

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS (Title No.P-310)

論 文

アルミニウムと異種金属のミグス ポット溶接*

杉山禎彦**

MIG Spot Welding Aluminum to
Dissimilar Metals

by Yoshihiko Sugiyama

住友軽金属工業株式会社技術研究所

アルミニウムと異種金属のミグス ポット溶接*

杉山 穎彦**

MIG Spot Welding Aluminum to Dissimilar Metals

by Yoshihiko Sugiyama

An investigation on MIG spot welding aluminum to dissimilar metals was carried out using A 4043 WY electrode wire in a combination of an aluminum bottom sheet and a dissimilar metal top sheet. Dissimilar metals used in this experiment were tough pitch copper, mild steel and pure titanium respectively. The main results are as follows:

- (1) Tensile shear and cross tensile strengths of a MIG spot weld increase with increasing of a diameter of a pilot hole made in a dissimilar metal top sheet under the proper welding conditions.
- (2) The mechanical properties of welds correlate well with the behaviors of intermetallic compounds formed between weld and dissimilar metals.
- (3) The intermetallic compounds formed in the weld between aluminum and titanium seems to have little effect on the mechanical properties.
- (4) Intermetallic compounds formed in the welds between aluminum and dissimilar metals were estimated by X-ray and electron diffractions.

1. はじめに

アルミニウムは、鋼あるいは銅などの異種金属と溶融し合うと、ぜい弱な金属間化合物を形成するので、アルミニウムとこれらの異金属とを直接に溶融溶接して健全な継手を得るのは困難である。したがって、アルミニウムと異種金属の接合には、一般に固相接合や機械的接合法が用いられている。

アルミニウムと異種金属の溶融溶接によって、継手に形成される金属間化合物は、突合せ溶接継手においては、その機械的性質を低下させるが、重ね継手に対してミグスポット溶接を行った場合には、母材と溶接金属の境界はせん断面に対してほぼ垂直になる。したがって、たとえ境界にぜい弱な金属間化合物が形成されても、継手のせん断強さに対してほとんど影響ないと考えられる。

Stoehr^ら¹⁾は、ミグスポット溶接部を“fused rivet”（すなわち、溶接金属頂部が異種金属の上板表面に溶接され、下部がアルミニウムの下板に溶接されたリベット）とみなして、ミグスポット溶接法をアルミニウムとそれぞれ軟鋼、銅及びチタンの接合に試み、溶接部のせん断強さはアルミニウムのそれと同等で、電気伝導度は機械的接合によるものよりすぐれていると報告している。なお、この方法では、

溶接金属内の鉄あるいは銅をできるだけ少なく抑えるように、異種金属（上板）が比較的厚い場合には、上板側に直径6 mm程度のパイロットホールを設けて溶接が行なわれている。しかし、母材と溶接金属の境界に形成される金属間化合物の挙動やパイロットホールとの関係については言及されていない。

本実験では、アルミニウムと銅、軟鋼及びチタンのミグスポット溶接を行ない、溶接条件とともに溶接部の機械的性質を金属間化合物と関連して検討した。

2. 実験方法

母材にはそれぞれ板厚1.6及び3.2 mmの工業用純アルミニウム、板厚1 mmのタフピッチ銅、板厚0.8及び1.6 mmの市販軟鋼（JIS G 3101 SS41相当）並びに板厚0.5及び1 mmの純チタン板を用いた。電極ワイヤには直径1.6 mmのA4043WYを用いた。母材の主要化学成分及び電極ワイヤの化学成分をTable 1に示す。

重ね継手は、すべて下板側にアルミニウム、上板側に異種金属の組み合せとした。組み合わせはそれぞれ銅(1mm)—アルミニウム(1.6 mm)、軟鋼(0.8, 1.6 mm)—アルミニウム(1.6, 3.2 mm)及びチタン(0.5, 1 mm)—アルミニウム(1.6 mm)である。あらかじめ母材の各種の組み

*軽金属溶接 16 (1978) 544

**技術研究所

Table 1 Chemical compositions of base metals and electrode wire.

(1) Base metals

Base metal	Thickness (mm)	Typical chemical composition
Pure aluminium (Temper : H18)	1.6, 3.2	99.8% minimum Al
Tough pitch copper	1.0	99.95% Cu + 0.04% O
Mild steel	0.8, 1.6	Corresponds to SS 41 (JIS G 3101)
Pure titanium (ST-40)	0.5	99.6% minimum Ti
Pure titanium (ST-60)	1.0	99.3% minimum Ti

(2) Electrode wire

Mark	Chemical composition (%)								
	Cu	Si	Fe	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
A 4043 WY	0.01	5.25	0.21	0.01	0.00	0.00	0.02	0.01	Rem.

Table 2 Welding conditions of MIG spot welding in various metal combinations.

Mark	Top Sheet		Bottom Sheet		Pilot hole diam. (mm)	Welding current (A)	Arc voltage (V)	Arc time (sec)
	Material	Thickness (mm)	Material	Thickness (mm)				
A	Copper	1.0	Aluminum	1.6	None	280	32	1.2
B	Copper	1.0	Aluminum	1.6	2	280	32	1.2
C	Copper	1.0	Aluminum	1.6	4	280	32	1.2
D	Copper	1.0	Aluminum	1.6	6	280	32	1.2
E	Steel	0.8	Aluminum	1.6	None	280	25	0.9
F	Steel	0.8	Aluminum	1.6	4	280	25	0.9
G	Steel	0.8	Aluminum	1.6	8	280	25	0.9
H	Steel	1.6	Aluminum	3.2	6	320	29	1.3
I	Steel	1.6	Aluminum	3.2	8	320	29	1.3
J	Steel	1.6	Aluminum	3.2	10	320	29	1.3
K	Titanium (ST-40)	0.5	Aluminum	1.6	None	240	25	0.9
L	Titanium (ST-40)	0.5	Aluminum	1.6	4	240	25	0.9
M	Titanium (ST-60)	1.0	Aluminum	1.6	4	280	25	0.9
N	Titanium (ST-60)	1.0	Aluminum	1.6	6	280	25	0.9
O	Titanium (ST-60)	1.0	Aluminum	1.6	8	280	25	0.9

Note: (1) Electrode wire: 1.6 mm diam, 4043 electrode wire.

(2) Shielding gas: 20 l/min argon.

合わせについて適当な溶接条件を選定し、つぎに異種金属側に板厚に応じて直径 2 ~ 8 mm のパイロットホールを設けた。母材の各種の組み合わせに対するパイロットホール径と溶接条件を Table 2 に示す。なお、母材は溶接前に清浄にした。

用いた溶接装置はブッシュ式の半自動ミグ溶接機（大阪電圧器製）で、CP-500 直流定電圧電源、SC-43 制御装置、HW-11 トーチ（スポットノズル使用）及び SCT-13 タイマより成る。

継手の機械的性質は、それぞれ引張せん断及び十字引張試験により求めた。それぞれの試験片の形状及び寸法を Fig. 1 に示す。各組み合わせにおけるそれぞれの試験片数は引張せん断試験で 10 本ずつ、十字引張試験で 5 本ずつである。

さらに、溶接金属の、とくに母材との境界に形成される金属間化合物の組織を観察するとともに、硬さ分布を調べ、金属間化合物について X 線及び電子回折により検討した。

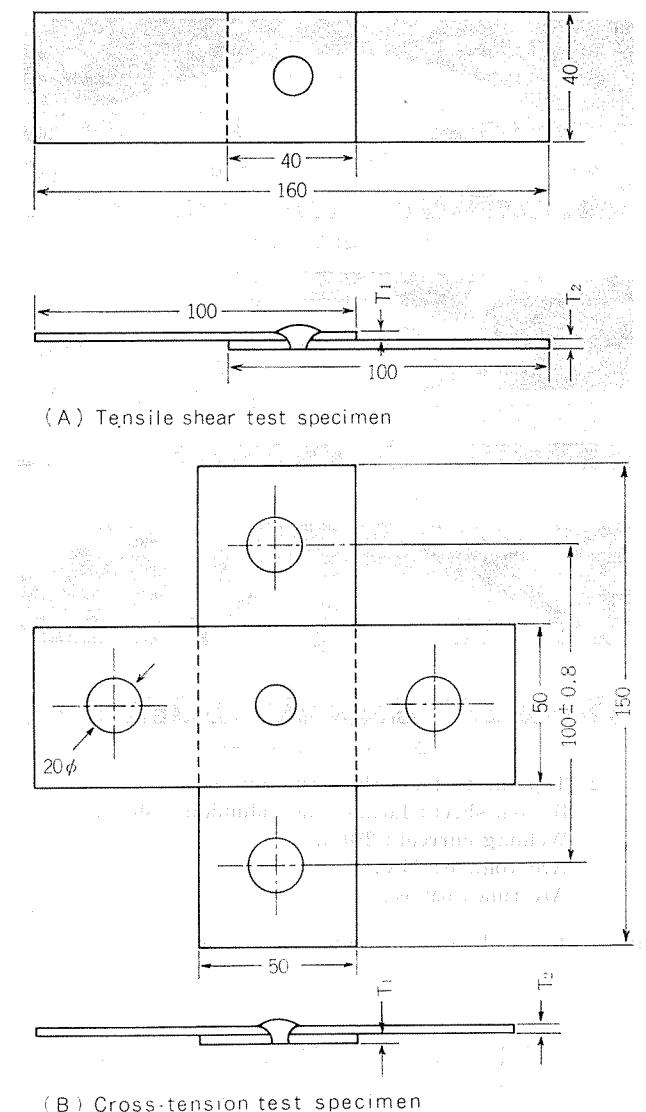


Fig. 1 Sizes of tensile shear and cross-tension test specimens.

3. 実験結果および考察

3.1 溶接部のマクロ組織

溶接部断面のマクロ組織の数例をそれぞれ銅(1 mm)一アルミニウム(1.6 mm)について Fig. 2 に、また、軟鋼(0.8 mm)一アルミニウム(1.6 mm)及びチタン(1 mm)一アルミニウム(1.6 mm)について Fig. 3 に示す。

まず、銅とアルミニウムの継手では、パイロットホールを設けない場合に、アークにより銅側が直径約 3 mm 程穿孔され、溶融金属が銅板の裏面まで拡がっている。いい換えれば、溶融金属内部で銅板が部分的に溶けないまま原形を維持しているのが認められる。パイロットホールの直径が 2 及び 4 mm の場合には、その周縁が溶融して直径が初めよりやや大きくなっている。パイロットホールの直径が 6 mmになると、その周縁はほとんど溶融されておらず、溶融金属が単に銅板表面に接しているように見える。このような状態では、溶融金属内への銅の溶入はほとんどない。

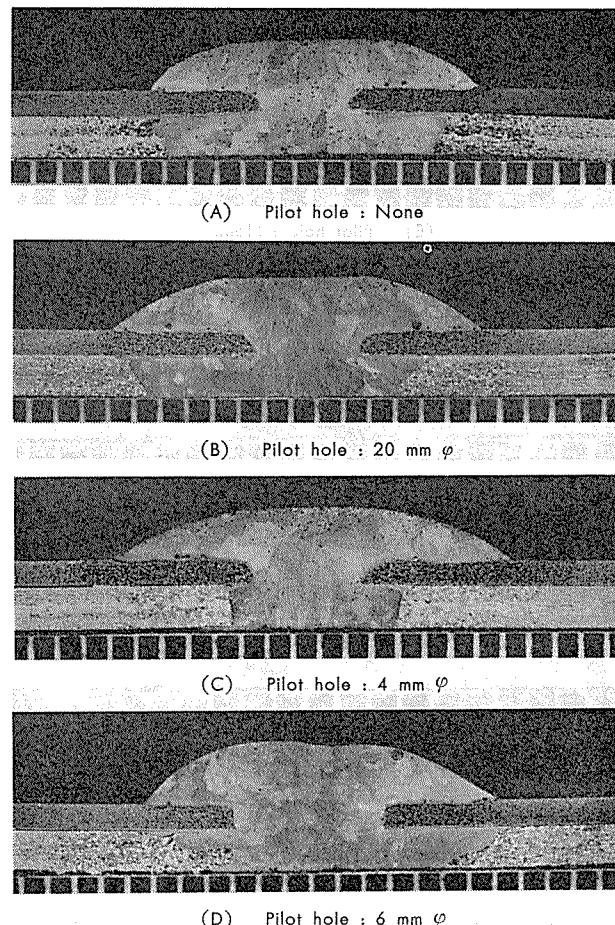


Fig. 2 Cross-sections of MIG spot welds between 1 mm thick copper and 1.6 mm thick aluminum sheets ($\times 3.5$).
Welding current: 280 A.
Arc voltage: 32 V.
Arc time: 1.2 sec.

ものと思われる。しかし、パイロットホールの直径が過大になると、融合不良を生ずるようになる。これらの断面を後述の軟鋼あるいはチタンとアルミニウムの継手と比べると、銅一アルミニウム組み合わせでは、やや入熱が過大であったように思われる。なお、この組み合わせにおける溶接条件は溶接電流 280A、アーク電圧 32V、アークタイム 1.2 sec である。

軟鋼とアルミニウムの継手では、パイロットホールのない場合に、軟鋼板が約 4 mm 程穿孔し、パイロットホールの直径が 4 mm で、その周縁に溶融が見られ、直径 8 mm になると、周縁はほとんど原形をとどめている。

チタンとアルミニウムの継手では、パイロットホールの直径がそれぞれ 4 及び 6 mm の場合に、その周縁に溶融が見られ、直径が 8 mm の場合には、周縁は原形をとどめている。

なお、Fig. 3 に示した継手の溶接条件は溶接電流 280A、アーク電圧 25V、アークタイム 0.9 sec で、この条件では、軟鋼あるいはチタンのいずれを上板にした場合でも、下板の過度の溶融は見られない。本研究の目的からは離れるが、

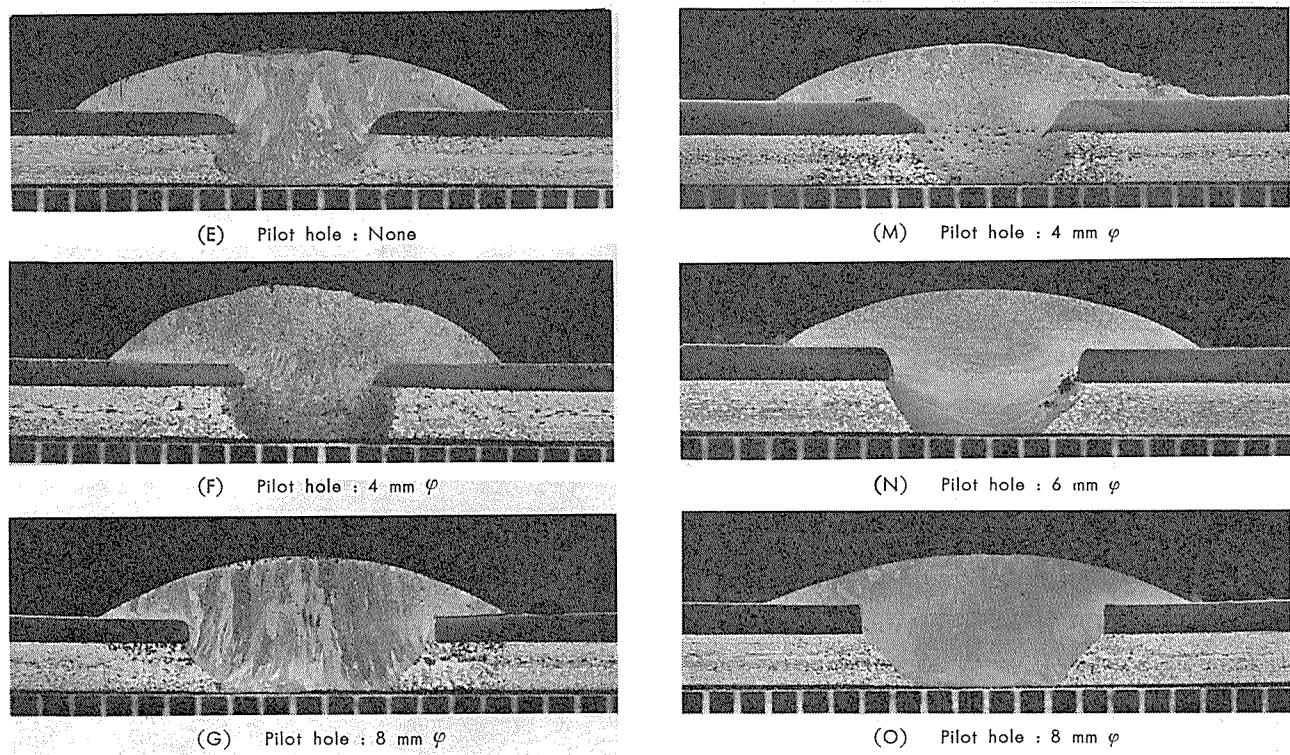


Fig. 3 Cross-sections of MIG spot welds in aluminum-mild steel and aluminum-titanium combinations ($\times 4$).

チタンとアルミニウムの継手では、上板のチタンが溶接金属に溶入された結果として、溶接金属の組織が微細化されているのが認められる。

3.2 継手の機械的性質

アルミニウムとそれぞれ銅、軟鋼及びチタンとの継手の引張せん断試験及び十字引張試験結果をまとめてFig. 4に示す。

図によれば、アルミニウムとそれぞれ銅及び軟鋼との継手においては、ともにパイロットホールの直径が大きいほど、引張せん断強さ及び十字引張強さのいずれもが高いことが分かる。また、パイロットホールのない場合でも、この種の継手は、引張せん断に対してはある程度の荷重に耐えるが、十字引張に対しては著しく弱い。

なお、引張せん断強さは、同じ板厚の組み合わせによる純アルミニウムのミグスポット溶接部のそれとほぼ同程度である²⁾。

いっぽう、アルミニウムとチタンの継手では、パイロットホールのない場合よりあるほう、またパイロットホールの径が大きいほど、引張せん断及び十字引張強さがともに高いが、強さの増加の程度は上述のアルミニウムと銅あるいは軟鋼との継手に比べて著しく小さい。そして、パイロットホールのない場合でも、アルミニウムとチタンの継手は比較的高い十字引張強さを有している。

パイロットホールの直径が大きくなるに従って引張せん断強さが高くなるのは、主として上板との境界部の溶着径が大きくなることによるものであるが、十字引張強さも同様の傾向を示すのは、主として溶接金属と異種金属の境界部に形成される金属間化合物の程度とその性質によるものであることが容易に推察される。

上述の結果よりみて、本実験の母材の組み合わせにおいては、それぞれ銅及び鉄とアルミニウムの金属間化合物は、継手の強さに大きく影響するが、チタンとの金属間化合物は余り影響しないといえよう。

なお、本実験では、アルミニウムとそれぞれ銅及び軟鋼との組み合わせにおいて、上板の厚さが継手の強さに及ぼす影響について調べていないが、上板側に板厚の薄い異種金属を用いた場合には、異種金属の溶接金属内への溶入が少ないので、パイロットホールは継手の強さにほとんど影響しないものと考えられる。アルミニウムとチタンの継手においては、図にみられるように上板の板厚(0.5及び1mm)は継手の強さにほとんど影響していないが、その原因としてチタンとアルミニウムとの金属間化合物が継手の強さに与える影響が小さいことによるものと考えられる。

3.3 溶接金属と異種金属との境界のミクロ組織

溶接金属と異種金属との境界のミクロ組織の数例をFig. 5及び6に示す。Fig. 5は銅とアルミニウム、Fig. 6はそ

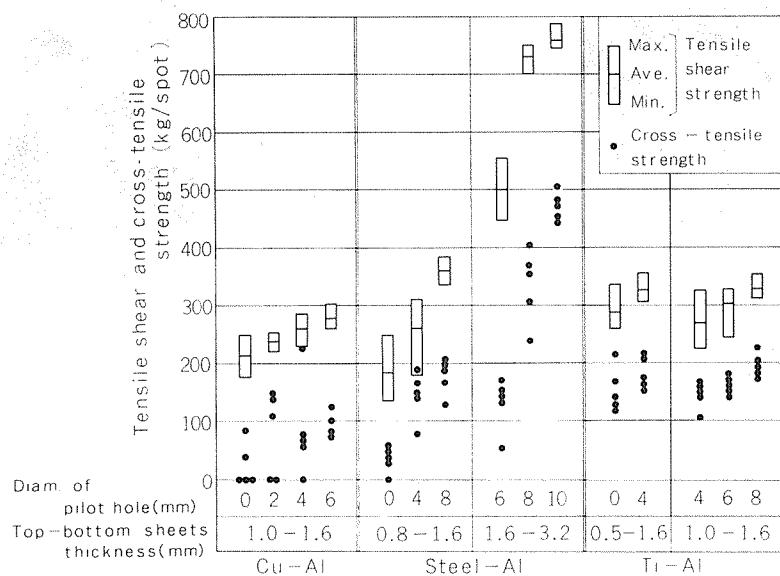


Fig. 4 Results of tensile shear and cross-tension tests for MIG spot welds between aluminum and dissimilar metals.

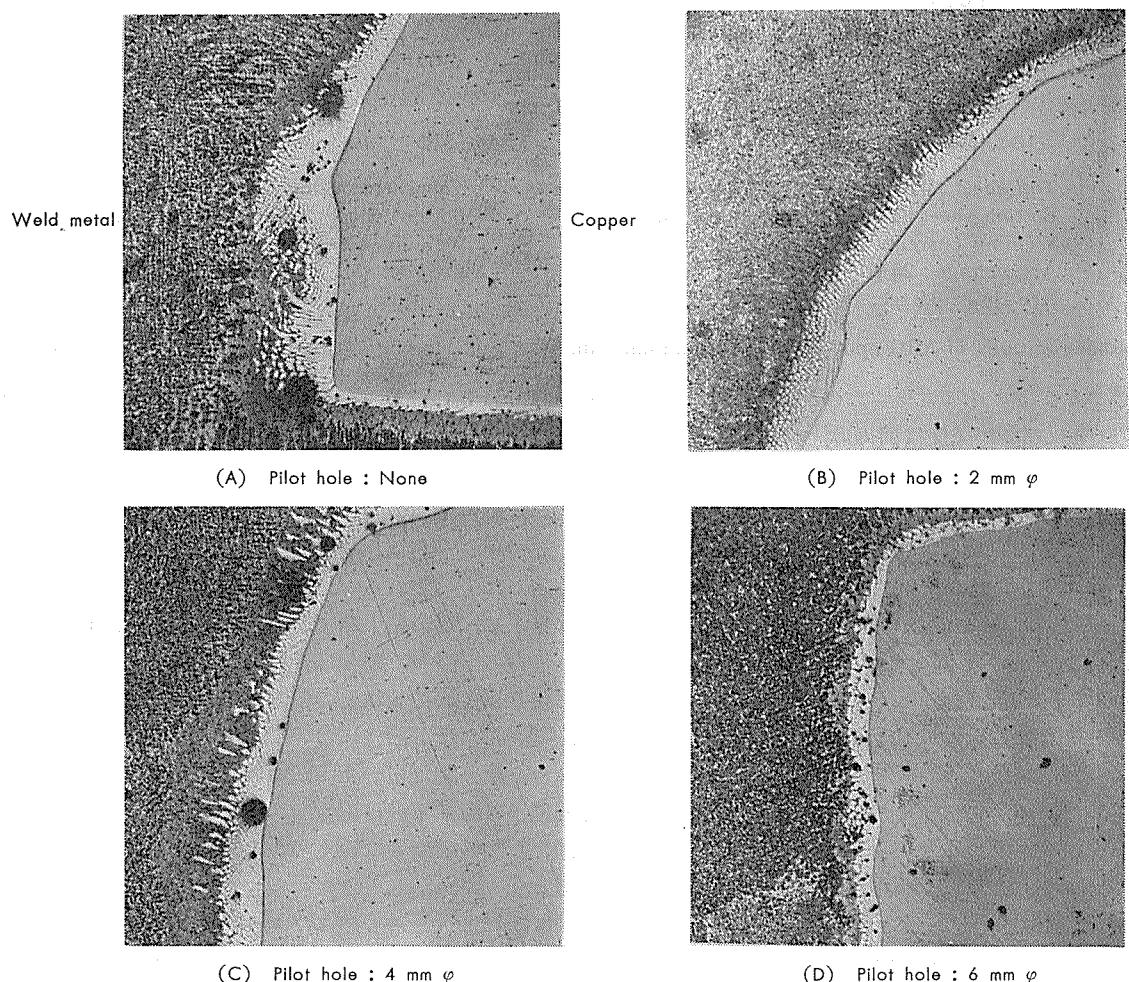


Fig. 5 Photomicrographs of MIG spot welds in aluminum-copper combination ($\times 100 \times 67$).
Top sheet: 1 mm thick copper. Bottom sheet: 1.6 mm thick aluminum.
Welding current: 280 A. Arc voltage: 32 V. Arc time: 1.2 sec.

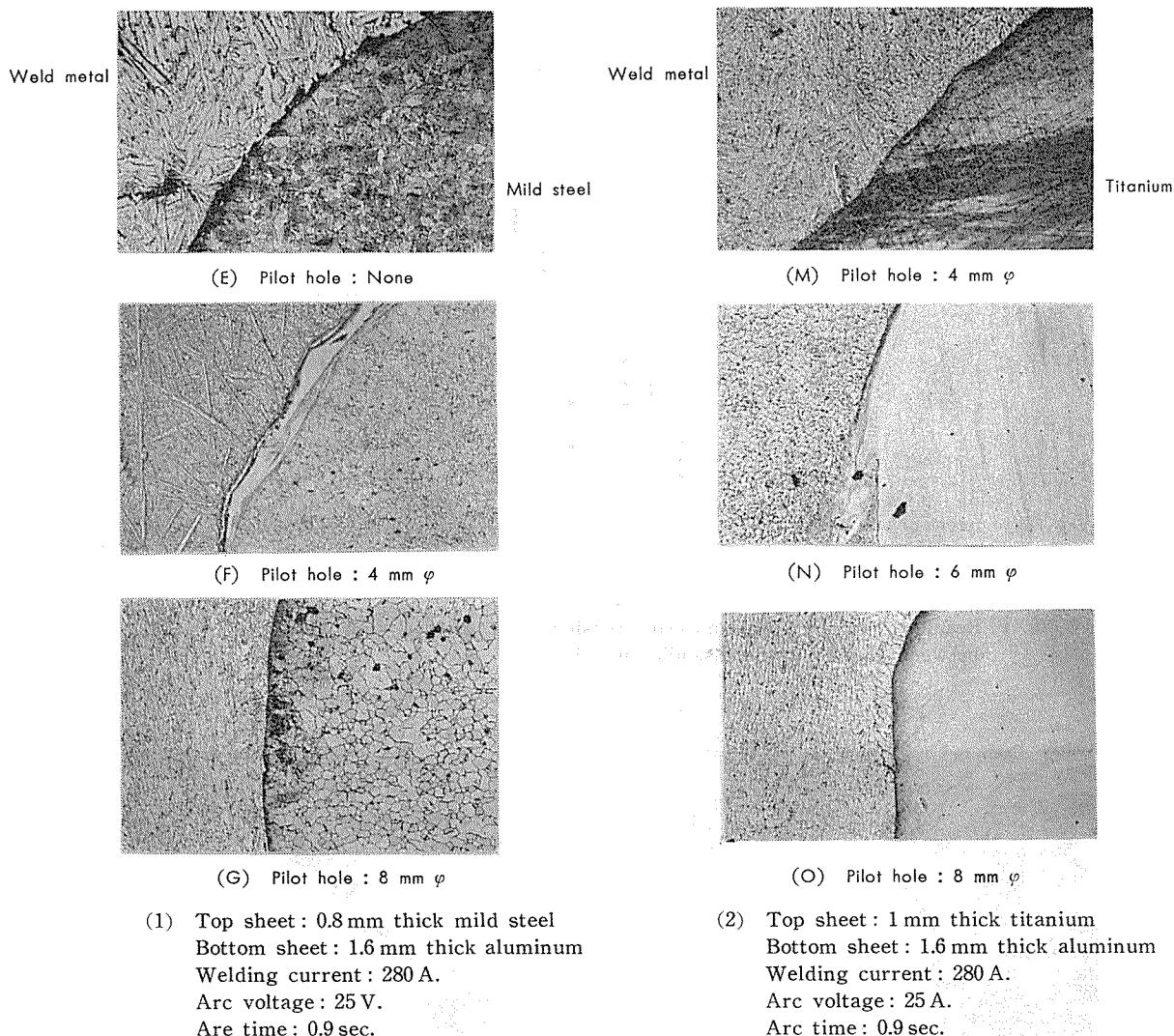


Fig. 6 Photomicrographs of MIG spot welds in aluminum-mild steel and aluminum-titanium combination ($\times 100 \times 5\%$).

それぞれ軟鋼及びチタンとアルミニウムとの溶接部である。

なお、母材の板厚及び溶接条件は前掲の Fig. 2 及び 3 に示した溶接部と同様である。

これらの写真によると、アルミニウムと異種金属との組み合わせによりいくらか差異はあるが、パイロットホールのないよりもあるほうが、またパイロットホールの直径の大きいほうが、境界の金属間化合物層の厚さが薄く、そして異種金属の溶接金属への溶入が少ないことが分かる。

3.4 溶接部の硬さ分布

アルミニウムとそれぞれ銅、軟鋼及びチタンとの溶接部(母材、境界部、溶接金属)の硬さ分布(Hv-100g)を、ともにパイロットホールのない継手について、ミクロ組織とともにそれぞれ Fig. 7~9 に示す。母材の組み合わせ及び溶接条件はアルミニウムとそれぞれ銅及び軟鋼との溶接部については、前掲の Fig. 2, 3, 5, 6 と同様である。しかし、アルミニウムとチタンの溶接部については、板厚は前者が 1.6 mm、後者が 0.5 mm で、溶接電流 240A、アーク電圧 25V、アークタイム 0.9 sec で溶接されたものである。

これらの硬さ分布によると、境界部は金属間化合物が形

成されて著しく硬く、溶接金属もまた異種金属の溶入によって硬化されていることが分かる。とくに、アルミニウムとそれ respective 銅及び軟鋼との溶接部では、チタンとの溶接部に比べて溶接金属の硬さが高い。

上述の硬さ分布は、パイロットホールのない継手について測定したものであるが、さらに他の継手について同様に硬さを求め、その結果をまとめて図示すると、Fig. 10 のようになる。なお、硬さは 3 点の平均値である。

溶接金属と異種金属との境界に形成される金属間化合物は、ミグスポット溶接においては溶融及び凝固が急速であるため、硬さ測定用の光学顕微鏡レベルではいくつかの相を明確に区分するのは困難である。したがって、図中の金属間化合物層の硬さはいくつかの相の硬さの平均的なものである。

図によれば、先にも述べたように、異種金属が銅、軟鋼及びチタンのいずれにおいても、溶接金属と異種金属との境界に形成される金属間化合物層の硬さは著しく高く、とくにアルミニウムと軟鋼との組み合わせでは、パイロットホールの直径が大きくなるに従って低下している。そして、

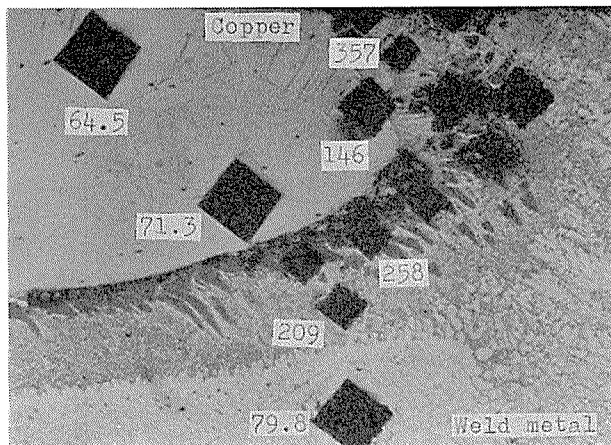


Fig. 7 Microstructure and hardness distributions (Hv-100g) of MIG spot weld between 1 mm thick copper and 1.6 mm thick pure aluminum sheets ($\times 300 \times \frac{1}{11}$). No pilot hole. Welding current: 280 A. Arc voltage: 32 V. Arc time: 1.2 sec.

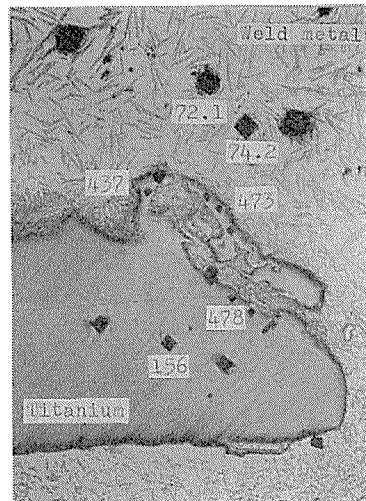


Fig. 9 Microstructure and hardness distributions (Hv-100g) of MIG spot weld between 0.5 mm thick titanium and 1.6 mm thick pure aluminum sheets ($\times 100 \times \frac{1}{6}$). No pilot hole. Welding current: 240 A. Arc voltage: 25 V. Arc time: 0.9 sec.

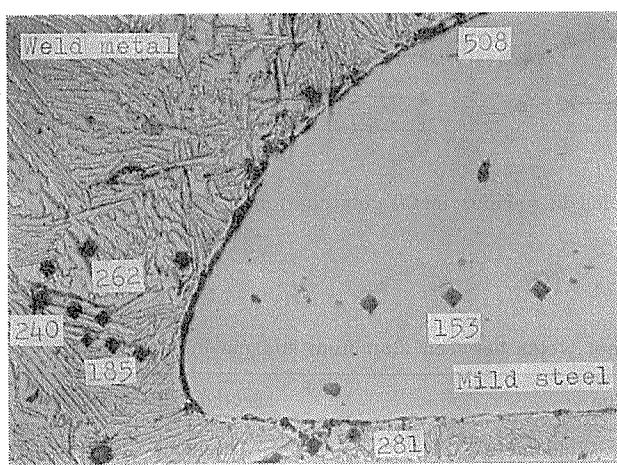


Fig. 8 Microstructure and hardness distributions (Hv-100g) of MIG spot weld between 0.8 mm thick mild steel and 1.6 mm thick pure aluminum sheets ($\times 100 \times \frac{1}{6}$). No pilot hole. Welding current: 280 A. Arc voltage: 25 V. Arc time: 0.9 sec.

さらに直径が大きくなると、金属間化合物層は硬さ分布の測定ができないほど薄くなる。この傾向はアルミニウムとチタンの組み合わせにおいても、パイロットホールの直径が大きい場合に認められる。いっぽう、アルミニウムとそれぞれ銅及びチタンの組み合わせにおいては、パイロットホールの直径と金属間化合物層の硬さに明らかな傾向がみられないが、著しく硬さの高い領域が存在している溶接部では、少なくとも硬さ測定のできる程度の金属間化合物層が形成されていることを示している。しかし、一例として前掲の Fig. 5 にみられるように、金属間化合物層の厚さはパイロットホールの直径が大きいほど薄くなっている。

溶接金属の硬さはパイロットホールの直径が大きくなる

に従って低下し、このことは異種金属の溶入が減少していることを示している。しかし、その傾向は当然のことながら、板厚の組み合わせにもよるが、異種金属の種類により異なる。

以上の硬さ分布の傾向は、アルミニウムとそれぞれ銅及び軟鋼との組み合わせにおいては、先に述べた継手の機械的性質、とくに十字引張強さに比較的よく対応している。すなわち、金属間化合物層の硬さの高い継手は、十字引張強さが低い。しかし、アルミニウムとチタンの組み合わせにおいては、硬さの高い金属間化合物層が形成されているにもかかわらず、継手の機械的性質はその存在に余り影響されていない。

3.5 金属間化合物の推定

参考までに、アルミニウムとそれぞれ銅、軟鋼及びチタンの溶接部に形成される金属間化合物の種類をX線及び電子回折により検討した。X線回折に対しては溶接部を引はがしてそれぞれ境界及び溶接金属から試料を採取し、電子回折では引はがした面を回折した。したがって、境界の金属間化合物はいくらかの溶接金属を含んでいるものと思われる。

一例として、アルミニウムと銅との継手における溶接金属のX線回折結果をFig. 11に、また、先にFig. 7～9に示したものと同一条件による各溶接部のX線及び電子回折結果をまとめてTable 3にそれぞれ示す。

すなわち、アルミニウムと銅との溶接部では境界に Al_2Cu (θ 相) と、明確ではないが、 Al_3Cu_9 (δ 相) 及び $Al_{10}Cu_{10}$ (η_2 相) が形成され、溶接金属は Al_2Cu 及び $Al_{10}Cu_{10}$ らしい相を含む。アルミニウムと軟鋼との溶接部では、境界ないしは溶接金属に Al_3Fe と $AlFe$ らしい相が形成され

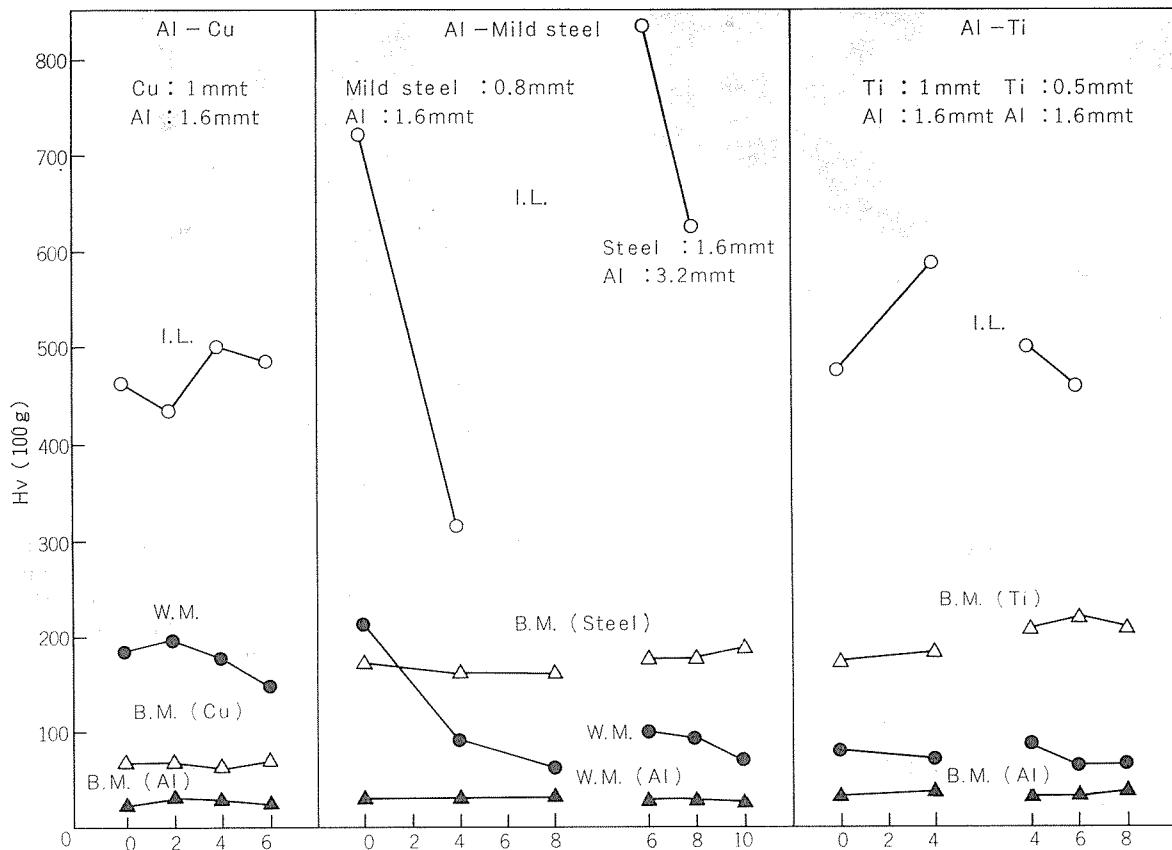


Fig. 10 Hardness distributions of MIG spot welds in various metal combinations.

B.M.: Basemetal. W.M.: Weld metal.
I.L.: Intermetallic layer.

Table 3 Estimation of intermetallic compounds in MIG spot welds between aluminum and dissimilar metals.

Combination of base metals	X-ray diffraction		Electron diffraction
	Interface	Weld metal	Interface
Al-Cu	$\theta\text{-Al}_2\text{Cu}$, $\delta\text{-Al}_4\text{Cu}_9$ (?), $x(\eta_2\text{-Al}_{10}\text{Cu}_{10}?)$	$\theta\text{-Al}_2\text{Cu}$, $x'(\eta_2\text{-Al}_{10}\text{Cu}_{10}?)$	$\theta\text{-Al}_2\text{Cu}$, $\delta\text{-Al}_4\text{Cu}_9$
Al-Mild steel	—	Al_3Fe , AlFe (?)	Al_3Fe , AlFe
Al-Ti	—	Al_3Ti , AlTi (?)	Al_3Ti , AlTi : Not detected

ている。なお、X線回折によって Al_5Fe_2 及び AlFe_3 は認められなかった。いっぽう、アルミニウムとチタンの溶接部では、境界層は明らかでないが、溶接金属には Al_3Ti と AlTi らしい相が含まれている。なお、X線回折によって AlTi_2 , ATi_3 , Al_2TiO_5 などは認められなかった。

4. 結論

アルミニウムとそれぞれ銅、軟鋼及びチタンとのミグスポット溶接について検討した結果を要約するとつぎのとおりである。

(1) 異種金属を上板に、アルミニウムを下板に組み合わせて、アルミニウム合金電極ワイヤでミグスポット溶接さ

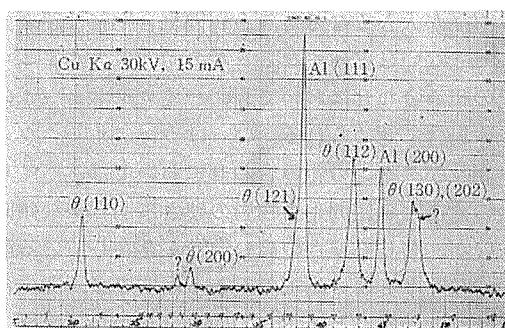


Fig. 11 X-ray diffraction pattern of weld metal in MIG spot weld between aluminum and copper.

れた継手はかなりの機械的性質を有する。

(2) 異種金属側にパイロットホールを設けなくても、溶接は可能であるが、融合不良を生じない範囲内で、パイロットホールの直径が大きいほど、継手の機械的性質は大きい。

(3) これは異種金属と溶接金属の境界に形成される金属間化合物層の挙動に關係する。すなわち、パイロットホールの直径が大きくなるほど、形成される金属間化合物層は薄くなり、また溶接金属の溶入も少なくなる。この傾向は溶接部の組織観察及び硬さ分布によって認められる。

(4) 本実験で用いた異種金属の中では、アルミニウムと

チタンとの継手において、金属間化合物が継手の機械的性質に及ぼす影響がほとんど認められなかった。

(5) 継手に形成される金属間化合物層は継手の引張せん断強さよりも、十字引張強さに大きく影響する。

(6) アルミニウムと異種金属との溶接部に形成される金属間化合物をX線及び電子回折により調査した。その結果は本文中のTable 3のとおりである。

文 献

- 1) R. A. Stoehr, F. R. Collins: Weld. J., 42-4 (1963), 302
- 2) 杉山禎彦: 溶接学会誌, 33 (1964), 654

自動車車体用アルミニウム合金の研究*

宇野照生** 馬場義雄***

住友軽金属工業株式会社技術研究所

自動車車体用アルミニウム合金の研究*

宇野照生** 馬場義雄***

Development of Aluminum Alloys for Auto Body Sheet

by Teruo Uno and Yoshiro Baba

Four new aluminum alloys, 30-30 alloy, CV15, 282S and GV10, which were developed for auto-body sheet are described. "30-30" aluminum alloy which is of Al-Mg-Zn-Cu system was designed to obtain excellent tensile ductility and formability. The most prominent characteristics of 30-30 alloy is its excellent formability over the other aluminum alloys for autobody sheet. CV15 and GV10 were specially designed to improve the stiffness and dent resistance of autobody panels by the marked increase in strength during paint bake cycle. 282S is free from Lüder's Lines because of the development of stretcher strain free temper. Technical data for these alloys are presented and discussed.

1. はじめに

近年、わが国のみならず世界各国で省エネルギーの必要性が説かれ、なかでもエネルギー消費の大きい自動車の燃費節減対策が強調されている。自動車の燃料消費はほぼ車両重量に比例して増加するため、燃料節減をはかるには軽量化が不可欠と考えられるが、自動車の排気ガス規制、安全基準の強化、騒音対策等にみられるように車両重量を増加させる要因も多い。

このような背景から自動車の軽量化の1つの方法として自動車部材へのアルミニウム合金の使用が注目を集めている。1kgのアルミニウム合金を使用することにより車両重量を約2kg軽減することが可能とされており、ボディシート、バンパー、熱交部品、トリム、鋳物材等の各分野において今後の需要の増加が大いに期待されている。とくにボディシートは自動車部材のうちで最も期待の大きい分野であり、すでに米国等ではフード、ドア、トランクリッド等のアルミニウム合金製ボディパネルの装着車種が次第に増加しつつあることが報じられている。

しかしながら自動車ボディパネルのアルミ化をはかるには強度と成形性にすぐれたアルミニウム合金の開発と共にプレス成形、接合、表面処理等の加工周辺技術を確立する必要があるが、既存のボディシート用アルミニウム合金はプレス成形性の点で必ずしも十分ではなく、さらに成形性に優れた合金の開発が望まれる。本報では著者らの開発した自動車ボディシート用アルミニウム合金、とくに強度

(引張強さ30kg/mm²)と成形性(伸び率30%)に優れたボディシート用合金(30-30合金)を中心これら合金の諸特性についてまとめた。

2. 合金の材料特性

2.1 合金の種類と特徴

自動車ボディシート用アルミニウム合金としてはこれまでに種々の合金¹⁾⁻⁵⁾が開発されているが大別してMgを主成分とする非熱処理型合金(5182, X5085)とCu, Mg, Si等を主成分とする熱処理型合金(A-U2G, 2002, 2036, X2037, 6009, 6010, 6151)に分類できる。

Table 1には既存の代表的なボディシート用アルミニウム合金の化学成分と機械的性質を自動車用冷延鋼板と比較して示す。既存のボディシート用アルミニウム合金は強度的には冷延鋼板とほぼ同程度であり、実用上問題はないと考えられるが、ボディパネルへのプレス成形性については冷延鋼板よりかなり劣るのが現状である。またプレス成形

Table 1 Chemical composition and typical tensile properties of auto body sheet aluminum alloys¹⁾.

Alloy and Temper	Chemical Composition (wt%)				Tensile Properties		
	Si	Cu	Mn	Mg	T.S. MPa(kg/mm ²)	Y.S. MPa(kg/mm ²)	E (%)
2036-T4	—	2.6	0.25	0.45	340(34.6)	195(20)	24
2037-T4	—	1.8	0.25	0.55	310(31.5)	170(17.4)	25
5182-O	—	—	0.35	4.5	275(28)	130(13.3)	21
X5085-O	—	—	—	6.3	294(30)	147(15)	30
6009-T4	0.8	0.35	0.5	0.6	230(23.5)	125(12.8)	25
6010-T4	1.0	0.35	0.5	0.8	290(29.6)	170(17.4)	24
Steel	—	—	—	—	>275(28)	—	>36

*1980 SAE Congress and Exposition (Detroit)で発表

**技術研究所

***技術研究所 工学博士

性に加えて塗装焼付処理時の強度低下、Al-Mg系合金軟質材のS.Sマーク等の問題もある。そこで著者らは上記の問題点を解消するため検討を行ない、Table 2に示した4種類の合金“30-30”^{6),7)}, CV15^{8),9)}, 282S, GV10^{7),10)}を開発した。

CV15合金はA-U2G合金や2036合金の問題点とされている塗装焼付処理時の強度低下を防止した合金であり、合金成分を調整し、塗装焼付処理時の熱サイクルによる強度の増加をはかり、ボディパネルの剛性や耐へこみ性等の向上やボディパネルのゲージダウンをねらった合金である。同様な観点よりGV10合金が開発されたが、最近、米国においてもGV10合金に類似した6009合金が開発されている。

282S合金はAA5182相当合金であるが、特別な調質方法¹¹⁾によりAl-Mg系合金焼鈍板をプレス成形する際に生じるS.Sマークの発生を防止しているためCV15, GV10, 30-30等の合金と同様にアウターパネルへの使用が可能である。

CV15, GV10, 282S等の各合金のプレス成形性は既存のボディシート用アルミニウム合金とほぼ同じと考えられるため、用途によってはさらに成形性に優れた合金が必要とされる。プレス成形性を左右する重要な因子は伸び率であり、伸び率に優れた合金は一般にプレス成形性が良好であるが、Table 2にも示される既存のボディシート用アルミニウム合金の伸び率はあまり高くはない。

これら既存の合金のうちX5085合金は最も伸び率に優れており、比較的良好な成形性を有する合金であるが、X5085合金はMg含有量が高いために熱間における加工性が悪く、工業的規模での量産には問題の多い合金である。

Table 2 Alloy and properties of newly developed Sumitomo's auto body sheet alloys.

Alloy	Temper	Characteristics
“30-30” alloy (Al-Mg-Zn-Cu system)	T4	Excellent tensile ductility (30% elongation) and press formability.
CV15 (Al-Cu-Mg-Si system)	T4	Marked increase in strength by paint bake cycle.
282S (Al-Mg-Mn system)	H110	Corresponds to AA5182 alloy. Free from Lüder's Line in H110 temper.
GV10 (Al-Mg-Si-Cu system)	T4	Marked increase in strength by paint bake cycle.

Table 3 Chemical composition of auto body sheet alloys (wt%).

Alloy	Element						
	Mg	Cu	Zn	Mn	Fe	Si	Al
30-30	4.5	0.38	1.46	—	0.18	0.09	bal.
CV15	0.48	1.95	—	—	0.25	0.53	bal.
282S	4.6	—	—	0.22	0.17	0.10	bal.
GV10	1.1	0.60	—	—	0.22	0.50	bal.

そこで冷延鋼板なみの強度(引張強さ30kg/mm²)と優れた伸び率(30%伸び)を有し、しかも製造の比較的容易な新合金として開発したのが30-30合金であり、30-30合金は既存のボディシート用アルミニウム合金に比べて成形性に優れているのが特徴である。

2.2 合金組成と熱処理特性

2.2.1 合金組成

Table 3には30-30, CV15, 282SおよびGV10の各合金の化学成分を示す。282S合金はAA5182合金相当の非熱処理型合金であるが、30-30, CV15およびGV10の各合金はその化学成分より明らかのように、最終調質T4で使用する熱処理型合金である。

CV15合金およびGV10合金については完全な熱処理型合金であり、析出硬化により強度を得る合金であるが、30-30合金はMgによる固溶体硬化とZnおよびCuの添加による析出硬化を組合せた合金である。

自動車ボディシート用合金としては強度と成形性に優れしかも製造の容易なことが要求されるが、各合金の組成はこれらを考慮して選定されたものである。

30-30合金は特にプレス成形性の向上に重点を置いてMg, Zn, Cu等の主添加元素の添加量を選定した。成分範囲内でのMn, Cr, V等の微量添加は再結晶粒の微細化や塗装焼付処理時の強度低下の防止に有効である。

CV15合金およびGV10合金はプレス成形後の塗装焼付熱サイクルにより強度の向上をはかることを主目的の1つとして合金成分を選定した。CV15合金はA-U2G, 2036およびX2037の各合金と同じくCuを主成分とする合金であるが、これらの合金と異なりSiが主添加元素として添加されているのが特徴である。Siの添加によりプレス成形性を低下させることなく塗装焼付処理時の熱サイクルにより時効硬化させ、強度を著しく向上させることが可能となる。

GV10合金はプレス成形を行なうT4状態における強度はCV15, 30-30等の合金に比べて低いが、CV15合金と同じく塗装焼付熱サイクルにより著しく強度が増加する特徴がある。

CV15合金およびGV10合金への成分規格内での微量Vの添加は再結晶粒の微細化や塗装焼付処理時の強度低下の防止に効果がある。

30-30, CV15, 282S, GV10の各合金は量産性に優れており、大型鋳塊の製造、熱間および冷間圧延、最終調質等も容易であり、大量生産に適している。

2.2.2 热処理特性

30-30, CV15, GV10等の熱処理型ボディシート用合金は通常T4状態で使用されるが、T4材を安定して量産するためには連続焼入炉により効率よく焼入することが必要不可欠である。そのためには短時間の溶体化処理により溶体化処理が可能であること、焼入性に優れていること等が要求される。

Fig. 1 には溶体化処理条件の影響の1例として、30-30合金を680~840Kの各温度で60秒溶体化処理後に水焼入し、常温で約2週間時効したT4板の機械的性質と溶体化処理温度の関係を示す。

30-30合金は短時間加熱を行なう場合でもかなり広範囲

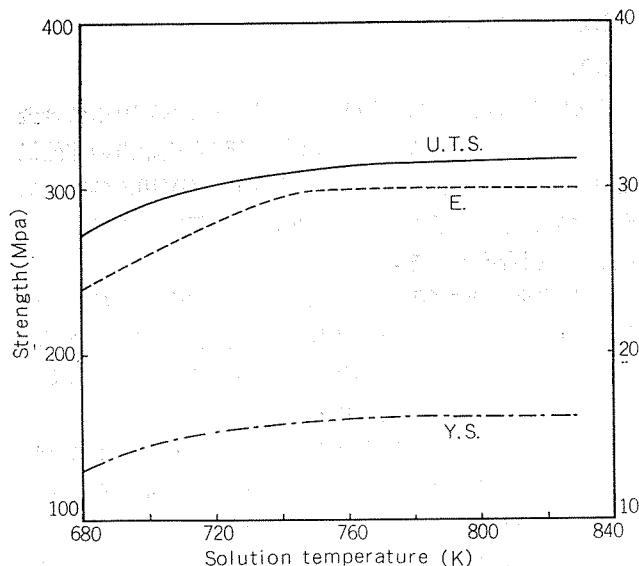


Fig. 1 Effect of solution temperature on tensile properties of 30-30-T4 sheet.

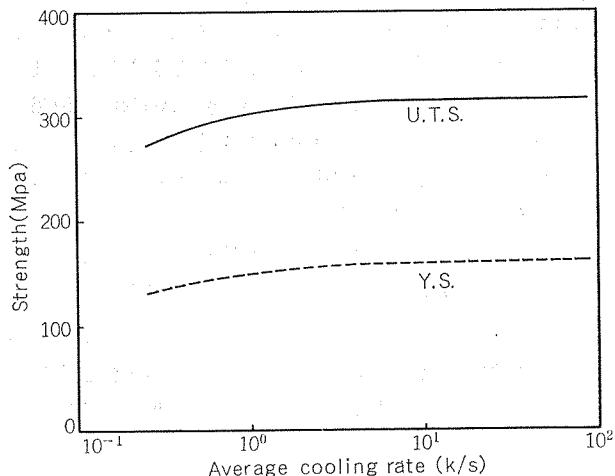


Fig. 2 Quench sensitivity of 30-30-T4 sheet quenched from 800K.

な温度域で溶体化処理が可能であり、良好な機械的性質を得ることが可能である。

Fig. 2 には溶体化処理後の冷却速度の影響の1例として、30-30合金T4板の強度と溶体化処理後の冷却速度の関係を示す。30-30合金は焼入性に優れているため、溶体化処理温度から水冷のような急速冷却を行なう必要はなく、空冷程度の冷却速度によっても十分に焼きが入るのが特徴である。Fig. 1およびFig. 2に示した傾向はCV15合金およびGV10合金についても全く同様に観察され、30-30, CV15, GV10の各合金共に短時間の高温加熱により溶体化処理が可能であり、焼入性にも優れているので連続焼入炉により効率よく熱処理することが可能である。

Fig. 3 には30-30, CV15, GV10の各合金を連続焼入炉により熱処理を行なった場合の常温時効特性を示す。

焼入後約2週間ではば常温時効は終了し、安定したT4材が得られるようになる。

2.3 物理的性質

Table 4 には30-30, CV15, 282SおよびGV10の各合金について物理的性質の標準値を示す。

2.4 機械的性質

Table 5 には30-30-T4, CV15-T4, 282S-H110および

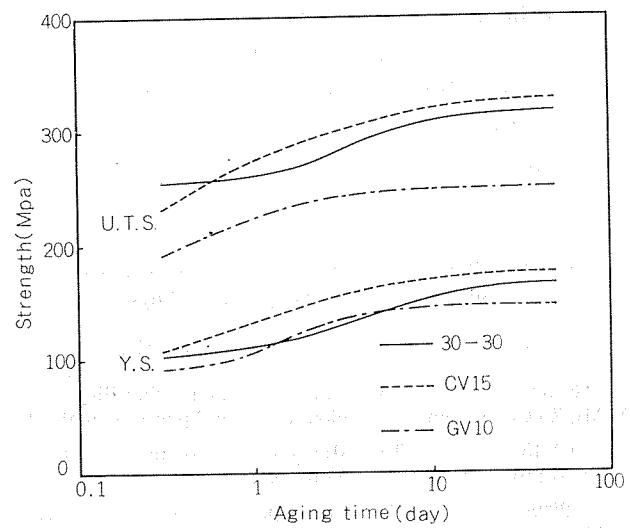


Fig. 3 Room temperature aging characteristic of 30-30-T4, CV15-T4, and GV10-T4 sheet.

Table 4 Physical properties of 30-30-T4, CV15-T4, 282S-H110 and GV10-T4 sheet.

Alloy	Specific Gravity	Average Coefficient of Thermal Expansion	Approximate Melting Range	Thermal Conductivity	Electrical Conductivity at 20°C, %IACS
		20°C to 100°C (°C) ⁻¹	(°C)	(C.g.s.)	(Equal volume)
30-30-T4	2.70	23.4×10 ⁻⁶	565-635	0.31	33
CV15-T4	2.72	23.2×10 ⁻⁶	570-650	0.38	41
282S-H110	2.66	23.9×10 ⁻⁶	580-640	0.28	31
GV10-T4	2.70	23.3×10 ⁻⁶	570-645	0.38	42

Table 5 Tensile properties of 30-30-T4, CV15-T4, 282S-H110 and GV10-T4 sheet in all three directions.
(1 mm thickness)

Alloy	Longitudinal			Long Transverse			45°		
	T.S. (MPa)	Y.S. (MPa)	EI. (%)	T.S. (MPa)	Y.S. (MPa)	EI. (%)	T.S. (MPa)	Y.S. (MPa)	EI. (%)
30-30-T4	305	155	30	300	150	30	300	150	31
CV15-T4	310	160	25	305	153	25	305	153	28
282S-H110*	284	140	24	275	135	26	275	135	27
GV10-T4	240	135	25	235	130	26	235	130	27

* Variations of O temper not susceptible to Lüder's line formation.

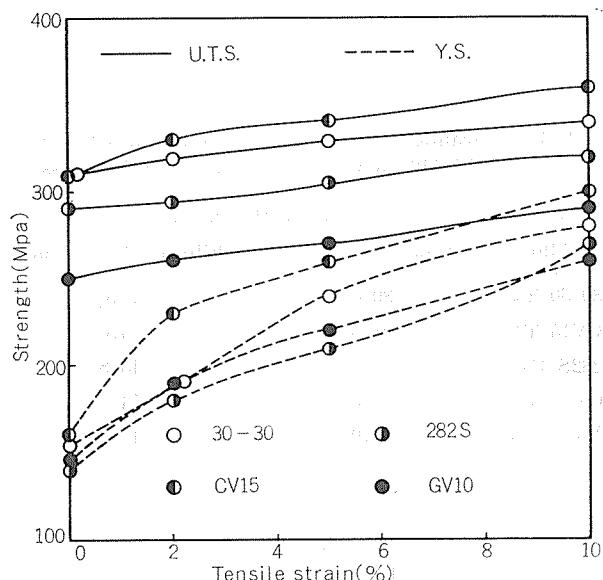


Fig. 4 Effect of cold work on yield and tensile strength of 30-30-T4, CV15-T4, 282S-H110 and GV10-T4 sheet.

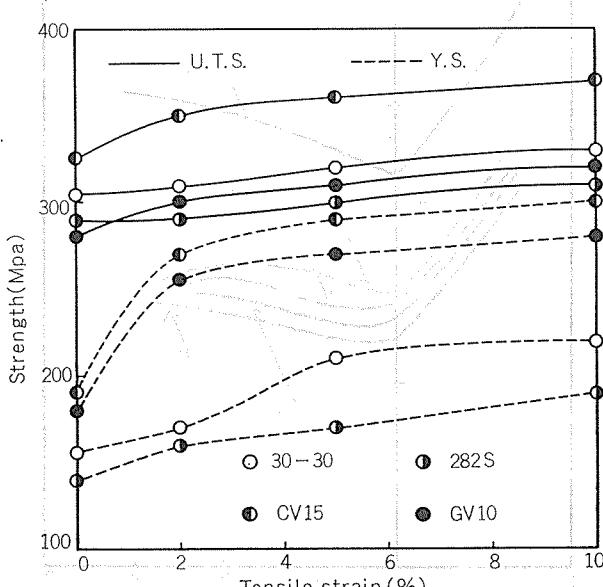


Fig. 5 Effect of paint bake cycle on yield and tensile strength of cold worked 30-30-T4, CV15-T4, 282S-H110 and GV10-T4 sheet.

GV10-T4 の各合金について L, LT および 45° の 3 方向の機械的性質を示す。各合金共に引張強さは既存のボディシート用アルミニウム合金や冷延鋼板とほぼ同じであり、強度に関してはボディシート用合金として実用上問題はない。伸び率については 30-30 合金が他の合金に比べてかなり高く、このことは 30-30 合金の成形性が他の合金より優れていることを示唆している。

ボディパネルを製造する際にはプレス成形、塗装焼付処理等のように合金の強度に大きな影響をおよぼす工程が含まれているため、Table 5 に示したような素材としての強度に加えて、最終製品の強度に上記の工程がどのような影響をおよぼすか検討しておく必要がある。

Fig. 4 には 30-30-T4, CV15-T4, 282S-H110, GV10-T4 の各合金を最大 10% 引張加工した場合の強度変化を示す。この処理はプレス加工により材料がうける変形を引張加工により代表させたものであるが、加工により強度、とくに耐力が各合金共に著しく増加する。

Fig. 5 にはプレス成形後の塗装焼付処理による強度変化を想定した試験として、各合金に最大 10% の引張加工を行なった後に 448K で 3.6Ks 加熱した場合の強度変化を示す。30-30 合金および 282S 合金は 448K で 3.6Ks の加熱により冷間加工状態に比べて強度が低下するが、30-30 合金の強度低下は小さい。これに対し CV15 合金および GV10 合金の場合には塗装焼付処理により強度が増加する特徴がある。

最近、各国で塗装焼付処理時の熱サイクルにより強度の向上をねらった合金が開発されており、仏国では従来の A-U2G 合金に代って CP485 (AA2002) 合金が、米国では Al-Mg-Si 系の 6009 合金および 6010 合金が開発されているが、CV15 合金および GV10 合金にみられるような塗装焼付処理による強度の向上を積極的に利用する傾向がうかがえる。

3. 成形特性

ボディシート用アルミニウム合金の成形性の評価は伸び、エリクセン値、n 値、r 値、バルジ高さ等の成形性に関する諸特性値の比較とか成形限界曲線¹²⁾¹³⁾の作製によりおよその推定が可能である。

Table 6 Formability indices on 30-30-T4, CV15-T4, 282S-H110 and GV10-T4 sheet (1mm thickness).

Formability Indices	Alloy				
	30-30-T4	CV15-T4	282S-H110	GV10-T4	Mild Steel
Total Elongation (%)	30	26	24	25	>36
Uniform Elongation (%)	22	20	20	20	23
Strain Hardening Exponent (n)	0.29	0.25	0.27	0.25	0.23
Average Plastic Strain Ratio (r)	0.68	0.70	0.76	0.70	1.50
Limiting Drawing Ratio (LDR)	2.14	2.14	2.14	2.14	2.20
Erichsen Cup Height (mm)	9.8	9.2	9.3	9.4	11.0
180° Bend Radius	1/2t	1/2t	1/2t	1/2t	—
Earing Height (%)	<2%	<2%	<2%	<2%	—

Table 6 には 30-30, CV15, 282S および GV10 の各合金の成形特性値を示す。n 値や均一伸びは鋼板とほぼ同じであり、全伸び、エリクセン値、r 値等については鋼板よりかなり劣るが、4 合金のなかでは 30-30 合金が最も成形性に優れていると考えられる。

深絞り加工時に形成される耳率については各合金共に 2 % 以下であり、完全なノンイヤーシートであるため異方性が問題になることはない。30-30, CV15 および GV10 の各合金についてはプレス成形時に S.S マークは生じないが、282S 合金軟質材については顕著な S.S マークが生ずるため、S.S マークの発生を防止する特別な調質法を開発した。従って 282S 合金についても 30-30, CV15, GV10 等の合金と同じくアウターパネルへの使用が可能である。

AA5182 合金についても SSF (Streacher Strain Free) 处理¹⁴⁾が開発されたことが報じられている。

Table 6 に示したような成形特性値に加えて成形性を評価する簡便法としてバルジ試験法が使用されることが多い。Table 7 には 30-30, CV15, 282S, GV10 の各合金と鋼板（引張強さ 300MPa）のバルジ試験結果を示す。等 2 軸方向の変形経路を生じる円バルジと平面歪に近い変形経路を生じる梢円バルジとでは順位が異なるが、4 種類のアルミニウム合金のうちでは 30-30 合金が最もバルジ高さが高い。

さらに詳細に成形性を評価するため 4 種類のアルミニウム合金と鋼板について成形限界曲線を作製した。Fig. 6 にはその結果を示したが、バルジ試験結果と同様に 4 種類のアルミニウム合金のうちでは 30-30 合金が最も成形性に優れていると考えられる。

以上の結果を総合すれば 30-30, CV15, 282S, GV10 等の各合金のうちでは 30-30 合金が最も成形性に優れていると考えられるが、冷延鋼板に比較してまだかなり劣るのが現状である。

上記のような実験室的規模における基礎的検討によりおよその成形性を評価することが可能であるが、アルミニウム合金により自動車ボディパネルがどの程度成形可能か

Table 7 Hydraulic bulge tests of 30-30-T4, CV15-T4, 282S-H110 and GV10-T4 sheet (1mm thickness).

Alloy	Bulge Height (mm)	
	Circular (100 mmφ)	Elliptic (94×40 mm)
30-30-T4	30.0	15.0
CV15-T4	28.6	14.0
282S-H110	28.8	13.8
GV10-T4	28.8	14.4
Mild steel	36.0	19.0

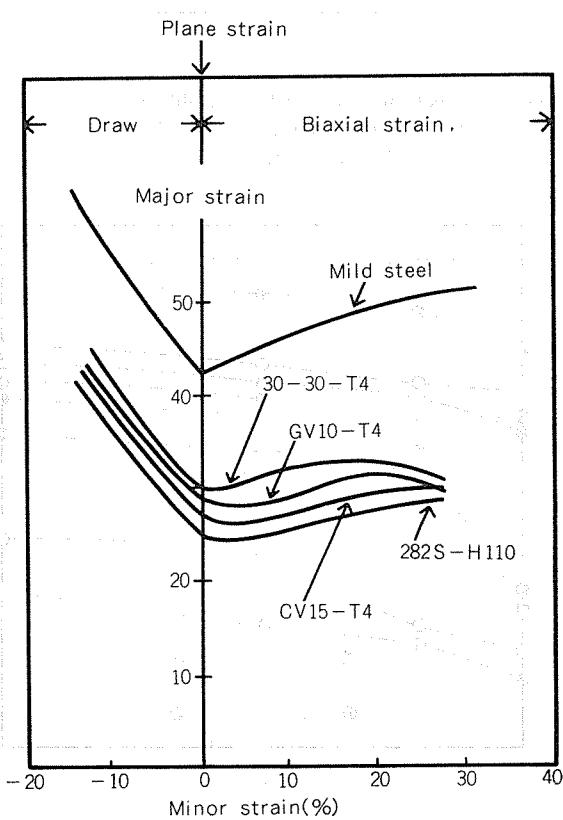


Fig. 6 Forming limit curves of 30-30-T4, CV15-T4, 282S-H110 and GV10-T4 sheet (1 mm thickness).

を検討するため、鋼板用プレス型を使用して実物大プレス試験を行なった。

Fig. 7 には実物大プレス成形の1例として30-30合金をテールゲートアウター、ベンチレーター、ドアインナーの各パーツにプレス試験を行なった場合の外観写真を示す。

合金により実物プレス性にもかなり差が認められるが、テールゲートアウター、ベンチレーター等のパネルはアルミニウム合金でもほぼ成形が可能である。ドアインナーのよ

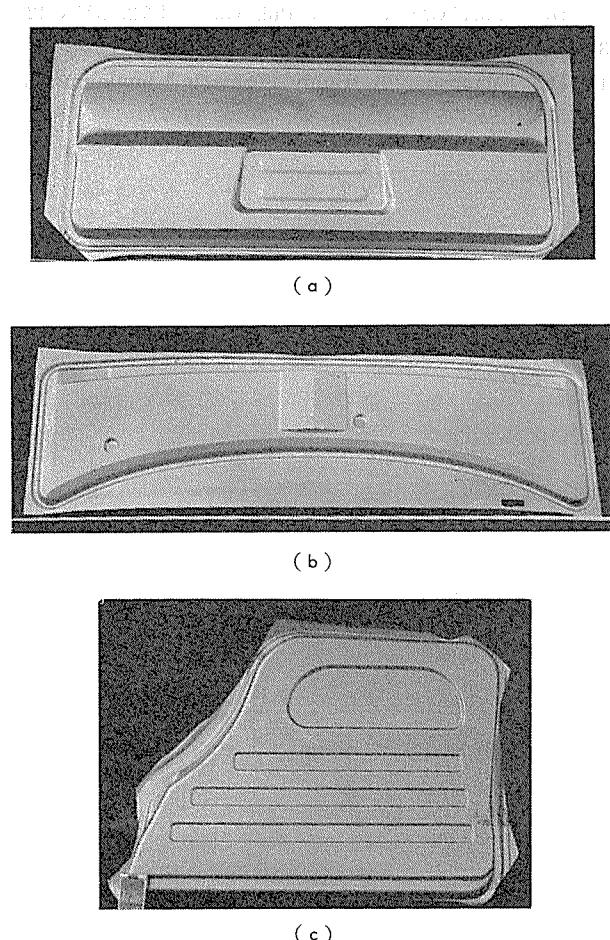


Fig. 7 Full size stamping trials of 30-30-T4 sheet using production dies designed for steel.

- (a) Tailgate outer panel.
- (b) Ventilator panel.
- (c) Door inner panel.

Table 8 Corrosion resistance of 30-30-T4, CV15-T4, 282S-H110 and GV10-T4 sheet by 5% salt spray test (3600 Ks).

Alloy	Visual Examination	Weight Reduction (mg/cm ²)	Loss in Yield Strength (%)
30-30-T4	Mild pitting attack	0.7	2.0
CV15-T4	Severe pitting attack	1.0	3.0
282S-H110	No visible attack	0.35	1.0
GV10-T4	Mild pitting attack	0.5	1.5

うなかなりの成形性を要求されるパネルについてもプレス型を少し修正することによりほぼ成形が可能と考えられた。このような実物プレス性についてもその傾向はバルジ試験や成形限界曲線による評価とよく一致していた。

4. 耐 食 性

ボディシート用合金としては耐食性に優れていることが必要とされる。ボディシート用アルミニウム合金は大別して2XXX, 5XXXおよび6XXX系合金の分類できるが、耐食性にやや劣るとされている2XXX系合金(CV15, A-U2G, 2002, 2036, X2037)でも素材そのものの耐食性は鋼板より著しく優れているため、電食に対する考慮を払えば実用上問題はないと考えられる。

Table 8 には30-30, CV15, 282S, GV10の各合金についてASTM B117に準じて3600Ksの塩水噴霧試験を行なった場合の耐食性比較結果を示す。

各合金間で若干耐食性に差が認められるが、最も耐食性に劣るCV15合金でも強度や重量の減少率は小さく、素材そのものの耐食性については各合金共に実用上問題はないと考えられる。

5. お わ り に

自動車ボディシート用合金として開発した30-30, CV15, 282SおよびGV10の4種類の合金についてその諸特性をとりまとめた。

(1) 30-30合金は鋼板なみの強度(引張強さ30 kg/mm²)と優れた伸び率(30%伸び)を有しており、既存のボディシート用アルミニウム合金より成形性に優れているのが特徴である。

(2) CV15およびGV10合金はある程度の成形性、耐食性等に加えてプレス成形後の塗装焼付処理により著しく強度の増加するのが特徴であり、ボディパネルの剛性、耐へこみ性等の向上やボディパネル材のゲージダウンが可能となる。

(3) 282S合金はAA5182合金相当のAl-Mg系合金であるが、特別な調質法の開発によりプレス成形時のSSマークの発生を防止したのが特徴であり、アウターパネルへの使用も可能である。

(4) 上記合金の成形性については高張力鋼とほぼ同等であり、アルミニウム合金中で最も成形性に優れている30-30合金といえども現在ボディパネルに使用されている冷延鋼板に比較するとかなり劣るのが現状である。今後ボディパネルのアルミ化をはかるにはさらに成形性に優れた材料の開発と共に成形、接合、表面処理等の加工技術の確立が重要な課題と考えられる。

参考文献

- 1) Aluminum Association Document T9, "Data on Aluminum Alloy Properties and Characteristics for Automotive Applications," First Edition, May, 1974.
- 2) G. S. Hsu and D. S. Thompson : Sheet Metal Ind., 51 (1974), 772.
- 3) W. A. Anderson, R. D. Blackburn and B. S. Shabel, "Development of Aluminum Alloys for Body Sheet," SAE Paper No. 740077 (1974).
- 4) J. W. Evancho and J. G. Kaufman, "New 6XXX-Series Alloy for Auto Body Sheet," SAE Paper No. 770307 (1977).
- 5) R. Deshamps, R. Developoy and J. Peyraud : J. of Metals, September, (1976), 15.
- 6) U. S. Patent 4140556.
- 7) 宇野照生, 馬場義雄: アルミニウム, No. 579 (1978), 33.
- 8) U. S. Patent 3935007.
- 9) 宇野照生, 馬場義雄: 軽金属学会第50回春季大会講演概要, P. 30.
- 10) 日本国特許第893,185号
- 11) 特許公開 昭 52-82614.
- 12) S. S. Hecker, "Method for Determining Forming Limit Diagrams," GM Research Publication 1972, GMR-1220.
- 13) S. P. Keeler : Sheet Metal Ind., 48 (1971), 589.
- 14) D. S. Thompson, "A Highly Formable Aluminum Alloy 5182-SSF," SAE Paper No. 770203 (1977).

印刷用アルミニウム板のエッチング法*

鈴木敏夫** 林 美克**

Electrolytic Etching Techniques of Aluminum Strip for Lithographic Printing Plates

by Toshio Suzuki and Yoshikatsu Hayashi

住友軽金属工業株式会社技術研究所

印刷用アルミニウム板のエッチング法*

鈴木敏夫** 林 美克**

Electrolytic Etching Techniques of Aluminum Strip for Lithographic Printing Plates

by Toshio Suzuki and Yoshikatsu Hayashi

Aluminum strip was electrolytically etched by alternating current (1ϕ , 3ϕ) in two different acidic electrolytes; hydrochloric and nitric acids. Morphology and distribution of pits on aluminum strip was studied by scanning electron microscopy and the stylus traverse method. Pits pattern was essentially a function of the electrolytes used and was independent of current density. On the other hand, surface roughness was primarily a function of current density and was less affected by the electrolytes. It was found that more uniform hemispherical arrays of pits were formed in nitric acid electrolytes than in the hydrochloric acid. From these facts the mechanism of etching processes is discussed. Etched surfaces were covered with thick layers containing anodic dissolution products and materials deposited from the electrolyte.

During the cathodic process in which hydrogen gas evolves the layer is incompletely destroyed and at the same time materials might be deposited from the electrolyte. Alternatively, when potential of aluminum is over pitting potential in the electrolytes bared or thinned layer sites are dissolved anodically and is also covered by anodic dissolution products. The simultaneous film formation and incomplete destruction of the layer tend to roughen the surface and thus etched pits are produced. In order to obtain uniform pattern, it's necessary to control the layer formed during etching processes.

1. 緒 言

アルミニウムが印刷版基材として使われ始めた頃には平凹版とよばれる印刷方式が主であったが、省力化、大量生産、コスト低減などの目的からこの版式はしだいにPS版(Pre-Sensitized Plate)にとってかわられるようになった。

基材の表面処理という観点からこれをみると、表面の粗面化において前者の典型的な処理はバッヂ式のボール研磨であり、比較的粗い面($Ha=0.9\sim1.2\mu m$)を持っており、他方後者の工業的製品の代表例はストリップ処理方式のブラシ研磨で、アラサが比較的低く(最大で $Ha=0.6\mu m$ 程度)おさえられていることに特長がある。

PS版基材として要求されることは、(1)感光剤との密着性が良好であること、(2)親水性が良好であること、(3)網点の再現性が良好であること、(4)耐摩耗性が良好であることなどであり、アルミニウムは各種の表面処理の組合せでこれらの性能を比較的容易に満すことができる、すなわち機能性があるといわれる。そしてその基本は、均一なアラサで適度な凹凸を持つ粗面化であることである。もち

ろんその粗面化によるアラサの形態は感光剤との組合せにおいて最適であるように種々のものがある。

一般に印刷業界では軽印刷用には表面アラサの小さい基材を、また高級印刷用にはアラサの大きいものが使いわけられている。

著者らは印刷用アルミニウム板の粗面化として電解エッチング法が生成するピットの形状管理、アラサの管理に有効であると考え、また大量生産方式にも適すると考えその生産技術に関する基礎研究を行なっている。

印刷用アルミニウム板の電解エッチング法についてはこれまでに種々の技術が開発されているが、その基本となることは目的とするピットパターンを得るために電解浴組成と電解条件の組合せ技術の開発であり、またそれを実施するための設備技術の開発である。しかしこれらはいずれもノウハウに属する技術であり工業化に関する公表された報文はほとんど見あたらず、わずかに特許情報が公開されているだけである¹⁾。しかしこれらでは印刷版基材として適性はあるとしているが、粗面化した面のピットパターンやアラサ特性についての詳細はない。

そこで掲題に関する工業化を前提とした実験結果を報告するが、通常印刷版用としては、粗面化後親水性向上や耐摩耗性向上のために化学的なシリケート処理や電気化学的

*金属表面技術 30 (1977), 541. 発表

**技術研究所

なアルマイト処理、あるいはそれらを組合せた処理を行なって基版とし、実際に製版、印刷試験を経て、焼付感度、調子再現性、印刷時の汚れ、耐刷力などで評価がなされる

が、本報ではとくにふれず、粗面化技術としての電解エッチング法のみについて述べる。

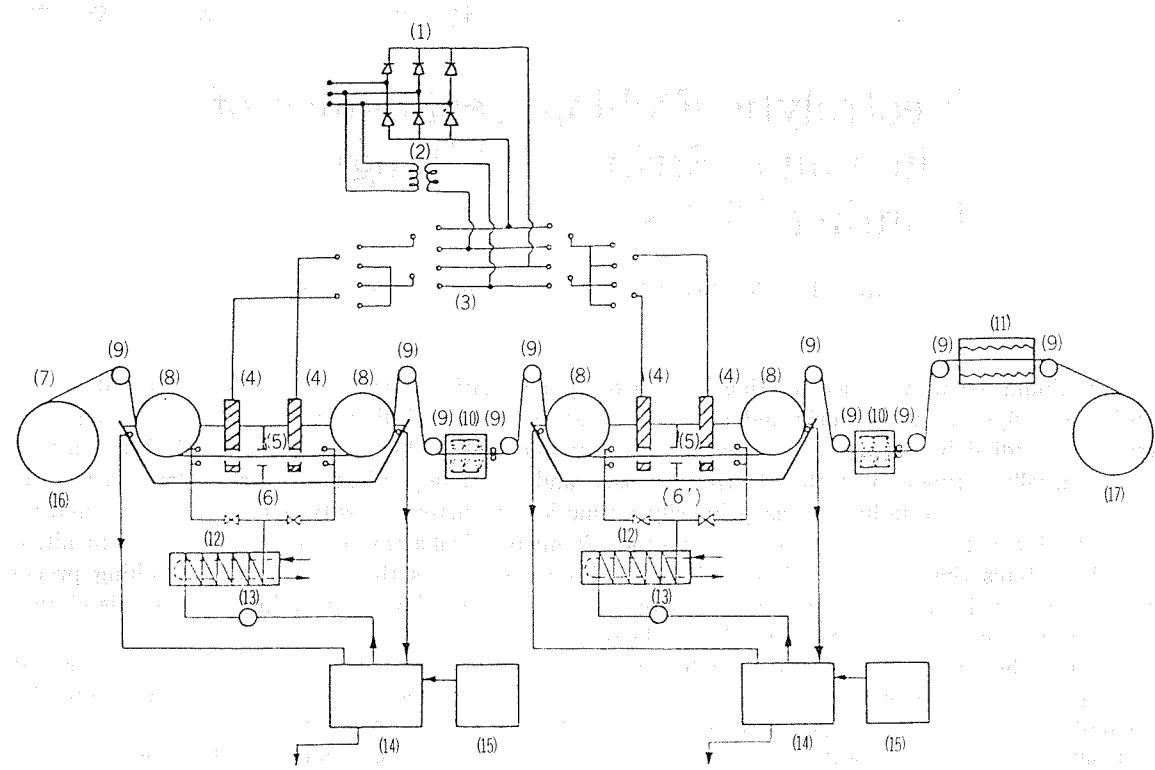


Fig. 1 Schematic representation of electrolytic etching cell with single phase A.C.

- | | |
|------------------------------|--|
| (1) Rectifier | (9) Guiding roller |
| (2) 1φ Transformer | (10) Rinsing chamber |
| (3) Switching terminal | (11) Drying device |
| (4) Electrode | (12) Heat exchanger |
| (5) Orifice | (13) Pump |
| (6) No. 1 Electrolytic cell | (14) Storage tank |
| (6') No. 2 Electrolytic cell | (15) (Electrolyte) feeding tank → Feeding tank |
| (7) Aluminum strip | (16) Coil |
| (8) Strip supporting roller | (17) Re-coiler |

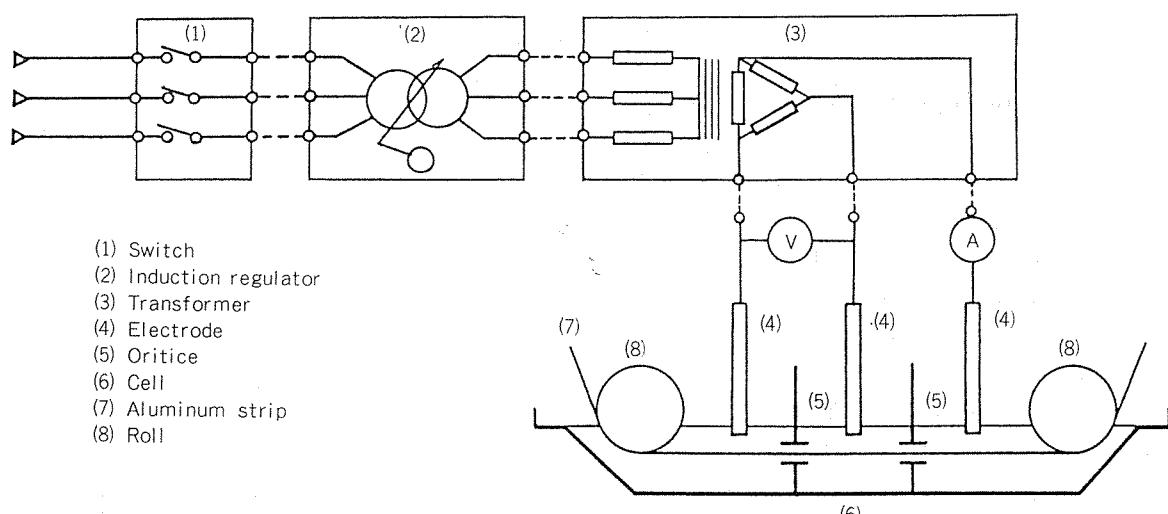


Fig. 2 Schematic representation of electrolytic etching cell with three phase A.C.

2. 実験方法

2.1 実験装置

Fig. 1²⁾ に今回の実験に用いた装置の構成図を示す。本装置の特徴は通電方法において種々の電流種が切替え方式で適用できることであるが、本報は第2槽における単相交流電解、またはその一部を **Fig. 2³⁾** に示すように改造し三相交流電解を行なった結果である。ストリップへの給電方式はいずれも液体給電法であり、大電流の給電を容易にした。本装置の主な仕様は次の通りである。

- (1) 最大ストリップ巾 300 mm
- (2) 最大ライン速度 10 m/min
- (3) 最大負荷線電流 2000 A

2.2 電解浴組成

あらかじめ行なった基礎研究より、塩酸系浴組成⁴⁾、および硝酸系組成⁵⁾を用いた(以下には塩酸浴、硝酸浴と略す)。本実験に用いた浴組成を **Table 1** に示す。

Table 1 Bath composition for electrolytic etching.

Electolyte	Composition	Electric conductivity μΩ/cm
HCl solution	3.0 wt% HCl 0.2 wt% H ₂ SO ₄ 0.03 wt% W.A.	2.2×10 ⁵
HNO ₃ solution	1.6 wt% HNO ₃ 0.1 wt% HCl	1.1×10 ⁵

remark, W.A.; Polyethylene glycol octylphenyl ether

2.3 電解条件

電解温度は20~25°Cに外部熱交換器を用いてコントロールした。電流密度は各条件においておののの電極への通電量を、電極の直上で計測した電流(以下線電流)とし、電極からコイルへの電気力線の広がりによってエッティング面を観察し、このエッティング面を基準として計算した。またエッティング面が電極底面の投影面積にはほぼ同じ場合には電極底面を基準とした。電極は種々の大きさのものを使いわけた。通電条件においては主として隣り合った電極間で計測した電圧(以下線間電圧)をパラメータとして変化させた。電解時間はエッティング面を基準として、ストリップのライン速度との関係から求めた。

2.4 アルミニウムストリップ

A1100-H16、またはA1050-H16の0.3mm厚さ、200mm巾のストリップを使いわけた。

2.5 処理工程

Fig. 1 の第1槽に15%H₂SO₄を入れ液温を70°Cとしこの槽を無通電で通過させて脱脂処理を行ない(約30~40秒)、上水でスプレー洗浄を行ない、ついで第2槽で各条件による電解エッティングを行なった。電解エッティング後は上水でスプレー洗浄を行ない、熱風炉で乾燥させた。

2.6 電解エッティング後の表面性状の測定

電解エッティング後、水洗、乾燥させたストリップは各条件毎に試片として切り出し、一部はそのまま、また一部はH₃PO₄-CrO₃溶液(50ml/l+20kg/m³)、60°Cで30秒間浸漬処理して表面の溶解残渣を除去して測定に供した。表面性状の測定は次の2項目について行なった。

(1) 表面アラサ

小坂研究所製触針式表面アラサ計 SE-3型を用いて平均アラサを求めた。測定条件は次の通りである。

触針先端径 2μmR

ピックアップ荷重(測定力) 7.0×10⁻⁶kg

測定速度 0.5 mm/sec

縦倍率 5000倍

(2) 表面観察

日本電子製走査型電子顕微鏡 JSM-50Aを使用しエッティング面のピットパターンを撮影し観察した。

2.7 電解液の分析、管理

化学分析による遊離酸、溶存アルミニウム量の測定、電解浴の電導度測定、また界面活性剤に対しては、電解液からn-ブタノールで抽出し、n-ブタノール層を蒸発濃縮し、ベンゼン・エタノール(1:1)で抽出して活性剤成分とした。透過法によりIRスペクトルで活性剤の分解生成物(アセチル化物)の存在を調査した。次にガスクロマトグラフ分析を行ない、検量チャートと比較して面積比から定量化を行ない、建浴組成からのずれを補正した。

3. 実験結果

3.1 塩酸浴電解

A1100材を用いてラインスピード2.4 m/minで通し、単相交流で電解した。使用した電極は黒鉛製の電極面底面が100mm巾×250mm長さのもので、これを各電解室のストリップ上中央部に設置し、線電流を700~1120Aに変化させて上面を電解した。この結果を **Table 2** 示す。ストリップの停止状態でエッティング面を観察し、オリフィスで仕切られた各電解室ではほぼ全面がエッティングされていたので、電流密度はエッティング面を基準にして計算した。

次に電解槽を3室にオリフィスで仕切り、200mm巾×50mm長さの黒鉛電極を各室に設置し、三相交流の線電流280~710Aで上面を電解した。この場合も電流密度はエッティング面を基準にした。結果を **Table 3** に示す。Table 2, Table 3 から電流密度に対する平均アラサの関係を **Fig. 3** にまとめた。

電解エッティング後水洗、乾燥した状態では溶解残渣があたかも被覆層のように存在していた。これらの溶解残渣はH₃PO₄-CrO₃溶液で容易に溶解除去することができた。この洗浄後観察されたピットパターンは単相、三相の電流種や電解条件に関係なく、すべて同じような海綿状を呈していた。もちろんそのピットの大小、深さ、分布などは電解条件によって変化し、従って平均アラサは電解条件によっ

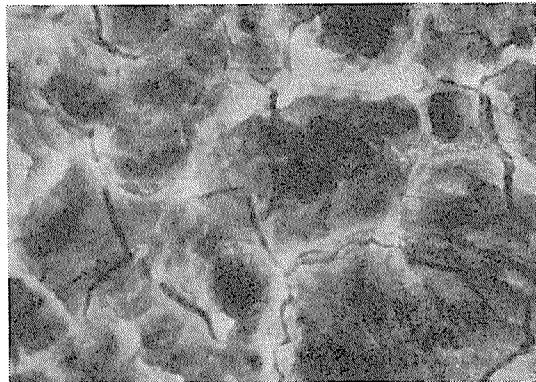


Fig. 4-a Scanning electron micrograph of pits configuration on 1100 aluminum strip electrolytically etched with three phase A.C. for 30 sec at 84 A/dm² in hydrochloric acid electrolyte. As etched. ($\times 3000$)

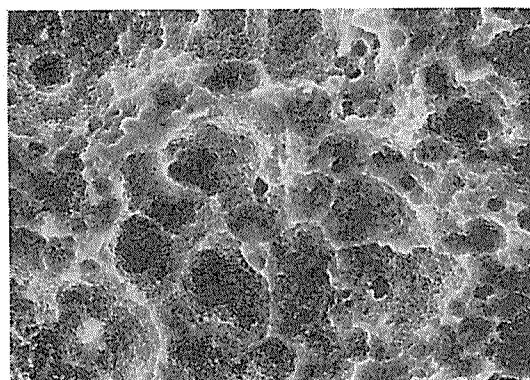


Fig. 4-b Scanning electron micrograph of pits configuration on 1100 aluminum strip electrolytically etched with three phase A.C. for 30 sec at 84 A/dm² in hydrochloric acid electrolyte. After immersion in phosphoric-chromic acid solution at 60 °C for 30 sec. ($\times 3000$)

4. 考 察

まずははじめにエッティング面のアラサについて述べる。

Fig. 3, Fig. 5 から平均アラサは通電量に比例していることがわかる。しかしながらアラサは本質的にはピットの形状、大小、分布によって変化するので、電解浴毎に通電量と関係し、電解浴が異なる場合には同じ通電量でも異なるものである。だから各電解浴毎に任意のアラサを得るために被処理材に対して厳密に通電量をコントロールしなければならない。今回の実験ではストリップの通過を停止してエッティング面を観察したところ、電極面底面からストリップへの電気力線は放射状に広がり、特に塩酸系電解浴では電極面底面の投影面をはるかに超えた面がエッティングされたので、電流密度はこのエッティング面を基準にとった。他方硝酸浴ではこの広がりが極めて小さかったので電極面底面を基準にしたが、これらの点はエッティング技術の基本にかかわる事項があるので、その詳細な検討は別の機会にしたい。

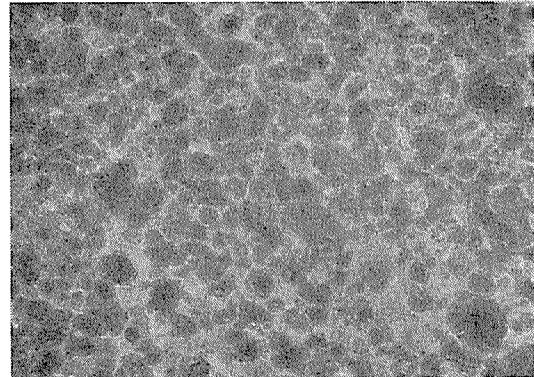


Fig. 6-a Scanning electron micrograph of pits configuration on 1100 aluminum strip electrolytically etched with three phase A.C. for 14 sec at 160 A/dm² in nitric acid electrolyte. As etched. ($\times 3000$)

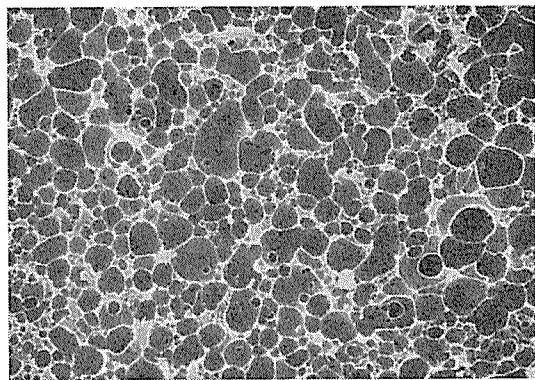
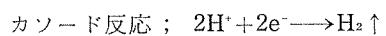


Fig. 6-b Scanning electron micrograph of pits configuration on 1100 aluminum strip electrolytically etched with three phase A.C. for 14 sec at 160 A/dm² in nitric acid electrolyte. After immersion in phosphoric-chromic acid solution at 60 °C for 30 sec. ($\times 3000$)

次にピットパターンは明らかに電解浴組成と関係していることが、Fig. 4-b または Fig. 6-b からわかる。これらの外観から、エッティング面には無数のピットが存在し、このピットの密度が高く、個々のピットが円形に近いほど均一な粗面化であると考える。この観点から硝酸浴の方が均一粗面化がなされる。しかしそちらのピットパターンが印刷版基材の粗面化に有効であるかは適用する感光剤によって評価すべきであり、本報ではふれない。

電解エッティングの反応機構は次のように考えている。

エッティング面を溶解残渣を除去する前で観察すると、Fig. 4-a, Fig. 6-a からわかるようにかなり厚い層で覆われている。これらは陽極溶解で生成したものか、あるいは電解浴から析出したものである。ところで電解エッティングの主たる反応は次の 2つである。



電極面がカソードになった場合には電極面からは激しくガス (H_2) が発生し、表面のクリーニング作用がおこり、

表面の被覆層は除去されるだろう。しかし同時に、 H^+ イオン濃度の高くなることにより溶解性を失うもの、特に今回の塩酸浴では添加されている活性剤が析出してくる。次に交番的にアノードになると、表面に沈積物がないところ、あるいは薄いところは孔食電位以上の電位となりピットを形成する。すなわち陽極溶解がおこる。しかしここで生成した溶解物は直ちに冲合に運ばれず、一部は表面に残留する。このように交流電解エッチングではアルミニウムの表面は被覆層の形成とその破壊が繰り返されている。従って被覆層が均一に破壊して Cl^- イオンの攻撃を全面に受けるか、あるいは不完全な破壊によって局部的な攻撃を受けるかによってピットの形態が決まると考える。塩酸浴の場合、高分子の界面活性剤の存在はこの被覆層の不均一な破壊に寄与するものと考える。他方、硝酸浴では反応機構はよく分っていないが、不動態皮膜の一時的生成と陽極溶解とのバランスがこの被覆層の形成と共存し、結果的には抑制作用が均一化するものと思われる。

次に工業化技術として興味ある結果を示しておく。電解中の電流と電圧の関係は電極の過電圧を無視すれば次式で示される。

$$V = I \rho L / S$$

ここに、V は電解電圧、I は電流、 ρ は溶液の比抵抗 (Ωm)、L は電極間距離、S は電極面積である。

今回の実験では S が変化しており、このため電解電圧は変化しているが、同一の電流値に対し S が大きくなれば V は小さくなり、これは電力費の低減につながる。と同時に、V が小さいほど、ピットのアラサは細かくなる傾向がみられた。

また本実験では単相交流と三相交流の両方で実験したが、明らかに後者において電解電圧が低くることがみとめられた。これも前述のことと合わせて今後の課題事項であることを指摘したい。

なお、基材の純度の影響については詳細には検討しなかったが、Fig. 5 の平均アラサ、または走査電顕の外観調査（本報では示さなかったが）から本実験の範囲では純度の高い方がピットの微細化の傾向があったことを指摘しておくことにとどめる。

以上の考察から、電解エッチングは電解中に電極面に形

成される一種の被覆層を介しての反応であり、この被覆層の形成と破壊の仕方がピットの形態に関係しており電解浴組成が支配的要因であるが、同時に電解電圧、被処理材の材質も関係しているものと考える。

5. 結論

塩酸浴、硝酸浴を用いて単相および三相交流電解エッチングを液体給電法で実施し、次の結果を得た。

- (1) ピットパターンは本質的に電解浴組成と関係し、また電解条件によってピットの大小が変化する。
- (2) 電解中に電極面に形成される一種の被覆層の形成とその破壊のされ方がピットパターンを支配する。
- (3) 電解エッチングにより任意のアラサを得るために電極上の電流値を厳密にコントロールする必要がある。
- (4) 電解エッチングを単相交流と三相交流で実施し、工業化のための問題点を検討し、後者の有利性を見い出した。しかし電極面の形状あるいは電極間距離など電解電圧に寄与する要因、またそれらがピットパターンに寄与する程度はなお詳細に検討すべきであることを指摘した。

文献

- 1) 例えば電解浴組成に関するもの。
 - 特公昭46-27481 (電気化学的に処理した石版印刷板) .
 - USP 3632486 (Method and Arrangement for Continuous Etching and Anodizing of Aluminum).
 - USP 3887447 (Process of Electrograining Aluminum).
 - USP 3873318 (Production of Lithographic plate).
- 電解槽設備に関するもの。
 - 特開昭49-56834 (金属バンドを液体で連続的に処理する方法及び装置) .
 - 特開昭49-56833 (金属ストリップを連続的に電気化学的処理する装置) .
 - 特開昭49-62206 (電解によりアルミニウム帶の表面を平版印刷用の表面にする方法) .
- 2) 特開昭48-66042 (アルミニウムの連続電解処理装置) .
- 3) 特開昭52-133838 (アルミニウムの連続電解処理装置) .
- 4) 特開昭52-133840 (オフセット印刷用アルミニウム板の製造法) .
- 5) 特開昭53-149135 (印刷版用アルミニウム板の粗面化法) .

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS (Title No. P-313)

アルミニウム熱間圧延におけるヒートクラウン*

中川 静**

Heat Crown of Work Rolls during
Aluminum Hot Rolling

by Kiyoshi Nakagawa

住友軽金属工業株式会社技術研究所

アルミニウム熱間圧延におけるヒートクラウン*

中川 静**

Heat Crown of Work Rolls during Aluminum Hot Rolling

by Kiyoshi Nakagawa

The crown of rolled strip is occurred by the rolling force, the roll bending jack force, the machined crown of rolls and the heat crown of rolls.

In this study, the heat crown of work rolls was measured by the aluminum bar method, and using the numerical method based on the partial differential equation for the heat conduction of the workroll, effects of the strip temperature, the draft, the idle time and the heat transfer coefficient between roll and coolant was calculated and estimated.

The results obtained are as follows;

- (1) After 10 coils rolling ($5052, 18^t \times 1085^W \rightarrow 4.0^t \times 965^W$), the heat crown is still in process of growth.
- (2) After 10 coils rolling, the amount of the heat crown per strip width is $75 \mu\text{m}$ on radius.
- (3) The ratio of the heat crown per strip width to that per roll barrel is about 0.6 to 1.0.
- (4) In the estimation of calculation, the heat crown is most controlled by the draft and next by the strip temperature and next by the heat transfer coefficient between roll and coolant.

1. 緒 言

アルミニウム圧延板の形状に対する要求は年々厳しくなっている。ここで形状とは板の品質のうち「平らさ」をいうもので、次の2つに分けられる。

i) 平たん度

板の3次元的なひずみであり、普通、形状といえばこれを指す。

ii) 板クラウン

板の幅方向の断面形状を示すことばで、通常は板中央部が板端部より厚い。

現在のところ製品として要求される形状品質はほとんどi)の平たん度である。そのため、冷間圧延された板を矯正機によりひずみを消去して製品としている。ところがアルミニウムにおいては、見かけ上平たんでも板クラウンが特異な形状をしている場合、巻き取ることによってクリープのために再びひずみが発生することがある¹⁾。かつ板クラウン自体の大きさをある限定された範囲に入れるという要求がある。これを解決するためには板クラウンの制御が必要であるが、一般に冷間圧延ではひずみを変えずに板クラウンを変えることはほとんどできない。したがって熱間圧延上り材の板のクラウンがそのまま製品の板クラウンになるものと考えられる。これが熱間圧延上り材の板クラウン制御が必要である理由の一つである。

さて熱間圧延において板クラウンを決定するのは、圧延荷重、ロールクラウン、ロールベンディングカ、ロールのヒートクラウン等である。この中で前3者と板クラウンとの関係はいくつか報告されている^{2), 3), 4)}。しかしヒートクラウンについてはいくらかの報告はあるが^{5), 6), 7)}、アルミの熱延については明確にされているとは言い難い。そしてこれを解明することは板クラウン制御ひいては形状制御にとって重要であると考えられる。

そこで本報では3タンドムアルミニウム熱間仕上圧延機におけるヒートクラウンの実験結果および同じ圧延機を対象にした理論計算結果を報告する。

2. 実 験

2.1 対象圧延機

対象圧延機の概略をFig. 1に、圧延機仕様をTable 1に示す。

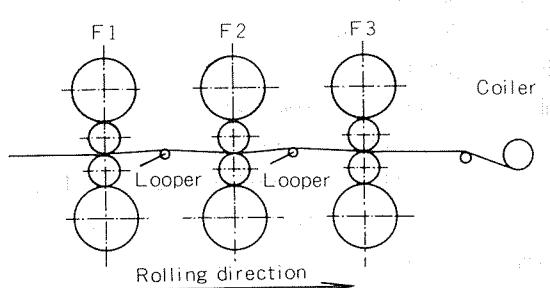


Fig. 1 3 tandem Aluminum hot strip mill.

*第57回軽金属学会秋季大会 (S54. 11)

**技術研究所

Table 1 Specification of Aluminum 3 tandem hot strip mill.

Type	4 Hi nonreverse
Roll gap adjust	Screw down type
Main motor	DC 2600 KW×3
Work roll diameter	733 mm
Back up roll diameter	1380 mm
Roll barrel length	2286 mm
Rolling speed	max 288 m/min
Roll balance force	max 93.6 Ton

2.2 実験方法

2.2.1 ロールギャップの測定

Fig. 2 に示すように、上下ワークロール間にアルミニウム棒 (1050-O, $\phi 5 \times 250L$) を100 mm 間隔で23本並べ静かに圧下する。そのまま約10秒間保持後ロールを上げ、アルミニウム棒についていた圧痕の最小厚みをマイクロメーターで測定し、これを測定時のロールギャップ値とする。これを23本のアルミニウム棒それぞれについて行なえばギャップのロール軸方向のプロフィルが得られる。

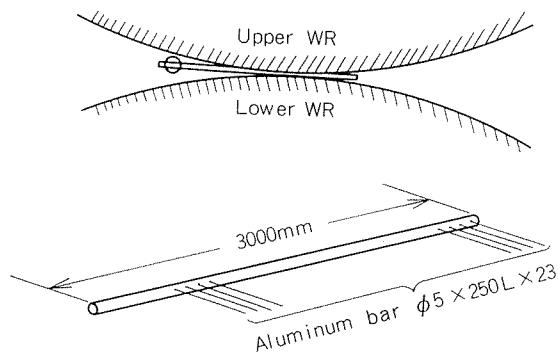


Fig. 2 Measurement of roll gap and measuring devise.

2.2.2 ヒートクラウンの算出

上記で述べた方法によるロールギャップの測定を圧延開始前とコイルN本圧延直後との2回行なう。この2つのロールギャップ測定値よりN本圧延したことによるヒートクラウンの変化量を算出するため以下に示す補正を行なう。

N本圧延の前後におけるロールギャップ測定値の差は、次の4つによるものと考えられる。

- i) ヒートクラウンの違い
- ii) ロール磨耗量の違い
- iii) アルミニウム棒圧縮荷重の違い
- iv) スクリュー値(圧縮量)の違い

ここでロール磨耗は比較的短時間(たしかに4時間)の圧延では生じないことがわかっている⁸⁾。またスクリュー値の違いは単なるロールギャップ値の零点の違いであるから容易に補正可能である。したがって圧延前後に測定した2つのロールギャップ値からヒートクラウンの変化量を求

めるためには、主として圧縮荷重の差の補正を行なえばよい。

圧縮荷重は次のようにして求める。すなわち、あらかじめ同一材質、同一ロットのアルミニウム棒をワークロールと同じ曲率半径を持つ工具で圧縮し1本あたりの圧縮量と圧縮荷重との関係を求めておく。その結果をFig.3に示す。

その関係より測定に用いたアルミニウム棒23本の圧縮荷重をそれぞれ求めることによりロールに作用する全圧下力(全圧縮荷重)を求める。

圧縮荷重が定まれば付録に述べる方法でロールギャップ値の差に補正を行ないこれを圧延前後のヒートクラウン変化量とする。ここで圧延前のヒートクラウンを零とするとN本圧延後のヒートクラウンは定まる。

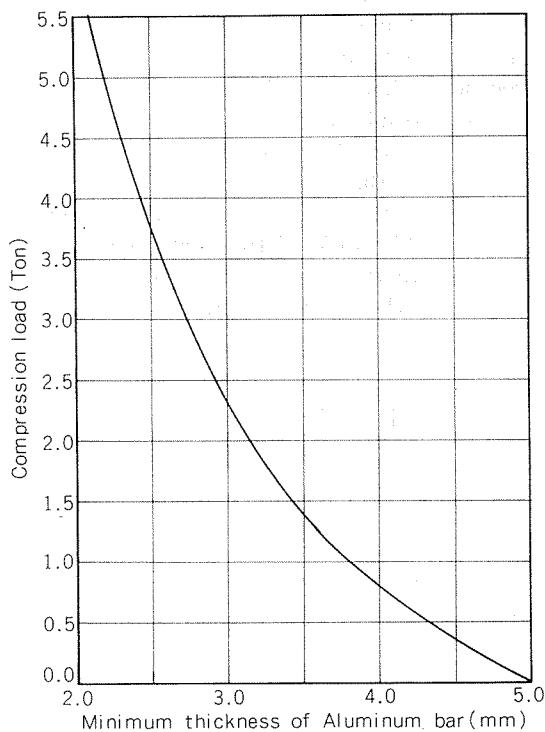


Fig. 3 Relation between minimum thickness of Aluminum bar (1050-O, $\phi 5$) and compression load.

2.3 実験結果

ヒートクラウンのプロファイルの測定例をFig. 4, Fig. 5に示す。またTable 2に板幅あたりのヒートクラウンおよびロール胴長あたりのヒートクラウンの大きさを示し、Fig. 6に圧延本数とヒートクラウンとの関係を示した。

Fig. 4, Fig. 5, Fig. 6, Table 2 より次のことがわかった。

- i) アルミニウム棒圧下法によるヒートクラウンの測定は十分可能である。
- ii) 今回行なった実験の範囲ではヒートクラウンのスタンドによる違いはほとんど見い出せなかった。
- iii) 圧延本数が増えるにしたがってヒートクラウンはロール胴長内、板幅内とも大きくなる。
- iv) ヒートクラウンは圧延本数が10本ではまだ平衡には

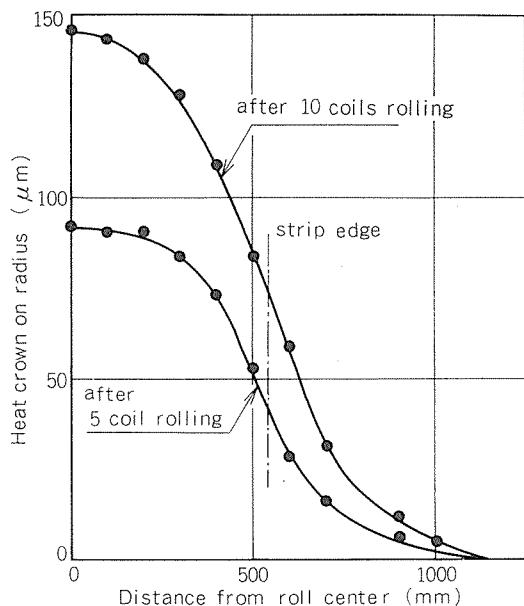


Fig. 4 Example of heat crown (1).
(F3 stand 5082 18^t×1085^w→4.0^t×1085^w)

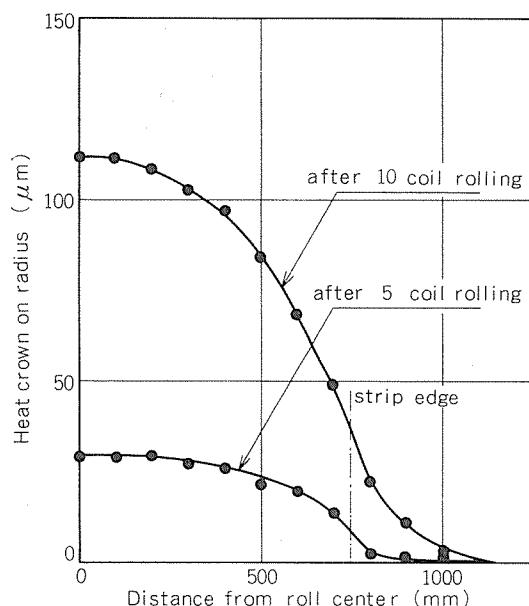


Fig. 5 Example of heat crown (2).
(F3 stand 5052 17^t×1485^w→3.6^t×1485^w)

達していない。

v) 板幅内のヒートクラウンはロール胴長内のヒートクラウンの約60%の大きさである。

3. 計 算

3.1 計算方法

ロールの温度分布は次の非定常熱伝導偏微分方程式を特定の境界条件下で解くことにより得られる。

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\lambda}{c\rho} \left(\frac{\partial^2 T}{\partial r^2} + \frac{1}{r} \frac{\partial T}{\partial r} + \frac{1}{r^2} \frac{\partial^2 T}{\partial \varphi^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} \right) \quad \dots \dots (1)$$

ここで r : 半径方向座標
 φ : 円周方向座標
 z : 円柱長手方向座標
 t : 時 間
 T : ロールの (r, φ, z) の温度
 ρ : ロール材質の比重量
 c : ロール材質の比熱
 λ : ロール材質の熱伝導率

(1)式を解析的に解くことは一般にはできず、数値解法によらざるを得ない。すなわち偏微分方程式(1)式を差分方程式に変換してその差分方程式を解けばよい。この解法にはSOR法に代表される陰的方法と陽的方法がある。ここでは計算時間がやや長くなるがアルゴリズムが簡単な陽的方法—Varnichefの方法⁹⁾を拡張したもの—を用いた。

なお、ロール円周方向の境界条件はFig. 7に示すように4つに分けられるが、複雑になるのを避けるために周方向に一様化（2次元問題とする）して与えた。

またロールの温度分布より半径方向の熱膨張量を計算するのには次式¹⁰⁾（無限長円柱の場合の式）を用いた。

$$Ur = \frac{2\beta(1+\nu)}{R} \int_0^R T \cdot r dr \quad \dots \dots (2)$$

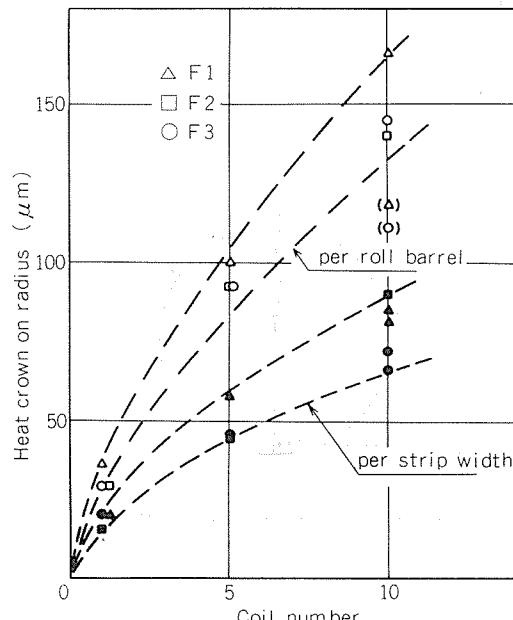


Fig. 6 Relation between coil number and heat crown.

ここで Ur : 半径方向の熱膨張量

β : ロール材質の線膨張係数

ν : ロール材質のポアソン比

R : ロール半径

ロールの分割数は軸方向80、半径方向6とした。

3.2 計算条件

対象とする圧延機は2.1に示したものと同じである。

Table 3に今回用いた計算の標準条件を示す。計算において標準条件より変更した条件はそれぞれ図中に示した。

なおロールと空気との熱伝達率 α_A は文献¹¹⁾より求め、ロールとクーラントの熱伝達率 α_C は別の実験により決定した。クーラント圧力と α_C との関係をFig. 8に示す¹²⁾。

Table 2 Measured heat crown (μm).

material	thickness × width (mm)		number of rolling when measured	F1 stand		F2 stand		F3 stand	
	entry	exit		per strip width	per roll barrel	per strip width	per roll barrel	per strip width	per roll barrel
5052	17×1485	3.6×1365	1	22	36	17	29	21	30
5052	17×1485	3.6×1365	10	82	120	90	140	74	112
5082	18×1085	4.0×965	10	93	156	73	121	74	148
5082	17×1035	3.2×915	5	59	93	58	92	51	92

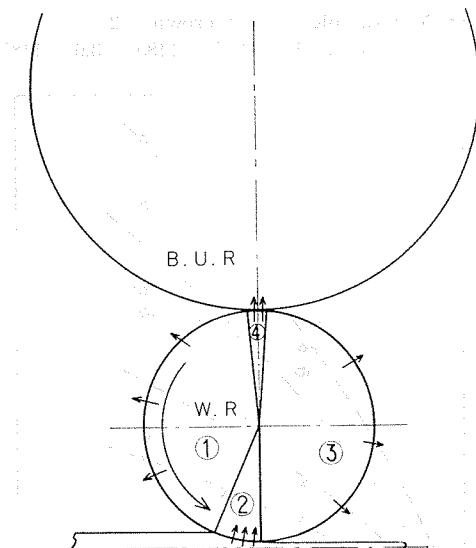


Fig. 7 Boundary condition of work roll.

- ① Coolant cooling zone
- ② Heat entry zone from strip
- ③ Air cooling zone
- ④ Back up roll cooling zone

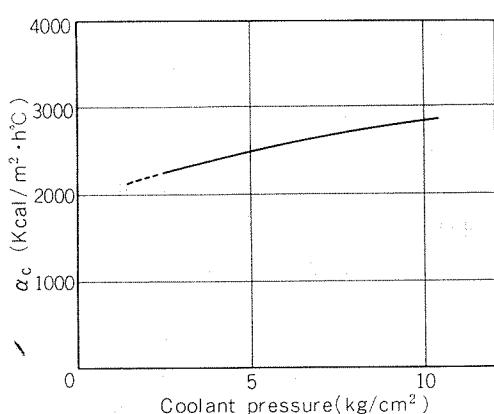
Fig. 8 Relation between coolant pressure and α_c ¹²⁾.

Table 3 Standard condition of calculation.

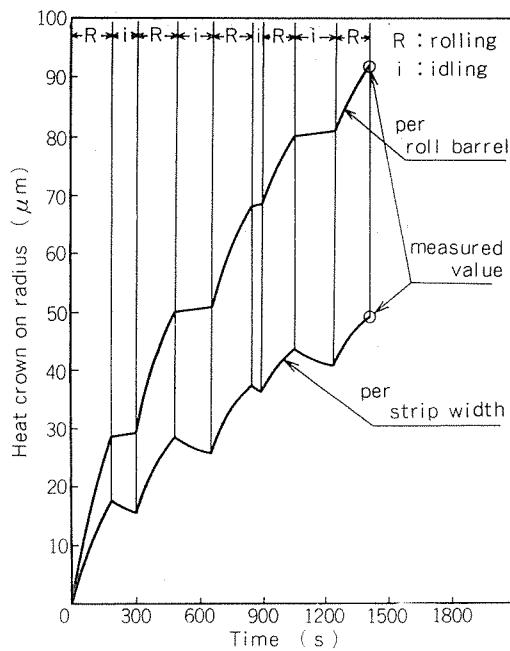
Thickness of entry strip h_i	5.2 mm
Thickness of exit strip h_o	3.2 mm
Rolling force P	700 Ton
Rolling time t_R	180 s
Idle time t_i	120 s
Strip temperature T_s	375 °C
Heat transfer coefficient between roll and coolant α_c	2650 Kcal/m²·h·°C
Heat transfer coefficient between roll and strip α_s	11090 "
Heat transfer coefficient between roll and air α_A	15 "

Table 4 Rolling condition of Fig. 9.

Coil number	1	2	3	4	5				
	R	i	R	i	R	i	R		
Rolling force (Ton)	761	—	690	—	654	—	654	—	654
Strip temperature (°C)	359	—	378	—	387	—	383	—	383
Time (s)	177	128	177	175	173	47	170	190	170

ロールと板との熱伝達率 α_s は文献¹¹⁾を参考にして、2で述べた実験結果により決定した。すなわち、5コイル圧延した直後のヒートクラウンの測定、およびそれまでの圧延条件の記録を行なった。Table 4 にその圧延条件を示す。そして Table 4 の条件でロール胴長あたりのヒートクラウンを計算、実測値と計算値とが一致するように α_s を定めた。

このときの板幅あたりのヒートクラウンも実測値と計算値とは Fig. 9 に示すように良く一致している。

Fig. 9 Decision of α_s by measured heat crown.

3.3 計算結果および考察

Fig. 10～Fig. 13 に、それぞれ板温度、圧下量、アイドル時間、ロールとクーラントとの熱伝達率の影響を示す。

これより次のことがいえる。

i) 板温度の影響

板温度の影響はほぼ線型であり、板温度が50°C変わると板幅あたりのヒートクラウンは約16%変化する。

ii) 圧下量の影響

板幅あたりのヒートクラウンは圧下量の平方根(接触弧長)にはほぼ比例する。

iii) アイドル時間の影響

アイドル時間の影響はほとんどなく、同じ数のコイルを圧延した場合には板幅あたりのヒートクラウンはアイドル時間が長いものの方がやや大きい。

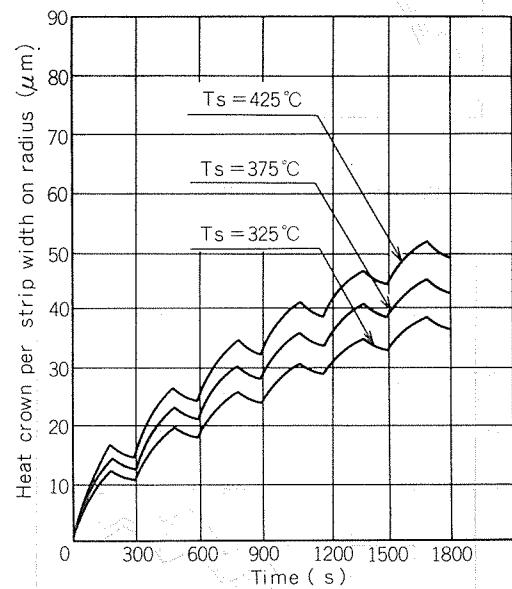
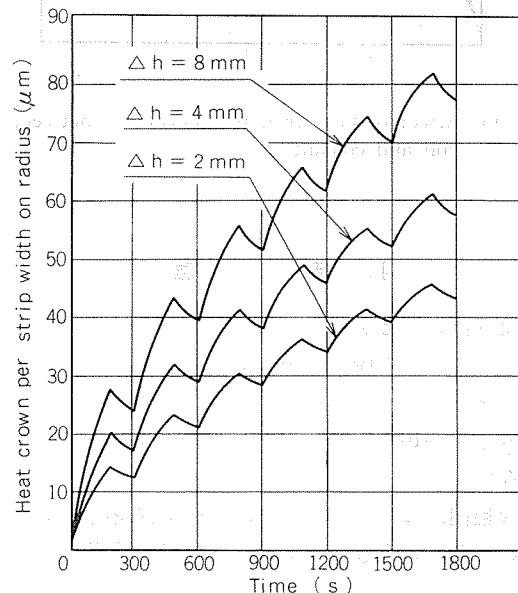
iv) ロールとクーラントとの熱伝達率 α_c の影響

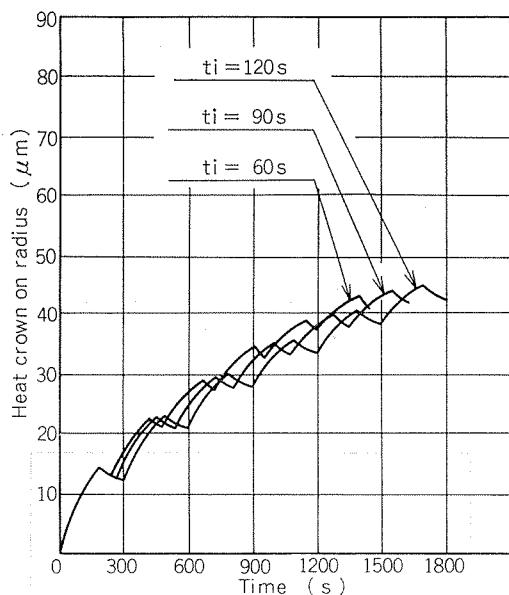
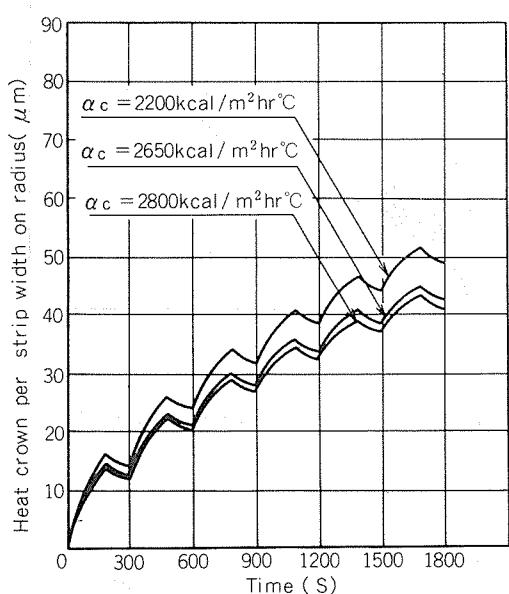
α_c の影響は余り大きくない。 $(\alpha_c$ を最大変えたとき板幅あたりのヒートクラウンは約 17% 変る。) これは Fig. 8 にも示したように、クーラント圧力による α_c の変化範囲が小さいためであろう。すなわち操業上変えうるクーラント圧力の範囲は 2.0 kg/cm^2 から 10.0 kg/cm^2 であるがそれに対応する α_c はそれぞれ $2200 \text{ Kcal/m}^2 \cdot \text{hr} \cdot ^\circ\text{C}$, $2900 \text{ Kcal/m}^2 \cdot \text{hr} \cdot ^\circ\text{C}$ である。

v) 板温度、圧下量およびロールとクーラントとの熱伝達率の操業上考えることができる最大変化量によって修正できるヒートクラウンの大きさは、圧下量によるもの、板温度によるもの、ロールとクーラントとの熱伝達率によるもの、の順である。

しかし圧下量、板温度はヒートクラウンのためのみに任意に選ぶということは実際上不可能である。したがって、

ヒートクラウン制御のためには、効果は顕著ではないがある程度自由にクーラント圧力を選べるロールとクーラントとの熱伝達率を用いざるを得ないであろう。これは現実の作業でも行なっていることではある。一方、形状制御全般から上のことを考えると、圧下量または板温度はそれ自体が変わると圧延荷重が変わるということによって板クラウンおよび板の平たん度をも変えうるものであるから、これらの関係が明らかにされているならば総合的な形状制御システムにおいて圧下量・板温度を考慮するということは必要なことである。

Fig. 10 Effect of strip temperature T_s .Fig. 11 Effect of draft A_h .

Fig. 12 Effect of idle time t_i .Fig. 13 Effect of heat transfer coefficient between roll and coolant α_c .

4. 結 言

実験より次のことがわかった。

- i) アルミニウム棒圧下法によってヒートクラウンは十分測定できる。
- ii) 圧延本数が10本ではヒートクラウンはまだ平衡には達していない。
- iii) 板幅内、ヒートクラウンはロール胴長内のヒートクラウンの約60%の大きさである。また理論計算より次のことがいえる。
- iv) 板温度、圧下量およびロールとクーラントとの熱伝達率の操業上考えることができる最大変化量によって修正

できるヒートクラウンの大きさは(圧下量によるもの)、(板温度によるもの)、(ロールとクーラントとの熱伝達率によるもの)の順である。

本報では実機におけるヒートクラウンの測定結果および理論計算結果を報告した。現状ではともに実際の操業に用いるためには不十分であり今後の検討・改良が必要である。

最後にヒートクラウンの測定に協力願った当社熱延工場仕上圧延グループおよび山口スタッフに感謝します。

文 献

- 1) 上野順一郎: 未公表。
- 2) 戸澤康寿, 上田雅信, 須部智雄: 塑性と加工, 12 (1971), 337.
- 3) 塩崎宏行: 塑性と加工, 9 (1968), 315.
- 4) 本城恒: 石川島播磨技報, 13-1 (1973), 41.
- 5) 塩崎宏行, 関剛: 塑性加工学会昭和49年度春季講演会前刷, 229.
- 6) G.F. Bryant: *Automation of tandem mills*, Iron & Steel Inst., London, (1973), 320.
- 7) 有村透, 岡戸克, 藤田文夫: 塑性と加工, 16 (1975), 44.
- 8) 中川静: 未公表。
- 9) ミハイエフ: 基礎伝熱工学, 東京図書, 229.
- 10) S. Timo Shenko, J.N. Goodier: *Theory of elasticity*, 2nd Ed., McGraw-Hill, Newyork, (1951), 409.
- 11) 日本機械学会編: 伝熱工学資料, 第2版, (1970), 107, 176.
- 12) 中川静: 未公表。
- 13) K.N. Shohet, N.A. Townsend: J. Iron & Steel Inst., 206 (1968), 1088.

付 錄

ロールギャップ測定値からのヒートクラウン算出方法。

1. 記号

- $R_g(x)$: ロールギャップ (測定値)
 - S : 無負荷時ロール中央のロールギャップ (セルシン値)
 - P : 圧下力
 - P_J : ロールバランス力
 - M : ミル定数
 - $v_W(x)$: ワークロール軸芯たわみ
 - $C_{RW}(x)$: ワークロール研磨クラウン
 - $C_{RB}(x)$: バックアップロール研磨クラウン
 - $C_{HW}(x)$: ワークロールヒートクラウン
 - $C_{HB}(x)$: バックアップロールヒートクラウン
 - x : ロール中央からの距離
 - F : ワークロールたわみ $v_{RW}(x)$ の関数形
- なお C_{RW} , C_{RB} , C_{HW} , C_{HB} は半径あたりの量である。

2. 補正式の導出

ロールギャップ測定値 $R_g(x)$ と $S, P, P_J, v_w(x), C_{RW}(x), C_{HW}(x)$ との関係は、

$$R_g(x) = S + (P + P_J)/M + 2v_w(x) + 2C_{RW}(x) + 2C_{HW}(x) \dots\dots(3)$$

であり、またワーカロールたわみは

$$v_w(x) = F(P, P_J, C_{RB}(x), C_{HB}(x), C_{RW}(x), C_{HW}(x)) \dots\dots(4)$$

と表わされる。ここで(3)式を圧延前と圧延後('')とに適用して差をとると $P_J' = P_J, S' = S, C_{RW}(x)' = C_{RW}(x)$ だから

$$R_g(x)' - R_g(x) = (P' - P)/M + 2(v_w(x)' - v_w(x)) + 2(C_{HW}(x)' - C_{HW}(x)) \dots\dots(5)$$

となる。(4)式において

$\Delta P = P' - P, \Delta C_{HW}(x) = C_{HW}(x)' - C_{HW}(x)$ とすると

$$\begin{aligned} \Delta v_w(x) &= v_w'(x) - v_w(x) \\ &= \frac{\partial v_w(x)}{\partial P} \cdot \Delta P + \frac{\partial v_w(x)}{\partial C_{HW}(x)} \cdot \Delta C_{HW}(x) \end{aligned} \dots\dots(6)$$

よって(5)式よりロールギャップの補正量 $\Delta C_{HW}(x)$ は

$$\Delta C_{HW}(x) = \frac{1}{1 + \frac{\partial v_w(x)}{\partial C_{HW}(x)}} \left\{ \frac{\Delta R_g(x)}{2} - \frac{\partial v_w(x)}{\partial P} \cdot \Delta P \right\} \dots\dots(7)$$

となる。(7)式中の未知量 $\frac{\partial v_w(x)}{\partial C_{HW}(x)}, \frac{\partial v_w(x)}{\partial P}$ はロールたわみ計算モデル¹³⁾によって求めた。この圧延機の場合には

$$\frac{\partial v_w(x)}{\partial C_{HW}(x)} = -1.254 \times 10^{-13} x^4 + 5.961 \times 10^{-11} x^3 + 4.111 \times 10^{-9} x^2 + 2.233 \times 10^{-5} x - 1.1667 \times 10^{-3} \dots\dots(8)$$

$$\frac{\partial v_w(x)}{\partial P} = 2.566 \times 10^{-16} x^4 + 2.407 \times 10^{-11} x^3 - 7.403 \times 10^{-8} x^2 + 3.215 \times 10^{-6} x - 1.449 \times 10^{-4} \dots\dots(9)$$

である。よって(7), (8), (9)式によってロールギャップ値の補正を行なうことができる。Fig. 14にその例を示す。

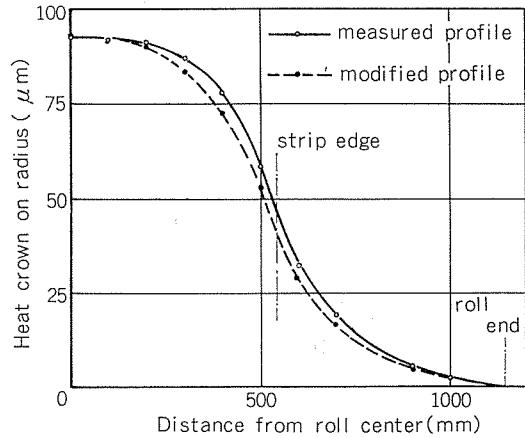


Fig. 14 Example of modification of measured heat crown.

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS (Title No. R-228)

技術資料

復水器管材料の選択について

佐藤史郎* 永田公二*
小木曾昭夫**

Selection of Tube Material in
Sea Water Condensers

by Shiro Sato*, Koji Nagata* and Akio Ogiso**

住友軽金属工業株式会社技術研究所

復水器管材料の選択について

佐藤 史郎* 永田 公二*
小木曾 昭夫**

Selection of Tube Material in Sea Water Condensers

by Shiro Sato*, Koji Nagata* and Akio Ogiso**

1. 緒 言

蒸気タービンが本格的に船舶や発電プラントに用いられるようになって以来、復水器管には専ら銅合金管が用いられてきた。少なくとも、1960年に至るまで、復水器管の市場は銅合金管の独壇場であった。そして、淡水を冷却水とする復水器にあってはひ素入りアドミラルティ黄銅管が多く用いられ、海水または河海水を用いる復水器にあってはアルミニウム黄銅管か10%キュプロニッケル管が主に用いられてきた。

しかし、1960年頃から、淡水を冷却水とする復水器において18-8ステンレス鋼管を用いることが米国において普及しはじめ、今日の米国では淡水冷却水用の復水器管として18-8ステンレス鋼管がひ素入りアドミラルティ黄銅を市場占有率において凌駕している。

一方、米国においては河海水を冷却水に使用する復水器においても、18-8ステンレス鋼や18-8-Moステンレス鋼よりもなる管の実用化の検討がすすめられたが、孔食の発生のために成功しなかった。わが国では舶用復水器管として2相ステンレス鋼管が一部において実用化されたが、本格的に採用されるに至っていない。その後、この数年来、米国において高Cr-Ni-Moステンレス鋼復水器管の開発が進められ、今日ではAL-6Xで知られる合金管が本格的に使用されはじめている。そして、結果は良好であるとされている¹⁾。

チタンは海水耐食性が極めて優れているので、チタンを海水を冷却水とする復水器管に用いることが早くから有望視されていたが、1970年前後から急速に実用されるようになってきた。その動機は、当初、米国においては銅合金復水器管の汚染海水腐食対策であり、わが国においては空気冷却部の銅合金復水器管のアンモニアアタック対策にあった。しかし、これとほぼ時期を同じくして、まず米国においてPWR型原子力発電プラントにおいて蒸気発生器の細

管インコネル600の腐食問題が緊急に解決を要する問題として提起され、それに伴って高度の海水耐食性を有する復水器管が求められた。そして、1975年頃からチタン復水器管を全面的に採用することが、米国Westinghouse社の強力な推奨もあってPWRプラントの世界的な普及につれて、ひろまっていた。さらに、これに並行する状態で英國CEGBやわが国の電力会社やタービンメーカーにおいても、銅合金復水器管の耐食性について必ずしも充分でないとするむきがあり、チタン復水器管の採用が検討され、実用化がすすめられていった。そして、わが国では既に新設の2基の火力発電プラントの復水器が全チタン管により製作されつつあり、さらに、いくつかの原子力発電プラントにおいてもチタン管を採用することが決定している。

一方、銅合金復水器管、主としてアルミニウム黄銅管の海水耐食性が水酸化鉄を含む皮膜の形成により著しく増すことから、鉄イオンの注入による防食法が適用され、著しい効果を挙げてきた。しかし、鉄イオン注入による防食法は環境保全の面から制約を受ける場合があること、また、水質によって充分にその効果を発揮し得ない場合もありうことなど、必ずしも万全な対策となり得ないこともわかってきた。さらに、鉄イオン注入によって形成させた皮膜は固形物のつまりによる局部潰食に対して必ずしも充分な耐食性を有しないことも明らかとされている。以上のような事態に対処するため、銅合金復水器管の内面に人工保護皮膜処理を施すことについて検討を行なってきたところ、実用上充分に有効な人工保護皮膜処理を施す技術がほぼ確立された²⁾。そして、現在、この処理技術は実地に適用され始めている。

以上、概説したように復水器管の市場はこの数年来、従前の銅合金管に加えてチタン管や新ステンレス管の参入があり、最近になって内面人工保護皮膜付復水器管(銅合金管)も実用され始めている。最適材料の選択は個々の場合に応じて、各候補材料の費用、効果の関係からなされることが原則である。しかし、費用と効果に関係している因子が多く、やや複雑な内容を含むものもあるため、復水器管

*技術研究所、工学博士

**技術研究所

の材質選定は事例によってやや恣意的になされている場合もないとは言いきれないようと思われる。

わが国の発電プラントの復水器冷却水は専ら海水を用いている。言うまでもなく、海水用復水器管の材質選定の主眼点は海水耐食性を主体とした適合性にあるべきものとみられる。復水器管の海水に対する適合性は各材料の特性によって一元的に順位づけられるようなものでなく、水質、水処理、環境規制、および防食と防汚のための付帯設備の適用状況などによって大きく影響される。

筆者は先に復水器管の腐食にもとづく損傷と汚れにもとづく伝熱阻害について検討し、種々の条件下における各種復水器管の適合性を検討した^{3), 4)}。そして各条件下で実用可能な復水器管の種類と必要または望ましい付帯設備の関係を表示した。表示された個々の内容は現象別に詳細に検討され、それぞれ別個に報告されているが、まとめて検討されていない。そのため、材質選定に当っては、工学的な観点から充分な検討がなされていなかった場合もあり得たと思われる。

本稿は以上のような実情を考慮して、復水器管材質選定に資するため、最近の研究や調査の成果を加えて、いくつかの代表的な使用条件のもとで適合しうる復水器管の種類と、そのために必要な付帯条件の関係を示し、その基本的な事項を説明したものである。

2. 復水器管の適合性

表1は水質と各種の復水器管材料の適合性の有無ならびにそれらが適合しうるときに必要とされる防食、防汚のため付帯設備をまとめたものである。

A項からD項までの項は水質に関する項である。E項とF項は予測される障害としての腐食と汚れに関するものである。G項は材質と適合性ならびにその復水器管が適合しうるために障害対策として必要または好ましい付帯設備に関する項である。

この表は永年にわたる復水器管の実績、調査、研究データにもとづいて作成したものである。以下項目別に要点を説明し、明確化させたい。表2および表3は表1を補足するもので、前者は腐食(E)および汚れ(F)を、後者は防食ならびに防汚のための付帯設備を示す。

3. 要 因

3.1 水 質

3.1.1 採水点 (A)

復水器冷却海水はプラントの立地条件に応じて外洋からパイプライン等によって採水される場合(A₁)と港湾や河口から採水される場合(A₂)がある。前者においては外洋海水が後者においては立地に応じた多様な海水、河海水がみられる。

3.1.2 水 質 (B)

外洋の海水はまず清浄(A₁B₁)とみなしうる。

港湾や河口の海水はほぼ清浄な場合(A₂B₂)と汚染している場合(A₂B₃)に分類されよう。清浄またはほぼ清浄とみなしてよい海水(A₁B₁), (A₂B₂)の分析値はpH \geq 8.0, 溶存酸素 \geq 飽和値の75%, COD \leq 2.0 ppm, S²⁻: 検出されず; NH₃<1.0 ppm程度であろう。軽く汚染または汚染しているとみなすべき海水(A₂B₃)は上記の分析値のいずれか一項目以上が逸脱しているものである。

3.1.3 障害要因 (C)

(1) 漂 砂 (C₁)

外洋より海水を採取した場合、海水は清浄であるため、特異な腐食性はないが漂砂を含むことがあり、(A₁B₁C₁₂, A₁B₁C₁₃), 漂砂がある条件を満すときは銅合金復水器管に対して顕著なサンドエロージョンの現象により侵食性を示す^{5), 6), 7)}。侵食性は漂砂の粒径^{3), 4)}と含有量^{6), 7)}に支配される。データを図1, 2に示す。

(2) Mn²⁺の存在 (C₂)

湾内の海水は清浄であっても、底部において微量のMn²⁺の溶出を伴っていること(A₂B₂C₂₂)があり(図3)^{8), 9)}、このMn²⁺は塩素処理条件下(A₂B₂C₂₂D₂)で酸化されMnO₂となり管内に付着して異常(悪性)潰食を惹起する。したがって湾内より採取した海水はそれが清浄であり、魚貝類が生息しているような場合であっても、Mn²⁺の存在に注意すべきである。Mn²⁺は底質より、還元性雰囲気下で溶出してくるものと考えられているので、一時的な水質調査では充分に検出できない場合もありうる。よってなるべく多くの日時に水質調査を実施するとともに調査に並行して底質調査の実施が望ましい。

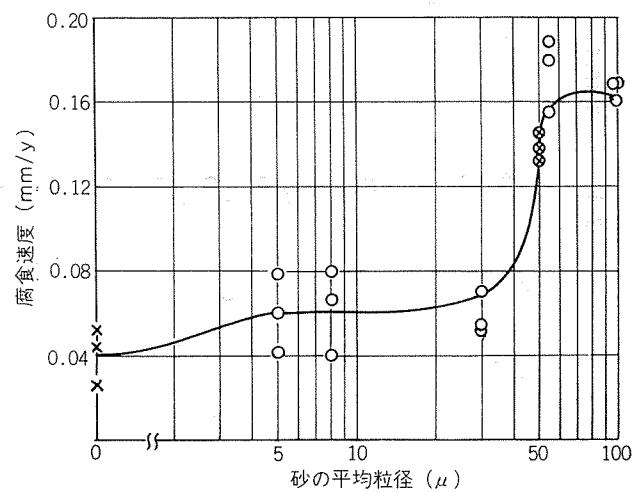


図1 アルミニウム黄銅の腐食におよぶ砂粒径の影響

試験装置：回転円筒試験機
剪断応力：100 dyne/cm²
砂濃度：1,000 ppm
試験時間：340時間

表2 復水器管に障害を起す現象と機構

a) 復水器管の主要な腐食現象

復水器管	腐食現象	主機構
銅合金	入口端の潰食 (E ₁₁)	入口端管表面における増大した冷却水による流体剪断応力による皮膜の破壊・剥離
	固形異物による局部潰食 (E ₁₂)	固形物の閉塞部の過大流速による流体剪断応力による皮膜の局部的破壊・剥離
	振動状態の異物による局部潰食 (E ₁₃)	管内に閉塞したセンシイ状異物の海水の流れに伴う振動による繰返し皮膜損傷
	サンドエロージョン (E ₁₄)	漂砂粒子の運動による皮膜の破壊・剥離
	異常潰食 (E ₁₅ , E ₂₁)	Mn ²⁺ と Cl ₂ 処理による富 Mn 活性皮膜の形成とその剥離
	一時の汚染 (E ₂₂)	保護性皮膜の不在下における硫化物皮膜の形成
	継続的汚染 (E ₂₃)	硫化物皮膜の優先的形成
	水素吸収 (E ₃)	陰極防食の過剰による H ⁺ の還元, TiH ₂ の形成
チタン	銅合金管板へのガルバニック腐食 (E ₄)	海水中での電位差(チタンまたはステンレス対銅合金)
チタン(ステンレス)		

b) 復水器管の主要な汚損(ファウリング)現象

復水器管	汚損現象	主機構
銅合金	生物汚損 (F ₁)	マクロ: 貝などマクロ生物の付着 ミクロ: 細菌, かびなど微生物の付着
チタン	沈着汚損 (F ₂)	水酸化鉄, コロイド, スライム, 汚泥など水中の浮遊物の沈着
ステンレス鋼	結晶(析出)汚損 (F ₃)	高温度, 過剰な電気防食による炭酸塩など過飽和溶解塩の析出
銅合金	腐食汚損 (F ₄)	腐食生成物の付着

表3 復水器管の保守対策と効果

保守対策	内 容	効 果
水質処理による対策	塩素処理	なし(不許可) あり(間欠的) あり(連続的)
	Fe ²⁺ 注入	なし あり(間欠的) あり(連続的)
電気化学的対策	電気防食	なし あり
		水室・管入口端の防食
構造上の対策	スクリーン	なし バースクリーン ロータリスクリーン マッセルフィルタ
		固体異物除去
	スポンジ球洗浄	なし あり(間欠的) あり(連続的)
		汚損物質の除去
	逆洗	なし あり
		管内閉塞物の除去

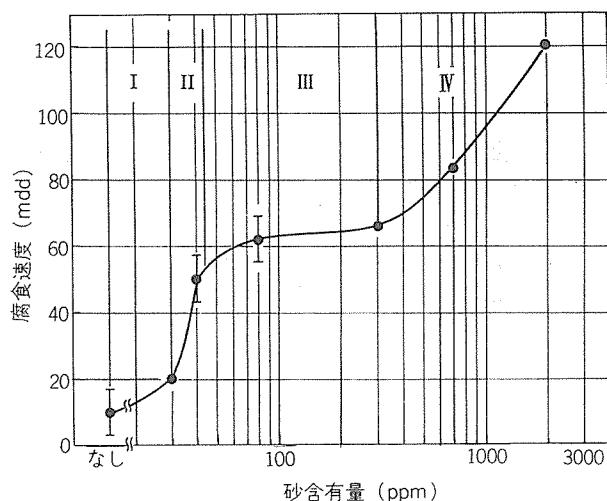


図2 アルミニウム黄銅の腐食におよぼす砂含有量の影響

試験装置：通水試験機 (25.4φ×1,245tmm)
流速：2 m/s
砂粒径：100μ以下

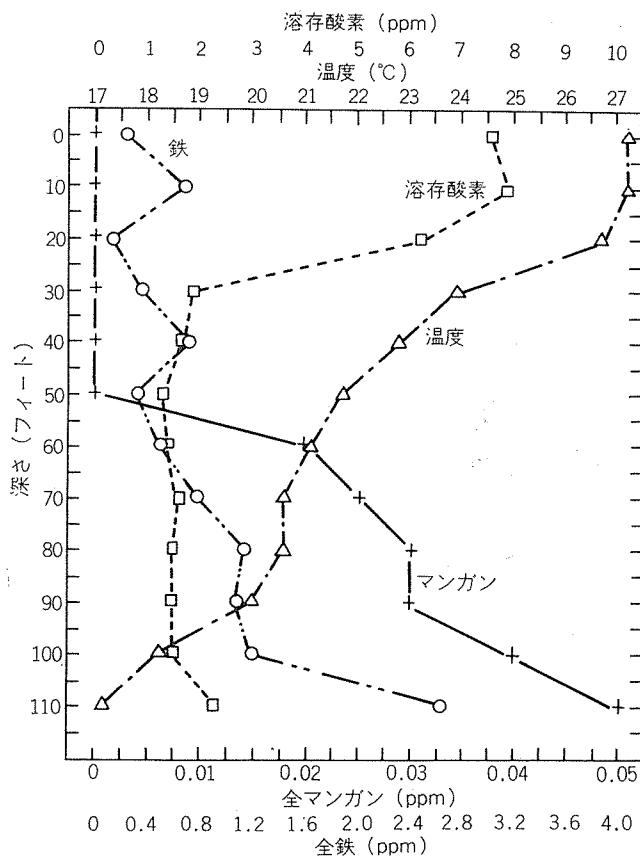
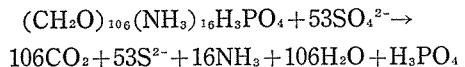


図3 Allatoona貯水池の夏季における水深方向水質分布

(3) S²⁻の存在 (C₃)

海水中の有機物濃度が海水の浄化能力を越えるだけ多くなると嫌気性雰囲気が形成され、硫酸塩還元菌の作用によって海水中の硫酸塩が有機物によって還元され硫化物イオウとなる ($H_2S + HS^- + H^+$)。

Effirdによれば、有機物の酸化は被還元物質として酸素、窒素化合物として最後に硫酸根を消費する¹⁰⁾。



海水中の硫化物イオウは銅合金の腐食に関する著しい促進作用を有し、1 ppmより大巾に低いレベルであっても腐食に関する様相を一変させてしまう。著者らの研究では少なくとも0.05 ppm S²⁻が¹¹⁾、また最近の研究では0.01 ppm S²⁻でも作用が認められている¹²⁾。このような微量のS²⁻の分析に関してはそれに適した分析方法をとることが必要である。たとえば、JIS K 0101-29に定める比色法は検出感度が0.02 ppmであり適切ではない。イオン電極法は感度が0.003 ppmであり、有効な方法であると言える。

3.1.4 塩素処理 (D)

塩素処理は冷却海水系における生物付着物障害を防止する目的で実施してきた。対象となる生物は貝や藻など、いわゆるマクロ生物汚損 (macro bio-fouling) を起こすものや伝熱管内に付着する菌や細菌など、いわゆるミクロ生物汚損 (micro bio-fouling) を起こすもの、などである。最近の傾向として塩素処理は環境保全(規制)の観点から制限が加えられたり、禁止される場合が増えてきている。

塩素処理が実施される場合、塩素ガス注入法、塩素酸塩(次亜塩素酸ソーダなど)注入法、海水直接電解法が採用されてきた。注入濃度は復水器入口において、有効塩素量0.05~0.3 ppmとなる程度にコントロールされている。

塩素処理は復水器管につぎの影響を与える。

- 1) 管内面における生物汚損を抑制する。
 - 2) 銅合金管の腐食を促進または誘発することがある。
- したがって、塩素処理の有無 (D₁, D₂) は復水器管の適合性に影響する。

なお、高度に汚染した冷却海水 (A₂B₃C₃₃) に対して、塩素処理は実用的な効果を有していないので、まず適用されることがない。よって、表1においてA₂B₃C₃₃D₂の欄は空白とした。

3.2 起こりうる障害とその対策

復水器管の材質選定、したがって適合性、を考えたときに評価の対象となる障害は腐食障害および伝熱障害である。これら現象の詳細については前報または別報にゆずる。本報では表1との関連において主として対策について述べる。

3.2.1 腐食 (E)

表2の腐食現象につき、項目別に主として防止対策について述べる。

(1) 入口端の潰食 (E₁₁)

皮膜強化と電気防食の適用が対策として有効である。皮膜強化としては海水中への鉄イオンの注入が広く実施されて著しい効果を挙げてきている(表4)³⁾⁴⁾。内面入口保護皮膜処理(APF)も有効である²⁾(後述)。電気防食の適用による適用電流と防食効果の関係は復水器管内面の皮膜

表4 我が国における復水器管漏洩事故の分類

(1956~1977, 東京電力, 中部電力, 関西電力)

海 水		清 浄 海 水		汚 染 海 水	
		Fe ²⁺ 注入なし	Fe ²⁺ 注入あり		
合 金		アルミニウム黄銅		アルミニウム黄銅	AP ブロンズ
全管数 (N) 操業時間 (Y年) N × Y 本・年		5,898,958 (~22年)	6,697,869 (~13年)	1,630,436 (~15年)	1,671,691 (~13年)
漏 洩 管 の 数	インレットアタック	0	0	0	37*1
	異物のつまり	244	343	2	0
	異物の振動	0	0	0	0
	サンドエロージョン	0	0	0	0
	異常潰食(富マンガンスケールの形成あり)	2435	12	0	0
	帯状潰食	0	0	5*2	0
	硫化物による孔食	0	0	838	0
	応力腐食割れ	38	1	225	0
	振動による疲労割れ	0	1	0	0
	アンモニアアタック	27	3	50	1
	取扱不良	2	3	0	10
	未確誌	96	33	0	0
	総 計	2842	396	1120	48
事 故 発 生 率 (10,000本年間当り)		4.82	0.59	6.87	0.29

*1 スポンジボール洗浄の過剰による。

*2 カーボランダムボール洗浄の過剰による。

の状態、分極特性値、によって著しく変わる。水室内管板面上または管板近傍に照合電極を取付け、電位を測定して電流値を管理することが望ましい(図4)。

図5は多数の復水器について防食電流密度と管端部の電位変化の関係、つまり陰分極、を測定した結果である^{3),4)}。復水器管内面の分極抵抗値R($\Omega \text{ cm}^2$)は 10^3 から $10^6 \Omega \text{ cm}^2$

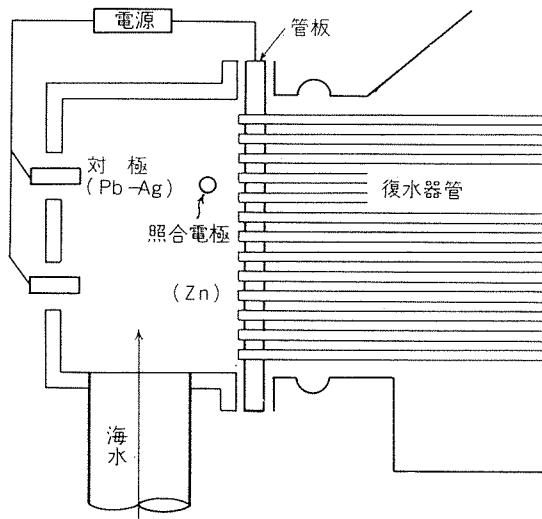


図4 復水器水室の陰極防食装置の概念図

の範囲に大きくばらついている。鉄イオンを注入して安定な酸化鉄皮膜を形成させたときには充分に大きなR値が得

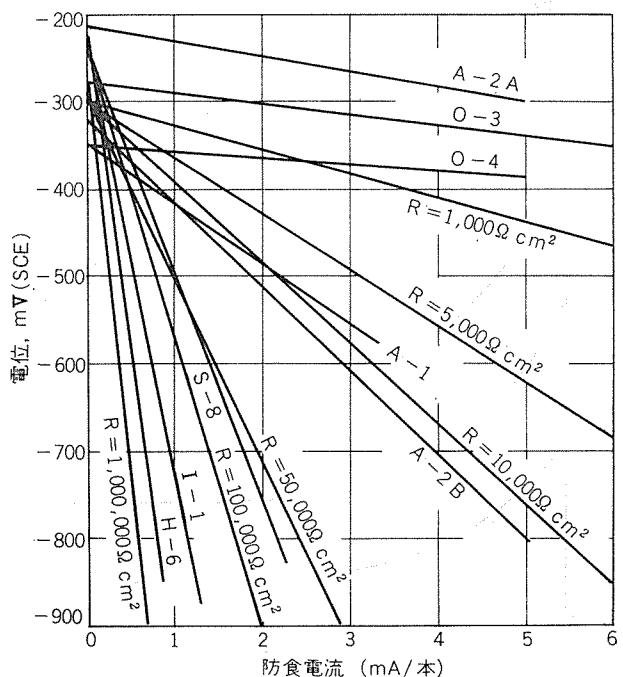


図5 実機復水器水室におけるみかけの分極曲線

られている。復水器管1本当りの防食電流 I_0 によって得られる電位降下 E は次式で求められる^{13), 14)}。

$$E = I_0 \sqrt{\frac{\rho R}{2\pi^2 a^3}} \frac{\cosh \left\{ \sqrt{\frac{2\rho}{aR}} (\ell - z) \right\}}{\sinh \left\{ \sqrt{\frac{2\rho}{aR}} \ell \right\}}$$

ρ : 海水の比抵抗 (Ωcm)

R: 分極抵抗値 (Ωcm^2)

a: 管の内径 (cm)

ℓ : 管の長さ (cm)

z: 管端からの距離 (cm)

管端部の電位を 500 mV 分極させたとき、管端から管軸に沿う電位分布を作図すれば、R 値 $3 \times 10^3 \sim 10^6 \Omega \text{cm}^2$ の範囲において、図 6 のようになる。インレットアタックは入口端から管内径の 3 ~ 5 倍までの範囲内で生ずることが多い(図 7)^{4), 15)}。完全防食のためには 200 mV の陰分極を与えることとみられるので、R 値は $3 \times 10^4 \Omega \text{cm}^2$ 以上であることが望ましく、少くとも $10,000 \Omega \text{cm}^2$ は必要である。さらに、R 値を $3 \times 10^5 \Omega \text{cm}^2$ に保てば、防食電流 1 mA/本によって管端部は 500 mV 分極され、管端から 1 m までの領域は完全防食域に入ることとなる。

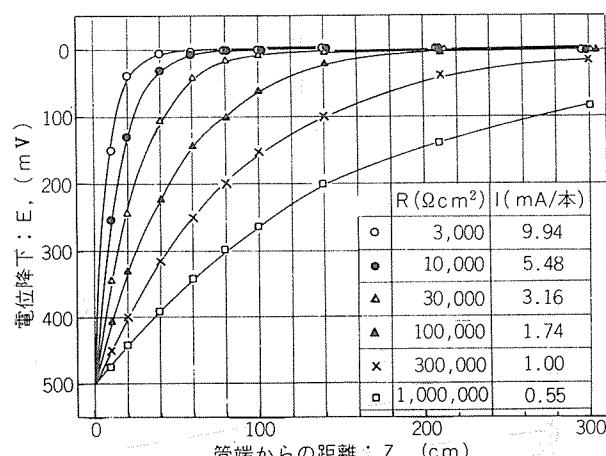


図 6 陰極防食による復水器管の防食、
分極抵抗値(R)と管の電位分布の関係

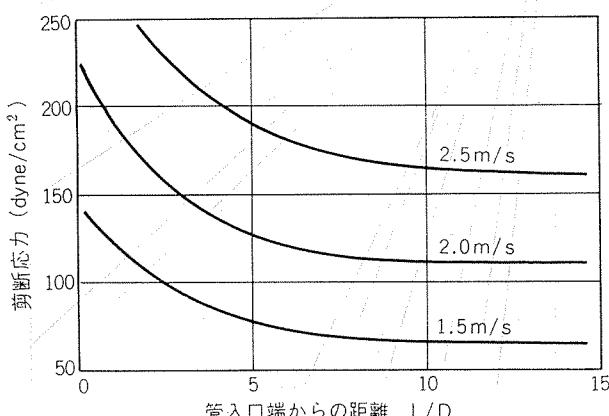


図 7 入口部近傍における流れによる剪断応力分布

内面人工保護皮膜付銅合金管(APF)のR値は $10^5 \Omega \text{cm}^2$ 以上であるので、鉄イオンの注入を行なうことなく使用初期より 2mA/本程度の防食電流を適用することによってインレットアタックから完全に防食できる。

(2) 固形異物による局部潰食 (E₁₂)

局部潰食を惹起する原因となる固体異物の流入を阻止することが対策として必要である。表 5 はタブロゲ社製のマッセルフィルターが取付けられた復水器について管の漏洩記録を調査したものである¹⁶⁾。マッセルフィルター取付以前に散発的に生じている漏洩事故はマッセルフィルター取付後解消している。

逆洗設備を有する復水器にあってはマッセルフィルターと同様の働きをする設備として、復水器冷却海水配管の復水器入口近傍にプレスクリーンを備えているものがある。この種の復水器の調査例にあっては固体異物の閉塞はほとんどなく、もちろん漏洩事故も皆無である。

今日のアルミニウム黄銅復水器管にとって、稀に経験されている漏洩事故はそのほとんどすべてが固体異物のつまりによる局部潰食によるものであるから、固体異物のつまりを防止するための方策を積極的に講ずることを需要家各位に強く望みたい。

なお、人口保護皮膜処理APE管は皮膜が強固なため固体異物のつまりによる局部潰食作用をほとんど受けないことが実験により確認されており、従来銅合金管より高い信頼性が期待できよう。

(3) 振動状態の異物による局部潰食 (E₁₃)

上記(2)と同様に異物の流入を防止することが有効な対策となろう。この局部潰食は入口端で特に生じやすいので、電気防食は充分に有効な対策となりうる。

(4) サンドエロージョン(E₁₄)

銅合金復水器管のサンドエロージョンの現象は砂含有量(図 1)と粒径(図 2)の影響を受ける。対策としては砂含有量が少なくなるように取水点を選び、必要に応じて沈砂地を設けることが必要となる。図 2 が示すように粒径 30μ 以下の漂砂はサンドエロージョンを生じさせないようである。そこで、粒径 30μ を越える大きさの漂砂を冷却水にとり込まない工夫またはそれを沈降排除する工夫が望まれる。

なお、漂砂の沈降速度(終速度)は次式で与えられる。

$$V = \frac{1}{18} g \cdot d^2 \left(\frac{\rho - \rho_0}{\mu} \right)$$

V: 沈降速度 (cm/s)

d: 粒子径 (cm)

ρ : 粒子の密度 (g/cm^3)

ρ_0 : 海水の密度

g: 重力の加速度

μ : 粘性係数 (dyne/cm^2)

たとえば、 30μ 漂砂の沈降速度は約 1 mm/sce に過ぎないので、系内にとり込んだ場合これを排除することはかなり困難である。なによりもとり込まない工夫がまず必要であろう。

表5 マッセルフィルターの取付と復水器管の漏洩事故発生状況

	冷却海水の状況			異物の管内閉塞状況		漏洩管の発生状況										
	水質*	塩素処理	Fe ²⁺ 注入	MF取付前	MF取付後	'68	'69	'70	'71	'72	'73	'74	'75	'76	'77	'78
1	B・C	あり	あり			3	2	0	0	3	1	0	0	0	0	0
2	A	なし	あり	あり	なし				0	10	3	0	0	0	0	0
3	A	あり	あり						0	0	5	0	1	0	0	0
4	A	なし	あり												0	0
5	A	なし	あり		なし										0	0
6	A・B	あり	あり		なし										0	0
7	A・B	あり	あり													0
8	A・B	あり	あり								0	0	0	0	5	0
9	A	なし	あり	あり	なし										0	0
10	A	なし	あり													0
11	D	なし	なし	あり	なし									0	0	0
12	D	なし	なし	あり	なし									0	0	0
13	B	なし	なし	あり	なし				0	0	0	0	1	0	0	0

*水質: A: 清浄 B: やや汚染 C: かなり汚染 D: 激しく汚染

銅合金復水器管の皮膜を強化することもサンドエロージョンの抑制に効果がある。サントエロージョンが軽度の場合は鉄イオン注入によって侵食作用を抑制できる。人工保護皮膜処理 APP 管についてのデータは多くないが、250 μ 350 ppm の漂砂注入条件下でも皮膜剥離のないことを確認している²¹。

(5) 異常潰食 (E₁₅, E₂₁)

鉄イオンの注入によって抑制できる。塩素処理を実施しないときには発生しないので、マンガイオンが検出されたときに塩素処理を中止すれば異常潰食の発生を避けうるものとみうけられる。マンガイオンは海底の MnO₂ が還元性雰囲気において Mn²⁺ となって溶出すると言われている(図 3)。

(6) 一時的汚染海水による腐食 (E₂₂)

海水が一時的に汚染され硫化物イオウを含むようになる以前に保護皮膜を育成しておけば完全にこの種の腐食を避けることができる。保護皮膜として鉄イオンの注入による皮膜が有効であることが確認されている^{17), 18), 22)}。人工保護皮膜処理 APP 管もよくこの種の腐食に耐えることが確認されている。

(7) 継続的な汚染海水による腐食 (E₂₃)

銅合金管の中では AP ブロンズ管がよく腐食に耐える。硫化物イオウを含む汚染海水中では硫化物皮膜が優先的に形成されるため、アルミニウム黄銅管に自然に保護皮膜を形成させることは期待できない。人工保護皮膜処理 APP 管はこの種の腐食によく耐えるので今後の使用が期待できよう。

(8) 水素吸収 (E₈)

チタン管の海水中の電位は 0.0~0.3V (SCE) であるが、陰極防食によって電位を -0.7V (SCE) 以下に低下させれば水素吸収が生じ、チタン水素化合物 (TiH₂) が折出し脆化する(図 8)^{19), 20)}。特に復水器出口水室側の管端部の電位

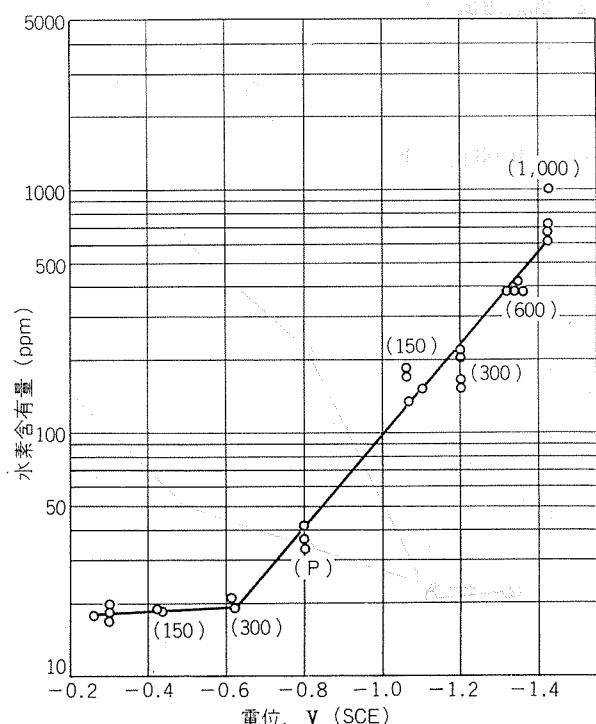


図 8 防食電位とチタン管々端部の水素含有量、期間: 3ヶ月
() 内は電流密度 (mA/m²), (P) は定電位法

が低下しやすいので、常に電位を測定し、 $-0.7V$ (SCE) 以下にならぬよう防食電流を制御することが必要である。

(9) チタン管(ステンレス管)による銅合金管板のガルバニック腐食

チタン管は海水中において銅合金よりも貴であるため、銅合金管板はガルバニック腐食を受けることがある。ガルバニック腐食は管板面に保護皮膜が存在しないときに生じ、とくに、硫化物イオウの存在下で著しい。管板面を樹脂塗装することが有力な対策となる。塗料としてはエポキシ樹脂が一般に用いられ、効果をあげている。ガルバニック腐食は陰極防食によっても防止できる。銅合金管板の電位を $-0.55\sim-0.70V$ (SCE) に保つことが推奨されよう。

3.2.2 汚れ(F)

海水を冷却水とする復水器管には表2(b)に示した4種の汚れ(汚損)が生ずる。生物汚損、沈着汚損、結晶汚損、腐食汚損である。

(1) 生物汚損(F₁)

生物汚損は一般に清浄海水のもとで生ずる。汚損物体はせんい状の微生物、細菌やカビを主体とするもので、これに海水中の浮遊粒子が付着したもので、層状に管内壁に付着する。この汚損物体は膨潤してゼラチン状の層を管内に形成し、この層の存在が大きな伝熱性能の低下をもたらすものである。

一般に生物汚損は銅合金管のほうがチタン管よりも生じ難い傾向がある。銅合金から溶出した微量の銅イオンが多く、海洋生物の繁殖を抑制するためであると考えられる。内外の実験データを図9^{21), 22)}および図10²³⁾に示す。

(2) 沈着汚損(F₂)

沈着汚損は海水中の浮遊物が管内面に付着するためのものである。鉄イオン注入による過剰な水酸化鉄粒子の付着や汚染海水中のスライム粒子の付着がこれに当る。鉄イオン注入は $0.03 ppm Fe^{2+}$ 連続の場合、やや過剰であり沈着

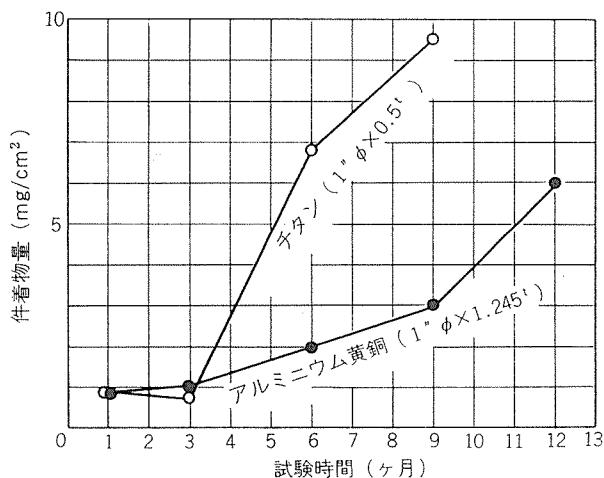


図9 清浄海水中におけるチタン管とアルミニウム黄銅管の付着物量比較

(管内流速: 2 m/s, 塩素処理: なし)

汚損による伝熱性能の低下が起りやすい。初期を除いて $0.01\sim0.02 ppm Fe^{2+}$ 連続が適当なところであろう。

(3) 結晶汚損(F₃)

結晶汚損は海水を冷却水に使用する復水器管の条件では一般に生じない。稀に電気防食の過剰な適用、たとえば運転休止時の適用、によって管端部に水酸化マグネシウムや炭酸カルシウムの析出を見ることがある。

(4) 腐食汚損(F₄)

腐食汚損は復水器管の腐食によって生じた腐食生成物によるものであり、一般に銅合金管において腐食性の激しい汚染海水のもとで生ずる。人口保護皮膜処理(APF)銅合金管、チタン管、ステンレス管には生じない。

(5) 対策

対策としては塩素処理、ブラッシ洗浄、スポンジボール洗浄が有効である。従来、塩素処理の適用例が多かったが環境問題より塩素処理を適用できないケースも増えてきた。ブラッシ洗浄は有効な汚損物除去の手段であることにかわりはないが、運転中に適用できないことが大きな短所である。

このような事情からスポンジボール洗浄が重要視され広く普及してきた。銅合金管における過剰なスポンジボール洗浄はスライムのみならず、保護皮膜をも傷つけ防食上有害となりうる。一般に洗浄は10個/週を越えない程度で十分に有効であり、防食面からも望ましい^{21), 22), 24)}。実験例を図11に示す。チタン管においては、銅合金管よりも頻度の高いスポンジボール洗浄が必要とされる。実験例を図12に示す^{21), 22)}。最近の実験から、チタン管を無塩素処理海水で使用するとき、連続的なカーボランダムボールの使用が好ましいとの結果が得られている。

3.3 復水器管の種類

表1において海水使用復水器管として適用可能なものとして下記9種のものを選出し評価、検討した。

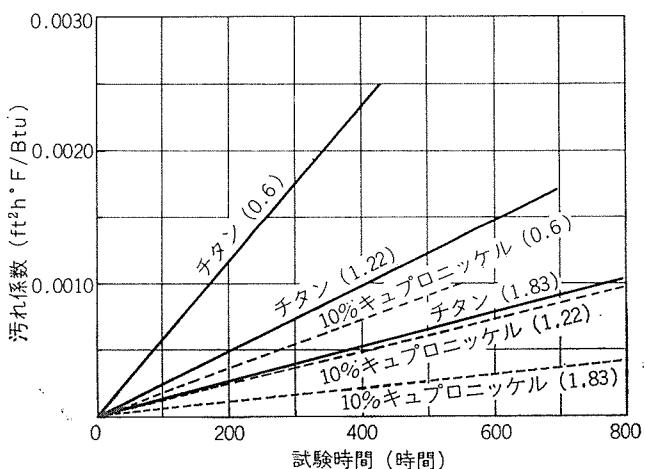


図10 チタン管と10%キュプロニッケル管の汚れ比較と流速の影響

() 内は管内流速 (m/s)

- イ. アルミニウム黄銅（アルブラック）
ロ. 内面人工保護皮膜付アルミニウム黄銅（APF アルブラック）
ハ. 10%キュプロニッケル
ニ. 30%キュプロニッケル

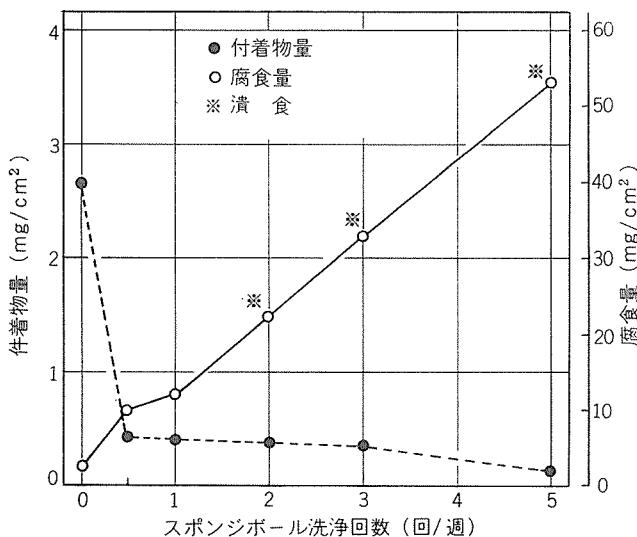


図11 アルミニウム黄銅管の腐食と汚れにおよぼすスponジボールの洗浄の影響

管: $31.75\phi \times 1.245^t$ mm, ボール: $32\text{ mm}\phi$, 中硬質, 通過個数: 6ヶ/回, 期間: 6ヶ月, 海水: 一時的な汚染, 管内流速: 2 m/s, 塩素処理: なし, 鉄注入: なし

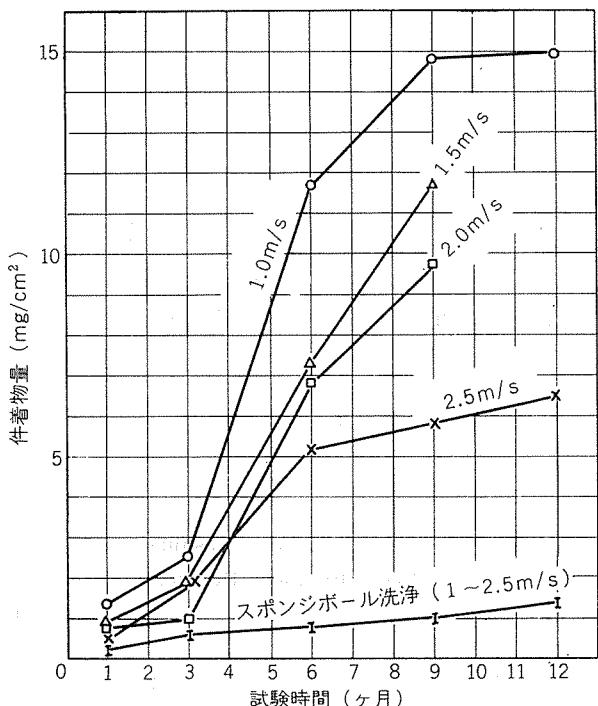


図12 チタン管の汚れにおよぼす管内流速の影響とスponジボール洗浄の効果

チタン管: $25.4\phi \times 0.5$ tmm
スponジボール洗浄: $26\text{ mm}\phi$
中硬質, 10個/回×1回/週

- ホ. 30%キュプロニッケル 2%Fe, 2%Mn入り
ヘ. 改良キュプロニッケル
ト. APブロンズ
チ. チタン
リ. 耐海水ステンレス鋼

これら9種の復水器管についてそれぞれ一般的な特徴を述べればつぎのこととなろう。

(1) アルミニウム黄銅管: 最も安価な復水器管であり, 実績も圧倒的に多く, 今後とも標準復水器管となり得よう。

(2) 内面人工保護皮膜付(APF)アルミニウム黄銅管: 使用初期よりアルミニウム黄銅を上回る安定した耐食性がありメンテナンス面からは鉄イオン注入が必ずしも必要とされないこと, 小容量の電気防食設備で確実な効果が期待できること, 汚染海水耐食性を有すること, さほどの価格アップを伴わないとなども考え併せ, 今後広く実用されることが望まれる。仕様を表6に示す。

表6 人工保護皮膜処理APE管の仕様

項目	代表値
人工保護皮膜の厚さ	$20\mu\text{m}$
人工保護皮膜の伝熱抵抗	$3 \times 10^{-5} \text{ m}^2 \text{ h } ^\circ\text{C}/\text{kcal}$
人工保護皮膜の分極抵抗(2 m/s)	$15 \times 10^4 \Omega \text{ cm}^2$

(3) 10%キュプロニッケル: 米国における海水使用復水器管として広く使用されてきたが, アルミニウム黄銅に比して価格や耐食性とともに魅力に乏しい。アルミニウム黄銅管に比して, 異常潰食を生じ難いようであること, 鉄イオン注入を強く必要としないことが長所であろう。また, アンモニアアルカリ性のドレインのもとでかなりの耐食性を有しているので, 復水中への溶出する銅イオン濃度が問題視される場合にはアルミニウム黄銅管の代替材となりうるであろう。

(4) 30%キュプロニッケル: 清浄海水に対する耐食性, とくに耐潰食性, に優れていることおよびアンモニアアルカリ性ドレインのもとでほとんど腐食されないことが長所である。アルミニウム黄銅よりも汚染海水腐食を受けやすいことおよび10%キュプロニッケルよりもさらに高価であることが欠点である。

(5) 30%キュプロニッケル 2%Mn, 2%Fe入り: 30%キュプロニッケルと同様の特色を有するが, サンドエロージョンによく耐えると言われている。わが国での実績はない。

(6) 改良キュプロニッケル: 現在のキュプロニッケル(上記10%および30%キュプロニッケル)を耐食性(耐潰食性)経済性について上回るもののが研究され, その一つとして CA72200 (Cu-16.5%Ni-0.8%Fe-0.5%Cr) が実用化されている。ただし汚染海水腐食を受けやすい点は改良されていない。

表7 耐海水ステンレス鋼(米国)

名称	成 分 (wt%)			機械的性質			孔食電位 V (SEC)
	Cr	Ni	Mo	耐力 (kgf/mm ²)	引張強さ (kgf/mm ²)	伸び (%)	
AL-6X	20	24	6	32.9	68.6	45	>1.0
29-4	29	0	4	54.8	66.4	25	>1.0
29-4-2	29	2	4	64.2	71.5	23	>1.0

(7) AP ブロンズ：硫化物イオウを含むような汚染海水中で使用できる唯一の銅合金管としての実績を持つ。アルミニウム黄銅よりかなり高価である。

(8) チタン：海水に対し極めて安定した耐食性を有することが最大の利点とされている。アルミニウム黄銅管よりも価格がかなり高いこと、施工性がやや劣ること、生物汚損を受けやすいこと、などは短所である。

(9) 耐海水ステンレス鋼：米国では既に高Cr-Ni-Moオーステナイトステンレス鋼(AL-6X)が実用化され、復水器管として海水に対する完全な耐食性が認められている。つまり、信頼性についてチタンと同等とされている。価格もチタン並みと言われている。施工性、生物汚損特性もチタン並みとみてよからう。そしてそれに追随するよう�新しく高Crフェライト系ステンレス鋼の実用化が検討されている。表7に米国で実用化開発が進められている耐海水ステンレス鋼の成分と機械的性質を示す。

4. まとめ

海水使用復水器の伝熱管の選択について検討した。海水使用復水器管の選定においても、他におけると同様に、費用効果の原則によってなされるべきであることは当然であるが、技術的見地から海水耐食性を主体とする適合性が最も重要な地位を占めている。海水耐食性の評価は難解と言うよりも煩雑であるため、従来、とかく恣意的ななされていたきらいがあり、結果として試行錯誤の繰返しが少なくなかったように思われる。

本稿は海水使用復水器管の選択に資するため、前報^{3), 4)}の考え方を引継いで、更に、海水使用復水器管の使用条件と適合性の関係を総合的に評価したものである。

1) 海水側の条件を取水地点、水質、塩素処理によって15種類に分類した。

2) 今日、海水使用復水器に実用しうる管として9種類の管を選定した。すなわち、アルミニウム黄銅、内面人工保護皮膜付(APF)アルミニウム黄銅管、10%キュプロニッケル管、30%キュプロニッケル管、30%キュプロニッケル2%Fe・2%Mn入り管、改良キュプロニッケル管、APブロンズ管、チタン管、耐海水ステンレス管、である。

3) 復水器管の腐食や汚損対策として広く用いられて

いる対策4種、すなわち鉄イオン注入、陰極防食、スポンジボール洗浄、スクリーンの強化、を必要に応じて適切かつ充分に活用することを前提として、15条件の海水に対する9復水器管の適合性を評価した。

4) ここで適合性とは、わが国現在の復水器管の使用実績、年間漏洩管発生率1本/10,000本以下および清浄度係数85%以上、をまず上回ることを条件とし、さらに、漏洩管の発生原因を根本的に除外できる見通しのあるものを適合性ありと判定した。

5) 評価の結果は表1に示した。

6) 15条件のもので9種の復水器管は、下記のものを除いてすべて適切な配慮のもので適合性を有すること、すなわち使用可能であること、が示された。

適合性がじゅうぶんない組合せとしてつぎのものが挙げられる。

イ. 海水が侵食性のある漂砂を含むときにアルミニウム黄銅、10%キュプロニッケル、APブロンズ、よりもなる管を使用すること。漂砂の侵食性が強くなればAPFアルミニウム管、30%キュプロニッケル管、同2%Fe 2%Mn管、改良キュプロニッケル管を使用することも同じ。

ロ. 海水が汚染していて硫化物を含むときはアルミニウム黄銅管、各種のキュプロニッケル管を使用すること。この場合APPアルミニウム黄銅管、APブロンズ、チタン管、耐海水性ステンレス管は使用可とみられる。

文 献

- 1) J. Maurer: 6 OTEC Conference, Washington D.C, USA, (1979), 6C-3/1 DOE-APL Johns Hopkins Univ.
- 2) 佐藤史郎、永田公二、小木曾昭夫、須藤久治: 本誌, 18 (1977), 80.
- 3) 佐藤史郎、永田公二: 火力原子力発電, 29 (1978), 597.
- 4) S. Sato, K. Nagata: 本誌 19 (1978), 83.
- 5) 田部善一: 本誌 9 (1968) 169.
- 6) 山口謙、恩田勝弘、佐藤史郎、野世溪精: 火力原子力発電, 25 (1974), 769.
- 7) 同上: 本誌 15 (1974), 11.
- 8) 佐藤史郎、大川睦: 火力原子力発電, 26 (1975), 671.

- 9) 同上: 本誌, 17 (1976), 17.
- 10) K.D. Effird and T.S. Lee: Corrosion, 35 (1979), 67.
- 11) 野世溪 精, 佐藤史郎, 風間公一, 山口 誠, 安井恒政: 本誌, 12 (1971), 85.
- 12) John, P. Gudas and Harrey P. Hack: Corrosion, 35(1979), 67.
- 13) 佐藤史郎, 山内重徳: 防食技術, 25 (1976), 611.
- 14) 佐藤史郎, 山内重徳: 本誌, 17 (1976), 125.
- 15) D.A. Bowlus, J.A. Brighton: Trans. ASME, J. Basic Eng, Sept. (1968), 431.
- 16) 佐藤史郎, 永田公二, 小木曾昭夫: 火力発電ニュース, 第236号 (昭和53年度第4号), 46.
- 17) 安藤秀一, 山口 誠, 恩田勝弘, 佐藤史郎, 小木曾昭夫: 火力発電, 23 (1972), 207.
- 18) 同上: 本誌 14, (1973), 76.
- 19) 山口 誠, 恩田勝弘, 広瀬仁志, 佐藤史郎, 田部善一, 下野三樹雄, 野世溪 精: 火力原子力発電, 25 (1974), 172.
- 20) 同上: 本誌 15, (1974), 163.
- 21) 川辺充志, 生島保一, 飯島訓司, 佐藤史郎, 永田公二, 山内重徳: 火力原子力発電, 27 (1976), 569.
- 22) 同上: 本誌, 18 (1977), 93.
- 23) R.B. Ritter and J.W. Suitor: INCRA Project No. 214 A Fouling Research on Copper and Alloys, Apr. 1976, (邦訳) 銅, No: 20 (1978), 1.
- 24) 川口 要, 恩田勝弘, 佐藤史郎, 永田公二, 下野三樹雄: 火力原子力発電, 30 (1976), 713.

Sheet Fabricated Aluminum Wheels for Smaller Passenger Cars*

by Sazuku Nakamura**, Masao Ito**
and Yoshio Takeshima**

Sheet Fabricated Aluminum Wheels for Smaller Passenger Cars*

by Sazuku Nakamura**, Masao Ito**
and Yoshio Takeshima**

The developed lightweight wheels made of 5083 sheet range from 13×4.5 which weighs about 3.6 kg (7.9 lb) to 14×6 which weighs about 4.7 kg (10.4 lb).

These aluminum wheels are from about 15 kg (6.8 lb) to about 20 kg (9.1 lb) per set lighter than steel production ones.

Each of the wheels is composed of stamped spider and seamless rim joined by shielded-arc welding and is stabilized by thermal treatment after welding.

Therefore, the wheels not only meet the performance requirements on dynamic cornering/radial fatigue test (SAE J328a), impact test (SAE J175), push out test and nut fastening test (JASO C603), but also have enough stress-corrosion resistance.

1. Introduction

Aluminum wheels have been investigated as a means of reducing car weight chiefly for the purpose of fuel economy. The weight of road wheels is one of the driving and unsprung weight, therefore its weight saving leads not only to secondary weight saving but also to easiness of steering and high comfort.

Some aluminum wheels are casted, some are forged and some are made of wrought alloy. Characteristic of casted or forged aluminum wheel is rather the styling feature than the light weight, while sheet fabricated aluminum wheel must achieve considerable weight reduction and is expected to have about a half weight of steel production one. Actually aluminum wheels having seamed rim made in like manner as steel one are on the market in the United States.

But we have not yet established the techniques for flash butt welding and rim forming of the welded hoop, so we have developed aluminum wheels having seamless rim.

This paper describes fabricating process and performance of them.

2. Alloy and Fabrication

Wrought aluminum alloy for wheel is required good combination of superior formability with high strength. And non-heat-treatable alloy is prefered in respect of productivity. We use 5083-O sheet modified to have improved formability and stress-corrosion resistance.

Fabricating process is shown in Fig. 1.

The 5083-O sheet which has nominal thickness of spider is blanked to sheet circle. Its diameter is determined by wheel size and rim thickness. The blank is formed to drawn cup. In case the drawing ratio is

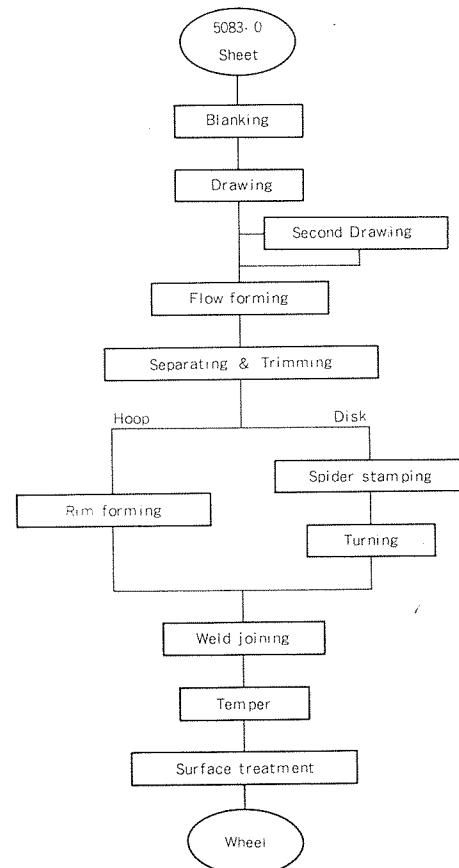


Fig. 1 Fabricating process.

*Presented at SAE Passenger Car Meeting, Dearborn, June 1979.

**Technical Research Laboratories.

above the limit, the blank is drawn twice.

Then, the thickness of cylindrical portion of drawn cup is reduced to nominal thickness of rim by flow forming, as rim ought to be thinner than spider in the matter of strength, and then the cup is separated into a cylindrical part and a dish part. The cylindrical part is formed to rim by conventional forming techniques. On the other hand, the dish part is stamped to spider in several operations and is lathed to fit into the rim.

Then, the rim and the spider are fixed in keeping the expected offset and joined by shielded-arc fillet welding.

And then, it is properly stabilized by thermal treatment in order to be free from stress-corrosion cracking.

Finally, several kinds of surface treatment are applied, e.g. buff polishing, barrel polishing, anodizing, plating or painting.

The yield rate of material in this process is about 60 percent.

The completed wheel is inspected on external appearances and dimensions. The dimension accuracies are listed in **Table 1**.

Table 1 Dimension Accuracies (mm)

Circumference of bead seat	± 1.2
PCD of bolt holes	± 0.13
Diameter of center hole	+0.5 -0
Offset	± 1.0
Radial vibrating range of outboard bead seat	1.0
Transverse vibrating range of outboard flange	1.2
Height range of pads	0.2

3. Performance

Performance of wheel must be strictly estimated, as it is one of the most important parts to keep safety.

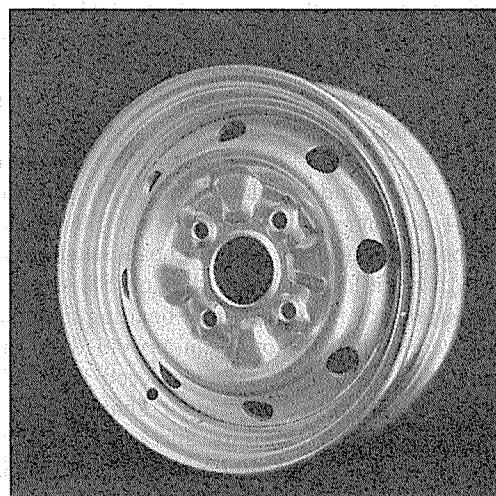
Performance requirements are provided in SAE J328a, J175 and JASO (Japan Automobile Standards Organization) C603.



13×4.5
Type S1



14×5.5



13×4.5
Type S2



14×6

Fig. 2 Appearance of the wheels.

In the following paragraphs, performance of typical wheels shown in Table 2 and Fig. 2 are described. Wheel sizes are 13×4.5 , 14×5.5 and 14×6 . Nominal thickness of spider is 6.3 mm (0.25 in.) or 6.7 mm (0.26 in.), and that of rim is 5.0 mm (0.20 in.). These wheels weigh 50–55 percent as compared with steel production ones of the same size.

Table 2 Dimensions of Typical Wheels

Size	Type	Nominal thickness (mm)		Offset (mm)	Weight (kg)
		Spider	Rim		
13×4.5	S1	6.3	5.0	30	3.6
13×4.5	S2	6.3	5.0	25	3.5
13×4.5	S2	6.7	5.0	25	3.7
14×5.5	—	6.7	5.0	15	4.5
14×6	—	6.7	5.0	15	4.7

Pitch circle diameter; 114.3 mm (4.5 in.)

Number of bolt holes; 4

3.1 Dynamic Cornering Fatigue Test

Purpose of this test is primarily to examine the strength of spider. M-N diagrams are shown in Fig. 3–Fig. 5, which are results of the fatigue test carried out under initial nut fastened torque of $12 \text{ kg}\cdot\text{m}$ (87 lb·ft) and rotating rate of 750 rpm.

Reduction of nut fastened torque in the test was up to $0.2 \text{ kg}\cdot\text{m}$ (1.4 lb·ft).

Fig. 3 shows minimum life of 13×4.5 aluminum wheels of two types and similar steel ones. Fatigue life of type S1 is longer than that of type S2 in the range of low bending moment, which means that practical life of S1 is far longer than that of S2, though there is little difference in the range of bending moment as high as accelerated test condition provided in the above-mentioned standards. It is considered that this is caused by the difference of spider shape, i.e. S1 spider has no closed bead and its surface curvature is comparatively gentle. It is obvious that thicker S2 spider has longer life. Fig. 4 and Fig. 5 are the diagrams of 14×5.5 and 14×6 wheel respectively. Each of them shows scatter band of several production lots.

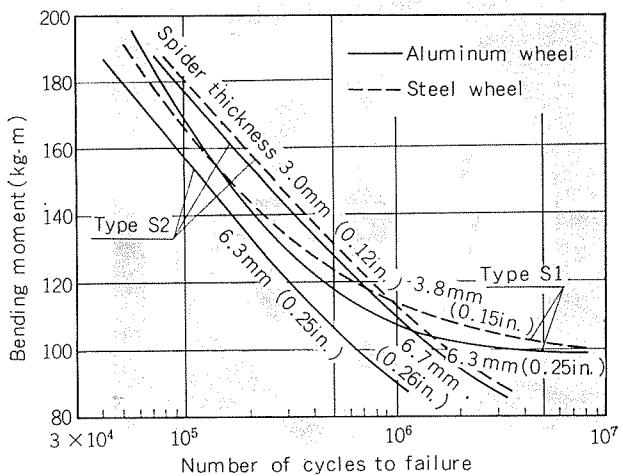


Fig. 3 M-N diagram for 13×4.5 wheel in the dynamic cornering fatigue test.

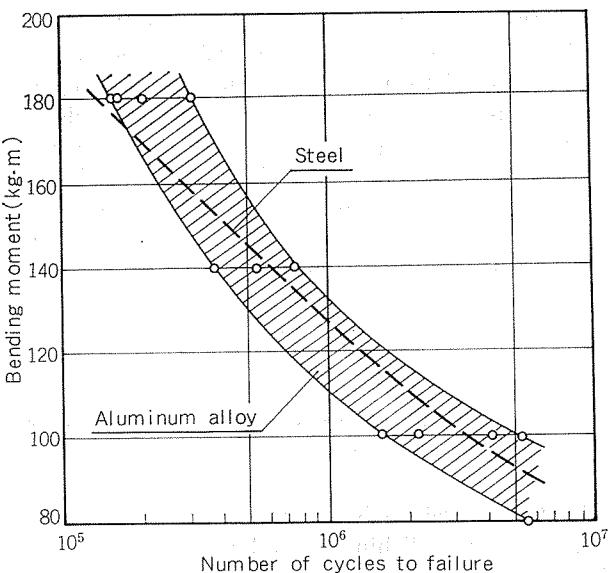


Fig. 4 M-N diagram for 14×5.5 wheel in the dynamic cornering fatigue test.

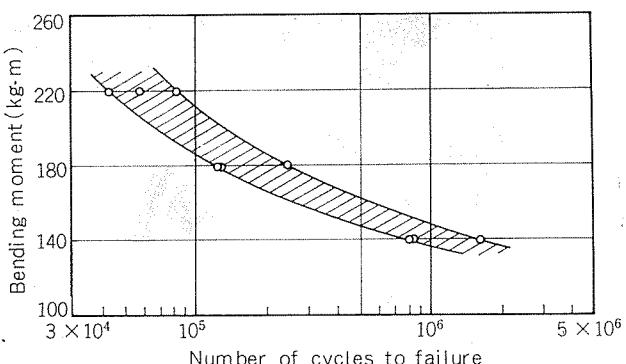


Fig. 5 M-N diagram for 14×6 wheel in the dynamic cornering fatigue test.

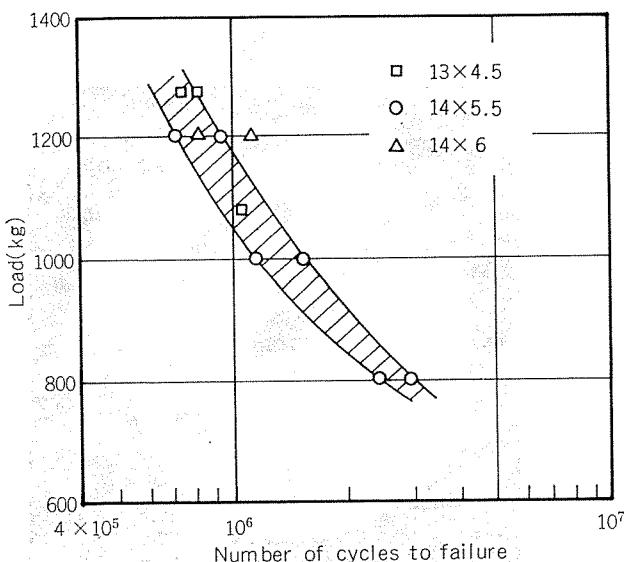


Fig. 6 P-N diagram in the dynamic radial fatigue test.

3.2 Dynamic Radial Fatigue Test

Purpose of this test is primarily to examine the strength of rim. Fig. 6 is P-N diagram tested using the apparatus with rotating drum of 1708 mm (67.23 in.) diameter under tire pressure of 4.6 kg/cm² (65 psi) and rotating rate corresponding to driving speed of 60 km/hr (37.3 mile/hr).

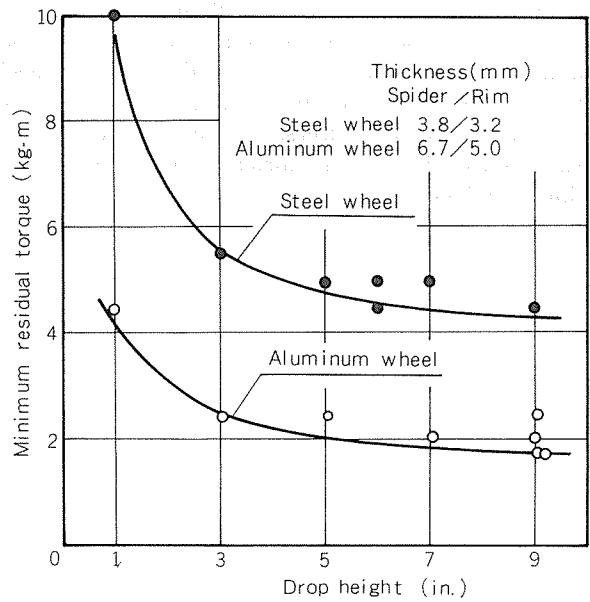


Fig. 7 Residual fastened torque of nut versus drop height of weight for 14×5.5 wheel in the impact test.

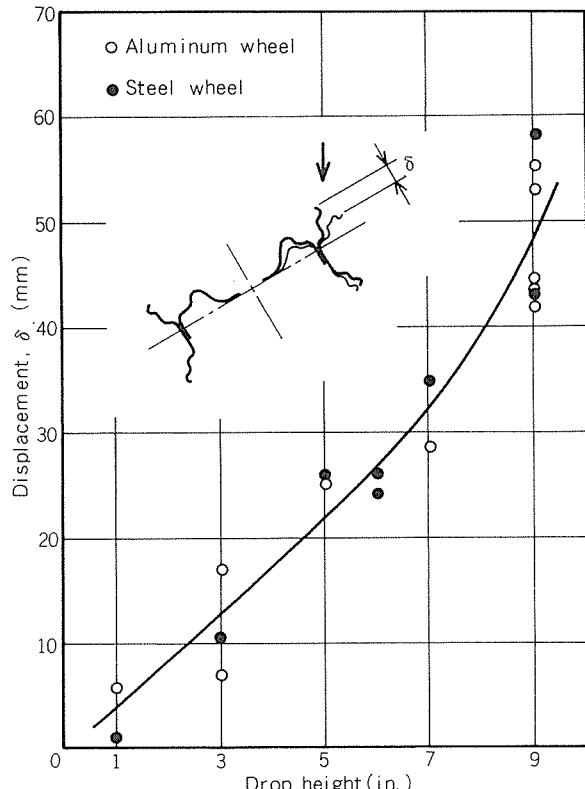


Fig. 8 Displacement of drop point versus drop height of weight for 14×5.5 wheel in the impact test.

3.3 Impact Test

Impact test is carried out using the apparatus with main weight of 910 kg (2000 lb) and auxiliary one of 100 kg (220 lb) under tire pressure of 2.6 kg/cm² (37 psi), nut fastened torque of 10 kg·m (72 lb·ft), wheel-tire assembly angle of 30 degrees and drop height of 221 mm (9 in.).

Every wheel didn't exhibit any air leakage and any crack.

Fig. 7 shows the relation between minimum residual nut fastened torque and drop height of 14×5.5 wheel. It is obvious that impact strength of nut boss in aluminum wheel is lower than that in steel one.

Though displacement of drop point in aluminum wheel is almost the same as that in steel one, as shown in Fig. 8 deformation of rim is larger in aluminum wheel than in steel one and deformation of spider is converse.

3.4 Push Out Test

Purpose of this test is to examine the weld strength of spider and rim. Table 3 shows the push out loads of spider form rim. Weld strength of fillet welded aluminum wheel is 15–25 percent higher than that of spot welded steel one.

Table 3 Push Out Loads of Spider from Rim

Size	Type	Push out load (kg)
13×4.5	S1	52–59
13×4.5	S2	58–64
14×5.5	—	63–72
14×6	—	71–80

3.5 Repeated Nut Fastening Test

The relation between average sinking depth of nut boss and number of fastening cycles is shown in Fig. 9, which is result of the repeated nut fastening test carried out under upper torque of 15 kg·m (108 lb·ft) and lower torque of 2 kg·m (14.4 lb·ft). Though anodized aluminum wheel and painted steel one were used in the test, each raw material of nut boss was revealed by the first fastening. Sinking depth of nut boss at upper torque is larger in aluminum wheel than in

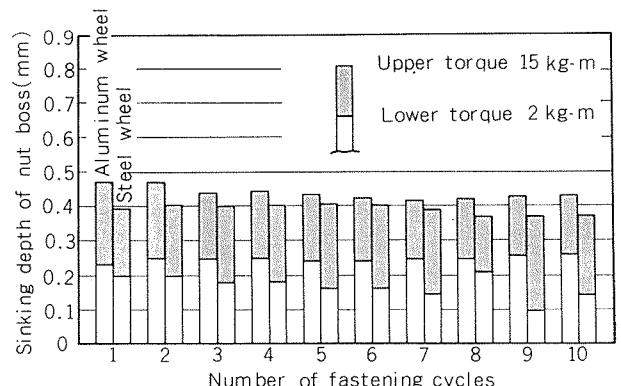


Fig. 9 Average sinking depth of nut boss versus number of cycles for 14×5.5 wheel in the repeated nut fastening test.

steel one and doesn't show remarkable variance till 10 fastening cycles. Range of sinking depth induced by increase of fastening torque from 2 to 15 kg·m tends to decrease in aluminum wheel, but to increase in steel one with fastening cycle.

4. Summary

An outline of the sheet fabricated aluminum wheels having seamless rim has been given. Though seamless rim is inferior to seamed one in respect of productivity and yield, it is superior in respect of formability to the configuration and reliability against air leakage.

Therefore, high performance of wheel having seam-

less rim is easily gained. Comparatively high yield rate is also gained, as both rim and spider are made from one sheet circle.

But sheet fabricated spider is restricted in the styling feature. It is one of the future subjects to improve the style of stamped spider without deterioration of strength and productivity.

In Japan, any sheet fabricated aluminum wheel has not yet been employed by the Car Maker as original equipment. But the above-mentioned 14×6 wheel, which we had produced in co-operation with Y Co., one of wheel manufacturers, appeared in the After Market as the first sheet fabricated aluminum wheel having seamless rim.

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS (Title No. R-230)

ダブルフルーテッドチューブの機械的性質

宮田勝夫* 野世溪精** 竹島義雄**

Double Fluted Tubes — Their Allowable Working Pressure —

by Katsuo Miyata, Tadashi Nosetani and Yoshio Takeshima

住友軽金属工業株式会社技術研究所

ダブルフルーテッドチューブの機械的性質

宮田勝夫* 野世溪精** 竹島義雄**

Double Fluted Tubes — Their Allowable Working Pressure —

by Katsuo Miyata, Tadashi Nisetani and Yoshio Takeshima

1. はじめに

堅型多重効用造水装置(VTE)へのダブルフルーテッドチューブの応用が、この管の有する優れた伝熱性能の由に、伝熱面積の多大の削減を可能にすることはよく知られている。造水プラントの建設費に占める伝熱管の割合は約30%と云われ、伝熱管の薄肉化は経済的な面で大きな役割をはたすことになる。ダブルフルーテッドチューブの薄肉化は耐圧強度および耐食性の両面から検討されなければならないが、本文では耐外圧、耐内圧など機械的な側面から検討した。

ダブルフルーテッドチューブは管軸に平行な多数のひだ

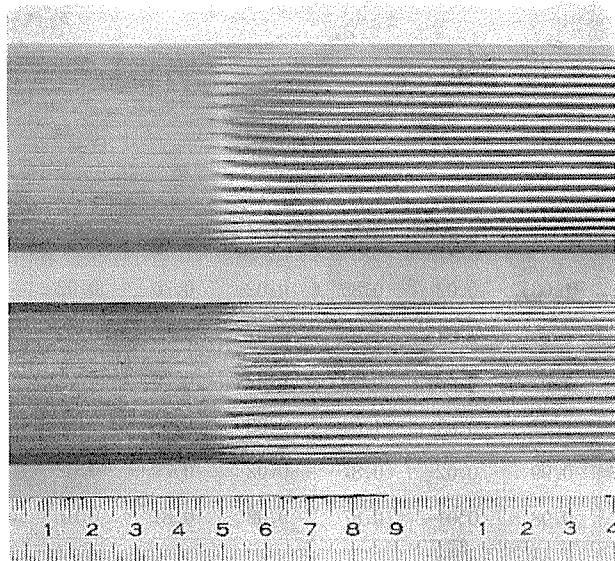


図1 ダブルフルーテッドチューブ
上：50.8φ, 下：38.1φ

を有しており、このため円管に比して外圧強度に劣ると云われている。さらに、VTE プラントにおいては、伝熱管に作用する圧力は外圧の方が内圧より大きい。そこで、まず第一に耐外圧性について記述し、ついで耐内圧性について記述した。加えて、住友軽金属工業(株)製のダブルフルーテッドチューブは独特な抽伸法によって製造されるため、管端ランド部には極く浅い縦すじ(ダイスマーキ)が形成されている。このため、拡管取付に際して水密性に不安があると指摘されることがある。この不安を解消するために、拡管テストを実施し、通常の拡管作業によって完全な水密性が確保されることを実証したので、その詳細についても報告する。

2. 供 試 管

2.1 供試管の寸法および断面形状

供試ダブルフルーテッドチューブの寸法を表1に、外観を図1に、断面形状を図2に示した。波部の肉厚はランド部より0.1~0.15 mm薄かった。さらに波部谷の肉厚は波部山よりやや薄く成形されていた。

2.2 供試管の機械的性質

ランド部、波部および両部の境界の機械的性質を表2に示した。引張試験片形状はJIS Z 2201 11号試験片(管のまま)とした。引張試験破断状況を図3に、また、押し抜け(1.25 D)の状況を図4に示した。ランド部および波部につき機械的性質はほぼ同じであり、特に有意とする差はみられなかった。ランド部と波部の境界を含む試験片は一般には波部の断面積がランド部より大きいところからランド部で破断するものと思われたが、必ずしもそうではなく、ランド部、波部、境界と3種の位置が観察された。

*住軽伸銅工業㈱

**技術研究所

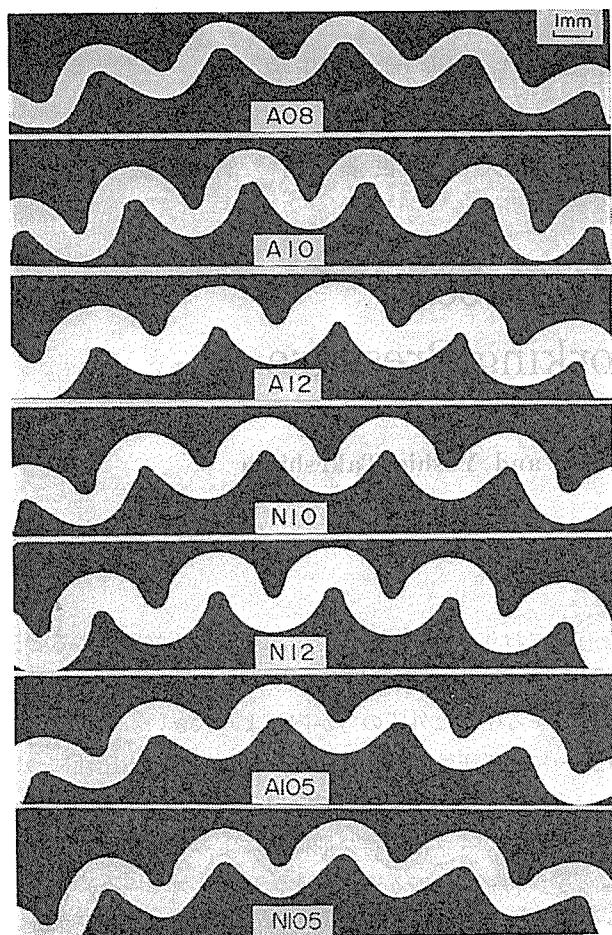


図2 供試管断面

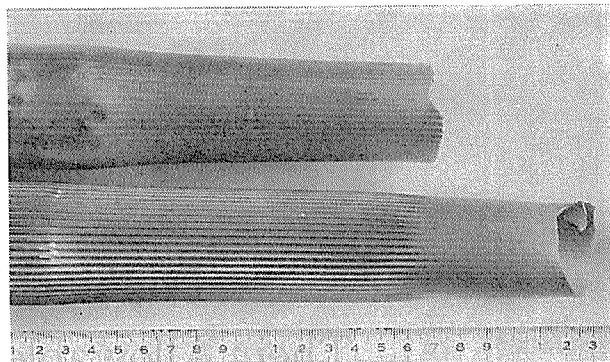


図3 引張試験後の外観（境界部）

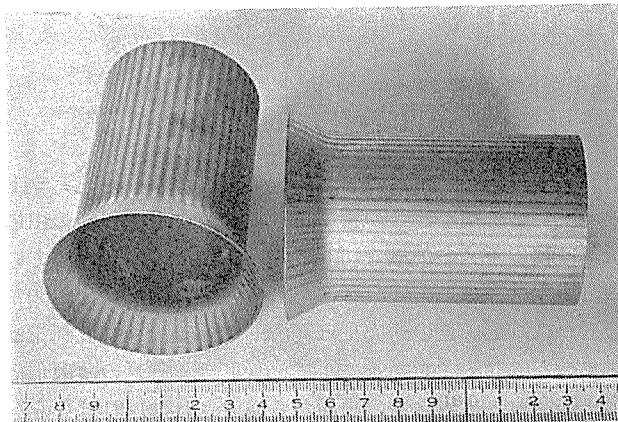


図4 ランド部の押し抜けテスト (1.25D)

表1 供試材寸法

山 数	材 質*	マーク	公称寸法		外 径**		肉 厚 mm			
			mm		mm		ラ ン ド 部		波 部：山	
			外 径	肉 厚	\bar{x}	σ	\bar{x}	σ	\bar{x}	σ
50	BS	A08	50.8	0.8	50.36	0.12	0.79	0.01	0.67	0.01
		A10	50.8	1.0	50.25	0.05	1.03	0.02	0.85	0.02
		A12	50.8	1.2	50.28	0.05	1.20	0.03	1.01	0.02
		N10	50.8	1.0	50.24	0.06	1.05	0.03	0.89	0.02
	CN	N12	50.8	1.2	50.20	0.08	1.27	0.03	1.04	0.03
38	BS	A105	38.1	1.0	38.05	0.03	0.99	0.02	0.87	0.02
	CN	N105	38.1	1.0	37.77	0.06	0.98	0.01	0.87	0.02
0	BS	SA10	50.8	1.0	50.72	0.04	1.03	0.02		
		SA12	50.8	1.2	50.79	0.02	1.23	0.01		
	CN	SN10	50.8	1.0	50.75	0.04	1.02	0.02		

*BS: アルミニウム黄銅 JIS H3300 C6871 T-0 (密度8.4 g/cm³).

** \bar{x} : 平均値

CN: 10%キュプロニッケル JIS H3300 C7060 T-0 (密度8.9 g/cm³).

 σ : 標準偏差

表2 供試管の機械的性質

山数	材質*	マーク	耐力 ($\sigma_{0.2}$) kg/mm ²		引張強さ (σ_B) kg/mm ²		伸び %		境界部を含む 管の引張試験	σ_B , kg/mm ²
			波部	ランド部	波部	ランド部	波部	ランド部		
50	BS	A08	15.6	16.0	39.1	40.6	73	80	ランド部 (T, H)	40.1
		A10								
		A12								
	CN	N10	23.8	26.5	35.8	38.3	34	33	波部 (T, H)	35.4
38	BS	A105	16.0	15.8	41.8	40.5	66	76	境界(H) ランド部(T)	41.0
		N105	25.3	24.1	38.0	37.5	33	40	境界(H) 波部(T)	36.2
	BS	SA10 SA12			43.8		72			
	CN	SN10			33.3		47			

*BS, CN: 前出(表1参照). **H: 抽伸頭部試験片. T: 抽伸尾部試験片.

3. 実験

3.1 耐外圧性

図5に示す外圧試験装置を用いて、常温で徐々に加圧し、座屈圧力を測定した。座屈状況を図6に、座屈外圧を波部谷の肉厚を横軸として図7に示した。図7には、その外にやや多数の製品テスト結果も併記した。

H. Bryanによれば、一様外圧を受ける円筒の座屈圧力Pcは次式で与えられる。

$$P_c = \frac{100E}{4(1-\nu^2)} \left(\frac{t}{r} \right)^3 \quad \dots \dots \dots (1)$$

ただし、 $\ell > 4.90r \sqrt{\frac{r}{t}}$

ここで、Pc : 座屈圧力 (kg/cm²)

E : ヤング率 (kg/mm²)

ν : ポアソン比

t : 肉厚 (mm)

r : 管外半径 (mm)

ℓ : 管長さ (mm)

式(1)にE=11000, $\nu=0.3$ を代入して算出したPcを図7中に実線で示した。図7はダブルフルーテッドチューブの座屈圧力は円管と同様に最小肉厚によってかなりよく近似されることを示唆するものであり、座屈圧力に及ぼす形状の効果は無視しえると思われた。なお、すべての試験管の梢円率は0.35%以内であった。

我国の圧力容器構造規格第143条によれば、該熱交換器は最高使用圧力の2倍の圧力による水圧試験が要求されている。造水装置の最高使用圧力は析出汚損を考慮して、3 kg/cm² (130°C)までとみられる。したがって、少くとも6 kg/cm²の耐圧性が要求され、このためにはダブルフルーテッドチューブの波部最小肉厚を0.75mm以上としなければならない。

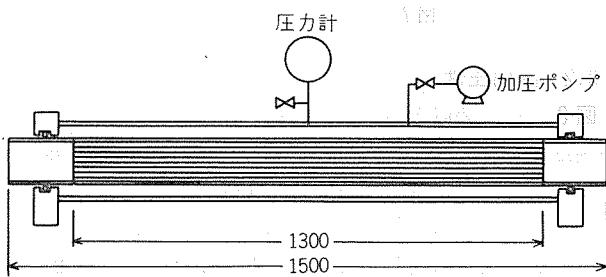


図5 外圧試験装置

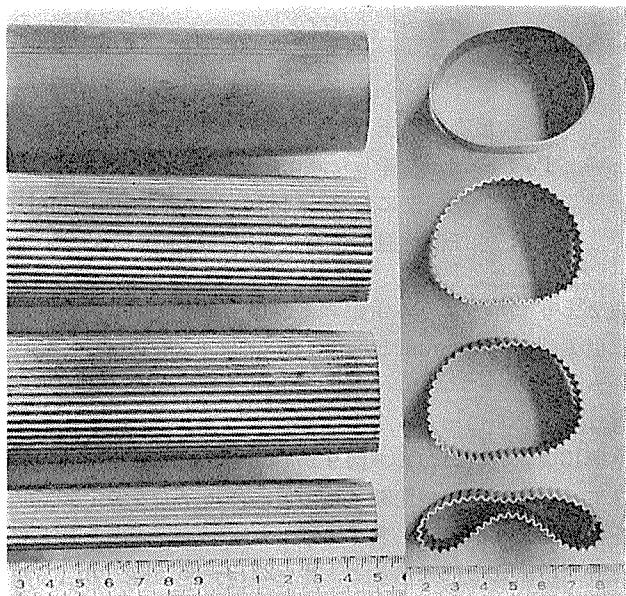


図6 外圧による座屈状況

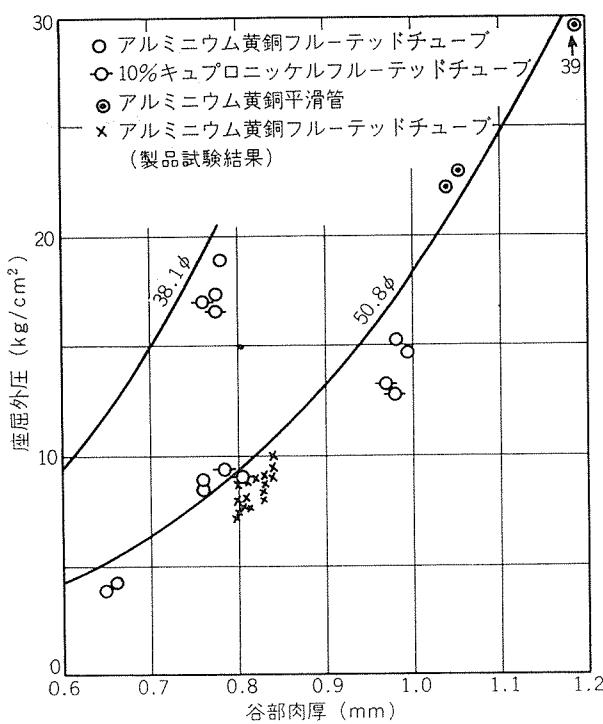


図7 座屈外圧の測定結果

3.2 耐内圧性

図8に示す装置を用いて、管内に水圧を加え外径変化量の測定および最高使用圧力の算定を行なった。最高使用圧力の算定には圧力容器構造規格第144条の石灰乳膜法を準用し、石灰乳膜に亀裂が発生した時ダブルフルーテッドチューブが降伏点に達したとみなした。試験結果を図9に示した。また破壊させた管の状況を図10に示した。

変形開始圧力は肉厚と共に増大し、石灰乳膜の亀裂は外径が0.5 mm程度増加した時発生した。

石灰乳膜法による最高使用圧力は次式により与えられる。

$$P = P_0 - \frac{\sigma_x}{\sigma_0} \quad \dots \dots \dots (2)$$

ここで、

P : 最高使用圧力 (kg/cm²)

P₀ : 降伏点に達した時の水圧 (kg/cm²)

σ_x : 使用温度における材料の許容応力 (kg/mm²)

σ₀ : 水圧試験温度における材料の引張強さの60% (kg/mm²)

表2よりアルミニウム黄銅および10%キュプロニッケル共に引張強さ38kg/mm²とみて、σ₀は22.8kg/mm²である。一方σ_xはアルミニウム黄銅につき8.4kg/mm²、10%キュプロニッケルにつき6.7kg/mm²である(圧力容器構造規格第13条)。式(2)および図9から求めた最高使用圧力を表3に示した。同規格第32条2の最高使用圧力を算定する式を簡略化した次式に、表1に示したダブルフルーテッドチューブの諸元を代入すると、P' = 22.3~35.5kg/cm²(アルミニウム黄銅)、P' = 21.3~29.2kg/cm²(10%キュプロニッケル)を得る。

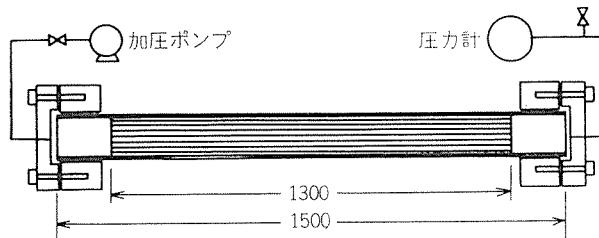


図8 内圧試験装置

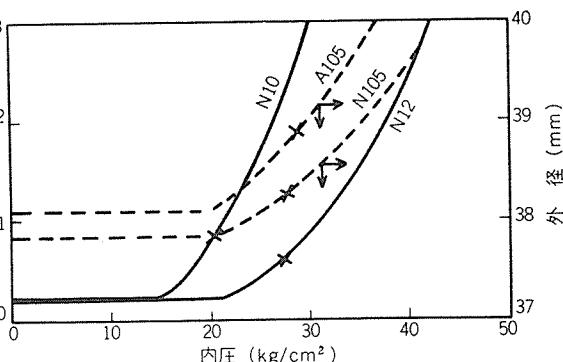
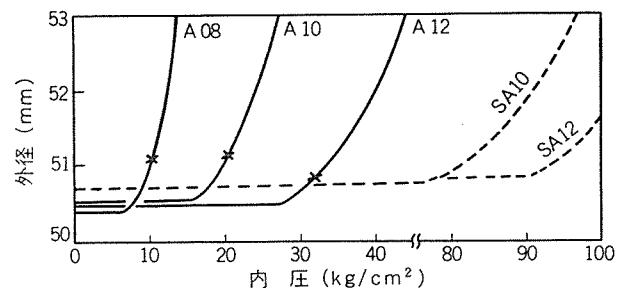


図9 内圧テスト結果 (×印: 石灰乳膜亀裂発生圧力)

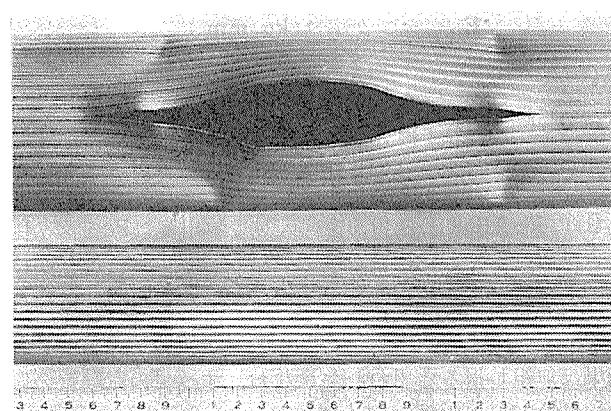


図10 内圧による破壊状況

(上: 試験後, 下: 試験前)

$$P' = \frac{200 \sigma_x t}{D - 0.8 t} \quad \dots \dots \dots (3)$$

ここで、P' : 最高使用圧力 (内圧, kg/cm²)

t : 最小肉厚 (mm)

表3 最高使用圧力および断面二次モーメント

マーク	P (kg/cm ²)	I* (mm ⁴)	マーク	P (kg/cm ²)	I (mm ⁴)
A08	3.7	41400 (39300)	N10	5.9	53700 (48500)
A10	7.7	51000 (48500)	N12	8.1	57600 (57500)
A12	11.8	58300 (57500)	N105	8.2	24600 (20100)
A105	10.3	21000 (20100)	SN10		51500 (48500)
SA10		52900 (48500)			
SA12		60800 (57500)			

* () 内の値: ランド寸法に基づく計算値

D : 外 径 (mm)

σ_x : 許容応力 (kg/mm²)

したがって、ダブルフルーテッドチューブの耐内圧性は同寸法の直管に比して著しく低く、形状の影響を大きく受けている。

3.3 断面二次モーメント

蒸気流による抗力は管を振動させ、その結果管同志が衝突しやがて破壊をまねくことがある。振動の振巾および振動数は、抗力の大きさ、拘束条件、スパン長など外的条件の他に、管自身の断面二次モーメントにも関連している。ダブルフルーテッドチューブの断面はやや複雑なため、その断面二次モーメントを算出することは煩雑である。そこで、図11に示す曲げ試験により荷重とたわみの関係を測定し、次式から断面二次モーメントを求めた。

$$I = \frac{Wa}{48E\delta} (3\ell^2 - 4a^2) \quad \dots\dots\dots(4)$$

ここで I : 断面二次モーメント (mm⁴)

δ : たわみ (mm)

W: 荷 重 (kg)

ℓ : 支点間の長さ, $\ell=4a$ (mm)

E : ヤング率 (kg/mm²)

(アルミニウム黄銅=11000, 10%キュプロニッケル=12800)

荷重とたわみの関係を図12に、断面二次モーメントを表3にそれぞれ示した。この方法で求めた断面二次モーメントは公称寸法の外径と肉厚を有する円管の計算値よりも0~20%大きかった。

3.4 拡管部水密性

図13に示す外径 150φ のネーバル黄銅製の単孔管板を使用し、溝ありおよび溝なしとした。杉野マシン製コントローラ TRC-2468D およびローラ TR-306C, を用いて、拡管電流 8~12A で拡管した。管突出し長さ 3 mm, 拡管長さ 37mm とした。拡管作業に先立ち、管板孔口径、管外径

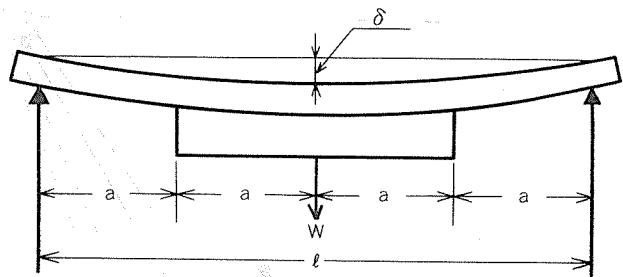


図11 断面二次モーメントの測定法
($\ell=2800$ mm)

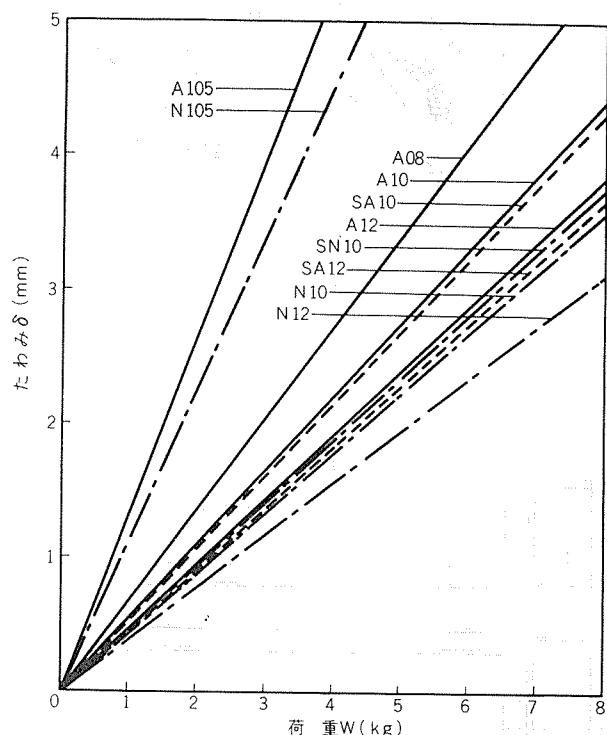


図12 荷重とたわみの関係

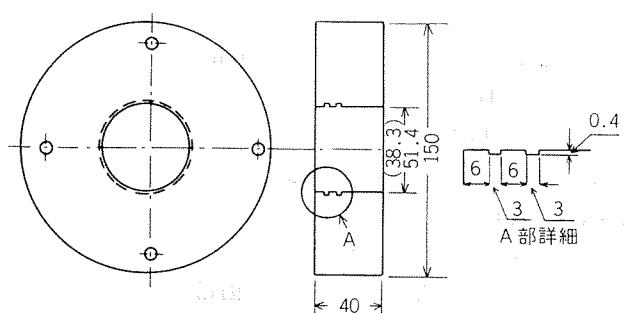


図13 拡管試験用準孔管板 (溝ありの例)

を測定し、作業後次式に従って拡管率を算出した。

$$\text{拡管率} = \frac{De - D_i}{2t_0} \times 100 (\%) \quad \dots\dots\dots(5)$$

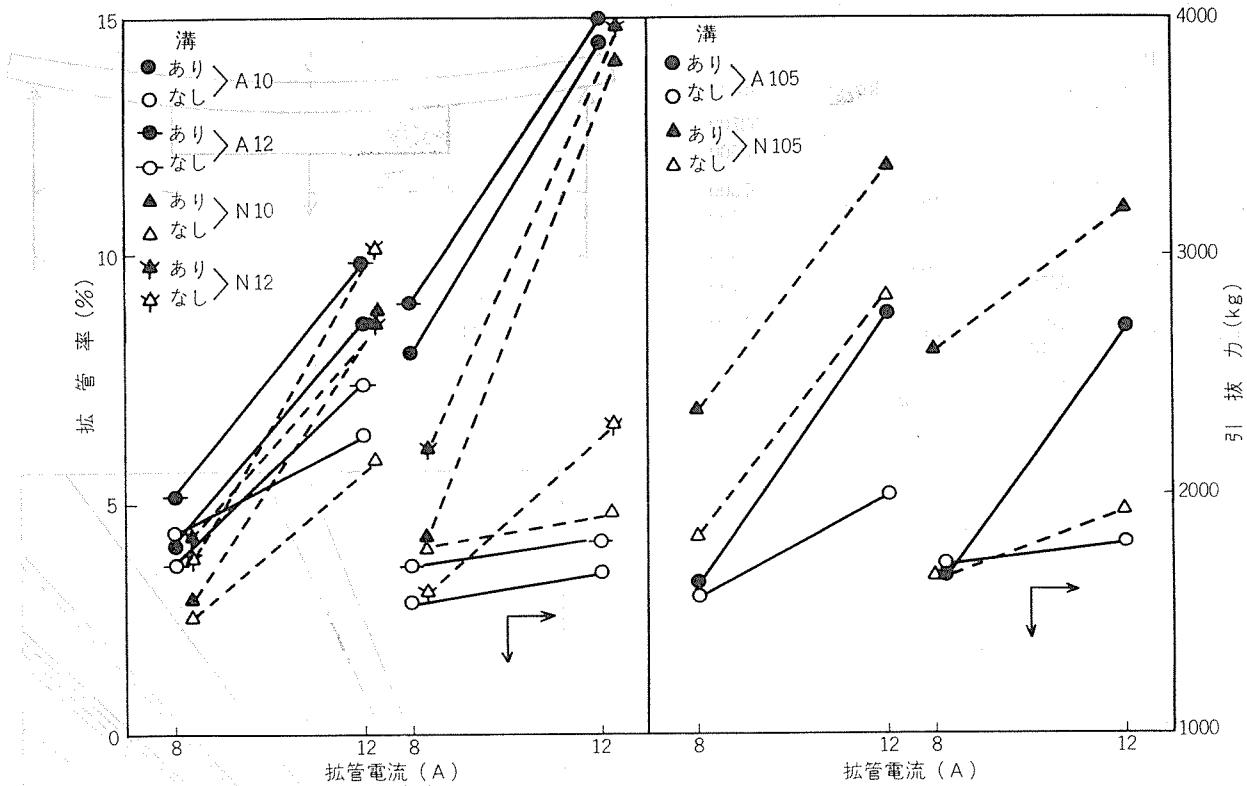


図15 拡管部水密試験装置

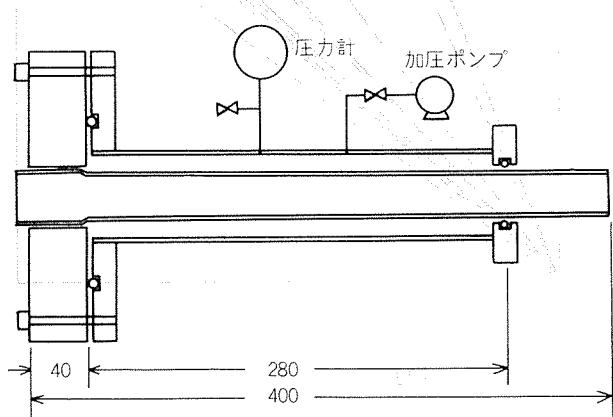


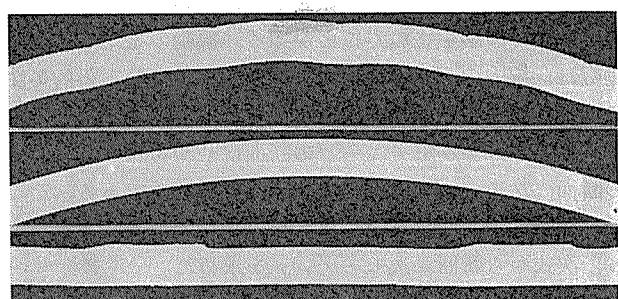
図14 拡管試験結果

ここで、 D_e ：拡管後の管内径 (mm)

D_i ：管孔口径 (拡管前) $- 2t_0$

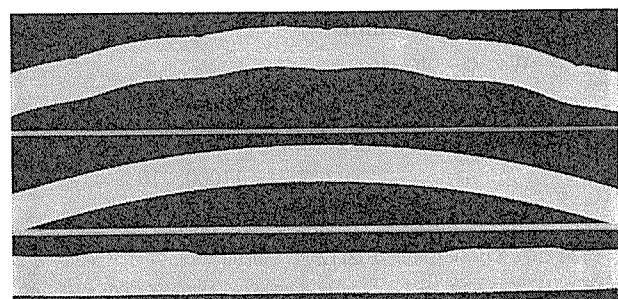
t_0 ：管肉厚 (拡管前)

水密試験に使用した装置を図14に示した。水密試験は $10 \text{ kg/cm}^2 \times 10 \text{ 分}$ とした。すべての拡管部はこの試験に合格した。水密試験後、引抜力を測定した。拡管電流と拡管率の関係、拡管電流と引抜力の関係を図15に示した。拡管率は電流値に大きく依存し、12A時の拡管率は8A時の約2倍であった。キューブロニッケルに対する8Aの拡管は拡管率3%に満たず、10A以上が望ましいと思われた。引抜力は溝によって著しく増大した。いずれの電流値においても管は溝によく食いこんでおり、図16に示すように拡管前に見られた浅い縦みぞは拡管により完全に平滑化された。



上：拡管前，中：拡管後，下：溝への食込み

(a) アルミニウム黄銅



上：拡管前，中：拡管後，下：溝への食込み

(b) 10%キューブロニッケル

図16 拡管部の断面状況

4. まとめ

ダブルフルーテッドチューブを熱交換器、特に堅型造水装置に応用するに当って問題となる機械的性質、耐外圧性、耐内圧性、拡管水密性について記述した。

(1) ダブルフルーテッドチューブの外圧による座屈圧力は、外径および最小肉厚をBryanの式に代入することにより近似し得る。たとえば、2インチ管の場合 $6\text{kg}/\text{cm}^2$ の水圧試験に耐えるためには最小肉厚0.75mmは必要である。

(2) 耐外圧性は偏平率、ハンドリング時の当りきず(凹み)など変形には特に敏感であり、形状に関しては厳重な品質管理が要求される。というのは、管束中の1本が座屈するとその管は偏平化されるため、管配列ピッチによっては隣接する管に凹みを発生せしめ、その結果連鎖的に管束全体が座屈するからである。

(3) ダブルフルーテッドチューブの内圧による変形開始圧力は円管に比して相当低い。使用時は流下薄膜流であるため、シャットダウンに際しても水撃作用はないところから最小肉厚0.73mmでも十分使用に耐え得るものと思われた。

(4) 住友軽金属工業(株)製のダブルフルーテッドチューブは特殊な抽伸法によって製造されるため管端ランド部に極く浅い縦みぞを有している。このため、拡管水密性に懸念があると云われることがあるが、テストの結果その懸念を完全に払拭することができた。

図2 ダブルフルーテッドチューブの外観写真



図3 ダブルフルーテッドチューブの内側の縦みぞ



図4 ダブルフルーテッドチューブの内側の縦みぞ



図5 ダブルフルーテッドチューブの内側の縦みぞ



図6 ダブルフルーテッドチューブの内側の縦みぞ



図7 ダブルフルーテッドチューブの内側の縦みぞ



図8 ダブルフルーテッドチューブの内側の縦みぞ

参考資料の翻訳(2)

この研究は、ダブルフルーテッドチューブの機械的性質を評価するため、外圧による座屈強度、内圧による変形開始圧力を測定した。また、内側縦みぞの水密性を確認するため、内側縦みぞの拡大水密性試験を行った。

外圧による座屈強度は、外径と最小肉厚をBryanの式に代入することにより近似し得る。たとえば、2インチ管の場合 $6\text{kg}/\text{cm}^2$ の水圧試験に耐えるためには最小肉厚0.75mmは必要である。

耐外圧性は偏平率、ハンドリング時の当りきず(凹み)など変形には特に敏感であり、形状に関しては厳重な品質管理が要求される。というのは、管束中の1本が座屈するとその管は偏平化されるため、管配列ピッチによっては隣接する管に凹みを発生せしめ、その結果連鎖的に管束全体が座屈するからである。

内圧による変形開始圧力は円管に比して相当低い。使用時は流下薄膜流であるため、シャットダウンに際しても水撃作用はないところから最小肉厚0.73mmでも十分使用に耐え得るものと思われる。

ダブルフルーテッドチューブは特殊な抽伸法によって製造されるため管端ランド部に極く浅い縦みぞを有している。このため、拡管水密性に懸念があると云われることがあるが、テストの結果その懸念を完全に払拭することができた。

アルミニウムのろう付け技術の進歩
—主としてVAWプロセスについて—

福井利安* 入江 宏**
種田充絃** 杉山禎彦**

Development of Brazing Process of Aluminum
—Fluxless Brazing by VAW Process—

by Toshiyasu Fukui, Hiroshi Irie, Mitsuhiro Taneda,
and Yoshihiko Sugiyama

アルミニウムのろう付け技術の進歩

— 主としてVAWプロセスについて —

福井利安* 入江宏**
種田充絢** 杉山禎彦**

Development of Brazing Process of Aluminum

— Fluxless Brazing by VAW Process —

by Toshiyasu Fukui, Hiroshi Irie, Mitsuhiro Taneda,
and Yoshihiko Sugiyama

1. はじめに

アルミニウムの接合法は非常に多岐にわたり、近年その重要性はますます高まっている。このなかでも、ろう付けやはんだ付けの用途は著しく拡大し、イナートガスアーク溶接に代表されるいわゆる融接法、抵抗スポット溶接に代表される圧接法、あるいは機械的接合や接着などの非溶融接合法に匹敵あるいは凌駕するほどであるといつても過言ではない。

本報はアルミニウムのろう付け技術の最近の進歩、とくに自動車用アルミ熱交換器や各種産業用プロセス熱交換器のろう付けを対象とした不活性ガス雰囲気でのアルミニウムのフラックスレス・ブレージング (VAW プロセス) の概要についてまとめたものである。

2. アルミニウムの各種ろう付け法

アルミニウムのろう付け(Brazing)とはなんだ付け(Soldering)は使用されるフィラー・メタルの溶融温度によって、800°F (427°C) を基準にしてそれ以上のものをろう付け、それより低いものをはんだ付けに分類している。

はんだ付けは別名軟ろう付けと呼称されることからもわかるように、いわゆるろう付けと接合の原理は類似している¹⁾。しかし、アルミニウムのろう付け、はんだ付けと限定しても、それぞれ多岐にわたる目ざましい進歩を示しており、またその範囲はかなり広い。したがって、本稿では、主としてろう付けに内容をしばり、その概要と最近の進歩について述べることにする。

アルミニウムのろう付けはフラックスを用いたろう付け(Flux brazing)とフラックスを用いないろう付け(Fluxless brazing)に大別されるが、ろう付け手法によってさらに

次のように分類される^{2),3),4)}。

- (i) トーチろう付け (フラックス)
- (ii) 炉中ろう付け (フラックス)
 - 大気炉中ろう付け
 - 調整雰囲気ろう付け
- (iii) 浸漬ろう付け (フラックス)
- iv) 抵抗および高周波ろう付け (フラックス)
- (v) 真空ろう付け (フラックスレス)
- (vi) 不活性ガス雰囲気ろう付け (フラックスレス)

これらの各ろう付け方法の特徴をまとめると表1のごとくであるが、それぞれのプロセスに一長一短があり、また適用される分野も異なる。例えば、小型の電気製品はトーチろう付けや炉中ろう付けされることが多い、小、中型の熱交換器には、炉中ろう付け、真空ろう付け、雰囲気ろう付けなどが適用され、大型の熱交換器では浸漬ろう付けが用いられることが多い。部品の部分的な接合にはトーチろう付けが適している。抵抗および高周波ろう付けは小型製品の連続ろう付けに適しているが、まだ実績は多くない。ただ、大局的には今後のアルミニウムのろう付けは、自動化、フラックスレス化に向っていることは否定できない。

アルミニウムをろう付けするには、母材およびろう材表面の強固な酸化皮膜を取り去って、ろうのぬれ現象を起させる必要があり、機械的な除去、エッチングによる除去、フラックスによる除去あるいは特殊な金属学的除去のいずれかによらねばならない。

まず最初、アルミニウムのフラックスろう付けでは、フラックスとして無機系の塩化物、弗化物を使用することが多い。

フラックスの作用としては次の点が指摘されている⁵⁾。

- (i) 母材およびろう材表面の酸化膜の溶解、剝離
- (ii) 溶融ろうと置換、被覆
- (iii) 相互溶解による界面張力の減少
- (iv) 母材面への金属成分の置換析出

*技術研究所・開発室、工学博士

**技術研究所

表1 各種ろう付け法の特徴および概略比較

ろう付け方法	温度制御の難易	局部加熱の難易	自動化と生産性	フラックスの有無	ろう付け雰囲気	設備費
トーチろう付け	×	○	×	有	大気	小
炉中ろう付け	○	×	○	有	大気	中
浸漬ろう付け	○	×	△	有	溶融フラックス	大
抵抗および高周波ろう付け	△	○	△	有	大気	中
真空ろう付け	○	×	○	無	真空	大
不活性ガス雰囲気ろう付け	○	×	○	無	不活性ガス	中

従来よりアルミニウムのろう付けといえばフラックスろう付けのことであり、また現在でも最も広く用いられている。これはトーチろう付け、炉中ろう付け、浸漬ろう付け、あるいは抵抗や高周波ろう付けのいずれにしろ、フラックスを用いたろう付けでは最も安定したろう付け性 (Brazability) が得られ、かつ継手形状や間隙にも許容度が大きいからに他ならない。

しかしながら、近年フラックスの除去にともなう公害(排水関係)問題も無視できず、またコスト的に不利であることがしばしば指摘されるようになってきた。したがって、フラックスを用いるろう付けでも不活性ガス中や乾燥した空気中での、いわゆる調整雰囲気ろう付け法も開発され、フラックスの使用量の減少、継手の高品質化などの点で、すでにかなりの実績を残している⁹⁾。また最近では、特殊な非腐食性のフラックスを用いた不活性ガス雰囲気ろう付けする方法 (Nocolok) も発表されており¹⁰⁾、今後の進展が期待される。

次に、GE社 (General Electric Co.) の基本特許⁸⁾によるアルミニウムの真空ろう付けは、ろう付けの理想であるフラックスレスろう付けの代表的なものであり、かつ現在最も実用化の進んだものである。

真空ろう付けにおいても、溶融ろうがアルミニウム母材にぬれ現象を生じるには酸化皮膜の破壊あるいは除去が不可避である。しかし、真空ろう付けでは、ろう付け工程中に酸化皮膜は破壊され、その後の再酸化は防止される利点がある^{9), 10)}。また、Mg がゲッターのような形でろう付け材料に添加あるいは炉内に装入されているため、 $10^{-4} \sim 10^{-5}$ Torr 程度の真空中度でもろう付けが可能となる。一般に Mg は材料中に添加されることが多い。Mg の効果としては、次の3つの反応が考えられている。

- (i) $Mg + \frac{1}{2}O_2 \rightarrow MgO$
- (ii) $Mg + H_2O \rightarrow MgO + H_2$
- (iii) $Mg + \frac{1}{3}Al_2O_3 \rightarrow MgO + \frac{2}{3}Al$

しかしながら、真空ろう付けにおいては、必ずしも高真空中度が重要なわけではなく、ろう付け温度で Mg が十分に気化できるだけの真空中度で、かつ酸素および水分の分圧が低ければよい。このため、従来の高真空中度ろう付け法にかわって、ある程度の真空引き後わずかの窒素ガスを放流して

雰囲気 (とくに酸素および水分) 調整を行なうキャリア法も実用化されつつある。¹¹⁾ ただし、この方法も接合原理は真空ろう付けと同じである。

真空ろう付けでは前処理が簡単であり、かつろう付け後の後処理を必要としないのが最大の利点である。しかし、真空ろう付けにも欠点がない訳ではない^{12), 13)}。例えば、できるだけシャープエッヂの継手形状が必要とされ、しかも許容間隙が小さい、設備費 (真空炉) が高くメインテナンスが面倒、炉内に付着する Mg を定期的に除去することが必要、加熱方式が輻射のみであるため温度分布が悪く、加熱時間が長い、蒸気圧の関係でろう付けできない (ろう付けしても所期の性能が得られない) 材料がある一などの欠点も持ち合せている。

ただ、従来のフラックスろう付けにくらべるとフラックスの除去が不要 (フラックス除去費および公害対策費の節約) で、かつろう付けに使用する治具の寿命が長いためかなりのコストダウンが可能となり、すでにわが国でも自動車用熱交換器を中心にかなり実用化されており、今後もその用途は拡大されるものと思われる。

アルミニウムのフラックスレスろう付け法としては真空ろう付けが先行したが、前述したごとく多くの欠点も持っている。これに対し、西独でアルミニウムの新しいフラックスレスろう付け法として、Al-Si のろう材にごく微量の特殊元素を適度に添加し、溶融ろうの表面張力や母材との界面張力を変化させることによってろうのぬれ性 (Wettability) を改善したいわゆる VAW プロセスが VAW 社 (Vereinigte Aluminium Werke AG) によって開発され¹⁴⁾、Behr 社 (Süddeutsche Kühlerfabrik Julius Fr. Behr) により、ろう付けの最も難しい自動車用ラジエータ (Benz 280 車用など) に実用化されている¹⁵⁾。本プロセスは当社が技術導入を行ない、我国での実用化を進めているが、本報の主要課題であり、次章でその詳細を述べることにする。

この他、アルミニウムの不活性ガス雰囲気ろう付け法として、アルミニウムの酸化を防ぐという考え方から、あらかじめ表面にろう付けに悪影響をおよぼさず、かつ酸化し難い皮膜をつけておく方法がある。この皮膜 (例えば Ni) はろう付けの温度で容易に破壊される。ろう付け性も比較的

良好とされており、北米で一部実用化されつつある¹⁶⁾。また、あらかじめエッティングで表面の酸化皮膜を除去し、その後の皮膜生成、成長を抑制することにより比較的低真空あるいは不活性ガス雰囲気中でMgゲッターを用いずにろう付けする方法(KD 206法)も発表されている¹⁷⁾。これらのろう付け法に関しても今後の発展を期待したい。

3. VAWプロセスのろう付け特性

3.1 VAWプロセスの原理

VAWプロセスは西独のVAW社の開発によるアルミニウムのフラックスレス・ブレージング法である。本プロセスの基本はろう材(Al-Si系)のねれ性および流動性の改善にある¹⁸⁾。

一般的にろう材のねれ性は溶融ろう(液相)と母材(固相)の表面張力、およびそれらの界面張力に依存する。いま、気相(フラックスあるいは雰囲気ガスを想定)、液相(溶融ろうを想定)および固相(母材を想定)の3つの相の平衡関係はYoungによれば次のとくになる。(図1参照)

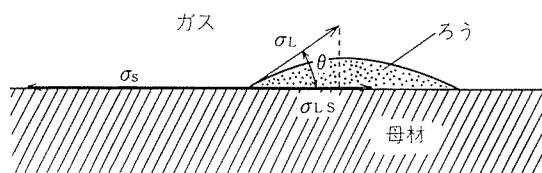


図1 ろう付けのねれ性原理図

$$\sigma_s = \sigma_{ls} + \sigma_L \cdot \cos\theta \quad \dots \dots \dots (1)$$

ここで、

σ_s : 固相の表面張力

σ_L : 液相の表面張力

σ_{ls} : 固一液間の界面張力

θ : ねれ角度(境界角度)

完全にねれ現象が生じると $\theta = 0$ となり、

$$\sigma_L = \sigma_s - \sigma_{ls} \quad \dots \dots \dots (2)$$

となる。結局ねれ性は各構成要素による表面張力、界面張力に依存することになる。

またWassink¹⁸⁾によれば、2つの垂直平行間隙での溶融金属の上昇高さは次の式で示され、溶融ろうの毛細管現象に適用することができる。

$$h = \frac{2(\sigma_s - \sigma_{ls})}{d\rho g} \quad \dots \dots \dots (3)$$

ここで、

h : 上昇高さ

d : 間隙の距離

ρ : ろう材の密度

g : 重力の加速度

したがって、アルミニウムのろう付けにおいても、ろう材に適当な合金成分を添加してその表面張力や母材との界面張力を変化させれば、あらかじめ適当な方法で酸化皮膜

を除去することにより、Mgの添加や高真空雰囲気調整を行なわなくても、十分にフラックスレスろう付けが可能となる。

VAWプロセスはこの原理によりろう材にBi, Sb, Ba, Sr, Beなどの元素を適当に選定してごく微量添加することにより、溶融ろう合金のねれ性や流動性を著しく改善し、不活性ガス(例えは窒素ガス)雰囲気中でろう付けすることを可能にしたものである^{14), 15)}。

ところで、ろう付け性は一般に次の方法で評価され¹⁹⁾、本報においてもこれらの試験方法を適宜用いた。

- (i) 広がり性
- (ii) フィレット形成能(フローファクター)
- (iii) 間隙充填性(図2参照)
- (iv) 実機製品の接合状況

3.2 材料

ろう付けが可能なアルミニウム合金はかなり広範で、1000系(Al), 3000系(Al-Mn), 6000系(Al-Mg-Si), および一部の5000系(Al-Mg), 7000系(Al-Zn-Mg)である。一方、ろう付けが困難なものは2000系(Al-Cu), Mg量の多い5000系(Al-Mg)およびCuを多く含む7000系(Al-Zn-Mg-Cu)などである²⁰⁾。

ところで、VAWプロセスは材料(ろう合金)に特徴があり、Al-Si系のろう合金(ブレージングシートの皮材および置きろう材)に、特許に基づく複数の特殊元素がごく微量添加されている。しかし、これらは基本的にフラックスレスろう付けに用いられるBA4343, BA4045およびBA4047(JIS-Z-3263)と同じである。

当社では表2に示す3種のろう合金を開発しており、主としてブレージングシートの皮材として用いられている。これらのろう合金にはろう付け中(たとえ 10^{-5} Torr のごとき高真空でも)蒸発する成分は含まれていない。いっぽ

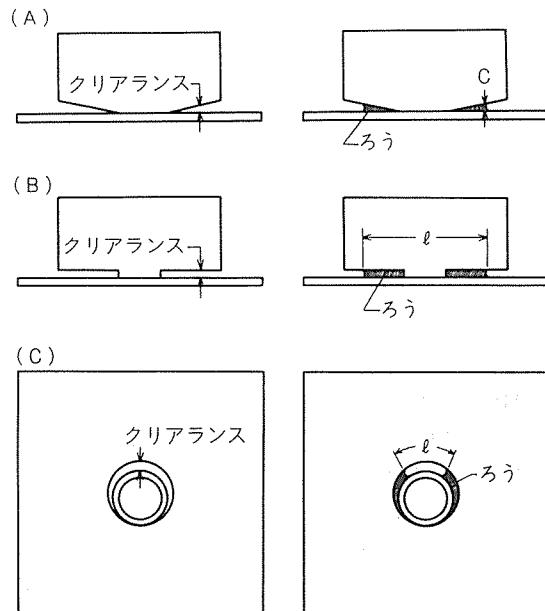


図2 ろう付け性の評価方法

表2 VAWプロセス用のろう材

材質名	主要成分	溶融温度(℃)	ろう付け温度(℃)	備考
XA266	Al-12%Si	577~580	580~605	BA4047相当
XB266	Al-9.5%Si	577~590	590~605	BA4045相当
XC266	Al-7.5%Si	577~615	600~620	BA4343相当

うブレージングシートの心材としては Al-Mn 系、Al-Mn-Mg 系および Al-Mg-Si 系などがあり、その他熱交換器ユニットの防食を考慮した特殊な材料もある。

参考までに図3および図4に窒素ガス雰囲気中でのろう

付け性におよぼす微量添加元素の影響を示す。Biなどをごく微量添加されたXB266ろう材では、広がりも大きく、またフィレットの形成も認められるが、これらの微量元素を含まないBA 4045では全くろう付けが不可能であり、ごく微量のBiなどの添加元素の影響の大きさが確認できる¹³⁾。

3.3 前処理の影響

前述したごとく一般的にアルミニウムのろう付けではろう付け時あるいはその直前に酸化皮膜の除去あるいは破壊が必要である。フラックスろう付けではフラックスの作用、真空ろう付けではMgの作用により酸化皮膜が除去あるいは破壊されるがVAWプロセスでは人工的な除去が必要である。酸化皮膜の除去には化学的方法(エッティング)および機械的方法(ブラッシング)があるが、一般には前者が用いられている。

VAWプロセスでの前処理工程は次のいずれかを採用しなければならない。

- (i) 脱脂 → アルカリエッティング → 水洗 → 中和 → 水洗 → 乾燥
- (ii) 脱脂 → 酸エッティング → 水洗 → 乾燥

これらの工程ではエッティング(アルカリあるいは酸)が最も重要である。エッティング法としては、A).アルカリエッティング、B).アルカリ洗浄(弱エッティング)、C).酸エッティング、D).酸洗浄(弱エッティング)があり、ろう付け対象製品によって使いわけすることが可能である。

図5は一例としてろう付け性(間隙充填性)におよぼす前処理法の影響を示す。脱脂のみではろう付け性はかなり劣るが、アルカリあるいは酸エッティング(弱エッティングも含む)が施してあれば、ろう付け性は著しく向上している。なお本実験で最大間隙が0.2 mmの時はエッティング材は全て100%の充填率となつたことを付記しておく。

表3は実機の熱交換器ユニット(プロト型ラジエータ)の各部分の接合状況を示す。アルカリあるいは酸エッティングを施したものでは、いずれもほぼ完壁なろう付けが得られている。

3.4 ろう付け雰囲気の影響

VAWプロセスは非酸化性雰囲気でろう付けするものであり、基本的に露点:-65°C以下、酸素濃度:5 ppm以下が必要である。この様な非酸化性雰囲気は不活性ガス(一般には窒素ガス)あるいは真空炉で容易に得られる。

表4は実機の熱交換器ユニット(プロト型ラジエータ)での各部分のろう付け性におよぼす雰囲気条件の影響を示す。露点および酸素濃度が満足された条件ではほぼ完璧な

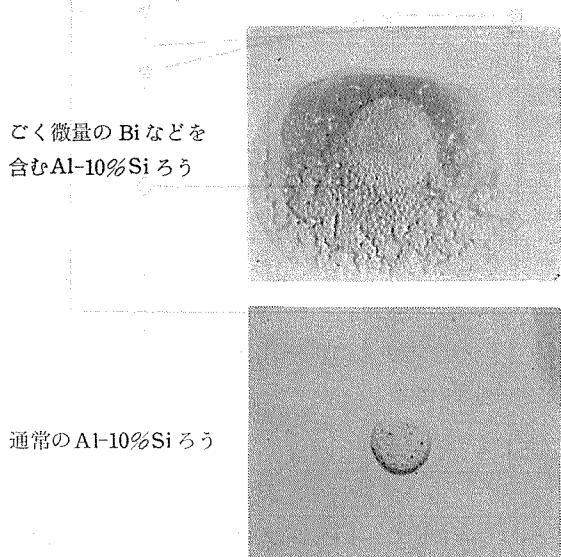


図3 不活性ガス(N₂)雰囲気ろう付けでのひろがり性におよぼす微量添加元素の影響

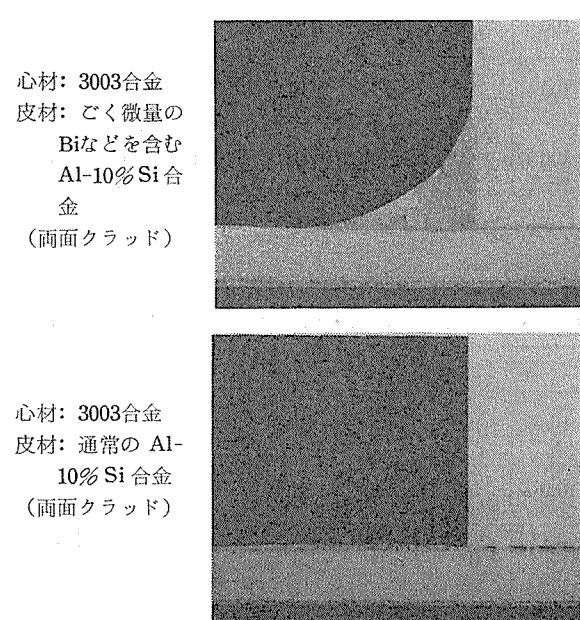


図4 不活性ガス(N₂)雰囲気ろう付けでのフィレット形成におよぼす微量添加元素の影響

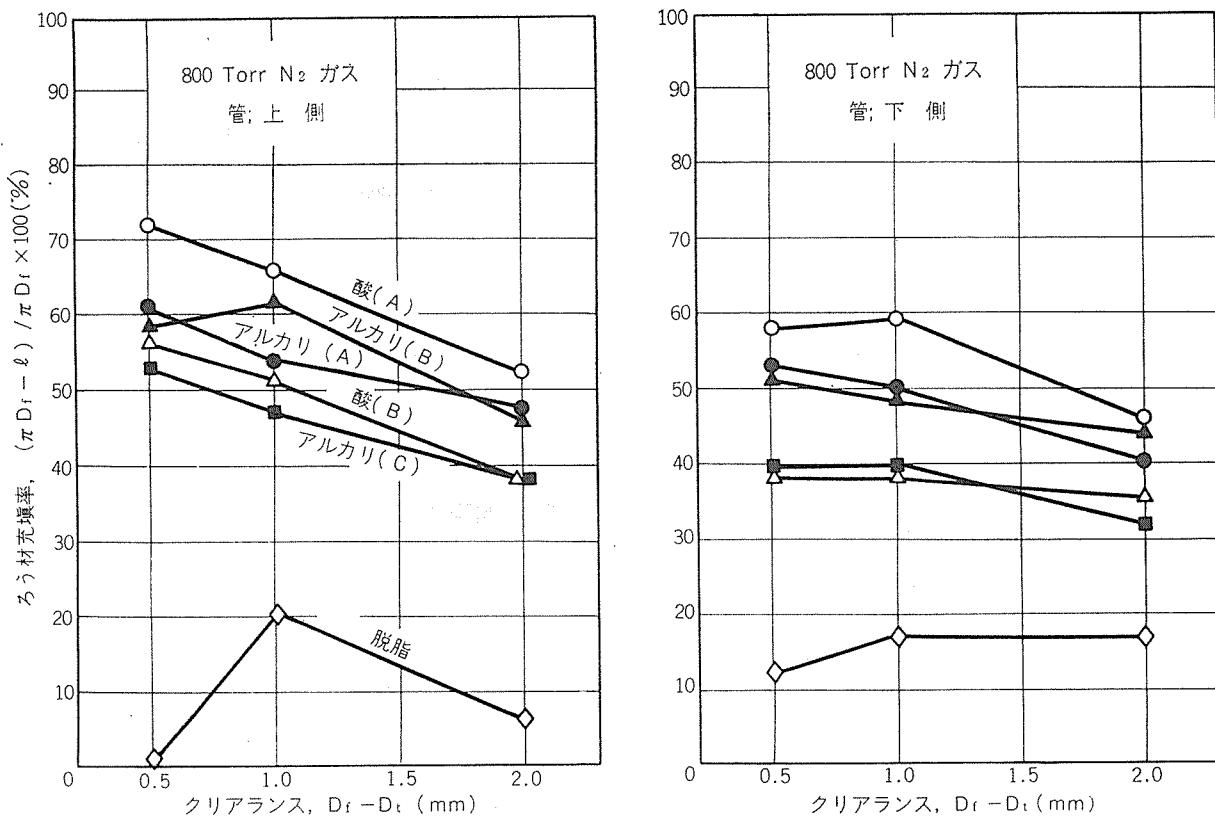


図5 ろう付け性(間隙充填性)におよぼす前処理の影響

表3 ろう付け性におよぼす前処理の影響(プロト型ラジエータ)

No.	前処理			ろう付け条件		ろう付け状況						総合評価	
	溶液	処理条件 (℃, 分)	洗浄法	雰囲気圧	温度	タンク・プレート		プレート・チューブ		チューブと フィンの フィレット			
						上側	下側	上側	下側	上側	下側		
1	アルカリエッティング ↓酸中和	—	組付洗浄	800 Torr (N ₂ ガス)	450°C → 605°C × 3分	100%	100%	100%	100%	中	良好		
2	酸エッティング	—	"	"	"	100	100	100	100	中	良好		
3	アルカリ洗浄 ↓酸中和	—	"	"	"	100	93	73	100	中	不良		
4	アルカリエッティング ↓酸中和	—	"	9.3 × 10 ⁻⁶ Torr	"	100	100	100	100	中	良好		

表4 ろう付け性におよぼすろう付け雰囲気の影響

No.	ろう付け条件				前処理	ろう付け状況				総合評価		
	ろう付け雰囲気					タンク・プレート		プレート・チューブ				
	圧力 (torr)	温度 (℃) × 時間 (分)	残留酸素 (ppm)	露点 (℃)		上側	下側	上側	下側			
1	800 (N ₂ ガス)	600 × 3	4.0 ~ 4.2	-72.8 ~ -73.0	アルカリ・エッティング	100%	100%	100%	100%	大	良好	
2	"	"	4.6 ~ 4.8	-73.9 ~ -74.2	"	100	100	100	100	中	良好	
3	"	"	11.6 ~ 12.3	-71.3 ~ -71.5	"	100	100	96	100	中	おおむね良好	
4	"	"	88 ~ 100	-62.2 ~ -69.0	"	100	100	92	96	小	不良	
5	1ATM (N ₂ ガス)	"	1.8 ~ 1.9	-64.8 ~ -65.0	"	100	100	100	100	中	良好	

ろう付け性が得られている。

参考までに実験室的なろう付けテスト炉での雰囲気の測定例を図6および図7に示す。実生産ラインに用いられるろう付け炉は後述するごとくろう付け室の前後に置換室を有するものであり、本実験炉での試験結果よりさらに高純度の雰囲気が容易に得られる。

3.5 ろう付け温度および時間の影響

ろう付け温度および時間は使用するろう合金（ブレージングシートの皮材）の種類、製品の形状および大きさ、素材肉厚、ろう付け炉の昇温条件などによって決まる。

表5は一例としてXB266ろう合金を用いたプロト型ラジエータをろう付けした場合の最適ろう付け条件（温度およ

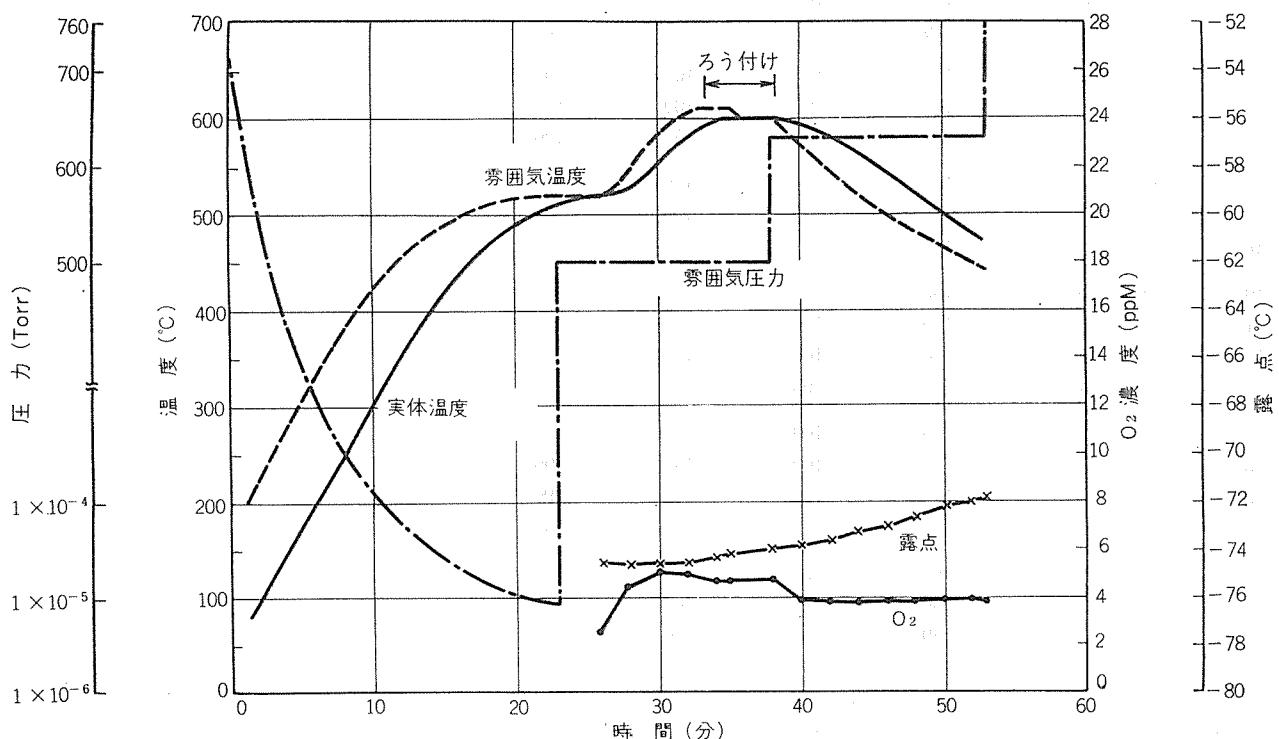


図6 ろう付け雰囲気の測定例（真空置換型炉）

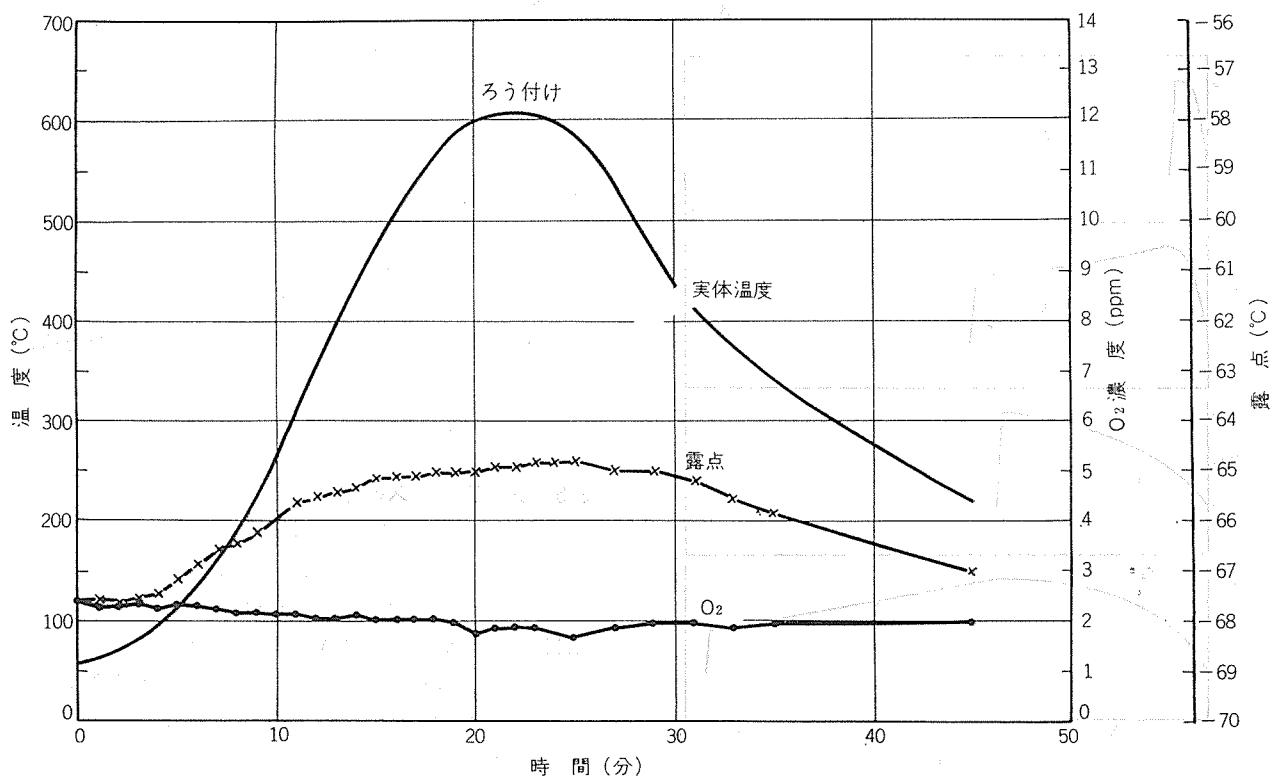


図7 ろう付け雰囲気の測定例（放流型炉）

表5 ろう付け性におよぼすろう付け温度およびろう付け時間の影響

No.	ろう付け温度および ろう付け時間	ろう付け性								評価	
		タンク・プレート		プレート・チューブ		チューブ・フィン のフィレット		溶融ろうの たれ落ち			
		上側	下側	上側	下側	上側	下側	上側	下側		
1	595°C × 0分	23%	70%	69%	85%	小	なし	なし	なし		
2	3	100	100	100	100	中	なし	なし	なし		
3	5	100	100	100	96	中	なし	なし	なし		
4	600°C × 0分	100	100	100	100	中	なし	なし	良好		
5	3	100	100	100	100	中	なし	なし	良好		
6	5	100	98	100	100	小	少	少	少		
7	605°C × 0分	100	94	100	100	中	少	少	良好		
8	3	100	100	100	100	中	少	少	良好		
9	5	100	94	100	100	中	少	少	良好		
10	610°C × 0分	100	100	100	100	中	少	少			
11	3	100	100	100	100	中	少	少			
12	5	100	100	100	96	中	多	多			
13	10	95	95	96	96	中	多	多			
14	620°C × 0分	100	100	100	100	大	多	多			
15	3	100	100	100	100	大	多	多			
16	5	100	100	100	96	中	多	多			
17	10	86	100	88	100	中	多	多			
18	630°C × 0分	94	94	100	96	大	多	多			
19	3	100	94	100	100	大	多	多			
20	5	80	86	100	96	大	多	多			

び時間)を示す。ろう付け温度および時間はかなりの範囲で許容されるが、全ての部分のろう付け状況および製品としての適性度を考慮した場合、ろう付け温度は595~605°C、ろう付け時間(所定の温度に到達後の保持時間)は3分程度

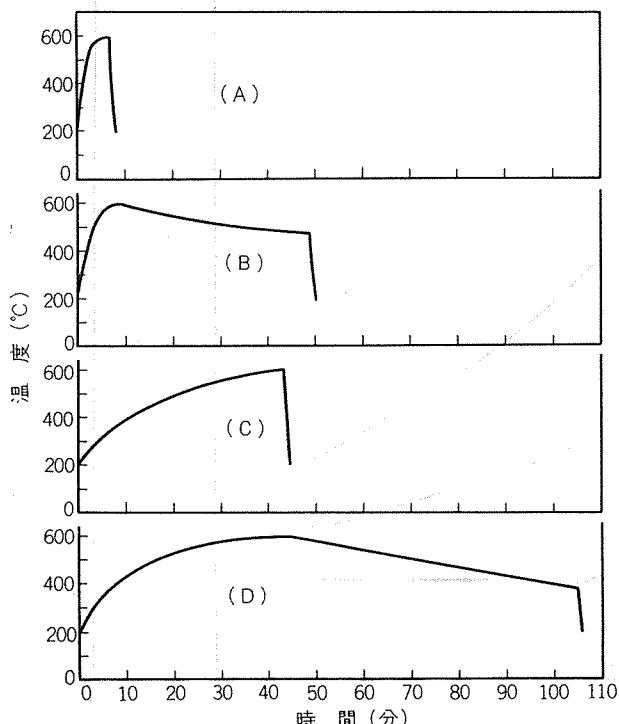


図8 ろう付け時の昇温および冷却曲線

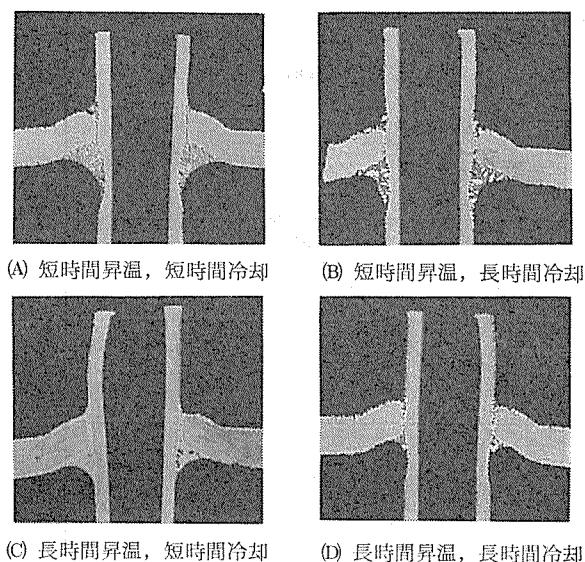
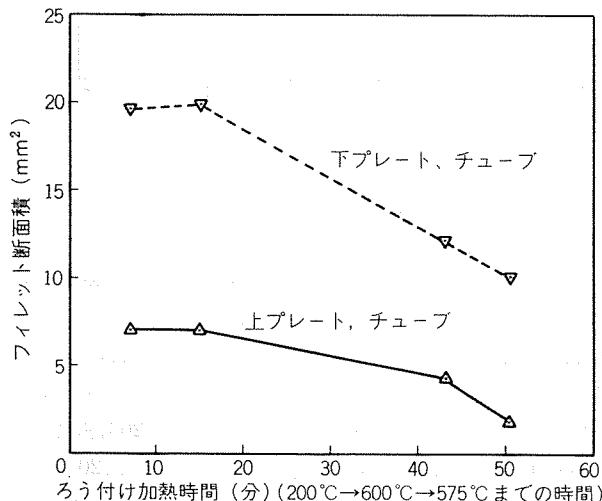
度が最適である。

いっぽう、ろう付け時の昇温速度および冷却速度によってもうろう付け性およびろう付け部の性状は異なる。そこで図8に示す4つの温度パターン A). 短時間昇温、短時間冷却、B). 短時間昇温、長時間冷却、C). 長時間昇温、短時間冷却、D). 長時間昇温、長時間冷却、でチューブとエンドプレートおよびチューブとフィンの接合を含む熱交換器ユニットのろう付け試験を行なった。この結果を図9および図10に示す。これより短時間昇温した方がフィレットは大きく、良好なろう付け性を示している。長時間昇温ではろう合金のSiが心材の方に拡散するため形成されるフィレットが小さくなるのである。いっぽう、冷却に関してはフィレット部の組織に差が現れ、短時間冷却の方が、共晶組織が微細である。これらの結果より、昇温および冷却は短時間のもの程好ましく、急速昇温、急速冷却のパターンが望ましい。

3.6 クリアランスの影響

ろう付けする製品に許容されるクリアランスは部品精度、組立ての難易度よりすれば大きい方が望ましく、逆にろう付け性の観点よりすれば小さい方が良い。

図11に一例として図2(A)の方法で調べたクリアランス(テーパー角度)の影響を示す。図2(B)の方法によるクリアランスの影響を各種ろう付け法および前処理法についてまとめるところになる。クリアランスが小さい時は前処理による差は認められず、また、VAWプロセスでは

図9 ろう付け性におよぼす昇温および冷却時間の影響
(ろう付け状況)図10 ろう付け性(フィレットの大きさ)におよぼす
ろう付け加熱時間の影響

アルカリエッティングを施せば、他のプロセスとほとんど大差なくなる。クリアランスとしては、0.1 mm 位が許容される。

なお、実生産では真空ろう付けの場合 0.05 mm 以下が要求されるのに対し VAW プロセスでは 0.1 mm 以下が望ましいとされている。

ところでクリアランスは部品精度を高めることによって小さくできるが、組立て治具あるいは組立て後の拡管(例えはラジエーターのチューブとエンドプレートの場合)によっても小さくできる。一例としてチューブとエンドプレートのクリアランスにおよぼす拡管の影響を図13に示す。

4. ろう付け設備

4.1 昇温特性

雰囲気ろう付け(VAWプロセス)の加熱昇温は主として対流加熱によるものであり、真空ろう付け(GEプロセス)

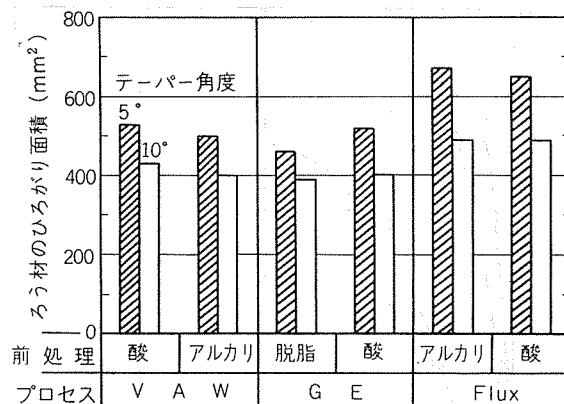


図11 ろう付け性におよぼすクリアランス(テーパー角度)の影響

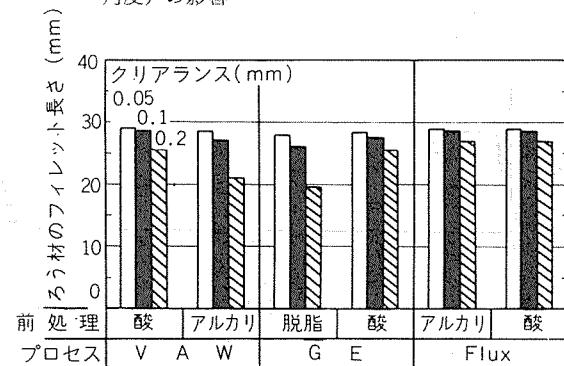


図12 ろう付け性(フィレット長さ)におよぼすクリアランスおよび前処理の影響

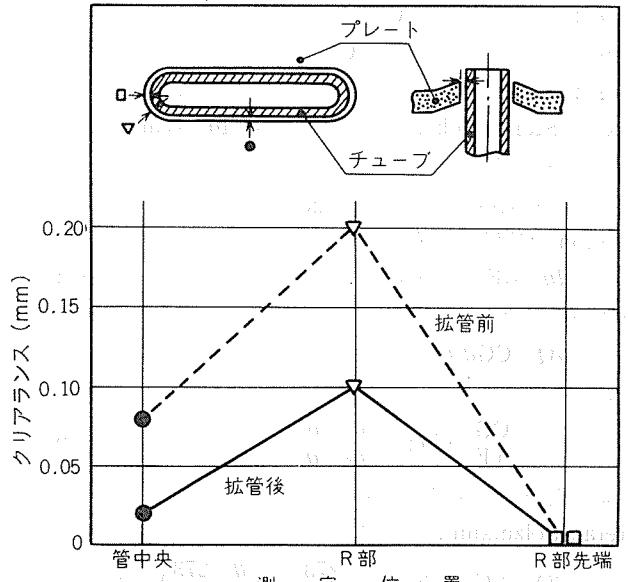


図13 拡管によるクリアランスの変化

の輻射加熱とは加熱方式が異なる。このため昇温特性も当然異なってくると思われる。

一般的に雰囲気(対流)および真空(輻射)ろう付け時の昇温は下記の理論式より求められる²⁰⁾。ここで用いる記号は次のとくである。

$$t : \text{昇温时间 (h)}$$

$$C : \text{比热 (kcal/kg} \cdot ^\circ\text{C)}$$

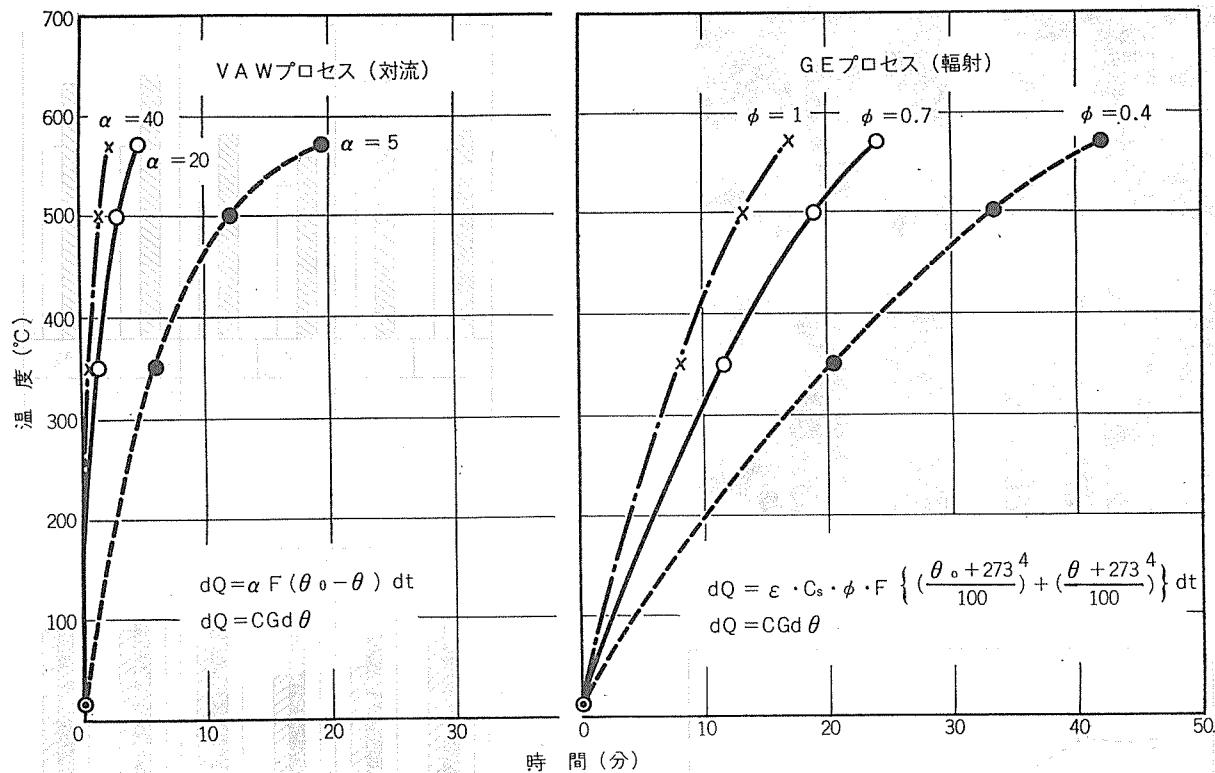


図14 VAWプロセスとGEプロセスの昇温特性の比較(計算結果)

 G : 重量 (kg) α : 热伝達率 (kcal/m²h°C) F : 伝熱面積 (m²) θ_0 : 加熱源温度 (°C) θ_1 : 物体の初期温度 (°C) ε : 輻射率 C_s : Stefan-Bolzmann定数 (4.88×10^{-8} Kcal/m²h°C⁴) ϕ : 形状係数

(1) 霧囲気ろう付け(対流加熱)

Newtonの熱伝達の式より

$$d\theta = \alpha F (\theta_0 - \theta) dt \quad \dots \dots \dots (4)$$

物体の昇温より

$$dQ = CGd\theta \quad \dots \dots \dots (5)$$

これらを積分して

$$t = \frac{CG}{\alpha F} \cdot \log_e \frac{\theta_0 - \theta_1}{\theta_0 - \theta} \quad \dots \dots \dots (6)$$

(2) 真空ろう付け(輻射加熱)

Stefan-Bolzmannの法則より

$$dQ = \varepsilon \cdot C_s \cdot \phi \cdot F \left\{ \left(\frac{\theta_0 + 273}{100} \right)^4 + \left(\frac{\theta + 273}{100} \right)^4 \right\} dt \quad \dots \dots \dots (7)$$

物体の昇温より

$$dQ = CGd\theta \quad \dots \dots \dots (8)$$

これらを積分して

$$t = \frac{100^4 CG}{4(\theta_0 + 273)^3 \cdot \varepsilon \cdot C_s \cdot \phi \cdot F} \left\{ \log_e \frac{(\theta_0 - \theta_1) \cdot (\theta_0 + \theta + 546)}{(\theta_0 - \theta) \cdot (\theta_0 + \theta_1 + 546)} + 2 \tan^{-1} \frac{\theta - \theta_1}{\theta_0 + 273 + \frac{(\theta + 273)(\theta_1 + 273)}{\theta_0 + 273}} \right\} \quad \dots \dots \dots (9)$$

いま、計算を単純化するため 1 m²(1 mm厚) のアルミニ

ウム板を対象とし、2, 3の条件下でのそれぞれの昇温特性を求めるところとなる。

この結果より明らかに対流加熱では $\alpha = 5$ kcal/m²h °C(自然対流)でも約20分で 600°Cに達し、 $\alpha = 20$ あるいは 40 kcal/m²h°C(強制対流)では 5 分あるいはそれ以内で 600 °Cに達することになる。いっぽう輻射加熱では、 $\phi = 1$ (理想的な形状係数)の時でも 600°Cに達するのに20分近くを要し、 $\phi = 0.7$ あるいは 0.4(現実的な形状係数)では20分以上を要する。この結果より、昇温をはやめるには対流加熱(とくに強制対流)の方が有利であることがわかる。

さらに霧囲気ろう付けの場合ファンの攪拌などで強制対流を行なうことにより実体(ろう付け物)の温度分布は著しく改善される。この一例を図15に示す。

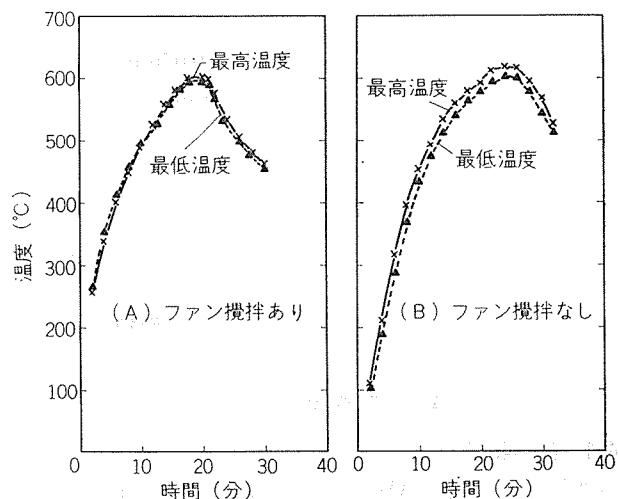


図15 ファン攪拌による温度分布への影響

4.2 ろう付け炉

VAW プロセスは基本的に露点-65°C 以下、酸素濃度 5 ppm 以下の雰囲気が満たされておればろう付け可能であり、このため、ろう付け炉に特に制限はなく、下記のいずれのろう付け炉でも良好なろう付けができる。

- (i) 窒素ガス雰囲気ろう付け炉
- (ii) 低真空キャリア型ろう付け炉
- (iii) 高真空ろう付け炉

しかしながら、設備費の低減、消費電力費の節約、急速昇温、メインテナンスの簡略化、防食対策上からの亜鉛の蒸発防止などを考慮した場合、VAW プロセスの特長を生かすためには窒素ガス雰囲気炉が最も適していることは否定できない。

図16は半連続式雰囲気ろう付け炉の一例を示す。ろう付け炉は基本的に予熱室、前置換室、ろう付け室、後置換室より構成される。炉内は金属マップルで構成され、またろう付け室には攪拌ファンが取付けてある。製品の搬入はローラ方式あるいはハンガ方式が採用される。

雰囲気ろう付け炉は真空ろう付け炉のような高度の耐圧気密構造を必要とせず、ろう付け炉の価格は大巾に低減される。また加熱室は保温されているため、使用電力費も節約でき真空ろう付け炉にくらべると省エネルギー型となる。さらに GE プロセスを対象とする真空ろう付け炉では、蒸発マグネシウムの炉内付着を生じ、月々の定期的な除去作業および年々の大がかりな補修を必要とするが、VAW プロセスを対象とする雰囲気ろう付けでは、これらの必要が

なく、炉のメインテナンスはきわめて容易となる。これは、Behr 社でも実証済みである²¹⁾。

ただし、真空ろう付け、雰囲気ろう付けに限らず、ろう付け工程においてはろう付け炉の良し悪しが、生産性、製品歩留を決定づけるものであり、炉の選定および取扱いには十分な知識と経験を必要としよう。

5. VAW プロセスの実用化

5.1 工程

VAW プロセスにより実用製品（例えば熱交換器）を製造する場合の工程は概略次のようにになる。

- (i) 部品の製作
- (ii) 部品の脱脂
- (iii) 組立て
- (iv) 組立て品の洗滌
 - アルカリあるいは酸エッティング
 - 水洗（あるいは引続き湯洗）
 - 乾燥
- (v) 治具による固定
- (vi) ろう付け
 - 予熱
 - 置換室（前室）での真空引きおよび窒素ガス置換
 - ろう付け室での加熱およびろう付け
 - 置換室（後室）での強制空冷および取出し
- (vii) 治具からの取りはずし
- (viii) 検査

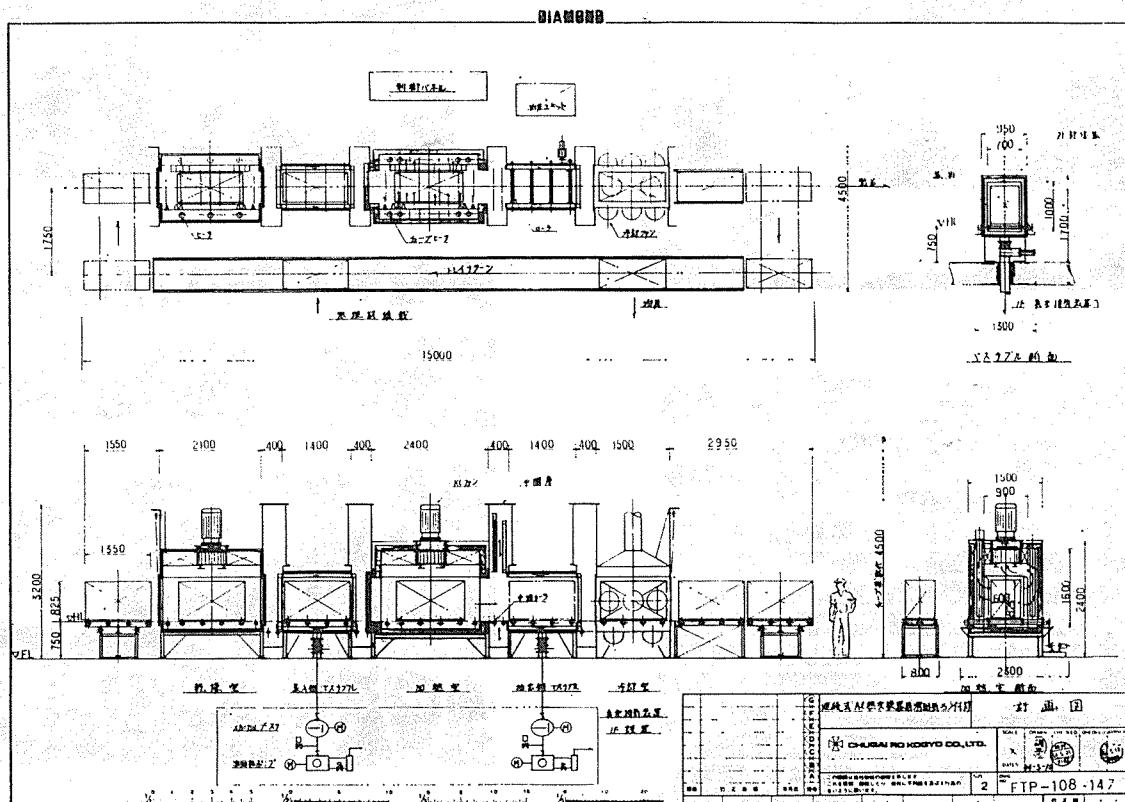


図16 雰囲気ろう付け炉（中外炉工業提供）

この工程中、製品の種類によっては部品洗滌をした後、組立てを行ないろう付けするという順序にした方が好しい場合もある²²⁾。

5.2 実用製品のろう付け

近年、自動車用熱交換器のアルミニ化は急速に進展しているが、この対象としては、ラジエータ、ヒータコア、カーエアコン（コンデンサおよびエバポレータ）、オイルクーラーあるいは特殊なものとしてインタークーラなどがある。VAWプロセスはこれら全ての製品に適用できる。図17～図20に実験室的ろう付けした例を示す。いずれもろう付け状況はきわめて良好である。

前述したごとく VAW プロセスは VAW 社の開発によるものであるが、本プロセスを最初に実用化したのは西独の Behr 社である。Behr 社は自動車用熱交換器の中で技術的に最もろう付けが難しいとされているラジエータに適用し、大きな成功を納め、すでに西欧を中心とする多くの自動車

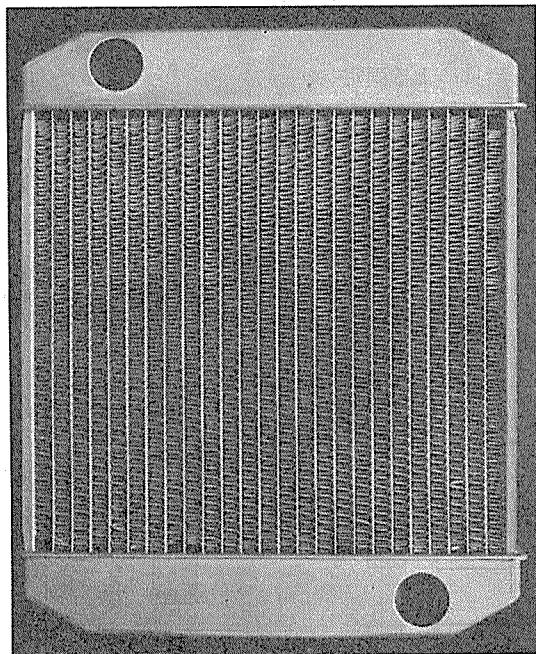


図17 プロト型ラジエータの外観

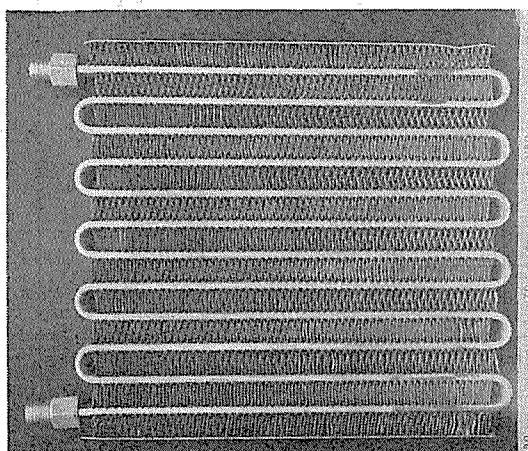


図18 カークーラ・コンデンサ（ルーバーフィン型）の外観

メーカーのラジエータを生産していることを付記しておく²¹⁾。図21は Benz 向けに Behr 社で製造されているラジエータを示す。

VAW プロセスはアルミニウム熱交換器のフラックスレスブレーキング法として開発されたものであるが、単に熱交換器のみならず、家電製品、産業機器あるいは小さな部品組立てやその取付けなどその応用範囲は広い²²⁾。図22に部品取付けの 2, 3 の基本的な形式を示す。

5.3 熱交換器の防食対策

自動車の輸出市場が広まるにつれ、腐食環境の厳しい地域での熱交換器製品の腐食問題がクローズアップされている。例えばラジエータでは外部（空気側）および内部（冷却水側）が問題となりカーエアコンでは外部が問題となる。

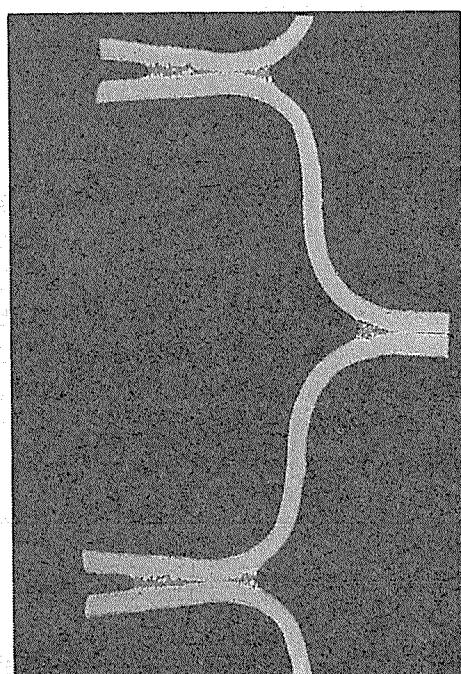


図19 カークーラ・エバポレータのろう付け部断面

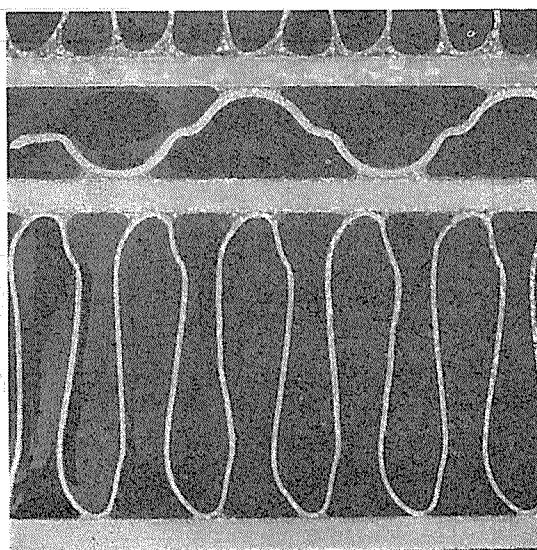


図20 オイル・クーラのろう付け部断面

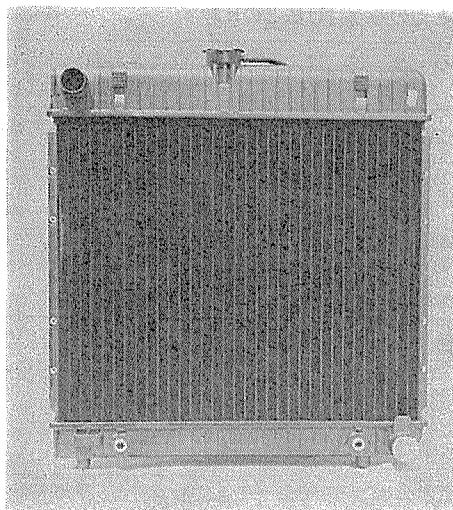


図21 Behr社製アルミニウム・ラジエータの外観

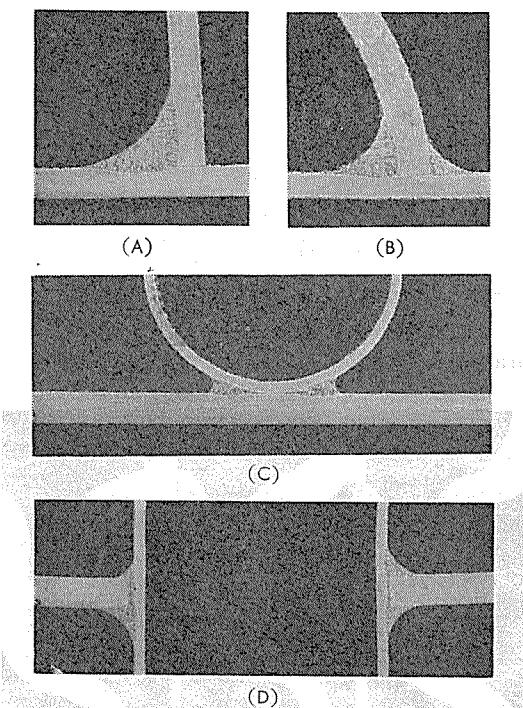


図22 ろう付けユニットサンプルの断面

これらの防食法としては表面処理による方法と材料の適当な組合せによる陰極防食がある。

アルミニウム合金の防食には、古くより Al-Zn 系（例えば 7072 合金）が犠牲陽極材として有効であることが知られており、また実績も多い。しかしながら亜鉛はマグネシウム同様蒸気圧が高く（600°C で約 20 Torr），真空ろう付けされると蒸発飛散し、製品中に残留する亜鉛量は少なくなる。またクラッド材で用いられた場合、防食上好しくない亜鉛分布となる可能性がある。この一例を表 6 および図 23 に示す。すなわち、外部防食の観点よりフィン材に Al-Zn 系を用いた場合、窒素ガス雰囲気ろう付けでは、この減少は非常に少ないが真空ろう付け後では、母材の $\frac{1}{3}$ 程度にま

表6 ろう付けによる表面 Zn 濃度の変化

供 試 材	Zn 濃 度 (%)	
	フ イ ン 材	ク ラ ッ ド 管
素 材	1.10	1.10
ろう付け	1 ATM	1.08
	500 Torr	1.02
	1 Torr	0.81 (V)
	10^{-6} Torr	0.30 (V)
		0.13 (V)

注：蒸発による損失 (V)
拡散による損失 (D)

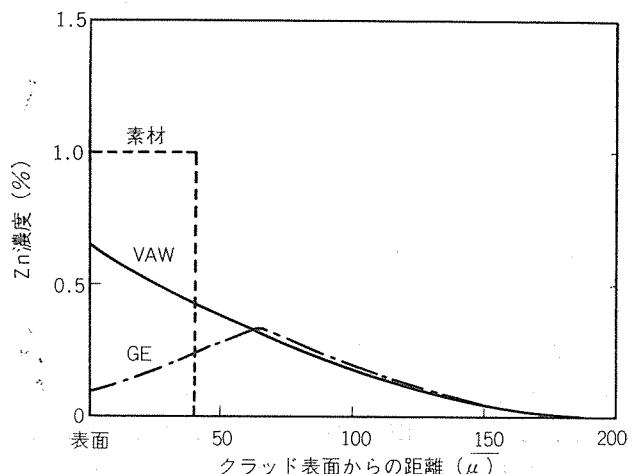


図23 ろう付けによるZn濃度分布の変化（クラッド材）

で亜鉛は減少している。また内部防食の観点より、水管に Al-Zn 系をクラッドした材料を用いた場合、雰囲気ろう付けでは表面で亜鉛濃度が最も高く、板厚の内部に進むに従って亜鉛量が減少する一方の濃度勾配となり、防食上きわめて好しい亜鉛濃度分布となるが、真空ろう付けでは表面の亜鉛量は零近くになり、少し内部で亜鉛のピークを示す分布となり、防食上好しくない²³⁾。しかも真空ろう付け中に蒸発した亜鉛は炉内に付着し、炉内の清浄化が必要となる。

従って防食の観点より Al-Zn 系を用いる時は大気圧付近でのろう付けが好しく、VAW プロセスによる窒素ガス雰囲気ろう付けはきわめて有効となる。

5.4 VAW プロセスと他のろう付け法の比較

VAW プロセスの特長をフラックスろう付けや真空ろう付けと比較すると次の点が指摘できる¹³⁾。

- (i) フラックスを使用しないので従来のフラックスろう付けにくらべ経済性、公害対策の点ですぐれている。
- (ii) 真空ろう付けや他の特殊な雰囲気ろう付けにくらべろう付け炉が安価で、かつその操作、メインテナンスが容易である。また真空ろう付けより電力費が節約できる。
- (iii) ろう合金にマグネシウムを含まないので、真空ろう付けのようなマグネシウムの蒸発による汚損がなく、

表7 不活性ガス雰囲気ろう付け法(VAWプロセス)と他のろう付け法との比較

	炉中ろう付け (フラックス)	真空ろう付け (GEプロセス)	不活性ガス雰囲気ろう付け (VAWプロセス)
ろう材(あるいはブレージングシートの皮材)	Al-Si合金	Mgを含むAl-Si合金	ごく微量のBiなどを含むAl-Si合金
材料適用範囲 ¹⁾	とくに制限なし	蒸発しやすい成分を含む材料は使用不可 ¹⁾	とくに制限なし
ろう付け炉(および設備費)	空気炉(安価)	真空炉(高価)	雰囲気炉(中間)
炉の維持、補修	やや面倒(フラックスによる腐食)	面倒(リーク問題、Mgの除去など)	容易
昇温速度(および加熱方式)	速い(対流加熱)	遅い(輻射加熱)	速い(対流加熱)
前処理	脱脂→エッチング	脱脂(トリクレン)	脱脂→エッチング
後処理	フラックスの除去が必要	不要	不要
許容クリアランス ²⁾	大きい	小さい	やや小さい
ろう付けコスト	高価	安価	安価
公害問題	フラックス除去時の排水問題	トリクレン排気	前処理時の排水問題

1) ろう付け出来ても所期の性能(例えば耐食性)が期待できない。

2) 厳密な比較値は不明。

炉の清掃が不要である。

(iv) ろう材のねれ性およびフィレットの形成能がすぐれているので組立工程の許容クリアランスは真空ろう付けより大きく、また作業雰囲気湿度の影響を受けないので不良率も小さくなる。

(v) Al-Zn系合金を用いても亜鉛が蒸発しないので、防食対策が容易となる。

しかしながら、VAWプロセスにも欠点がない訳ではない。例えば真空ろう付けでは、トリクレン脱脂のみでろう

付け出来るが VAWプロセスではエッチングが必要となる点と、フラックスろう付け程の許容クリアランスを有しないなどである。これらの各ろう付け法の比較をまとめると表7のごとくになる。

ところで VAWプロセスと他のろう付け法とのろう付け性(Brazability)そのものの比較を行なうと図24および図

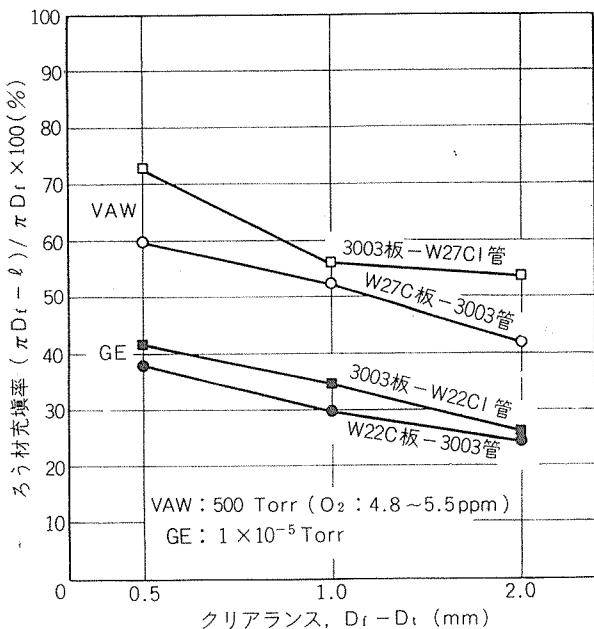


図24 VAWプロセスとGEプロセスのろう付け性比較

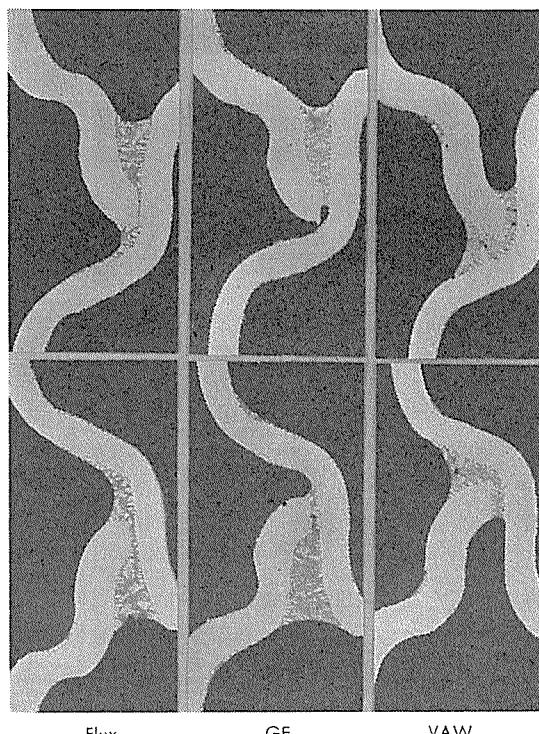


図25 プロト型ラジエータのエンドプレートとタンクの接合状況比較

25のごとくになる。図24はVAWプロセスとGEプロセスの間隙充填性を調べたものであるが、VAWプロセスの方が優れていることがわかる。また図25はフラックス法も含めた3者のフィレット形成状況の一例を示す。フラックス法では製品の内外ともフィレットは大きく良好であるが、GEプロセスでは外部のみフィレットが大きく、内側にはフィレットが形成されない傾向がある。逆にVAWプロセスでは外側のフィレットは小さいが内側が大きくなる傾向がある。これらのフィレット形成の差異の原因については今後の究明に待ちたい。しかし、いずれにせよ、VAWプロセスがGEプロセスよりろう付け性が劣ることはない。

6. おわりに

VAWプロセスは真空ろう付け(GEプロセス)より数年おくれて開発され、このためろう付けのフラックスレス化の波に若干乗りおくれたことは否定できない。VAWプロセスはろう付け前にエッチングを必要とする欠点を有するものの、ろう付け炉が安価で保守が容易な点に加え、防食にAl-Zn系(例えば7072)合金の使用が可能という長所を有しているので、ラジエータなど耐食性の要求されるものに最も適していると考えられる。さらに、西独Behr社でろう付け技術上最も難しいラジエータ(Benz)への適用にフラックスレス・ブレージングで初めて成功し、その後Porsche, BMW, Citroen, Audiなどに採用されるなど、その評価は急速に高まりつつあり、我国でも実ラインへの適用が具体化する段階となった。今後、本プロセスの特長を最大限に生かした製造技術の普及が期待される。

しかしながら、はじめにも述べたごとく、ろう付け技術のみならずアルミニウムの接合技術の発展はめざましく、今後さらに優れた方法が開発されることも予想される。これゆえの技術的な発展も期待したい。

文 献

- 1) ろう付け便覧編集委員会：ろう付け便覧(1967).
- 2) The Aluminum Association: Aluminum Brazing Handbook (1971).
- 3) 軽金属溶接技術会：アルミニウムのろう付はんだ付(1970).
- 4) 川勝：最近のアルミニウムのろう付はんだ付講習会資料(1976).
- 5) 岡本：同上.
- 6) J.R. Terril: APDL Report, J-123, March 12 (1969).
- 7) W.E. Cooke, T.E. Wright and J.A. Hirschfield: SAE report 780300 (1978).
- 8) 特許・昭48-31821, US. patent 3321828 (1967), 3322517 (1967), 3373482 (1968), 3373483 (1968), 3378914 (1968), 3460816 (1969).
- 9) O.R. Singleton: Aluminium, 47 (1971), 384.
- 10) J.R. Terril et al: Weld. J., 50 (1971), 833.
- 11) 中村：Al-ある(1975), No. 8, 56.
- 12) 今泉：最近のアルミニウムのろう付はんだ付講習会資料(1976).
- 13) 福井：アルトピア(1977), No. 1, 47.
- 14) 特許・昭50-4466 他.
- 15) H. Schoer und W. Schultze: Z. Metallkunde., 63 (1972), 775, Aluminium, 48 (1972), 803, Weld.J., 52 (1973), 644.
- 16) J.E. Tomlinson: Sheet Metal Ind., (1974), No. 2, US Patent 3482305 (1969), 3553825 (1971).
- 17) T. Nakamura and M. Okumura: Aluminium+Automobil, International Conference (1976).
- 18) R.J.K. Wassink: J. Inst. Metals, (1967), 38.
- 19) 吉田, 竹内：軽金属, 27 (1977), 121.
- 20) 日本機械学会：伝熱工学資料.
- 21) E. Rauschenbusch: Aluminium+Automobil, International Conference (1976).
- 22) 入江, 杉山：未公表.
- 23) 浅野：Al-ある(1976), No. 5, 28.
- 24) 太田, 鈴木：自動車技術, 32 (1978), 758.
- 25) 金子：アルミニウム, No. 573 (1978), 11.
- 26) 福井, 入江, 木村, 田部：軽金属, 29 (1979), 410.