第4図に MIG 溶接継手の溶接部中心切欠材の引張性質を示す。余盛ありと余盛削除では, 切欠を入れた部分の試片の肉厚が著しく異なるため, 引張強さ, 耐力は, ともにかなり異なっており, 余盛ありの方が高い値を示しているが, 試験温度に対しては同様な傾向にある。

第5図に MIG 溶接継手の境界切欠材の引張性質を示す。余盛あり, 余盛削除とも低温になるほど引張強さ, 耐力はわずかに向上する。

ところでこれら溶接継手の引張試験片の破断は, 平滑材

の場合、余盛ありではビード端より10~15mm離れた熱影響部（室温, -75°C）および境界（-196°C）で生じているが、余盛削除では溶接金属中心部（室温, -75°C）およびビード端より15~20mm離れた熱影響部（-196°C）で生じている。この一例を写真1に示す。-196°Cで引張試験した際、余盛ありでは境界で、余盛削除では熱影響部で破断しているのが奇妙に思われるが、余盛ありの場合、ビード端の角度あるいはわずかなOver-lap部が切欠効果を示しているためと思われる。この点については再度確認実験をしたが、余盛削除の場合、-196°Cでは一部溶接金属で破断したものも認められたが、多くは熱影響部破断であった。なお熱影響部破断を示した試料でも、溶接金属はかなりneckingを生じている。

一方切欠材の場合は、すべて切欠内で破断しており、特に問題はない。

参考のために、切欠材および平滑材の破面状況を写真2に示す。

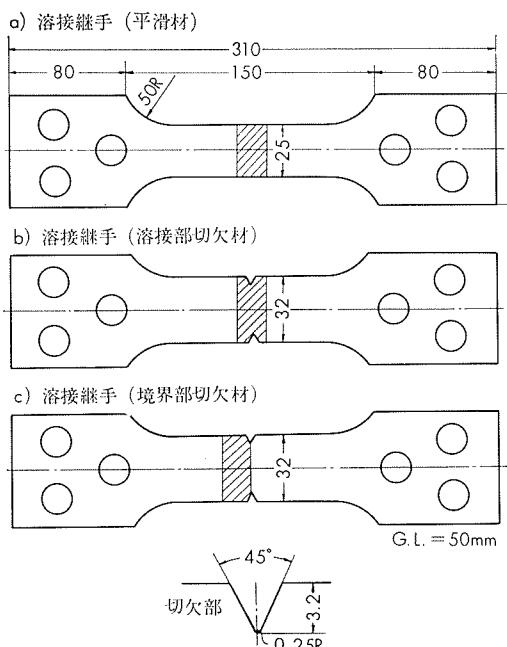
4.2 TIG溶接継手

10mm板のMIG溶接継手と同様にして、6mm板のTIG溶接継手の低温における引張性質について検討した。

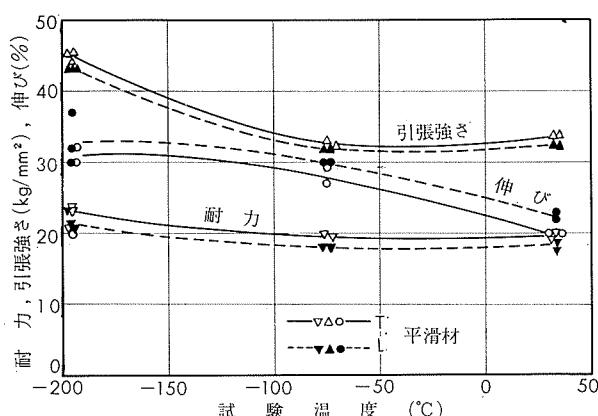
第6図に母材および溶接継手の引張試験片ならびに切欠部の形状および寸法を示す。溶接継手の試験片は平滑材および溶接部中心切欠材の二種で、各々余盛あり、余盛削除の2条件である。

第7図に母材（平滑材）の低温における引張性質を示すが、10mm板の平滑材とほぼ同様な傾向を示している。-196°Cでは、室温および-75°Cにくらべ、引張強さで約10kg/mm²、耐力で約3kg/mm²高い値を示している。低温では伸びも優れている。

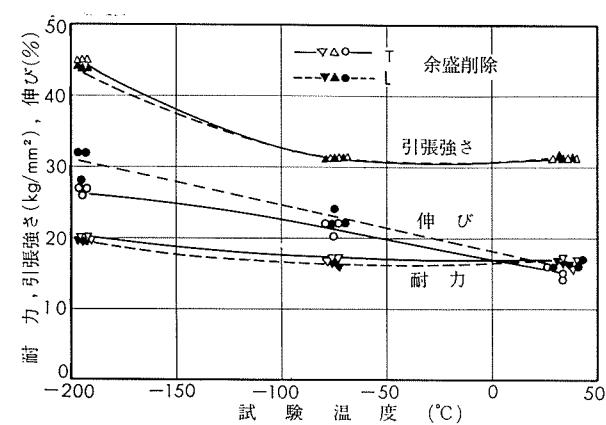
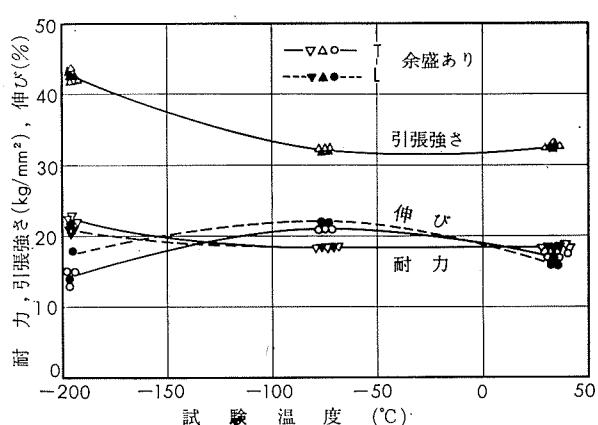
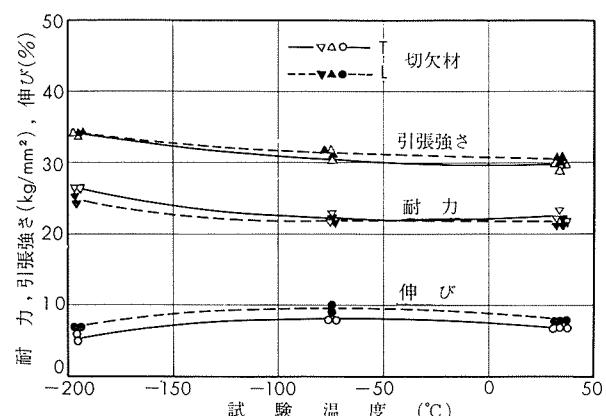
第8図にTIG溶接継手の平滑材の引張性質を示す。余



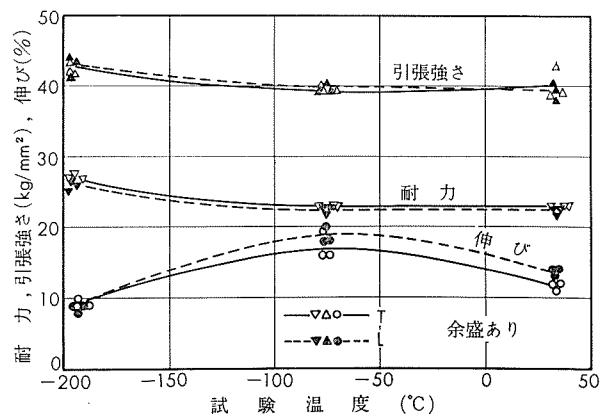
第1図 10mm板の平滑および切欠引張試験片



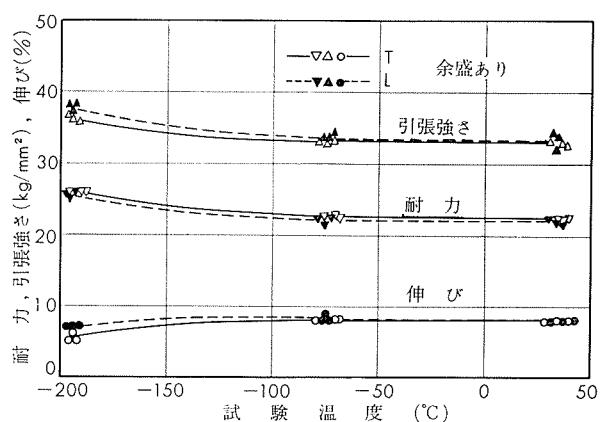
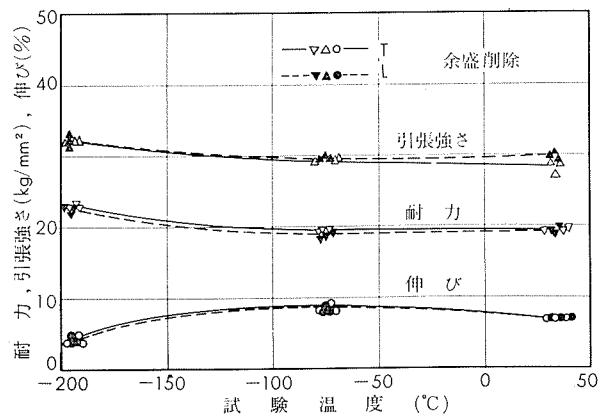
第2図 低温における母材 (10mm) の引張性質



第3図 低温におけるMIG溶接継手の引張性質 (平滑材)



第4図 低温におけるMIG溶接継手の引張性質(溶接部中心切欠材)



第5図 低温におけるMIG溶接継手の引張性質(境界切欠材)

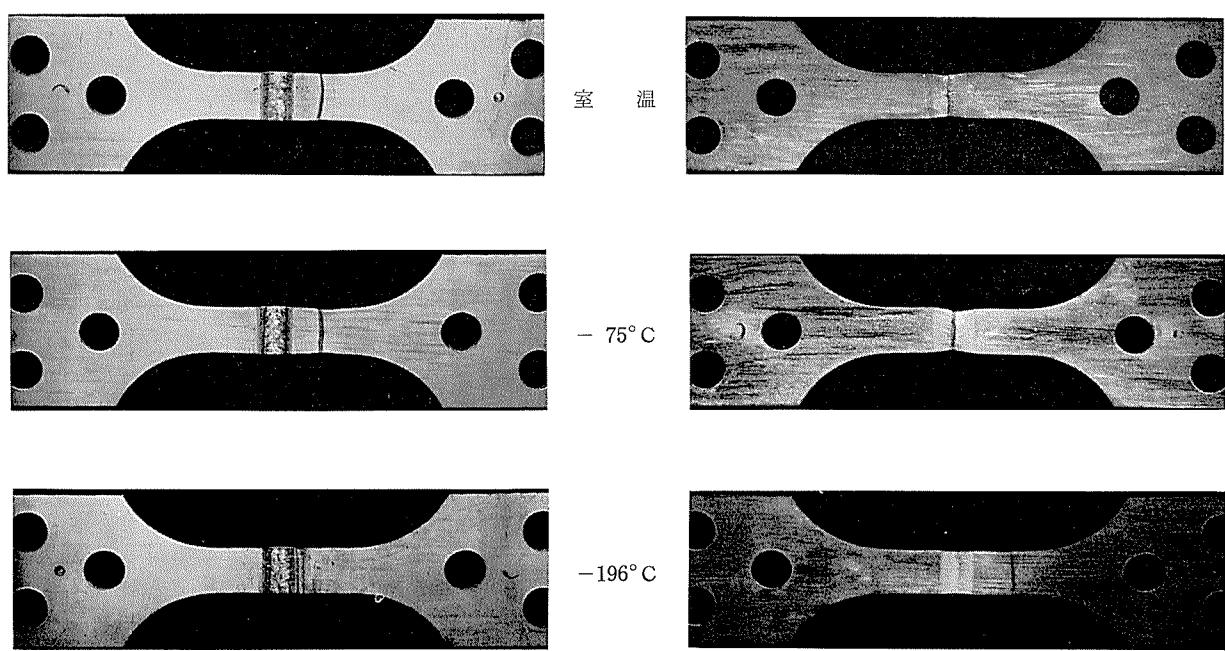
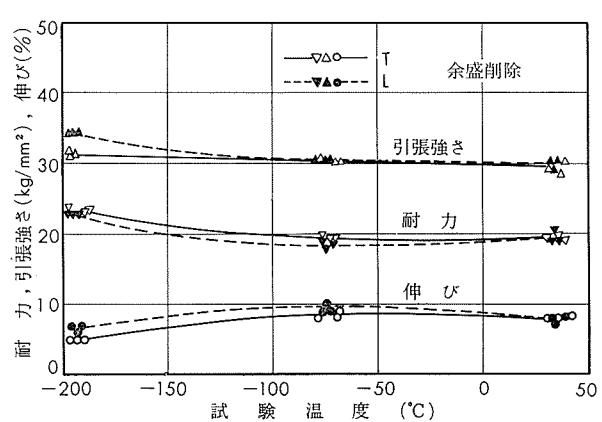


写真1 MIG溶接継手引張試験材の外観

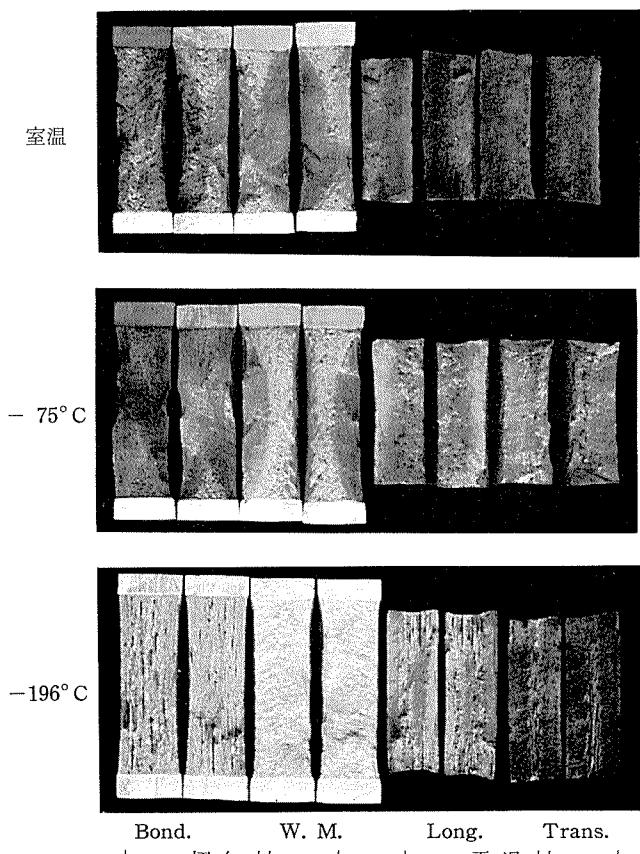
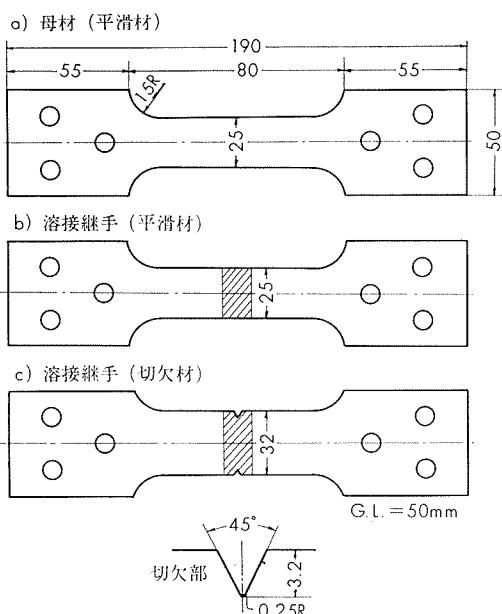


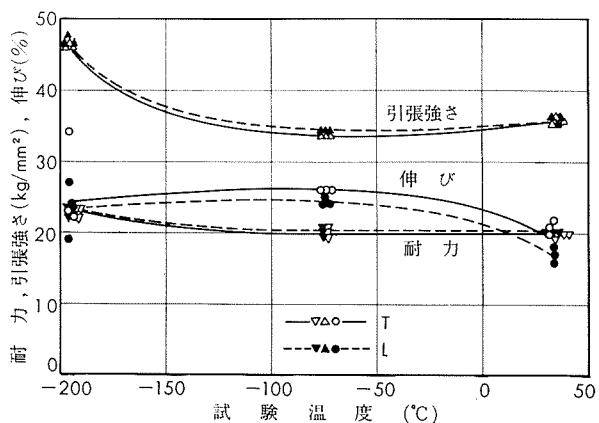
写真 2 MIG 溶接継手平滑材および切欠材の引張試験後の
破面(余盛削除)

盛ありの場合、室温や-75°Cにくらべ-196°Cでは引張強さで約10~15kg/mm²、耐力で約2kg/mm²ほど高い値を示している。一方、余盛削除では、引張強さ、耐力とも絶対値は余盛ありより少し劣っているが試験温度に対する傾向は同様である。これらのTIG溶接継手の平滑材の低温引張性質はMIG溶接継手のそれに近い傾向を示している。

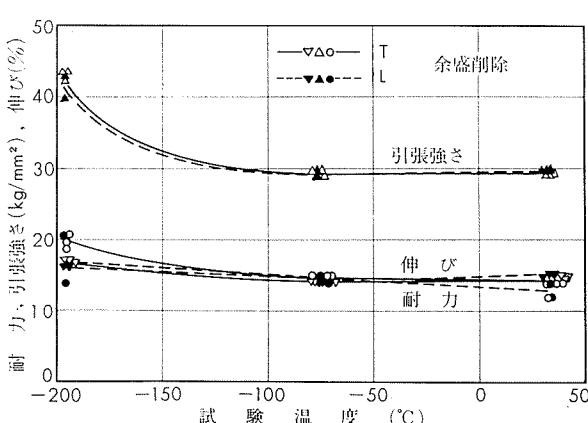
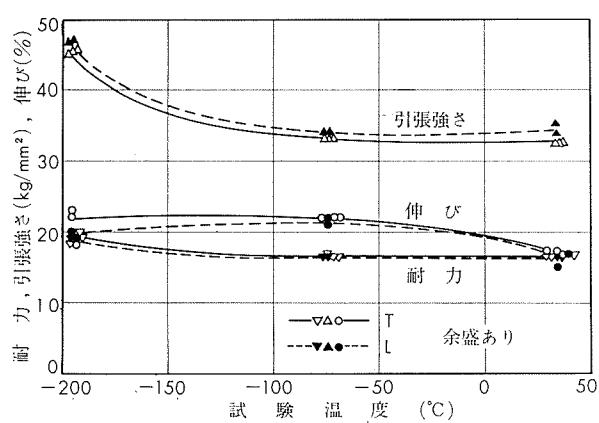
第9図にTIG溶接継手の溶接部中心切欠材の引張性質を示す。第9図には引張強さ、耐力、伸びがそれぞれ示してあるが、第4図および第5図のMIG溶接継手の切欠材と同様、耐力、伸びは参考値程度に考える必要がある。余盛ありでは、低温になるほど、わずかながら引張強さは減



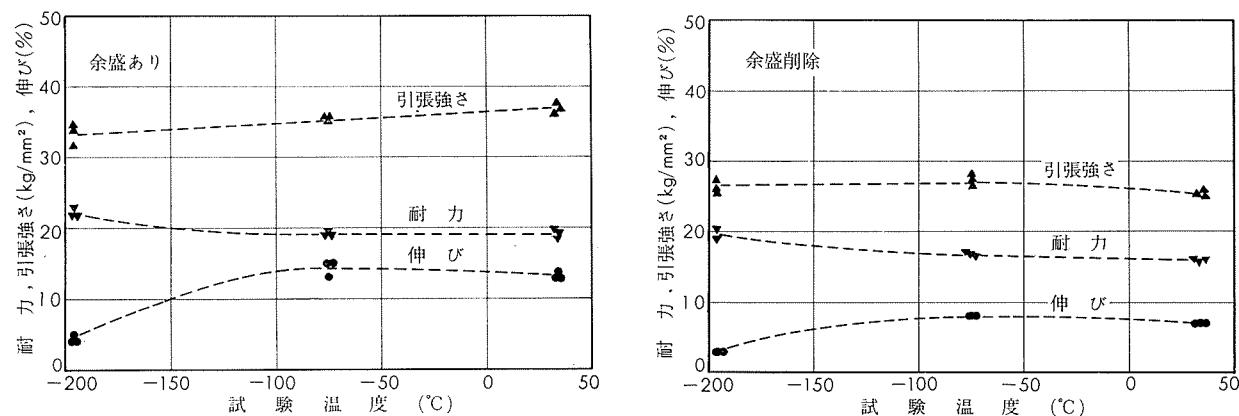
第6図 6mm板の平滑および切欠引張試験片



第7図 低温における母材(6mm)の引張性質(平滑材)



第8図 低温におけるTIG溶接継手の引張性質(平滑材)



第9図 低温におけるTIG溶接継手の引張性質(切欠材)

少する。余盛削除では絶対値は余盛ありより低いが、低温で、引張強さはやや向上する。

なお、MIG溶接継手およびTIG溶接継手とともに、余盛ありの場合の溶接部中心切欠材については、切欠部の肉厚を考慮せず母材の板厚を基準にして計算しているので、これらの試験材より求められる引張強さおよび耐力は参考値程度に考える必要がある。また、これらの個々の値は、ビード形状および余盛高さで著しく異なる。本実験では、できる限り同一なビード形状および余盛高さの試験片で検討しているが、実際には、いくらか差があり厳密には、この点にも問題があろう。

ところで、TIG溶接継手の引張試験片の破断は、平滑材の場合、余盛ありでは熱影響部(室温, -75°C)および境界(-196°C)で生じ、余盛削除では溶接金属(室温, -75°C, -196°C)で生じている。従って、余盛削除の試験材を-196°Cで引張試験したもののみ、MIG溶接継手と異なった結果を示していることになる。切欠材の場合は、

すべて切欠内で破断しているので特に問題はない。

4・3 切欠感度

MIG溶接継手(10mm)およびTIG溶接継手(6mm)の平滑材および切欠材の引張性質については前述したごとくであるが、これらの切欠材と平滑材の強度比より切欠感度を求めると次のとくである。

すなわち

$\sigma_{T.T.}^N$: 各種試験材の切欠材の各試験
温度における引張強さ

$\sigma_{T.T.}^U$: 各種試験材の平滑材の各試験
温度における引張強さ

$\sigma_{R.T.}^U$: 各種試験材の平滑材の室温に
おける引張強さ

すると、各種試験材の切欠感度は次のようにあらわすことができる。

$\sigma_{T.T.}^N / \sigma_{T.T.}^U$: 各試験温度における切欠感度

$\sigma_{T.T.}^N / \sigma_{R.T.}^U$: 室温の強度に対する切欠感度

第5表 母材および溶接部の切欠感度

溶接法 (板厚)	試験温度	母材	溶接継手								
			余盛あり				余盛削除				
			溶接部中心切欠材		境界切欠材		溶接部中心切欠材		境界切欠材		
MIG (10mm)	室温	$\frac{\sigma_{T.T.}^N}{\sigma_{T.T.}^U}$	$\frac{\sigma_{T.T.}^N}{\sigma_{R.T.}^U}$	$\frac{\sigma_{T.T.}^N}{\sigma_{T.T.}^U}$	$\frac{\sigma_{T.T.}^N}{\sigma_{R.T.}^U}$	$\frac{\sigma_{T.T.}^N}{\sigma_{T.T.}^U}$	$\frac{\sigma_{T.T.}^N}{\sigma_{R.T.}^U}$	$\frac{\sigma_{T.T.}^N}{\sigma_{T.T.}^U}$	$\frac{\sigma_{T.T.}^N}{\sigma_{R.T.}^U}$		
		0.95 (0.88)	0.95 (0.88)	1.21 (1.23)	1.21 (1.23)	1.02 (1.01)	1.02 (1.01)	0.95 (0.89)	0.95 (0.89)	0.96 (0.94)	0.96 (0.94)
		0.99 (0.94)	0.98 (0.92)	1.24 (1.22)	1.22 (1.21)	1.06 (1.02)	1.04 (1.01)	0.95 (0.92)	0.94 (0.93)	0.98 (0.96)	0.98 (0.96)
	-75°C	0.81 (0.75)	1.06 (0.99)	1.00 (1.00)	1.31 (1.30)	0.88 (0.85)	1.16 (1.10)	0.73 (0.72)	1.03 (1.02)	0.78 (0.70)	1.10 (1.00)
		—	—	1.07 (1.12)	1.07 (1.12)	—	—	0.87 (0.88)	0.87 (0.88)	—	—
		—	—	1.04 (1.08)	1.03 (1.08)	—	—	0.93 (0.93)	0.93 (0.94)	—	—
	-196°C	—	—	0.71 (0.74)	0.97 (1.02)	—	—	0.64 (0.61)	0.90 (0.91)	—	—
		—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
		—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
		—	—	1.04 (1.08)	1.03 (1.08)	—	—	0.93 (0.93)	0.93 (0.94)	—	—
		—	—	0.71 (0.74)	0.97 (1.02)	—	—	0.64 (0.61)	0.90 (0.91)	—	—

(注) 1) $\sigma_{T.T.}^N$: 切欠材の各試験温度における引張強さ(各種試験材)。

$\sigma_{T.T.}^U$: 平滑材の各試験温度における引張強さ(各種試験材)。

$\sigma_{R.T.}^U$: 平滑材の室温における引張強さ(各種試験材)。

2) カッコ外は圧延方向の試料でカッコ内は直角方向の試料による結果である。

第5表に母材および溶接部の切欠感度を総括して示す。第5表より明らかなごとく余盛ありの場合には切欠感度は鈍く、余盛削除の場合には切欠感度は鋭くなっている。MIG溶接とTIG溶接では後者の方が切欠感度が強く、特に-196°Cでは、TIG溶接の場合切欠に対する感受性がかなり強いので注意する必要がある。

ところで、これら各溶接継手の切欠感度を母材の強度と比較して求めるところのごとくである。

すなわち

$\sigma_{T.T.}^N$: 各種試験材の切欠材の各試験

温度における引張強さ

$\sigma_{T.T.}^U$: 母材の平滑材の各試験温度における引張強さ

$\sigma_{R.T.}^U$: 母材の平滑材の室温における引張強さ

とすると、各種試験材の母材に対する切欠感度は次のようにあらわすことができる。

$\sigma_{T.T.}^N / \sigma_{R.T.}^U$: 各試験温度における母材強度

に対する切欠感度

$\sigma_{T.T.}^N / \sigma_{R.T.}^U$: 室温における母材強度に対する切欠感度

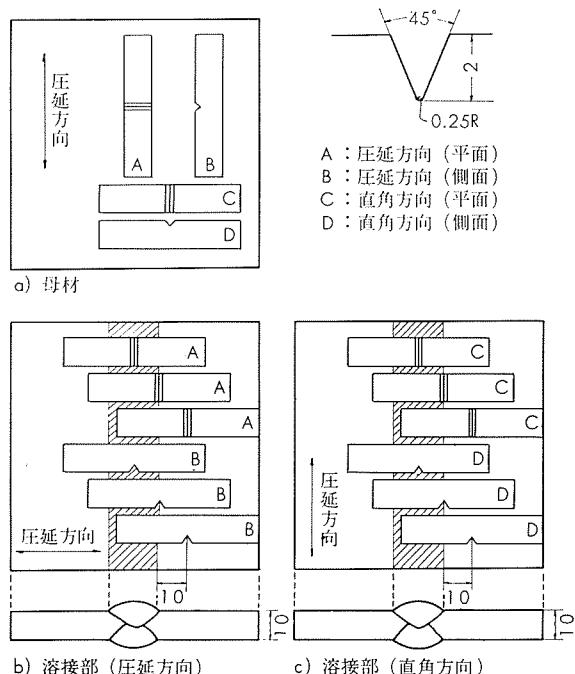
第6表に各種試験材の母材強度に比較した場合の切欠感度を総括して示す。なお第6表では、第5表と異なり、溶接継手の余盛ありの試験材の切欠感度は、切欠部の肉厚が母材の板厚より大きい点で、厳密には問題があり、参考値程度に考える必要がある。

第6表より明らかなごとく、一部、試験温度で切欠感度が鋭くなる点もあるが総体的には温度の影響は少なく、特に問題はない。ただ、TIG溶接の場合、第5表と同じく、MIG溶接材より切欠感度は鋭いようである。

5. 溶接部のシャルピー衝撃値

10mm板のMIG全自動溶接部の低温におけるシャルピー衝撃値を求めた。なお比較のために全溶着金属、大電流MIG溶接部およびMIG半自動溶接部のシャルピー衝撃試験も行なった。

第10図に母材および溶接部のシャルピー衝撃試験片の採取位置を示す。試料は、まず母材については圧延方向(A, B)および直角方向(C, D)より採取しノッチは平面(A, C)および側面(B, D)に入れた。溶接部についても母



第10図 母材(10mm)およびMIG溶接継手のシャルピー衝撃試験片の形状および採取方法

第6表 母材に対する溶接部の切欠感度の比較

溶接法 (板厚)	試験温度	母材	溶接継手							
			余盛あり				余盛削除			
			溶接部中心切欠材		境界切欠材		溶接部中心切欠材		境界切欠材	
MIG (1 mm)	室温	$\frac{\sigma_{T.T.}^N}{\sigma_{T.T.}^U}$ (0.88)	$\frac{\sigma_{T.T.}^N}{\sigma_{R.T.}^U}$ (0.88)	$\frac{\sigma_{T.T.}^N}{\sigma_{T.T.}^U}$ (1.19)	$\frac{\sigma_{T.T.}^N}{\sigma_{R.T.}^U}$ (1.19)	$\frac{\sigma_{T.T.}^N}{\sigma_{T.T.}^U}$ (0.97)	$\frac{\sigma_{T.T.}^N}{\sigma_{R.T.}^U}$ (0.97)	$\frac{\sigma_{T.T.}^N}{\sigma_{T.T.}^U}$ (0.82)	$\frac{\sigma_{T.T.}^N}{\sigma_{R.T.}^U}$ (0.82)	$\frac{\sigma_{T.T.}^N}{\sigma_{T.T.}^U}$ (0.87)
	-75°C	$\frac{\sigma_{T.T.}^N}{\sigma_{T.T.}^U}$ (0.94)	$\frac{\sigma_{T.T.}^N}{\sigma_{R.T.}^U}$ (0.92)	$\frac{\sigma_{T.T.}^N}{\sigma_{T.T.}^U}$ (1.20)	$\frac{\sigma_{T.T.}^N}{\sigma_{R.T.}^U}$ (1.17)	$\frac{\sigma_{T.T.}^N}{\sigma_{T.T.}^U}$ (1.00)	$\frac{\sigma_{T.T.}^N}{\sigma_{R.T.}^U}$ (0.98)	$\frac{\sigma_{T.T.}^N}{\sigma_{T.T.}^U}$ (0.86)	$\frac{\sigma_{T.T.}^N}{\sigma_{R.T.}^U}$ (0.92)	$\frac{\sigma_{T.T.}^N}{\sigma_{T.T.}^U}$ (0.89)
	-196°C	$\frac{\sigma_{T.T.}^N}{\sigma_{T.T.}^U}$ (0.74)	$\frac{\sigma_{T.T.}^N}{\sigma_{R.T.}^U}$ (0.99)	$\frac{\sigma_{T.T.}^N}{\sigma_{T.T.}^U}$ (0.94)	$\frac{\sigma_{T.T.}^N}{\sigma_{R.T.}^U}$ (1.25)	$\frac{\sigma_{T.T.}^N}{\sigma_{T.T.}^U}$ (0.80)	$\frac{\sigma_{T.T.}^N}{\sigma_{R.T.}^U}$ (1.06)	$\frac{\sigma_{T.T.}^N}{\sigma_{T.T.}^U}$ (0.72)	$\frac{\sigma_{T.T.}^N}{\sigma_{R.T.}^U}$ (0.95)	$\frac{\sigma_{T.T.}^N}{\sigma_{T.T.}^U}$ (0.70)
TIG (6mm)	室温	—	—	$\frac{\sigma_{T.T.}^N}{\sigma_{T.T.}^U}$ (1.03)	$\frac{\sigma_{T.T.}^N}{\sigma_{R.T.}^U}$ (1.03)	—	—	$\frac{\sigma_{T.T.}^N}{\sigma_{T.T.}^U}$ (0.71)	$\frac{\sigma_{T.T.}^N}{\sigma_{R.T.}^U}$ (0.71)	—
	-75°C	—	—	$\frac{\sigma_{T.T.}^N}{\sigma_{T.T.}^U}$ (1.06)	$\frac{\sigma_{T.T.}^N}{\sigma_{R.T.}^U}$ (1.00)	—	—	$\frac{\sigma_{T.T.}^N}{\sigma_{T.T.}^U}$ (0.81)	$\frac{\sigma_{T.T.}^N}{\sigma_{R.T.}^U}$ (0.76)	—
	-196°C	—	—	$\frac{\sigma_{T.T.}^N}{\sigma_{T.T.}^U}$ (0.73)	$\frac{\sigma_{T.T.}^N}{\sigma_{R.T.}^U}$ (0.94)	—	—	$\frac{\sigma_{T.T.}^N}{\sigma_{T.T.}^U}$ (0.58)	$\frac{\sigma_{T.T.}^N}{\sigma_{R.T.}^U}$ (0.74)	—
(注) 1) $\sigma_{T.T.}^N$: 切欠材の各試験温度における引張強さ(各種試験材)。										
2) カッコ外は圧延方向の試料でカッコ内は直角方向の試料による結果である。										

(注) 1) $\sigma_{T.T.}^N$: 切欠材の各試験温度における引張強さ(各種試験材)。

$\sigma_{T.T.}^U$: 平滑材の各試験温度における引張強さ(母材)。

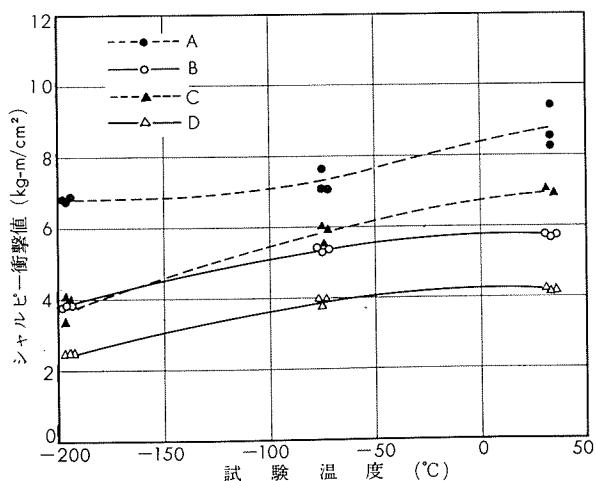
$\sigma_{R.T.}^U$: 平滑材の室温における引張強さ(母材)。

2) カッコ外は圧延方向の試料でカッコ内は直角方向の試料による結果である。

材同様圧延方向 (A, B) および直角方向 (C, D) の試料にそれぞれノッチを平面 (A, C) および側面 (B, D) に入れたが、ノッチの位置を溶接金属中心部、境界および熱影響部 (ビード端より 10mm 離れた部分) の 3ヶ所に変化させた。

試験は JIS Z 2202-4号試験片 (Vノッチ) で、室温、-75°C、-196°C で行なった。

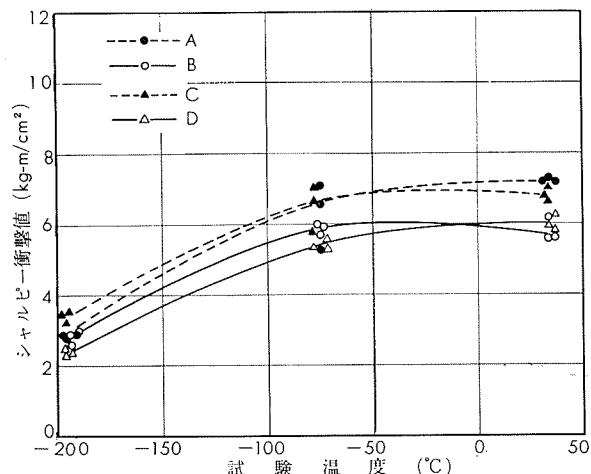
第11図に母材の低温におけるシャルピー衝撃値を示すが、平面にノッチを入れたものより側面にノッチを入れた試料の方が低いシャルピー衝撃値を示し、また、いずれの試料も低温になるほど低い値となっている。



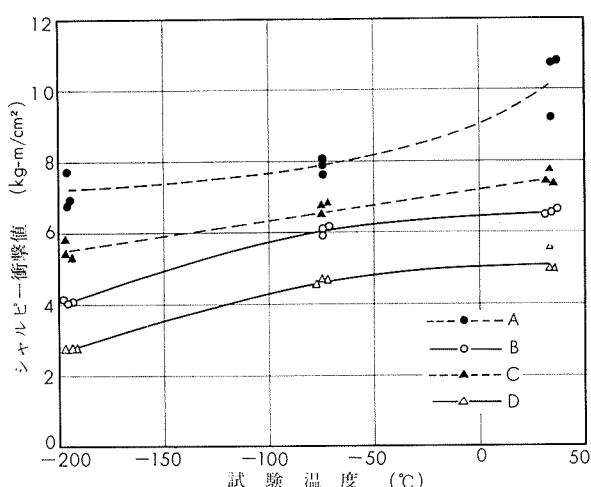
第11図 低温における母材のシャルピー衝撃値

第12図に MIG 全自動溶接部の低温におけるシャルピー衝撃値を示すが、ノッチを溶接金属中心部に入れた場合である。母材同様、低温になるほどシャルピー衝撃値は低下し、また溶接金属の平面にノッチを入れたものより溶接金属の側面にノッチを入れた試料の方が低い値を示している。

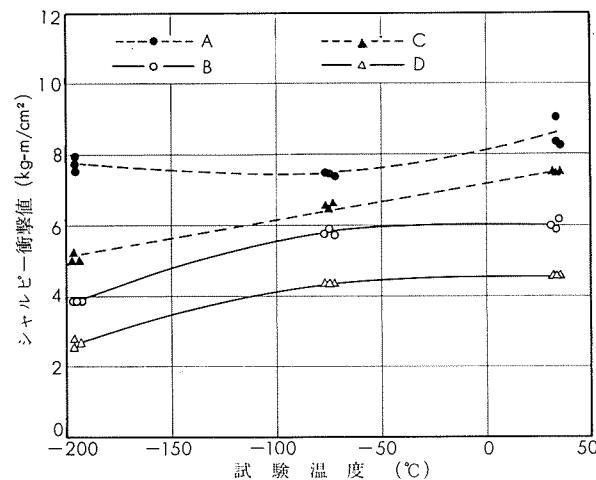
同様に MIG 全自動溶接部の境界および熱影響部にノッチを入れた場合を第13図および第14図にそれぞれ示す。第



第12図 低温における MIG 溶接部のシャルピー衝撃値 (溶接金属)



第13図 低温における MIG 溶接部のシャルピー衝撃値 (境界)



第14図 低温における MIG 溶接部のシャルピー衝撃値 (熱影響部)

13図と第14図を比較すれば明らかなるごとく、境界部のシャルピー衝撃値は熱影響部のそれに類似しており、境界部の特異性は特に認められない。またこれらの結果は第11図に示す母材のシャルピー衝撃値に比較的近い値となっている。

参考のために溶接金属、境界および熱影響部のシャルピー衝撃試験片の破面の一例を写真3に示す。

以上は MIG 全自動溶接部についての結果であるが、全溶着金属 (MIG 全自動溶接)、大電流 MIG 溶接部および MIG 半自動溶接部については以下のごとくである。

第15図に全溶着金属および大電流 MIG 溶接部のシャルピー衝撃試験片の採取方法を示す。全溶着金属は 10mm 板を 2 層溶接したものであり。大電流 MIG 溶接部は 25mm 板を 560A (溶接電流), 33V (アーチ電圧), 30cm/min (溶接速度), 50l/min (ガス流量) で 2 層溶接したものである。

第16図に全溶着金属の低温におけるシャルピー衝撃値を示す。平面にノッチを入れたものも側面にノッチを入れたものも室温および-75°C では 5 ~ 6.5 kg-m/cm² であり

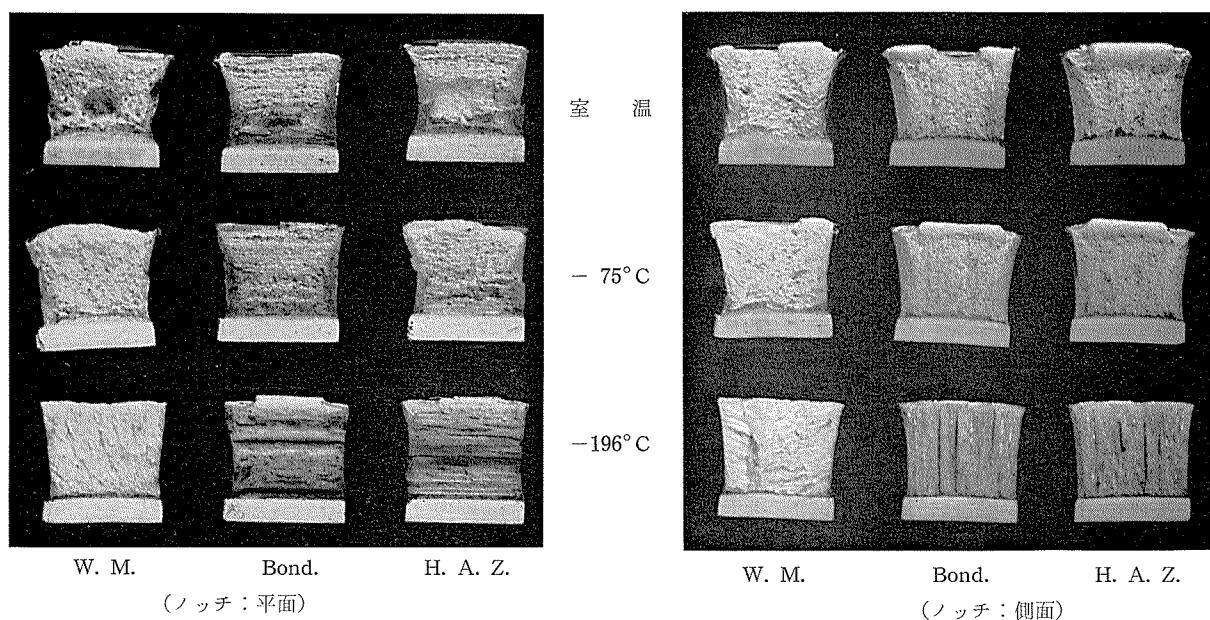
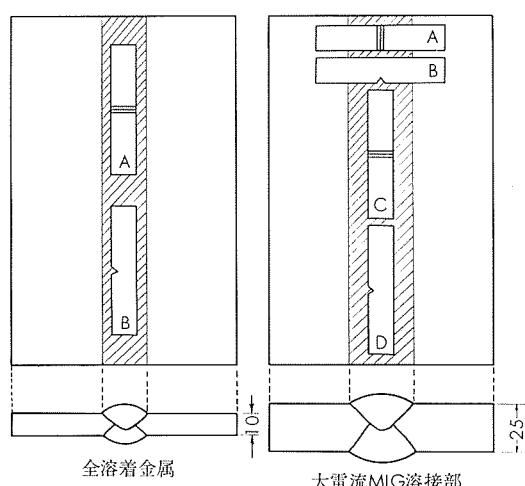
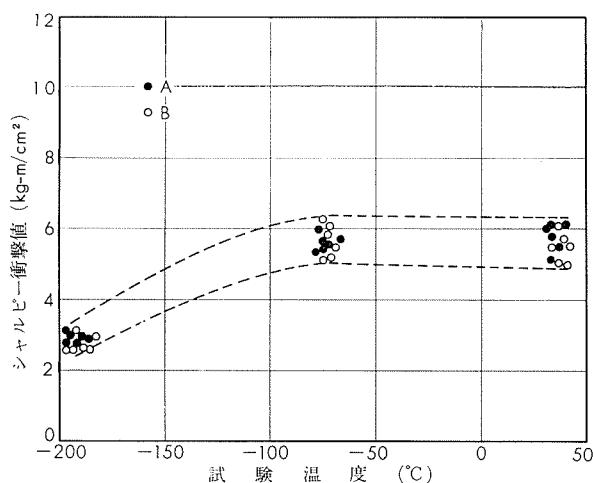


写真3 MIG溶接継手のシャルピー衝撃試験片の破面（試験片の採取方向:T）



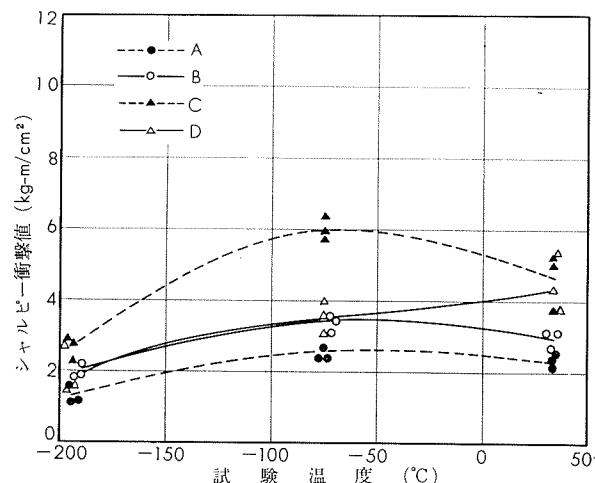
第15図 全溶着金属（MIG溶接部）および大電流MIG溶接部のシャルピー衝撃試験片の採取方法



第16図 低温におけるMIG溶接部のシャルピー衝撃値（全溶着金属）

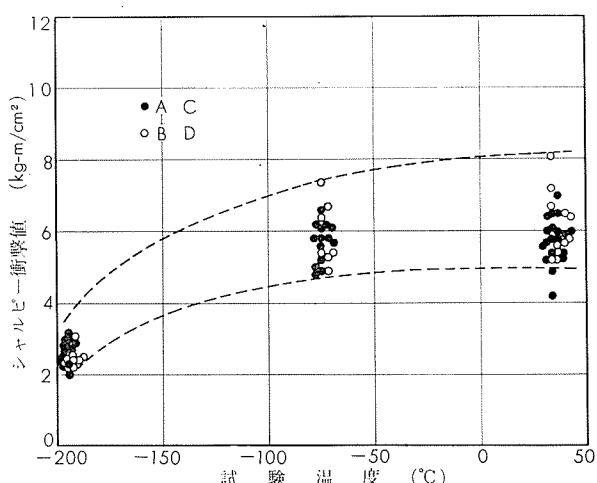
差はないが -196°C では $2.5 \sim 3.5 \text{ kg}\cdot\text{m}/\text{cm}^2$ にまで低下している。これらの値は第12図に示す溶接金属のシャルピー衝撃値よりやや低い値を示している。

第17図に大電流 MIG 溶接部のシャルピー衝撃値を示す。ノッチの方向によりシャルピー衝撃値はかなり異なり、また通常の MIG 溶接部とかなり異なっている。すなわち第17図より明らかなごとくビードの進行方向と直角で、かつノッチを平面に入れた試料はかなり優れた値を示しているが、ビードの進行方向と平行で、かつノッチを平面に入れたものではかなり劣っており、側面にノッチを入れたものでは、これらの中間の値を示している。しかしながら大電流 MIG 溶接部のシャルピー衝撃値は全体的に低い値となっている。



第17図 低温における大電流MIG溶接部のシャルピー衝撃値

第18図に MIG 半自動溶接部のシャルピー衝撃値を示す。試験片の採取方法は MIG 全自動溶接の試験片と同様で、第10図に示したごとくである。第12図と第18図を比較すれば明らかなごとく MIG 半自動溶接部のシャルピー衝撃値はかなりの範囲でバラッキ、かつ MIG 全自動溶接部のシャルピー衝撃値より低い値となっている。この原因は主として、MIG 全自動溶接では溶接欠陥は少ないが、MIG 半自動溶接では比較的溶接欠陥が多く存在する点にあると思われるが、溶接部のシャルピー衝撃値は微量元素の含有量や溶接部の残留応力など多くの因子により左右されるので、簡単に結論することはできない。従って、MIG 全自動溶接部と MIG 半自動溶接部あるいは大電流 MIG 溶接部のシャルピー衝撃値の比較は更に検討する必要があろう。



第18図 低温における MIG 半自動溶接部のシャルピー衝撃値
(溶接金属)

6. おわりに

Al-Mg 系の5083合金溶接部の低温における機械的性質について、主として 10mm 板の MIG 溶接材および 6 mm 材の TIG 溶接材を用いて調査した。

溶接部のシャルピー衝撃値は低温で少し劣っているが、切欠材の引張強さと平滑材の引張強さの強度比より求めた切欠感度は低温でもかなり鈍く、良好な性能を示している。

溶接部の低温における機械的性質あるいは低温脆性を評価する方法としては、上記の試験のみならず各種の tear test が従来よりよく用いられているが、これに関しては既にいくつかの報告 ^{4,5)} があるので、それらを参照していただければ幸甚である。

文 献

- 1) R. E. Lismer : British W.J., 5 (1958), 523
- 2) J. Sawkill, D. James : British W.J., 5 (1958), 517
- 3) J. E. Tomlinson, D. E. Jackson : British W.J., 5 (1958),

- 4) 田中英司 : 本誌, 5 (1964) 150,
- 5) F. G. Nelson, J. G. Kaufmann, Marshall Holt : W.J., 45 (1966), 321s.

R105

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol 9 No. 3 July 1968

水道水および大気中におけるアルミニウム表面処理材の 異種金属との接触腐食に関する研究

馬場義雄 萩原理樹

住友軽金属工業株式会社

水道水および大気中におけるアルミニウム表面処理材の異種金属との接触腐食に関する研究

馬場義雄* 萩原理樹*

Study on the Corrosion of Surface-Treated Aluminium in Contact with Other Metals in Still or Flowing Tap Water and in Industrial Atmosphere

by Yoshio Baba and Michiki Hagiwara

It is well known that the anodic electrode potential of aluminium and its alloys may cause them to corrode sacrificially when in contact with most other metals in corrosive environment.

We have been studying the effect of surface treatments, for example, chemical conversion, anodizing and painting, on the corrosion of aluminium and its alloys in contact with other metals in still or flowing tap water and in industrial atmosphere.

The results obtained are as follows:

- (1) After dipping in still or flowing tap water for two years carbon steels in contact with aluminium and its alloys corrode themselves whether or not they are plated with zinc or tin, and they do not cause the corrosion of aluminium so much.

The contact corrosion of aluminium and its alloys by stainless steel is less than that by polyethylene in flowing tap water. In dipping test only copper causes severe corrosion of aluminium.

- (2) With regard to the effect of surface treatment in dipping test, painting is most protective, followed by anodizing and chemical conversion.

The oxide film formed by anodizing in oxalic acid is more protective than that in sulfuric acid.

- (3) The contact corrosion of aluminium and its alloys by copper is most severe in atmospheric exposure for five years. The tensile strength of the specimens in contact with copper decreases to 80~90 percent of initial value and the minimum value of elongation to 40 percent.

Stainless steel or carbon steel in contact with aluminium and its alloys in atmosphere scarcely causes the contact corrosion except for surface contamination.

- (4) The contact corrosion of aluminium and its alloys by other metals except for copper in atmosphere can be considerably protected by surface treatments. Painting of Zinc Chromate Primer is most protective among these treatments. Anodizing is also almost protective but deep pits may occasionally generate on the specimens.

1. 緒言

近年、アルミニウムの需要は各方面においてきわめて著しく増大しており、厨房器具、建築関係はもとより、船舶、車輛、化学工業設備などにその用途が拡大され、それについて異種金属と接触する機会も多くなってきている。

アルミニウムとその合金の異種金属との接触腐食に関する実験データ、実際の使用例あるいは防食方法などについての断片的な報告はかなりみられるが、接触腐食によぼす環境、表面処理効果についての総合比較データは、筆者の一人がさきに報告したもの以外にはほとんどみられていない。

本実験はアルミニウムおよびその合金に化学的処理（

Chemical conversion), 陽極酸化皮膜処理(Anodizing)ならびに塗装処理(Painting)を施した場合、異種金属との接触腐食に対し、如何なる保護効果を有するかを、水道水ならびに大気中において長期間にわたり調査した結果である。

2. 試料ならびに実験方法

2.1 試料

アルミニウムとその合金として、99.2%Al, 3003, 5052および2117合金を使用した。接触させる異種金属としては、普通鋼(裸のまま、亜鉛メッキおよびスズメッキしたも), ステンレス鋼および銅を使用し、さらに、比較試料としてポリエチレンを用いた。これらの試料の分析結果をTable 1に示した。

* 研究部

Table 1 Chemical composition of test specimens.
Aluminium and its alloys

Material	Chemical composition (%)							
	Fe	Si	Cu	Ti	Mg	Mn	Zn	Cr
99.2% Al	0.51	0.16	0.024	0.003	0.002	0.014	0.026	Tr
3003	0.45	0.15	0.03	0.01	Tr	1.16	0.03	Tr
5052	0.28	0.10	0.01	0.01	2.29	0.01	0.01	0.27
2117	0.32	0.14	2.65	0.01	0.29	0.01	0.01	Tr

Othermetals

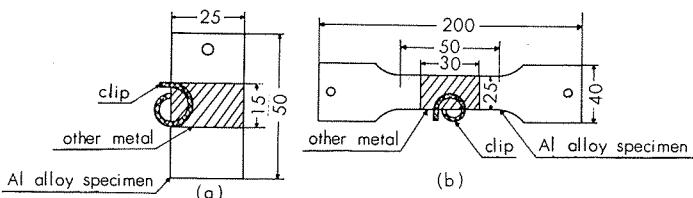
Material	Chemical composition (%)						
	Cu	Mn	C	Si	Cr	Ni	P
Carbon steel	0.23	0.43	0.47	Tr	Tr	Tr	Tr
Stainless steel	Tr	1.60	0.02	0.07	18.35	10.79	Tr

Material	Chemical composition (%)				
	Fe	Si	P	Pb	Cu
Copper	0.029	0.003	0.012	0.006	>99.5

2・2 試験片の作製および表面処理

各種金属を1mm厚に圧延後(2117合金のみ圧延後溶体化処理), 水道水浸漬試験片としては25×50の矩形に, 大

気曝露試験片としてはJIS 5号引張試験片の形状に成形し, Fig. 1に示すように異種金属をクリップ(JIS耐食アルミニウム合金7種の線)を用いて接触させた。

**Fig. 1** Test specimens.

(a) for dipping, (b) for exposure

アルミニウムとその合金の表面処理は、無処理(前処理のみ), Böhmite, アンモニア, MBV, アロジン, 化学研磨, 硫酸アルマイト, 蔗糖アルマイト, ジンクロメートプライマー塗布ならびにビニローゼ塗布の10種類で, 各処理方法の詳細はTable 2のごとくである。なお, 2117合金の化学研磨は表面が黒変してできなかつたため除いた。前処理は3%苛性ソーダ溶液(60°C)に3分間浸漬した後, 10%硝酸にて中和し水洗した。

普通鋼への亜鉛およびスズのメッキは電気メッキでTable 3の条件にて行なった。

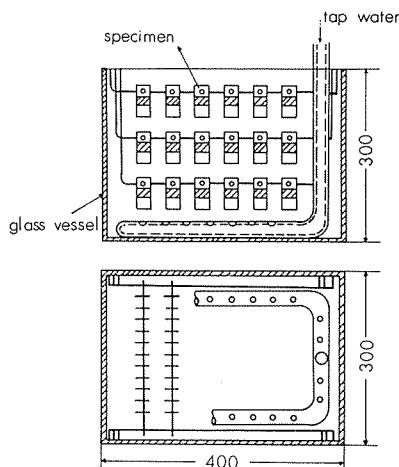
Table 2 Surface treatment of aluminium alloys.

Surface treatment		Method	Thickness and color of surface film
Chemical conversion	1 Non treatment	As pretreatment	
	2 Chemical polishing	30~60 sec at 85~90°C in H_3PO_4 (75mI)+ HNO_3 (5mI)+ H_2SO_4 (20mI)sol.	
	3 M. B. V.	5min. at 90~100°C in Na_2CO_3 (10)+ $Na_2Cr_2O_7$ (3) sol.	5μ, grey
	4 Alodine	5min in H_3PO_4 (64g)+NaF(5g)+ CrO_3 (10g)/l·H ₂ O sol. followed 10~15min in 0.05% chromic acid sol.	5μ, bright green
	5 Ammonia	15min boiling in 0.1N NH_4OH sol.	white (faintly)
	6 Böhmite	15min boiling in deionized water	
Anodizing	7 Anodizing in sulfuric acid	30min 23°C, 15% H_2SO_4 , 1A/dm ² , 18V followed 30min sealing in boiled tap water	10μ
	8 Anodizing in oxalic acid	40min 25°C, 5% (COOH) ₂ , 3A/dm ² , 50V followed 30min sealing in boiled tap water	10μ, gold silver (faintly)
Painting	9 Zinc chromate primer		yellow
	10 Vynlose		white

2・3 実験方法

上記のごとく異種金属と接触させた試験片を水道水(静水ならびに流水)中に浸漬あるいは大気中に曝露した。

浸漬試験はFig. 2のごとくガラス製水槽に試験片を吊り上げ, 静水の場合は3ヶ月毎に水を更新し, 流水の場合は流速0.3m/minで下から上へover flowさせた。水道

**Fig. 2** Equipment of dipping test.**Table 3** Zinc and tin plating on carbon steel.

Plating	Method	Thickness of plated layer
Zinc plating	4min, 5A/dm ² , 30°C, ZnO (50g)+ $NaCN$ (100g)+ $NaOH$ (50g)/l·H ₂ O followed chromate treatment	5~8μ
Tin plating	5min, 1.5A/dm ² , 60°C Na_2SnO_3 (100g)+ $NaOH$ (15g)/l·H ₂ O	3~5μ

水の分析結果を Table 4 に、流水の温度変化を Fig. 3 に示しておくる。大気曝露試験片は両端を JIS 耐食アルミニウム合金 7 種の棒に同一材質の線で結びつけ、これを南面 30 度の傾斜をもつ架台上に設置した。

浸漬試験片については外観調査、重量変化ならびに接触部の最大ピット深さの測定により、また、曝露試験片については外観調査、引張強さと伸びの変化および接触部の最大ピット深さの測定により接触腐食の程度を判定した。

Table 4 Chemical analysis of tap water used in corrosion test.

Item	Before testing	After testing
pH	6.40	6.70
Methyl orange alkalinity as CaCO_3 ppm	9.5	22.0
Total hardness(as equivalent CaCO_3)	21.4	35.1
SO_4^{2-}	13.2	10.7
NH_3	Tr	Tr
SiO_2	10.0	8.0
$\text{Fe}^{++} + \text{Fe}^{+++}$	0.1	3.2
Cu^{++}	0.05	0.10
Cl^-	4.2	9.6
Evaporation residue	57	111
Al	0.03	0.76

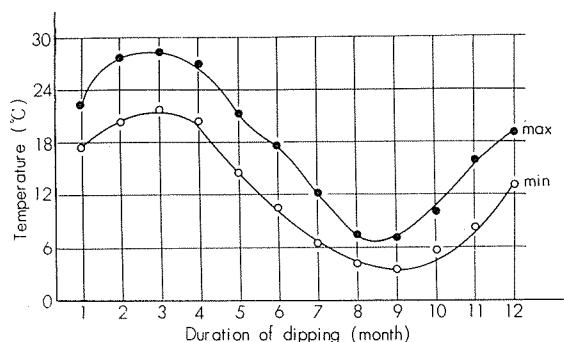


Fig. 3 Change in temperature of flowing tap water measured at A.M. 8.00 and P.M. 4.00

3. 実験結果

3.1 静止水道水浸漬試験結果

浸漬開始後 3, 9 および 24 ヶ月における各試験片の腐食の状況を調査した結果、異種金属として普通鋼を使用したものでは、メッキの有無にかかわらず普通鋼自体の腐食が著しく、接触腐食としては比較試料であるポリエチレンと接触したものと大差がないため結果は省略した。また、表面処理のうち、塗装材としてのジンクロメートプライマーおよびビニローゼ塗布の試験片も接触部の腐食は問題にならなかつたのでこの結果も省略した。

その他の試験片についての重量変化と最大ピット深さについて材質別にまとめると Fig. 4 ~ 7 が得られる。

全体みて、重量減少もあまり大きくなく（最大 103mg/dm²）、接触部の最大ピット深さも 0.6mm までである。

接触腐食におよぼす表面処理の影響としては、無処理材がもっとも腐食がはげしく、化学研磨材がこれに次ぎ、以下、MBV、アロジン、アンモニア、ペーマイト、アルマイトの順に腐食は少なくなつており、アルマイトでは硫酸

より磷酸の方が耐食性は良好である。

異種金属の影響としては、銅と接触したものが概して最大ピット深さが深く、重量減少も大きいものが多く、接触腐食を生じやすい金属といえる。ステンレス鋼とポリエチレンとははっきりした差はとらえられなかった。

アルミニウムの材質の差をみると、5052合金がもっとも腐食が少なく、次いで 3003 合金で、99.2% Al と 2117 合金とは大差なく、ともに耐食性が劣っている。

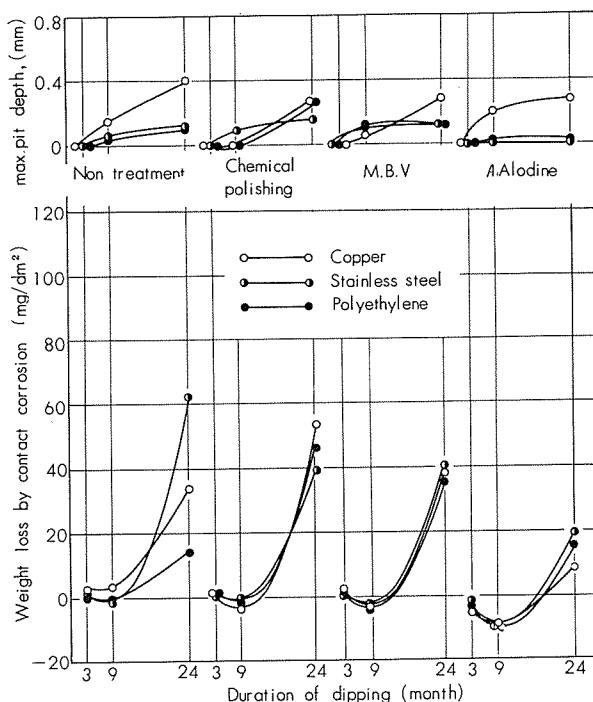


Fig. 4-a Effect of surface treatment on the corrosion of 99.2% Al in contact with other metals. Test specimens were dipped in still tap water for 2 years.

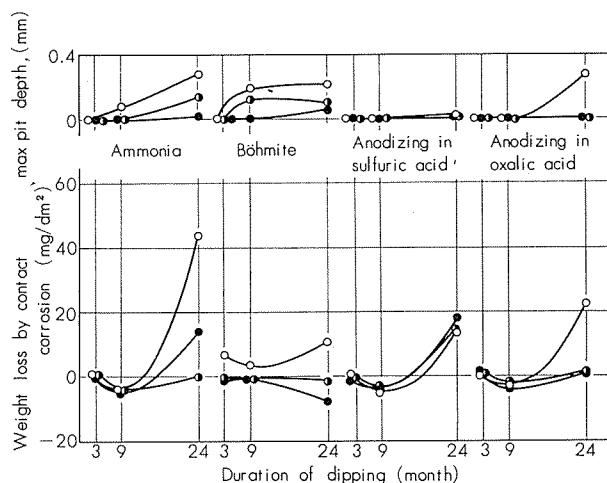


Fig. 4-b Effect of surface treatment on the corrosion of 99.2% Al in contact with other metals. Test specimens were dipped in still tap water for 2 years.

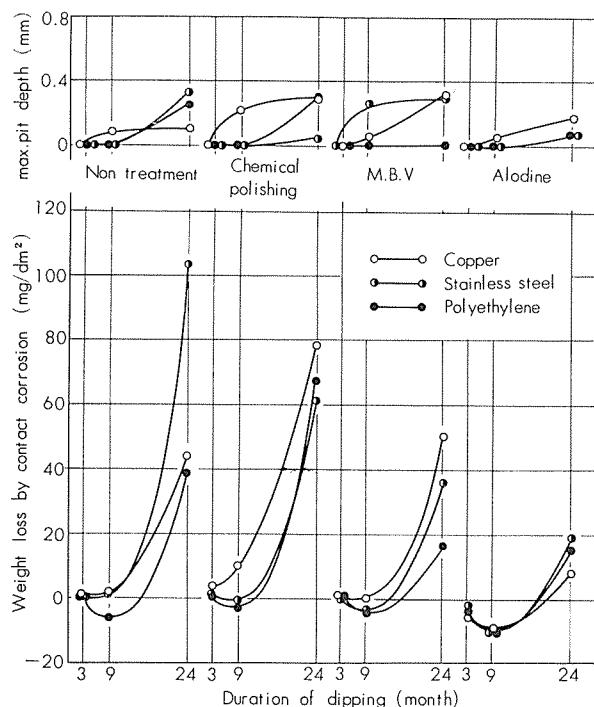


Fig. 5-a Effect of surface treatment on the corrosion of 3003 alloy in contact with other metals. Test specimens were dipped in still tap water for 2 years.

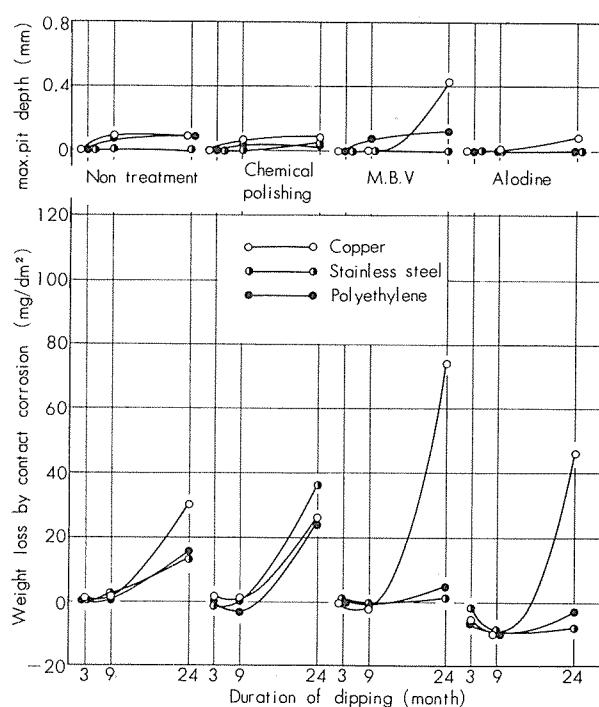


Fig. 6-a Effect of surface treatment on the corrosion of 5052 alloy in contact with other metals. Test specimens were dipped in still tap water for 2 years.

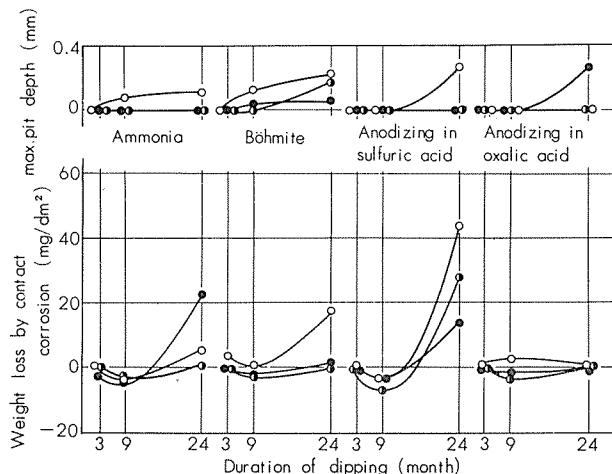


Fig. 5-b Effect of surface treatment on the corrosion of 3003 alloy in contact with other metals. Test specimens were dipped in still tap water for 2 years.

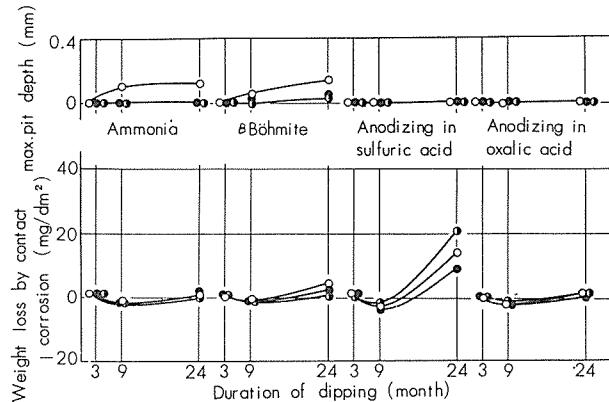


Fig. 6-b Effect of surface treatment on the corrosion of 5052 alloy in contact with other metals. Test specimens were dipped in still tap water for 2 years.

3・2 水道水流水浸漬試験結果

浸漬開始後 3, 6, 12, 18 および 24 ヶ月での各試験片の腐食状況を調査したが、普通鋼と接触したものおよび塗装材については 3・1 と同一理由により結果を省略する。

各試験片の重量減少と最大ピット深さを材質別に Fig. 8 ~ 11 に示した。静止水の場合と比較して、全体に腐食がきわめて著しく、重量減少の最大値は静水の場合の約 15 倍、最大ピット深さも 1 mm の板厚を貫通しているものが相当みられ、静止水より腐食の進行速度がはるかに速いことを示している。

接触腐食によおぼす表面処理の影響についてみた場合、無処理、化学研磨、ペーマイトの 3 者はきわめて著しく腐食しており、MBV、アロジンがこれに続き、アンモニア処理は化学的処理の中では比較的良好な結果を示すものの、アルマイドに比してかなり劣っている。アルマイドではやはり硫酸より亜硫酸の方が良好な結果を示している。

異種金属としては銅と接触したものがやはりもっとも腐食がはげしく、重量減少においてこの傾向はとくに顕著である。ステンレス鋼はポリエチレンに比して重量減少も最大ピット深さもともに少なくなっているが、ステンレス鋼による接触腐食は問題にならない。

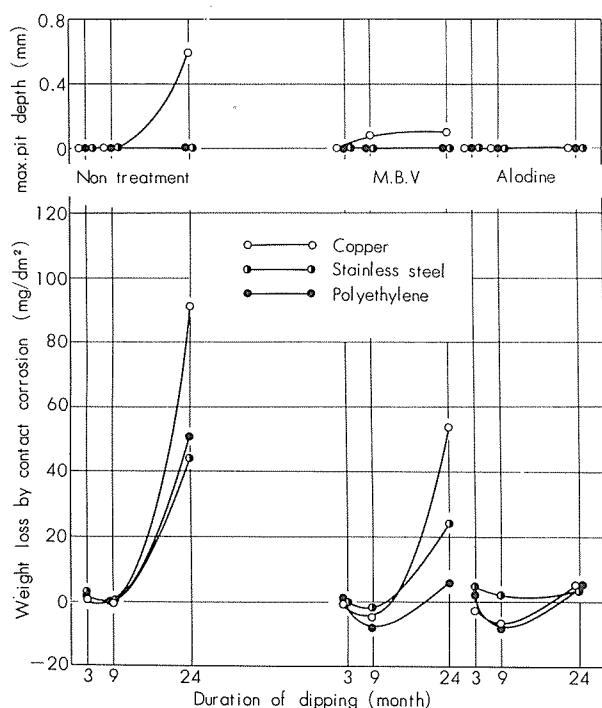


Fig. 7-a Effect of surface treatment on the corrosion of 2117 alloy in contact with other metals. Test specimens were dipped in still tap water for 2 years.

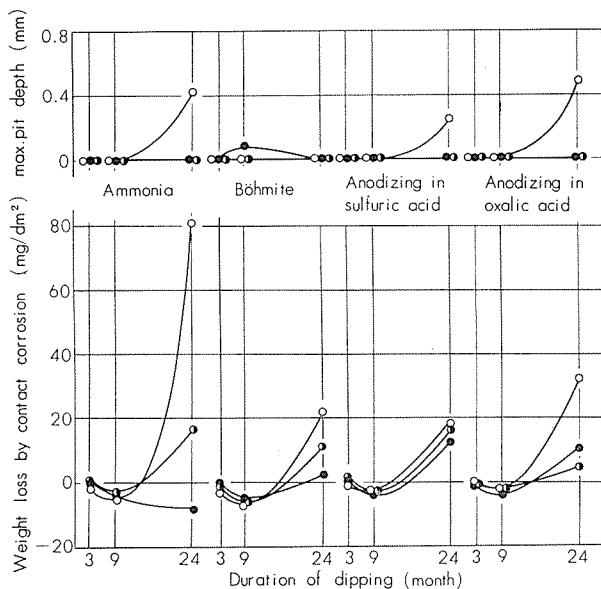


Fig. 7-b Effect of surface treatment on the corrosion of 2117 alloy in contact with other metals. Test specimens were dipped in still tap water for 2 years.

材質間の差についてみると、静水の場合と同様に5052合金がもっともすぐれた耐食性を示し、3003, 99.2%Alの順に腐食が増していくが、2117合金では接触部よりも非接触部での腐食が著しく、かかる条件下ではきわめて耐食性が劣ることを示した。

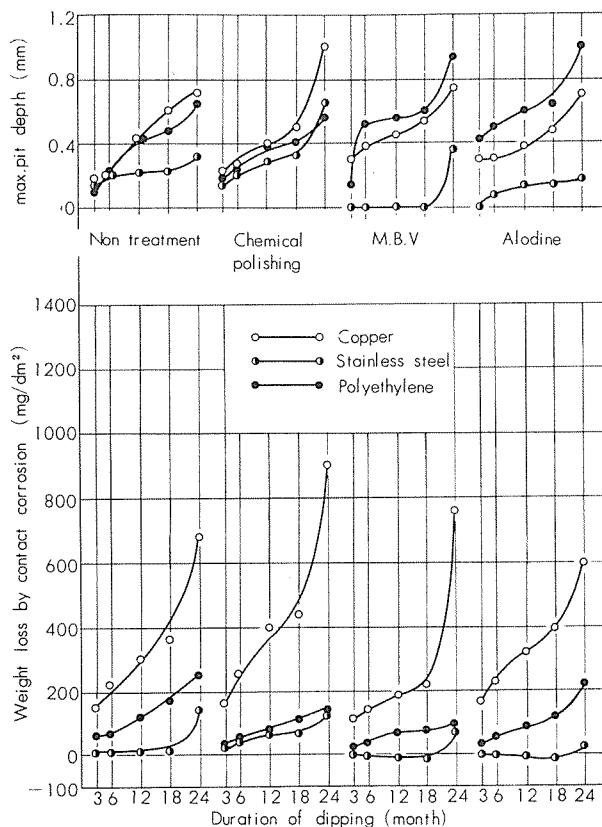


Fig. 8-a Effect of surface treatment on the corrosion of 99.2% Al in contact with other metals. Test specimens were dipped in flowing tap water for 2 years.

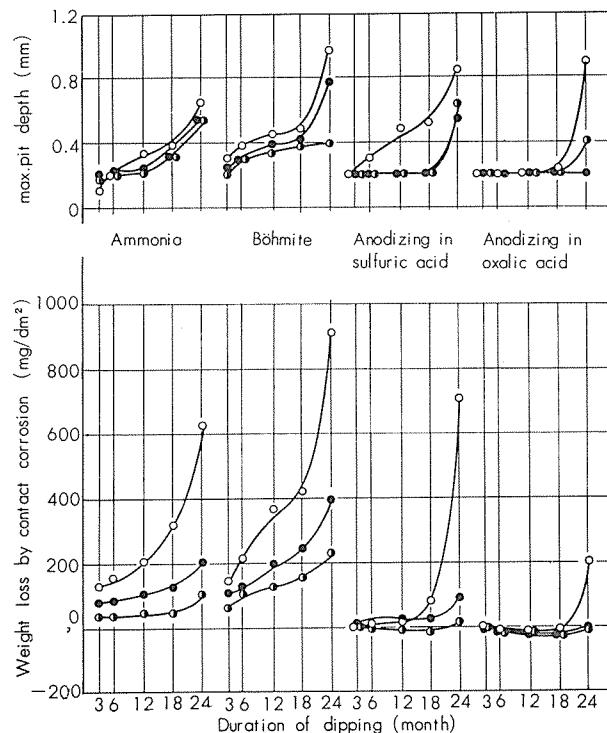


Fig. 8-b Effect of surface treatment on the corrosion of 99.2% Al in contact with other metals. Test specimens were dipped in flowing tap water for 2 years.

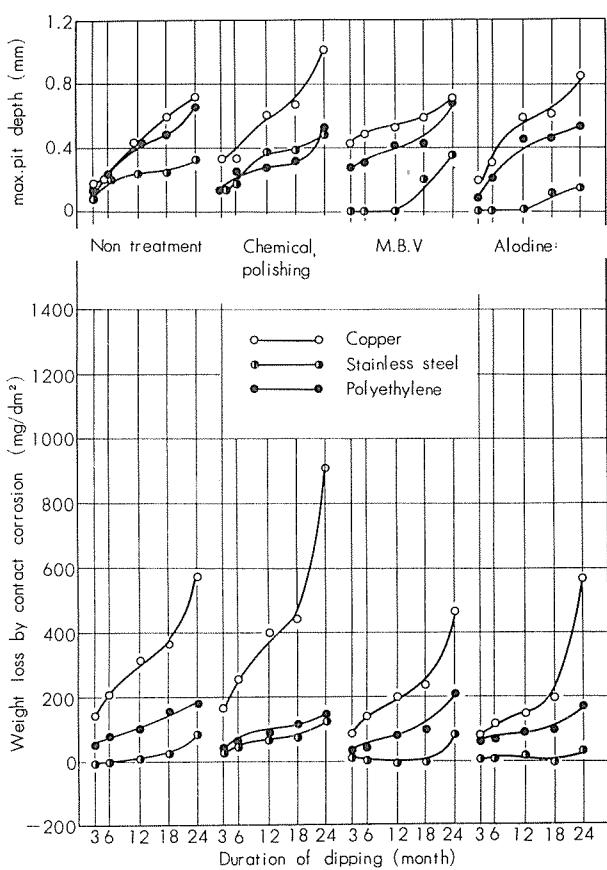


Fig. 9-a Effect of surface treatment on the corrosion of 3003 alloy in contact with other metals. Test specimens were dipped in flowing tap water for 2 years.

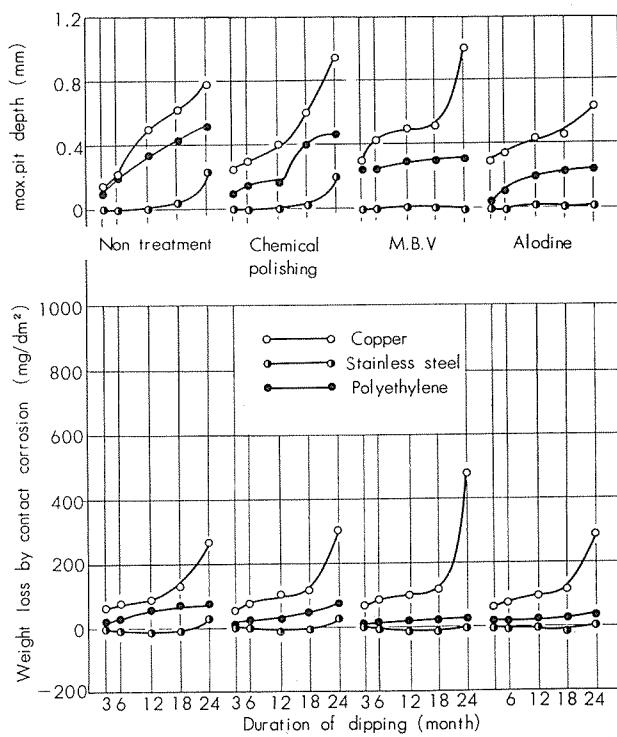


Fig. 10-a Effect of surface treatment on the corrosion of 5052 alloy in contact with other metals. Test specimens were dipped in flowing tap water for 2 years.

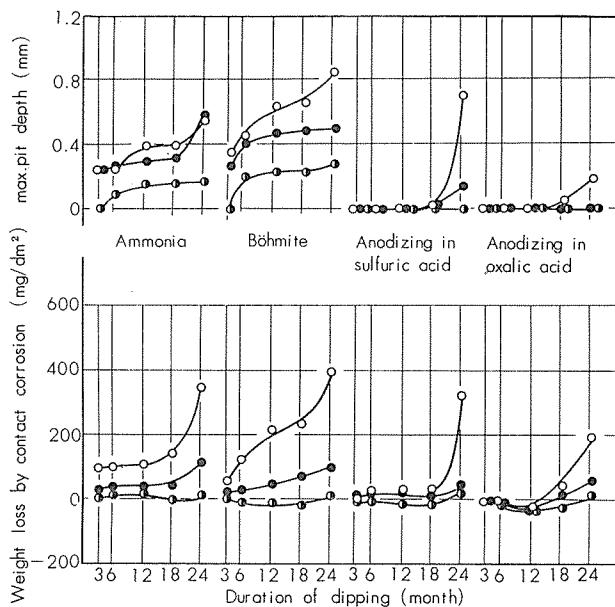


Fig. 9-b Effect of surface treatment on the corrosion of 3003 alloy in contact with other metals. Test specimens were dipped in flowing tap water for 2 years.

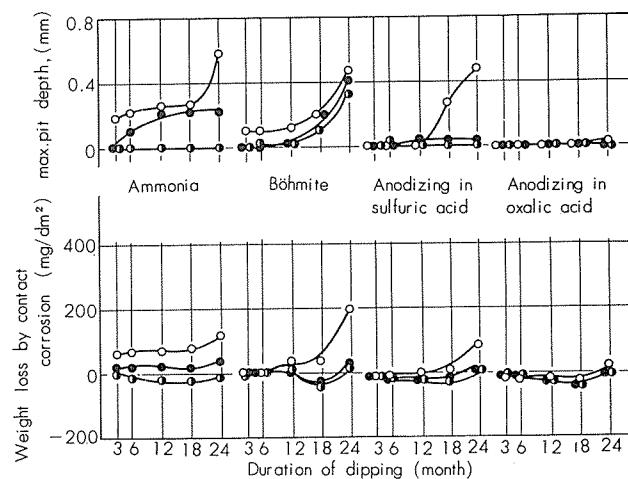


Fig. 10-b Effect of surface treatment on the corrosion of 5052 alloy in contact with other metals. Test specimens were dipped in flowing tap water for 2 years.

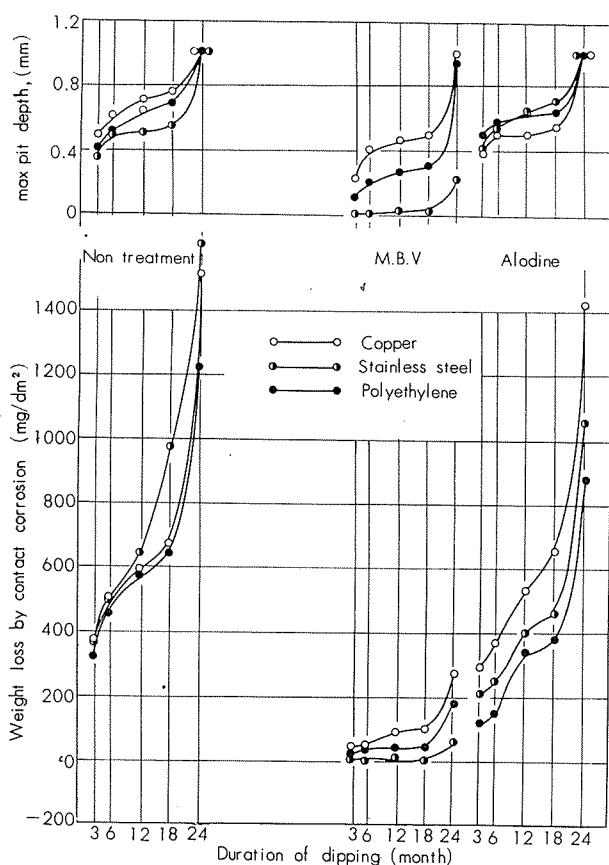


Fig.11-a Effect of surface treatment on the corrosion of 2117 alloy in contact with other metals. Test specimens were dipped in flowing tap water for 2 years.

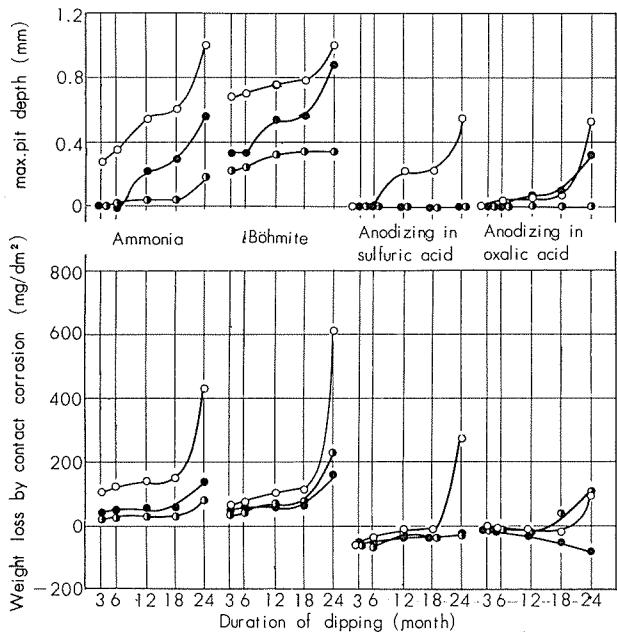


Fig.11-b Effect of surface treatment on the corrosion of 2117 alloy in contact with other metals. Test specimens were dipped in flowing tap water for 2 years.

3・3 大気曝露試験結果

曝露開始後1, 3および5年の時点で各試験片の腐食状況を調査したが、異種金属としては銅以外にはステンレス鋼の一部を除いて接触腐食としてはとくに問題にはならなかった。このため99.2%Alについては銅、ステンレス鋼およびポリエチレンと接触させた場合、アルミニウム合金については銅と接触させた場合についての結果のみFig. 12, 13に示した。

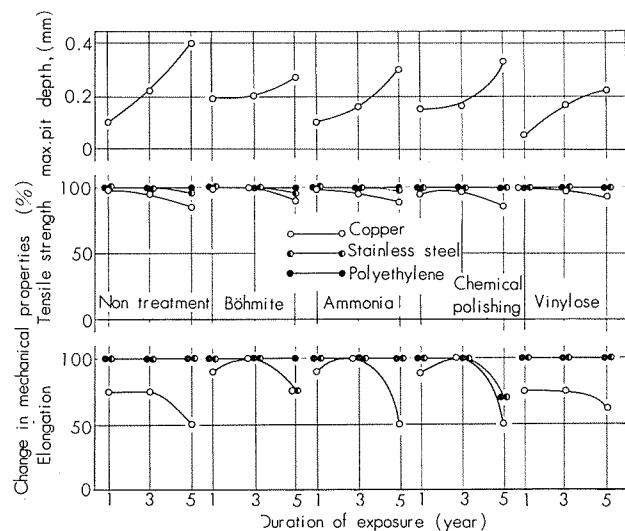


Fig.12-a Effect of surface treatment on the corrosion of 99.2% Al in contact with other metals. Test specimens were exposed in industrial atmosphere for 5 years.

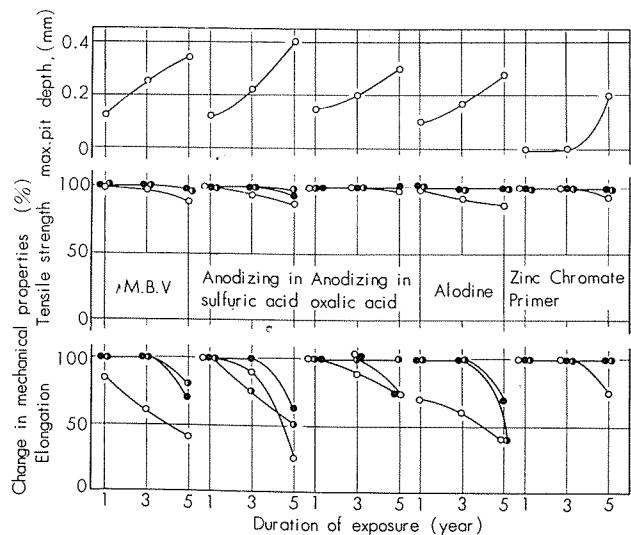


Fig.12-b Effect of surface treatment on the corrosion of 99.2% Al in contact with other metals. Test specimens were exposed in industrial atmosphere for 5 years.

曝露期間1年においてすでに銅と接触させた試験片は表面処理の如何にかかわらず接触部を中心に腐食が発生している。この場合、ジンクロメートプライマー塗装材とアルマイト処理材にかなりの防食効果が認められる。

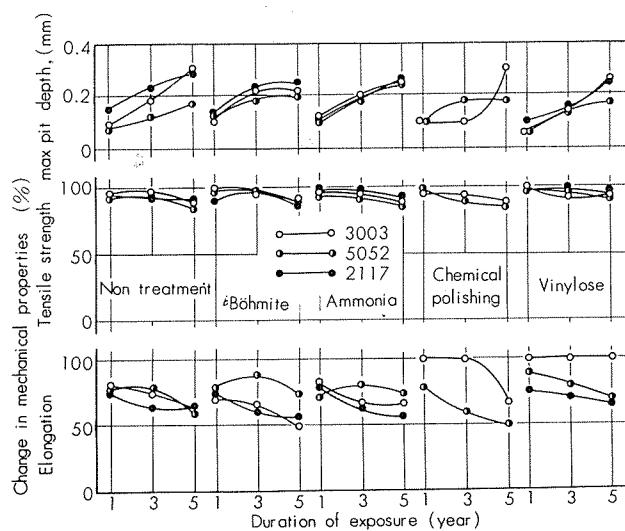


Fig.13-a Effect of surface treatment on the corrosion of aluminium alloys in contact with copper. Test specimens were exposed in industrial atmosphere for 5 years.

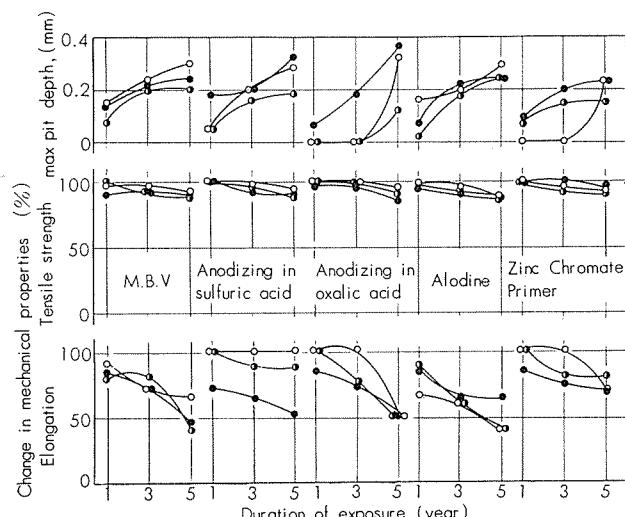


Fig.13-b Effect of surface treatment on the corrosion of aluminium alloys in contact with copper. Test specimens were exposed in industrial atmosphere for 5 years.

曝露時間が3年になると銅と接触させた試験片では表面処理による防食効果はもはやあまり認められず、わずかに3003あるいは5052合金のジンクロメートプライマー塗装材と亜酸アルマイト材に若干の効果がみられるのみとなる。また、この期間までは銅以外の金属と接触させた試験片の接触部の腐食は無処理材に限られており、ステンレス鋼あるいは裸の普通鋼と接したものにはメッキした普通鋼あるいはポリエチレンと接したものより若干ピットが深い。

曝露開始後5年も経過すると接触腐食に対する各種表面処理の防食効果は著しく低下し、試験片表面の汚染もはげしくなる。Photo. 1に亜酸アルマイトを施した99.2%Al試験片の外観を示すが、軟鋼ならびに銅と接触させたものではとくに汚染が著しい。

各種試験片の中で銅との接触部に発生したピットは最大0.4mmに達するものがでてくる。銅と接触した試験片の引張強さはいずれも初期の値の80~90%に低下し、伸びは最低40%にまで下っている。4種類のアルミニウムの中ではピット深さなどから推定すると5052合金がもっとも耐食性が良好である。銅と接触した場合の接触部の腐食をこの程度の表面処理により防止することは、期間が長くなるとほとんど不可能と考えられる。Photo. 2に99.2%Alの無処理材と亜酸アルマイト材の銅との接触部の腐食断面顕微鏡写真を示すが、亜酸アルマイトを施すとピットの径は比較的小さくなるが、深さはやはりかなり深くなり、防食効果はほとんどみられない。

銅以外の金属と接触させた試験片での引張強さの低下率は5%以下、伸びは一部でかなり低下したものがみられる。接触部の腐食はいずれの試験片にも若干認められるが、無処理材に比して表面処理を施したものではいずれもかなり良好で、中でもジンクロメートプライマー塗装材はすぐれている。アルマイト処理材も全体に良好であるが、このものはピットが深く進行する危険性がある。全般に、銅以外の金属とポリエチレンとは大差なく、大気中でのこれらの金属による接触腐食は、表面の汚染を除けばあまり問題にならないことが判明した。

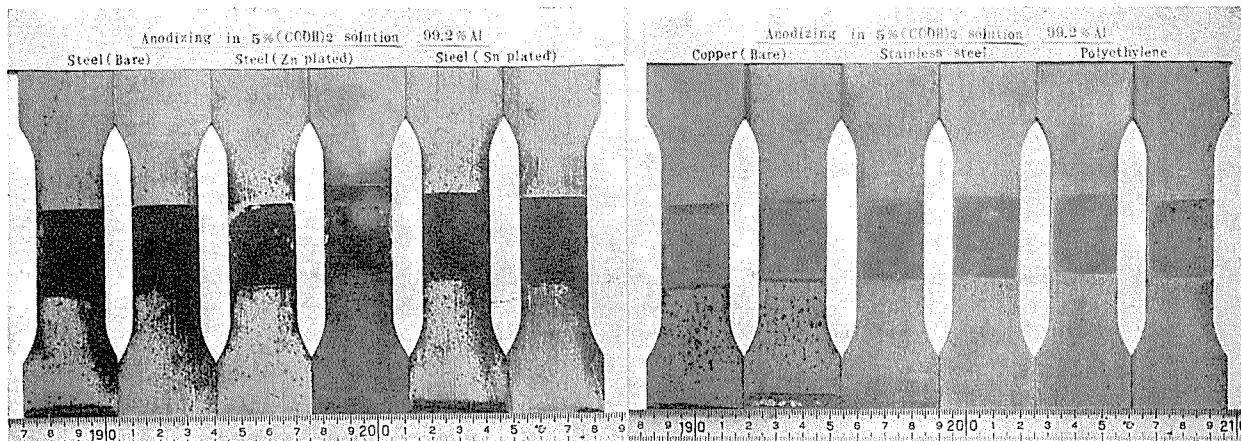


Photo. 1 Appearance of test specimens anodized in oxalic acid after 5 years exposure in industrial atmosphere.

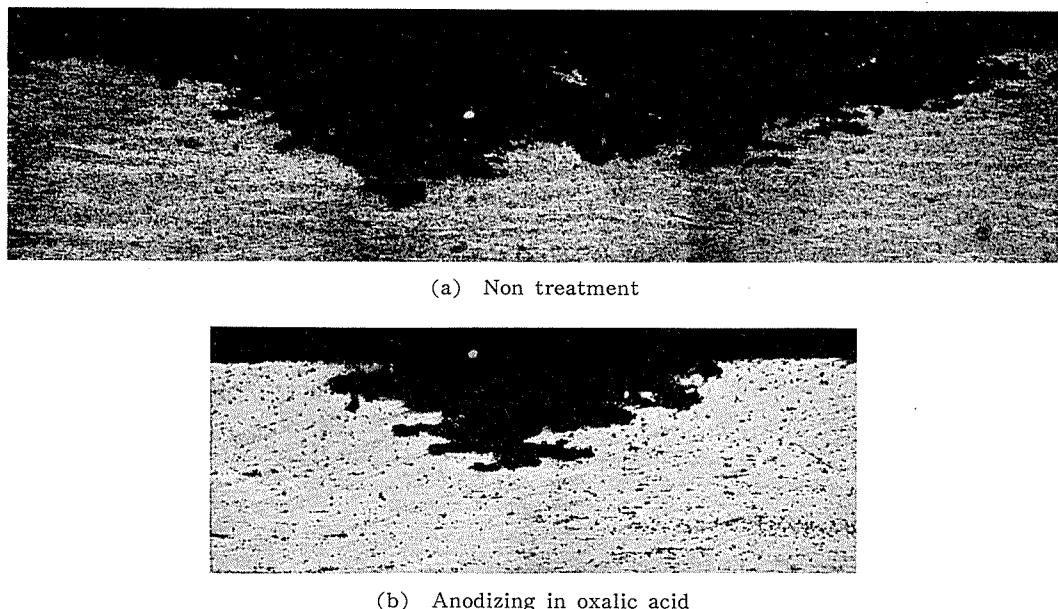


Photo. 2 Photomicrograph of the cross section of 99.2% Al in contact with copper after 5 years exposure in industrial atmosphere. ($\times 100$) $\times \frac{1}{2}$

4. 考 察

さきの食塩水中での腐食試験結果において、異種金属としてステンレス鋼を用いた場合には分極挙動により電極電位の差から推察されるような著しい腐食は起らなかった。

今回の浸漬試験に用いた水道水中での各金属および合金の電極電位を測定すると Table 5 のごとくで、一般に知られている食塩水中での値とはかなり異なっており、アルミニウム合金と普通鋼あるいはスズとの差はあまり大きくなく、普通鋼と接したものとの接触腐食があまり問題にならなかつたこととある程度一致するが、普通鋼自体の著しい腐食は電極電位からは説明できない。また、今回の結果からもステンレス鋼と接觸した試験片は銅と接した場合に比して腐食は非常に少ない。このことは大気中および淡水中でステンレス鋼と接觸してもアルミニウムは全然腐食しないといった文献とかなりよく一致している。さらに、流水中でステンレス鋼よりポリエチレンの方が接觸部の腐食が著しい傾向を示したが、ポリエチレンはいわゆる隙間腐食を起しやすくその差が現れたものと思われる。一方、食塩水中では著しい接觸腐食を起す銅も乾燥した大気中ではほ

とんどアルミニウムを腐食しなかつた例があるが、今回の結果のように水分が共存すれば銅はやはり好ましくないことがわかる。さらに、海岸の燈台に使用したアルミニウムの反射板は黄銅ボルトとの接觸部において短期間に腐食され、使用に耐えなくなったという報告もある。これらに関連して、軽金属協会が中心となって行なった日本各地におけるアルミニウムの接觸腐食 (wire on bolt test)⁹⁾ の 3ヶ月の結果を Table 6 に示すが、これによると海岸霧団気は Al-Fe の組合せに大きく影響し、工場地帯の霧団気は Al-Cu の組合せに作用すると説明され、工場一海岸両霧団気が混合している地域では、Al-Fe, Al-Cu ともに著しく腐食されるとしている。結局、アルミニウムと異種金属の実際の使用に際しての接觸腐食は、電極電位だけでは云々できず、分極特性その他により腐食環境に支配されることが大であり、何らかの防食処理が必要ではないかと考える。

Table 5 Electrode potential of various metals and alloys (volt in 0.1N calomel scale).

	Zinc	5052	99.2% Al	3003	2117	Carbon steel	Tin	Copper	Stainless steel
NaCl (53g/l) + H ₂ O ₂ (3g/l) sol.	-1.10	-0.85	-0.83	-0.83	-0.68	-0.58	-0.49	-0.20	-0.09
tap water	-0.94	-0.50	-0.48	-0.48	-0.32	-0.39	-0.36	-0.01	+0.10

Table 6 Wire on bolt data in Japan.

Test site and its particulars	Exposure period	Weight loss of aluminium wire, %			
		Al-plastic	Al-Fe	Al-Cu	
Zushi	marine, with some urban	20Sept. ~ 18Dec. 89days	0.17	2.6	3.6
Kitakata	inland, with some urban	16Sept. ~ 15Dec. 90 ↗	0.24	1.5	1.3
Yao	industrial	15Sept. ~ 14Dec. 90 ↗	0.22	0.25	0.46
Sapporo	urban, with coal smoke	15Sept. ~ 14Dec. 90 ↗	0.12	1.2	2.7
Sakai	industrial-marine	2Nov. ~ 26Dec. 54 ↗	0.17	0.67	1.8
Sakai	industrial	Sept. ~ Dec. 90 ↗	0.54	4.1	3.9
Yokohama	industrial-marine	15Sept. ~ 15Dec. 91 ↗	0.43	1.8	2.6
Osaka	industrial	15Sept. ~ 15Dec. 91 ↗	0.18	1.7	2.9
Nikko	inland, industrial	19Sept. ~ 17Dec. 89 ↗	0.14	0.49	1.3
Tokyo	industrial-marine	20Sept. ~ 18Dec. 89 ↗	0.45	3.7	4.0
Tokyo	idoor in clean atmosphere	Sept. ~ Dec. 90 ↗	0.05	0.09	0.09
Tokyo	industrial	15Sept. ~ 15Dec. 91 ↗	0.15	2.7	3.9
Hitachi	marine with some urban	15Sept. ~ 15Dec. 91 ↗	0.41	5.2	5.1
Takaoka	urban with some marine	6Sept. ~ 6Dec. 91 ↗	0.25	4.5	5.0
Kagoshima	urban	Sept. ~ Dec. 90 ↗	1.6	2.7	0.65
Niihama	industrial-marine	Sept. ~ Dec. 90 ↗	0.69	2.7	6.5
Kanbara	marine	15Sept. ~ 15Dec. 91 ↗	0.26	2.2	1.9
Nagoya	industrial-marine	15Sept. ~ 15Dec. 91 ↗	0.14	0.71	2.4
Shimonoseki	marine	15Sept. ~ 14Dec. 90 ↗	0.10	1.2	1.6

5. 結 言

各種の表面処理を施したアルミニウムとその合金を異種金属と接触させ、水道水および大気中での接触部の腐食を調査した結果

(1) 水道水（静止および流動）中2年間浸漬では、異種金属として普通鋼を用いるとメッキの有無にかかわらず普通鋼自体の腐食が著しく、アルミニウム側の接触腐食としては比較試料であるポリエチレンと接したものと大差なかった。ステンレス鋼と接触させた場合、流水中ではポリエチレンよりも接触腐食は少なく、銅以外はあまり問題にならない。

(2) 浸漬試験の場合の接触腐食におよぼす表面処理の効果としては、塗装材がもっともすぐれ、次いでアルマイト処理材、化学処理材の順で、アルマイトでは蔴酸の方が硫酸より耐食性が良好である。

(3) 大気曝露5ヶ年においては銅と接触させた場合、表面処理によって接触腐食を防止することはほとんど不可能で、引張強さは初期の値の80～90%に、伸びは最低40%にまで低下する。一方、ステンレス鋼あるいは普通鋼と接触してもポリエチレンの場合と大差なく、表面の汚染を除けば接触腐食はあまり問題にはならない。

(4) 大気中の銅以外の金属との接触部の腐食は、表面処理によりかなり軽減することが可能で、中でもジンクロメート塗装はすぐれており、アルマイト処理がこれに続くが、アルマイトの場合局部的に深いピットが発達する危険性がある。

文 献

- 1) 小林藤次郎、坂上健司：軽金属、No. 4 (1952), 118
- 2) 加藤正夫、中村康治、塙田良一、蜂谷久雄：軽金属、No. 6 (1953), 71
- 3) Hugh P. Godard : Corrosion, 11 (1955), 542
- 4) 国本隆、池田栄三、西邑弘、清水隆一：軽金属、No. 14 (1955), 59
- 5) F. Pearlstein : Metal Finishing, April (1956), 52
- 6) H. Zeiger : Aluminium, 35 (1959), 394
- 7) E. A. Bommer : Aluminium, 36 (1960), 653
- 8) R. E. Brooks : Corrosion, 16 (1960), 41
- 9) 寺井士郎、馬場義雄：本誌、2 (1961), 251
- 10) 寺井士郎、馬場義雄：本誌、3 (1962), 9
- 11) E.H. Dix, R.H. Brown, W.W. Binger : Metals Hand book (1961), 916
- 12) 軽金属協会材料委員会：未公表

R₁₀₆

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol 9 No. 3 July 1968

アルミニウム合金クレーンとその構造基準

竹内勝治

住友軽金属工業株式会社

アルミニウム合金クレーンとその構造基準

竹内勝治*

1. はじめに

アルミニウム合金クレーンは現行「クレーン構造規格」において補助的なものとして認められていたが、クレーン構造軽量化の最近の傾向とともに「アルミニウム合金製クレーン構造部分基準」を日本クレーン協会が制定した。

本資料はこの基準を解説するとともに、アルミニウム合金クレーンの経済性その他についてまとめたものである。

2. アルミニウム合金クレーンの経済性

クレーン構造にアルミニウム合金を使用する場合、第一に問題となるのは最初の設備費が鋼構造とくらべて高いこと、運転経費がどのようになるか、すなわち、アルミニウム合金クレーンは経済的かどうかということである。この経済性と密接に関係するのはクレーンの重量であり、クレーン支持に関してクレーンの重量が問題となるときはアルミニウム合金構造が鋼構造とくらべて有利なことはいまでもない。天井クレーンの巻上荷重を増加させるためにクレーン支持台をそのままにして鋼構造クレーン本体をアルミニウム合金構造のものにとりかえるとか、ジブクレーンにおいて鋼製ジブをアルミニウム合金製ジブにかえて巻上能力の増加と腕の長さを大きくするなどはその例である。

以下、アルミニウム合金クレーンの経済性について天井クレーンをとりあげて若干詳しく述べる。

Hicks¹⁾ らは天井クレーン桁を構造用鋼とアルミニウム合金 HE30-WP (6061-T6 と類似)で製作した場合の重量をつぎのように比較した。許容応力は 10:7, 単位重量比を 3:1, 桁の輪郭を両者とも同一とし、桁のたわみは考えないものとする。同一集中荷重の場合、桁中央における曲げモーメントの釣合いから(1)および(2)式が得られる。

鋼構造の場合

$$\frac{Ws}{4} + \frac{Gs}{8} + \frac{Ls}{8} = 10 \times kd \quad (1)$$

アルミニウム合金 (HE30-WP) 構造の場合

$$\frac{Ws}{4} + \frac{Gws}{8} + \frac{Ls}{8} = 7 \times 3 wkd \quad (2)$$

ここに、

W : 桁中央の最大荷重 = クラブ荷重 + 巷上荷重 + 走行電動機とギヤ箱

G : 鋼構造桁重量

Gw : アルミニウム合金構造桁重量

L : 鋼ならびにアルミニウム合金構造のクレーンと共に考えられる重量 (歩道、軸受、その他)

d : 桁高さ

s : スパン

k : 桁応力、断面積により定まる定数

これらから(3)式が得られ、 w はアルミニウム合金 HE30-WP 構造桁を鋼と比較したときの重量減少である。

$$w = \frac{2W+L}{4.2W+1.1G+2.1L} \quad (3)$$

大沢らは SS41 鋼と耐食アルミニウム合金 7 種を比較し、許容応力が 2:1 として w を求めている。この場合、(1)～(3)式はそれぞれつぎのようになる。

$$\frac{Ws}{4} + \frac{Gs}{8} + \frac{Ls}{8} = 2 \times kd \quad (4)$$

$$\frac{Ws}{4} + \frac{Gws}{8} + \frac{Ls}{8} = 1 \times 3kd \quad (5)$$

$$w = \frac{4W+2L}{6W+G+3L} \quad (6)$$

同様に Al-Zn-Mg 合金の許容応力を SS41 鋼と 1:1 にとれるとすれば、(7)式が得られる。

$$w = \frac{2W+L}{6W+2G+3L} \quad (7)$$

以上の(3), (6), (7)式は鋼の代りにアルミニウム合金でクレーン桁を製作すると重量上からどの程度まで有利となるか一つの目安を与えるものである。

つぎに、アルミニウム合金クレーンの最大車輪圧を鋼構造の場合のそれと同じ値になるまで増加する、すなわち、決められた車輪圧に対するアルミニウム合金クレーンの巷上荷重の増加を考えてみよう。前述の HE30-WP 合金の場合、(2)式はつぎのようになる。

$$\frac{Wys}{4} + \frac{Gzs}{8} + \frac{Ls}{8} = 7 \times 3 zkd \quad (2)'$$

ここに

Wy : アルミニウム合金クレーンとしたときの集中荷重

Gz : アルミニウム合金クレーンの桁荷重

クラブの寄りを 0.05s とし、両クレーンの車輪圧が等しいとする。

$$0.95W + \frac{G}{2} + C = 0.95Wy + \frac{Gz}{2} + C \quad (8)$$

C は定数であり、(1), (2)', (8)式から

* 研究部 工学博士

$$Wy = W + \frac{11}{40.9}G + \frac{\frac{11}{40.9}G\{W + \frac{L}{2}\}}{39.9W + 19.95L + 20.45G}$$

$$\approx W + 0.269G + \frac{0.05G\{W + \frac{L}{2}\}}{7.98W + 3.99L + 4.09G} \quad (9)$$

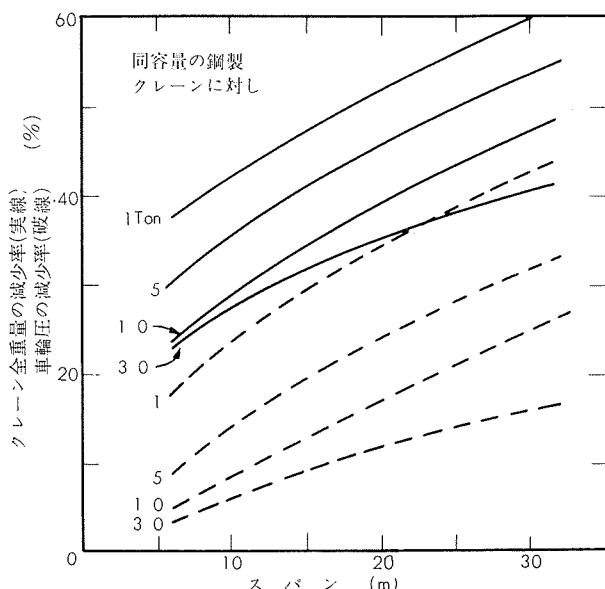
を得る。右辺第3項は小さいので無視すると、鋼の代りにアルミニウム合金を使用して得られる巻上荷重の増加は

$$Wy - W = 0.269G \quad (10)$$

つまり、鋼構造桁の重量の 26.9% である。許容応力比が 2 : 1 の場合は 17.5%G, 1 : 1 では 35.1%G となる。²⁾

第1図は鋼構造クレーンの諸数値やクランプの重量、(3)および(9)式などを用い、アルミニウム合金 HE30-WP 構造クレーンを鋼構造とくらべたときの全重量減少率と車輪圧減少率をそれぞれスパンとの関係において示す。また、第2図は桁をプレートガーダとし、鋼構造クレーンをアルミニウム合金構造に変えたときの車輪圧の減少率を示す。

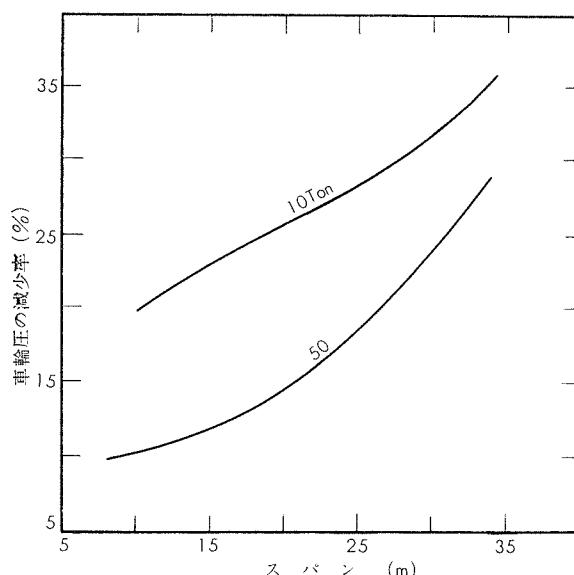
これらからわかるように巻上荷重が小さいクレーンで、かつ、スパンが大きいほどアルミニウム合金クレーンが鋼構造より有利となる。³⁾



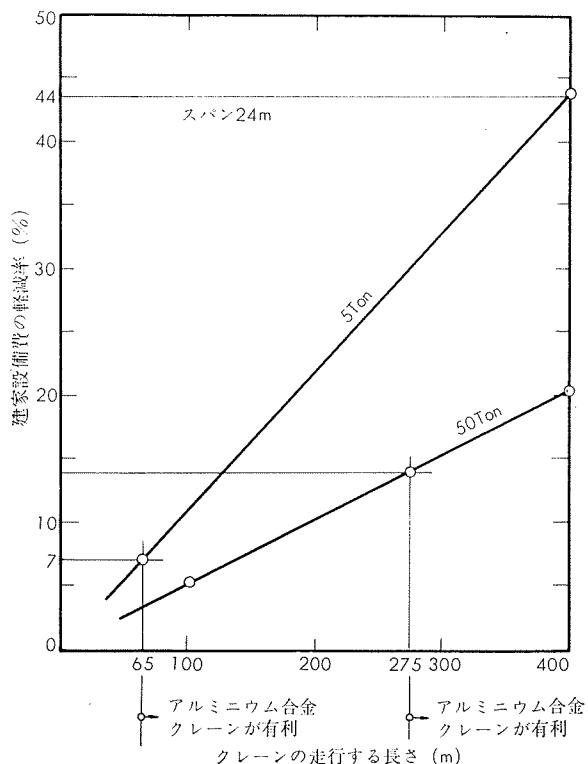
第1図 アルミニウム合金 HE30-WP 構造クレーンのクレーン全重量および車輪圧の減少率とスパンの関係 (Hicks)

つぎにアルミニウム合金クレーンの車輪圧が鋼構造とくらべて小さいことはクレーン支持台および基礎などの設備費を軽減できる。しかも、これらの費用は建家の長さの関数として直線的な関係にあるから、アルミニウム合金クレーン本体の設備費が鋼構造よりも若干高いといつてもそのことはあまり問題とならない。基礎費は地耐力と関係するので除き、建家のスパン 25m、クレーンのスパン 24m、建家は 8m 間隔に支持柱をもつ鉄骨構造、クレーンレールは床から 8m 高さ、アルミニウム合金クレーンは容量 5 Ton の場合設備費が 7%，50Ton では 14% それぞれ鋼構造のときより高いと仮定し、クレーン走行距離（建家の長さ）と

の関係において建家設備費の軽減率を第3図に示す。⁴⁾ すなわち、5 Ton クレーンでは建家長さ 65m 以上、50 Ton クレーンでは 275m 以上においてアルミニウム合金構造の方が鋼構造よりも経済的である。

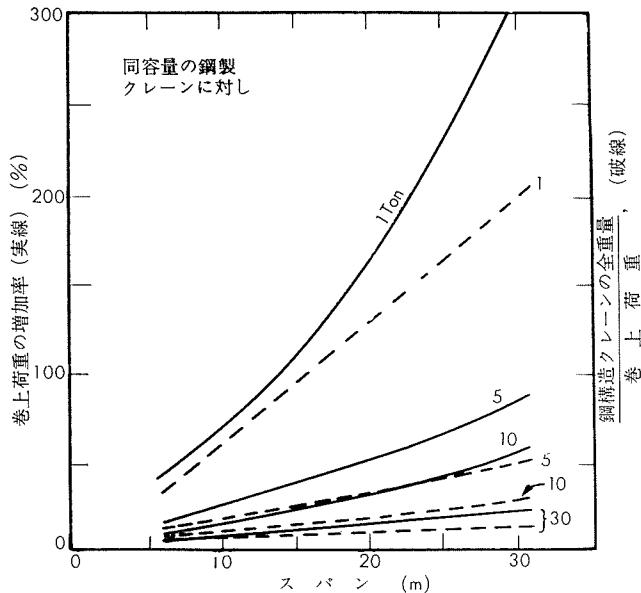


第2図 鋼構造クレーンと同様なプレートガーダをもつアルミニウム合金クレーンのスパンと車輪圧の減少率の関係 (Dirilgen)



第3図 鋼構造クレーンのかわりにアルミニウム合金クレーンを用いて車輪圧を減少した場合における走行距離と設備費の軽減率の関係 (Dirilgen)

なお、第4図は第1図と同じ条件で巻上荷重の増加を鋼構造の場合と比較したものである。また第4図の破線で示すようにスパンが大で巻上荷重の小さいクレーンでは鋼構造クレーン本体の重量が問題となる。アルミニウム合金構造クレーン桁の重量は鋼構造とくらべ小スパンのとき $\frac{1}{2}$ ～ $\frac{1}{2.5}$ 、大スパン小巻上荷重では $\frac{1}{8}$ もしくはそれより小さくなるといわれている。



第4図 アルミニウム合金 HE30-WP を使用することによるスパンと巻上荷重の増加率の関係および鋼製クレーン巻上荷重に対する重量比 (Hicks)

以上はアルミニウム合金クレーンが鋼構造の場合と同じ輪郭であるという概念からみたときの経済的な目安を与えるものであるが、アルミニウム合金は任意の形状をもつ押出形材が得られる利点に着目すると、さらに軽量化と製作工数の節減が期待できる。本邦における押出機の容量は4,000Tonが最大で外接円300mmφ程度の形材が得られるが、西独では8,000Ton、米国では13,000Tonの押出機が稼

動している。第5図は5,000Ton押出機によるアルミニウム合金クレーン用形材の断面を示し、第6図はこれらの形材を用いると格子桁の組立てにおいてガセットプレートが不用となり、溶接における開先加工も省けるという例を掲げたものである。また、第7図は形材と板を組合せた全溶接製クレーン桁の断面の1例を示す。このように設計にあたり形材の形状を活用すると二次的な機械加工も省略できる。なお、鋼とくらべ縦弾性係数が $\frac{1}{3}$ であるから座屈や変形に対する考慮を形の選択に当って払わねばならないが、形状をきめるときにリブとかバルブなども容易につけられる。

つぎに、クレーン本体が軽量になるために輸送費や組立費が節減され、さらにクレーン稼動用の電気的、機械的装置関係の設備費や運転費も鋼構造と比較して安価となり、また、塗装費が不要なため腐食環境下で使用される場合には減価償却の点で有利である。

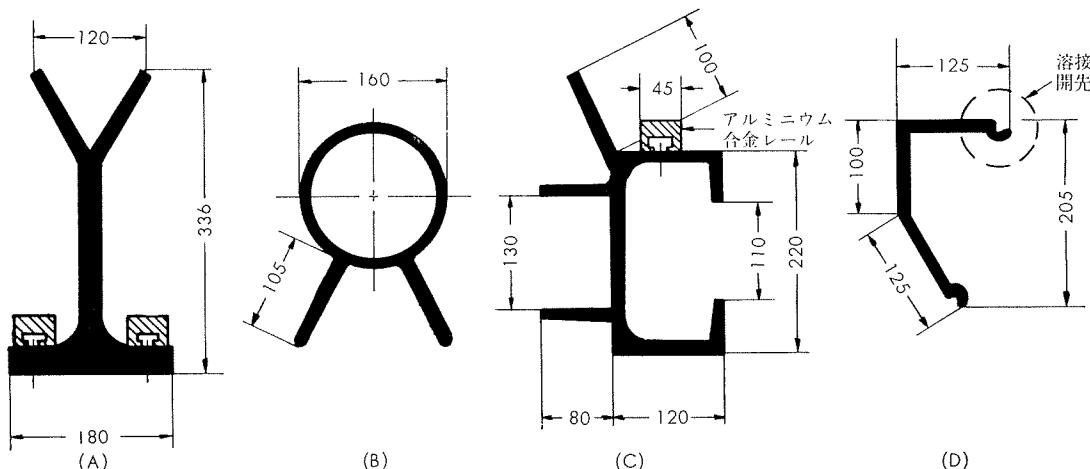
なお、アルミニウム合金クレーンの欠点は鋼構造とくらべ加熱に対して弱いことであり、100°Cをこえるような使用環境下では好ましくない。

3. アルミニウム合金クレーンの歴史と現状

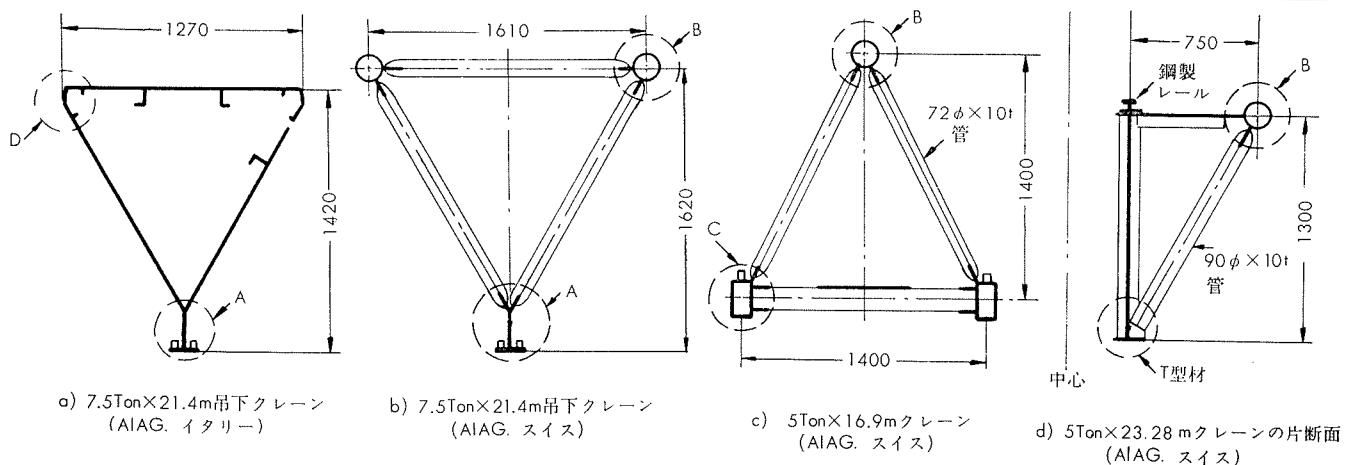
3.1 天井クレーン

アルミニウム合金クレーンは1930年ALCOA社のMassena工場に10Ton×22mのリベット構造箱格子型が1台設備されたのが最初であり、翌年4.5Ton×5.65m、9Ton×21.95m、45Ton×24.6mの同型クレーンが計5台、トラス構造の4.5～9Tonのものが9台つくられ、鋼構造とくらべ26.4～60.8%の重量減であった。

1940年になると、欧州最初のアルミニウム合金トラス構造型クレーンがベルリン Tempelhof 空港に設備され、これは鋼構造3Tonクレーンをアルミニウム合金構造10Tonクレーンに取替えたもので、スパンが27.4m、クレーン支持台は従来のままで、桁重量の減少率は50%であった。



第5図 5000Ton 押出機によるクレーン構造用アルミニウム合金押出形材 (Dirilgen)



第6図 アルミニウム合金構造クレーンの桁断面 (Dirilgen, 図中のA~Dは第5図の形材を示す)

1948年には ALCAN 社が 15Ton×29.7m クレーン（全重量 23.4Ton で鋼構造の場合の 55 %）を、翌年には同社 Kingston 工場に初めてアルゴンアーカ溶接製トラス箱格子型の 15Ton×16.8m クレーン（桁重量 6.1Ton）を設備している。1950年には Northern Al. 社 Rochester 工場が 5~40Ton クレーン計 11 台を新設し、アルミニウム合金クレーンを用いたために生じる車輪圧の減少は建家設備費を 7.5% 節減させ、これはアルミニウム合金クレーン本体の鋼構造より高い設備費を充分に補なったという。

それ以降は大型押出機の設置や溶接方法の進歩と関連し、Al-Mg 系 (N%) や Al-Mg-Si 系 (H30) 合金製のクレーンが欧州では製作されており、1956年には Al-Zn-Mg 合金 "Unidal" 製クレーン（構造は Fig. 7 参照）、1961年には同じく "Unidur" (Al Zn Mg 1 合金相当) 製クレーンが

スイスの A.I.A.G に設置された。また、比較的多数使用している例は Kaiser 社の Revenswood 工場で、5~125 Ton, スパン 20~35m, 5083 合金全溶接製クレーン計 27 台であり、第 1 表は同社の 50Ton×35m クレーンの経済性を鋼構造と比較したものである。なお、アルミニウム合金クレーンの最大のものは Reynolds 社 Sheffield 工場にある 150Ton×24.5m である。⁶⁾

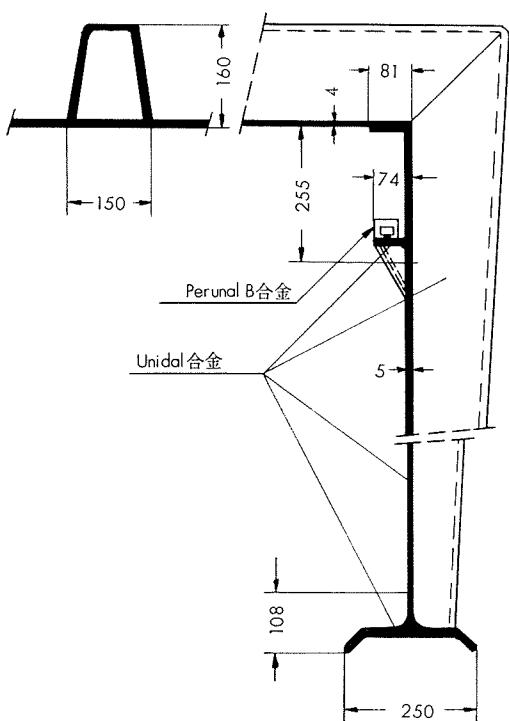
本邦では1960年に 5Ton×13.9m の耐食アルミニウム合金 7 種全溶接製クレーン（写真 1 参照）⁷⁾が 1 台、1962年には同じく 2Ton×16m のハングクレーン（写真 2 参照）⁸⁾を 2 台、それぞれ当社に設備したのが最初である。その後 1965 年に石川島播磨重工業(株)は鋼構造とくらべ 70% 近くの重量減となる 5Ton×18.7m の 1 本桁クレーンを(株)日本軽金属に納入している。²⁾

3・2 ジブ型クレーン

アルミニウム合金ジブを使用するのは軽量化と作業範囲の拡大のためである。高力アルミニウム合金ジブは鋼構造とくらべ $\frac{1}{3}$ の重量となり、1930年来米国 Mississippi 河堤

第1表 50ton×35mアルミニウム合金クレーンと
鋼構造クレーンの経済性の比較 (Kaiser社)

構 造 材	アルミニウム 合 金 構 造	鋼 構 造	アルミニウム 製の割増額
起重機重量, lb	170,500	311,500	
クレーン一次出費額			
構 造 材	\$ 99,400	\$ 70,600	\$ +28,800
電気部品	47,100	54,900	- 7,800
残 部 品	20,000	20,000	
製作費小計	\$ 166,500	\$ 145,500	\$ +21,000
運搬費	2,650	4,840	- 2,190
組立据付費	8,000	10,000	- 2,000
一次出費精算額	\$ 177,150	\$ 160,340	\$ 16,810
		1.11	
アルミニウム製/鋼製			
基礎費, 500呪	\$ 64,000	\$ 76,500	\$ -12,500
ランウェイ			
設備費総額	\$ 241,150	\$ 236,840	\$ +4,310
		1.02	
保全費(20年間)			
塗装費(室内)		+ 4,870	- 4,870
操業上の保全費		+ 2,000	- 2,000
20年間の精算費用総額	\$ 241,150	\$ 243,710	\$ -2,560
		0.99	
アルミニウム製/鋼製			

第7図 Al-Zn-Mg 合金 Unidal 全溶接シェル構造
7.5Ton クレーンの桁断面 (Dirilgen)
(スパン 19.2m, 桁重量 2.85Ton, 1956年製)

防上に設置した掘さく機に使用され、これらのジブの一つは誤って局部座屈をおこし、1951年に取替えられたが、他のものは良好な状態で現在に至っている。

英国では1951年に12台の重作業用 10Ton デリッククレーンに HE10-WP 合金 (6151-T6 と類似) ジブが取りつけられ、ジブの長さは45m (重量 3.5Ton) または36m であった。また、バケット容量 5.35m³ および 3.82m³ の移動用掘さく機に H15-WP (2014-T6) や H20-WP (6061-T6 と類似) 合金ジブを設備した例もみられる。

3・3 ラッフィングクレーンその他

ラッフィングクレーンにアルミニウム合金ジブを使用するのは現在の基礎と関連して巻上能力や運搬距離の増加をはかる場合が多い。英國 Purfleet 突堤における港湾クレーンのアルミニウム合金ジブなどはその1例で、突堤の強度と作業内容の拡大のため鋼構造24mジブを取替えたもの

Rochester 突堤にも 10Ton×30m ジブをもつクレーンが設備され、いづれも無塗装で使用されている。写真3は1957~58年に Erith 突堤に設備された 8 Ton×35m の HE 30-WP 合金ジブをもつクレーンを示し、ジブ重量は鋼構造のおよそ $\frac{1}{2}$ 、リベットには N6-M 合金 (5056-F) を使用している。

アルミニウム合金ジブをもつ塔型クレーンは英國の造船所などで使用されており、その材質は HE15 合金が主である。

写真4は1948年製のカナダ Ontario における 25Ton×42m のモビールクレーンを示し、ジブの材質は HT20 および HT30 管が主で HP20 および NP% 合金板も使用し、溶接構造である。なお、本邦では 5 Ton×18m の耐食アルミニウム合金 7 種全溶接製モビールクレーンが製作されている。

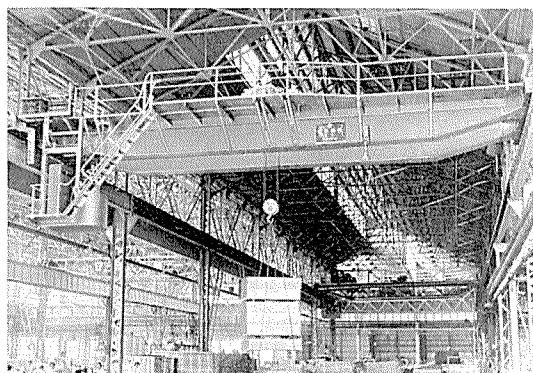


写真1 5Ton×13.9m 耐食アルミニウム合金7種全溶接製天井走行クレーン

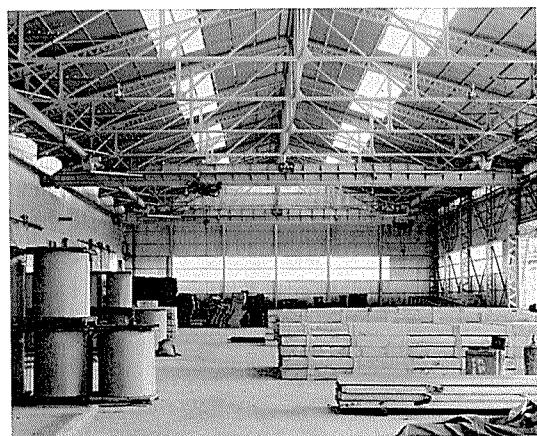


写真2 2Ton×16m 耐食アルミニウム合金7種全溶接製ハンギングクレーン

である。ジブの長さは 27m、主桁が HE15 合金、斜材に HE10-WP 合金を使用したリベット構造で、1949年頃製作された。ジブ重量は 2.6Ton で従来の鋼製ジブの場合よりクレーン全重量が軽くなっているが、このジブは腐食のため1957年に塗装を施している。なお、1957年には HE30-WP 合金ジブをもつクレーンがさらに 2 台増設され、また

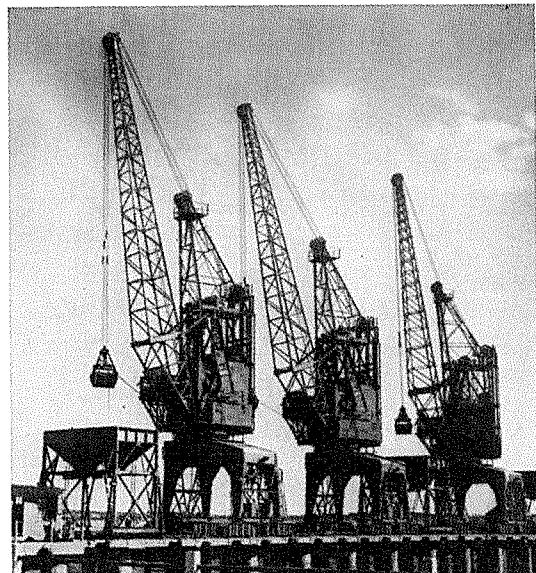


写真3 Erith 突堤におけるラッフィングクレーン（英国）

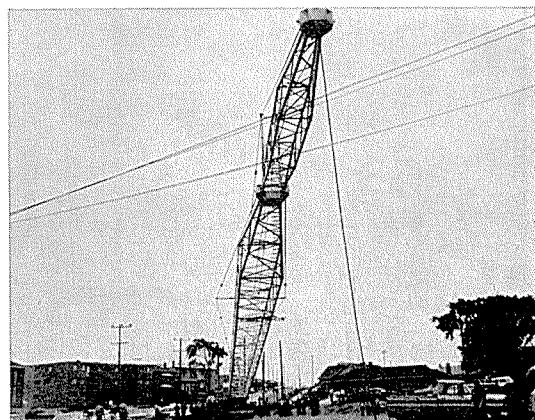


写真4 25Ton×42m モビールクレーン（カナダ）

4. 日本クレーン協会「アルミニウム合金製クレーン構造部分基準」について

4.1 基準制定までのいきさつ

現行の「クレーン構造規格（昭和37年労働省告示第53号）」は鋼構造が主体で、クレーンにアルミニウム合金を使用するのは補助的なものとして認められている。すなわち主要構造材料としてアルミニウム合金を使用するときは同規格第1条第2項の

前項本文の規定にかかわらず、構造部分の材料は、都道府県労働基準局長が認めた場合には、耐食アルミニウム合金押出形材、耐食アルミニウム合金板等を材料とすることができます。

にもとづき、当局の許可を必要とする。この場合、製造しようとするクレーンの種類、形式と吊り上げ荷重、使用する材料の名称、化学成分、機械的性質、製造方法および熱処理を記載した書面に、構造部分の強度計算書および図面を添付して申請しなければならない。

一方において、クレーン構造を軽量化しようとする最近の傾向にともない、本邦でもアルミニウム合金クレーンの開発が進められ、需要家側にもかなりの要望があるが、その構造部分についての基準がないため申請を受ける官側としても不便であった。

そこで、日本クレーン協会構造規格委員会に、アルミニウム合金クレーンの経験を有するクレーン製造業者、材料製造業者、労働省担当官ならびに学識経験者をもって「アルミ分科会」を設け、アルミニウム合金クレーン構造部分の基準に関する審議を行なった。

アルミ分科会は昭和40年9月22日から8回開催され、その答申案を昭和42年2月15日から5回にわたって構造規格委員会で検討し、「アルミニウム合金製クレーン構造部分基準」とよび「解説」がまとめられた。これらの審議の内容は別に公表されているので省略するが、現行「クレーン構造規格」を改正しないで済むような方針で分科会が運営されたため、「基準」は通牒で処理されるよう担当官の配慮をいただいていることを付記する。¹⁰⁾

*1 委員長 都立大学 宮川松男教授

労働省担当官 高瀬久人

委員 石川島コーリング㈱、石川島播磨重工業㈱、運輸省港湾局、鹿島建設㈱、川崎電機工業㈱、久保田鉄工㈱、㈱神戸製鋼所、国鉄工作局、㈱日本起重機製作所、住友機械工業㈱、㈱日立製作所、富士製鉄㈱、三菱重工業㈱、八幡製鉄㈱

*2 委員長 都立大学 宮川松男教授（7回以降 川田雄一教授）
労働省担当官 跡見春雄、高瀬久人

委員 石川島播磨重工㈱、昭和アルミニウム㈱小山工場、住友機械工業㈱新居浜製造所、住友軽金属工業㈱、㈱日本軽金属、㈱日立製作所亀有工場
クレーン協会事務局

4.2 基準の内容

4.2.1 材 料

第1条 構造部分（階段、はしご、手すり、歩道、運転室、囲い、覆い、その他機体の強度計算において荷重がかからないものとして取り扱われる部分を除く）の材料は、次の各号に掲げるアルミニウム合金またはこれらと同等以上の機械的性質を有するアルミニウム合金でなければならない。

1. 日本工業規格 JIS H4104耐食アルミニウム合金板
2. 日本工業規格 JIS H4143耐食アルミニウム合金継目無管
3. 日本工業規格 JIS H4172耐食アルミニウム合金押出形材
4. 日本工業規格 JIS H○○○○溶接構造用アルミニウム合金板
5. 日本工業規格 JIS H○○○○溶接構造用アルミニウム合金継目無管
6. 日本工業規格 JIS H○○○○溶接構造用アルミニウム合金押出形材

3項で述べたように欧米のアルミニウム合金クレーンの材質を調査した結果は初期の高力アルミニウム合金リベット構造から耐食アルミニウム（Al-Mg-Si および Al-Mg 系）リベット構造または溶接構造のものもある。本邦における既設のクレーンは耐食アルミニウム合金7種の溶接構造であるが、溶接構造用アルミニウム合金（Al-Zn-Mg）が車両その他に使用され、実用段階に入っていることから欧米におけるのと同様これらの材質による設計製作が予測された。そこでアルミ分科会は対象材料を耐食アルミニウム合金と溶接構造用アルミニウム合金にしほり、その機械的性質、耐食性ならびに溶接性を検討し、「クレーン主要構造部分は軽量化を図るため溶接構造にする」という考え方から耐食アルミニウム合金7種と溶接構造用アルミニウム合金1種を構造材料に選んだ。ただし、後者は時期尚早であるとの意見も一部にあったが、前者の溶接部耐力が軟質の値となるのに対し、後者のそれはその後の常温時効によって母材の強度に近い値まで回復するという性質をもつため設計上きわめて有利である。しかも、JIS 規格が近い内に公布されるので、暫定的処置として「解説」に化学組成範囲および機械的性質の JIS 規格案（第2～3表）を掲げ、公布された規格とそれとの間に数値の相違があればその時にあらためることになっている。

第2表 溶接構造用アルミニウム合金1種の化学組成
(JIS 規格案)

種類	化 学 成 分 (%)								
	Cu	Si	Fe	Mn	Mg	Zn	Cr	Ti	Al
1種	0.25 以下	0.30 以下	0.40 以下	0.20 ~0.9	1.0 ~2.0	4.0 ~5.0	0.35 以下	0.20 以下	残部

第3表 溶接構造用アルミニウム合金1種のJIS規格案

形状	質別	記号	寸法 (mm)	引張試験		180°屈曲試験内側半径
				引張強さ (kg/mm ²)	耐力 (kg/mm ²)	
板	軟質	A5P1-O	1.5以上3未満	25以下	—	12以上 厚さの2倍
			3以上6未満	25以下	—	12以上 厚さの2.5倍
			6以上12未満	25以下	—	12以上 厚さの3倍
			12以上25未満	25以下	—	12以上 —
			25以上35未満	25以下	—	12以上 —
	焼入れ*	A5P1-T ₄	1.5以上3未満	32以上	20以上	11以上 —
			3以上6未満	32以上	20以上	11以上 —
			6以上12未満	32以上	20以上	11以上 —
			12以上25未満	32以上	20以上	11以上 —
			25以上35未満	32以上	20以上	11以上 —
形管	軟質	A5S1-O	断面積 200cm ² 以下	25以下	—	12以上 —
			同上	32以上	20以上	11以上 —
			同上	33以上	25以上	10以上 —
			同上	34以上	28以上	10以上 —
			同上	34以上	28以上	10以上 —
	焼入れ	A5T1-O	肉厚1.6以上 12以下	25以下	—	12以上 —
			肉厚1.6以上 12以下	32以上	20以上	11以上 —
			肉厚1.6以上 6未満	33以上	24以上	10以上 —
			肉厚6以上 12以下	34以上	26以上	10以上 —
			肉厚6以上 12以下	34以上	26以上	10以上 —

* 焼入れ後1ヶ月間常温時効(約20°C)後の参考値。

** 外径20以上200mm以下。

なお、耐食アルミニウム合金、たとえば、同4種の使用などを制限しているわけではない。また、管材を入れたのは設計上の利点から将来管構造のクレーンが現れることも予期したためである。

4・2・2 許容応力

第2条 許容応力は次表に示す安全率を考慮して定めるものとする。

ただし、安全率は母材および溶接部ともそれぞれ耐力に対し同一値を用いるものとする。

安全率

	荷重条件	安全率
1	主荷重のみ	1.7
2	主荷重+従荷重	1.5
3	自重および暴風荷重	1.2
4	自重および地震荷重	1.2

(注) (1) 主荷重 自重および荷重のそれぞれ衝撃、振動などを考慮して決めた係数を乗じた値。
 (2) 従荷重 風荷重、水平力、熱荷重および組立荷重のうち、実際に負荷されると想定される荷重を組合せた値。

安全率について 現行「クレーン構造規格」はSS41鋼について許容応力が規定されているが、アルミニウム合金は材質が多いので安全率方式で許容応力を定めたわけである。¹¹⁾ 第2条に示す安全率は欧米各国および本邦の規格その他を検討して、耐力に対して決定したもので、この数値

は結果的にみて「クレーン構造規格」のSS41鋼に対する^{*3}安全率とほぼ同等である。

つぎに、第2条の安全率は材料の不均一性、加工、組立、据付などにおいて生じる寸法や精度の誤差、腐食、設計の計算誤差などによる破断、変形を考慮したものであって、定格荷重以上の過負荷や運転の誤操作による不慮の荷重および疲れを考慮したものではない。不慮の荷重などを考慮する場合や、使用する材料の降伏比が約0.8以上のものについては材料の引張強さも考慮して設計することが望ましい。すなわち、考え方方が耐力基準なので合金の種類によって、また、強加工や熱処理によって降伏比の高いものが得られたときは許容応力が高くとれるが、その場合の値を引張強さに対する安全率2.2で押えたわけである。

なお、塑性疲れを受ける恐れがある場合には安全率を第2条の値より高くとることが望ましく、また、主要部材については10%以上の伸びをもつことが望ましい。この伸び10%以上の要望は、アルミニウム合金の場合、引張強さが高いものは疲れ強さも一般に高いが、Al-Zn-Mg-Cu合金などの例を検討すると高強度で伸びが低いものは疲れ強さが低いことがある。そこで付したものであるが、現在の実用合金ではあまり心配する必要がない。

耐力について 第2条でいう耐力は規格値、引張試験による材料製造業者の保証値もしくは実測値のいずれを用いても差支えない。合金によってはJIS規格値をとると実物より規格値がかなり低い恐れがあることも懸念されるため使用する材料によっては設計上に利点が生かされないということがある。一方において、材料製造業者は出荷にあたり引張性質を測定しており、かつ、クレーン製造業者も溶接継手を含め容易に測定し得る現状と、また、資料などから代表値が得られやすいので、強度基準は使用材料そのものに対して考えるわけである。したがって、前述の降伏比の高い材料を用いる場合の要望事項などを設けたり、溶接部耐力についてもつぎの解説がある。

溶接継手の耐力を測定するときの試験片はJIS Z2201『金属材料引張試験片』の5号試験片もしくはそれに準じるものとし、余盛は使用する状態にあわせるものとする。なお、溶接方法が同じであっても材料の厚さが著しく異なるとき、または、質別の異なるときはそのつど試験することが望ましい。なお、時効性のある材料(溶接構造用アルミニウム合金)は溶接後1ヶ月間常温放置した試験片について耐力を測定するものとする。

溶接継手の耐力を測定しない場合はつぎの値を用いてよい。すなわち、耐食アルミニウム合金7種の溶接部の耐力

*3 SS41鋼の場合、安全率は主荷重のみに対し1.71、主荷重+従荷重では1.43、自重および暴風雨に1.26、自重および地震荷重に対し1.26である。

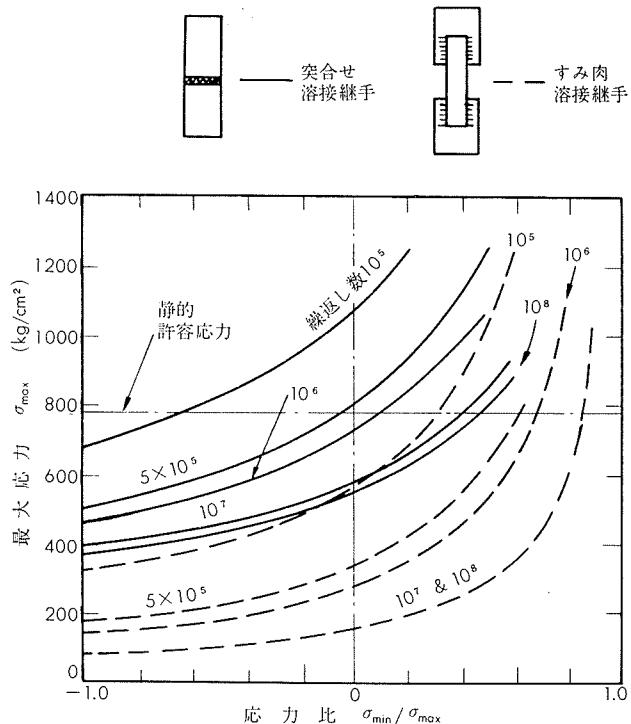
*4 耐力に対する安全率 = $\frac{1.7}{2.2} = 0.775 \approx 0.8$
 引張強さに対する安全率

は軟質のそれと同等、溶接構造用アルミニウム合金1種では溶接前の値の85% (T4処理材) または65% (T6処理材) とする。これらは日本クレーン協会の依頼により軽金属溶接技術会設計委員会が突合せ溶接継手の耐力値について検討した結果を採用したものである。

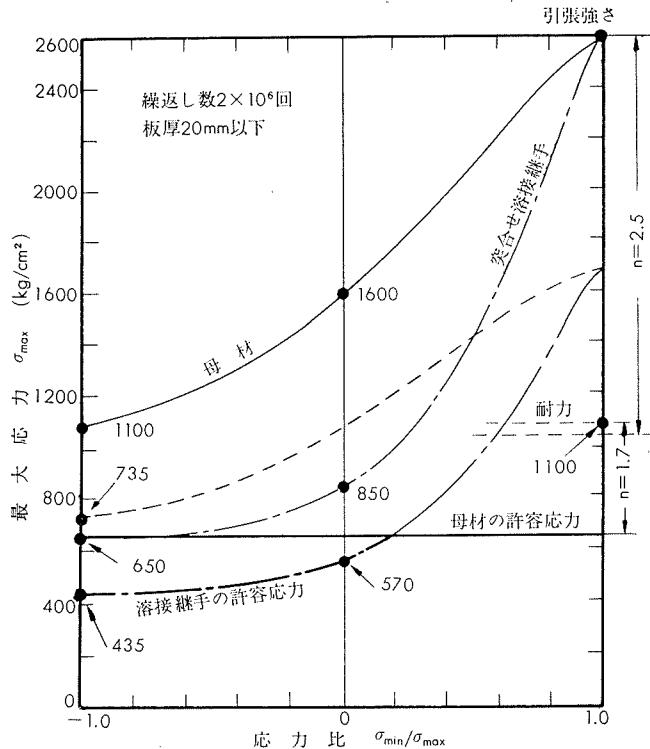
なお、溶接施工に関しては JIS Z3811 “アルミニウムの溶接技術検定における試験方法ならびにその判定基準” の2級以上の資格を有する作業者をもって作業させるのが条件となっている。

疲れ強さについて 静荷重を受ける構造部材の許容応力は第2条の安全率から決定されるが、構造部材に作用する応力が変化する場合、たとえば応力の値が垂直動荷重の位置もしくは大きさ、または水平動荷重の方向もしくは大きさにより変化するときには、最小応力の値と最大応力の値との比および応力の値の変化の繰返し数に応じて、許容応力の値はさらに低くしなければならない。

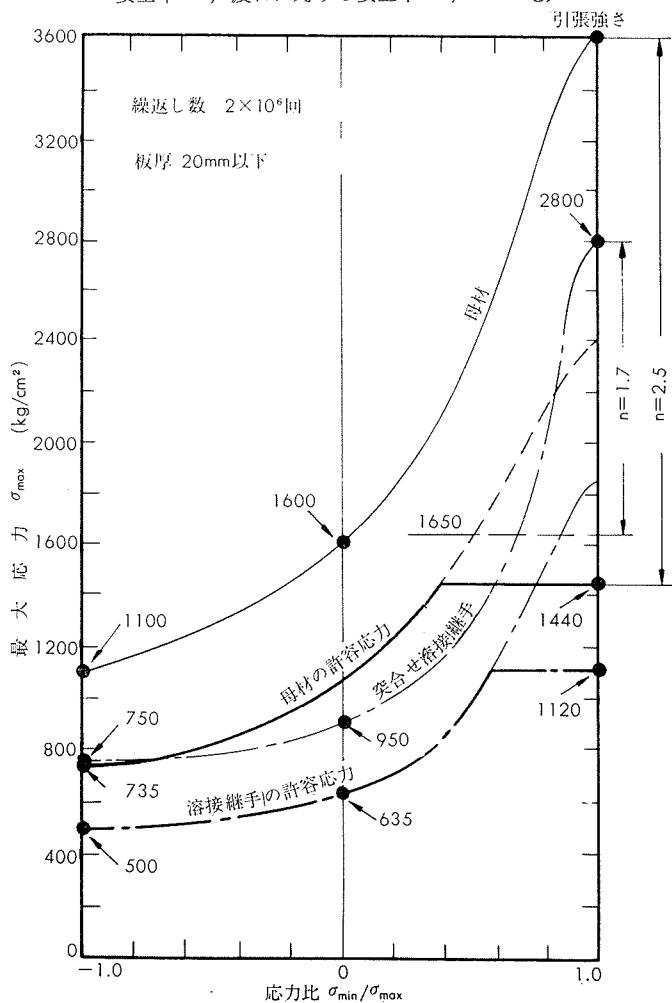
一般には、使用する材料、継手の形式、応力状態とその繰返し数、溶接技術などを考慮して繰返し荷重を受ける場合の許容応力を決めるわけであるが、クレーン構造においてその値を如何にしたらよいかという具体例は見受けられない。疲れに対する安全率は小型試験片の疲れ強さに対し1.5もしくは2以上にとればよいという意見もあったが、「解説」に許容応力を決めるさいの参考資料として第8~10図を示すにとどめた。すなわち、第8図は耐食アルミニウム合金7種に相当するN8-M合金について信頼限界¹²⁾99%の最大応力一応力比曲線である。¹³⁾第9~10図は耐食アルミニウム合金2種もしくは7種に類似する強度をもつAl



第8図 N8-M合金の最大応力一応力比曲線
(信頼限界99%, McLester)



第9図 AlMg5F26合金最大応力一応力比曲線(耐力に対する安全率1.7, 疲れに対する安全率1.5, Gazdag)



第10図 AlZnMg1F36合金の最大応力一応力比曲線
(耐力および引張強さに対する安全率はそれぞれ1.7および2.5, 疲れ強さに対する安全率は1.5, Gazdag)

Mg5 F26合金と溶接構造用アルミニウム合金1種と類似するAlZnMg1 F36合金の最大応力一応力比曲線と許容応力を溶接継手についてそれぞれ掲げたもので、これらは欧州において天井クレーンの設計に用いられ、疲れ強さに対する安全率1.5は工場における作業条件や収縮応力の影響などを考慮したものという。

4・2・3 座屈強さ

第3条 座屈強さは(1), (2)および(3)式から求め、 $\lambda \geq 20$ に対して安全率は第2条の表の値の18%増しとして許容応力を算出するものとする。

弾性域に対して

$$f_c = \frac{\pi^2 E}{\lambda^2} \quad (1)$$

非弾性域に対して

$$f_c = B - D\lambda \quad (2)$$

$\lambda < 20$ の場合

$$f_c = f_y \quad (3)$$

ここに、

f_c : 座屈応力, Ton/cm²

E : 縦弾性係数, Ton/cm²

λ : 有効細長比

f_y : 耐力, Ton/cm²

B および D : 材料定数で(4)または(5)式による。

T5, T6処理その他の熱処理をした高および中強度のアルミニウム合金

$$\left. \begin{aligned} B &= f_y + 2.53 \left(\frac{f_y}{10} \right)^{\frac{3}{2}} \\ D &= 3.77 \left(\frac{B}{100} \right)^{\frac{3}{2}} \end{aligned} \right\} \quad (4)$$

T3, T4処理および非熱処理型のアルミニウム合金

$$\left. \begin{aligned} B &= f_y + 3.77 \left(\frac{f_y}{10} \right)^{\frac{3}{2}} \\ D &= 4.57 \left(\frac{B}{100} \right)^{\frac{3}{2}} \end{aligned} \right\} \quad (5)$$

偏心のある場合はそれを考慮して計算しなければならない。

第3条において、「安全率は第2条の表の値の18%増」というのは安全率が2ということである。鋼構造の場合はDIN 120およびDIN 4114を参考としているため、座屈強さに関してもDINが採用しているEulerとJežek式の組合せによる許容座屈応力をそのまま用い、したがって、非弾性域に対して安全率が1.5、弾性域では2.5の値をとっている。以上のように、「クレーン構造規格」の鋼構造とアルミニウム合金構造とでは座屈強さの安全率に違いを生じている。

非弾性域の(2), (4)および(5)式はALCAN社の基準で、後2式は(4)'および(5)'式をTon/cm²の単位に換算したものである。¹⁴⁾

$$\left. \begin{aligned} B &= f_y + 0.67 \left(\frac{f_y}{10} \right)^{\frac{3}{2}} \\ D &= \left(\frac{B}{100} \right)^{\frac{3}{2}} \end{aligned} \right\} \quad (4)'$$

$$\left. \begin{aligned} B &= f_y + \left(\frac{f_y}{10} \right)^{\frac{3}{2}} \\ D &= \left(\frac{B}{88} \right)^{\frac{3}{2}} \end{aligned} \right\} \quad (5)'$$

(単位はksi)

これらを選んだ理由は、第11図に1例をあげるようにALCAN社の計算式、DINおよびH.N.Hill式などを比較して非弾性域の範囲をいかに表示するか検討したが、アルミニウム合金の場合は材質の種類が多いことから座屈許容応力を求める計算式が簡単であることが望ましいとの、現状として材料および設計の資料が本邦の場合には少ないことなどによる。もちろん、鋼構造の場合との相違その他についても討論を重ねたが十分な説明資料が現段階では得られず、暫定的なものとしてDIN規格など一部のものを除く他の国々でかなり用いられている直線式によるものとした。つぎに、安全率の値について鋼構造の弾性域に対する2.5は大きすぎるのではないかという意見や、非弾性域についてDIN規格で採用しているJežek式より求めた許容応力から判断して、ALCAN社の式に対し安全率1.7が妥当ではないかという意見もあった。そこで、各安全率を用いた場合を検討し、現段階ではALCAN社が推奨している2.0を結果的に選んだだしだいである。

4・2・4 たわみの値

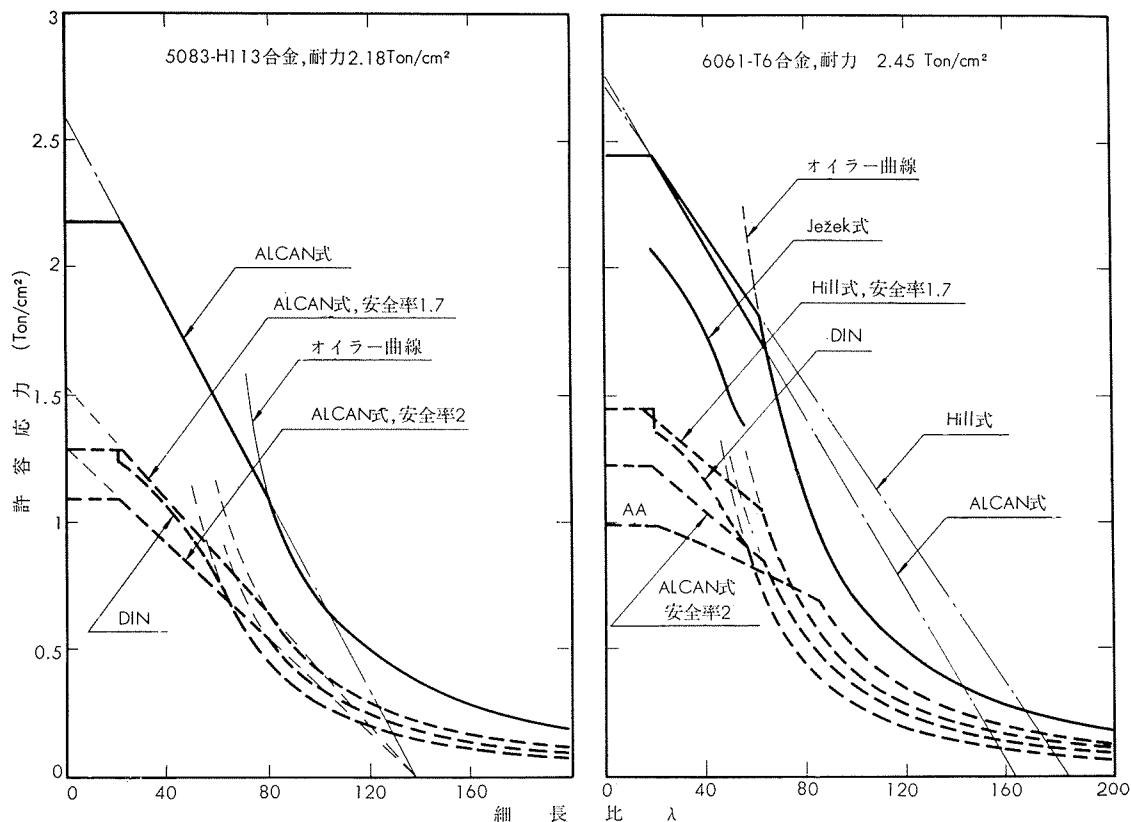
第4条 アルミニウム合金製天井クレーンガーダのたわみの値は、定格荷重に相当する荷重の荷を、当該クレーンガーダのたわみに関し最も不利となる位置で吊り上げたときに、当該クレーンガーダのスパンの値の400分の1以下でなければならない。

「クレーン構造規格」第15条によると、天井クレーンガーダのたわみの値は材料に関係なく1/800以下と規定されている。この規定には元来異論が多いようであり、しだいにゆるめられて現在の1/800になっている。一方において、アルミニウム合金の縦弾性係数は鋼の1/3であるからたわみが大きく、現行規格のままでは不利である。たとえばたわみの規定に押えられて、そのため応力を低くとって設計しなければならないというようなこともあろう。アルミニウム合金天井クレーンは本基準によって鋼構造の2倍のたわみが許されることになったが、その根拠はつぎのようである。

クレーンは起動、停止をひんぱんに行ない、負荷の変動が激しいので振動は免れず、スペース、経済上ある程度の振動は我慢しなければならないが、作業上早く減衰することが望ましい。すなわち、周期は短かく、したがって、振動数は大きく減衰能にすぐれた構造、材料が望まれる。

桁の減衰時間をtとすれば

$$t \propto \left(\frac{m}{m_0} f \right)^{1.57} \log_e 2 f$$



第11図 許容座屈応力の比較

ここに、

$$m : 柄の換算質量, \text{kg}\cdot\text{s}^2/\text{cm}^2$$

$$m_0 : 荷の質量, \text{kg}\cdot\text{s}^2/\text{cm}^2$$

$$f : 荷による柄のたわみ, \text{cm}$$

同じ m_0 とスパンの場合、鋼構造柄の $m \cdot f \cdot t$ がアルミニウム合金構造のものとそれぞれ $a \cdot b \cdot c$ 倍とすれば、

$$c = (a \cdot b)^{1.57} \frac{\log_e 2bf}{\log_e 2f}$$

上記の規定によれば $b = \frac{1}{2}$

このとき、

$$a = 2.4 \quad f = 4000 \times \frac{1}{400} = 10 \quad \text{とすれば} \quad c = 1.04$$

$$a = 2.5 \quad f = 1600 \times \frac{1}{400} = 4 \quad c = 1.02$$

$$a = 3 \quad f = 1600 \times \frac{1}{400} = 4 \quad c = 1.26$$

$$a = 3 \quad f = 4000 \times \frac{1}{400} = 10 \quad c = 1.45$$

すなわち、アルミニウム合金構造クレーン柄の重量が鋼構造柄の重量の2.5分の1以内になれば、たわみは2倍あっても減衰時間は増加しない。

なお、たわみの規定 $1/400$ は DIN 4113 の推奨値である。¹⁵⁾

5. むすび

アルミニウム合金クレーンの経済性と歴史および今回制定された「アルミニウム合金製クレーン構造部分基準」を

紹介した。クレーン構造の軽量化と関係してアルミニウム合金クレーンの需要増加が期待されるので、本資料が参考となれば幸甚である。

なお、アルミニウム合金クレーンに関して比較的よくまとまっているのは下記の文献であり、とくに興味をもたれる方は参照して頂きたい。

- (1) N. Dirilgen : "Laufkrane aus Aluminium", Aluminium Suiss, No. 5 (1961), 178
- (2) P. Gönner : "Aluminium als konstruktionswerkstoff für den kranbau", Schweißen u. Schneiden, 16 (1964), 423
- (3) R. Hicks, J. Strong : "The use of aluminium for crane structures", Sympo. on Al. in Structural Eng., p. 218/230, Aluminium Federation, (1964-6), London
- (4) N. Dirilgen : "Aluminium overhead travelling cranes", (3)と同じ, p. 231/245
- (5) F. Gazdag : "Geschweißter Aluminiumausleger für einen Doppelklenker-Wippdrehkran", ALUMINIUM, 41 (1965), 493

文 献

- 1) R. Hicks, J. Strong : 5項の(3)参照
- 2) 大沢水澄：石川島播磨技報, 5-22 (1965), 184
- 3) R. Hicks, J. Strong : Modern Metals, 19-12 (1964), 47

- 4) N. Dirilgen : 5 項の(1)または(4)参照
- 5) N. Dirilgen : 5 項の(4)参照
- 6) A. H. Koepf : Iron & Steel Eng., 63 (1959), 69
- 7) 今泉徹, 中田淳一, 蝶子基, 寺井士郎 : 本誌, 2 (1961), 61
- 8) 住友軽金属非鉄資料, No. 42 (1962-10)
- 9) 三島庸生, 落合竜煌 : 本誌, 4 (1963), 233
- 10) クレーン, 6-1 (1968), 12
- 11) たとえば R. Banks : "Comparison of codes of practice and future trends(Discussion)," Sympo. on Al. in Structural Eng., p. 177, Aluminium Federation, (1964-6), London
- 12) R. McLester : "Fatigue strength of welded and riveted joints in aluminium", Sympo. on Al. in Structural Eng., p. 9, Aluminium Federation, (1964-6), London
- 13) F. Gazdag : 5 項の(5)参照
- 14) ALCAN : Strength of Aluminium, p. 31 (1965-6)
- 15) DIN4113, Aluminium in Hochbau (1958)

R107

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol 9 No. 3 July 1968

チタン・パラジウム合金の耐食性

鈴木脩二郎 下野三樹雄

住友軽金属工業株式会社

チタン・パラジウム合金の耐食性

鈴木脩二郎 * 下野三樹雄 *

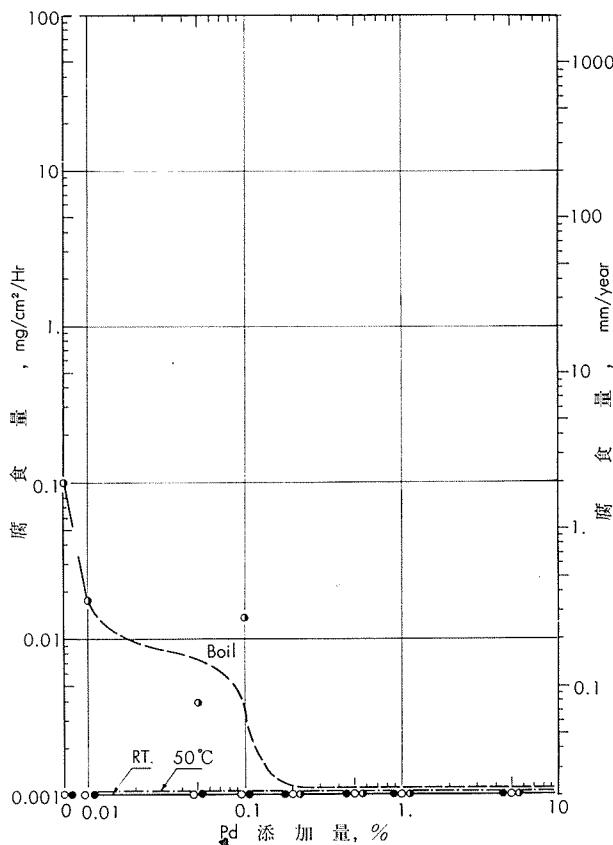
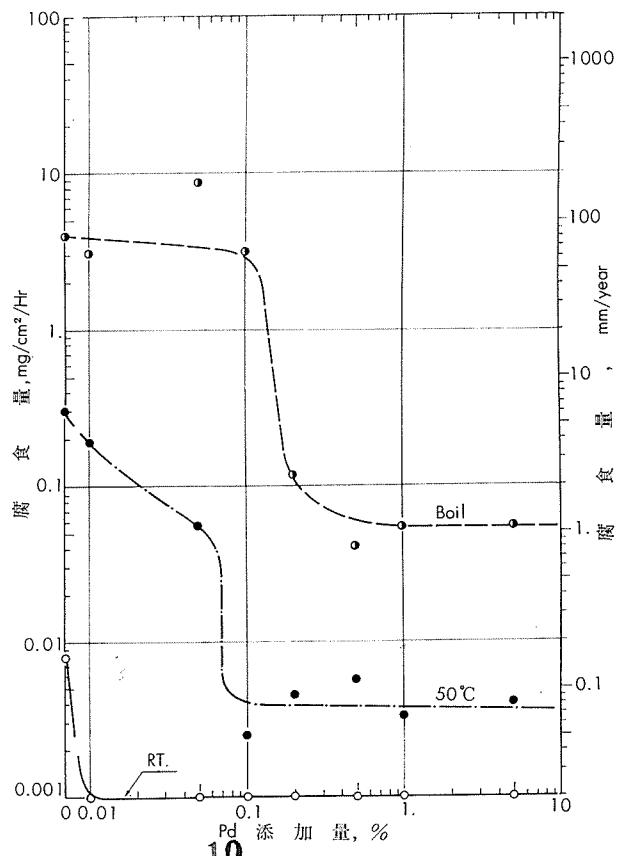
文 献

- 1) 日本特許 第249,094号
- 2) Iron Age, April 16, (1959), 129
- 3) M. Stern and H. Wissenberg : J. Electrochem. Soc., 106 (1959), 759
- 4) 下瀬高明, 高村昭 : 日本金属学会誌, 29 (1965), 416

チタンが耐食性金属材料として、広範囲に使用されると、塩酸、硫酸などの非酸化性酸を含む腐食媒や、高温、高濃度の塩化物溶液においては、純チタンより耐食性が優れ、細隙腐食にも強いチタン・パラジウム合金が有効であることが知られるようになってきた。⁴⁾

しかし、市販の Ti-0.15~0.2%Pd 合金では、やや、耐食性の不充分であるような使用条件において、更に Pd を添加したら、その耐食性が向上するのではないかと、Pd 添加量の多い場合のデーターを求められることもあるので、Ti-Pd 系合金について、各種濃度および温度の塩酸並びに硫酸水溶液について実験した結果を記す。

なお、本腐食試験方法は、ステンレス鋼のJIS規格 (JIS 4303) に示されている方法に準じて行なったものである。



* 研究部

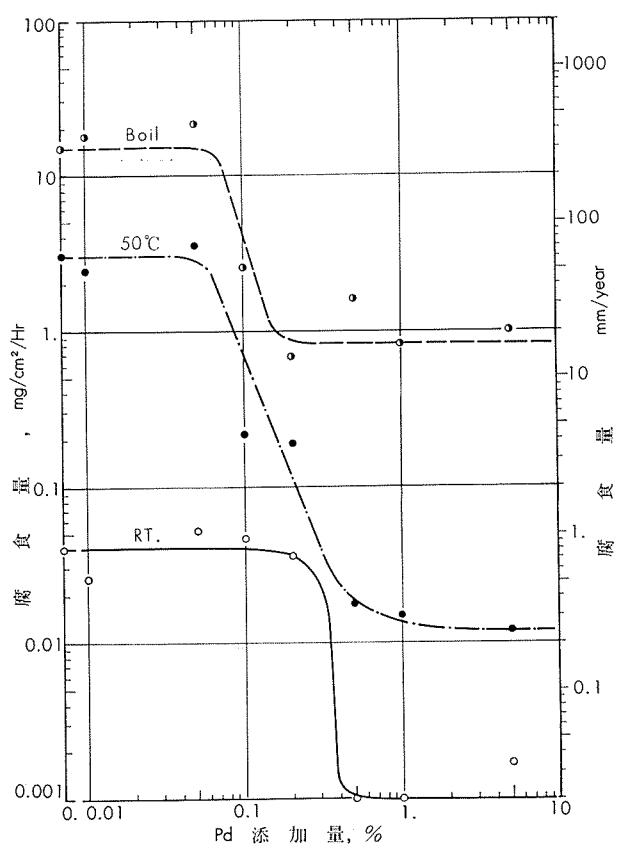


Fig. 3 20%HCl 溶液に対する耐食性

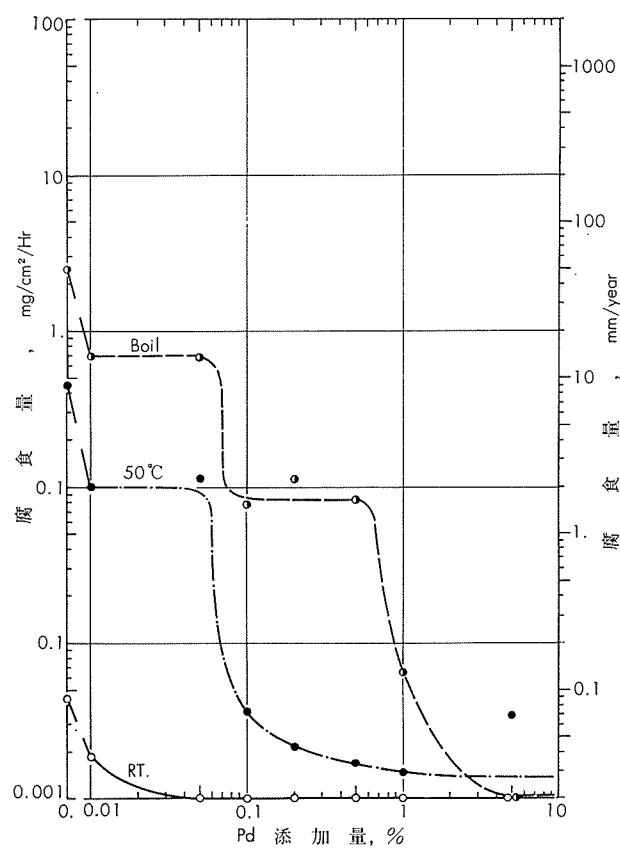


Fig. 5 10%H₂SO₄ 溶液に対する耐食性

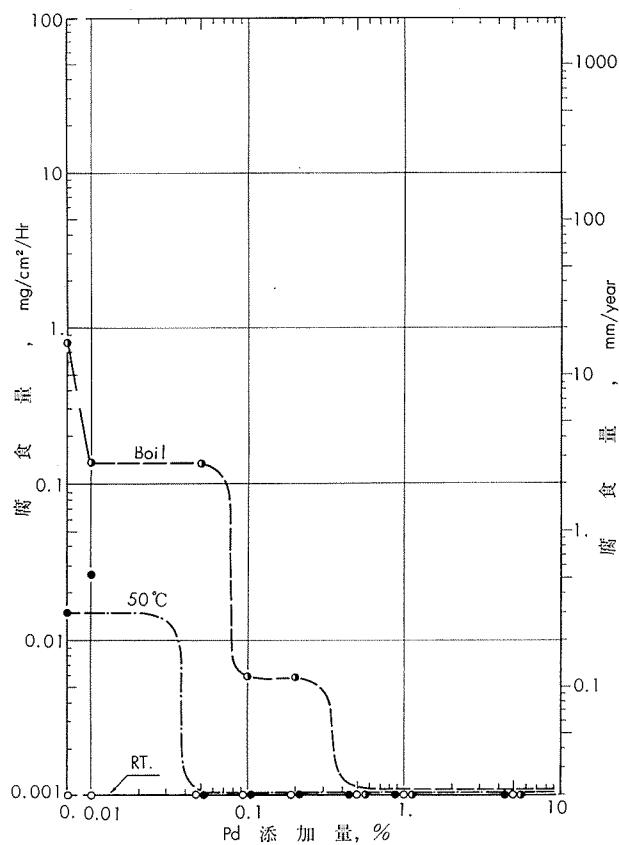


Fig. 4 1%H₂SO₄ 溶液に対する耐食性

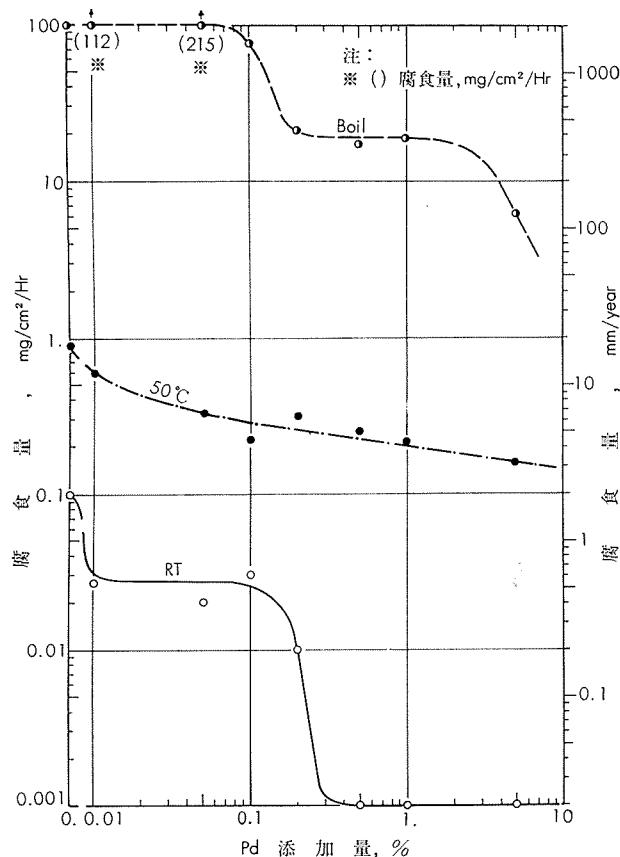


Fig. 6 50%H₂SO₄ 溶液に対する耐食性

R108

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS

Vol 9 No. 3 July 1968

アルミニウム合金展伸材の高温疲れ強さ (その3)

竹内勝治 田中英司

住友軽金属工業株式会社

TECHNICAL DATA SHEET (9-3. 1)

アルミニウム合金展伸材の高温疲れ強さ（その3）

1) 2011-T8 押出棒

第1表 化学成分

材質		化学成分(%)									
		Cu	Pb	Bi	Si	Fe	Mn	Mg	Cr	Zn	Al
2011-T8	QQ-A-00225/3	5.0~6.0	0.20~0.6	0.20~0.6	<0.40	<0.7	—	—	—	<0.30	残
	試材	5.36	0.47	0.50	0.10	0.28	<0.01	<0.01	<0.01	0.02	残

第2表 機械的性質

材質	寸法 (mmφ)	熱処理	引張性質 ^{1,2)}					かたさ		シャルピー衝撃値 (JIS 3号) (kg-m/cm ²)
			耐力 (kg/mm ²)	引張強さ (kg/mm ²)	真破断強さ (kg/mm ²)	伸び (%)	絞り (%)	ブルネル (10/500/30)	ロックウェル (Bスケール)	
2011-T8	20	—	(>28.1) 34.8	(>36.6) 43.3	(—) 54.3	(>10) 14	(—) 27	(—) 113	(—) 68	(—) 2.1

1) 試験片は JIS Z2201, 4号試験片。 2) () 内は米国連邦規格 QQ-A-00225/3 (NAVY-Ships) の規格値を示す。

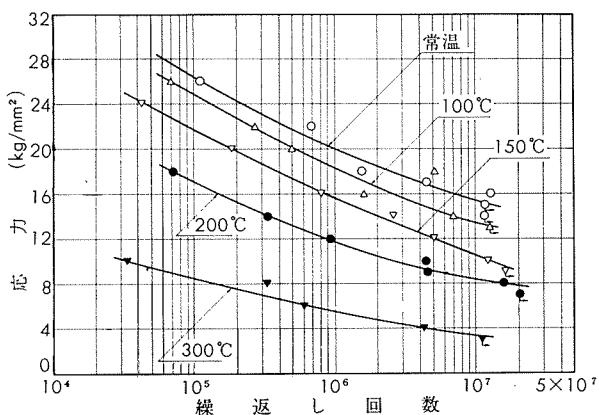
3) 高温引張性質は、本誌、8, (1967), 132参照。

第3表 高温疲れ強さ¹⁾

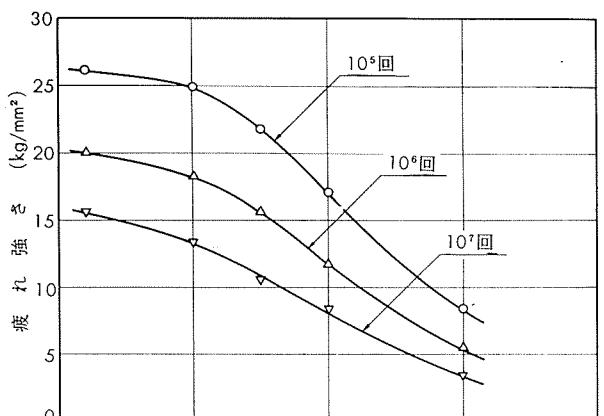
試験温度 (°C)	疲れ強さ (kg/mm ²)			疲れ強さの減少率 [10 ⁷ 回] (%)
	10 ⁵ 回	10 ⁶ 回	10 ⁷ 回	
常温	26.4	20.0	15.5	0
100	24.9	18.3	13.4	13.6
150	21.7	15.6	10.5	32.3
200	17.1	11.7	8.4	45.8
300	8.4	5.5	3.4	78.1

1) 高温小野式疲れ試験機Ⅳ型 (3,000rpm) による。試験片直径は 8mmφ。

2) 実験は試験片が所要温度に到達後 1h 無負荷運転した後、負荷した。



第1図 2011-T8 押出棒のS-N曲線



第2図 2011-T8 押出棒の温度と疲れ強さの関係

(昭和43年7月)



住友軽金属工業株式会社

研究部 竹内勝治
田中英司

TECHNICAL DATA SHEET (9-3. 2)

アルミニウム合金展伸材の高温疲れ強さ（その3）

2) 2014-T6 押出棒（高力アルミニウム合金1種）

第4表 化学成分

材質		化学成分(%)								
		Cu	Mg	Mn	Si	Fe	Cr	Zn	Ti	Al
2014-T6	JIS H4164	3.9~5.0	0.20~0.8	0.40~1.2	0.50~1.2	<1.0	<0.10	<0.25	<0.15	残
	試材	4.17	0.45	0.79	0.66	0.27	0.01	0.04	<0.01	残

第5表 機械的性質

材質	寸法 (mmφ)	熱処理	引張性質 ^{1,2)}					かたさ		シャルビー 衝撃値 (JIS 3号) (kg-m/cm ²)
			耐力 (kg/mm ²)	引張強さ (kg/mm ²)	真破断強さ (kg/mm ²)	伸び (%)	絞り (%)	ブリネル (10/500/30)	ロックウェル (Bスケール)	
2014-T6	20	505°C × 1h 水冷後 170°C × 12h 空冷	(>38) 49.6	(>45) 55.0	(-) 66.2	(>8) 12	(-) 24	(-) 137	(-) 83	(-) 1.7

1) 試験片は JIS Z2201, 4号試験片。

2) () は JIS H4164 の規格値を示す。

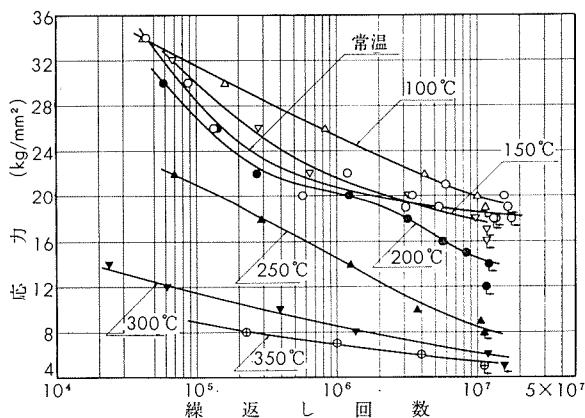
第6表 高温疲れ強さ¹⁾

試験温度 (°C)	1h 保持持 ²⁾			1000h 保持持 ³⁾				
	疲れ強さ (kg/mm ²)		疲れ強さの 減少率 [10 ⁷ 回] (%)	疲れ強さ (kg/mm ²)		疲れ強さの 減少率 [10 ⁷ 回] (%)		
	10 ⁵ 回	10 ⁶ 回		10 ⁵ 回	10 ⁶ 回			
常温	28.4	20.7	18.6	0	(28.4)	(20.7)	(18.6)	(0)
100	31.5	25.3	19.9	-7.0	28.7	21.9	19.7	-5.9
150	30.0	21.6	17.9	3.7	24.8	20.4	16.4	11.8
200	27.0	20.2	14.5	22.0	13.3	10.7	8.5	54.3
250	21.0	14.5	8.5	54.3	10.1	8.0	6.7	64.0
300	11.5	8.6	6.1	67.2	—	6.9	5.2	72.0
350	8.9	6.9	5.5	70.4	—	6.1	4.5	75.8

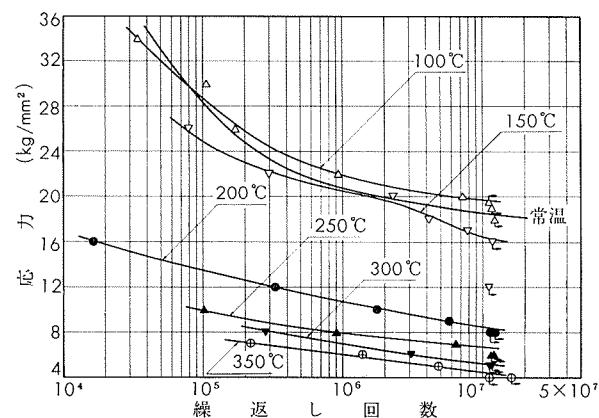
1) 高温小野式疲れ試験機IV型(3,000rpm)による。試験片直径は8mmφ。

2) 実験は試験片が所要温度に到達後1h無負荷運転した後、負荷した。

3) あらかじめ1000hの加熱を各温度で施した後、2)と同様に試験した。



第3図 2014-T6 押出棒 1h 保持材の S-N 曲線



第4図 2014-T6 押出棒 1000h 保持材の S-N 曲線

(昭和43年7月)

住友軽金属工業株式会社

竹内勝治
研究部
田中英司

TECHNICAL DATA SHEET (9-3. 3)

アルミニウム合金展伸材の高温疲れ強さ（その3）

3) 5052-O 抽伸棒（耐食アルミニウム合金1種）

第7表 化学成分

材質		化学成分(%)							
		Mg	Cr	Cu	Si	Fe	Mn	Ti	Zn
5052-O	JIS H4163	2.2~2.8	0.15~0.35	<0.10	Si+Fe<0.45	<0.10	—	<0.10	残
	試材	2.39	0.25	0.02	0.11	0.23	0.03	0.01	0.04

第8表 機械的性質

材質	寸法 (mmφ)	熱処理 ^{a)}	引張性質 ^{1,2)}					かたさ		シャルビー衝撃値 [JIS3号] (kg·m/cm ²)
			耐力 (kg/mm ²)	引張強さ (kg/mm ²)	真破断強さ (kg/mm ²)	伸び (%)	絞り (%)	ブリネル (10/500/30)	ロックウェル (Fスケール)	
5052-O	16.7	360°C × 1h 空冷	(—) 8.5	(18~23) 20.6	(—) 48.6	(>20) 33	(—) 73	(—) 49	(—) 44	(—) —

1) 試験片は JIS Z2201, 4号試験片。

2) () 内は JIS H4163の規格値を示す。

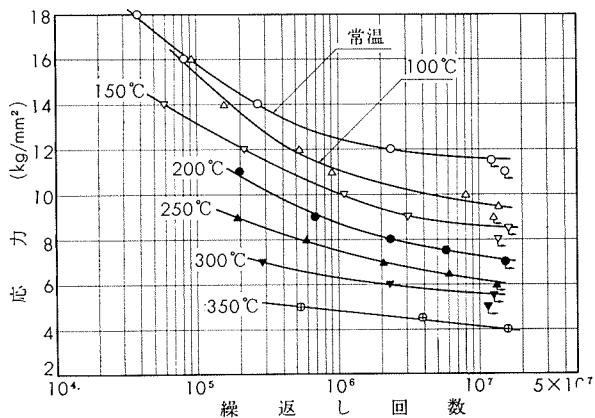
3) 30% 抽伸加工後焼鈍した。

第9表 高温疲れ強さ^{1,2)}

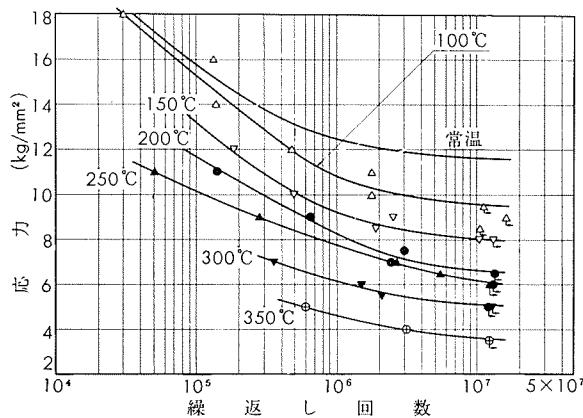
試験温度 (°C)	1h 保持			1000h 保持			疲れ強さの減少率 (10 ⁷ 回) (%)	
	疲れ強さ (kg/mm ²)							
	10 ⁵ 回	10 ⁶ 回	10 ⁷ 回	10 ⁵ 回	10 ⁶ 回	10 ⁷ 回		
常温	15.8	12.5	11.6	0	(15.8)	(12.5)	(11.6)	(0)
100	15.5	11.1	9.6	17.2	15.3	10.8	9.6	17.2
150	13.2	10.0	8.6	25.9	13.2	9.2	8.0	31.0
200	—	8.7	7.2	37.9	11.7	8.3	6.6	43.1
250	—	7.5	6.2	46.5	10.1	7.7	6.2	46.6
300	—	6.3	5.6	51.7	—	6.2	5.1	56.0
350	—	4.8	4.1	64.7	—	4.6	3.6	69.0

1) Krouse型高速度高温疲れ試験機(3,000rpm)による。試験片直径は8mmφ。

2) その他は第6表と同じ。



第5図 5052-O 抽伸棒 1h 保持材の S-N 曲線



第6図 5052-O 抽伸棒 1000h 保持材の S-N 曲線

(昭和43年7月)

住友軽金属工業株式会社

研究部 竹内勝治
田中英司

TECHNICAL DATA SHEET (9-3. 4)

アルミニウム合金展伸材の高温疲れ強さ（その3）

4) 5083-O 抽伸棒（耐食アルミニウム合金7種）

第10表 化学成分

材質	規格	化成成分(%)								
		Mg	Mn	Cr	Cu	Si	Fe	Zn	Ti	Al
5083-O	JIS H4172	3.8~4.8	0.30~1.0	<0.50	<0.10	<0.40	<0.40	<0.10	<0.20	残
	試材	4.32	0.65	0.21	0.04	0.10	0.25	0.02	0.01	残

第11表 機械的性質

材質	寸法 (mmφ)	熱処理 ³⁾	引張性質 ^{1,2)}					かたさ		シャルビエ强度 〔JIS3号〕 (kg-m/cm ²)
			耐力 (kg/mm ²)	引張強さ (kg/mm ²)	真破断強さ (kg/mm ²)	伸び (%)	絞り (%)	ブリネル (10/500/30)	ロックウェル (Fスケール)	
5083-O	16.7	410°C × 1h 空冷	(>13) 16.1	(>27) 33.5	(-) 54.5	(>12) 27	(-) 50	(-) 74	(-) 76	(-) —

1) 試験片は JIS Z2201, 4号試験片。

2) () 内は JIS H4172, 押出材の規格値を示す。

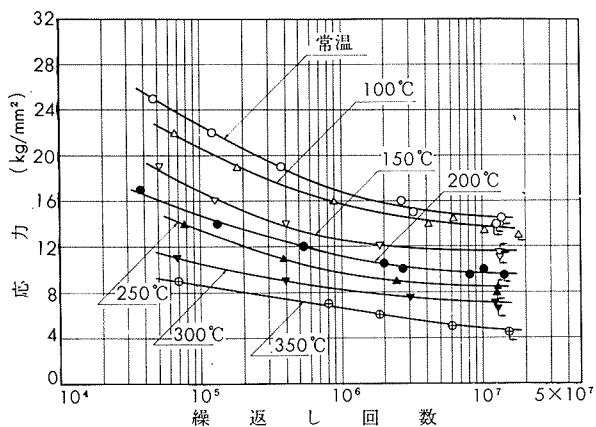
3) 30% 抽伸加工後焼鈍した。

第12表 高温疲れ強さ¹⁾

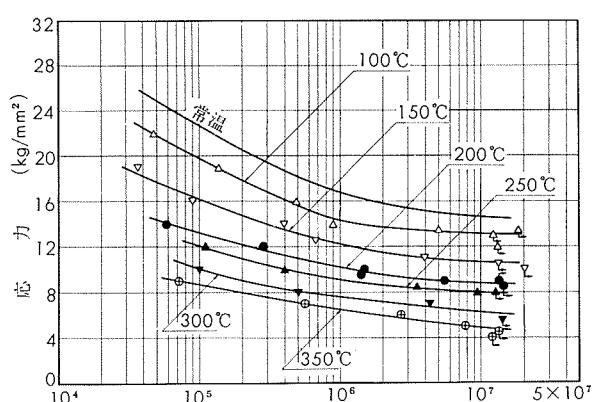
試験温度 (°C)	1h 保持持 ²⁾			疲れ強さの 減少率 〔10 ⁷ 回〕 (%)	1000h 保持持			
	疲れ強さ (kg/mm ²)				疲れ強さ (kg/mm ²)			
	10 ⁵ 回	10 ⁶ 回	10 ⁷ 回		10 ⁵ 回	10 ⁶ 回	10 ⁷ 回	
常温	22.7	16.8	14.6	0	(22.7)	(16.8)	(14.6)	(0)
100	20.7	15.7	13.8	5.5	19.8	14.3	13.2	9.6
150	16.8	12.4	11.6	20.5	16.2	12.2	10.7	26.7
200	14.8	11.1	9.6	34.2	13.4	10.2	8.8	39.7
250	13.5	9.6	8.5	41.8	12.1	9.2	8.0	45.2
300	10.5	8.2	7.1	51.4	10.1	7.5	6.3	56.8
350	8.6	6.6	4.8	67.1	8.7	6.5	4.8	67.1

1) 実験要領は第6表と同じ。

2) 1h 保持の実験は既報（本誌, 8 (1967), 85 参照）。



第7図 5083-O 抽伸棒 1h 保持材の S-N 曲線



第8図 5083-O 抽伸棒 1000h 保持材の S-N 曲線

(昭和43年7月)

住友軽金属工業株式会社

竹内勝治
研究部
田中英司

TECHNICAL DATA SHEET (9-3. 5)

アルミニウム合金展伸材の高温疲れ強さ（その3）

5) 7075-T6 圧延棒（高力アルミニウム合金6種）

第13表 化学成分

材質		化成成分(%)								
		Zn	Mg	Cu	Cr	Si	Fe	Mn	Ti	A
7075-T6	(JIS H4164)	5.1~6.1	2.1~2.9	1.2~2.0	0.18~0.40	<0.50	<0.7	<0.30	<0.20	残
	試材	5.33	2.56	1.69	0.26	0.13	0.24	0.05	0.01	残

第14表 機械的性質

材質	寸法 (mmφ)	熱処理	引張性質 ^{1,2)}					かたさ		シャルビー衝撃値 (JIS 3号) (kg·m/cm ²)
			耐力 (kg/mm ²)	引張強さ (kg/mm ²)	真破断強さ (kg/mm ²)	伸び (%)	絞り (%)	ブリネル (10/500/30)	ロックウェル (Bスケール)	
7075-T6 ³⁾	17.9	-480°C × 1h水冷後 120°C × 24h空冷	(>47)	(>54)	(-)	(>6)	(-)	(-)	(-)	(-)
			56.6	61.8	73.1	10	15	148	90	1.7

1) 試験片は JIS Z2201, 4号試験片。

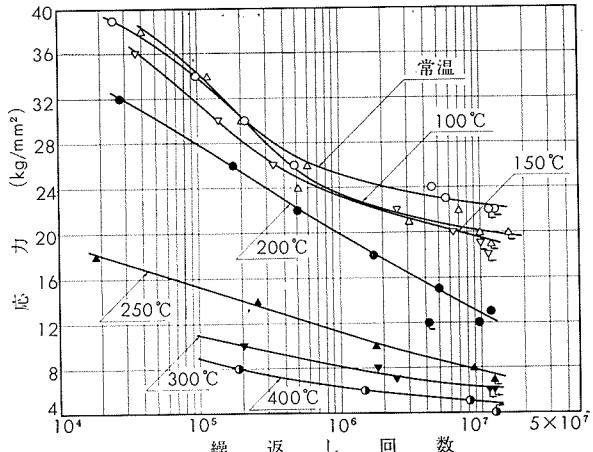
2) () 内は JIS H4164 の規格値を示す。

3) 20mmφ 押出棒を 17.9mmφ に圧延した。

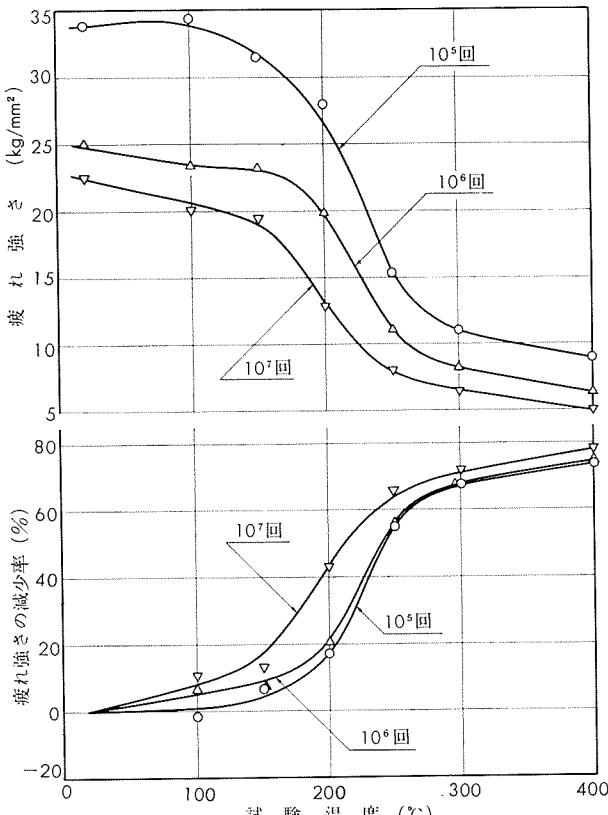
第15表 高温疲れ強さ¹⁾

試験温度 (°C)	疲れ強さ (kg/mm ²)			疲れ強さの減少率 (10 ⁷ 回)(%)
	10 ⁵ 回	10 ⁶ 回	10 ⁷ 回	
常温	33.8	25.1	22.5	0
100	34.3	23.4	20.1	10.7
150	31.5	23.2	19.5	13.3
200	28.0	19.9	12.8	43.1
250	15.3	11.1	7.8	65.7
300	11.0	8.2	6.3	72.0
400	8.9	6.3	4.9	78.2

1) 実験要領は第3表と同じ。



第9図 7075-T6 圧延棒のS-N曲線



第10図 7075-T6 圧延棒の温度と疲れ強さの関係

(昭和43年7月)

住友軽金属工業株式会社

竹内勝治
研究部
田中英司

TECHNICAL DATA SHEET (9-3. 6)

アルミニウム合金展伸材の高温疲れ強さ（その3）

6) ZK41-F 押出棒（溶接構造用アルミニウム合金）

第 16 表 化 学 成 分

材 質		化 学 成 分 (%)									
		Zn	Mg	Mn	Zr	Cu	Si	Fe	Cr	Ti	Al
ZK41-F	(範 囲)	3.5~4.5	1.5~2.5	0.2~0.5	0.1~0.2	<0.10	<0.2	<0.25	<0.10	<0.10	残
	試 材	3.9	2.4	0.3	0.2	0.02	0.05	0.17	<0.01	0.02	残

第 17 表 機 械 的 性 質

材 質	寸 法 (mmφ)	熱 处 理	引 張 性 質 ^{1,2)}					か た さ	シャルビー 衝撃 値 (JIS 3号) (kg-m/cm ²)	
			耐 力 (kg/mm ²)	引 張 強 さ (kg/mm ²)	真 破 断 強 さ (kg/mm ²)	伸 び (%)	絞 り (%)			
ZK41-F	20	(押出のまま)	32.8	46.1	52.6	13	14	100	60	6.4

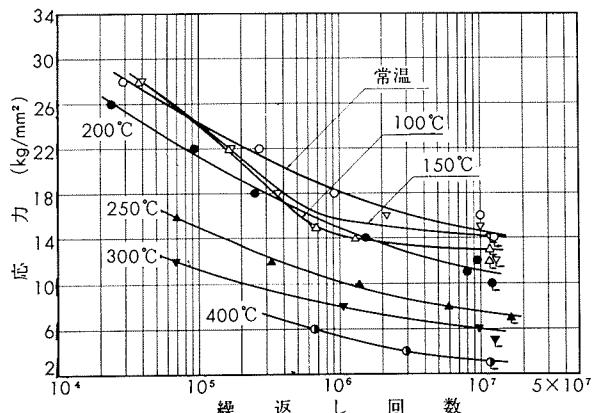
1) 試験片は JIS Z2201, 4号試験片。

2) 押出後45日間時効。

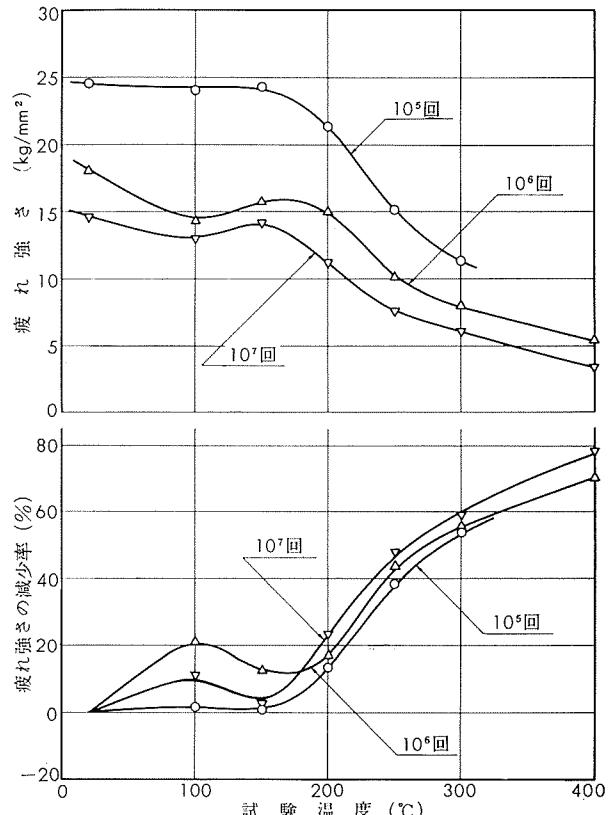
第 18 表 高 温 疲 れ 強 さ¹⁾

試験 温 度 (°C)	疲 れ 強 さ (kg/mm ²)			疲 れ 強 さ の 減 少 率 [10 ⁵ 回] (%)
	10 ⁵ 回	10 ⁶ 回	10 ⁷ 回	
常温	24.5	18.1	14.6	0
100	24.1	14.3	13.0	11.0
150	24.3	15.8	14.2	2.7
200	21.3	15.0	11.2	23.3
250	15.1	10.2	7.6	47.9
300	11.3	8.0	6.0	58.9
400	—	5.4	3.2	78.1

1) 実験要領は第3表と同じ。



第11図 ZK41-F 押出棒の S-N 曲線



第12図 ZK41-F 押出棒の温度と疲れ強さの関係

(昭和43年7月)



住友軽金属工業株式会社

竹内勝治
研究部
田中英司

TECHNICAL DATA SHEET (9-3. 7)

アルミニウム合金展伸材の高温疲れ強さ（その3）

7) ZK41-T4 押出棒（溶接構造用アルミニウム合金）

第 19 表 化 学 成 分

材 質		化 学 成 分 (%)									
		Zn	Mg	Mn	Zr	Cu	Si	Fe	Cr	Ti	Al
ZK 41-T4	(範 囲)	3.5~4.5	1.5~2.5	0.2~0.5	0.1~0.2	<0.10	<0.2	<0.25	<0.10	<0.10	残
	試 材	3.9	2.4	0.3	0.2	0.02	0.05	0.17	<0.01	0.02	残

第 20 表 機 械 的 性 質

材 質	寸 法 (mmφ)	熱 处 理	引 張 性 質 1,2)					かたさ	シャルビー 衝撃値 (JIS 3号) (kg·m/cm ²)	
			耐 力 (kg/mm ²)	引 張 強 さ (kg/mm ²)	真 破 断 強 さ (kg/mm ²)	伸 び (%)	絞 り (%)			
ZK41-T4	20	460°C × 1h 水冷	29.2	44.9	52.7	12	15	94	56	6.8

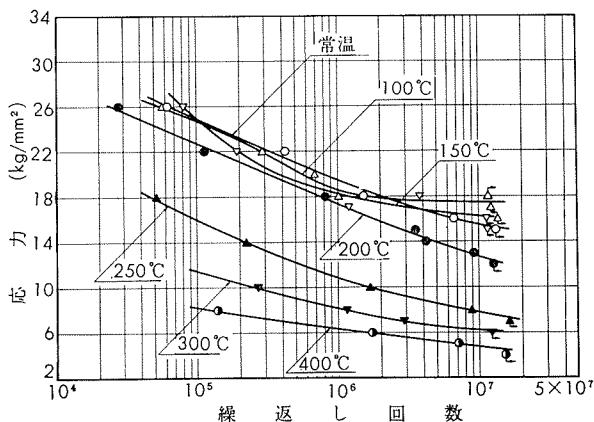
1) 試験片は JIS Z2201, 4号試験片。

2) 焼入れ後45日間時効。

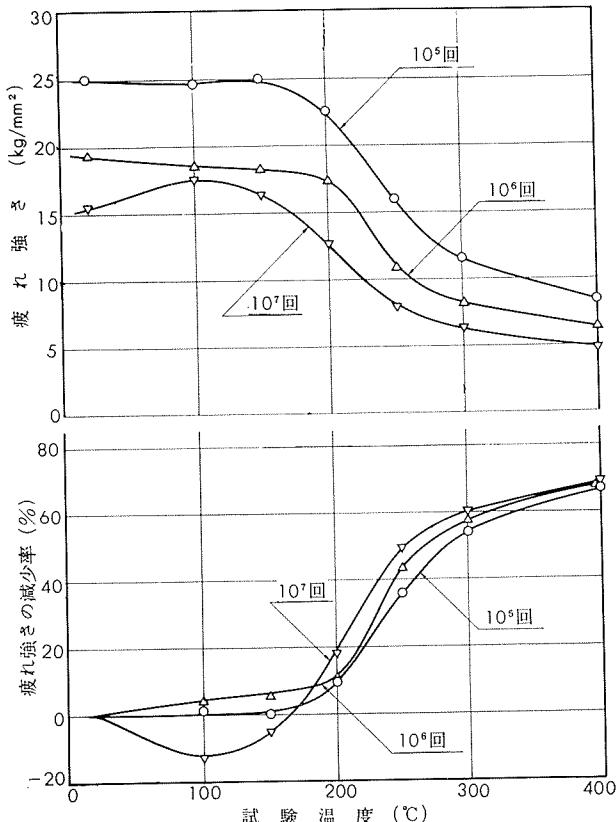
第 21 表 高 温 疲 れ 強 さ¹⁾

試験温度 (°C)	疲 れ 強 さ (kg/mm ²)			疲 れ 強 さ の 減 少 率 (10 ⁷ 回) (%)
	10 ⁶ 回	10 ⁶ 回	10 ⁷ 回	
常温	25.0	19.4	15.5	0
100	24.7	18.6	17.5	-12.9
150	25.0	18.3	16.3	-5.2
200	22.6	17.3	12.7	18.1
250	16.0	10.9	7.8	49.7
300	11.5	8.2	6.2	60.0
400	8.3	6.4	4.8	69.0

1) 実験要領は第3表と同じ。



第13図 ZK41-T4 押出棒の S-N 曲線



第14図 ZK41-T4 押出棒の温度と疲れ強さの関係

(昭和43年7月)

住友軽金属工業株式会社

研究部 竹内勝治
田中英司

TECHNICAL DATA SHEET (9-3. 8)

アルミニウム合金展伸材の高温疲れ強さ（その3）

8) ZK41-T6 押出棒（溶接構造用アルミニウム合金）

第 22 表 化 学 成 分

材 質	(範 囲)	化 学 成 分 (%)								
		Zn	Mg	Mn	Zr	Cu	Si	Fe	Cr	Ti
ZK41-T6	(範 囲)	3.5~4.5	1.5~2.5	0.2~0.5	0.1~0.2	<0.10	<0.2	<0.25	<0.10	<0.10
試 材		3.9	2.4	0.3	0.2	0.02	0.05	0.17	<0.01	0.02
										残

第 23 表 機 械 的 性 質

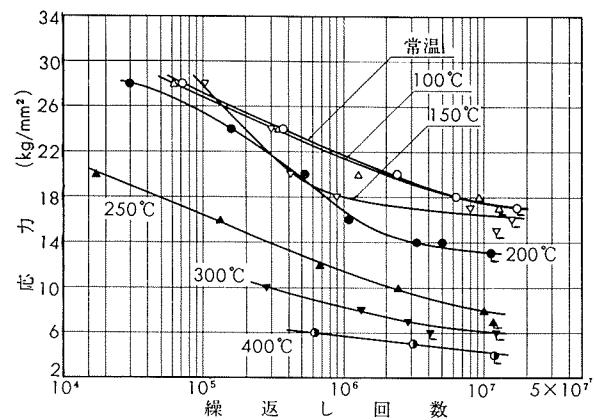
材 質	寸 法 (mmφ)	熱 处 理	引 張 性 質 ¹⁾					かたさ	シャルピー衝撃値 〔JIS 3号〕 (kg-m/cm ²)	
			耐力 (kg/mm ²)	引張強さ (kg/mm ²)	真破断強さ (kg/mm ²)	伸び (%)	絞り (%)			
ZK41-T6	20	460°C × 1h水冷 3日間時効後 120°C × 48h空冷	47.2	51.1	65.2	13	30	131	79	4.7

1) 試験片は JIS Z2201, 4号試験片。

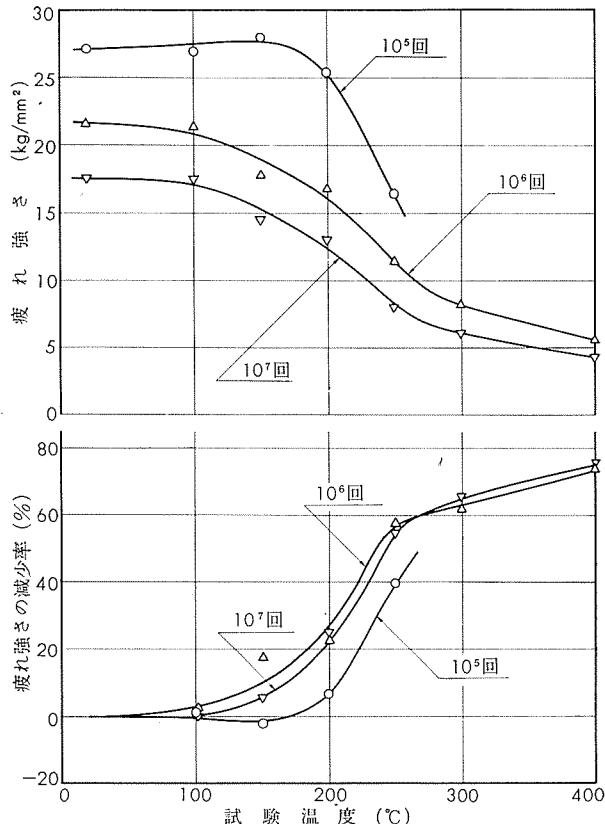
第 24 表 高 温 疲 れ 強 さ¹⁾

試験温度 (°C)	疲 れ 強 さ (kg/mm ²)			疲 れ 強 さ の 減 少 率 [10 ⁷ 回] (%)
	10 ⁵ 回	10 ⁶ 回	10 ⁷ 回	
常温	27.2	21.7	17.5	0
100	26.9	21.4	17.5	0
150	27.9	17.9	16.5	5.7
200	25.4	16.8	13.1	25.1
250	16.4	11.4	8.0	54.3
300	—	8.3	6.1	65.2
400	—	5.7	4.3	75.4

1) 実験要領は第3表と同じ。



第15図 ZK41-T6 押出棒の S-N 曲線



第16図 ZK41-T6 押出棒の温度と疲れ強さの関係

TECHNICAL DATA SHEET

(9-3. 9)

アルミニウム合金展伸材の高温疲れ強さ（その3）

9) ZG43-T6 押出棒（溶接構造用アルミニウム合金）

第 25 表 化 学 成 分

材 質	JIS 規格(案)	化 学 成 分 (%)							
		Zn	Mg	Mn	Cu	Si	Fe	Cr	Ti
ZG43-T6	JIS 規格(案)	4.0~5.0	1.0~2.0	0.20~0.9	<0.25	<0.30	<0.40	<0.35	<0.20
	試 材	4.19	1.45	0.36	0.02	0.07	0.19	<0.01	<0.01

第 26 表 機 械 的 性 質

材 質	寸 法 (mmφ)	熱 处 理	引 張 性 質 ^{1,2)}					か た さ		シヤルピー 衝撃 値 [JIS 3号] (kg·m/cm ²)
			耐力 (kg/mm ²)	引張強さ (kg/mm ²)	真破断さ (kg/mm ²)	伸び (%)	絞り (%)	ブリネル (10/500/30)	ロックウェル (Bスケール)	
ZG43-T6	20	465°C × 1h 水冷 2週間時効後 120°C × 48h 空冷	(>28) 45.3	(>34) 48.3	(-) 61.7	(>10) 15	(-) 32	(-) 121	(-) 73	(-) 5.7

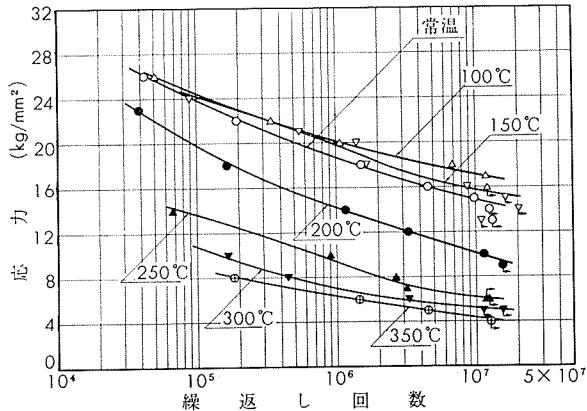
1) 試験片は JIS Z2201, 4号試験片。

2) () 内は JIS 規格(案)を示す。

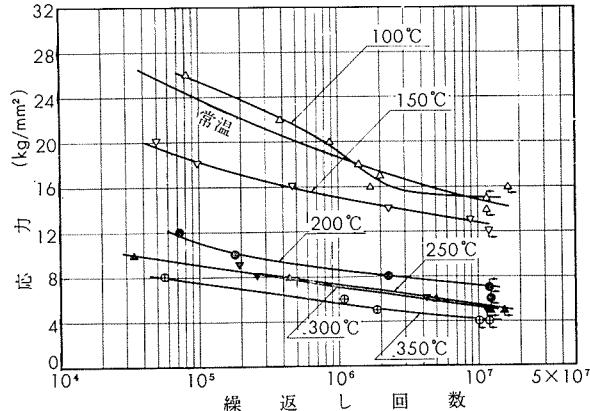
第 27 表 高 温 疲 れ 強 さ ¹⁾

試 験 温 度 (°C)	1h 保 持				1000h 保 持				疲れ強さの 減少率 [10 ⁶ 回] (%)	
	疲れ強さ (kg/mm ²)			疲れ強さの 減少率 [10 ⁷ 回] (%)	疲れ強さ (kg/mm ²)					
	10 ⁵ 回	10 ⁶ 回	10 ⁷ 回		10 ⁵ 回	10 ⁶ 回	10 ⁷ 回			
常温	23.8	18.6	14.8	0	(23.8)	(18.6)	(14.8)	(0)		
100	24.5	20.1	17.1	-15.6	25.4	19.0	15.1	-2.0		
150	24.1	19.8	15.7	-6.1	18.3	15.0	12.8	13.5		
200	19.9	14.2	10.1	31.7	11.1	8.6	7.2	51.4		
250	13.6	9.4	6.2	58.1	9.2	7.3	5.5	62.8		
300	10.8	7.0	5.2	64.9	-	7.1	5.3	64.2		
350	-	6.3	4.4	70.3	7.5	5.7	4.2	71.6		

1) 実験要領は第6表と同じ。



第17図 ZG43-T6 押出棒 1h 保持材の S-N 曲線



第18図 ZG43-T6 押出棒 1000h 保持材の S-N 曲線

(昭和43年7月)

住友軽金属工業株式会社

竹内勝治
研究部
田中英司