

論 文

中水による各種伝熱管の腐食と汚れ\*

佐 藤 史 郎\*\* 永 田 公 二\*\*  
下 野 三樹雄\*\*\*

Corrosion and Fouling of Various Heat  
Exchanger Tubes in Flowing Treated  
Sewage

By Shiro Sato, Koji Nagata and Mikio Shimono

住友軽金属工業株式会社技術研究所

## 中水による各種伝熱管の腐食と汚れ\*

佐藤 史郎\*\* 永田 公二\*\*  
下野 三樹雄\*\*\*

## Corrosion and Fouling of Various Heat Exchanger Tubes in Flowing Treated Sewage

By Shiro Sato, Koji Nagata and Mikio Shimono

This paper describes the effect of flowing rate, pH value and water analysis on the corrosion and fouling of several heat exchanger tubes, such as copper and copper alloys, titanium, stainless steel, and steel tube, when multiplely treated sewage circulates as cooling water of heat exchanger. Corrosion and fouling tests were made by model condenser where concentrated treated sewage of 2 to 5 times flowed at the rate of 2 to 3.9 m/s for 5,000 hours. pH value was adjusted to high value by the addition of inhibitor and to low value by HCl. Treated sewage served to this test contains a great amount of inorganic matter and shows high conductivity as follows.

	Feed water	Circulating test water
SO <sub>4</sub> <sup>2-</sup> (ppm)	83~235	528~3432
Cl <sup>-</sup> (ppm)	69~110	407~450
ammoniacal nitrogen (ppm)	2.8~7.5	1.2~7.6
COD (ppm)	8~33	29~55
pH	6.8~6.9	7.4~8.4
conductivity ( $\mu\Omega/cm$ )	513~1242	2364~7071

Following results are obtained.

(1) Both pure copper and 10% cupronickel tubes do not suffer from any sign of local corrosion. Corrosion rate of both alloys is less than 0.01 mm/y. This value is fairly less than that by circulating drinking water. Titanium tube shows the perfect corrosion resistance, Stainless steel tube suffers from the general corrosion with rough surface. Steel tube suffers from the spot-like corrosion of which max. depth is 0.5 mm.

(2) Corrosion rate of copper and copper alloy tubes depends on the pH value, not on the amount of dissolved inorganic matter, such as SO<sub>4</sub><sup>2-</sup>, Cl<sup>-</sup> and NH<sub>4</sub><sup>+</sup>. In case pH is more than 7.5, pure copper and 10% cupronickel show good corrosion resistance, while in case pH is less than 6.5, corrosion rate remarkably increases.

(3) Fouling of test tubes is generally small except steel tube with a great amount of corrosion product. Regardless of the addition of inhibitors, fouling matter is mainly composed of corrosion product, and not of slime and sludge peculiar to sewage water.

(4) Because the corrosion rate of copper and copper alloys in treated sewage decrease with increasing pH, these alloys are considered to be free from both corrosion and fouling when pH value is controlled more than 7.5 by addition of some alkaline materials.

## 1. 緒 言

近年大都市を中心とする水需給のひつ迫と下水道施設の排水量に対する処理能力不足等から、ビルや団地等から出る雑排水を高度に処理して浄化した水（以後中水と称す）を再利用することが検討されている。特に東京都は49年以降、中水利用の行政指導を行っており、中水利用のビル件数は、建設・計画中のものも含め34件に達し、その処理能

力は1日約8,000トンに至っている<sup>1)</sup>。一方住宅団地における中水利用は未だ例が少く、千葉県の日本住宅公団芝山団地<sup>2)</sup>、東京都江東地区の都営団地など十団地程度にとどまっている。しかし今後の給水事情や放流排水に対する水質規制強化等から、中水の利用は、経済的にもメリットを生み、増大するものと考えられる。

中水の主たる利用分野は、冷房用冷却水とトイレ洗浄水などの雑用水である。これらの機器、配管に使用する金属材料については、中水の水質を十分検討した上で最適材料を選定しなければならない。りん脱酸銅・無酸素銅等の純

\*第19回伸銅技術研究会（1979年11月）で発表。

\*\*技術研究所 工学博士

\*\*\*技術研究所

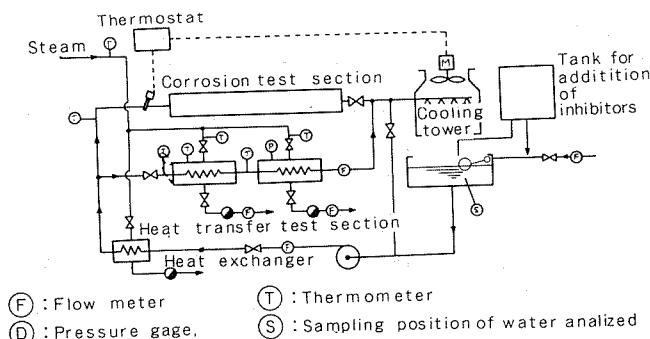
銅は配管・伝熱管として、上水や工水を使用する分野において、長年の実績を有しており、そのすぐれた耐食性、伝熱性、配管加工性等からみて、中水利用の場合において最も適切な材料とみなされる。しかし比較的高度に処理された中水においても  $\text{SO}_4^{2-}$ ,  $\text{Cl}^-$  等の無機成分濃度が比較的高く、純銅の使用に当っては、孔食以外に潰食の発生が懸念される。また高有機成分の濃縮による中水特有の腐食の発生も懸念される。さらに中水中のアンモニア性窒素が比較的高濃度であるために、純銅の使用に対し漠然とした不安を有するむきもあり<sup>3)</sup>、より耐食性のすぐれた高級材料、例えばキュプロニッケルとかチタンの使用が必要であるとの考えも出ている。いっぽう、空調機冷却水として中水を利用するに当っては、腐食生成物の増大に加えて有機成分等の付着による伝熱性の低下が懸念され、防汚面からの対策に従来の水質以上の配慮を加える必要があると考えられる。中水々質が、処理設備の違いや原水の変動等によって腐食と汚れの面でかなり大幅な変動をきたすものと予想されることから、腐食と汚れの面で従来報告された限られた水質や試験条件にもとづく試験結果<sup>4)</sup> から直ちに材料評価を行うことは必ずしも十分でないと考える。

本研究は、空調機器用の冷却水に中水を使用した場合における、主として銅系伝熱管材料の腐食と汚れを調査し、防食防汚法を樹立するためのデータを得ることを目的として実施したものである。試験に供した中水は、下水を3次処理した東京都水道局江東地区工業用水である。中水の濃縮、管内の流速等を空調機の実作動に近い状態に設定し、約1ヶ年にわたって通水試験を行った。さらに水質の変動要因として、銅系材料の腐食に最も影響するとみなされるpH値をとりあげ検討した。また鋼管、ステンレス鋼管およびチタン管も試験の一部に加え、銅系材料との比較を行なった。

## 2. 実験方法

### 2.1 装置

実験装置は東京瓦斯(株)豊洲工場構内に設置された。試験水のフローをFig. 1に示す。冷凍機の冷却水循環系と類似の水質状態をうるために、熱交換器と冷却塔により試験



水を満たし、濃縮(2~5倍)させて、試験管内を所定流速にて通過させた。ほぼ同一の装置を3基設置し、水質および薬品(スケール、スライム、腐食等の防止剤)注入条件を適宜変動させた。

### 2.2 試験管

試験管材質はりん脱酸銅(JIS H 3300, C1220), 無酸素銅(同, C1020), 10%キュプロニッケル(同, C7060), 30%キュプロニッケル(同, C7150), (以上いずれも  $19\phi \times 0.8\text{ t mm}$ ), チタン(JIS H 4631, TTH 35,  $19\phi \times 0.5\text{ t mm}$ ), 鋼(JIS G 3461, STB 35,  $19\phi \times 2.1\text{ t mm}$ ), ステンレス鋼(JIS G 3463, SUS 316 TB,  $19\phi \times 2.3\text{ t mm}$ )である。

腐食試験に供した試験片の長さは500 mmであり、これを各材質毎に6本直列に接続し、所定期間試験後、中央部に取付けた4本を漸次取外して調査に供した。管外面からの大気腐食を防止するために、外面側を塗装ビチューブでおおった。

伝熱測定に供した試験片は長さ1,000 mmであり、同材質の試験管3本又は2本を1組とする小型熱交換器を2セット作製した。ここで対象とした材質はりん脱酸銅、10%キュプロニッケル、チタンおよび鋼の4種類であり、各材質について時期をずらして約1,000時間ずつ試験に供した。試験期間中適宜管外面側に100°C飽和蒸気を供給し、熱貫流率を測定した。更に試験終了後実験室において類似の条件下で熱貫流率の測定を行った。

### 2.3 試験条件

腐食試験条件を一括してTable 1に示す。

試験水として、江東地区工業用水(三河島処理場の活性汚泥処理水を南千住浄水場で凝集沈殿、急速砂汎過したもの)および上水を用いた。

腐食試験は、昭和52年10月から53年12月にかけて3期にわけて実施された。各期において同時に3系列が試験に供された。

第1期は、52年10月から53年5月まで実施され、延べ通水時間5,170時間である。ここでは、上水および中水の差異、中水に対する薬注の効果、試験管材質の差異が検討された。管内流速は3 m/secである。

第2期、第3期の試験条件は第1期試験結果にもとづき決定された。即ち第1期試験において銅系材料の耐食性が高濃縮流動中水下において維持されることがほぼ明らかになったが、低pH域での耐食性評価および更に高流速下での潰食の発生に対し検討することが望ましいと考えられた。同時に薬注量の検討も必要とみなされた。供試材として無酸素銅と10%キュプロニッケルを選び、約1,200時間の試験をくり返した。pH調整は硫酸注入により6~7を目標とした。流速は3 m/secと3.9 m/secとし、薬注量は基準条件(第1期注入量)の1/2および1/4とした。

本試験で使用した薬品は下記の米国モグール社製品(日本鍛水株式会社販売)である。第1期試験における注入量は次のようである。スケール防止用としてホスホン酸系

(品名 WS-194) を保有水量に対し 500 ppm, 補給用として 50 ppm 連続注入し, スライム防止用として第 4 級アンモニア塩(商品名 AG660)を保有水量に対し 15 ppm, 1 回/7 日とし, さらに次亜塩素酸ソーダを保有水量に対し 50 ppm, 補給水量に対し 20 ppm, 毎日 8 時間投入した。

伝熱測定試験は、薬品無注入, pH 未調整, 濃縮倍数 2 ~ 5 の水質についてのみ実施された。管内流速 2 m/sec および 3 m/sec にて 1,000 時間通水後, 実験室にて熱貫流率測定に供された。

#### 2.4 調査方法

##### (1) 付着物量

取外した試験片から長さ 150 mm 切取り, 酸洗浄前後の重量差から付着物量を算出した。

##### (2) 腐食量

付着物量測定に供した試片について, 酸洗浄後の重量と未使用新管の重量差から腐食量を算出した。

##### (3) 付着物の成分分析

鋼管を除き付着物量は極めて少くかつ粉末状を呈していたので, 付着物を集めて 10% HCl に溶解させ, 主として全金属元素について原子吸光光度法による分析を行うにとどめた。

##### (4) 汚れ係数

伝熱測定試験に供した小型熱交換器を試験室に持帰り以下の要領で伝熱測定を行ない, 汚れ係数を算出した。管内流速 3 m/sec (試験管 2 本) の管束については, 新らたに同一寸法の新管を 1 本取付け, 一方管内流速 2 m/sec (試験管 3 本) の管束については, 試験管 1 本を新管に取替えた。次いで管内面側に流速 2 m/sec にて工水を, 管外面側に 100°C 鮫和蒸気を供給し熱交換量を求めた。新管について得られた値 ( $Q_1$ ) と試験管について得られた値 ( $Q_2$ ) との逆数の差 ( $1/Q_2 - 1/Q_1$ ) すなわち汚れ係数を算出した。

### 3. 結果と考察

#### 3.1 水質分析

水質分析は JIS K 0101 にもとづき, 原水(上水および中水)および循環水(2 ~ 5 倍濃縮)について適宜実施された。原水および循環水の水質分析結果の平均値を Table 2 に示す。中水に関する原水(補給水)および循環水(代表例)水質の経時変化を Fig. 2, 3 に示す。

上水(原水)は全試験期間を通じほぼ一定の水質を示し, 冷凍空調機器用冷却水の水質基準を満たすものであった。中水(原水)は上水に比べ pH 値が幾分低く(6.5 ~ 7.0), 高濃度の無機成分と有機成分を含むものであり, かつ試験期間を通じての変動幅が大きい。第 1 期試験の前半約 3 ヶ月間における水質は腐食性の強いものとみなされた。即ち導電率が最高 3,640  $\mu\Omega/cm$ , 硫酸イオンが最高 575 ppm, 塩素イオンが最高 108 ppm, pH 値が 6.5 ~ 7, ランゲリア指数が常にマイナス側にある。さらに COD が最高 31 ppm, 蒸発残留物が最高 2,900 ppm, 浮遊物が最高 18 ppm と高く, スライム, スラッジ等の付着物の増大も予想された。この期間を除くと水質は無機, 有機成分ともさほど多くなく, 導電率は約 600  $\mu\Omega/cm$ , 硫酸イオンは約 100 ppm, 塩素イオンは約 75 ppm であった。アンモニア性窒素は試験期間を通じ 5 ~ 10 ppm 程度であった。

2 ~ 5 倍の濃縮循環水は, 上記無機成分と有機成分が原水水質に応じて 5 ~ 10 倍濃縮されており, 導電率も 1,000 ~ 15,000  $\mu\Omega/cm$  まで上昇している。アンモニア性窒素は 5 ~ 30 ppm まで増大し, COD も最高 150 ppm を示した。一方 pH 値は 7 ~ 8.5 まで上がっており, ランゲリア指数が正を示すことが多いことから, 腐食が抑制される傾向にあるものとも考えられた。pH の上昇は薬品添加の試験水

Table 1 Corrosion test conditions.

Test	Circulating test water			Addition of inhibitor		Flowing rate (m/s)	Duration
	No.	Feed water	Ratio of concentration	Adjustment of pH (value)	Scale and corrosion prevention*		
I	1	Drinking water	2 ~ 4	None (7.1 ~ 8.7)	None	3	12 Oct. '77 ~ 10 May. '78
	2	Treated sewage	3 ~ 5	None (6.2 ~ 8.8)	None	3	
	3		2 ~ 4	None (7.1 ~ 8.8)	Yes (1)	3	
II	4	Treated sewage	3 ~ 5	None (7.8 ~ 8.7)	Yes (½)	3, 3.9	26 May. '78 ~ 6 Sep. '78
	5		2 ~ 4	Yes (6.4 ~ 6.7)	Yes (1)	3, 3.9	
	6		2 ~ 5	Yes (6.0 ~ 6.6)	None	3, 3.9	
III	7	Treated sewage	2 ~ 5	Yes (6.8 ~ 8.1)	None	Yes (½)	8 Sep. '78 ~ 20 Dec. '78
	8		2 ~ 5	Yes (6.3 ~ 7.2)	None	Yes (1)	
	9		2 ~ 4	Yes (6.4 ~ 7.2)	None	Yes (¼)	

\* Continuous injection of phosphate type inhibitor.

\*\* Intermittent injection of both 4th ammonium salt type inhibitor and sodium perchlorate.

Table 2 Analysis of feed water and circulating water.

(average value)

	Test I					Test II			Test III				
	Feed water		Circulating water			Feed water	Circulating water		Feed water	Circulating water			
	Drinking water	Treated sewage	No. 1	No. 2	No. 3	Treated sewage	No. 4	No. 5	No. 6	Treated sewage	No. 7	No. 8	No. 9
Temperature (°C)	19.5	19.5	19.5	19.5	19.5	28	28	28	28	22	22	22	22
pH	7.0	6.9	8.3	7.4	8.0	6.8	8.4	6.5*	6.3*	6.9	7.6*	6.9*	6.9*
Conductivity ( $\mu\text{S}/\text{cm}$ )	283	1242	924	7071	6417	513	2364	1743	2553	586	2150	2703	2518
M Alkalinity as $\text{CaCO}_3$ (ppm)	30	69	88	82	156	44	120	13	7	66	26	12	10
Ca Hardness as $\text{CaCO}_3$ (ppm)	56	75	192	329	311	70	310	253	510	75	268	367	252
$\text{Cl}^-$ (ppm)	35	81	123	407	416	110	450	349	458	69	230	372	232
$\text{SO}_4^{2-}$ (ppm)	41	235	173	3432	2998	83	528	591	1388	114	382	750	535
$\text{PO}_4^{3-}$ (ppm)	0.05	10.4	0.7	26.9	41.1	4.6	7.7	27.6	14.5	2.1	4.7	8.7	9.1
Total Fe (ppm)	0.35	0.46	0.34	1.7	7.5	0.48	1.5	1.0	0.8	0.69	0.77	1.4	1.37
Cu (ppm)	Tr	0.03	0.02	0.2	0.1	<0.05	0.07	0.12	0.53	0.07	0.2	0.34	0.29
T D S (ppm)	326	881	786	8220	8243	388	2369	1644	2612	326	1165	1408	1329
NH <sub>3</sub> -N (ppm)	0.3	6.7	0.4	7.6	7.2	2.8	1.2	7.5	9.4	7.5	1.9	14.7	11.2
C O D (ppm)	1.3	33.0	3.9	29.0	55.0	7.6	29.7	27	30.5	10.2	22.5	30.8	20.8
Turbidity (ppm)	0.5	13.4	2.8	40	111	4.3	7.4	14	7	3.6	6	30	18
SS (ppm)	Tr	7.6	4.4	41.5	113	4.9	29	17	9	33	10.8	16	22.3
Langelier Index	-1.8	-1.4	+0.4	-0.7	+0.5	-1.6	+1.5	-2	-2.1	-1.5	-1.0	-1.7	-1.9

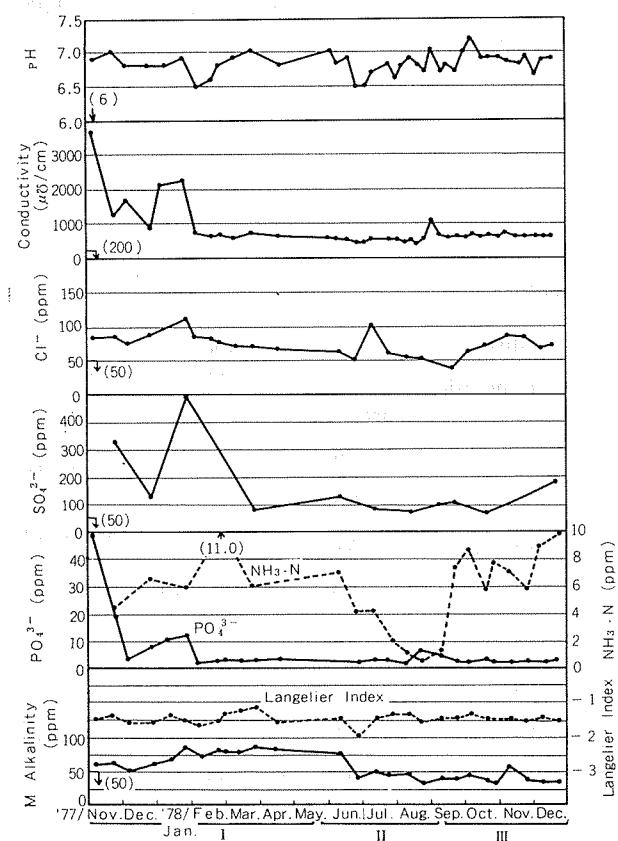
\* Adjusted by the addition of  $\text{H}_2\text{SO}_4$ .

Fig. 2 Changes of feed water quality of multiply treated sewage.

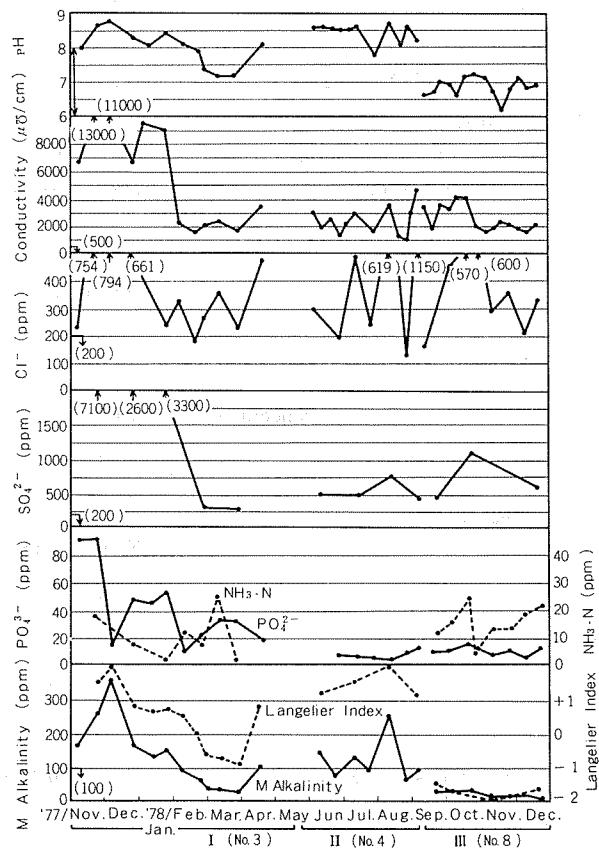


Fig. 3 Changes of circulating water quality of some tests using multiply treated sewage.

系列（テストNo.3,4）において顕著であった。なお第2,3期試験においては、硫酸注入によりpH値を人工的に7以下に下げて実施したものである。

### 3.2 内面状況

#### (1) 第1期試験

鋼管を除き、スケール付着量は少く、付着物は褐色あるいは灰色の粉末状の剝離性の物質を主体とし、有機質特有のスライム物質や腐食生成物の盛上り部分あるいは潰食による金属地肌露出部分はみられなかった。5,170時間通水後における銅系材料の水質による違いは次のようである。

テストNo.1（上水）では、緻密な剝離性の白味をおよびた黄褐色スケールがほぼ一様に形成され、稀に緑青色のスケールが散見された。テストNo.2（中水、薬注なし）も類似の状況を呈しているが、緑青色スケールが斑点状あるいは帯状にかなりの範囲にわたって形成されており、これらの試料が腐食を受けていることがうかがえた。テストNo.3（中水、薬注あり）では、テストNo.1,2と異なり、スケール付着が極めてわずかであり、緑青色スケールも皆無に近く、おおむね新管に近い状態であり、薬注の効果が顕著に生じたものと考えられた。

チタン管のスケール付着は、テストNo.3においては無論のこと、薬注なしのテストNo.2においても極めてわずかであった。従って、銅系材料にみられた薬注の効果は、スライム付着防止よりもむしろ腐食防止にあったものと考えられた。

ステンレス鋼管は、テストNo.2,3とも剝離性の褐色スケールにおおわれていた。

钢管はテストNo.1～3において、全域にわたって固着性の厚い鉄さびでおおわれていた。この鉄さびは通水840時間後に抜管した試片において、すでに形成されていた。

#### (2) 第2,3期試験

この期のテストには無酸素銅と10%キュプロニッケルのみが供された。テストNo.4を除く5回のテストは、いずれも人工的にpH値を下げたものである。またテストNo.6を除き、スライム防止処理がなされた。

すべての試験を通じ、スケールの形成は極めてわずかであり、管内面は固着性の赤褐色あるいは黒褐色皮膜にうすくおおわれていることが多く、第1期テストのNo.3に近い状態にあった。ただしテストNo.5,6においては緑青色スケールも散見された。これらの試験においては管内流速3.9m/secにて通水された試片もあるが、潰食の兆候はみられなかった。

### 3.3 腐食状況

#### (1) 腐食量

第1期テストのNo.2（中水）およびNo.3（中水、薬注）における各材料の腐食量の経時変化をFig.4,5に示す。チタン管の腐食量は極めて少ないので本図から省いた。銅系材料の腐食量はステンレスより少く、腐食速度にして0.01mm/y以下である。銅系材料のうち30%キュプロニッケル

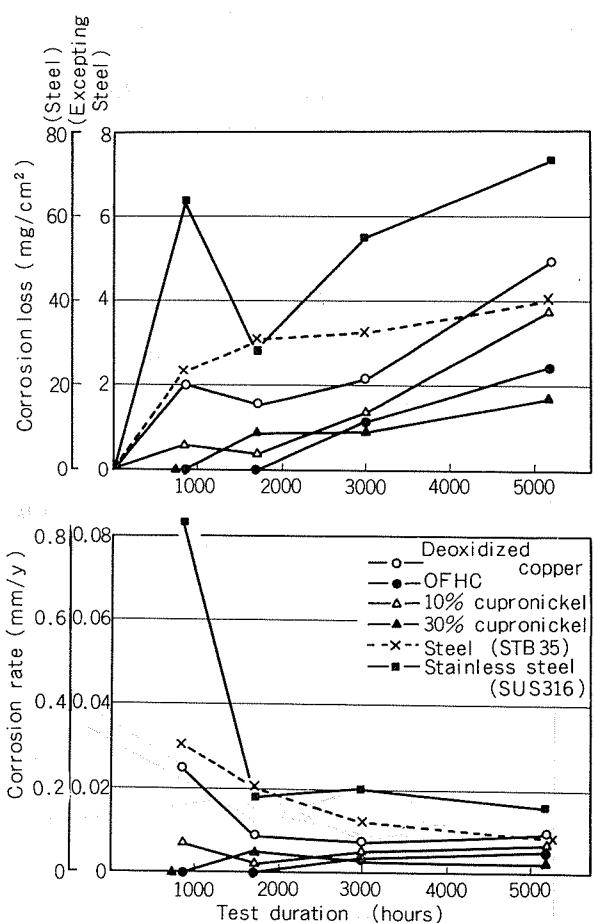


Fig. 4 Comparison of the corrosion of test tubes at Test No. 2 using treated sewage without inhibitors.

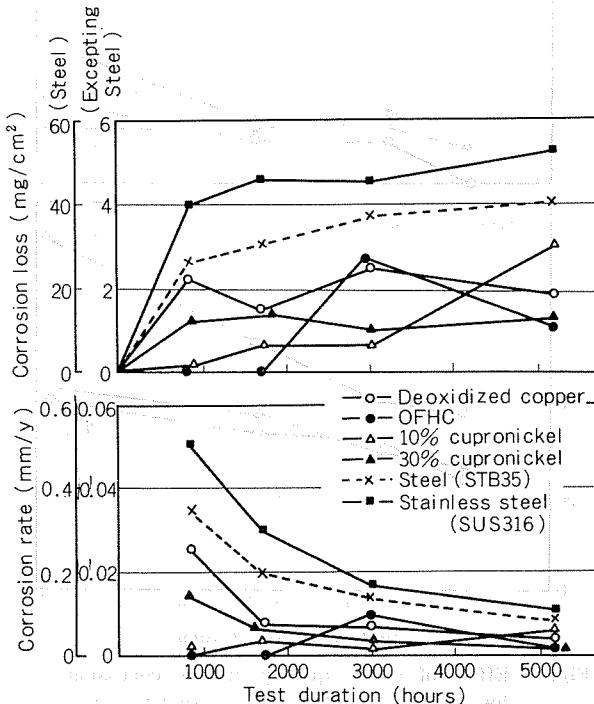


Fig. 5 Comparison of the corrosion of test tubes at Test No. 3 using treated sewage containing some inhibitors.

の腐食量がいずれのテストでも最も小さいが、他の銅系材料との差は大きくない。

代表的材質の腐食量経時変化におよぼす水質の影響をまとめFig. 6に示した。鋼も含め、上水中の腐食量と中水中のそれとの間に大きな差はみられない。上水中での腐食量が中水中での腐食量を上回る場合もみられ、一部需要家が懸念したようなアンモニア濃縮による腐食量の増大は生じないとみなされた。中水を用いたテストNo. 2, 3における銅系材料の腐食量の経時変化をみると、テストNo. 3においては、初期腐食量(860時間まで)が5,170時間の全試験期間にわたってほとんど変化していないのに対し、テストNo. 2においては、通水後3,000~5,000時間の間ににおいて腐食量が増大している。この期間中における試験水の変動を、pH値、導電率、ランゲリア指数についてみると、Fig. 7のようであり、中水を用いたテストNo. 2とNo. 3においては、通水3,000時間以前と以後とで大巾な水質変動がみ

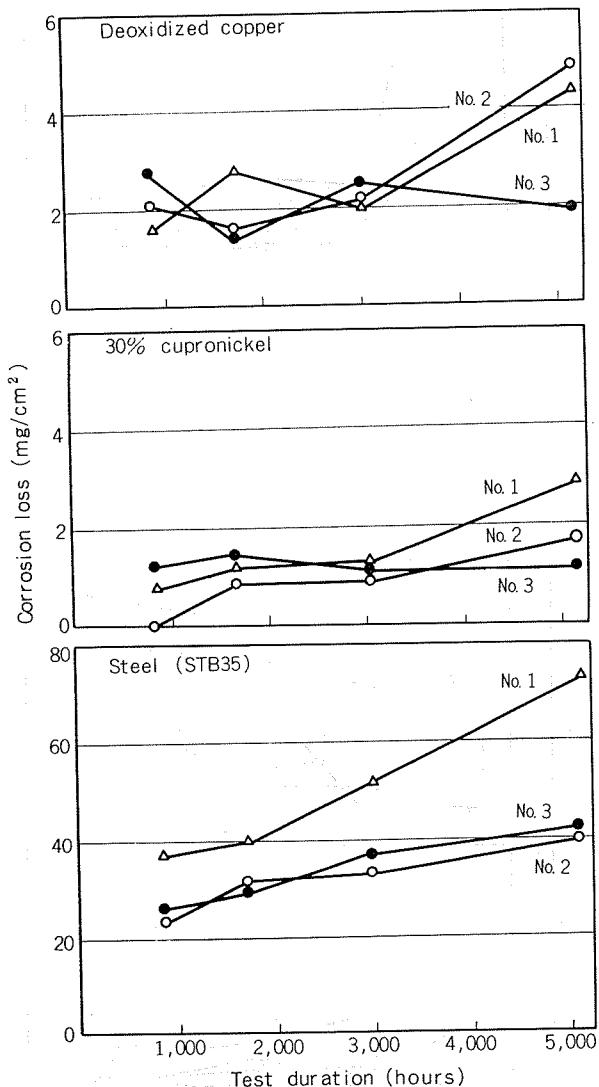


Fig. 6 Effect of water quality on the corrosion loss of typical tubes at Test No. 1 to No. 3.

No. 1: Drinking water

No. 2: Treated sewage without inhibitors

No. 3: Treated sewage containing inhibitor

られる。即ち3,000時間以前はpH値がほぼ8以上、導電率7,000  $\mu\Omega/\text{cm}$ 以上であるのに対し、3,000時間以降ではpH値6.2~8、導電率3,000  $\mu\Omega/\text{cm}$ 以下に低下している。特にNo. 2におけるpH低下は著しく6.2~6.5となり(No. 3では平均7.5)、ランゲリア指数も-2前後である。Fig. 6に示したNo. 2の3,000時間以降での腐食量の増大は、pH低下によるものと考えられ、一方3,000時間以前の試験水の特長である導電率増大をもたらした硫酸イオン、塩素イオン等の無機成分の存在は、腐食量に影響しないものとみなされた。

第2、第3期のテストNo. 4~9の試験結果をpH値について整理し、Fig. 8に示した。この期には約1,200時間の同一条件による通水試験がくり返し行なわれたので、すべてのデータをプロットし、その平均値を結んだ。またpH値は各試験期間内の測定値の平均値である。無酸素銅の腐食速度はpH6.5以下で急速に増大し、pH6.2の腐食速度はpH6.5の約20倍に達している。pH6.8以上では試験片によつては0.005 mm/y程度の腐食速度を示すが、大多数は0.001 mm/y以下である。一方10%キュプロニッケルの腐食速度はpH8.4で0.001 mm/y以下であったものが、pHの低下とともにほぼ一様に増大しており、かつ無酸素銅より大きい値を示す。pH7以下において0.01~0.1 mm/yに至る。このようなpH低下に伴う腐食の増大およびこれが10%キュプロニッケルにおいてより大きな影響を受けること

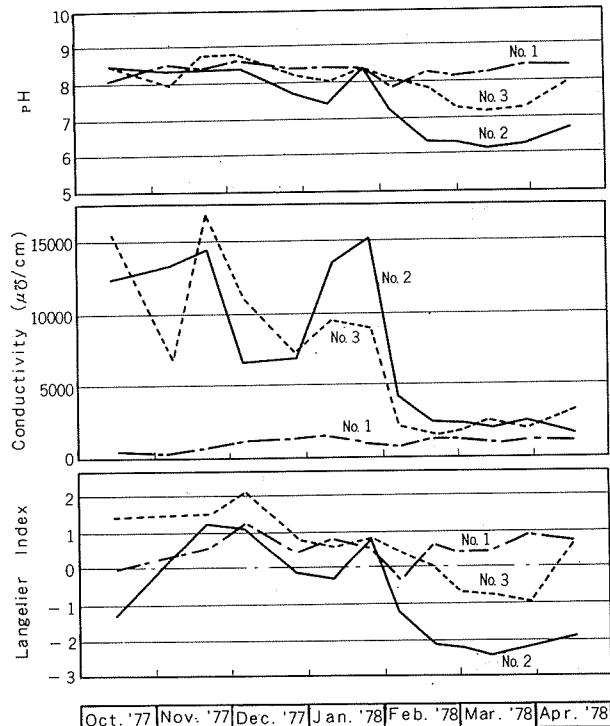


Fig. 7 Change of pH., conductivity and Langelier Index of circulating water of Test No. 1 to No. 3.

No. 1: Drinking water

No. 2: Treated sewage without inhibitors

No. 3: Treated sewage containing inhibitor

は、前述の第1期試験結果にもみられる。即ちpH値が平均6.5であった第1期テストNo.2後半約2,000時間における腐食速度は、無酸素銅、10%キュプロニッケルで各々0.006, 0.011 mm/yであり、一方平均pH値が8.3であった第1期テストNo.2前半約3,000時間における腐食速度は、無酸素銅、10%キュプロニッケルで各々0.004, 0.005 mm/yである。

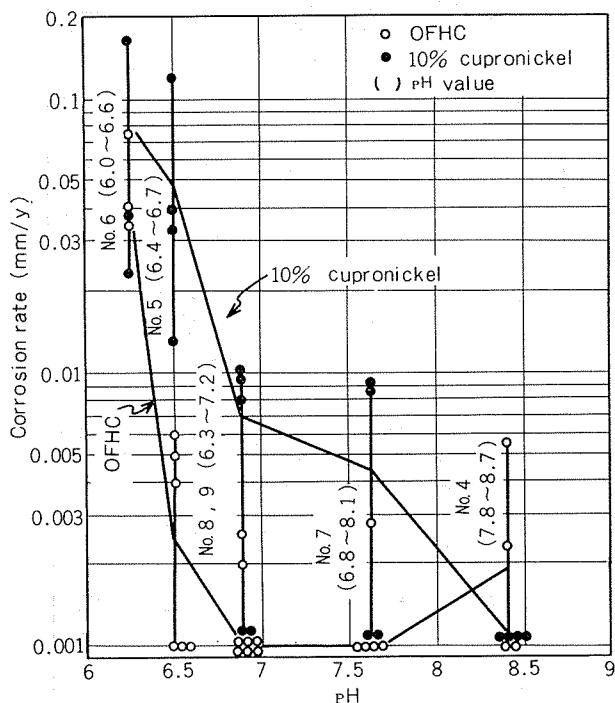


Fig. 8 Effect of pH value on corrosion rate of OFHC and 10% cupronickel at Test No. 4 to 9 using treated sewage. Test conditions are as follows: duration: about 1200 hours, flowing rate; 3, 3.9 m/sec, circulating water; treated sewage.

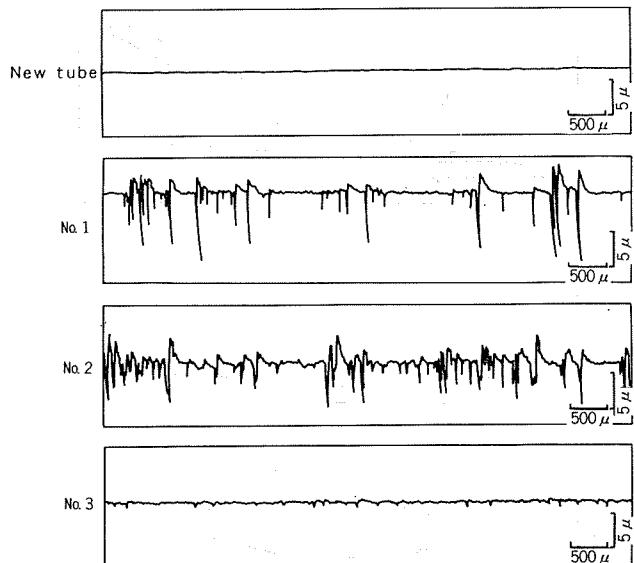


Fig. 9 Surface roughness of deoxidized copper tubes tested for 5170 hours at Test No. 1 to No. 3.  
No. 1: Drinking water  
No. 2: Treated sewage without inhibitors  
No. 3: Treated sewage containing inhibitors

mm/yである。

## (2) 局部腐食

鋼管を除く試料においては、全試験を通じ明瞭な局部腐食はみられず、スケール除去後の表面状況は新管に近いものであった。スケール中に緑青がみられた銅系の試料は、極めて軽い肌荒れを生じているが、その粗さは最大20μ以下である。表面粗さチャートの一例をFig. 9, 10に、最大粗さ測定結果をTable 3に示す。Fig. 9は第1期試験に供した5,170時間通水後のりん脱酸銅に関する結果であり、Fig. 10は同じくキュプロニッケルに関する結果である。水質、

Table 3 Maximum surface roughness.

unit: μ

Test No. (pH value)	Deoxidized copper	OFHC	10% cupronickel	30% cupronickel
1 (8.3)	16.0	—	—	16.0
2 (7.4)	9.5	4.0	6.5	3.5
3 (8.0)	1.5	2.0	1.0	1.5
4 (8.4)	—	<1.0	4.0, 7.5	—
5 (6.5)	—	<1.0	4.0, 4.5	—
6 (6.3)	—	8.5~12.5	6.0, 6.5	—
7 (7.6)	—	<1.0	6.0	—
8 (6.8)	—	2.0	6.0, 11.0	—
9 (6.8)	—	<1.0	14.0	—

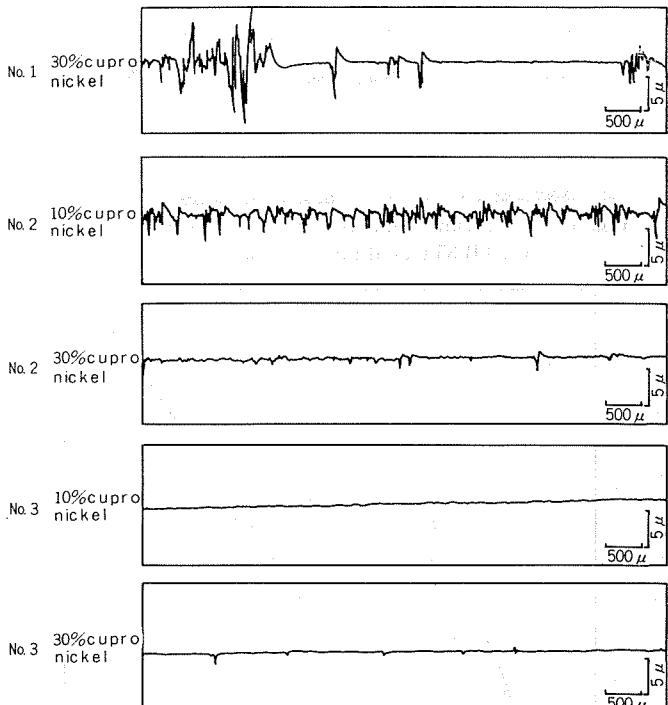


Fig. 10 Surface roughness of cupronickel tubes tested for 5170 hours at Test No. 1 to No. 3.  
No. 1: Drinking water  
No. 2: Treated sewage without inhibitors  
No. 3: Treated sewage containing inhibitors

pH値および材質に関する傾向は、おおむね腐食量に関するものと同様であり、上水（テストNo.1）および低pH中水（テストNo.2, 6, 8, 9）において粗さは大きく、高pH中水（テストNo.3, 4）において粗さが小さくなる傾向にある。

鋼管は水質の如何にかかわらずFig. 11に示すような局部腐食が試験片全域にみられた。最大腐食深さをFig. 12に示す。試験時間840時間すでに0.1~0.2mmの深さに達しており、5,170時間後には0.3~0.5mmに至っている。

ステンレス钢管はテストNo.2において14 $\mu$ 、No.3において8 $\mu$ の肌荒れを全域に生じていた。これらの値はTable 3に示した銅系材料の2~4倍大きいものである。

チタン管は0.1~0.2 $\mu$ を示したにすぎず、完全な耐食性を有するとみなされた。

### 3.4 汚れ状況

#### (1) 付着物量

第1期テストNo.1（上水）、No.2（中水）およびNo.3（中水、薬注）における各材質の付着物量の経時変化に関し、材質間の比較をFig. 13に、水質間および水処理の比較をFig. 14に示した。

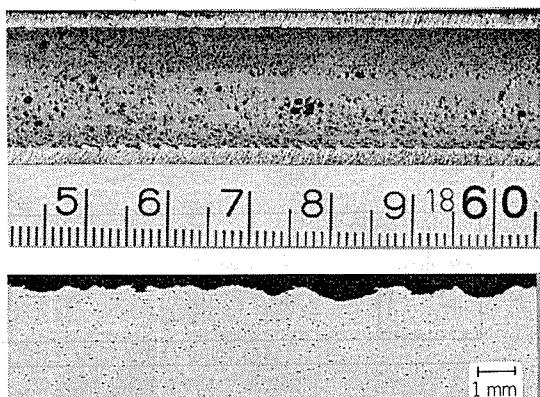


Fig. 11 Appearance and cross section of corroded part of STB 35 tested for 5170 hours at Test No. 3.

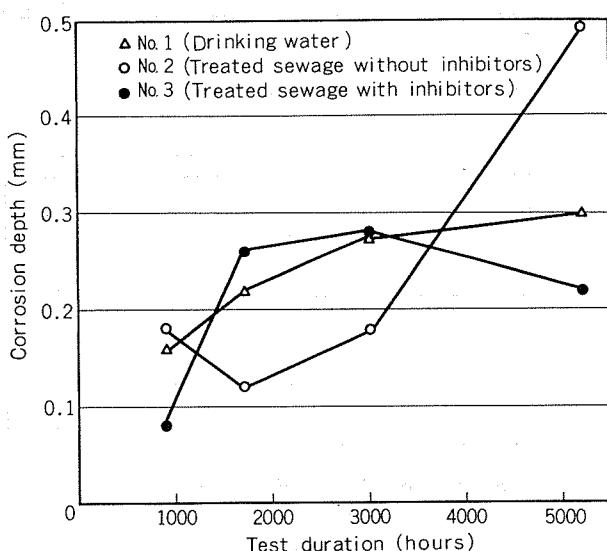


Fig. 12 Maximum corrosion depth of STB 35 tested at Test No. 1 to No. 3.

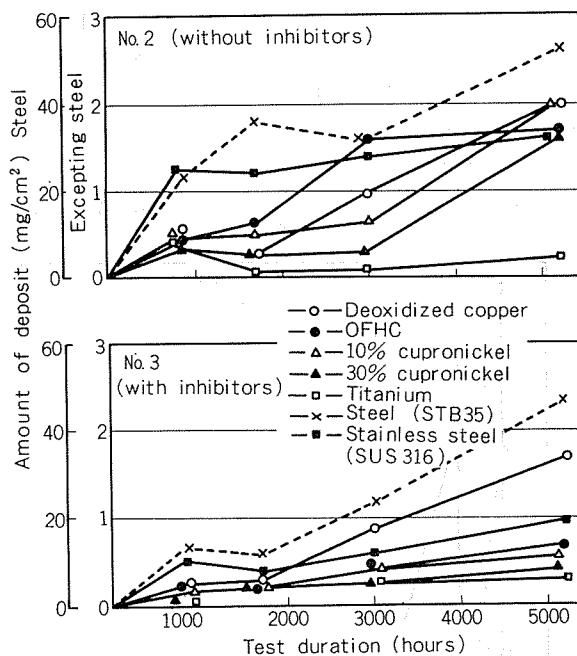


Fig. 13 Comparison of amount of inside deposits for tube materials tested in flowing treated sewage of Test No. 2 and No. 3.

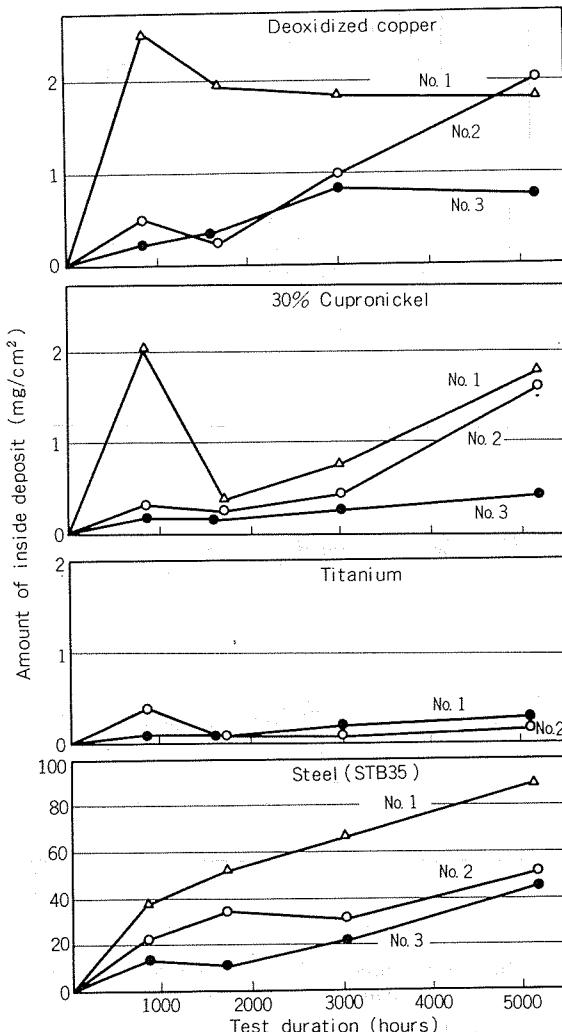


Fig. 14 Effect of water quality on amount of inside deposit of typical tubes tested at Test No. 1 to No. 3.

銅系材料の5,170時間後における付着物量はテストNo.2において $1\sim2\text{ mg/cm}^2$ であり、テストNo.3において $0.5\sim1.5\text{ mg/cm}^2$ であって、薬注処理(スライム防止)の効果が生じているものとみなされた。しかしFig. 14にみられるようにスライム類の少いテストNo.1(上水)での値がテストNo.2を上回っていること、腐食生成物の生じていないチタン管において付着物量が極端に少く( $0.1\sim0.4\text{ mg/cm}^2$ )かつテストNo.2とNo.3とで差がないこと、付着物量がCOD、濁度が低下した試験後半(Fig. 15)において逆に増大していること等から、付着物の主体はスライムではなく腐食生成物と判断された。腐食量の増大したテストNo.2およびNo.1において、付着物量も増大していることは、この点を支持するものである。このようにスライム類の付着がなかった理由の一つとして、管内流速が3m/secと大きかったことがあげられる。

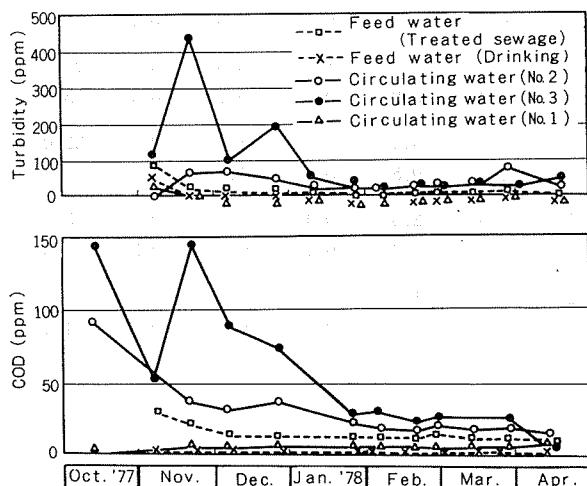


Fig. 15 Changes of COD and turbidity of feed water and circulating water.

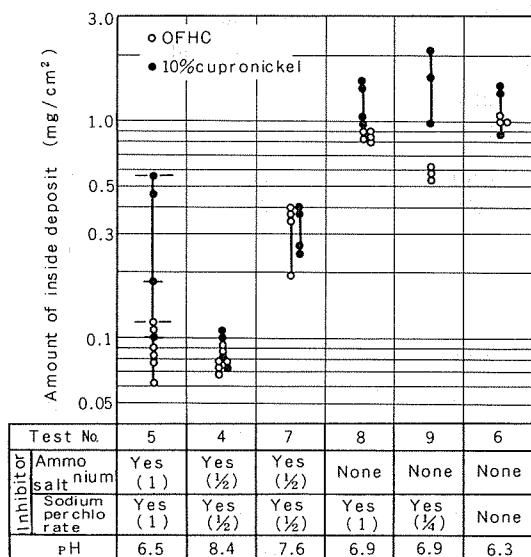


Fig. 16 Changes of the amount of deposits on OFHC and 10% cupronickel tubes with amount of inhibitor and pH.  
( ): Ratio of concentration.

最適薬注量を明らかにするために実施した第2、第3期の試験結果をFig. 16に示す。ここにおいても、3~3.9m/secという過大な流速の関係もあってかスライム類の付着はみられず、専ら腐食生成物の影響のみを評価するにとどまり、薬注の最適条件を提示するに至らなかった。

## (2) 付着物成分

付着物量が少なかったため、10%HClに溶解した付着物のうち金属元素を原子吸光分析するにとどまった。第1期テスト材の分析結果をTable 4に示す。まず腐食生成物の生じていないと思われるチタン管の付着成分をみるとFe, Si, Caが検出されている。特にpHが9に近い時期もあったテストNo.3の前半(通水時間2,980時間)試験材から11.7%のCaが検出された。CaCO<sub>3</sub>の形成が進行したものと考えられる。銅系材料では腐食生成物によるとみなされるCuが、特に長期間通水した付着物量の多い試片から多量(30~50%)に検出された。SiおよびCaが、チタン管の場合と同様に、テストNo.2, 3の通水時間の短い試片(840時間)から多量に(Siについては5~7%, Caについては25%程度)検出された。ステンレス管からは、腐食生成物によるFeとCa, Siが検出された。

外観ならびに付着物量測定値から、付着物の主体が腐食生成物であると評価したが、本分析結果は付着物中に炭酸カルシウム等のスケールおよび土砂分も含まれていることを示唆している。

## (3) 汚れ係数

伝熱測定試験に供された試料の1,000時間通水後の熱貫流率および付着物量測定結果をTable 5に示す。

りん脱酸銅は、同期間実施した腐食試験用試験片と異なり、白味をおびた黄褐色の軟質スケールで一様に厚くおわれ、付着物量も5~6倍多く、このため汚れ係数は著しく大きい。新管に対する熱貫流率の低下率は、流速2m/sec試験管で約50%, 3m/sec試験管で約30%に達している。付着物はスポンジボール(タプロゲ社製、22φ中硬質)を1個通過させることによって大半が除去され、汚れ係数は流速2m/sec材および3m/sec材に対し $3\times10^{-5}$ ならびに $1.6\times10^{-5}\text{m}^2\text{h}^\circ\text{c}/\text{kcal}$ 、熱貫流率で表示すると4,460, 4,680kcal/m<sup>2</sup>h<sup>°</sup>cまで回復する。スポンジボールを10個通過させることによって新管の状態に戻った。なお腐食試験用試験片には付着物が少いのに対し伝熱測定試験片に付着物量が大であった原因については明らかではない。後者の付着物から多量のFe(24%)が検出されたことから、本系統中の装置部分から溶出した鉄さびが付着した可能性もある。

10%キュプロニッケルおよびチタン管の汚れは極めて小さく、新管と変らなかった。

腐食生成物によっておおわれたSTB 35の汚れは大きくかつスponジボール洗浄によっても回復しなかった。

以上の汚れ測定結果ならびに前述の付着物量測定結果から、銅系材料およびチタンを中水使用の空調機用伝熱管を使用した場合、本試験条件下では、汚れは小さくかつ付着

物の除去も極めて簡単であり、高い伝熱性能を持続しうるものとみなされた。スライム防止剤の添加が伝熱性維持のために必須であるとの結論には至らなかったが、本実験においては通水時間が短かかったこと、管内流速が比較的大きかったこと等、伝熱性能の面からは有利な条件にあるの

で、この点については更に検討が必要である。少なくとも、中水を空調機冷却水に使用するに際し懸念した伝熱管内の著しい汚れは、管内流速3 m/sec, pH値を所定値(例えば、7.5~8.8)に維持すればなさそうであり、中水利用に際し汚れが障害になることはないと考えられる。

Table 4 Analysis of inside deposit.

(wt.%)

Tube material	Test No.	Test period*	Cu	Fe	Mn	Mg	Si	Al	Ca	Na	SO <sub>4</sub> <sup>2-</sup>
Copper and Copper alloys	1	1	9.6	13.0	0.3	0.2	4.3	0.1	2.2	0.1	0.0
		2	27.2	11.5	0.5	3.9	9.6	0.4	1.1	<0.1	0.4
		3	30.1	3.4	0.3	0.2	3.5	<0.1	<0.1	<0.1	0.4
	2	1	12.0	2.0	1.0	0.5	3.0	0.2	10.6	3.0	0.2
		2	51.3	1.8	0.7	0.1	1.2	0.3	1.1	0.3	0.7
		3	51.4	2.5	0.2	<0.1	1.8	<0.1	<0.1	0.1	0.3
	3	1	22.1	2.5	2.0	1.0	5.9	0.2	25.0	2.9	1.6
		2	4.3	1.3	1.2	0.5	0.2	0.2	4.1	0.3	2.5
		3	46.0	1.9	0.8	0.5	0.3	<0.1	0.5	<0.1	0.2
Titanium	2	2	0.9	7.9	<0.1	0.5	14.5	1.9	5.5	<0.1	25.0
		3	0.4	12.0	<0.1	0.4	0.9	0.2	<0.1	0.4	3.8
	3	2	1.5	2.6	0.1	1.2	3.4	<0.1	11.7	<0.1	22.0
		3	<0.1	3.3	<0.1	1.4	0.8	<0.1	1.5	<0.1	2.0
Stainless steel (SUS 316)	2	2	0.3	5.5	0.1	0.8	2.3	0.4	8.2	0.2	3.0
		3	0.1	9.3	<0.1	0.4	1.6	0.1	0.4	0.3	0.6
	3	2	0.6	3.8	0.2	1.2	1.3	1.0	8.8	5.5	12.0
		3	0.1	4.1	0.5	1.0	0.8	<0.1	0.9	0.2	1.4

*	1 Oct. '77~Nov. '77 : 840h
	2 Oct. '77~Feb. '78 : 2,980h
	3 Oct. '77~May '78 : 5,170h

Table 5 Fouling of tubes tested for about 1,000 hours under the flowing conditions of multiply treated sewage without inhibitors.

Alloy	Testing time (hour)	Flowing rate (m/sec)	Overall heat transfer rate (Kcal/m <sup>2</sup> h°C)	Fouling factor ( $\times 10^{-5}$ , m <sup>2</sup> h°C/kcal)	Inside deposit (mg/cm <sup>2</sup> )
Deoxidized copper	840 (Oct. '77~Nov. '77)	2	2433 2359	21.1 22.4	2.5 2.9
		3	3576 3655	7.8 7.1	1.6 —
	850 (Nov. '77~Dec. '77)	2	4447 4370	<1 <1	0.5 0.4
		3	4605 4591	<1 <1	0.3 0.3
10% Cupronickel	1270 (Dec. '77~Feb. '78)	2	3260 3338	3.0 2.2	0.03 0.03
		3	3395 3357	1.6 1.9	0.02 0.02
	2190 (Feb. '78~May '78)	2	2719 2819	11.7 10.4	38.1 37.0
		3	2733 2767	8.0 7.5	— 34.0

#### 4. ま と め

下水を2次処理(活性汚泥処理)後、凝集沈殿および急速砂炉過の3次処理を施した、いわゆる中水を空調機器の冷却水に使用する場合における銅系材料、チタン、ステンレス鋼および鋼の耐食性と汚れを、最長5,000時間の通水試験から評価した。試験条件は実プラントの運転条件にできるだけ近づけたものであり、管内流速2~3.9m/sec、濃縮倍数2~5である。

得られた結果は次のようである。

(1) 使用した循環中水の水質は、無機成分を多量に含む高導電性のもので、導電率1,000~15,000 $\mu\Omega/cm$ であり、アンモニア性窒素も5~30ppmと高い。pH値は原水に比べ高く、特に薬注(アンモニウム塩、ホスホン酸等)によって7以上に高められた。また試験期間中における原水全体の水質変動幅は大きい。

(2) 純銅、10%キュプロニッケルのいずれにも、潰食、孔食といった局部腐食は生じず、腐食速度は0.01mm/y以下であった。この値は同時に試験した循環上水によるものより幾分小さいものであり、中水特有の腐食が存在することはない、かつ通常の銅系材料が中水利用時においても使用しうることが判明した。

(3) 銅系材料の腐食速度は、pH値に依存し、硫酸イオン、塩素イオン、アンモニアイオン等の無機成分量にはならない。pH7.5以上で純銅、キュプロニッケルとも安定した耐食性を示す。pH6.5以下では、全面腐食量および肌荒れとも増大する。材質としては、純銅が10%キュプロニッケルよりすぐれていた。

(4) 本試験条件下での汚れの実体は、スライムではなく腐食生成物であった。薬注の効果は、スライム付着防止に加えてpHを高めその結果として腐食生成物を低減させた

ことにあるものと考えられた。2m/sec以下の低流速下でのスライムによる汚れとその対策について今後検討する必要がある。なお軟質スライム除去に対しスポンジボール洗浄は極めて有効であった。

(5) 銅系以外の伝熱管材料に関する評価は次のようである。チタンは完全な耐食性を示し、かつ汚れも小さかった。ステンレス鋼は銅系材料より大きい腐食量と肌荒れを示した。鋼は1,000時間程度の通水によって、あばた状の局部腐食を生じ、かつ多量の固着性の腐食生成物のため大きい汚れの低下を示した。従って、例えば塙ビライニング鋼管を配管に使用するに当っては、継手部等におけるライニングの損傷に十分な注意が必要である。

#### 謝 辞

本研究は、東京瓦斯株式会社・営業開発部冷暖房開発室殿と株式会社荏原製作所冷凍機設計課殿と共同して実施されたものである。両者のご指導とご協力に深甚の謝意を表するとともに、貴重なデータの公表の許可をいただいた東京瓦斯株式会社・営業開発部冷暖房開発室殿に感謝する次第です。また実験に当っては、東京瓦斯株式会社豊州工場殿ならびに荏原インフィルコ株式会社殿に格別のご協力を賜わりました。ここに併せて厚く御礼申し上げる次第です。

#### 文 献

- 1) 例えば、牧村 功:建築物における排水再利用(中水道)に関するシンポジウム, 3-1, Jun. (1979).
- 2) 長沢靖之:同上, 6-1, Jun. (1979).
- 3) 例えば、森村武雄:空気調和・衛生工学, 52-2 (1979), 25.
- 4) 例えば、東京都首都整備局「下水処理水の再利用に際して空調設備に及ぼす影響調査報告書」Jan. (1976).

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS (Title No. P-315)

---

## 亜鉛拡散処理による防食

池 田 洋\*

## Corrosion Protection by Zinc Diffusion Treatment

by Hiroshi Ikeda

---

住友軽金属工業株式会社技術研究所

# 亜鉛拡散処理による防食

池 田 洋\*

## Corrosion Protection by Zinc Diffusion Treatment

by Hiroshi Ikeda

3003 aluminum alloy sheets with various zinc diffusion treatment were examined by some accelerated corrosion tests to find the optimum conditions of the treatment that would bring the best property to protect core metal from pitting corrosion.

In the solution of low electrical conductivity, the surface concentration of zinc should be set rather high (1~3 wt%), and the gradient of zinc profile should be kept to be steep ( $3\sim0.3 \text{ cm}^{-1}$ ).

Conversely, in the solution of high electrical conductivity, the surface concentration should be set lower value (1~2 wt%), and the gradient of zinc profile should be kept to be more gentle ( $<1 \text{ cm}^{-1}$ ).

As well as the corrosivity of the environment, the tolerable corrosion depth, that was decided by designer, affected to the optimum condition of treatment.

In the case of heated alkaline solution, zinc diffusion treatment seemed to have no effect of corrosion protection, because aluminum had become more active than zinc.

### 1. 緒論

クーラー、ラジエーターなどの熱交換器のアルミ化は近年各所で試みられているが、その場合つねに問題となるのが孔食の防止方法である。孔食とは局部的に孔を穿ったような形態となる腐食で、アルミニウムおよびその合金では一般的なものである。このような形態の腐食は熱交換器などの場合、貫通による機能損失の危険があり重要な問題である。孔食の防止方法にはいくつかあるが、そのなかでも犠牲陽極による陰極防食は広く活用されており、孔食の防止効果も良好である。

この方法は、腐食性環境中で電気的に接合された異種金属が侵食される際、電極電位よりの卑な金属の腐食速度が増大し、貴な金属の腐食が抑制される、いわゆるガルバニック作用を利用したものである。この方法を利用したアルミ合金として古くから活用されているものに7072クラッド3003材<sup>1)</sup>がある。すなわち、より卑な電極電位となる7072皮材の優先的な腐食によって得られる防食電流で芯材の3003を防食するものである。この7072クラッド3003材の考え方を発展させたものが亜鉛拡散処理法<sup>2)~6)</sup>である。

亜鉛拡散処理とは、メッキやクラッドなどの方法で芯材表面に亜鉛濃度の高い薄い層をつくり、それを熱処理して亜鉛を芯材中に拡散させるものである。この処理によって表面から深くなるにつれて濃度が低くなるような亜鉛の拡

散層が形成される。7072クラッド3003材では、防食効果は腐食によって芯材が露出し始めた時点から開始する。すなわち、それまでの期間、7072層は単に自己腐食によって消費される。さらに防食効果が発揮されている間でも、芯材と7072層の電極電位の分布は不連続であるため、境界部での電流は著しく大きくなり、犠牲陽極の消費がすみやかであることが想像される。これに対して亜鉛拡散処理では、中性溶液中での Al+Zn 合金の自然電極電位は亜鉛濃度が高いほど卑になる傾向がある<sup>6), 7)</sup>ため、拡散層内でも亜鉛濃度の差によって電位差を生じ犠牲陽極効果が得られる。また亜鉛濃度の変化が連続的なことにより自然電極電位の陽極部と陰極部との間の分布も連続的であるため、過大な電流の発生による陽極層のすみやかな消費もおこりにくいくと思われる。このように亜鉛拡散処理材では防食電流の供給は7072クラッド3003材よりも合理的であり、より良好な孔食防止効果がより長期間持続することが期待される。しかし拡散層の亜鉛濃度分布が適正でないと、防食効果の持続時間が著しく短縮されたり防食効果がなくなったりすることがある<sup>6)</sup>。

亜鉛拡散処理材のきわめて良好な孔食防止効果についてはすでに何度か報じられており<sup>2)~6)</sup>一部の熱交換器にはすでに活用され良好な結果が得られている。しかし拡散層の亜鉛濃度分布と孔食防止効果との関係については既略的に述べられているだけであった。本報では、それぞれ異なる亜鉛濃度分布を持つ51種の亜鉛拡散処理材について数種の促

\* 技術研究所

Table 1 Conditions of diffusion treatment and results of the EPMA analysis of diffusion layer.

No.	Donor formation			Diffusion treatment		Property of diffusion layer		
	Technique	Thickness of donor ( $\mu$ )	Zn content in donor (wt%)	Temperature (°C)	Time (min)	Zn content at surface (wt%)	Depth of diffusion ( $\mu$ )	Gradient of Zn distribution (fract/cm)
1	Clad	95	2.35	600	240	0.90	534	0.169
2	"	49	1.55	"	180	0.36	426	0.085
3	"	24	1.55	"	150	0.19	480	0.039
4	"	95	2.35	"	120	1.20	312	0.383
5	"	97	5.00	"	120	2.32	360	0.645
6	"	48	2.35	"	90	0.86	314	0.275
7	"	100	3.23	"	76	1.88	320	0.586
8	"	194	3.23	"	76	2.71	388	0.697
9	"	24	1.55	"	60	0.31	280	0.112
10	"	170	5.00	"	48	4.19	420	0.997
11	"	106	1.55	"	42	1.21	228	0.530
12	"	28	0.37	"	38	0.09	178	0.054
13	"	23	0.78	"	38	0.20	190	0.105
14	"	49	1.55	"	31	0.79	182	0.435
15	"	95	2.35	"	31	1.92	248	0.773
16	"	100	3.23	"	31	2.53	234	1.080
17	"	194	3.23	"	31	3.05	360	0.848
18	"	97	5.00	"	31	3.68	226	1.630
19	"	24	1.55	500	120	0.52	130	0.403
20	"	106	1.55	"	120	1.49	184	0.811
21	"	100	3.23	"	120	2.76	214	1.290
22	"	49	1.55	"	98	1.17	130	0.897
23	"	48	2.35	"	98	1.63	126	1.290
24	"	28	0.37	"	60	0.19	92	0.207
25	"	23	0.78	"	60	0.41	94	0.436
26	"	106	1.55	"	60	1.71	214	0.799
27	"	23	0.78	"	30	0.56	75	0.706
28	"	24	1.55	"	30	1.21	66	1.830
29	"	48	2.35	"	30	2.39	95	2.510
30	"	95	2.35	"	30	2.54	192	1.320
31	"	49	1.55	450	53	1.53	115	1.320
32	"	28	0.37	"	46	0.33	64	0.518
33	"	23	0.78	"	46	0.60	58	1.030
34	Plate	—	* 0.81	600	120	0.40	361	0.111
35	"	—	* "	"	60	0.89	299	0.297
36	"	—	* "	"	40	1.04	216	0.481
37	"	—	* 0.79	"	20	0.89	152	0.586
38	"	—	* "	550	240	1.04	272	0.382
39	"	—	* "	"	120	0.56	212	0.264
40	"	—	* 0.76	"	60	1.10	162	0.679
41	"	—	* "	500	480	1.11	245	0.453
42	"	—	* 0.85	"	300	1.39	190	0.732
43	"	—	* "	"	240	1.62	159	1.020
44	"	—	* "	"	120	1.86	124	1.500
45	"	—	* 0.99	450	960	1.34	216	0.620
46	"	—	* "	"	480	1.90	140	1.360
47	"	—	* "	"	240	2.62	107	2.450
48	"	—	* 0.96	400	1920	1.42	145	0.979
49	"	—	* "	"	960	1.77	88	2.010
50	"	—	* 0.92	"	480	3.13	88	3.560
51	"	—	* "	"	300	2.60	74	3.520

\* Unit is (mg/cm<sup>2</sup>)

進腐食試験を実施し、拡散層の亜鉛濃度分布と耐孔食性との関係および最適処理条件について検討した。

## 2. 試料および試験方法

### 2.1 試料

供試材は3003を芯材とし、メッキまたは3003+Zn合金皮材クラッドを種々の温度、時間で熱処理し、濃度分布の異なる拡散層を形成させたものである。供試材作成条件および拡散層の亜鉛濃度分布測定結果をTable 1に、代表的な供試材の亜鉛濃度分布をFig. 1に示した。ただしそれらの測定はEPMA線分析により、次のように規定した。

拡散層厚さ = 2 × 表面濃度の半減する地点までの深さ

拡散勾配 = 表面濃度 / 拡散深さ

なお、供試時の試料寸法は70×50×2 mmである。

### 2.2 試験方法

供試材のうちクラッドから作成したものについては、 $\frac{1}{2}$ , 1, 2 および 4か月間の交互浸漬試験(下記1))およびキャス試験(下記2))を実施した。またメッキから作成したものについては3)に示す流水中全浸漬試験を8か月間実施した。さらにクラッドから作成したもののうち代表的なものについては、ASTM D 1384<sup>④</sup>を模した4)および5)に示す全浸漬試験を2か月間実施した。

#### 1) 交互浸漬試験

40°C, 3%NaCl水溶液(酢酸でpH3に調整)浸漬30分と、50°C空気吹付乾燥をくり返す。その他、詳細はASTM B 192-44T<sup>⑤</sup>に準拠する。

#### 2) CASS試験

50°C, 4%NaCl+0.26 g/l CuCl<sub>2</sub>溶液を噴霧する。その

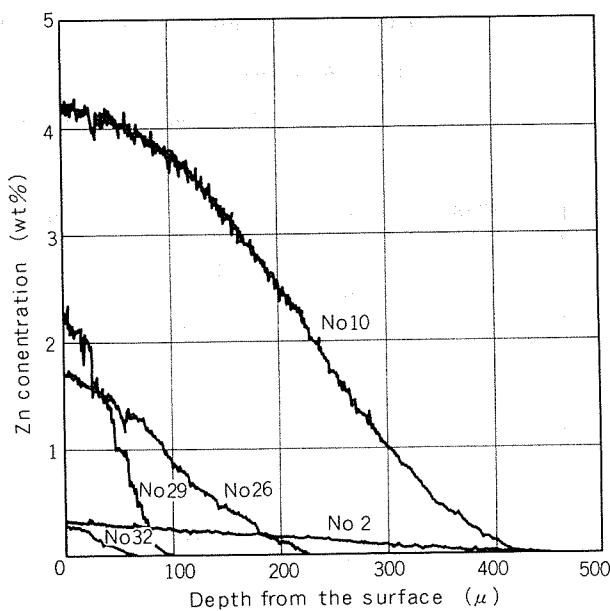


Fig. 1 Results of EPMA analysis for some typical specimens.

他、詳細はJIS H 8681<sup>⑥</sup>に準拠する。

#### 3) 流水中浸漬試験

室温の名古屋市上水流水(2 l/min)中に全浸漬する。

#### 4) 全浸漬試験 - I

それぞれ1000ppmのCl<sup>-</sup>, SO<sub>4</sub><sup>2-</sup>, HCO<sub>3</sub><sup>-</sup>をナトリウム塩として添加した水溶液中に全浸漬する。ただし溶液温度は80°C×8時間と室温×16時間のサイクルとする。その他、詳細はASTM D 1384に準拠する。

#### 5) 全浸漬試験 - II

温度条件は4)と同様とし、溶液は4)に10 ppmのCu<sup>++</sup>を塩化物として添加する。その他は4)と同じ。

Table 2 Results of intermittent immersion test.

No.	$\frac{1}{2}$ month			1 month			2 months			4 months		
	Appearance	Max. depth (μ)	Weight loss (mg/cm <sup>2</sup> )	Appearance	Max. depth (μ)	Weight lost (mg/cm <sup>2</sup> )	Appearance	Max. depth (μ)	Weight loss (mg/cm <sup>2</sup> )	Appearance	Max. depth (μ)	Weight loss (mg/cm <sup>2</sup> )
1	P	185	3.12	P	230	5.54	P	244	11.75	P~L	271	19.23
2	P	235	1.95	P	313	4.50	P	500	10.18	P	990	14.18
6	P	176	2.28	P	175	4.52	P	209	9.68	P~L	264	15.40
7	P	82	4.89	L	74	8.25	L~D	112	14.61	P	121	22.40
9	P	219	2.16	P	282	4.15	P	522	9.83	P	990	16.47
10	L~D	114	7.21	L~D	103	13.22	D	120	26.31	D	185	46.98
14	P	110	2.65	P	125	4.79	L	144	9.90	L	392	15.49
17	L~D	92	8.31	D	129	18.10	D	140	36.77	D	165	43.09
18	D	73	8.72	D	70	18.12	D	130	32.20	D	133	34.14
21	D	70	12.89	D	93	22.53	D	120	29.87	D	130	33.27
						10.02	D	65	14.39	D	85	19.87
23	D	53	6.80	D	51		D	80	19.49	D	105	24.90
26	L~D	46	7.12	D	70	12.00	D	65	9.99	D~P	762	17.16
28	D	20	3.80	D	28	6.41	D	75	15.33	D~P	603	23.98
29	D	12	11.53	D	55	13.53	D	618	13.60	P	>1000	24.01
32	D	312	3.38	P	520	6.55						

D: Dissolution by general corrosion, L: Local dissolution, P: Pitting corrosion

Table 3 Results of CASS test.

No.	1/2 month			1 month			2 months			4 months		
	Appea- rance	Max. depth (μ)	Weight loss (mg/cm <sup>2</sup> )									
1	P	201	6.30	P	275	11.37	P~L	346	30.22	D~L	530	64.10
2	P	238	5.16	P	330	8.77	P	412	23.27	L	925	47.07
6	P	128	5.58	P	236	9.94	P~L	264	18.83	L	550	44.66
7	D	73	9.85	D	78	22.79	D	110	37.81	D	170	68.82
9	P	176	5.01	P	242	8.90	P	472	24.02	P~L	990	45.44
10	D	106	16.45	D	72	29.11	D	165	87.52	D	245	127.19
14	P	104	5.13	L~P	208	11.75	L	240	20.89	D~P	760	46.08
17	D	96	16.56	D	112	38.36	D	120	62.11	D	230	109.54
18	D	65	22.49	D	90	35.97	D	125	64.22	D	218	94.86
21	D	37	24.22	D	88	43.65	D	138	67.12	D	250	90.30
23	D	29	15.33	D	55	28.37	D	110	39.80	D~P	480	68.52
26	D	52	15.56	D	70	37.14	D	100	50.36	D~P	285	77.53
28	D	20	10.25	D	45	18.24	P	332	30.59	P	990	68.74
29	D	14	24.01	D	65	31.31	D~P	137	65.05	P	>1000	78.70
32	L~P	336	7.30	P	540	13.77	P	856	28.05	P	>1000	60.95

D: Dissolution by general corrosion, L: Local Dissolution, P: Pitting corrosion

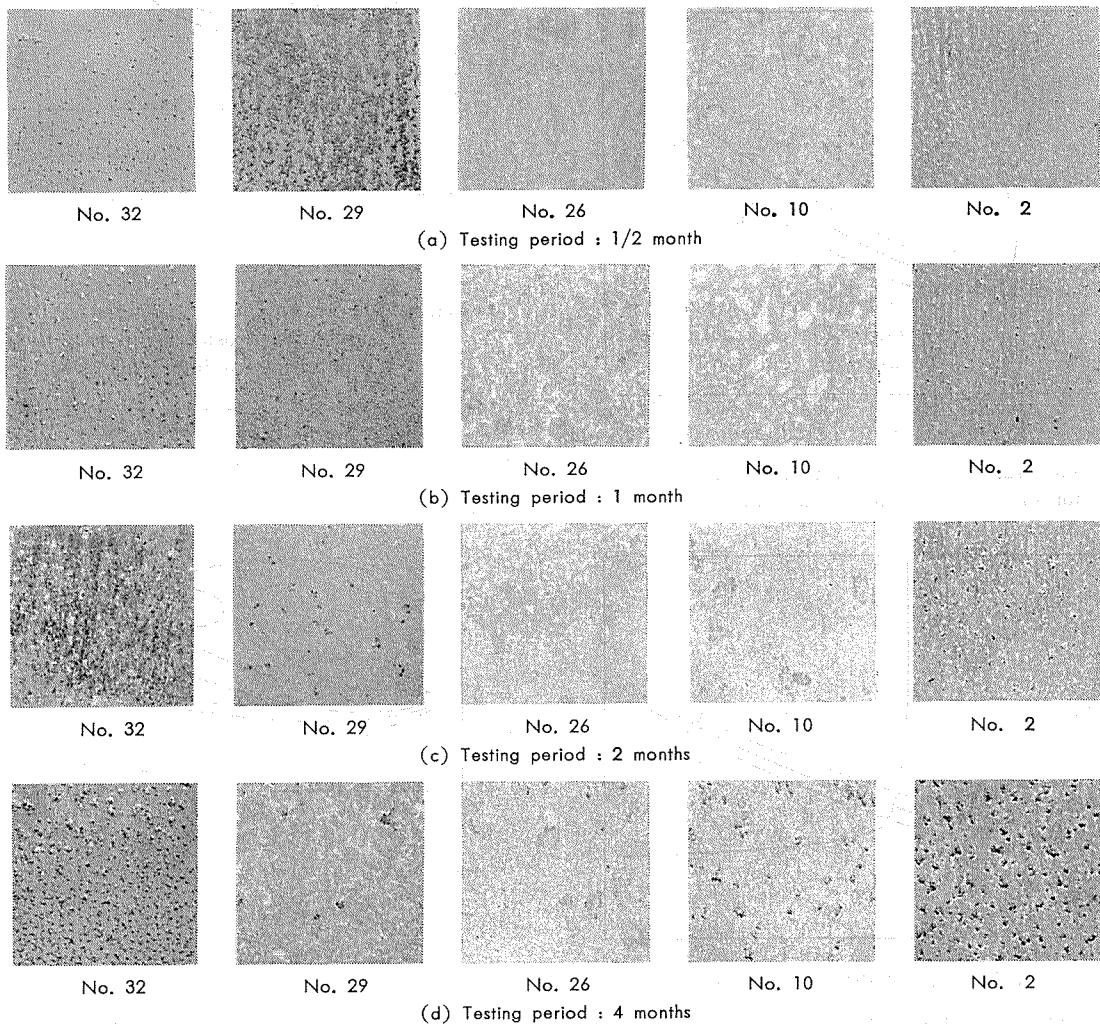


Fig. 2 Appearances of specimens after intermittent immersion test. ( $\times \frac{1}{2}$ )

### 3. 結 果

#### 3.1 交互浸漬およびキャス試験結果

代表的な供試材についての交互浸漬およびキャス試験の結果をそれぞれ Table 2 および Table 3 に、交互浸漬試験後の外観を Fig. 2 に示した。

両試験後の試料外観は全面溶解、部分溶解および孔食に分類された。全面溶解型の腐食形態になり孔食深さが浅ければ亜鉛拡散処理による孔食防止が有効であったといえる。そこで両試験での全面腐食領域の経時変化を Fig. 3 および Fig. 4 に示した。それらによれば全面腐食領域は表面濃度 1 wt% 以上で、経時とともに拡散層厚さの大なる方向に（すなわち拡散勾配の小さな方向に）拡大し、長時間を経ると拡散層厚さの小さな（すなわち拡散勾配の大なる）方向から限界が生じた。

また、最大腐食深さの表面濃度対拡散層厚さについてのプロットを Fig. 5 および Fig. 6 に示した。それらによれば最適処理（すなわち最も長期にわたり最も深い腐食深さに維持できる処理）は、溶液の腐食性および許容される腐食深さによって異なるようであった。

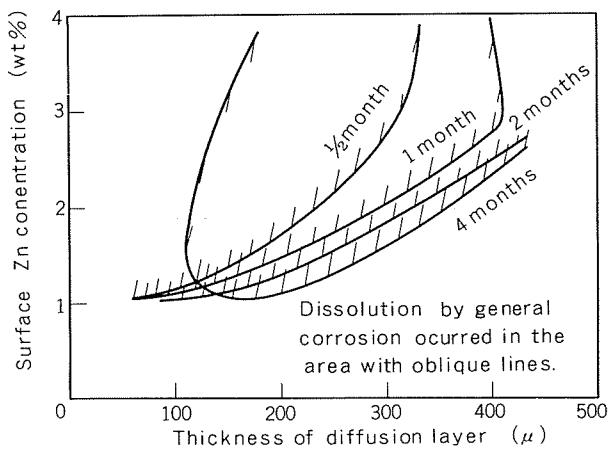


Fig. 3 The transition of dissolution corrosion area for intermittent immersion test.

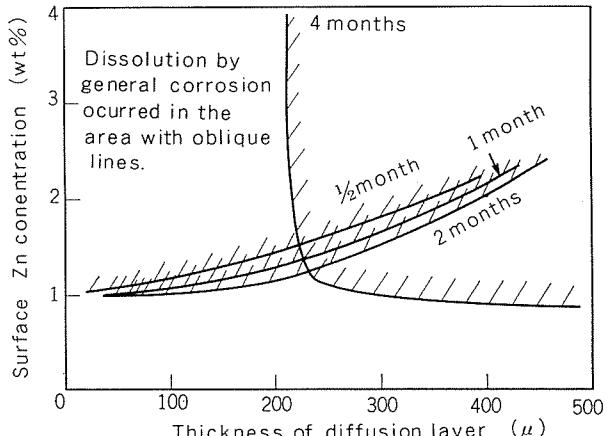


Fig. 4 The transition of dissolution corrosion area for CASS test.

#### 3.2 流水中浸漬試験結果

Table 4 に代表的な供試材についての結果を示した。それらによれば、濃度分布が適正な場合には亜鉛拡散処理によって孔食は防止されていた。ただし前述の 2 種の試験の結果とは異なり、供試材を問わず腐食深さは拡散層厚さとほぼ一致していた。したがって最適処理も溶液の腐食性が強い場合とは異なると思われた。

#### 3.3 全浸漬試験 - I および II の結果

両試験の結果の一部を Table 5 に、代表的供試材の外観を Fig. 7 に示した。これらの溶液中では腐食深さは浅いものの、全供試材とも孔食を呈していた。また健全部は緻密な酸化生成物でおおわれていた。

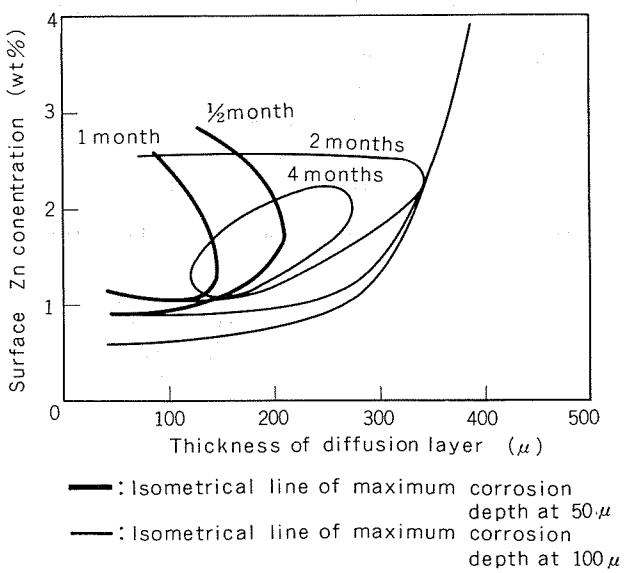


Fig. 5 The change of the isometrical lines of maximum corrosion depth with the time for intermittent immersion test.

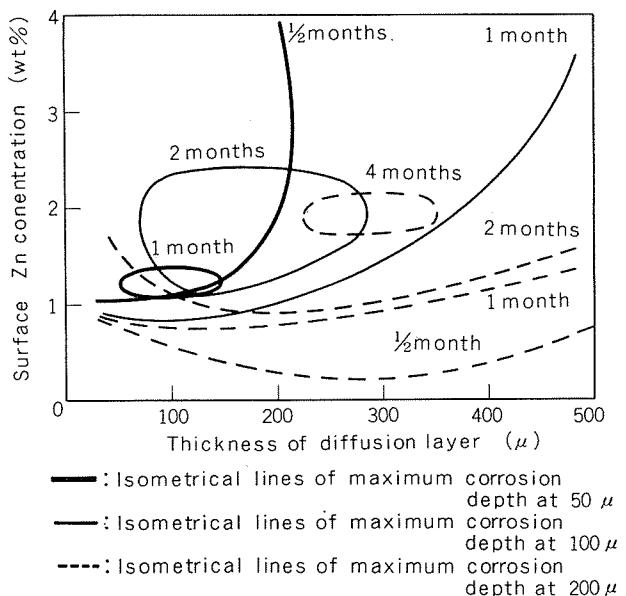


Fig. 6 The change of the isometrical lines of maximum corrosion depth with the time for CASS test.

Table 4 Results of flowing tap water immersion test.  
(Period : 8 months)

No.	Appearance	Max. depth (μ)	Weight loss (mg/cm <sup>2</sup> )
34	D～P	396	1.81
36	D	196	3.79
39	D	206	4.08
40	D	146	6.34
41	D	166	6.86
43	D	173	7.36
45	D	160	8.63
49	D	100	8.84
50	D	80	8.45
51	D	90	8.80

D: Dissolution by general corrosion

P: Pitting corrosion

#### 4. 考察

##### 4.1 最適防食処理について

以上の結果のとおり亜鉛拡散処理によって一般にきわめて良好な耐孔食性が得られる。そこで最適処理について検討すると、試験結果3.1および3.2でも明らかなように、環境の腐食性によって異なるようである。さらに許容される腐食深さによっても異なるだろう。ここでは次の各場合について最適処理を論ずることにする。

- (1) 溶液の電気伝導度が小さい場合
- (2) 溶液の電気伝導度が大きく、許容腐食深さに制限がある場合
- (3) 溶液の電気伝導度が大きく、許容腐食深さが制限されない場合

##### 4.1.1 溶液の電気伝導度が小さい場合の最適処理

たとえばクーラーエバポレーターのように凝縮水が発生する場合や、淡水が腐食媒となる場合、比較的清浄な大気中での腐食などがこれに該当する。電気伝導度の小さな溶液中では腐食速度は小さいが、孔食の防止に有効な量の防

Table 5 Results of immersion test.

No.	(ASTM D 1384 soln.) × 10			(ASTM D 1384 soln.) × 10 + 10 ppm Cu <sup>++</sup>		
	Appea- rance	Max. depth (μ)	Weight loss (mg/cm <sup>2</sup> )	Appea- rance	Max. depth (μ)	Weight loss (mg/cm <sup>2</sup> )
1	P	128	0.44	P	198	0.65
2	P	52	0.43	P	133	0.74
6	P	46	0.41	P	134	0.63
7	P	60	0.48	P	88	0.71
9	P	54	0.46	P	92	0.65
10	P	57	0.50	P	76	0.89
14	P	100	0.63	P	89	0.74
17	P	58	0.68	P	61	0.87
18	P	46	0.72	P	65	0.85
21	P	49	0.62	P	59	0.81
23	P	39	0.60	P	33	0.84
26	P	60	0.53	P	76	0.75
28	P	40	0.49	P	35	0.76
29	P	44	0.56	P	44	0.78
32	P	36	0.45	P	61	0.73

P: Pitting corrosion

食電流を得るためのアノード材とカソード材との電位差も大である必要があろう。いくつかの文献<sup>6,7)</sup>によれば3003+Zn合金の自然電極電位は、亜鉛添加量が約3wt%以下であれば、添加量に比例して卑になる傾向が示されている。したがって芯材との電位差を大きくするためには、表面濃度を高くすればよいだろう。しかし同時に亜鉛添加量に伴って自己腐食速度も増大する<sup>3), 4), 6)</sup>ため、必要以上に表面濃度を高くすることは無意味であろう。試験結果3.2によれば表面濃度の適正量はおよそ1～3wt%と考えられる。また、拡散層厚さと腐食深さはほぼ等しいから、拡散層厚さは許容腐食深さに等しく設定すべきであろう。さらに拡散勾配は0.3 fract/cm以上であれば耐孔食性に影響を及ぼ

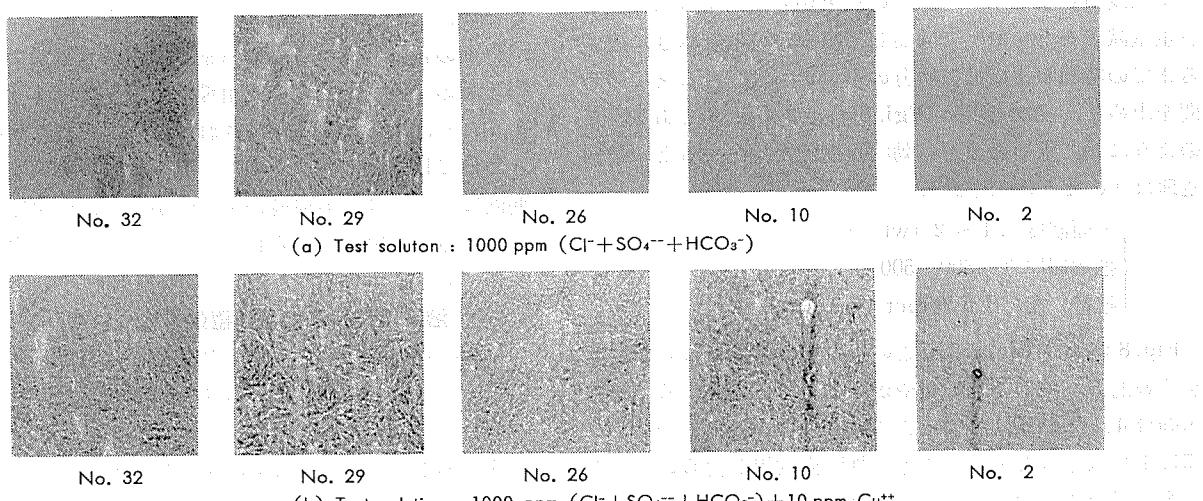


Fig. 7 Appearances of specimens after full immersion tests modified ASTM D 1384 for 2 months. (×1/2)

きないようである。

結局この場合の最適防食処理は次のように示されよう。

$$\left\{ \begin{array}{l} \text{表面濃度} = 1 \sim 3 (\text{wt}\%) \\ \text{拡散層厚さ} = \text{許容腐食深さ} \\ \text{拡散勾配} = 0.3 \sim 3 (\text{fract}/\text{cm}) \end{array} \right.$$

#### 4.1.2 溶液の電気伝導度が大きく、許容腐食深さに制限がある場合

使用材料の厚さが薄い場合には腐食しろはおのずと制限される。具体的には材料厚さが 2 mm 以下で使用環境の腐食性が大な場合、たとえばクーラーコンデンサーや自動車用ラジエーターなどの外面腐食など、が該当するだろう。

Fig. 5 および Fig. 6 で明らかなように、このような場合の最適処理は許容腐食深さで変化する。そこで 100 μ の許容腐食深さを想定すると、最適処理は次のようなようだ。

許容腐食深さ 100 μ の場合の最適処理

$$\left\{ \begin{array}{l} \text{表面濃度} = 1.5 (\text{wt}\%) \\ \text{拡散層厚さ} = 200 (\mu) \quad (\text{許容腐食深さ} + 100 \mu) \\ \text{拡散勾配} = 1 (\text{fract}/\text{cm}) \end{array} \right.$$

さらにこれより許容腐食深さを浅く設定する場合には、表面濃度を 1 wt% 以上で上記より低くし、拡散勾配を 2 cm/fract 以下で上記より大にすべきであろう。逆に 100 μ より深い腐食が許容されるならば、表面濃度を 1.5~2 wt% に、拡散勾配は 0.5~1 fract/cm に設定すべきであろう。なお、どちらの場合でも拡散層厚さは許容腐食深さ + 100 μ とすべきである。ただし許容腐食深さを浅く設定すると、有効防食期間も短くなるので注意を要する。

#### 4.1.3 溶液の電気伝導度が大きく、比較的深い腐食が許容される場合

ここでは 200 μ 以上の腐食深さが許容される場合について論ずる。たとえば LNG エバポレーターなどの大型熱交換器などがあてはまるだろう。

このような場合には腐食しろとしての拡散層は比較的厚くすることが可能で、腐食深さよりもむしろ有効防食時間が問題となる。

交互浸漬およびキャス試験の結果から最大腐食深さおよび重量減少を  $y = at^b$  で回帰し、腐食が拡散層厚さに達するまでの時間および拡散層分の重量が腐食されるまでの時間を求めた。その結果が Fig. 8 および Fig. 9 である。このようにして求めた値を有効防食期間と規定すると、最適処理は次のように示される。

$$\left\{ \begin{array}{l} \text{表面濃度} = 1 \sim 2 (\text{wt}\%) \\ \text{拡散層厚さ} = 300 \sim 500 (\mu) \\ \text{拡散勾配} = 0.5 (\text{fract}/\text{cm}) \text{ 以下} \end{array} \right.$$

Fig. 8 および Fig. 9 よりこの場合の最適領域は表面濃度が比較的低く拡散勾配の緩やかなところに存在する。この傾向は 4.1.1 の傾向と逆である。その理由は、このような環境下では小さな電位差でも犠牲陽極効果が得られ、急な勾配の場合や表面濃度の高い場合にはアノード層が急速に消費されるためであろう。また、有効防食期間は拡散層厚

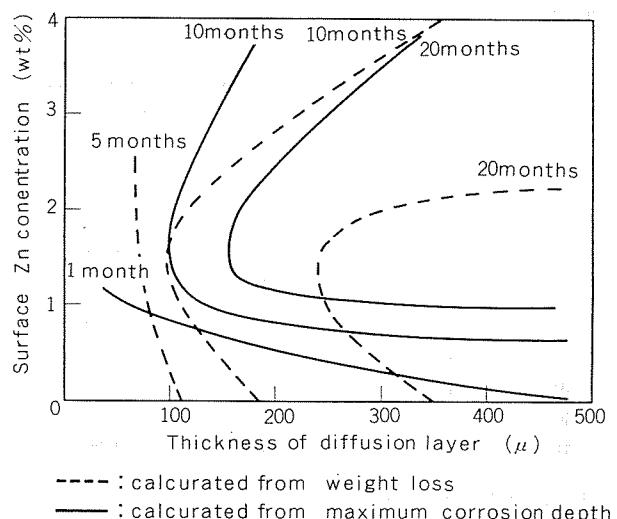


Fig. 8 Isometrical lines of assumed corrosion protection period for intermittent immersion test.

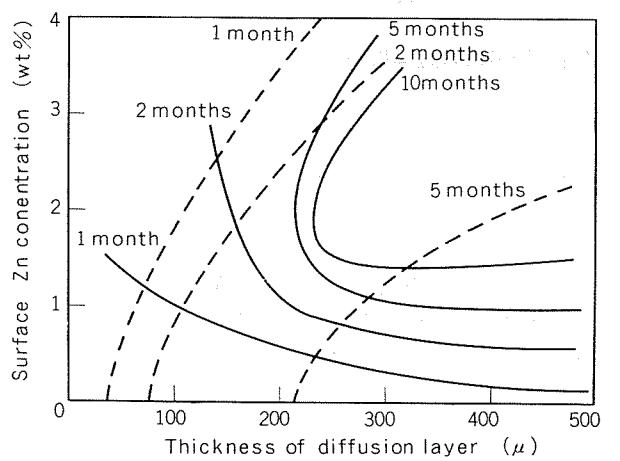


Fig. 9 Isometrical lines of assumed corrosion protection period for CASS test.

さを大にすると長くなる傾向が認められるが、勾配が緩やかすぎると十分な犠牲陽極効果が得られなくなることもあるため、ここでは実験範囲の上限で限定した。

以上の各場合についての考察は促進腐食試験の結果に基づくものであり、一般的の使用環境の腐食性はより緩やかであるため、適正な処理が施されるならば良好な耐孔食性が保たれて長時間持続するであろう。ただし実環境での耐用期間については、実環境の腐食性が多様かつ複雑であるため、本報の結果のみから判断すべきではなく、実機でのモニターテストが必要であろう。

#### 4.2 溶液の性状と犠牲陽極効果について

2.2 の 4) および 5) に示した 2 種の全浸漬試験は自動車用クーラントの腐食性を調査するための ASTM 規格<sup>8), 11)</sup> を模したものである。3.3 に示した結果によれば亜鉛拡散処理の効果はそのような溶液中では十分に発揮されていないようである。ここではこのように亜鉛拡散処理による防食効果が溶液の性状に左右される原因について考察する。

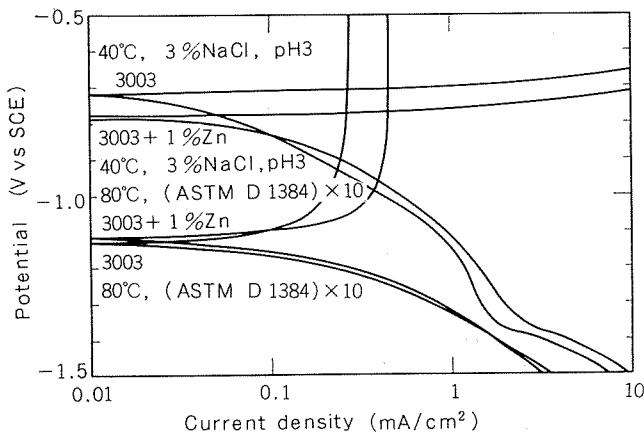


Fig. 10 Results of polarization measurement of 3003 and 3003+Zn alloys in non-aerated settle 40°C 3%NaCl (pH3) and 80°C 1000ppm ( $\text{Cl}^- + \text{SO}_4^{2-} + \text{HCO}_3^-$ ) solutions.

Fig. 10 に40°C, 3%NaCl 溶液(酢酸で pH3 に調整)および 80°C, 1000 ppm ( $\text{Cl}^- + \text{SO}_4^{2-} + \text{HCO}_3^-$ ) 溶液中での分極測定結果を示した。この結果や須藤らの報告<sup>7)</sup>でも明らかなように、前者のような溶液中では自然電極電位は亜鉛の添加量に伴って卑になり、分極はカソード支配型になる。したがって 3003 材と 3003+Zn 材が接合されると混成電位は 3003+Zn の電位とほぼ等しくなる。このことから 3003 材のアノード反応は著しく減少することが予想される。他方、後者のような溶液では両材料とも自然電極電位は著しく卑になり、亜鉛の添加による電極電位の変化は少ない。また分極挙動は活性化支配ないしアノード支配のようになる。したがって両材を接合したときの混成電位は 3003 の電位に近づき、3003 アノード反応の減少は少なく、犠牲陽極効果は期待しにくくなるだろう。

全浸漬試験—I および II の溶液は本来弱アルカリ性で、経時とともに pH 10 にまで達する。すでに報じられている電位—pH 図<sup>12)</sup>で明らかなように、そのような溶液中ではアルミニウムの酸化皮膜は不安定となり、逆に亜鉛が安定な状態となる。したがって自然電極電位は亜鉛のほうがより貴となり、Al-Zn 合金は犠牲陽極とならなくなつたのである。

さらに高温水中では McDonald らの報文<sup>13)</sup>に示されているように、アルミニウムの酸化皮膜の安定領域は酸性側にシフトするため、アルカリ性の溶液中では上述の傾向が強まると思われる。また高温解放系では溶液中の溶存酸素が消失するため、アルミニウム酸化皮膜の修復作用が減退し、自然電極電位は卑になるであろう。この結果、前述と同様に、亜鉛の添加に伴う自然電極電位の変化は少なくなるため、犠牲陽極効果が損われるだろう。加えて、高温水中では凝ベーマイトの生成が著しく促進されるため表面は緻密な皮膜でおおわれる。この皮膜は一方では自己腐食の抑制に寄与するだろうが、逆に犠牲陽極効果に対しては抵抗として作用して防食電流の妨げになろう。

ところで ASTM に規定された溶液に 10ppm の  $\text{Cu}^{++}$  より  $\text{Fe}^{+++}$  を添加した溶液で同様の試験を行なった Dorward の報文<sup>14)</sup>では Al-Zn 合金の犠牲陽極効果は有効であった。したがって、ASTM 方式の腐食性を増すために考案された全浸漬試験—I, II などでは腐食挙動が根本的に変化したものと考えられる。

## 5. 結論

各種の亜鉛拡散処理材について数種の促進腐食試験を実施し、最も良好な耐孔食性が得られる処理について検討した。結果の要約を以下に示す。

(1) 電気伝導度の小さな環境下で使用される場合にはアノード～カソード間の電位差が比較的大で、濃度勾配が急である必要がある。また防食期間中でも腐食深さはほぼ拡散層深さに等しい。したがってこの場合、表面濃度を 1~3 wt% に、拡散層厚さを許容腐食深さに等しく設定し、拡散勾配を 0.3~3 fract/cm にする処理が最適であると考えられる。

(2) 電気伝導度の大なる環境で使用される場合には、逆に、表面濃度をやや低くし、勾配を緩やかにすべきである。すなわち表面濃度を 1~2 wt% とし、許容腐食深さが問題になる場合には拡散層厚さを許容腐食深さ + 100 μ 程度に設定し、防食時間が重視される場合には拡散深さを 300~500 μ とする処理が最適であると判断される。

(3) 高温のアルカリ性溶液中では犠牲陽極効果が減退し、浅い孔食を生じる。特定の腐食試験でこのような現象が生じるが、その場合、採用した試験が実環境の腐食挙動を反映しているかについては疑問である。

## 文献

- H.P. Godard: *The Corrosion of Light Metals*, Chap. 17, John Wiley & Sons Inc. (1967).
- M.R. Bothwell: *Metal Progress*, March (1971), 81.
- 萩原理樹, 馬場義雄, 直江正久: 軽金属, 21, (1971), 137.
- 馬場義雄, 直江正久, 萩原理樹: 本誌, 12-3, (1971), 21
- 萩原理樹: 本誌, 15-2, (1974), 59.
- 田部善一, 萩原理樹, 重永光治: 防食技術, 23, (1974), 485.
- 須藤 延, 阿部 隆, 相沢浩司, 長谷川実: 軽金属, 20, (1970), 129.
- ASTM D 1384-70 (1975).
- ASTM B 192-44T (1947).
- JIS H 8681 (1973).
- W.H. Ailor: *Handbook on Corrosion Testing and Evaluation*, John Wiley & Sons Inc. (1971).
- M. Pourbaix: *Atlas of Electrochemical Equilibria in Aqueous Solutions*, Pergamon Press Ltd. (1966).
- D.D. McDonald, P. Butler: *Corrosion Science*, 13, (1973), 259.
- R.C. Dorward: SAE Technical Paper, No. 780302, (1978).

パイン X型 チューブ の 伝熱性能について  
アルミニウム製熱交換器の性能に関する研究（第4報）

知念 武廣\* 平田 勝彦\*  
中野 功\* 竹内 勝治\*\*

Heat Transfer Performances of "Pine X" tubes  
Experimental Study on Characteristics of  
Aluminum Heat Exchangers (Rep. 4)

by Takehiro Chinen, Katsuhiko Hirata,  
Isao Nakano and Katsuzi Takeuchi

---

# パイン X型チューブの伝熱性能について

アルミニウム製熱交換器の性能に関する研究（第4報）

知念 武廣\* 平田 勝彦\*  
中野 功\* 竹内 勝治\*\*

## Heat Transfer Performances of "Pine X" tubes Experimental Study on Characteristics of Aluminum Heat Exchangers (Rep. 4)

by Takehiro Chinen, Katsuhiko Hirata,  
Isao Nakano and Katsuzi Takeuchi

This paper deals with the effects of coil pitch  $P_c$ , coil outer diameter  $D_c$  and coil rows  $R_c$  on heat transfer performances of "Pine X" tubes.

- (1) The effects of  $P_c$ ,  $D_c$  and  $R_c$  on the thermal conductance  $\alpha_o$  of fin side are little.  $\alpha_o$  shows the similar value under conditions of  $P_c=16, 20, 25$  mm,  $D_c=72, 84$  mm and  $R_c=2, 3$ .
- (2) The heat transfer rate  $\alpha_o \cdot A_{o,t}$  shows larger value with decreasing  $P_c$ , and increasing  $D_c$  and  $R_c$  under the fixed space occupied by coils.
- (3) Under conditions of  $P_c=20$  mm, the air pressure drop  $\Delta P$  of  $D_c=72$  and 84 mm show the similar value.
- (4) The thermal conductance  $\alpha_o$  of "Pine X" tubes is larger than that of the cross fin tubes and the staked fin tubes.

### 1. 緒 言

アルミニウム製熱交換器は、家電製品、自動車関係部品など多方面に用いられており、省エネルギーの観点から小型・軽量化が検討されている。著者らはアルミニウム・フィン付き押出管を加工した高性能伝熱素子“パインX型チューブ”の冷蔵庫、ショーケース用冷却器への実用化を検討し、すでに200L級冷蔵庫の冷却性能に及ぼす諸因子の影響を報告した<sup>1)</sup>。

本報は、引き続きパインX型チューブの伝熱性能に及ぼすコイルピッチ、コイル外径および列数の影響を風洞実験により測定して、前報の実機冷却試験と比較検討し、さらに市販冷蔵庫に装着されているクロス・フィン型およびステーク・フィン型冷却器と伝熱性能を比較した。

### 2. 供試コア

供試パインX型チューブは、Fig. 1に示す断面形状の純アルミニウム・フィン付き押出管(A1050-H112)を用い、

フィン部を幅1.65 mmにスリット加工して左右に15°に振り分け、フィンが内側となるように所定のピッチおよび外径にコイル巻きした。供試コアは、フィンの一部を除去した管部を巻きもどしてから反転し、空気流れ方向に対して2列または3列となるようにした。2列型コアの1例をFig. 2に示す。

供試コアは、Table 1に示すC-1～5の5種類であり、比較に用いたクロス・フィン型コアC-6およびステーク・フィン型コアC-7も併せて示した。C-1～3はコイルピッチ

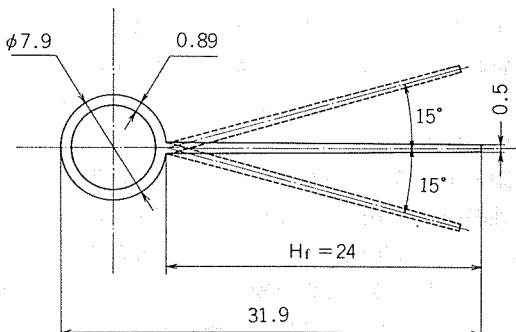


Fig. 1 Dimensions of "Pine X" tube.

\*技術研究所

\*\*技術研究所 工学博士

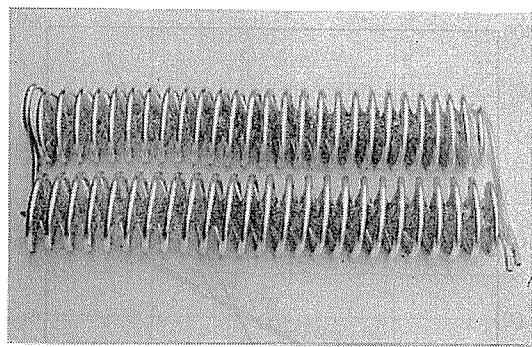


Fig. 2 Appearance of "pine X" tubes core.

$P_c$ をそれぞれ16, 20および25mmと変えて $P_c$ の影響を、C-4およびC-5は $P_c=20$ mmでコイル外径 $D_c$ を72または84mmとして $D_c$ の影響を、またC-2とC-5を比較することによりコイル列数 $R_c$ の影響をそれぞれ検討することによりコイル列数 $R_c$ の影響をそれぞれ検討するのに供した。

なお、C-6は外径8.5mm、肉厚0.35mmの銅冷媒管と板厚0.20mmのアルミニウム・フィンで構成され、C-7は外径8.0mm、肉厚0.80mmのアルミニウム冷媒管と板厚0.35mmのアルミニウム・フィンからなる冷却器であり、いずれも200l級の市販間冷式冷凍冷蔵庫に使用されているものである。

### 3. 実験方法

風洞装置とその実験方法は従来<sup>2)</sup>と同じとしたが、入口水温度は入口空気温度より35°C高く保持し、管内水流速 $V_w$ は流れが乱流となるレイノルズ数 $R_e=8,000\sim27,000$ を選んだ。また、空気流速 $V_a$ はコア前面で2~10m/sとした。

実験結果の整理方法も従来<sup>2)</sup>と同じであるが、供試コアの性能比較には冷却器の実際の使用条件に近い風速 $G_a=2\text{ kg/m}^2\text{s}$ におけるフィン側の熱コンダクタンス $\alpha_o$ 、単位平均温度差当りの交換熱量 $\alpha_o \cdot A_{ot}$ 、単位前面面積・単位平均温度差当りの交換熱量 $\alpha_o \cdot A'_{ot}$ 、空気側圧力損失 $\Delta P$ 等を用いた。

## 4. 実験結果

### 4.1 コイルピッチ $P_c$ の影響

Fig. 3は、Wilson plot法で求めた $\alpha_o$ 、 $\alpha_o \cdot A'_{ot}$ および $\Delta P$ を $P_c$ をパラメータとして $G_a$ との関係を、Fig. 4には外挿によって求めた $G_a=2\text{ kg/m}^2\text{s}$ の場合における $P_c$ の影響をそれぞれ示す。

$\alpha_o$ は、 $P_c$ が16~25mmの間で38~40(kcal/m<sup>2</sup>h°C)とほぼ一定値を示している。いっぽう、 $\alpha_o \cdot A'_{ot}$ は $P_c$ を増すと減少する。これは、 $P_c$ と $A'_{ot}$ が逆比例の関係にあり、 $P_c$ を増すと単位容積当たりに収容しうる伝熱面積 $A'_{ot}$ が減少するためである。 $\Delta P$ も $P_c$ を増すと減少するが、これはコイル間の空気流路が $P_c$ に比例して大きくなり、コイル間を流れる空気流速が減少するためである。

なお、Fig. 5に1例としてC-1の熱貫流率 $K_o$ 、単位平均温度差当りの交換熱量 $Q/\Delta t_m$ および $G_a$ の関係を掲げた。 $K_o$ 、 $Q/\Delta t_m$ は管内流速 $V_w$ を変えてあまり差がなかった。これは内外面積比が4.6と小さいので $V_w$ の影響が少ないものと考えられる。

### 4.2 コイル外径 $D_c$ の影響

Fig. 6はC-4、C-5についての $\alpha_o$ 、 $\alpha_o \cdot A'_{ot}$ および $\Delta P$ と $G_a$ の関係を示す。

$D_c$ が72mmから84mm、したがってコア奥行寸法が256

Table 1 Details of test cores.

No. of core	C-1	C-2	C-3	C-4	C-5	C-6	C-7
Type of tubes	"Pine X" tubes						Cross fin tubes Staked fin tubes
Core size	Width (mm)	400					
	Height (mm)	84		72	84	76	51
	Depth (mm)	188		256	292	153	233
Coil outer diameter $D_c$ (mm)	84		72	84	—	—	—
Coil pitch $P_c$ (mm)	16	20	25	20		8, 16*	10, 20*
Coil rows $R_c$	2		3		—	—	—
Tube length (m)	12.00	9.60	7.68	12.08	14.40	5.80	5.97
Total heat transfer area on fin side $A_{ot}$ ( $\text{m}^2$ )	1.06	0.85	0.68	1.07	1.27	0.76	0.53
Heat transfer area on fin side per tube length $A_o$ ( $\text{m}^2/\text{m}$ )	$8.83 \times 10^{-2}$					$13 \times 10^{-2}$	$8.8 \times 10^{-2}$
Ratio of fin side area to water side area	4.6					5.4	4.4
Frontal area $F_{fr}$ ( $\text{m}^2$ )	$3.36 \times 10^{-2}$		$2.88 \times 10^{-2}$		$3.36 \times 10^{-2}$	$2.34 \times 10^{-2}$	$1.38 \times 10^{-2}$

\* Fin pitch.

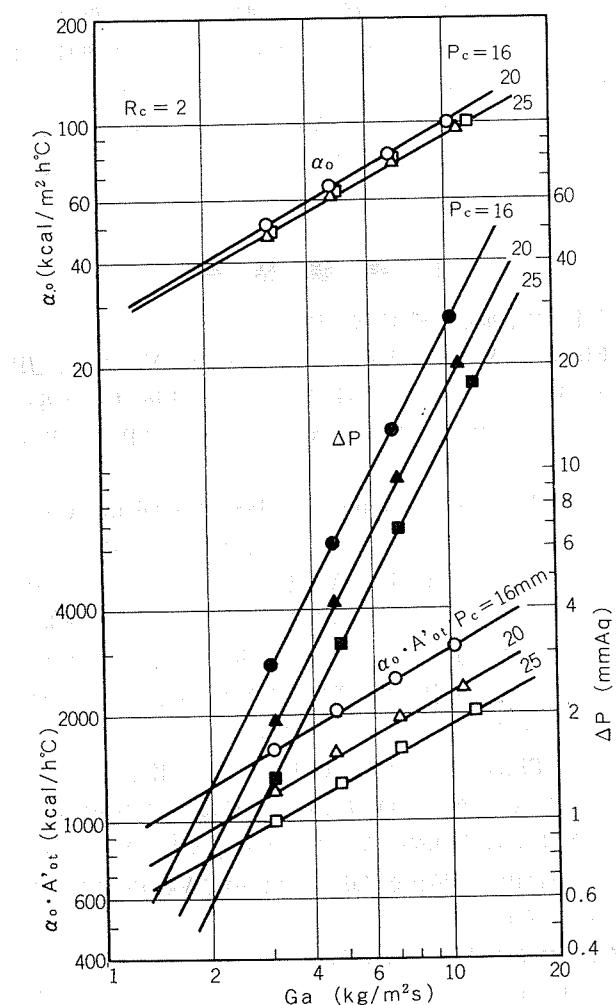


Fig. 3 Relations between thermal conductance on fin side  $\alpha_0$ , heat transfer rate per unit temperature difference per unit frontal area  $\alpha_0 \cdot A'_0 t$ , air pressure drop  $\Delta P$  and air mass flow rate  $G_a$ . (C-1, C-2 and C-3)

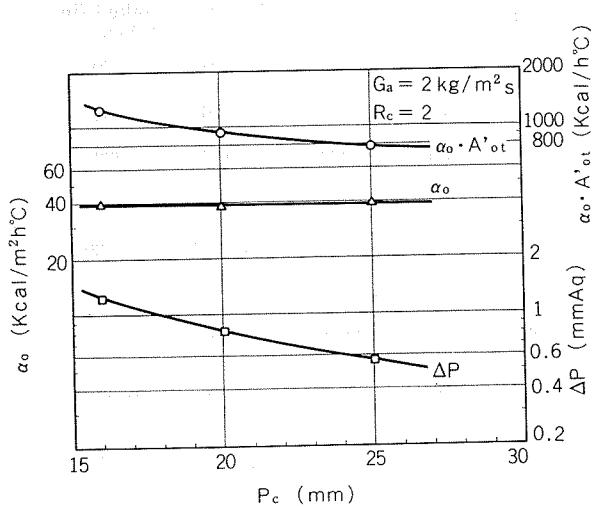


Fig. 4 Effect of coil pitch  $P_0$  on thermal conductance on fin side  $\alpha_0$ , heat transfer rate per unit temperature difference per unit frontal area  $\alpha_0 \cdot A'_0 t$  and air pressure drop  $\Delta P$ . (C-1, C-2 and C-3)

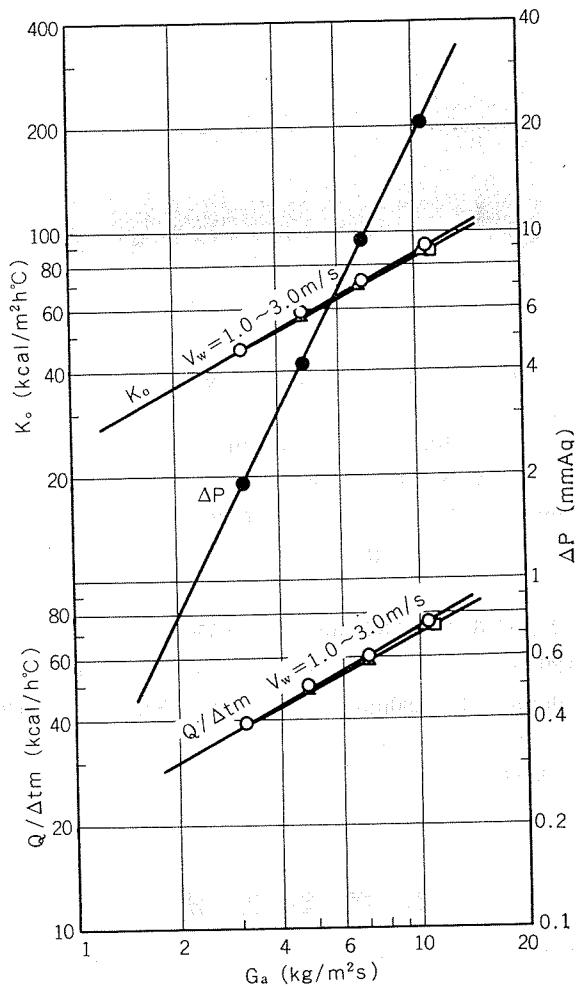


Fig. 5 Relations between overall heat transfer coefficient  $K_0$ , heat transfer rate per unit temperature difference  $Q/\Delta t_m$ , air pressure drop  $\Delta P$  and air mass flow rate  $G_a$ . (C-1)

mmから292 mmと増加しても  $\alpha_0$  および  $\Delta P$  のそれぞれの差はきわめて小さい。

#### 4.3 コイル列数 $R_c$ の影響

Fig. 7 は  $G_a$  との関係において  $R_c$  の影響を示す。 $R_c$  が 3 列の場合、2 列に比較して  $\alpha_0$  は若干大きな値を示しているが、 $R_c$  の  $\alpha_0$  に及ぼす影響は小さい。 $\alpha_0 \cdot A'_0 t$  と  $\Delta P$  については、値を  $R_c$  で割って単位列数当りで比較すると 3 列の方が 2 列に比べて両者とも 6 % 程度大きな値を示している。すなわち、 $\Delta P$  および  $\alpha_0 \cdot A'_0 t$  はほぼ  $R_c$  に比例していることになる。

#### 4.4 クロス・フィン型およびステーク・フィン型コアとの比較

C-1 との比較において  $G_a = 2 \text{ kg/m}^2\text{s}$  ならびに  $\Delta P = 1.25 \text{ mmAq}$  の場合を Table 2 に、また  $G_a$  との関係で Fig. 8 にそれぞれ示す。

C-1 は、 $G_a$  が一定の下での比較においてクロス・フィン型 C-6 およびステーク・フィン型 C-7 に比べて、 $\alpha_0$ 、 $\alpha_0 \cdot A'_0 t$ 、単位容積当りの交換熱量  $\alpha_0 \cdot A'_0 t/V$  が優れている。ただし C-6 の場合、 $\Delta P$  が C-1 に比べて 65% と優位である。そ

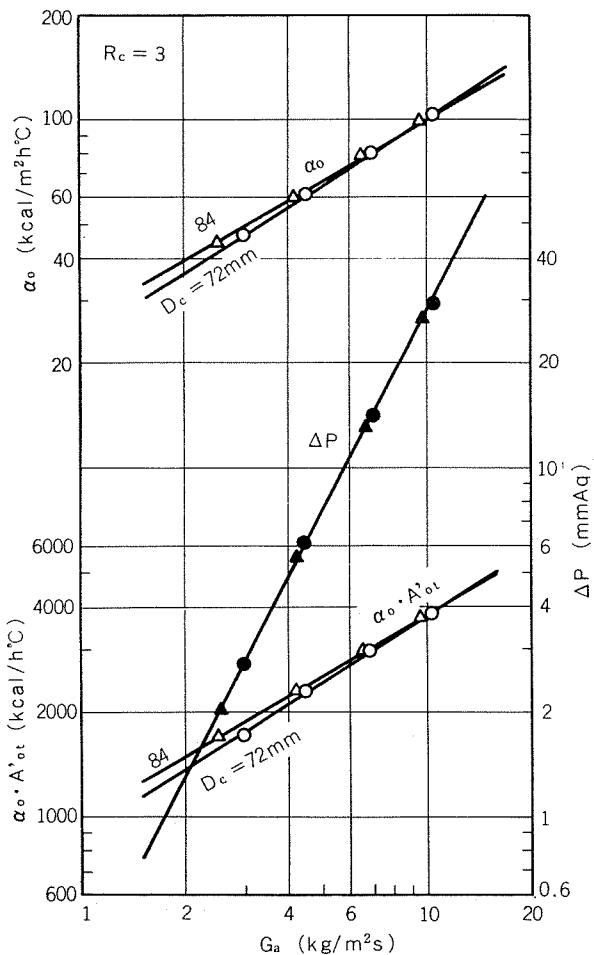


Fig. 6 Relations between thermal conductance on fin side  $\alpha_0$ , heat transfer rate per unit temperature difference per unit frontal area  $\alpha_0 \cdot A'_0 t$ , air pressure drop  $\Delta P$  and air mass flow rate  $G_a$ . (C-4 and C-5)

で  $\Delta P = 1.25 \text{ mmAq}$  一定の下で比較すると、C-1は  $\alpha_0 \cdot A'_0 t / V$  が C-6 に比べて 9 % 弊る以外、 $\alpha_0$ 、 $\alpha_0 \cdot A'_0 t$ 、 $\Delta P$  とも同等もしくは優位に立っている。

## 5. 考察

本実験結果によると、一般に冷蔵庫の風速として用いられている  $G_a = 2 \text{ kg/m}^2\text{s}$  の場合、 $\alpha_0$  は  $P_c$ 、 $D_c$  および  $R_c$  の影響をあまり受けないようであり、 $\alpha_0 = 38 \sim 40 (\text{kcal}/\text{m}^2\text{h}^\circ\text{C})$  であった。そこで、前報<sup>1)</sup>における 200 l 級冷蔵庫の実機冷却試験結果と比較してみると次のようである。

前報の無負荷試験の場合、 $P_c$  を小さくすると冷凍室中央の空気温度  $T$  はしだいに低下し、 $P_c = 21 \text{ mm}$  では  $T = -28.5^\circ\text{C}$ 、 $P_c = 16 \sim 20 \text{ mm}$  で  $T = -29^\circ\text{C}$  と一定の値を示した。また負荷試験の場合も同様に  $P_c = 25 \text{ mm}$ 、 $T = -10.5^\circ\text{C}$ 、 $P_c = 20$  および  $22 \text{ mm}$  で  $T = -11.5^\circ\text{C}$  となった。本実験の場合、 $P_c$  を小さくすることにより伝熱面積が増加し、したがって  $\alpha_0 \cdot A'_0 t$  は大きくなるので冷却性能は向上してしかるべきであるが、実機冷却試験ではそのような傾向が見受けら

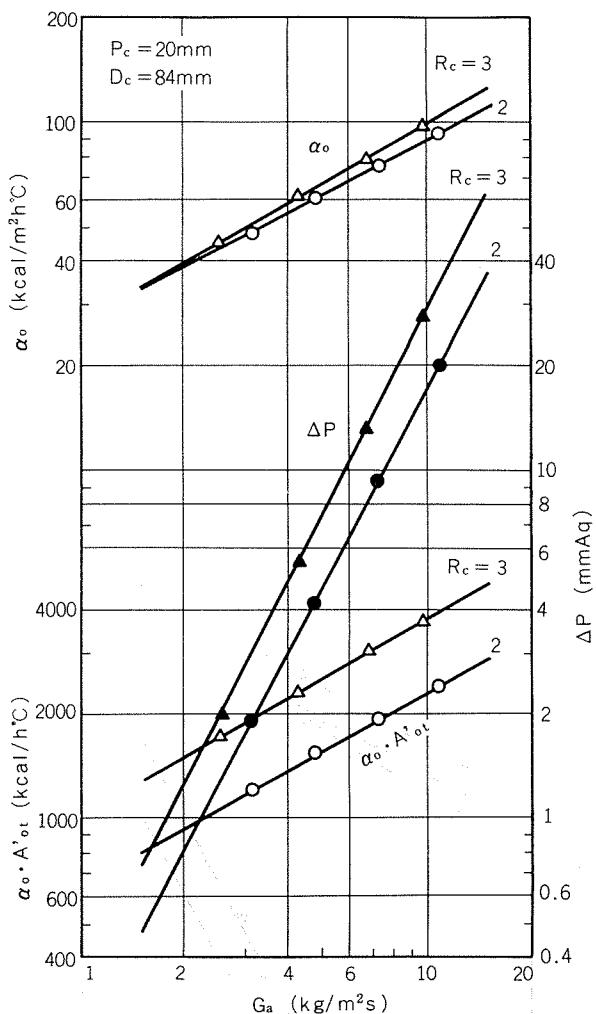


Fig. 7 Relations between thermal conductance on fin side  $\alpha_0$ , heat transfer rate per unit temperature difference per unit frontal area  $\alpha_0 \cdot A'_0 t$ , air pressure drop  $\Delta P$  and air mass flow rate  $G_a$ . (C-2 and C-5)

れど、ある伝熱面積になると冷却性能はほぼ一定値をもつ。これには種々の要因が考えられる。

無負荷の場合は、管長の増加、すなわち  $P_c$  が小さくなると冷却器の冷媒出入口部表面温度の差がしだいに大きくなる傾向があり、出口部温度が低い。これは管長が増すと冷媒の圧力損失が増加するためである。なお、このとき冷却器の冷媒出口部表面温度は一定で入口部表面温度が高くなつた。このため管長を増すと冷媒出口部に近い前列の冷却コイルでは効率よく冷やされるが、表面温度の上昇した後列の冷却コイルによる冷却の効率が低下するのであろう。なお、コイル長さが比較的長い  $P_c = 16 \sim 20 \text{ mm}$  で冷却器入口部温度は冷凍室空気温度と同じ温度となつた<sup>3)</sup>。

実機負荷試験では着霜が伴うので無負荷の場合と比べ影響する要因の究明が難しいが、 $P_c$  が小さくなるにつれて着霜量は減少し、 $P_c = 25 \text{ mm}$  で 413cc、 $P_c = 22 \text{ mm}$  で 372cc、 $P_c = 20 \text{ mm}$  で 324cc となつた。本実験では  $P_c$  が大きくなると  $\Delta P$  は小さくなるので、空気流量がそれにつれて多くなり、したがって着霜量も増すものと考えられる。 $P_c$  が小

Table 2 Comparison between three types of cores.

Types of cores \ Performances*	$\alpha_o$ (kcal/m <sup>2</sup> h°C)	$\alpha_o \cdot A'_{ot}$ (kcal/h°C)	$\alpha_o \cdot A_{ot}/V$ (kcal/m <sup>3</sup> h°C)	$\Delta P$ (mmAq)
"Pine X" tubes, $P_c=16\text{mm}$ , C-1	40.0 (100)	1250 (100)	6650 (100)	1.25 (100)
Cross fin tubes, C-6	29.5 (74)	1030 (82)	6260 (94)	0.81 (65)
	34.0** (85)	1190** (95)	7250** (109)	1.25** (100)
Staked fin tubes, C-7	33.0 (83)	1250 (100)	5410 (81)	1.25 (100)

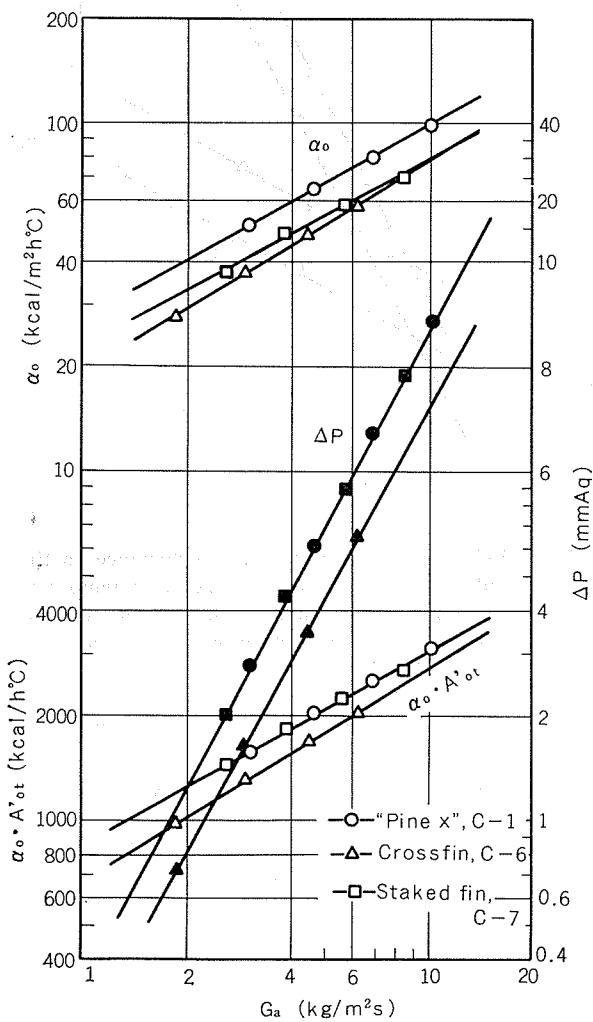
\* At  $G_a = 2\text{ kg/m}^2\text{s}$    \*\* At  $\Delta P = 1.25\text{ mmAq}$ 

Fig. 8 Relations between thermal conductance on fin side  $\alpha_o$ , heat transfer rate per unit temperature difference per unit frontal area  $\alpha_o \cdot A'_{ot}$ , air pressure drop  $\Delta P$  and air mass flow rate  $G_a$ . (C-1, C-6 and C-7)

さいコアは着霜により目詰りを生じやすいことも事実であるが、 $P_c=20$  および 22 mm で同等の冷却性能をもつのは着霜現象に原因があるのであろう。したがって、着霜を伴う場合は  $P_c$  および  $\alpha_o \cdot A_{ot}$  の最適な値との関係を冷却試験により検討する必要がある。

## 6. 結論

パインX型チューブの伝熱性能に及ぼすコイルピッチ、コイル外径および列数の影響を調べ、つぎの結果を得た。

(1) フィン側熱コンダクタンスに及ぼすコイルピッチ、コイル外径および列数の影響は小さく、ほぼ一定の値をもつ。

(2) 交換熱量はコイルピッチが小さいほど増し、コイル外径および列数が増えるほど大きくなる。つまり、単位容積に収容できる伝熱面積が増加するにつれて交換熱量は増える。

(3) 空気側圧力損失は、コイルピッチが大きくなるにつれて減少し、コイルピッチが等しい場合、コイル外径の影響はない。しかし、列数が増えると  $\Delta P$  の増加は著しい。

(4) パインX型チューブ製熱交換器のフィン側熱コンダクタンスおよび単位容積当りの交換熱量はクロス・フィン型およびステーク・フィン型より優れている。

(5) 前報の実機試験の結果と比較すると、着霜を伴う冷却器の場合は風洞による熱性能試験と実機による冷却試験をあわせて検討する必要がある。

## 文獻

- 1) 知念武廣, 中野 功, 平田勝彦, 竹内勝治: 本誌, 20 (1979), 39.
- 2) 平田勝彦, 若松千代治, 中野 功, 竹内勝治: 本誌, 20 (1979), 100.
- 3) 知念武廣: 未公表.

アルミニウム熱交換器への犠牲陽極用  
Al-Zn 合金の適用に関する研究\*

福井利安\*\* 入江宏\*\*\*  
池田洋\*\*\* 田部善一\*\*\*

A Study on Application of Sacrificial Anode  
Al-Zn Alloy to Aluminum Heat Exchangers

by Toshiyasu Fukui, Hiroshi Irie, Hiroshi Ikeda  
and Zen-ichi Tanabe

# アルミニウム熱交換器への犠牲陽極用 Al-Zn 合金の適用に関する研究\*

福井利安\*\* 入江宏\*\*\*  
池田洋\*\*\* 田部善一\*\*\*

## A Study on Application of Sacrificial Anode Al-Zn Alloy to Aluminum Heat Exchangers

by Toshiyasu Fukui, Hiroshi Irie, Hiroshi Ikeda  
and Zen-ichi Tanabe

The behavior of zinc during brazing and the effect of zinc distribution on corrosion of aluminum heat exchangers were studied. Zinc in the A7072 alloy is reduced more remarkably by brazing in the lowered atmospheric pressure. The zinc loss in fin stocks is only caused by vaporization during brazing, and that in clad tubes is caused both by vaporization and diffusion towards a core material. Zinc-bearing alloys such as A7072 are successfully used as an outside fin stock and an inside inner-clad tube to improve the resistance to corrosion. Brazing under normal pressure is recommended rather than in vacuum on the viewpoint of the residual content and distribution of zinc in the brazed products.

### 1. 緒 言

自動車用熱交換器にはラジエータ、ヒーターコア、カーエアコン（コンデンサーおよびエバポレーター）、オイルクーラーなどがあり、これらの熱交換器にアルミニウムが多く用いられている<sup>1)</sup>。しかしながら耐食性の点でまだいくつかの課題を残していることは否定できない。たとえばラジエータでは外部（大気側）および内部（冷却水側）の腐食、カーエアコン（コンデンサーおよびエバポレーター）では外部の腐食が問題とされ、まだ十分な信頼性を得るに至っていない<sup>2)3)</sup>。

ところで、アルミニウムの耐食性の改善として、Al-Zn系のA7072合金を犠牲陽極材として用いることが古くより知られており、また多く実用化されている。しかしながら熱交換器とくにろう付けされるものでは、この適用にも限界があり、またその使用法を間違えぬよう注意しなければならない。

本報は基礎的な観点より、Al-Zn系合金をろう付けした時の亜鉛の挙動およびその防食効果について調べたものである。

### 2. 供試材 および 実験方法

#### 2.1 供試材

供試材はA7072合金板（0.13~4 mm厚）、A3004-A7072

ならびにA4004（あるいはXL Al-Si10<sup>4)</sup>）—A3004-A7072クラッド管（0.4 mm厚）および浸漬化学置換法<sup>5)</sup>で作成した亜鉛拡散板（1 mm厚）である。なお、比較のためA3003合金板（0.15 mm厚）およびA3004合金板（0.2~4 mm厚）も用いた。

Table 1 に供試材の化学成分を示す。

Table 1 Nominal compositions of test materials.

Alloy	Chemical composition (wt.%)				
	Cu	Si	Mg	Mn	Zn
7072	—	—	—	—	1.0
3003	0.15	—	—	1.2	—
3004	—	—	1.0	1.2	—
4004	—	10	1.5	—	—
XL Al-Si10	—	10	—	—	—

#### 2.2 実験方法

実験は真空ろう付け（10<sup>-5</sup> torr）および不活性ガス雰囲気ろう付け（1 torr~1 atm・N<sub>2</sub>ガス、D.P. ≤ -65 °C, O<sub>2</sub> ≤ 5 ppm<sup>4)</sup>）した時の亜鉛の挙動、すなわち蒸発飛散および拡散状況について主としてEPMAおよび発光分析法で調べた。なお、比較のためマグネシウムの挙動についても調べた。ろう付けは真空および調整雰囲気併用炉（IHI-Ipsen製）で行なった。ろう付け条件は、一部の例外を除き、500 °C（予熱）→600°C × 3 min（ろう付け）である。

\*軽金属, 29 (1979), 410に一部発表

\*\*技術研究所・開発室、工学博士

\*\*\*技術研究所

Table 2 Corrosion testing method.

Term	Test solution	Test condition	Referenced standard
Salt spray test	5% NaCl	Continuous spray at 35°C	JIS Z 2371
CASS test	4% NaCl +0.26 g/l CuCl <sub>2</sub> pH3 (by acetic acid)	Continuous spray at 50°C	JIS H 8681
Intermittent immersion test	3% NaCl pH3 (by acetic acid)	Cycle of 40°C×30 min immersion and 50°C×30 min drying	ASTM B 192-44T
Recirculating test (by GM soln.)	0.165 g/l NaCl +0.275 g/l NaHCO <sub>3</sub> +0.444 g/l Na <sub>2</sub> SO <sub>4</sub> +0.00265g/l CuCl <sub>2</sub> ·2H <sub>2</sub> O	Cycle of 80°C×8hr recirculating and RT×16hr settling	BS 5117

次にA7072合金を犠牲陽極材として用い、種々の雰囲気条件下でろう付けを行なったものの耐食性について調べた。腐食試験は外部用として塩水噴霧試験、交互浸漬試験、および内部用としてGM合成水の通水試験である。

これらの腐食試験の詳細をTable 2に総括して示す。

### 3. 実験結果

#### 3.1 ろう付け中の亜鉛の蒸発および拡散

まず最初、フィン材を対象としてA7072合金単体よりの亜鉛の蒸発について調べた。

Fig. 1 は A7072-0.13 mm 板を 500 torr (N<sub>2</sub>)、1 torr (N<sub>2</sub>) および 10<sup>-5</sup> torr でろう付け加熱した後の板断面方向での亜鉛の分布状況を示す。縦軸の Zn K<sub>α</sub> の強度で示す数字は一次近似した亜鉛の濃度(%)である。これより明らかなごとくろう付け加熱前の母材では板厚方向で亜鉛濃度に変化はなく均一な分布を示している。500 torr (N<sub>2</sub>) でもほとんど変化していないが、板厚の表面でごくわずかの亜鉛の減少が見られる。1 torr (N<sub>2</sub>) では板厚中心部で、亜鉛は元のまま残留しているが、表面側ではかなり減少している。10<sup>-5</sup> torr では亜鉛の残留はごくわずかで、ほとんどの亜鉛は蒸

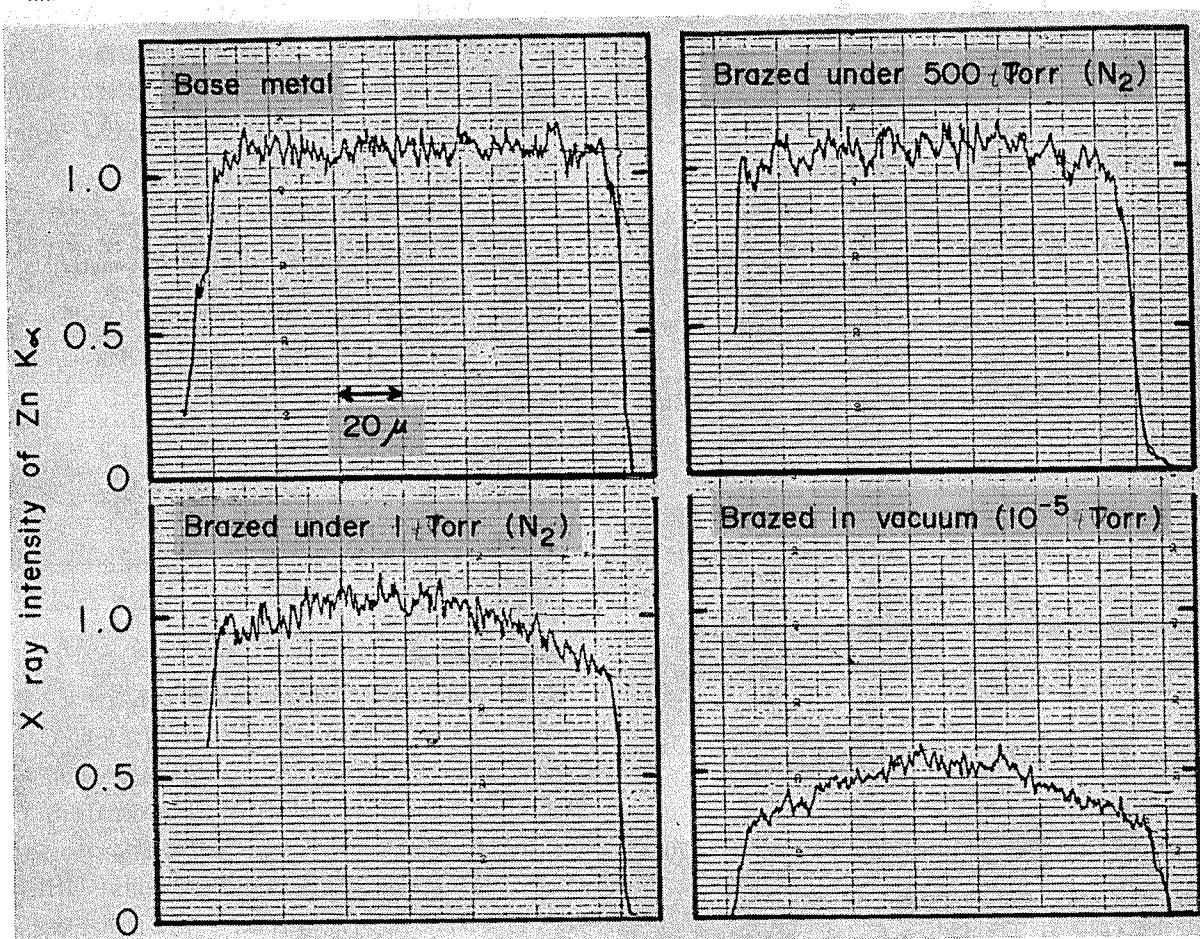


Fig. 1 Effect of atmospheric pressure on distribution of Zn during brazing in A7072 alloy fin stock.

発している。表面側になるほど、亜鉛の残留量は少ない。

**Fig. 2** は 7072-0.13 mm 板の表面での亜鉛の残留量におよぼす加熱雰囲気圧の影響を示す。500 torr ( $N_2$ ) では素材の90%以上の残留を示しているが、1 torr ( $N_2$ ) では70~75%程度の残留となり、 $10^{-5}$  torr では、わずか25~30%程度の残留である。

**Fig. 3** は A7072 合金板(0.2~4 mm) の表面での亜鉛の残留量におよぼす板厚の影響を示す。これより、板厚が薄くなるに従い、亜鉛の残留量が少なく、多く蒸発していることがわかる。参考までに同条件下でA3004合金板よりのマグネシウムの蒸発についても調べたが、ほぼ同じ様な傾向が認められる。ただし、亜鉛とマグネシウムでは、亜鉛の方が残留量は少ない。

次に水管材を対象としてA7072合金をクラッドして用いた場合の亜鉛の挙動について調べた。

**Fig. 4** は、A4004-A3004-A7072 三重クラッド 0.4 mm 板を 1 atm ( $N_2$ ), 1 torr ( $N_2$ ) および  $10^{-5}$  torr でろう付け加熱した時のA7072クラッド側の表面での亜鉛の分布状況を示す。図中の矢印が A7072クラッド側の表面である。これより明らかなるごとく、母材では約  $40\mu$  の A7072クラッドの亜鉛が認められる(ただし EPMAのビームサイズの関係で A7072

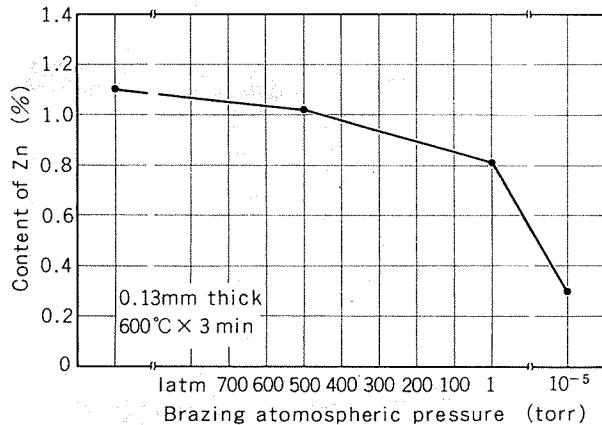


Fig. 2 Effect of atmospheric pressure on surface content of Zn during brazing in A7072 alloy sheet (0.13 mm thick).

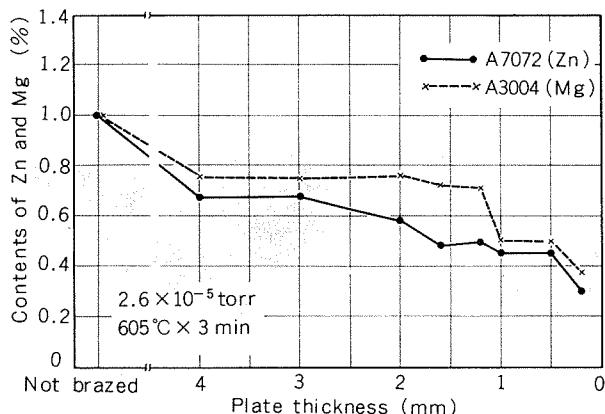


Fig. 3 Effect of plate thickness on surface contents of Zn and Mg during brazing in A7072 and A3004 alloys.

と A3004 の境界層近傍の亜鉛量は減少して表われている)。1 atm ( $N_2$ ) で加熱すると亜鉛は心材 (A3004) の中に拡散し、表面亜鉛濃度は約 0.5% に減少している。しかし亜鉛の分布は表面で最も高く、心材側へいくに従い減少する形態をしている。1 torr ( $N_2$ ) では、亜鉛の残留量はかなり少くなり、かつ亜鉛の分布は表面より少し入った部分でピークを示し、表面ではむしろ減少した形態を示している。 $10^{-5}$  torr では、亜鉛残留量はさらに少なく、かつ亜鉛の分布は表面よりかなり入った部分でわずかなピークを示すようになる。

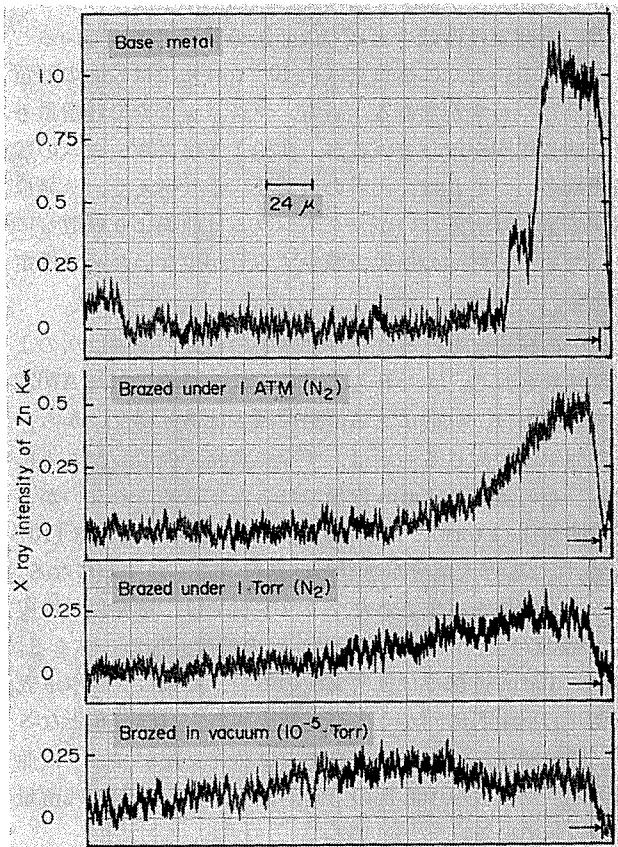


Fig. 4 Effect of atmospheric pressure on distribution of Zn during brazing in A3004-A7072 clad sheet.

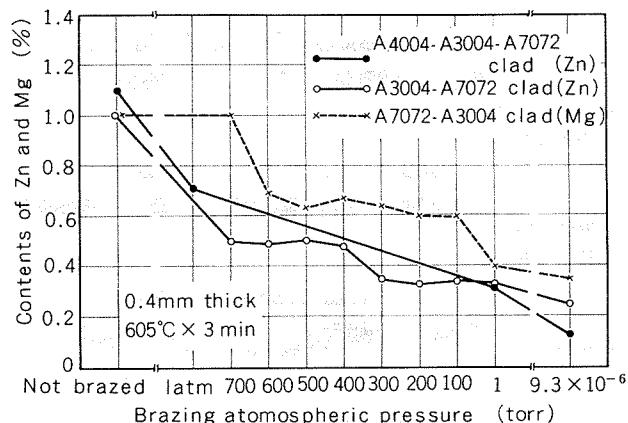


Fig. 5 Effect of atmospheric pressure on surface contents of Zn and Mg during brazing in A3004-A7072 and A4004-A3004-A7072 clad sheets.

すなわち、1 torr ( $N_2$ ) および  $10^{-5}$  torr では、亜鉛の心材への拡散のみならず、表面よりの蒸発も生じていることを示している。この傾向は  $10^{-5}$  torr で最も顕著である。

Fig. 5 は A4004—A3004—A7072 および A3004—A7072 クラッドの A7072 側の表面の亜鉛濃度を示す。なお、参考までに A3004—A7072 クラッドでの A3004 側の表面のマグネシウム濃度も示す。これより明らかなるごとく、1 atm ( $N_2$ ) 霧圧気中でも表面の亜鉛濃度は母材の 50~65% に減少している。1 atm ( $N_2$ ) では亜鉛はほとんど蒸発していないから、減少した亜鉛はクラッドの心材へ拡散したことになる。しかし霧圧気圧が減少するにつれ表面亜鉛濃度は減少しており、霧圧気圧の減少とともに亜鉛の蒸発も生じていることがわかる。とくに高真空 (約  $10^{-5}$  torr) では表面の残留亜鉛はごくわずかである。一方、マグネシウムの残留量も、ほぼ同じ傾向を示しているが、亜鉛よりマグネシウムの残留量が多い。これは、両者の蒸気圧<sup>6)</sup> より考えて、蒸発飛散する量には大差ないがマグネシウムは亜鉛より拡散しにくいため、心材への拡散で減少する分が少ないためと推定される。

以上の結果より、ろう付け加熱中の亜鉛の挙動は次のように総括される。すなわち、フィン材を対象とした A7072 合金単体では、拡散による亜鉛の減少はあり得ないから、低霧圧気圧で減じる亜鉛は、すべて蒸発で飛散したことになる。この蒸発は 1 atm 近傍ではほとんど認められないが、低霧圧気圧 (1 torr) ではかなり蒸発し、さらに高真空 ( $10^{-5}$  torr) になると大部分が蒸発し、残留はごくわずかになる。一方、水管材を対象としたクラッド材では、蒸発以外に皮材 (A7072) より心材 (A3004) への拡散も加わってくる。従って 1 atm 近傍では拡散支配のみで、亜鉛はクラッド表面より心材中心に向かうにつれ減少する一方向分布となるが、低霧圧気圧、さらに高真空では蒸発支配が強まり、亜鉛のピークは板厚中心部の方向へ移り、かつ亜鉛の残留量も減少している。

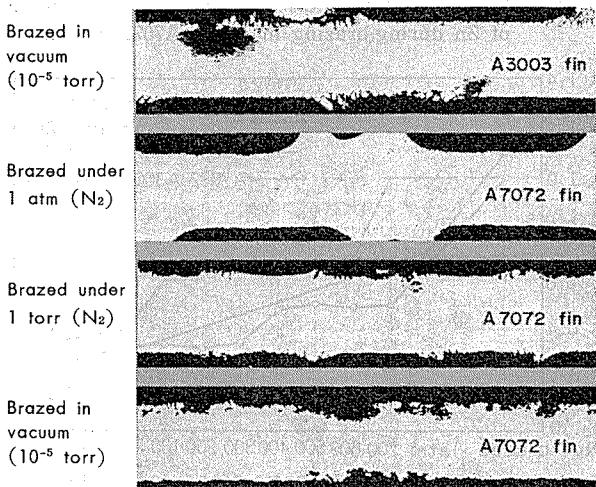


Fig. 5 Effects of fin stock and brazing process on surface composition of A7072 fins. (×20)

### 3.2 耐食性におよぼす犠牲陽極材 (Al-Zn) の影響

まず最初、管材の外部防食におよぼす A7072 フィンの犠牲陽極効果を調べた。

Fig. 6 は A3004 を心材とし、Al-Si (A4004 および XL AlSi10) 合金を両面クラッドしたブレージングシート (1 mm 厚) と A3003 あるいは A7072 コルゲートフィンを積層してろう付けした試料を交互浸漬試験し、管側 (ブレージングシート) の腐食の程度を調べた結果である。これより明らかなるごとく、A3003 フィンをろう付けしたブレージングシートにはフィレットの根元近傍で著しい孔食を生じている。一方、A7072 フィンを用いて 1 atm ( $N_2$ ) でろう付けしたものでは孔食は全く生じていない。しかし A7072 フィンを用いても、1 torr ( $N_2$ ) あるいは  $10^{-5}$  torr でろう付けしたものでは、孔食の発生が認められる。とくに  $10^{-5}$

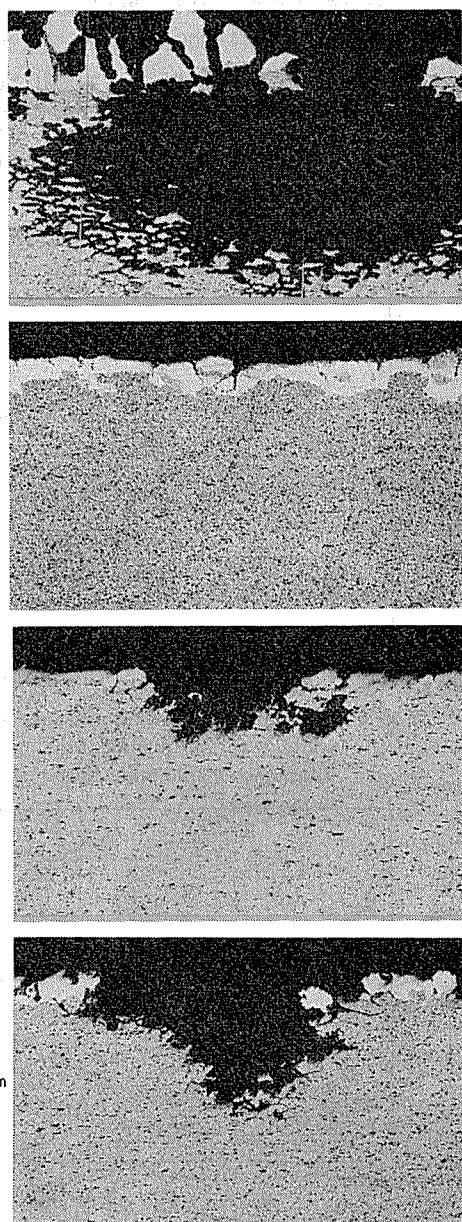


Fig. 7 Effects of fin stock and brazing process on outside corrosion of A3004 alloy sheet. (×100)

torr で著しい。ただし、孔食の深さは A3003 フィンの時ほど深くはない。これらの各組合せでの試料で認められた最大深さを有する孔食部の断面ミクロ組織を Fig. 7 に示す。A3003 フィンを用いたものでは、きわめて著しい孔食である。A7072 フィンでも  $10^{-5}$  torr でろう付けしたものは、かなりの孔食となっている。ところでフィン材そのものの腐食状況は A3003 より A7072 合金の方が著しい。

次に管材の内部防食における亜鉛の分布状況について調べた。試料は浸漬化学置換法と熱処理の組合せにより表面亜鉛濃度と亜鉛の拡散深さをそれぞれ (i) 1%, 250 $\mu$ , (ii) 1.5%, 200 $\mu$ , (iii) 2.5%, 150 $\mu$  の 3 種類に変化させたものと、これを  $10^{-5}$  torr でろう付け加熱したものを用いた。これらの処理にともなう亜鉛の分布状況と交互浸漬試験をした時の腐食状況を Fig. 8, Fig. 9 および Fig. 10 に示す。これらより明らかなるごとく、 $10^{-5}$  torr での加熱により亜鉛はかなり蒸発し、しかも亜鉛のピークは表面より 60~100 $\mu$  入った部分に移動している。また腐食状況も母材（亜鉛拡散処理材）では表面よりごくわずか生じているだけであるが、 $10^{-5}$  torr での加熱材では亜鉛濃度のピークである表面より 60~100 $\mu$  入った部分で優先的にトンネル状に生じている。従って腐食深さにはきわめて著しい差が認められる。

これらの試料の腐食部の断面ミクロ組織の一例を Fig. 11 に示すが、腐食形態にきわめて顕著な差が認められる。すなわち、亜鉛拡散処理したままの試料では、layer by layer

に腐食し、しかも腐食深さはごくわずかであるが、これを真空 ( $10^{-5}$  torr) で加熱したものは表面より少し入った部分でトンネル状に腐食し、しかも腐食深さもかなり深い。程度の差はある、塩水噴霧試験でも同じ現象が認められた。

次に実機に近い proto-type のラジエーターで外部（交互浸漬試験）および内部（GM合成水の通水試験）の腐食試験を行なった。材料はフィンとして A3003 やび A7072、ならびに水管として A3003 やび A3003-A7072 クラッドしたもの（ただし、いずれも管表面にろう材、XL Al-Si 10 をクラッドしている）をそれぞれ用い、1 atm ( $N_2$ ) 雰囲気中でろう付けした。この結果を Fig. 12 に示す。まず外側については A7072 フィンではほとんど腐食を生じていないうが、A3003 フィンでは 0.4 mm の肉厚を貫通する腐食孔が認められる。一方、内側についても、no clad 材では普通に近い腐食孔が認められるが、A7072 クラッド材ではごく軽微な腐食が生じているだけである。これらの結果より亜鉛の蒸発しない雰囲気でろう付けすれば、A7072 合金の犠牲陽極効果はきわめて大きく、外部、内部とも効果的に防食できることが確認できる。

## 4. 考 察

### 4.1 Al-Zn 合金のろう付け

本実験によって得られた亜鉛の挙動をまとめると Table 3 のごとくになる。すなわち、フィン材表面の亜鉛濃度は、

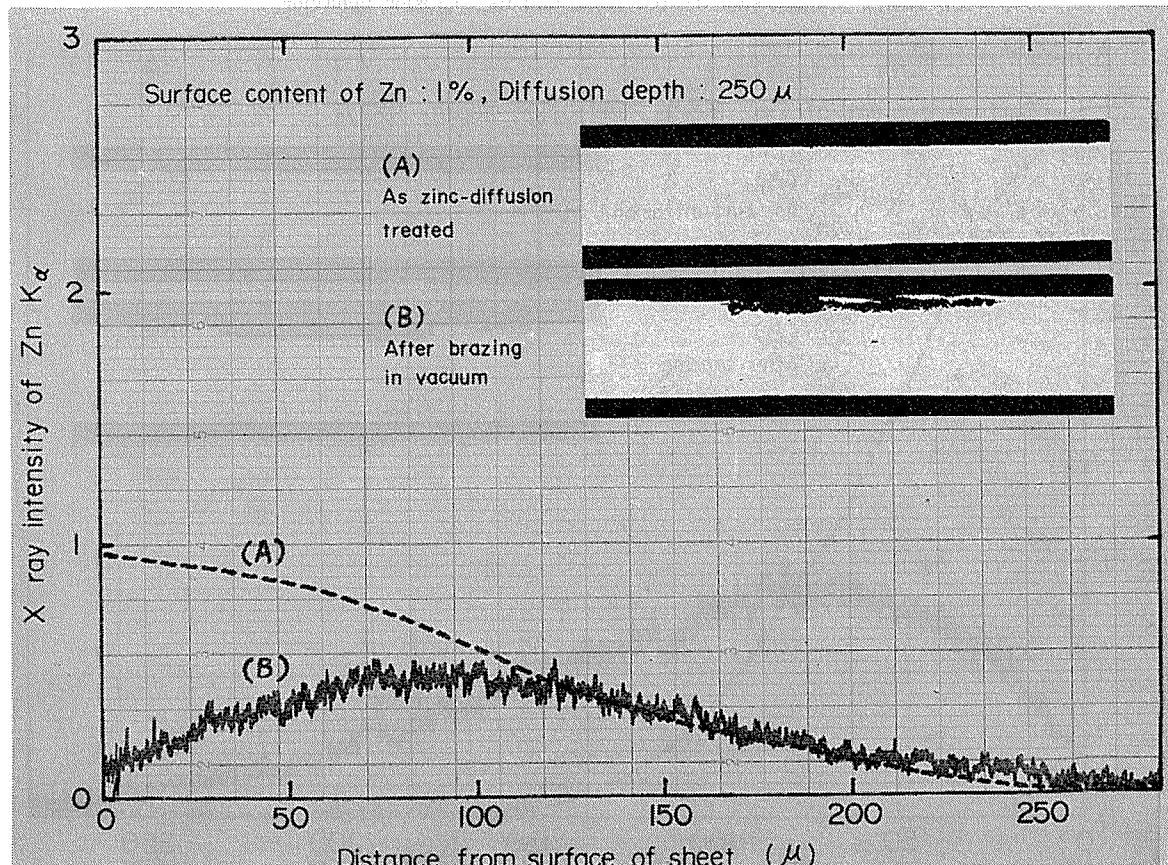


Fig. 8 Effect of brazing in vacuum on distribution of Zn in Zn-diffusion treated sheet and its corrosion behavior.

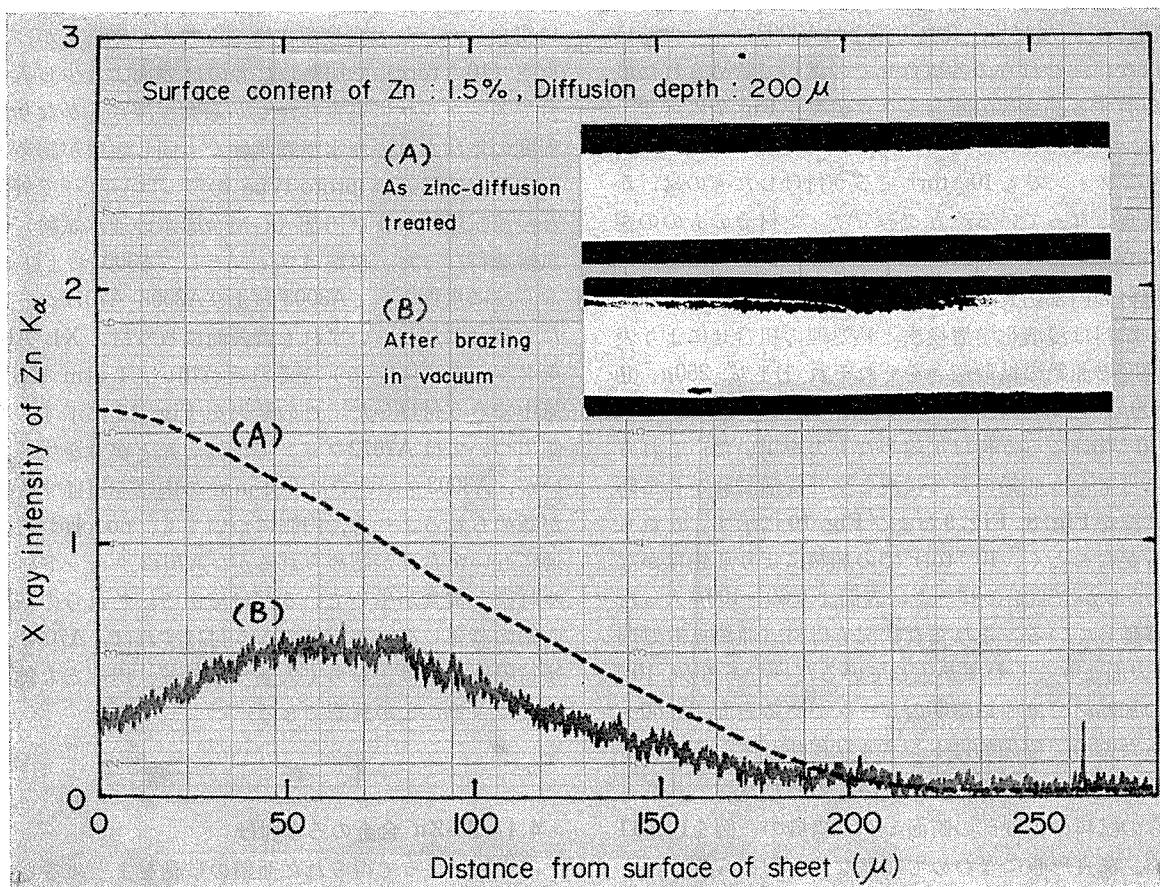


Fig. 9 Effect of brazing in vacuum on distribution of Zn in Zn-diffusion treated sheet and its corrosion behavior.

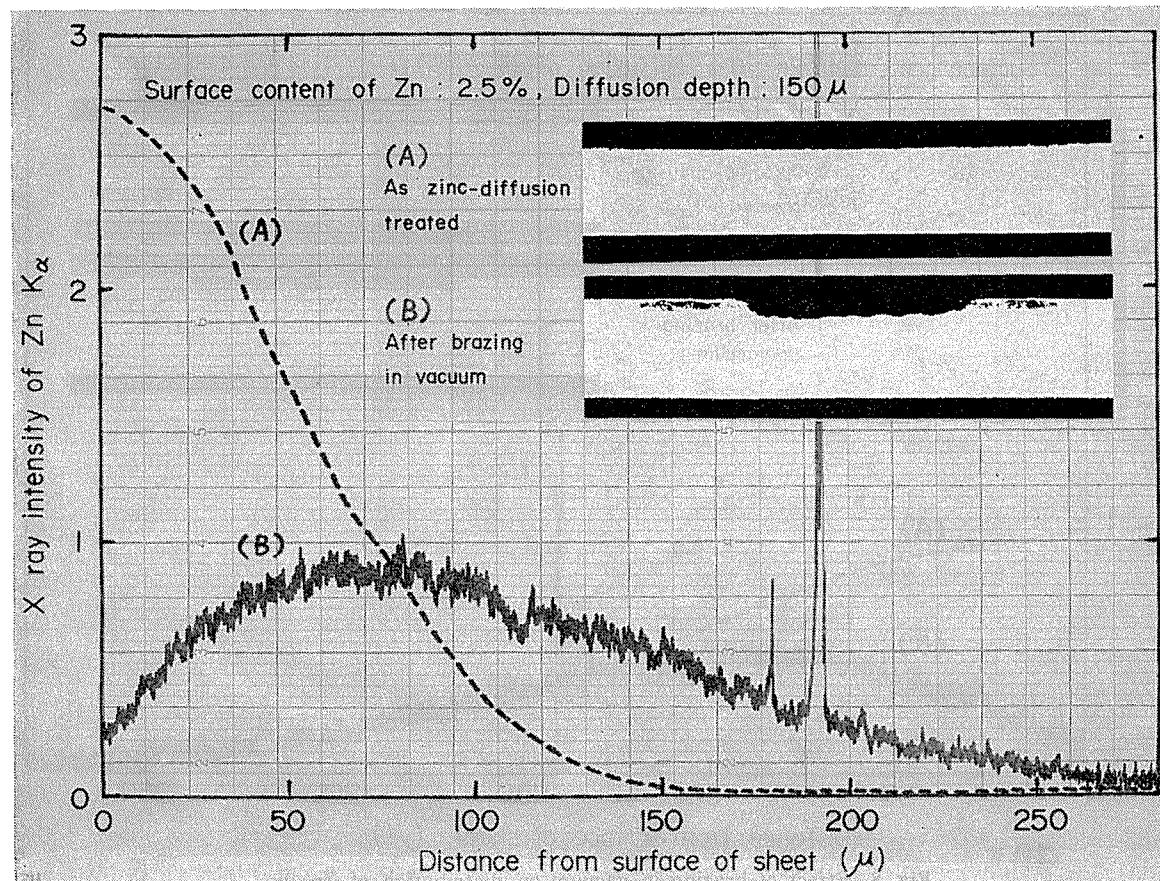


Fig. 10 Effect of brazing in vacuum on distribution of Zn in Zn-diffusion treated sheet and its corrosion behavior.

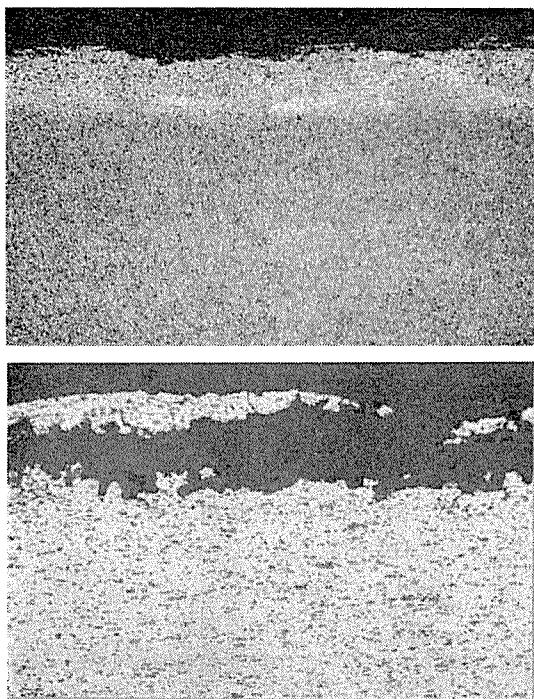


Fig. 11 Effect of brazing in vacuum on the corrosion of Zn-diffusion treated sheet. ( $\times 100$ )

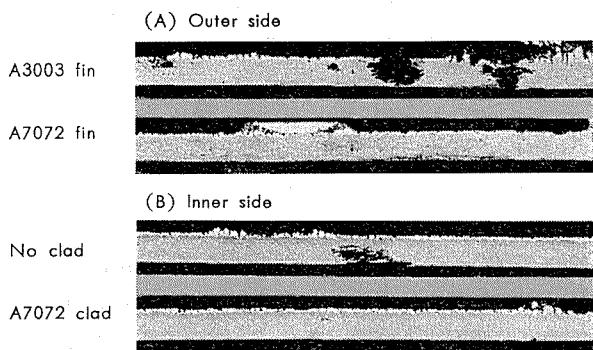


Fig. 12 Corrosion test results of proto-type radiator.  
Outer side: Intermittent immersion test.  
Inner side : Circulating test of modulated corrosive water (GM).

500 torr ( $N_2$ ) ではほとんど変化していないが、1 torr ( $N_2$ ) では 0.81% となり、 $10^{-5}$  torr では 0.3% となっている。この減量分はすべて蒸発で飛散したことになる。一方、クラッド管の場合、皮材 (A7072) より心材 (A3004) への拡散が生じるため 1 atm ( $N_2$ ) でも表面亜鉛は減少している。ただし 1 torr ( $N_2$ ) では拡散と蒸発の両方で亜鉛の減少が増大し、さらに  $10^{-5}$  torr では蒸発がより支配的となって亜鉛の減少がきわめて多くなる。

アルミニウムの真空ろう付けは、原理的にマグネシウムを蒸発させることによってろう付けを可能にしているものであり<sup>9)</sup>、マグネシウムとほぼ同じ蒸気圧の亜鉛 (600°C で約 10 torr) が蒸発するのは当然である。ただ、真空ろう付けの改良法として実用化されつつあるキャリア法<sup>8)</sup>では、雰囲気圧が 0.1 torr であるため亜鉛の蒸発はかなり抑制で

Table 3 Variation of Zn content at surface due to brazing.

Test specimens		Zn content (%)	
		Fin stock	Clad tube
Base metal		1.10	1.10
Brazed	1 atm	—	0.71 (D)
	500 torr	1.02	—
	1 torr	0.81 (V)	0.31 (D,V)
	$10^{-5}$ torr	0.30 (V)	0.13 (V)

Note; Vaporization loss (V)  
Diffusion loss (D)

きる。ただし、亜鉛の蒸発を防ぐことはまだ不可能である。この点、最近開発された不活性ガス雰囲気ろう付け法（約 1 atm でろう付け<sup>9)</sup>）では、亜鉛の蒸発問題は解消する。ただし、真空ろう付けやキャリア法ではクラッドのろう材としてマグネシウムを含む A4004, X4104 を用いるが、不活性ガスろう付け法（たとえば VAW 法<sup>4), 9)</sup>では、ごく微量のビスマスやベリリウムを含んだ XL Al-Si 合金を用いる必要がある。

真空ろう付けで蒸発した亜鉛は、ろう付け炉の炉壁に付着し、この除去が問題となる<sup>2), 10)</sup>。従って、A7072 系の材料で防食を図る場合には、亜鉛が蒸発しないろう付け雰囲気を選定する必要がある<sup>11), 12)</sup>。

#### 4.2 Al-Zn 合金による防食

アルミニウムを用いた製品の耐食性向上策として、亜鉛を含むアルミニウム合金の犠牲陽極による防食効果は古くより知られており、クラッド材として実用化されている。ただ本系合金の防食効果は、クラッド（皮材）としてのみならず、フィン材として用いても効果がある。この効果は、Fig. 13 に示す腐食原理図（模式）および Fig. 14 に示す試験結果で原理的に理解される。すなわち、A3003 短冊板の一端に A7072 板をビスで取り付け 400  $\mu\text{g}/\text{cm}^2$  の電気伝導度を有する腐食液 ( $\text{NaCl} + \text{Na}_2\text{SiO}_3$  系) 中に浸漬すると、A7072 合金試験片より防食電流が到達する範囲では A3003 合金板に孔食が生じていない。ここで、A7072 合金（約 -0.78V）と A3003 合金（約 -0.58V）では約 0.2V の電位

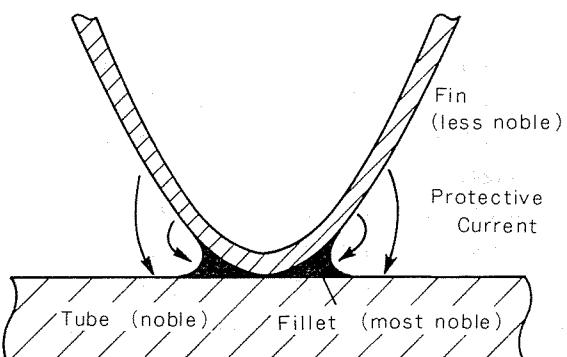


Fig. 13 Schematic expression of the protection of tube material by sacrificial anode fin.

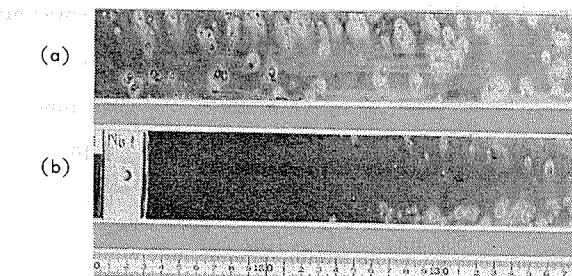


Fig. 14 Effect of sacrificial anode on corrosion of A3003 alloy sheet.

- (a) Without sacrificial anode.
- (b) With sacrificial anode, which is clinged by rivetting.

差があり、A7072合金が犠牲陽極として作用している。

犠牲陽極による防食効果は溶液の電導度、陽極の面積、電解槽の幾何学的構造などにより影響される。したがって本実験では、これらの諸因子を一定にし材料の影響だけを定性的に確認した。なお、本実験で $400\mu\Omega/cm$ の伝導度を選んだ理由は、本実験に用いた電解槽および試験片の長さ(約1m)では、3%NaCl溶液のような高電導度の場合、A3003短冊試験片全体が防食されることがあり、また逆にあまり電導度が低い溶液では防食範囲が小さくなり過ぎ、犠牲陽極材の影響が判定しにくくなるためである。

しかし、ろう付けされた製品では、ろう付け中の亜鉛の挙動に注意しなければならない。たとえば真空ろう付けの場合、亜鉛の残量が少ないため防食効果は減少している(Fig. 1およびFig. 6参照)。またクラッド材の場合、亜鉛が好ましくない分布状態になるため、十分な防食効果が期待できないこともある。

Fig. 8~10に示す腐食試験片( $10^{-5}$  torrで加熱したもの)ではトンネル状態に腐食しているが、これより深層に対しては防食効果を示している。しかし実際の熱交換器では0.4mm程度の肉厚の材料が用いられることがあり、かつ内外両面が腐食環境にさらされることがある。このような場合、内面のみから $100\mu$ 前後の深さまで優先的に浸食されることは、実用上きわめて危険といわざるを得ない。

これらの結果より、アルミニウム熱交換器の防食に関し、真空ろう付けを前提とする場合には、亜鉛系以外の犠牲陽極材の開発が必要となろう。

これに対して、不活性雰囲気ろう付けはAl-Zn系犠牲陽極材が活用できる。しかし水管材として用いられる際には、拡散した亜鉛の濃度分布を適正にしなければならない。たとえば長時間加熱のような場合で、亜鉛の分布勾配が非常にゆるやかで、かつ試料の肉厚全体にわたって亜鉛が拡散している時は、試料全体が犠牲陽極となって優先的に腐食を生じることがある。逆に表面の亜鉛濃度が高過ぎ、かつ拡散層がない場合、例えば3%NaCl溶液中では、過防食となり、一部アルカリ溶液をともなうこともある<sup>5)</sup>。

亜鉛拡散処理による孔食防止についての著者らの研究結果<sup>13)</sup>によれば、このような場合の最適条件は以下のように

示される。

耐食性の点から、全板厚が薄い(0.4mm)ので拡散深さを $80\sim120\mu$ に制限し、表面濃度を1~0.8%に維持することが好ましい。このような特性値を有する亜鉛拡散層を形成させるための条件は、拡散に関するFickの第二法則((1)式)から求まる拡散係数と、クラッドからの拡散についての濃度プロフィールからの式((2)式)から求まる<sup>14)</sup>。

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D \frac{\partial^2 C}{\partial x^2} \quad \dots\dots(1)$$

$$C/C_i = (1/2) \cdot [2 - \text{erf}(x/2\sqrt{Dt}) - \text{erf}((2d-x)/2\sqrt{Dt})] \quad \dots\dots(2)$$

ここで C : 界面から x の地点での拡散質濃度

C<sub>i</sub> : 界面での拡散質濃度

t : 热処理(ろう付け)時間

x : 界面からの距離

D : 拡散係数

d : クラッド厚さ

erf : ガウスの誤差関数

(1), (2)式より、クラッド中の亜鉛濃度を1%, クラッド厚さを $40\mu$ (クラッド率10%), ろう付け温度を $600^\circ\text{C}$ とすると、ろう付け時間は5~10分と求まる。この値は真空ろう付け法で従来行なわれているろう付け時間よりいくぶん短いが、不活性ろう付けでは不活性ガスの対流伝熱によって熱効率が向上するため十分可能である。

## 5. 結論

本研究によって得られた結果をまとめると次のとくである。

- 1) A7072合金板(単体)中の亜鉛は、1atm近傍のろう付け雰囲気圧ではほとんど蒸発しないが1torr,  $10^{-5}$  torrと雰囲気圧が低下するに従い蒸発量は増大する。また板厚が薄いほど、残留量は少ない。
- 2) A7072合金を皮材としてクラッドしてある時は、ろう付け中にA3004心材への亜鉛の拡散も生じる。しかし、1atm近傍では拡散支配であり、亜鉛はクラッド表面より心材に向って減少する一方向的分布となるが、 $10^{-5}$  torrでは蒸発支配が強くなり、表面より少し入った部分にピークを示す亜鉛分布となり、また亜鉛の残量そのものも著しく少ない。
- 3) アルミニウム熱交換器の外部防食には、A7072系フィンの使用、内部防食にはA7072クラッドの使用が有効である。
- 4) しかしながら、真空ろう付けのような亜鉛の蒸気圧以下で用いると、この犠牲陽極効果は著しく減少し、また亜鉛の不均一分布による特異な腐食形態が現われてくる。

## 文献

- 1) 例えは、B. de Cenival: Aluminum+Automobile, International Conference (1976), E. Rauschenbusch: Ibid., T.

- Kuroda, Y. Asano and K. Goto: *ibid.*
- 2) 成木一英: 軽金属学会名古屋センター講演会 (1976).
- 3) 浅野祐一郎: Al—ある, (1976), No. 5, 28.
- 4) 特許・昭 50-4466 他.
- 5) 田部善一, 萩原理樹, 重永光治: 防食技術, 23 (1974), No. 10, 485.
- 6) L. Brewer: Report for the Manhattan Project, MDDC-438C (1946).
- 7) 例えば, O. R. Singleton: *Weld. J.*, 49 (1970), No. 11, 843; J. R. Terrill et al.: *Weld. J.*, 50 (1971), No. 12, 833.
- 8) 中村勝郎: Al—ある, (1975), No. 8.
- 9) H. Schoer und W. Schultze: *Z. Metallkunde*, 63 (1972), No. 12, 775; *Aluminum*, 48 (1972), No. 12, 803; *Weld. J.*, 52 (1973), No. 10, 644.
- 10) 福井利安: アルトピア (1977), No. 1, 47.
- 11) 福井利安, 入江宏, 種田充経, 杉山禎彦: 住友軽金属技報, 21 (1980), 76.
- 12) P. McNamara and O. R. Singleton: *Weld. J.*, 58 (1979), 7s.
- 13) 池田洋: 住友軽金属技報, 21 (1980).
- 14) M. Bishop, K. E. Fletcher: *Int. Met. Rev.*, 17 (1972).

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS (Title No. R-232)

技術資料

最近の航空機用アルミニウム合金

馬場義雄\* 宇野照生\*\*  
吉田英雄\*\*

Recent Development in Aluminum  
Alloys for Aerocraft

by Yoshio Baba, Teruo Uno and Hideo Yoshida

住友軽金属工業株式会社技術研究所

## 最近の航空機用アルミニウム合金

馬場義雄\* 宇野照生\*\*  
吉田英雄\*\*

## Recent Development in Aluminum Alloys for Aerocraft

by Yoshio Baba, Teruo Uno and Hideo Yoshida

### 1. はじめに

1979年8月27日付 American Metal Market 紙にボーイング社が現在開発中のB767機に2種類の新しいアルミニウム合金を使用するという記事が出ていたのにお気付の方もおられるであろう。このB767機200人乗りの双発ジェットで、1982年に就航の予定といわれ、わが国もYX計画として胴体中央部および翼胴整形部の設計、製造を分担している。

この機体構造の81%はアルミニウム、14%が鋼、2%がチタン、3%が複合材料(1.5%のファイバーグラスを含む)となっており、現行のジャンボジェットB747とくらべると、チタンが2%減って、複合材料が2%増えている。これら機体の大半を占めるアルミニウムはAl-Cu-Mg系の2024合金とAl-Zn-Mg-Cu系の7075合金の板材、押出材、鍛造材が大部分であるが、今度新たに2224あるいは2324と7150合金が使用されることになったわけである。まだその使用は主翼、尾翼の一部に限られているが、それぞれの特徴と使用区分は下記の通りである。

2224-T3511 主翼下面用桁とストリンガー

2324-T351 主翼下面用スキンプレート

2024合金の地金純度を上げ不純物を規制したもので、従来よりも約8%強度が高く、高応力レベルでの疲労および破壊特性はほぼ同等である。2324合金の不純物規制は2224合金よりも厳しい。

7150-T6511 主翼上面用ストリンガー

7150-T65 主翼上面用スキンプレート

いずれも7050合金より約10%強度が高く、高応力レベルで同等の破壊特性をもっている。なお7050合金は従来の7075合金の応力腐食割れ防止に必須成分となっていたCrにかわってZrを添加したもので、高強度と耐応力腐食割れ性が

よく、かつ焼入性にすぐれているので大物、厚肉材に適している。

以上の合金以外にも、最近では7475あるいは7010といった合金が実用化されはじめている。7475合金は7075合金の地金純度アップにより破壊非性と疲労特性とともに疲労き裂伝播抵抗の改良をはかったもので、T76熱処理材料は耐食性もすぐれている。7010合金は7050合金のCu量を少し減らすことにより破壊非性を改良したもので、欧州で共同開発されているエアバスA310の主翼に使われることがきまっている。

このように従来のDC鋳塊を用いた改良合金(2XXX系、7XXX系)は、その強度、疲労、破壊非性等の性能向上が10%から、特殊な加工熱処理(TMT)を用いれば20%程度まで可能であり、コストアップも少ないところから順次実用化されており、1980年代の民間航空機材の主流となることが考えられる。

一方、粉末冶金が、その製品の性能がすばらしいところから、一部特殊部品として実用化のきざしをみせている。Al-Zn-Mg-Cu-Co系(MA87合金)の押出材あるいは精密鍛造材が強度、疲労はもちろんのこと耐剝離腐食性の改良材として、ロッキードL1011のスパークリヤップ(Spar cap)とかボーイングB767のシートトラック(Seat track)に採用されている。またAl-Li系の粉末合金がヤング率と比重の減少(10%)で、従来合金にくらべて約7%の重量軽減が可能となるばかりでなく耐熱性も改良されるので、今後チタンとも競合できる材料として注目を集めている。しかしながら、その安価な製造法の確立にはまだ4~5年かかると考えられ、大幅な採用は早くとも1980年代後半からと思われる。

さて、わが国の現状をふりかえってみると、上記YX計画に関連して、2、3のアルミメーカーがボーイング社への材料供給会社としての認可を得たところである。日本の機

\*技術研究所 工学博士

\*\*技術研究所

体メーカーの担当が胴体のみで、したがって材料もほとんど大部分が従来合金の2024と7075であるが、これとてもその製造に際して、厳格な成分規制の実施、鋳造時のインライン脱ガスとフィルター使用、管理体制の変更などを要求された。さらに、新高力アルミニウム合金として2224, 2324, 7150あるいは7475等の規格が示されているが、残念ながら、国内各社の製造実績はなく、これから本格的に検討しようという段階である。

航空機はその性質上 99.99% 以上の安全性が要求され、かつ極端なまでに軽量化されるため、使用される素材に関しては多大の研究とその積み重ねが必要である。欧米諸国においては国防上の見地から研究が行なわれ、新高力アルミニウム合金もまた戦闘機において実用化され、ついで民間機に使用される過程を経ている。わが国では、この30年間航空機分野における材料開発はほとんど行なわれなかつたため、その遅れは相当なものとなっている。しかしながら、もともとこの分野では五十嵐、北原両博士の超々ジュラルミン(ESD)の発明にもみられるごとく輝かしい歴史と伝統があり、今後わが国でも高度の材料開発を目指して研究が続けられれば、再び世界をリードすることも不可能ではないと思われる。この解説では、航空機用アルミニウム合金の開発経過を年代別にくわしくまとめるとともに、最近のトッピックスや将来の動向について述べ、今後の航空機用アルミニウム合金の研究開発の一助としたい。

## 2. 合金開発の経過

表1には現在航空機材料として使用されている高力アルミニウム合金の化学成分規格を示す。表1より明らかなように航空機用アルミニウム合金についても強度、応力腐食割れ性、靭性、疲労特性、焼入性等の改善をはかる目的で、近年、新合金の開発や従来合金の改良が精力的に行なわれているのがうかがえる。本節では航空機用アルミニウム合金について、これまでの合金開発の経過と将来の動向についての概略をとりまとめた。

### 2.1 従来合金とその問題点

1906年に Wilm により Al-Cu-Mg 系合金の時効硬化現象が発見<sup>1)</sup>されて以来、ジュラルミン(2017), 超ジュラルミン(2024), 超々ジュラルミン<sup>2)</sup>(ESD, 7075) 等を初めとして種々の高力アルミニウム合金が開発され、航空機構造用材料として使用されてきた。航空機材料としてはまず第1に比強度(強度/比重)の高いことが要求されるため、ジュラルミンの開発以来主として静的強度の向上を目標とした合金開発が行なわれ、1940~1950年代までに2014, 2024, 7075, 7079等の合金が開発され、今日でも主要な航空機材料として使用されている。これらの従来合金のうちで7075合金は最も強度の高い合金であるが、さらに高い強度を得る目的で7075合金より (Zn+Mg+Cu) 含有量の高い7178合金および7001合金が開発された。しかしながらこれら

高強度合金には応力腐食割れ性、靭性等の点で問題があり、限定的に使用されているに過ぎず、高強度合金の開発については ESD 以来顕著な進歩はない。

2024, 7075, 7079等の合金に代表される従来合金については、7079-T6 および 7075-T6 厚肉材の応力腐食割れ事故が1950~1960年代に頻発したことおよび厚肉材の使用に伴ない ST 方向の靭性が低いことが問題とされたこと等にみられるように、材料の信頼性に関しては必ずしも十分とはいはず、航空機技術の進歩に伴ない材料の信頼性を向上させることが要求された。

### 2.2 新合金の開発

上記のような従来合金における問題点を解決するため、1960年代より応力腐食割れ性の改良、靭性の向上、疲労強度の向上等の材料の信頼性向上をはかることに合金開発の重点がおかれて、2124, 2224, 2324, X2048, 7010, 7012, 7175, 7475, 7049, 7050, 7150等の新合金が開発された。

#### 2.2.1 7XXX系新合金

7XXX系従来合金における最大の問題は 7079-T6, 7075-T6 等の ST 方向の耐応力腐食割れ性の低いことであり、応力腐食割れ性を改良するため研究が進められた。当初は応力腐食割れ性を熱処理面から改良することが試みられ、従来の 7075-T6 材より過時効させた T73 処理<sup>3)</sup>が開発された。

T73 処理は、7075合金の ST 方向の応力腐食割れの防止に非常に効果的であり、今日でも航空機材料に多用されている。さらに、7XXX系合金の剥離腐食を防止するための熱処理法としてT76処理が開発された。

ただ T73 処理は過時効処理であるため、T6 材に比べて強度が10~15%低下するため、さらに高強度を有する合金の開発が望まれる。このような背景から開発されたのが 7049, 7050, 7150 等の合金である。7049合金<sup>4)</sup>は7001合金を改良し、Cu および Cr 含有量を減少させ、Zn/Mg 量比を高めた合金であり、T73 状態における優れた耐応力腐食割れ性と高強度、良好な焼入性等を得ることを目的として開発された合金である。

7050合金<sup>5)</sup>および 7150 合金の開発目的は 7049 合金と同じであり、過時効状態において優れた耐応力腐食割れ性と高強度を得ることを目的としている。また7050合金および 7150 合金はこれまでの 7XXX 系合金と異なり、Cr に代って Zr を添加しているため、優れた焼入性に特徴がある。

最近、欧州においても7XXX系合金のCrに代ってZrを添加した 7010合金<sup>6)</sup>や 7012合金<sup>7)</sup>が開発されているが、開発の狙いは 7050 合金とほぼ同じである。

応力腐食割れ性の改良と共に靭性の改良も重要な課題である。特に軍用機においては機体構造部材が厚板、鍛造材等の厚肉素材より機械加工して製作されるため、厚肉材の ST 方向の靭性を向上させる必要がある。

7XXX系合金については7075靭性改良合金として7175合金および7475合金<sup>8)</sup>が、7049合金に対しては7149合金が開

発されている。これらの新合金は全て Fe, Si 等の不純物含有量を抑制し、合金中の第2分散相の量を減少させることによる破壊靶性値  $K_{1C}$  の改善を目的とした合金である。

### 2.2.2 2XXX系新合金

2XXX系新合金は7XXX系合金に比べて静的強度は劣るが、疲労性、耐熱性等に優れている特徴がある。

2XXX系合金についても、厚肉材の ST 方向の靶性向上させる目的で新合金の開発が行なわれ、代表的な2XXX

系合金である2024合金の靶性改良合金として2124, 2224, 2324, 2048<sup>9)</sup>等の合金が開発されている。2124合金はFe, Si 等の不純物元素量を規制することにより、また 2224, 2324, 2048 等の各合金は Fe, Si 等の不純物元素量の規制と共に主添加元素の量を調整することにより合金中の第2分散相の量を減少させ、靶性、特に ST 方向の破壊靶性値を改良すると共に疲労強度を改良した合金である。

2024系合金とならぶ代表的な2XXX系合金である2219合

表1 航空機用高力アルミニウム合金の化学成分

合金	登録者	登録年	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	V		Ti	その他 個々	計	Al	
2014	U S A	1954	0.50-1.2	0.7	3.9-5.0	0.40-1.2	0.20-0.8	0.10		0.25		0.20 Zr+Ti	0.15	0.05	0.15	残	
2214	U S A	1954	0.50-1.2	0.30	3.9-5.0	0.40-1.2	0.20-0.8	0.10		0.25		0.20 Zr+Ti	0.15	0.05	0.15	〃	
2017	U S A	1954	0.20-0.8	0.7	3.5-4.5	0.40-1.0	0.40-0.8	0.10		0.25		0.20 Zr+Ti	0.15	0.05	0.15	〃	
2017A	E W A A	1972	0.20-0.8	0.7	3.5-4.5	0.40-1.0	0.40-1.0	0.10		0.25		0.25 Zr+Ti		0.05	0.15	〃	
2018	U S A	1954	0.9	1.0	3.5-4.5	0.20	0.45-0.9	0.10	1.7-2.3	0.25				0.05	0.15	〃	
2218	U S A	1954	0.9	1.0	3.5-4.5	0.20	1.2-1.8	0.10	1.7-2.3	0.25				0.05	0.15	〃	
2618	U S A	1954	0.10-0.25	0.9-1.3	1.9-2.7		1.3-1.8		0.9-1.2	0.10			0.04-0.10	0.05	0.15	〃	
2618A	E W A A	1972	0.15-0.25	0.9-1.4	1.8-2.7	0.25	1.2-1.8		0.8-1.4	0.15		0.25 Zr+Ti	0.20	0.05	0.15	〃	
2219	Alcoa	1954	0.20	0.30	5.8-6.8	0.20-0.40	0.02			0.10	0.05-0.15	0.10-0.25 Zr	0.02-0.10	0.05	0.15	〃	
2419	Kaiser	1972	0.15	0.18	5.8-6.8	0.20-0.40	0.02			0.10	0.05-0.15	0.10-0.25 Zr	0.02-0.10	0.05	0.15	〃	
2021	Alcoa	1965	0.20	0.30	5.4-6.8	0.20-0.40	0.02	0.05 -0.20 Cd	0.03 -0.08 Sn	0.10	0.05-0.15	0.10-0.25 Zr	0.02-0.10	0.05	0.15	〃	
2024	U S A	1954	0.50	0.50	3.8-4.9	0.30-0.9	1.2-1.8	0.10		0.25		0.20 Zr+Ti	0.15	0.05	0.15	〃	
2124	Alcoa	1970	0.20	0.30	3.8-4.9	0.30-0.9	1.2-1.8	0.10		0.25		0.20 Zr+Ti	0.15	0.05	0.15	〃	
2224	Boeing	1979	0.12	0.15	3.8-4.4	0.30-0.9	1.2-1.8	0.10		0.25				0.15	0.05	0.15	〃
2324	Boeing	1979	0.10	0.12	3.8-4.4	0.30-0.9	1.2-1.8	0.10		0.25				0.15	0.05	0.15	〃
2025	U S A	1954	0.50-1.2	1.0	3.9-5.0	0.40-1.2	0.05	0.10		0.25				0.15	0.05	0.15	〃
2048	Reynolds	1972	0.15	0.20	2.8-3.8	0.20-0.6	1.2-1.8			0.25				0.10	0.05	0.15	〃
7001	U S A	1954	0.35	0.40	1.6-2.6	0.20	2.6-3.4	0.18-0.35		6.8-8.0				0.20	0.05	0.15	〃
7010	U K	1975	0.10	0.15	1.5-2.0	0.30	2.2-2.7	0.05	0.05	5.7-6.7		0.11-0.17 Zr		0.05	0.15	〃	
7012	Italy	1975	0.15	0.25	0.8-1.2	0.08-1.5	1.8-2.2	0.04		5.8-6.5		0.10-0.18 Zr		0.05	0.15	〃	
7049	Kaiser	1968	0.25	0.35	1.2-1.9	0.20	2.0-2.9	0.10-0.22		7.2-8.2				0.10	0.05	0.15	〃
7049A	France	1972	0.40	0.50	1.2-1.9	0.50	2.1-3.1	0.05-0.25		7.2-8.4		0.25 Zr+Ti	0.04-0.08	0.05	0.15	〃	
7149	Kaiser	1975	0.15	0.20	1.2-1.9	0.20	2.0-2.9	0.10-0.22		7.2-8.2				0.10	0.05	0.15	〃
7050	Alcoa	1971	0.12	0.15	2.0-2.6	0.10	1.9-2.6	0.04		5.7-6.7		0.08-0.15 Zr	0.06	0.05	0.15	〃	
7150	Boeing	1979	0.12	0.15	1.9-2.5	0.10	2.0-2.7	0.04		5.9-6.9		0.08-0.15 Zr	0.06	0.05	0.15	〃	
7075	U S A	1954	0.40	0.50	1.2-2.0	0.30	2.1-2.9	0.18-0.28		5.1-6.1		0.25 Zr+Ti	0.20	0.05	0.15	〃	
7175	Alcoa	1957	0.15	0.20	1.2-2.0	0.10	2.1-2.9	0.18-0.28		5.1-6.1				0.10	0.05	0.15	〃
7475	Alcoa	1969	0.10	0.12	1.2-1.9	0.06	1.9-2.6	0.18-0.25		5.2-6.2				0.06	0.05	0.15	〃
7076	U S A	1954	0.40	0.6	0.30-1.0	0.30-0.8	1.0-2.0			7.0-8.0				0.20	0.05	0.15	〃
7178	U S A	1954	0.40	0.50	1.6-2.4	0.30	2.4-3.1	0.18-0.35		6.3-7.3				0.20	0.05	0.15	〃
7079	U S A	1954	0.30	0.40	0.40-0.8	0.10-0.30	2.9-3.7	0.18-0.25		3.8-4.8				0.10	0.05	0.15	〃
7179	Alcoa	1957	0.15	0.20	0.40-0.8	0.10-0.30	2.9-3.7	0.10-0.25		3.8-4.8				0.10	0.05	0.15	〃

金は、溶接性、耐熱性、韌性等に優れた合金<sup>10)</sup>であり、耐熱性、破壊革性等を要求される宇宙機器燃料タンク用溶接構造材として使用されている。2219合金についてもその改良合金として2419合金および2021合金が開発されている。

2419合金は2219合金のFeおよびSi含有量を規制することにより革性の向上をはかった合金であり、2021合金は2219合金に微量のCdおよびSnを添加することにより強度の向上をはかった合金である。

### 2.3 今後の合金開発

以上に述べたように、近年、種々の航空機用新アルミニウム合金が開発されているが、将来の航空機技術の進歩に対応するためには既存の新合金よりさらに高性能のアルミニウム合金を開発する必要がある。そのためには、

- (1) 韌性および疲労特性の改良
- (2) 耐応力腐食割れ性や革性に優れた高強度合金の開発
- (3) 耐熱性に優れた合金の開発
- (4) 低密度で高弾性率を有する合金の開発

等が今後の重要な課題である。上記の目標を達成するため、(1)加工熱処理(TMT)による高力アルミニウム合金の強革化、(2)粉末冶金的手法による強度、耐応力腐食割れ性、革性、疲労強度に優れた合金の開発、(3)低密度で高弾性率を有するAl-Li系合金の開発等が精力的に進められており、これらの未来志向材料が工業化されるのもそう遠くはないと考えられる。

## 3. 航空機用アルミニウム合金の諸特性

この10数年の航空機用アルミニウム合金の研究開発には、革性や耐応力腐食割れ性の改善の点でめざましいものがある。これは、特に米国を中心とした軍用機の開発、あるいは民間輸送機の大型化に伴い材料の信頼性、安全性が問題とされたからである。

ここでは、航空機用アルミニウム合金にとって重要な諸特性、革性、疲労特性、耐応力腐食割れ性、耐熱性などについて、それぞれの特性に及ぼす冶金学的因子を明らかにし、それらの因子にもとづいてどのように諸特性が改善されたか、あるいはどのような合金が開発されてきたかを述べる。

### 3.1 韌 性

一般にアルミニウム合金の革性は、合金成分、結晶組織、粒内、粒界析出状態などにより支配される。革性とこれらの因子の関係を次にまとめる。

#### 3.1.1 成 分

合金成分が革性に大きな影響を及ぼすのは、成分中の不純物元素や添加元素により1~10μm程度の大きな第2分散相を母相中に形成するからである。こうした第2分散相は脆かったり、あるいは母相との界面が剥離しやすいために、

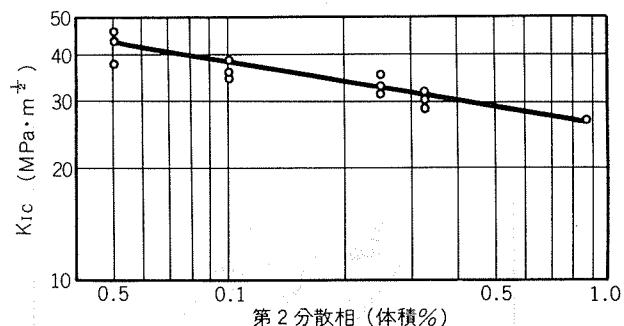


図1 7075合金T6材のST方向の平面歪破壊革性値と合金中の第2分散相の量の関係

低応力でホイドが発生し、き裂の伝播経路となる。<sup>12)</sup>

不純物元素であるFe、Siは、鋳造時の凝固過程で、Al<sub>2</sub>Cu<sub>2</sub>Fe、 $\alpha$ (AlFeSi)、(Fe、Mn)Al<sub>6</sub>などの不溶性の化合物を生成する。こうした不溶性化合物は脆いために革性が低下する原因となる。7075合金の破壊革性に及ぼす第2分散相の量の影響を調べたのが図1である<sup>13)</sup>。したがって革性を改善するために、通常合金の高純化がはかられる。高純化によって革性と耐力の相関関係がどのように変化するかを示したのが図2<sup>12)</sup>である。同一の耐力でも高純化することにより革性が向上することがわかる。7075合金の高純化をはかった合金に7175、7475合金が、2024合金では2124、2224、2324合金がある。写真1<sup>11)</sup>に2024、2124、それに2048合金のミクロ組織の比較を示す。これらの合金のT851熱処理の革性、耐力を表2<sup>9,11)</sup>に示す。

以上のような不溶性化合物以外にも比較的熱処理によって固溶しやすいCuAl<sub>2</sub>やAl<sub>2</sub>CuMgなどの化合物も革性に影響を及ぼす。こうした化合物は、主要成分であるZnとMgの量比とCu量によって生成がきまる。図3<sup>14)</sup>はAl-Zn-Mg-Cu合金のT6熱処理材の革性とZn/Mg量比、Cu量との関係を示したものである。Zn/Mg量比が小さい時、Cu量の多いと革性は低いがZn/Mg量比が大きくなるとCu量が多くても高い革性を示すようになる。このようにZn/Mg量比とCu量の間には密接な関係があるがこれは図4<sup>14)</sup>に示す状態図によって説明できる。Cu量が2%程度でZn/Mg量比を1.5から3.8にすると、合金の組織は(Al+Al<sub>2</sub>CuMg)の2相領域からAlだけの1相領域になることがわかる。Zn/Mg量比が小さくてCu量が多い時は2相領域になりやすいためにAl<sub>2</sub>CuMg粒子の体積比が増加して革性低下するものと考えられる。なおAl<sub>2</sub>CuMg粒子は鋳塊の均質化熱処理によりMgが拡散し、粒子はCuAl<sub>2</sub>の成分に近くなり、熱処理時間が長くなれば、粒子の体積比が減少することも報告されている。以上のようにZn/Mg量比やCu量を変えて革性を改良した合金に7049、7050合金がある。

2XXX系合金でも同様で、CuとMg量によりCuAl<sub>2</sub>やAl<sub>2</sub>CuMg粒子の生成量がきまる。Cu量とMg量をかえて革性を改良した合金に2048合金がある。

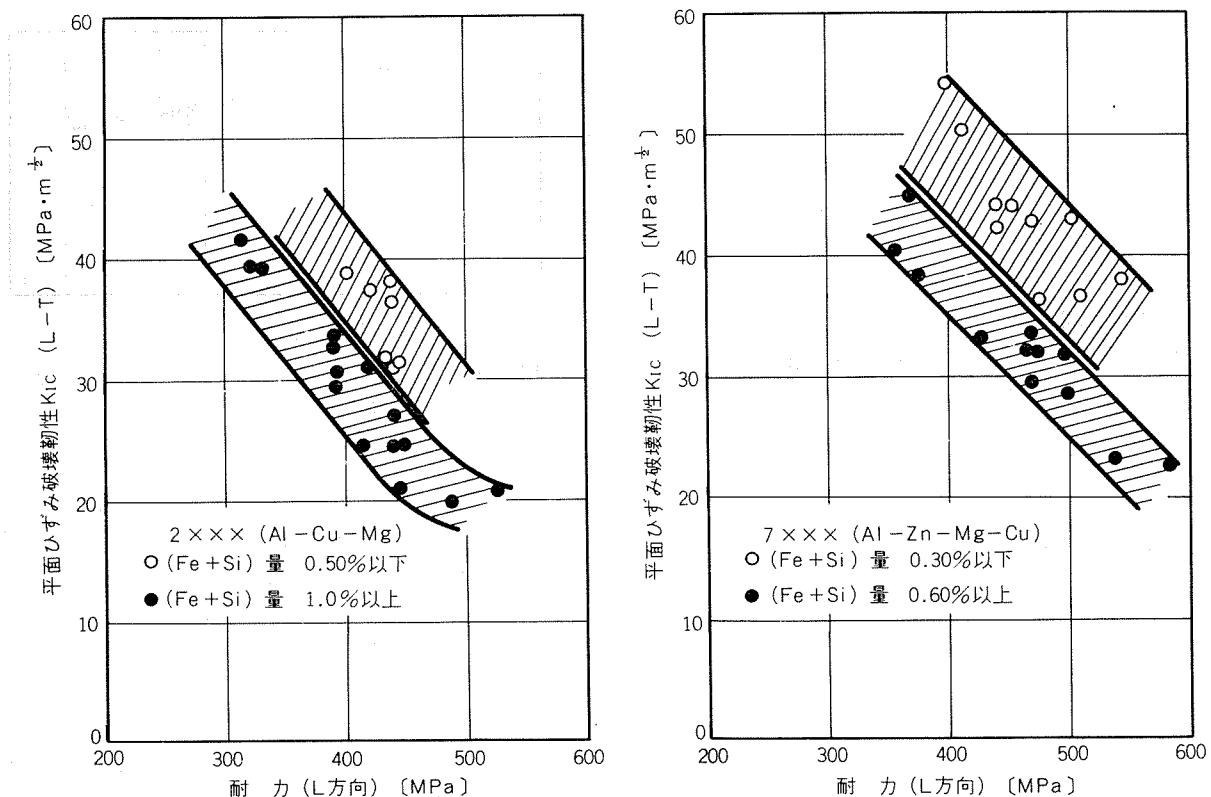


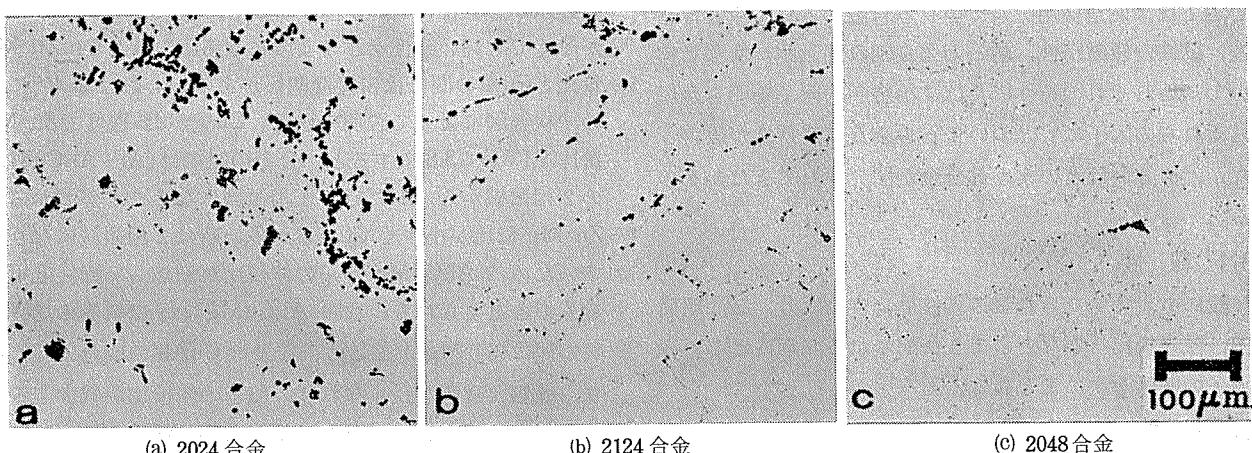
図2 Al-Cu-Mg系合金, Al-Zn-Mg-Cu系の破壊靶性に及ぼす地金純度の影響

表2 2024, 2124および2048合金の第2分散相量と靶性, 耐力(T851)の関係

合 金		2024	2124	2048
第2分散相の量 (体積%)	方 向	2.5	1.0	>0.5
破壊靶性値 $K_{Ic}$ MPa·m $^{1/2}$	L-T <sup>1)</sup>	24	31	38
	T-L <sup>1)</sup>	22	26	33
	S-L <sup>1)</sup>	19	25	27
0.2%耐力(MPa)	L T <sup>2)</sup>	395	395	385

1) ASTM E399(金属材料の平面ひずみ破壊靶性に関する標準試験方法)で使用されている表記法。最初の文字は負荷応力の方向を示し、第2番目の文字はき裂の伝播の方向をあらわしている。  
L=Longitudinal, T=Transverse, S=Short Transverse

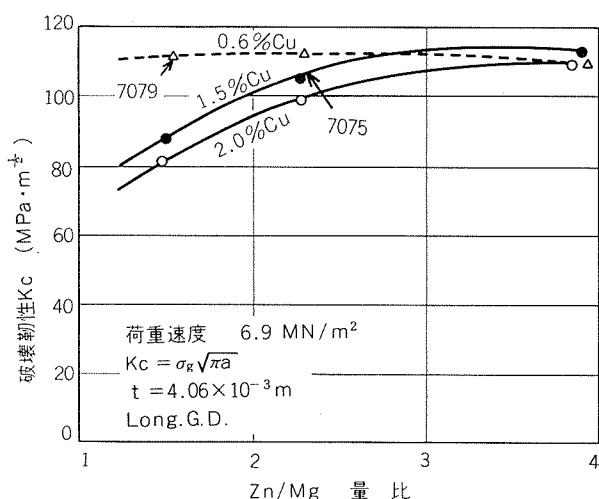
2) LT=Longitudinal Transverse



(a) 2024 合金 (b) 2124 合金 (c) 2048 合金

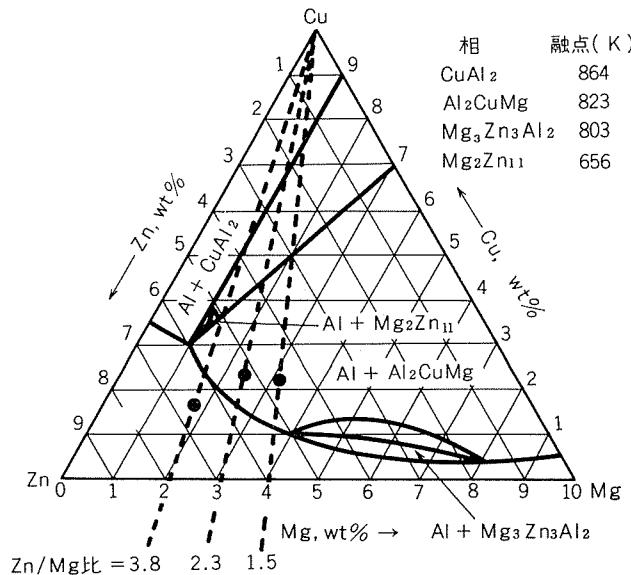
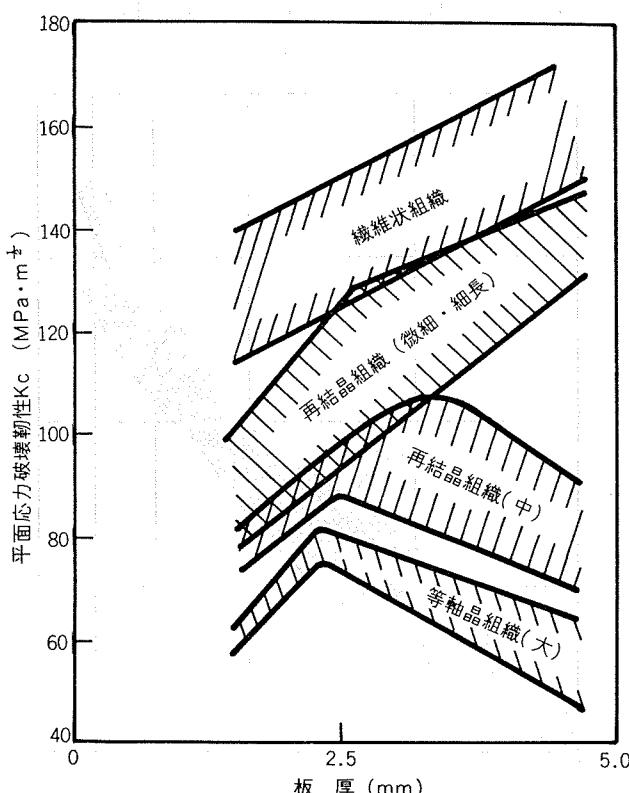
- (a) 2024 : 4.2%Cu, 1.5%Mg, 0.20%Fe, 第2分散相の体積比=2.5%
- (b) 2124 : 4.1%Cu, 1.4%Mg, 0.15%Fe, 第2分散相の体積比=1.0%
- (c) 2048 : 3.1%Cu, 1.3%Mg, 0.09%Fe, 第2分散相の体積比>0.5%

写真1 Al-Cu-Mg合金の第2分散相の生成に及ぼす地金純度の影響



### 3.1.2 結晶組織

図5<sup>11)</sup>は7075合金の破壊靶性に及ぼす結晶粒の形状・大きさの影響を比較したものである。高い靶性を得るには再結晶組織よりも纖維状組織である方が望ましい。このような結晶粒の調整に大きな影響を及ぼすのは、結晶粒粗大化防止のために添加しているMn, Cr, Zr元素の作用による。Al-Zn-Mg系合金ではCrやZr元素、Al-Cu-Mg系合金ではMn元素が最も効果的である。これらの元素は鋳造時では一般に過飽和に固溶しているが、均質化熱処理あるいは



高温での熱処理により Mn, Cr, Zr を含む微細な金属間化合物として析出し母相中に分散する。これらの化合物の大きさや分布状態は一般に温度と時間によってコントロールできる。7075合金を例にとると、比較的低い均質化温度ではCrを含む化合物(E相)が450Å程度で結晶は細長く伸びた纖維状組織となるが、1200Å程度になると完全に再結晶した粗大な結晶粒となる。前者の場合は粒内破断で、後者の場合は粒界破断になりやすい。

### 3.1.3 粒内・粒界析出

時効処理により靶性が大きく変化するのは2XXX系合金のT3とT8処理をみれば明らかである。表3<sup>9)</sup>に2024, 2048 7075, 7050合金の代表的な調質の強度と破壊靶性値を示す。2XXX合金のT3処理では微細なG.P.ゾーンだけであるがT8処理になると半整合な板状のS'相が析出して靶性は低下する。7075合金の靶性・強度と時効温度・時間の関係を示したのが図6<sup>15)</sup>である。393Kにおいて時効初期では球状のG.P.ゾーンだけであるが、24時間をおこると $\gamma'$ 相が析出して強度は増加するが靶性低下する。423, 450KではG.P.ゾーンの段階は観察されず小さな板状の $\gamma'$ 相が最初から観察される。時間が長くなれば $\gamma'$ 相は粗大化する。まだこれらの温度では結晶粒界に $\gamma'$ 相が観察され時効温度が高い時

表3 高力アルミニウム合金の25mm板の代表的な強度と破壊靶性値

合 金	引張強さ $\sigma_B$ (MPa)	耐 力 $\sigma_{0.2}$ (MPa)	伸 び $\delta$ (%)	破壊靶性 $K_{Ic}$ (MPa·m <sup>1/2</sup> )
2024-T3	485	345	18	44
2024-T851	485	450	7	22
2048-T851	470	420	8	35
7075-T651	570	505	11	24
7075-T7351	505	435	13	30
7050-T73651	530	455	13	26

表4 アルミニウム合金中に存在する粒子の特徴

	TYPE I	TYPE II	TYPE III
粒径	1 ~ 10 $\mu\text{m}$	0.03 ~ 0.6 $\mu\text{m}$	<0.01 $\mu\text{m}$
化合物の生成	凝固過程など	鉄塊均質化熱処理など	時効熱処理
化合物の組成	Fe, Si, Cuなどを含む共晶化合物など ○ Al <sub>7</sub> Cu <sub>2</sub> Fe, $\alpha$ (AlFeSi) Mg <sub>2</sub> Si, (Fe,Mn,Cu)Al ○ Al <sub>2</sub> CuMg, CuAl <sub>2</sub> (Mg,Cu)Zn <sub>2</sub> , T相	Cr, Mn, Zrなどを含む化合物 ○ Al <sub>18</sub> Mg <sub>3</sub> Cr <sub>2</sub> , Al <sub>12</sub> Mg <sub>2</sub> Cr ○ Al <sub>20</sub> Cu <sub>2</sub> Mn <sub>3</sub> , Al <sub>6</sub> Mn ○ Al <sub>5</sub> Zr	析出硬化粒子 ○ G.P. ゾーン ○ $\theta'$ , S', $\eta'$ (M')相 ○ $\theta$ , S, $\eta$ (M), T相 (0.5 $\mu\text{m}$ にまで成長)
化合物の特徴	非常に脆く低応力で破壊しボイドを発生	化合物と母相との界面で剥離	硬い粒子で母相と整合性をもつ(平衡相を除く)
靭性との関係	合金組成, 不純物量によって粒子の生成量が決まる	結晶粒の形状, 大きさなどに影響を及ぼす	焼入条件, 時効条件によってその大きさ, 分布, 粒界析出状態が変化する

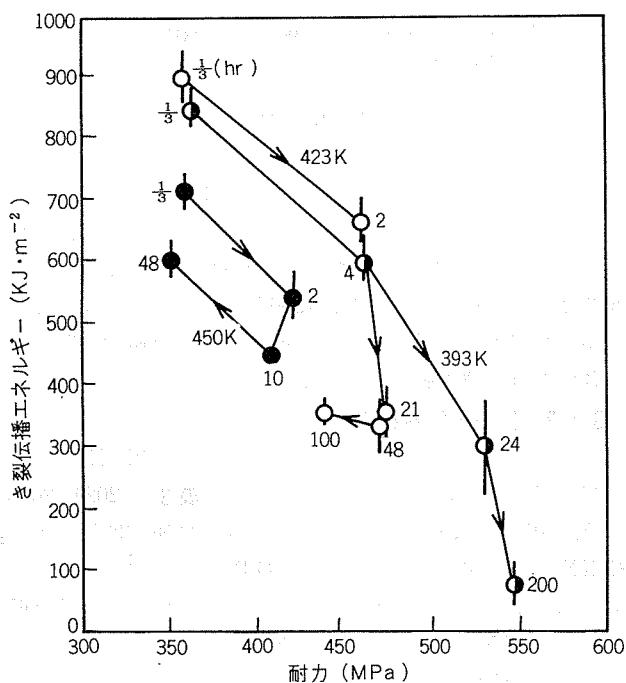


図6 韻性に及ぼす時効温度と時効時間の影響

や時効時間が長いと粗大化する。こうした析出状態の変化に伴い破壊の様式も、粒内破壊から粒界破壊へ移行することが破面観察の結果確認されている。同一応力のレベルで韻性を比較すると過時効状態で韻性が低いのは以上のような粒界破壊を示すことによるものと考えられている。

以上、韻性に及ぼす各種要因をまとめたが、すべてアルミニウム合金中に凝固あるいはそれ以後の熱処理により形成される粒子に起因することがわかる。これらの粒子を大きさにより三つのタイプに分類してその特徴を表4<sup>12)16)17)</sup>に示す。

### 3.2 疲労特性

一般に2024-T4のような2XXX系合金は7075-T6のような7XXX系合金に比べて疲労き裂伝播速度が小さいので疲労特性が重視されるような場合には強度の高い7XXX系合金に代って2XXX系合金が使用される。例えば航空機材の

主翼についてみると、疲労き裂伝播速度の重視される翼下面構造には2XXX系合金が、疲労特性が下面構造ほど要求されない上面構造には7XXX系合金が使用されている。

図7<sup>18)</sup>には7075改良合金の7475合金と2024合金の疲労き裂伝播特性の比較を示す。この図よりも明らかのようにΔKの小さい部分すなわちき裂先端でのくり返し塑性ひずみの小さい部分でのき裂伝播抵抗は2024-T3よりも劣っている。

しかしながら、構造材の疲労特性は設計方法の選択にかなり依存している面もある。最近では2XXX系合金の代わりに7475合金の薄板および板材を使用する傾向がある。これは一つには7475合金のすぐれた強度と韻性にもよるが、

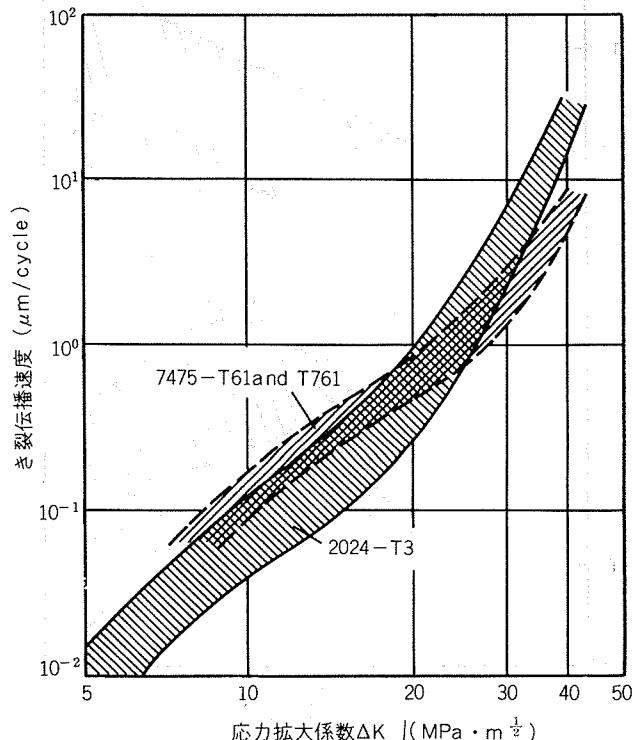


図7 7475合金と2024合金の疲労き裂伝播速度比較

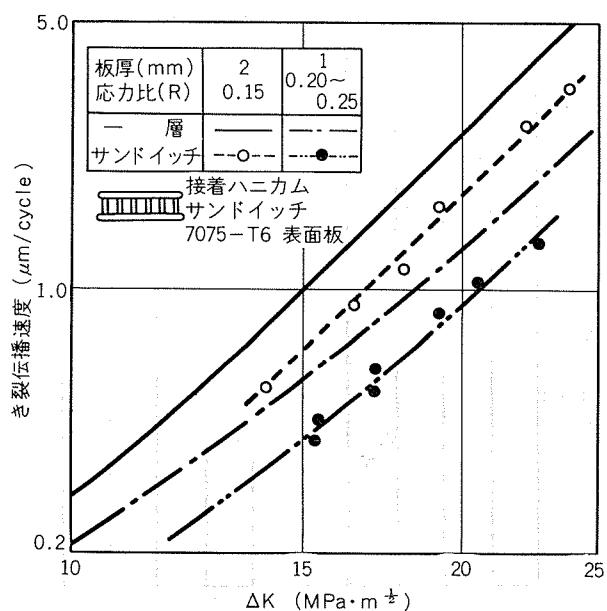
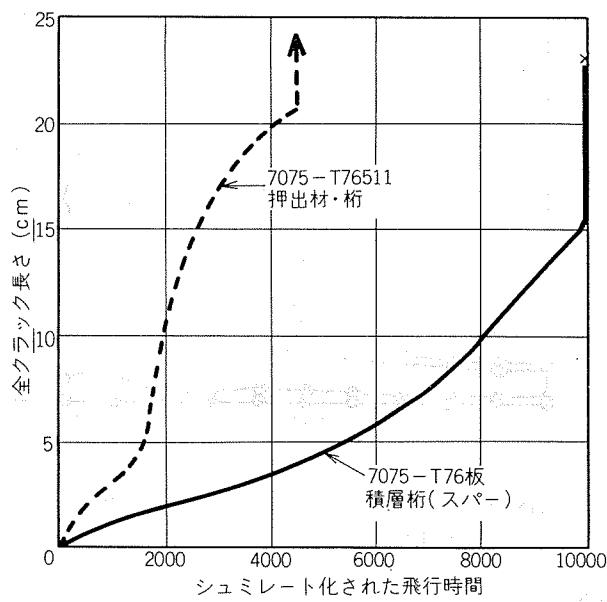


図8 機体構造設計による疲労特性の比較

むしろ設計上の改善、すなわちサンドイッチ状や積層状のパネルにすることによりき裂伝播抵抗を高めることに成功したからである。図8<sup>18)</sup>にこうした構造設計によるき裂伝播抵抗の比較を示す。

航空機用アルミ合金の開発は主として韌性改良の面でなされてきたが、こうした改良が疲労特性の改良とどのように結びついてくるかを次に述べる。

韌性に及ぼす粒子に三つのタイプがあることは前述したが、これらの粒子と疲労特性との関連を  $\Delta a/\Delta N-\Delta K$  線図上で模式的に示すと図9<sup>19)</sup>のようになる。

2XXX系合金を高純化すると図10<sup>19)</sup>のように  $\Delta K$  の大きい所で疲労き裂伝播抵抗の改善がみられ図9の模式的に示した通りである。

同様な傾向は図11<sup>19)</sup>に示すように7XXX系合金にもみられる。この図には、Fe, Siなどの不純物による不溶性化合物の影響とAl<sub>12</sub>Mg<sub>2</sub>Cr分散相の影響が示されている。 $\Delta K$  の大きい所ではき裂進展速度で約40%減少することがわかる。しかしながら両者の粒子の効果をあわせて改良しても単独の場合に比べてあまり改善されないことがわかる。こうし

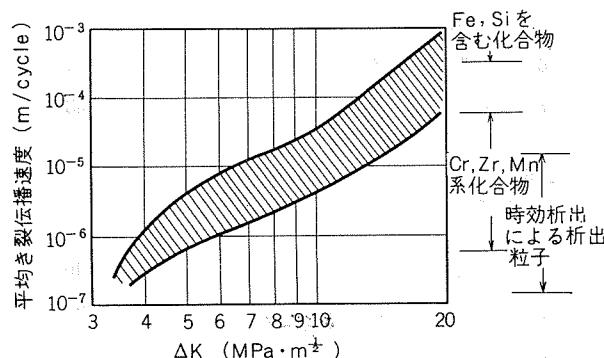
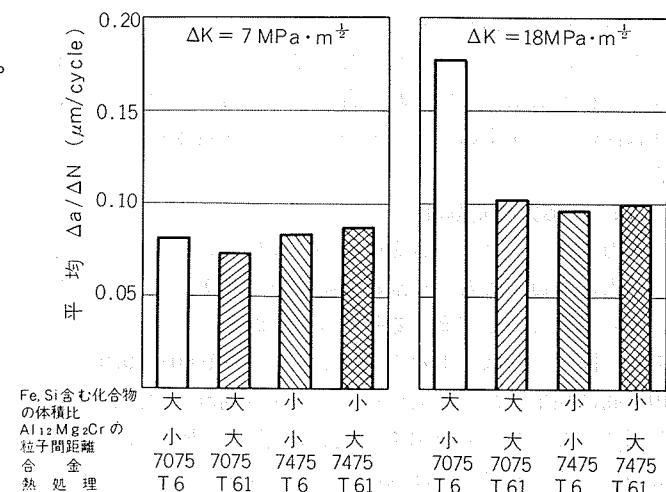
図10 2X24合金の疲労き裂伝播速度に及ぼす  $\Delta K$ 、時効処理、不純物の影響図11 7X75合金T6材の疲労き裂伝播速度に及ぼす第2分散相の影響  
(T6:394K×3hr+430K×3hr)

図9 疲労き裂伝播速度とミクロ組織の関係（模式図）

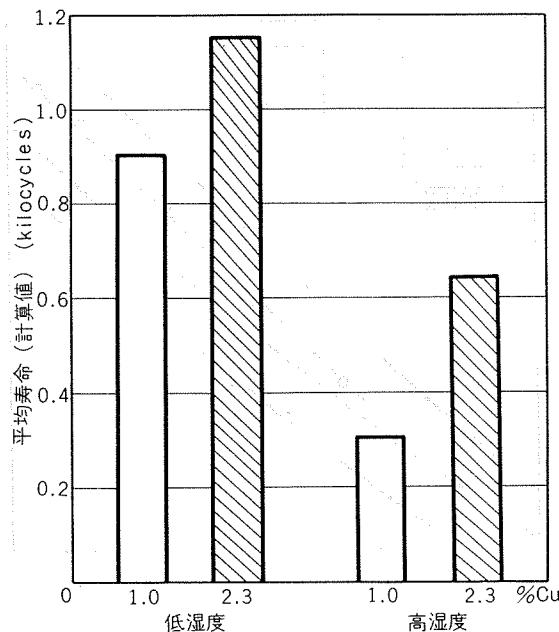


図12 7050系合金の疲労き裂伝播速度に及ぼすCu量の影響

た寿命は添加元素によっても影響をうける。図12<sup>19)</sup>に示すようにCu添加量を1%から2.3%に増加することにより約30%の疲労寿命がのびる。こうした傾向は湿度の高い環境中ではさらにはっきりしてくる。

また疲労の寿命は時効析出状態によっても変化する。G.P.ゾーンが析出していると寿命は短いが非整合なT相、T相が析出していると寿命が長くなる。したがってT6熱処理材よりも若干過時効のT76熱処理材の方が疲労寿命は長くなる。

その他に、適切な均質化処理をすることにより肉厚方向での強度が改善されることが報告されている<sup>13)</sup>。しかしながら長手方向ではあまり効果がない。これは、凝固中に結晶粒界やデンドライト境界に生成したCuAl<sub>2</sub>のような非平衡相が均質化熱処理により溶解しその粒子の割合が減少するからと考えられる。

こうした既存の合金の改良だけでは限界があり最近ではむしろ粉末冶金法で作られた合金が疲労特性、耐応力腐食割れ性の点ですぐれているということで注目されてきている。

### 3.3 耐応力腐食割れ性

高力アルミニウム合金を航空機機体構造材に使用する時の最大の問題は応力腐食割れの防止でESDの開発時からのそして新合金を開発する際には必ず問題となるテーマである。図13<sup>20)</sup>には北米および西欧において1960～1970年の10年間に発生した航空機材料の応力腐食割れ事故件数を材料別にまとめた結果を示す。材料、設計、加工などの技術の進歩により全事故件数は減少傾向にあるが、アルミニウム合金の全体に占める割合は依然として大きい。図3に示したアルミニウム合金の事故例においては7075-T6、7079-T6および2024-T3がそのほとんどを占めている。

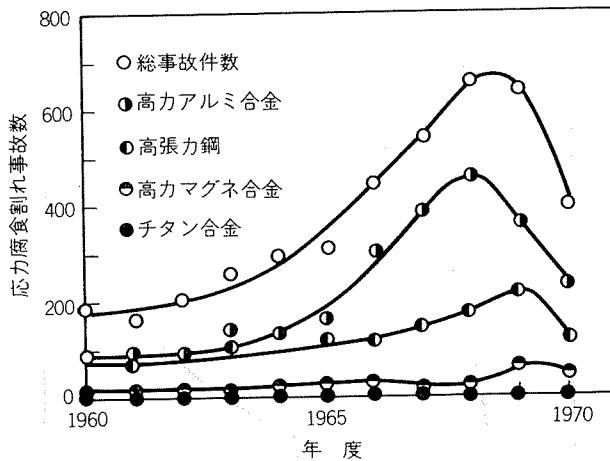


図13 1960～1970年に西欧および北米で発生した航空機用材料の応力腐食割れ事故統計

表5<sup>20)</sup>には、こうした応力腐食割れの発生個所を分類してその比率が示してある。また表6<sup>20)</sup>には、こうした応力腐食割れがどのような原因の応力で発生伝播したかがまとめてある。この表から熱処理や製造工程で生ずる残留応力によって応力腐食割れの発生する比率の高いことがわかる。これは大型鍛造品で応力腐食割れが発生しやすいことによるが、この鍛造品の残留応力はなかなか避けがたいのが実状である。

図14<sup>12)</sup>に2XXX(Al-Cu-Mg)と7XXX(Al-Zn-Mg-Cu)系合金の耐応力腐食割れ性の比較を示す。このようにして比較してみると耐応力腐食割れ性に最も重要なのは熱処理方法であることがわかる。2XXX系では高温時効することによりK<sub>ISCC</sub>が高くなり、耐応力腐食割れ性が改善される。合金別でみると2048-T851が最も優れている。

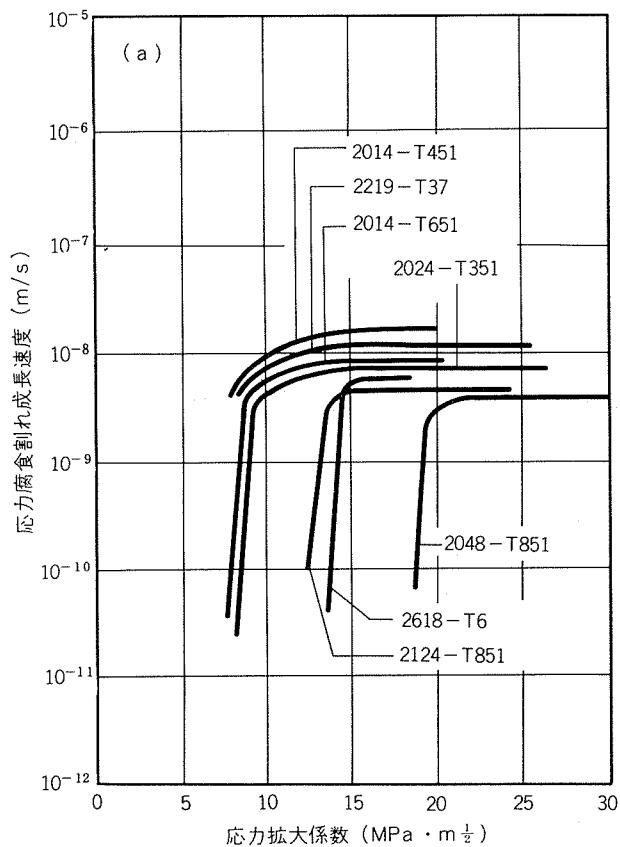
他方、7XXX系合金の応力腐食割れ防止には過時効処理

表5 高力アルミニウム合金の応力腐食割れの発生位置

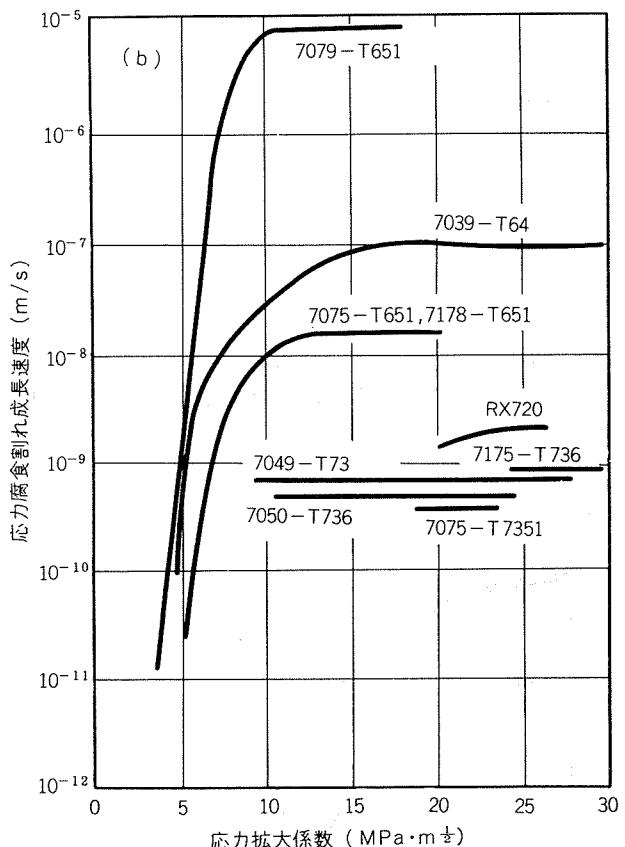
割れの発生位置	%
1 設計上の不備(応力集中源となる形状)	25
2 軸受け筒の穴	15
3 腐食孔	12
4 疲労き裂	5
5 表面損傷	5
6 粒間腐食、剥離腐食	4
7 不明	43

表6 高力アルミニウムの応力腐食割れの発生源

応力の発生源	%
1 残留応力	40
2 不適切な設計、組立方法	25
3 使用中の過度の負荷	25
4 不明	10



(a) Al-Cu-Mg系合金



(b) Al-Zn-Mg-Cu系合金

図14 高力アルミニウム合金の応力腐食割れき裂進展速度に及ぼす応力拡大係数の影響(3.5%NaCl 交互浸漬試験、肉厚方向)でT73処理が開発され非常に効果的であることは前述した通りである。T73処理により7075, 7175, 7050合金などの応力腐食割れ成長速度が著しく低下し(図14), 工業的にも

応力腐食割れの危険性はなくなった。しかしT73処理ではT6処理に比べ10~15%程度強度が低下するため、剥離腐食だけを問題にする時には、過時効の時間を短くして若干の強度の回復をはかったT76処理を用いる。

こうした過時効処理も7075合金(1.6%Cu)あるいは7178合金(2.0%Cu)のようにCu量の多い合金に対しては有効であるが、7079合金(0.6%Cu)のようにCu量の少ない合金に対しては、図15<sup>20)</sup>に示すように過時効状態にしても応力腐食割れ成長速度はほとんど低下しない。

しかしながら、以上のような強度低下を招く方法ではユーザーの要求には答えることができず、7075-T6程度の強度でしかも耐応力腐食割れ性のすぐれた合金がもとめられるようになった。こうして開発された合金に7049や7050合金がある。これらの合金はZnやCuをふやし過時効後の強度低下を防止している。最近では以上のようなI/M法で製造された合金よりもP/M法で製造された合金の耐応力腐食割れ性が著しくすぐれているということでP/M法による材料開発が行なわれている。

### 3.4 耐熱性

航空機用アルミニウム合金中では一般に2XXX系合金が最も耐熱性に優れており、常温強度に優れている7XXX系合金は高温に加熱された場合には析出粒子が容易に粗大化し強度が著しく低下する。温度別に分類すれば常温~373K

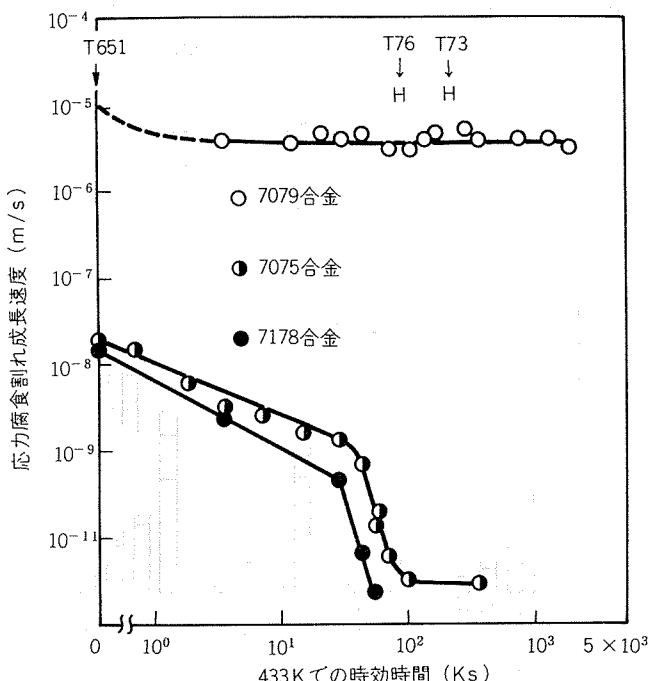


図15 7075, 7178および7079合金の応力腐食割れ成長速度と433Kでの時効時間との関係

の温度域では7075合金に代表されるAl-Zn-Mg-Cu系合金が、373~473Kの温度域では2618合金が、500K以上の温度域では図16<sup>21)</sup>に示すように2219合金が最も耐熱性に優れている。2618合金はコンコルド機体外板用材料に使用されたことで有名であるが、コンコルドのようなマッハ2程度の超音速機の場合には機体外板温度が403~423K程度まで上昇する。そのため2024合金のような従来合金では耐熱性の点で問題があり、耐熱アルミニウム合金の詳細な見直しが行なわれた結果、373~473Kの温度域における耐熱性に優れたA-U2GN合金(RR58, 2618)が機体外板用材料として採用された。図17<sup>22)</sup>にはA-U2GN合金と他の合金を403Kおよび423Kで長時間加熱した場合の常温の強度変化を示す。

2024合金は常温における強度はA-U2GN合金より高いが、

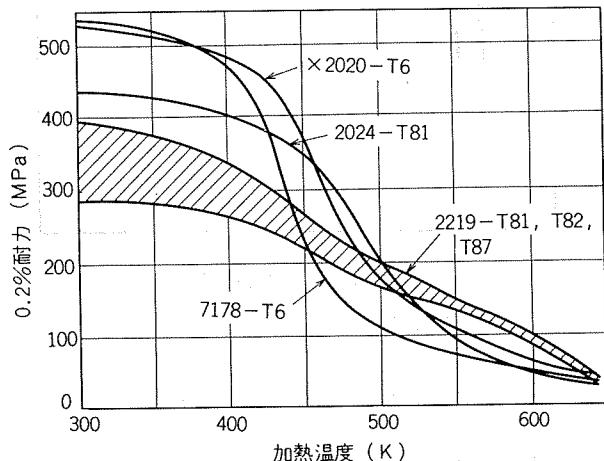


図16 2219合金の高温加熱(360Ks)による強度変化

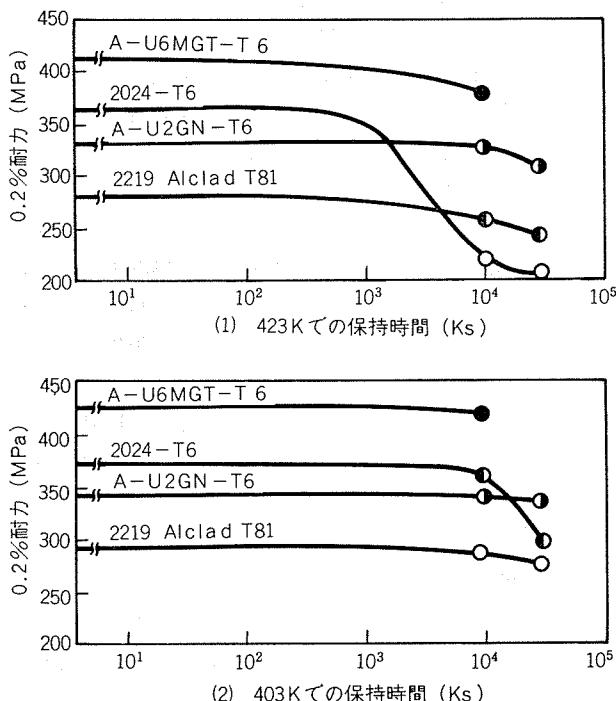


図17 A-U2GN合金と他の合金の耐熱性比較

36000Ksの加熱には軟化する。A-U6MGT合金(Cu6, Mg 0.3, Mn 0.25, Si 0.2, Ti 0.12%)は耐熱性に優れているが工業生産上難点があり、最終的にA-U2GN合金が選定された。A-U2GN合金や2219合金は既存の合金中で最も耐熱性に優れた合金であるが、高温構造用材料としての用途開発を進めるにはさらに耐熱性に優れた合金の開発が望まれる。

また近年耐熱アルミニウムを粉末冶金法により製造することが試みられており、後に述べるようにspray-castされたAl-Fe-Ni系合金ではRR58合金以上の耐熱性を有することが報じられている<sup>23)</sup>。粉末冶金法は耐熱アルミニウム合金を開発する有力な方法と考えられ、今後の研究成果が期待される。

### 3.5 溶接性

2XXXおよび7XXX系高アルミニウム合金は一般に溶接性が悪く、溶接構造材としての使用には問題がある。

これらの航空機用アルミニウム合金のうちで約6%のCuを含む2219合金は、Cu含有量が高いこと、Mgのような低融点の共晶化合物を形成する元素を含まないこと等のため、2XXXおよび7XXX系高力アルミニウム合金中では最も溶接性に優れている特徴がある<sup>10)21)</sup>。

図18<sup>24)</sup>には2219合金と他の2XXX系合金の溶接割れ感受性をフィッシュボーン試験により評価した結果を示したが、2219合金はこれらの合金中で最も溶接性に優れている。

2219合金は溶接性に加えて強度、韌性、疲労特性、熱的安定性等に優れているため、ロケット、ミサイル等の宇宙機器用燃料タンク等の溶接構造用材料として広く使用されている。2219合金についても、近年、合金の改良が行なわれ2419合金および2021合金が開発されている。2419合金は2219合金中のFe, Si等の不純物元素量を規制することにより韌性の向上をはかった合金である。2021合金は溶接可能で低温特性に優れた高力アルミニウム合金の開発を目的として開発された合金である。2021合金は2219合金に0.15% Cdおよび0.05% Snを添加することにより強度の向上をはかった合金であり、2219合金と同じく宇宙機器用溶接構造材として使用される。

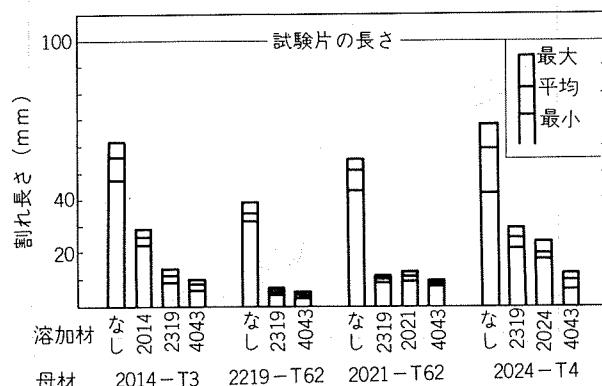


図18 2XXX系高力アルミニウム合金のfish-bone形溶接割れ試験結果

#### 4. 製造法の進歩と諸特性

強度、韌性等に優れた航空機用アルミニウム合金を得るには合金成分の検討と共に合金の製造法も重要な因子である。例えば航空機用アルミニウム合金についても鋳塊製造時の溶湯処理の重要性が認識されており、加工熱処理(HTM), 機械的性質の等方的な合金の製造法等の新技術が開発されている。

##### 4.1 溶湯処理

高品質の航空機用アルミニウム合金を製造するにはまず第1に鋳造欠陥の少ない大型鋳塊を製造する必要があり、そのためには溶湯処理を十分に行なう必要がある。

アルミニウム合金溶湯中には微細な非金属介在物( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{MgO}$ ,  $\text{SiO}_2$ 等)や水素ガスが含まれており、これらが高力アルミニウム合金中に残留した場合には微小欠陥となり品質上問題となる。

最近このような微小な非金属介在物の除去と脱ガスの両方が可能な溶湯処理法<sup>25)</sup>が開発されており、溶湯中の非金属介在物や水素ガスを効率よく除去することが可能である。

表7<sup>26)</sup>には溶湯処理効果の1例として最近米国で開発されたSNIF法により溶湯処理を行なった7075合金鋳塊から製造した押出パネルの超音波探傷試験結果を示したが、SNIF処理を行なうことにより従来の塩素処理法に比べて微小欠陥の著しく少ない材料を製造することが可能となる。

このような溶湯処理法は航空機用アルミニウム合金を製造する上で不可欠であり、今日では広く使用されている。

表7 7075合金押出パネルの超音波探傷試験成績と溶湯処理法の関係

溶湯処理法	超音波探傷試験数	1.2mmφ以下 の欠陥を有す るパネル 個数	1.2mm以上 の欠陥を有す るパネル 個数
塩素処理	146	100	68.5
SNIF処理	327	324	99.1

##### 4.2 均質化処理

鋳塊の均質化処理はZn, Mg, Cu等の主添加元素や鋳造時に晶出した共晶化合物の再固溶と、Mn, Cr, Zr等の遷移元素を微細な金属間化合物として析出させることによる結晶粒度の調整に重要である。鋳造時に晶出す化合物については、最終製品に多量の化合物が残留すると韌性や疲労強度が低下するため、可能な限り再固溶させる必要がある。

このような共晶化合物は均質化処理のみでは完全に再固溶することは難かしく、図19<sup>27)</sup>に7075合金の1例を示すように、十分な展伸加工を施すことにより化合物を微細化した場合には容易に再固溶するため合金中の第2分散相の量は著しく減少する。

最終製品の結晶粒度にはMn, Cr, Zr等の遷移元素の析

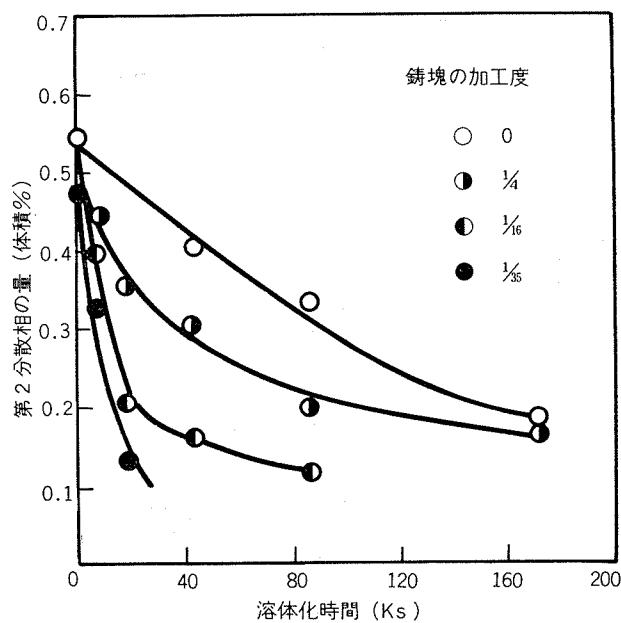


図19 7075合金中の第2分散相量におよぼす鋳塊の加工度と溶体化処理時間の影響

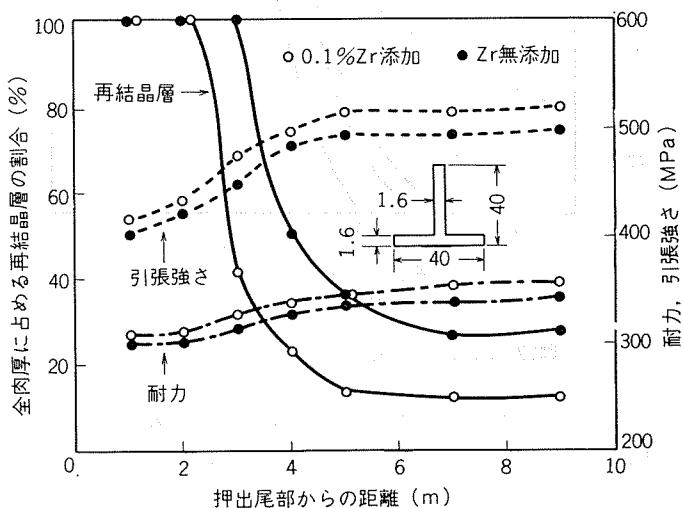


図20 2024合金押出形材尾部の結晶粒粗大化と強度におよぼすZr添加の影響

出状態が大きく影響し、添加元素と均質化処理条件の調整により結晶粒度の調整が可能となる。図20<sup>28)</sup>には1例として通常の2024合金とZrを微量添加した2024合金の押出形材について、押出尾部の再結晶層の比較を示す。通常の2024合金では、押出比が高い場合には押出尾部で顕著な結晶粒粗大化が生じ、全肉厚に占める再結晶層の割合が著しく増加する。これに対しZrを微量添加した合金を適度な条件で均質化処理し、Zr系の微細な化合物の析出状態を調整すれば、Zrの再結晶防止効果により押出尾部の結晶粒粗大化を抑制することが可能となる。

##### 4.3 焼入性

合金の焼入性は材料製造時には重要な問題であり、工業的には焼入性のすぐれた合金が望まれる。従来より7XXX系合金には応力腐食割れ防止のためCrが添加されている。

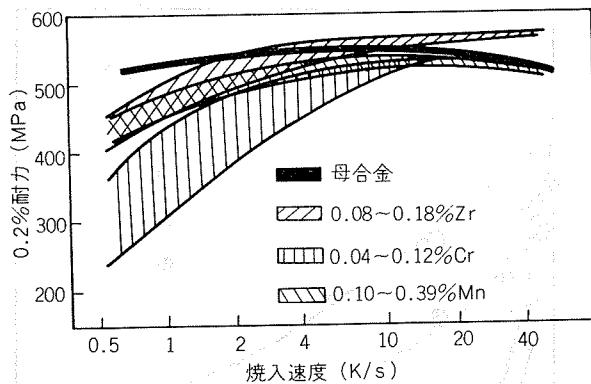


図21 Al-6.7%Zn-2.5%Mg-1.2%Cu系合金の焼入性に  
およばず微量添加元素の影響

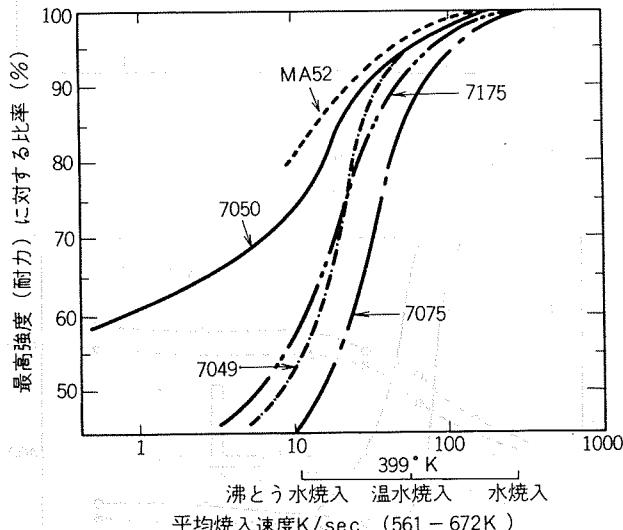


図22 Al-Zn-Mg-Cu系合金の焼入性の比較

が最近では焼入性を改良するためCrに代ってZrの添加が注目されている。例えば大型鋳造品などにおいては焼入歪や焼入残留応力の観点から溶体化温度より急冷できない場合が多い。このような場合には溶体化温度より徐冷する必要があるが、Cr添加合金では強度が著しく低下する欠点がある。図21<sup>29)</sup>にはAl-9.7%Zn-2.5%Mg-1.2%Cu合金にMn, CrおよびZrを各々単独に添加した場合の焼入性について示したが、Zrの添加はそれほど焼入性を低下させないことがわかる。このような特性を応用してCr元素の代わりにZrを添加した7050, 7150, などが開発されている。図22<sup>30)</sup>に各種アルミニウム合金の焼入性の比較を示す。

一般にMn, Cr, Zrなどの遷移元素が添加されると、組織が繊維状ないし微細化されるため焼入中に粒界などに析出を起こし、無添加の合金に比べると焼入性が劣る。なかでもCr元素が焼入性を悪くするのは、673K以上の鋳塊均質化熱処理あるいは熱間加工中に写真2<sup>31)</sup>に示すような微細な化合物(AlMgCr系化合物)が析出し溶体化温度でも固溶せずに存在し、これとマトリックスとの界面misfit surfaceに溶質原子が徐冷中に平衡相( $\eta$ , T相)として優先析出し、その後の時効硬化に寄与せず、このために強度低

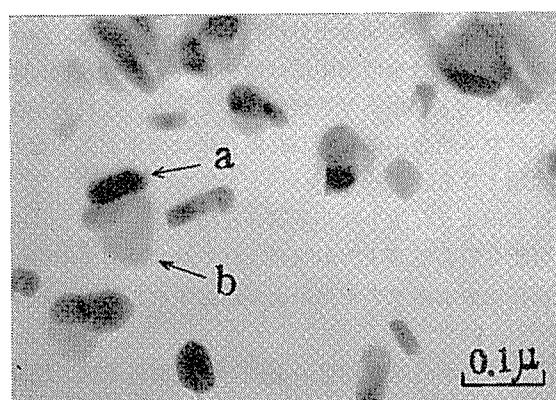
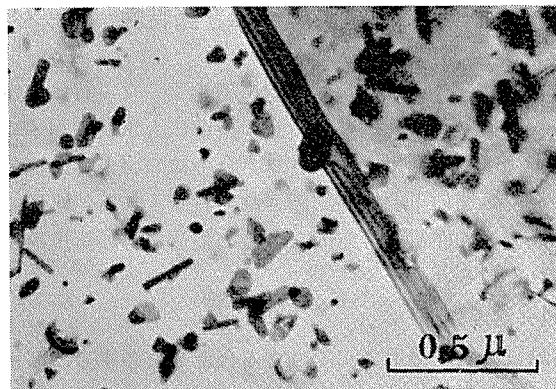


写真2 Al-2.5at%Zn-2at%Mg-0.1at%Cr合金の電顕組織  
(a)  $\eta$ 相 (b) Cr系化合物

下するものと考えられている。

#### 4.4 加工熱処理(TMT)

最近高力アルミニウム合金の強靭化法として加工熱処理法<sup>32)-36)</sup>が注目されている。アルミニウム合金のTMTは大別して2つに分類でき、その1つは特殊な鋳塊処理により等軸微細結晶粒組織にして、主として延性、靭性等の向上をはかるとするITMTであり、もう1つは焼入後に適度な温度で加工と時効を行ない、均一に分布した高密度の転位と均一かつ微細な析出物を導入することにより主として強度の向上をはかるとするFTMTである。

表8<sup>33)</sup>には1例として7075合金のようなAl-Zn-Mg-Cu系合金のTMTを示す。

ITMTによれば7075, 7050等の7XXX系合金の結晶粒を著しく微細化することが可能となる。そのため表9<sup>36)</sup>に示すようにITMT材は通常工程材に比べて強度は同等であるが、伸び、絞り、破壊靭性値 $K_{Ic}$ 等が著しく優れている特徴がある。

FTMTは2XXX系合金の強化法(焼入→冷間加工→時効)としてこれまでにもよく使用されているが、FTMTにより2XXXおよび7XXX系合金の著しい強化が可能でありあわせて疲労強度、靭性、応力腐食割れ性等の改善も可能とされている。図23<sup>37)</sup>にはFTMT処理効果の1例として7075および7178に種々のFTMTを行なった場合の強度と伸びの関係を示したが、顕著な伸びの低下を伴なうことな

表9 ITMTと従来法により製造された7075合金板の諸性能比較

処理プロセス	L 方 向					L T 方 向				
	耐力 (MPa)	引張強さ (MPa)	伸び (%)	断面減少率 (%)	K <sub>IC</sub> (MPa·m <sup>0.5</sup> )	耐力 (MPa)	引張強さ (MPa)	伸び (%)	断面減少率 (%)	K <sub>IC</sub> (MPa·m <sup>0.5</sup> )
(a) T6処理材										
(1) 従来法	526	587	10	14~17	28.1	502	568	9.5	14~16	22.6
(2) FA-ITMT	507	574	18	29.8	30.9	509	572	19.0	35.1	27.9
(3) ISML-ITMT	514	576	17.5	29.4	30.4	508	573	18.2	29.6	33.8
(b) T73処理材										
(1) 従来法	457	528	12	29	34.7	445	516	10.5	20.0	31.0
(2) FA-ITMT	468	528	16.5	48.5	51.3*	458	518	16.0	45.1	44.4*
(3) ISML-ITMT	454	520	16.5	50.0	51.6*	450	513	14.5	38.4	43.5*
(c) FTMT処理材										
(1) FA-ITMT	574	607	13.7	37.4	24.9	561	603	12.2	34.6	22.9
(2) ISML-ITMT	608	630	13.2	28.2	27.9	573	614	11.2	25.2	22.6

\* = K<sub>Q</sub>

表8 Al-Zn-Mg-Cu系合金のTMT

(1) 鋳塊の処理法→(微細な再結晶組織)→韌延性の向上 Intermediate thermomechanical treatment (ITMT)
(I) ISML-ITMT 法 (4 mm 厚板) 部分的均一化処理状態でCrを過飽和固溶体として比較的低い温度で保つこと。 で加工 →再結晶処理←結晶粒成長を防止するためCrをE (Al <sub>95</sub> Cr <sub>5</sub> Mg <sub>3</sub> )として析出 ↓ 均一化処理 ↓ 通常の熱間加工 組織: 等軸微細結晶粒
(II) FA-ITMT 法 (25 mm 厚板) (a) 長時間の溶体化処理でCrを析出させる。 (b) 最初の加工の前にZn, Mg, Cuを時効処理で析出させる。 (c) 加工し再結晶させると微細結晶粒になる。
(2) Final thermomechanical treatment (FTMT)法 溶体化処理 (冷間加工前にG.P.ゾーンを十分成長させ、加工でできた転位) ↓ 焼入 (構造を最終的に安定する) ↓ 室温時効3~7日 ↓ 低温の人工時効…378K ↓ 冷間加工…室温または463K以下で、10~30%加工 ↓ 最終人工時効…378~393K

表10 2024系合金-T4材の機械的性質におよぼす地金純度と素材製造法の影響

合 金	製品形状	テス 方 向	0.2%耐力 (MPa)	引張強さ (MPa)	伸び (%)
2024 普通純度合金	抽 伸 棒	L S T	303 284	480 402	21 4~8
	冷間鍛造材	L S T	304 304	490 461	22 12
2024 高純度合金	抽 伸 棒	L S T	294 294	484 461	22 14
	冷間鍛造材	L S T	300 296	480 461	25 20

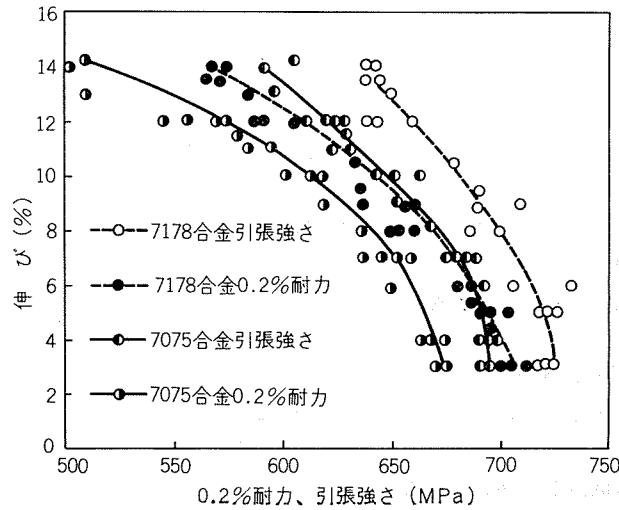


図23 FTMTにより強化した7075および7178合金の強度と伸びの関係

に著しい強化が可能である。このようなTMTについては7XXXおよび2XXX系航空機用アルミニウム合金の性能向上をめざして工業化が進められている。

#### 4.5 等方材料の製造法

一般に高力アルミニウム合金厚板、棒、鍛造材料等においては材料のL方向やLT方向については優れた機械的性質を有する場合でも、ST方向については強度、伸び、韌性等が著しく低いのが通例である。

このような機械的性質の異方性の大きい材料を構造材として使用する場合にはST方向より破壊する場合があるので、用途によっては機械的性質の異方性の小さい材料が必要とされる。表10<sup>38)</sup>には1例として2024系合金T4材の機械的性質におよぼす地金純度と製造法の影響を示す。

2024普通純度合金抽伸棒-T4材の場合にはL方向については優れた機械的性質を有しているが、ST方向の伸びは著しく低い。これに対し抽伸棒-0材に適度な冷間鍛造を行なったT4材の場合にはST方向の伸びはかなり増加し、特にFe, Si等の不純物元素を規制した2024高純度合金

の場合には機械的性質のほぼ等方的な材料を製造することが可能となる。このようなST方向の伸びの改善効果は、Fe, Si等の不純物含有量の規制による合金中の不溶性化合物量の減少、鍛造加工による不溶性化合物の分布の変化、冷間鍛造→焼入処理による結晶粒の微細化等によると考えられる。

ただその製造法から考えて、大型構造用材料への適用は困難であるが、小型部材への適用は可能であり、今後の工業化が期待される。

## 5. 将来の動向

最近の工業技術の著しい進歩とともに、特殊な製造法により従来合金にはみられない優れた性能を有する新材料の開発が進められている。繊維強化アルミニウム複合材、粉末冶金的手法による高力アルミニウム合金あるいは低密度で高弾性率を有するAl-Li-(Mg)系合金などがその代表的なものである。

アルミニウム系の複合材料としては繊維強化型アルミニウム<sup>39)40)</sup>がその代表的なものであり、B, Be, SiO<sub>2</sub>, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, B<sub>4</sub>C, ガラス, カーボン等の繊維による強化材が開発されている。このような繊維強化材は強度、弾性率、疲労抵抗、耐熱性等の改良が著しく、従来合金にみられない優れた性能を有している。図24<sup>40)</sup>に1例として各種の繊維で強化したアルミニウムの高温強度を示したが、繊維強化材は7075-T6やSAPにくらべ高温まで高い強度を維持することができる。このように、繊維強化材については品質面の優秀性はすでに実証されており、量産方式の確立によるコストの低減が今後の重要な課題となっているが、ここ当分の間は高価なため戦闘機への実用化はかなり進んでも、商用機

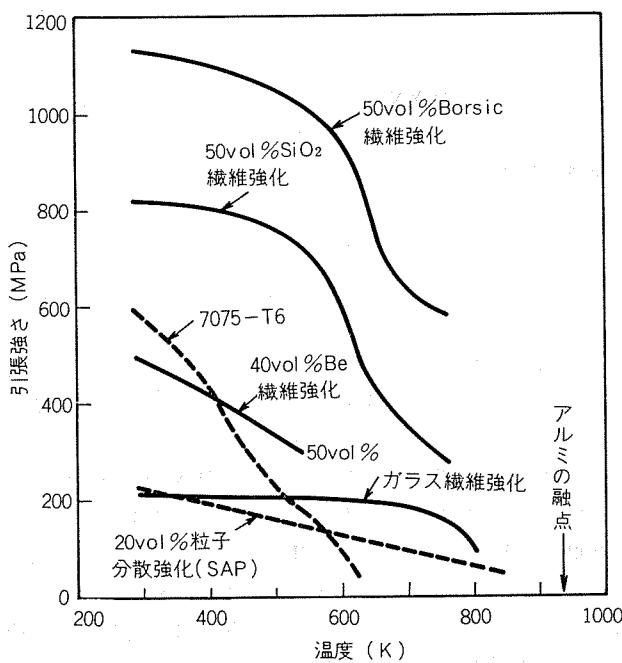


図24 各種の繊維強化アルミニウムの高温引張強さの比較

への実用化は無理と思われる。

従来、粒子分散型アルミニウム合金としてはSAPが代表的なものであるが、近年粉末冶金の手法(P/M法)による高力アルミニウム合金の製造法が開発され、MA66, MA67, MA87<sup>41)</sup>, Al-Li系合金<sup>42)~44)</sup>等の工業化が検討されるとともに、Spray cast(Sprat cool)法<sup>26)</sup>あるいはMechanical alloying法<sup>45)</sup>のような従来にみられない新しい分散型合金の製造法が開発されている。現在最も工業化が進んでいるMA87合金(Al-6.5%Zn-2.4%Mg-1.6%Cu-0.1%Co)は急冷凝固された粉末を素材として製造されるが、使用する粉末の組織が従来法(I/M法)による大型鋳塊の組織にくらべて著しく微細なため、MA87合金の組織はI/M法による高力アルミニウム合金の組織にくらべて極めて微細であるのが特徴である。表11<sup>41)</sup>にはP/M法により製造したMA87合金とI/M法により製造した7075および7050合金の諸性能を比較して示したが、MA87合金は7075合金と同程度の機械的性質と韌性を有し、しかも耐応力腐食割れ性と耐剥離腐食性が著しく優れている。MA87合金に限らず既存の高力アルミニウム合金に対してもP/M法の応用は可能であり、例えばP/M法により製造された2024合金<sup>42)46)</sup>は従来法により製造された材料にくらべて強度や疲労強度が著しく改善されることが報告されている。なお、spray cast法で製造されたアルミニウム合金は耐熱性が優れており、Al-8%Fe系合金<sup>47)</sup>あるいはAl-Fe-Ni系合金<sup>26)</sup>ではSAPあるいはRR58以上の耐熱性を有することが報告されている。

Spray cast法により製造したAl-Fe-Ni系合金は、図25<sup>26)</sup>からも明らかなるごとく、RR58よりもはるかに耐熱性が優れているところから今後の工業化が大いに期待される。

また、航空機構造部材をより一層軽量化するには、既存の航空機用高力アルミニウム合金よりも軽くしかも弾性率の高い合金の開発が望まれる。このような要求に対し、最近リチウム(比重0.53)を添加したAl-Li系高力合金のP/M法(同時にI/M法も)による工業化が検討されている。アルミニウムにリチウムを添加することにより弾性率を著

表11 (P/M)法により製造されたMA87合金と7075および7050合金の諸性能比較

合 金	(P/M) MA87		(I/M) 7075-T6		(I/M) 7075-T7X	
	テス 方向	L	ST	L	ST	L
引張強さ (MPa)	616	552	667	552	627	536
0.2%耐力 (MPa)	587	505	606	481	590	481
伸び (%)	13	11	10	8	14	8
断面減少率 (%)	10	11	13	8	44	10
K <sub>IC</sub> (MN·m <sup>-3/2</sup> )	46.2	24.2	38.5	24.2	51.7	39.6
応力腐食割れ性* (%)						
負荷応力 300 MPa	—	0	—	100	—	100
241 MPa	—	0	—	100	—	67
172 MPa	—	0	—	100	—	0

\* 84日間の交互浸漬試験により割れの発生した試験片の割合

しく改善すると共に密度の低い高強度アルミニウム合金を得ることが可能である。図26に<sup>42)</sup>1例としてAl-Mg系合金の弾性率と比弾性率(弾性率/密度)におよぼすLi添加の効果を示したが、ロッキード社によると最終の目標は、7075-T76性能で比弾性率を30%改良するか、7075-T76の強度を20%改良した性能で比弾性率を20%改良することである。以上、航空機用アルミニウム合金の将来の動向について簡単にまとめてみたが、民間航空機に限って言えば、現在精力的に検討されているDC鋳塊(I/M法)の改良合金が1980

年代の主流であり、その後Al-Li, Al-Fe-Ni系などの粉末合金(P/M法)が徐々に実用化されてくるものと思われる。

## 6. むすび

最近の航空機用アルミニウム合金について、各種文献調査とわれわれの研究結果をまじえてまとめてみた。今後、航空機用アルミニウム合金の研究開発を進める上で読者諸兄のご参考になれば幸いである。

## 文 献

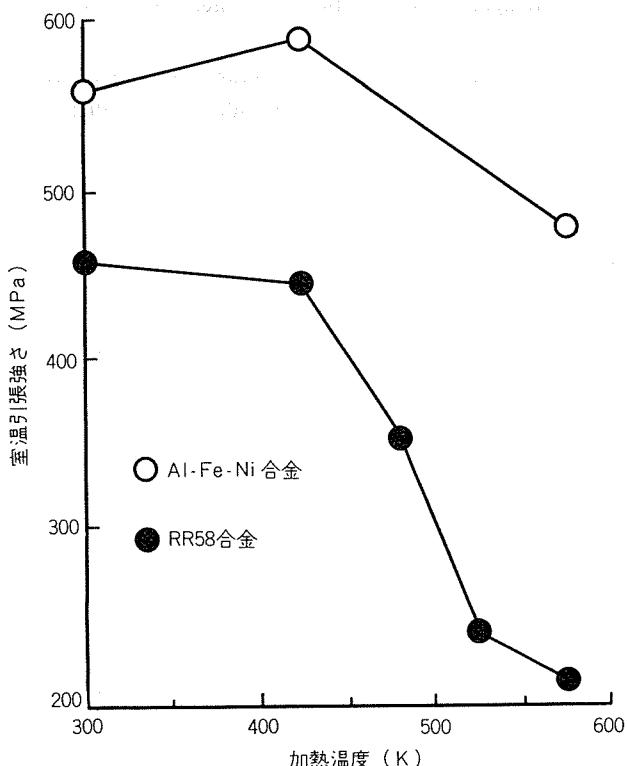


図25 Spray cast 法により製造した Al-Fe-Ni 系合金と RR58 合金の耐熱性比較

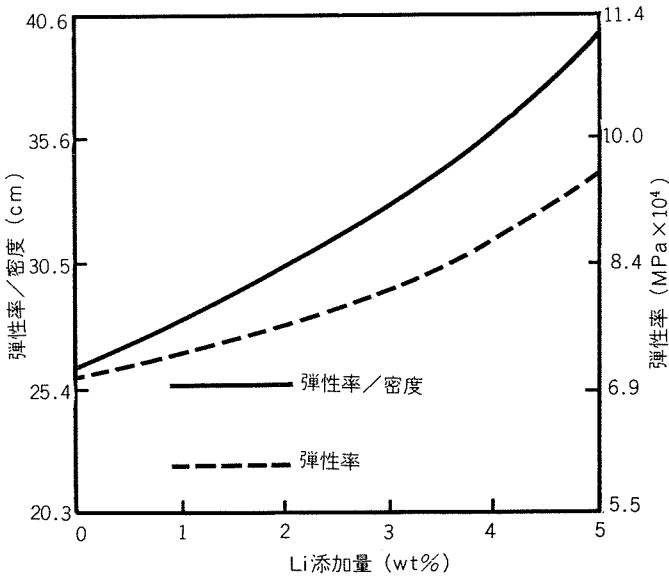


図26 Al-Mg 合金の弾性率と密度の変化における Li 添加の影響

- 1) A. Wilm : Metallurgie, 8 (1911), 225.
- 2) 五十嵐 勇, 北原五郎 : 日本金属学会誌, 3 (1939), 60.
- 3) U.S. Patent, 3198676 (1965).
- 4) J.V. Luhan and T.J. Summerson : Metals Eng. Quart., 10 (1970), 201.
- 5) Alcoa Green Letter : Alcoa Alloy 7050 (1976).
- 6) M. A. Reynolds, P. E. Fitzsimmons and J. G. Harris : Symposium of Aluminium Alloys in the Aircraft Industry, Turin, (1976), 115.
- 7) E. Di Russo and M. Buratti : Symposium of Aluminium Alloys in the Aircraft Industry, Turin, (1976), 115.
- 8) U. S. Patent, 3791880 (1974).
- 9) D.S. Thompson and S.A. Levy : Symposium of Aluminium Alloys in the Aircraft Industry, Turin, (1976), 115.
- 10) J.B. Robinson, F.R. Collins and F.G. Nelson : Metal Progress, 98 (1961), 318.
- 11) D. S. Thompson : Met. Trans., 6A (1975), 671.
- 12) M.O. Speidel : Proceedings of 6th International Conference on Light Metals, Leoben, (1975), 67.
- 13) J.H. Mulherin and H. Rosenthal : Met. Trans., 2 (1971), 427.
- 14) M.V. Hyatt : Symposium of Aluminium Alloy in the Aircraft Industry, Turin, (1976), 31.
- 15) I. Kirman : Met. Trans., 2 (1971), 1761.
- 16) G.T. Hahn and A.R. Rosenfield : Met. Trans., 6A (1975), 653.
- 17) M. Buratti and E. Di Russo : Alluminio, (1979), 31.
- 18) R. J. H. Wanhill : Aluminium, 54 (1978), 455.
- 19) J. T. Staley et al : Aluminium, 53 (1977), 667.
- 20) M. O. Speidel : Met. Trans., 6A (1975), 631.
- 21) Alcoa Green Letter : Alcoa Aluminum Alloy 2219 (1967).
- 22) J. R. Tschudnowsky : Rev. de L'Aluminium, No. 362, (1968), 297.
- 23) A. T. Thomas : 6th International Conference of Light Metals Leoben/Vienna, (1975), 58.
- 24) 杉山禎彦 : 溶接技術, No. 9 (1972), 101.
- 25) 犬丸晋, 吉田政博, 城谷正人 : 本誌, 19 (1978), 112.
- 26) W. C. Rotsell and C. E. Gawthorn : Proceedings of the Second International Extrusion Seminar, 2 (1977), 25.

- 27) S.N. Singh and M.C. Flemings : Trans. TMS-AIME, 245 (1969), 1803.
- 28) 馬場義雄, 宇野照生, 吉田英雄: 未発表。
- 29) D.S. Thompson et al: Met. Trans., 2 (1971), 1149.
- 30) J.T. Staley: Met. Eng. Quart., Nov. (1974), 50.
- 31) 馬場義雄: 本誌, 9 (1968), 240
- 32) F. Ostermann: Met. Trans., 2 (1971), 2897.
- 33) J. Walman, H. Sulinski and H. Markus: Met. Trans., 5 (1974), 573.
- 34) E. Di Russo, M. Conserva, F. Gatto and H. Markus: Met. Trans., 4 (1973), 1133.
- 35) R.J.H. Wanhill and C.F.J.A. Gestel: Aluminium, 54 (1978), 573.
- 36) J. Waldman, H. Sulinski and H. Markus: Symposium of Aluminium Alloys in the Aircraft Industry, Turin, (1976), 105.
- 37) 宇野照生, 馬場義雄: 軽金属, 26 (1976), 347.
- 38) 宇野照生, 馬場義雄: 軽金属, 29 (1979), 360.
- 49) 志村宗昭: 日本金属学会会報, 18 (1979), 271.
- 40) 林毅編: 複合材料工学, 日科技連, (1971), 411.
- 41) J.P. Lyle and W.S. Cebulak: Met. Trans., 6 (1975), 685.
- 42) C.T. Post: Iron Age, July 3 (1978), 41.
- 43) T.H. Sanders and E.S. Balmuth: Metal Progress, March (1978), 32.
- 44) J.T. Staley: Met. Eng. Quart., May (1976), 52.
- 45) J.S. Benjamin and M.J. Bomford: Met. Trans., 8 (1977), 1301.
- 46) M. Lebo and N.J. Grant: Met. Trans., 5 (1974), 1547.
- 47) H. Ahlborn und D. Merz.: Aluminium, 47 (1971), 671, 730.

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS (Title No. R-233)

---

## 塗膜の透水性

関谷仁司\*

## Water Vapor Permeation Through Coatings

by Hitoshi Sekiya

---

住友軽金属工業株式会社技術研究所

# 塗膜の透水性

関谷仁司\*

## Water Vapor Permeation Through Coatings

by Hitoshi Sekiya

### 1. はじめに

アルミニウムに塗装を施す目的の一つは防食性の向上である。腐食は基本的には電気化学的反応であるから、防食性を向上させるためには基材にアノード反応やカソード反応を生じさせないよう、塗膜によって電気回路を遮断することであり、さらには腐食反応を進行させる水や酸素や各種イオンの供給を断つことである。

したがって塗膜に要求される性能の一つは、塗膜が接している水、水蒸気、イオンなどの防食媒に対するパリヤー性である。一般に有機塗膜やプラスチックフィルムは、それらと接するガスやイオンなどを吸収透過し、基材の腐食の原因となることがある。特に高温高湿の気候条件での防食性を考える場合、水の吸収、透過の性質を知ることは塗膜の性能を評価する上で非常に重要となる。

いっぽう、塗膜の耐候性を問題にする場合には、太陽光線による光沢減少、白亜化、クラックなど塗料樹脂表面の劣化と、水の吸収透過に関する塗膜の膨潤、ブリスターの発生、塗膜はく離、さらには金属の腐食といった一連の内部劣化を考える必要がある。しかし、ここでは腐食の主な原因である水、イオンなどの塗膜を通しての透過の性質を論じたいいくつかの文献を紹介し、塗膜の透過性を防食性との関連で考察する。

### 2. 塗膜の透水性

#### 2.1 透水性の理論

塗膜やプラスチックフィルムが気体や水蒸気と接した場合、気体はまずフィルム表面に溶解する。さらに溶解した気体分子は表面層のみにとどまらずに塗膜の樹脂の中を通して移動してゆく。これは濃度勾配に起因する拡散の過程である。さらに拡散した気体はフィルムの反対の低濃度側より蒸発し、拡散は定常流れとなる。このように気体がフィルム中を定常流れで移動する現象を透過といいう。

いま図1に示すように厚さ $\ell$ 、面積Aのフィルムが、水蒸

気圧 $P_1$ および $P_2$ の空間を仕切っている場合を考える。フィルムの高濃度側表面からの距離 $x$ における透過水蒸気の濃度を $C$ とすると、定常状態でフィルムを透過するガスの

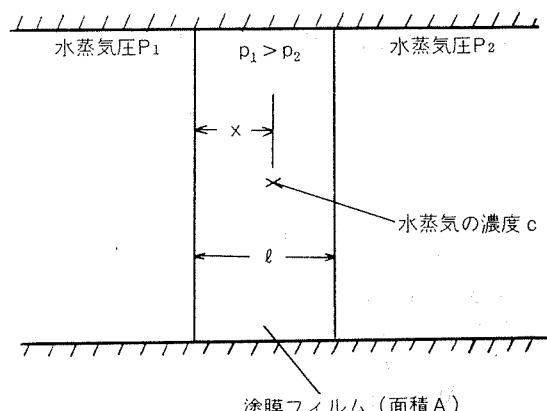


図1 水蒸気の透過

量 $q$ は(1)式のFickの第1法則であらわされる。

$$q = -D \frac{dC}{dx} \quad \dots\dots(1)$$

ここで $q$ は単位時間、単位面積あたりの水蒸気の透過速度で定常状態では定数である。また $D$ は拡散係数である。

定常状態での透過ではフィルム中の濃度勾配は直線的であるから(1)式は2つの濃度間で積分できる。

$$\int_0^l q dx = -D \int_{c_1}^{c_2} dC \quad \dots\dots(2)$$

したがって、

$$q = \frac{D(c_1 - c_2)}{l} \quad \dots\dots(3)$$

が求まる。フィルム表面での気体の濃度 $c_1$ 、 $c_2$ はHenryの法則 $c = Sp$  ( $S$ は皮膜中への気体の溶解係数)によって気体の分圧であらわされる。すなわち

$$q = \frac{DS(p_1 - p_2)}{l} \quad \dots\dots(4)$$

透過係数 $P$ は、拡散係数 $D$ と溶解係数 $S$ の積すなわち、 $P = D \cdot S$ としてあらわされる。したがって(4)式より透過係数

\*技術研究所

数Pは次のようにあらわされる。

$$P = \frac{q \cdot l}{p_1 - p_2} \quad \dots \dots (5)$$

次に拡散係数Dおよび溶解係数Sの温度依存性は、次のArrhenius型の関係式であらわされる。

$$S = S_0 \exp(-\Delta H_s/RT) \quad \dots \dots (6)$$

$$D = D_0 \exp(-E_D/RT) \quad \dots \dots (7)$$

ここで $S_0$ ,  $D_0$ は濃度ゼロに外挿したときのS, Dの値,  $\Delta H_s$ は溶解熱,  $E_D$ は拡散の活性化エネルギー, Rは気体定数, Tは絶対温度をあらわす。

従って  $P = D \cdot S$  より

$$P = P_0 \exp(-E_D/RT) \quad \dots \dots (8)$$

ここに  $E_D = \Delta H_s + E_D$  で透過のみかけの活性化エネルギーをあらわしている。

## 2.2 透湿度とその測定方法

時間tに塗膜を通して透過する水蒸気の量 $q'$ は実験によって測定できる値であり、次式によってあらわされる。

$$q' = \frac{P(P_1 - P_2)At}{l} \quad \dots \dots (9)$$

ここにPは透過係数,  $P_1, P_2$ は水蒸気圧, A, lはフィルムの面積, 厚さ, tは透過時間である。

一般にフィルムの水蒸気の透過の性質は透湿度Qとよばれる数値であらわされる。これは単位時間、単位面積当たりの水蒸気の透過量で、次式であらわされる。

$$Q = \frac{q'}{At} = \frac{P(p_1 - p_2)}{l} \quad \dots \dots (10)$$

ここで透過係数Pは、単位水蒸気分圧における単位面積、単位時間当たりの水蒸気透過量で次式であらわされる。

$$P = \frac{q' l}{At(p_1 - p_2)} \quad \dots \dots (11)$$

それぞれの単位は次のとおりである。

$$\begin{cases} q' [g] \\ Q [g \cdot cm^{-2} \cdot sec^{-1}] JIS では [g \cdot m^{-2} \cdot (24hr)^{-1}] \\ P [g \cdot cm^{-1} \cdot sec^{-1} \cdot mmHg^{-1}] \end{cases}$$

透湿度の測定方法については、JIS Z-0208に透湿度カップによる方法が規定されている。図2に示すように、乾燥剤を入れた透湿度カップにフィルムを固定し、湿度90±2%, 温度40±1°Cの恒温恒湿槽に入れ、適当な時間(24時間程度)毎にカップを取り出して秤量し、カップの増量が一定になるまで、すなわち水蒸気の透過が定常状態になる

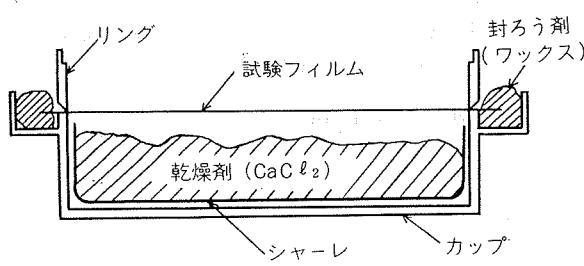


図2 透湿度カップ

燥剤を入れた透湿度カップにフィルムを固定し、湿度90±2%, 温度40±1°Cの恒温恒湿槽に入れ、適当な時間(24時間程度)毎にカップを取り出して秤量し、カップの増量が一定になるまで、すなわち水蒸気の透過が定常状態になる

まで続ける。最終の增量より、次式により透湿度を計算する。

$$Q = \frac{240 q'}{tA} \quad \dots \dots (12)$$

ここで、Q : 透湿度  $[g/m^2 \cdot 24hr]$

A : フィルムの面積  $[cm^2]$

t : 最終の秤量間隙  $[hr]$

$q'$  : t時間でのカップの増量  $[mg]$

である。

## 2.3 吸湿性

塗膜の表面に水分が付着したり、ある湿度の大気にさらされる場合、水分子は塗膜の内部まで侵入し、そこに溶解した状態で存在する。この現象を吸湿あるいは吸水とよぶ。単位時間に吸収される水の量は最初急激であるが、徐々に減少し、ついには平衡状態に達する。逆に塗膜中の水分が大気中に逃げてゆく現象を脱湿とよぶ。

岸本<sup>1)</sup>は無定形高分子に対する水分の拡散はFick型の拡散であり、初期の吸水においては吸水量は時間の平方根に比例する事を示している。

長谷川<sup>2)</sup>はアルミニウム押出材に熱硬化性アクリル樹脂を塗装し、水に浸漬した場合の吸水量を重量法で測定し、初期吸水量は浸漬時間の平方根に比例する事を確認し、さらにFick型の拡散を前提として拡散係数Dは  $6.07 \times 10^{-11} cm^2/sec$  としている。

Anzur<sup>3)</sup>らは、エマルジョン塗膜の吸水性に及ぼす塗料乾燥時間、エマルジョン粒径の影響を同様の浸漬法で測定した。図3に示すように乾燥時間が長くなるに従って吸水量は減少する事、さらにエマルジョン塗料の粒径が小さいほど吸水量が少なくなる事を確認している。

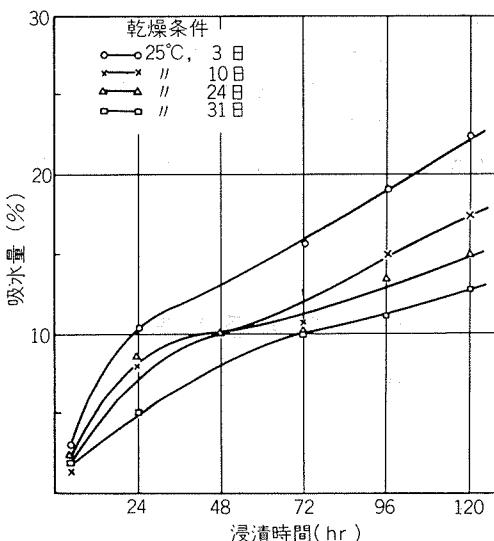
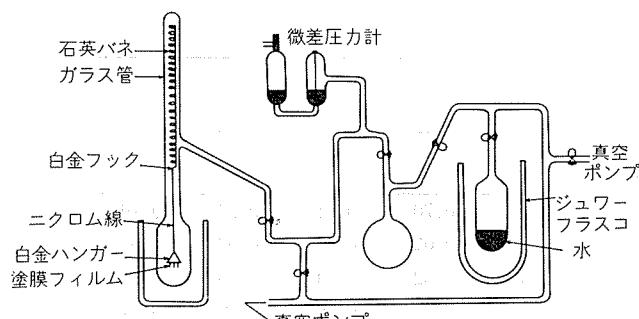


図3 エマルジョン塗料の乾燥時間と吸水性<sup>3)</sup>

一般に塗膜の吸湿性は、塗膜を構成する高分子の極性基の存在に大きく影響されるが、この試験結果は塗膜中の孔の存在による毛管凝結によるものと思われ、エマルジョン

塗料などでは、乾燥条件、エマルジョン粒径が吸水性に大きく影響を与えることを示している。

各種の塗膜の吸湿性に及ぼす温度と湿度の影響について Yaseen<sup>4)</sup>らは表1に示す14種の塗膜に対して実験している。ここでは塗膜に対する水蒸気の吸収量を測定し、溶解度係数Sを求めている。測定には図4に示す装置を使い、ばね秤法<sup>5)6)</sup>で行なわれ、所定の温度湿度の組合せのもとに測定された。

図4 水蒸気吸収量測定装置<sup>4)</sup>

試験結果を表2に示す。この結果から次の事がわかる。

- 1) 吸水量は湿度が高くなるに従い直線的に増加する。
- 2) 湿度を一定にし温度を上昇させた場合、吸水量はほとんど増加しない。
- 3) 吸水量は塗料樹脂の種類によって異なり、顔料のないビニル(No. 7)が最も低い数値を示している。

溶解係数Sは、表2の吸水量を水蒸気圧で割る事により得られる。溶解係数は、温度の増加とともに減少し、相対湿度に比例して増加する事がわかる。

一般に強い極性基の密度の高い高分子は水分子を吸収しやすく、吸収した水分子と安定な状態に達する。このような親水性高分子では吸水量の増加とともに極性基間の水素結合が切れセグメント運動の自由度が増し、吸水量がさらに増えるものと考えられる。

#### 2.4 水蒸気透過性

各種の塗膜の水蒸気透過性に及ぼす温度と湿度の影響について Yaseen<sup>4)</sup>らは表1に示す塗膜に対して実験している。表2より得られる溶解係数S、この実験より得られる透過係数Pおよび拡散係数Dを計算し、各種塗膜の水蒸気透過性を考察している。

表1 試験塗料の組成と乾燥条件<sup>4)</sup>

No.	塗料	配合	(wt)	着色	乾燥
1	ラッカー 1	Alkydal R35W Resydrol WM501	168 37	クリヤー	130°C, 30分
2	"	"	"	着色	"
3	ラッカー 2	Maprenal WL (メラミン樹脂) Resydrol VVY23	27 89	クリヤー	150°C, 30分
4	"	"	"	着色	"
5	NC ラッカー	NC E510 clried (ニトロセルローズ) Castor Oil Diocetylphthalate	120 28 72	クリヤー	—
6	"	"	"	着色	—
7	ビニルラッカー	Vinylite VYHH	—	クリヤー	50°C, 24時間
8	"	"	—	着色	"
9	アルキド-メラミン	Alkydal F251 Meprenal NPX (メラミン樹脂)	512 216	クリヤー	140°C, 30分
10	"	"	"	着色	"
11	ラッカー 3	Alkyd L52 Cellulose nitrate	50 50	クリヤー	風乾
12	"	"	"	ミクロボイド	"
13	ラッカー 4	Alkynol 1363W Resydrol WM501	130 30	—	130°C, 30分
14	電着塗装			—	—

着色は  $TiO_2$  顔料 (RN 57 rutile) を使用。

実験は透湿度カップの中に乾燥剤または水を入れ、そのカップを50%の湿度中に放置して行なわれた。乾燥剤を入れたものは湿度0/50%のDry Cup, 水を入れたものは50/100%のWet Cupである。透湿度Qおよび水蒸気透過係数Pの試験結果を表3, 表4に示す。

透湿度について次のことが言える。

- 相対湿度の差はDry, Wetで同じにもかかわらず、Wet Cupの方が、透湿度・透過係数ともに高い。すなわち

潤湿状態においてフィルムは水をより通しやすい。

2) 領料で着色したフィルムはDry Cupではクリヤーより水を透過しにくいのに対してWetでは逆に通しやすい。

3) 温度の増加に伴って透過係数は増加する。

計算で求めた透過係数Pおよび溶解係数Sから、拡散係数Dを  $D = P \cdot S$  より求めた。23°CにおけるDryおよびWet Cupにおける拡散係数を表4の最後の欄に示す。この結果は、湿度の拡散係数に与える影響はクリヤー塗膜において

表2 吸水性に及ぼす湿度、湿度の影響<sup>4)</sup>

No.	温度(℃) 湿度(%)	吸水量 (重量増 %)					50%			
		50	65	80	94.5	98.5				
1	0.71	1.02	1.40	1.87	1.99	0.66	0.70	0.71	0.73	0.76
2	0.63	1.00	1.51	2.22	2.44	0.61	0.62	0.63	0.63	0.64
3	0.64	0.91	1.27	1.67	1.80	0.60	0.62	0.64	0.65	0.67
4	0.56	0.84	1.20	1.62	1.74	0.54	0.54	0.56	0.59	0.61
5	0.47	0.72	0.98	1.28	1.40	0.45	0.46	0.47	0.51	0.53
6	0.30	0.41	0.53	0.66	0.72	0.28	0.28	0.30	0.34	0.36
7	0.10	0.14	0.19	0.25	0.27	0.10	0.10	0.10	0.12	0.13
8	0.51	0.71	0.95	1.21	1.30	0.47	0.49	0.51	0.53	0.55
9	0.51	0.76	1.06	1.51	1.63	0.49	0.49	0.51	0.53	0.55
10	0.39	0.56	0.77	1.02	1.08	0.38	0.38	0.39	0.43	0.47
11	0.68	0.90	1.14	1.45	1.55	0.65	0.67	0.68	0.69	0.70
12	0.69	0.93	1.19	1.47	1.57	0.65	0.67	0.69	0.70	0.01
13	1.18	1.69	2.31	3.02	3.23	1.11	1.12	1.18	1.22	1.27
14	0.99	1.36	1.77	2.21	2.40	0.96	0.97	0.99	1.01	1.03
水蒸気圧 (mmHg)	10.55	13.71	16.88	19.94	20.78	5.16	7.36	10.53	14.42	19.84

水蒸気圧は化学便覧より計算

表4 透過係数に及ぼす湿度、湿度の影響<sup>4)</sup>

No.	ドライーカップ (0-50%RH)				ウェットーカップ (50-100%RH)				拡散係数 D		
	P × 10 <sup>12</sup> g/cm/sec/mmHg		透過の活性化エネルギー Kcal/mole	23°C 30°C 40°C	P × 10 <sup>12</sup> g/cm/sec/mmHg		透過の活性化エネルギー Kcal/mole	23°C 30°C 40°C	D × 10 <sup>18</sup> cm <sup>2</sup> /sec	ドライ カップ	ウェット カップ
	23°C	30°C			Kcal/mole	23°C					
1.	6.30	7.45	9.05	3.92		8.38	12.06	15.17	6.43	0.75	0.71
2.	6.15	6.95	8.56	3.58		19.17	23.31	29.16	4.54	0.63	0.99
3.	32.41	36.05	40.20	2.33		45.58	58.88	65.50	3.93	4.59	4.51
4.	21.37	23.90	27.76	2.84		42.25	47.83	56.37	3.12	2.59	3.25
5.	15.82	17.60	20.27	2.68		22.86	27.86	36.23	4.99	2.84	2.73
6.	16.37	18.86	21.43	2.91		26.20	32.76	36.89	3.71	3.46	4.58
7.	6.87	6.87	7.32	0.69		8.74	8.47	9.71	1.14	5.63	5.50
8.	5.54	5.61	5.78	0.46		10.92	12.93	13.24	2.08	0.68	1.03
9.	8.97	10.80	13.47	4.62		14.67	18.77	26.25	6.30	1.51	1.55
10.	7.76	9.48	11.71	4.46		11.48	16.59	20.71	6.39	1.27	1.34
11.	7.92	10.62	12.00	4.50		11.35	15.51	20.60	6.30	0.97	1.17
12.	89.90	97.16	123.00	3.40		137.67	148.67	212.75	4.74	19.13	25.03
13.	19.71	23.91	28.22	3.91		26.03	37.05	50.06	7.08	1.40	1.34
14.	4.18	4.84	6.17	4.21		8.85	11.86	17.24	7.22	0.34	0.59

表3 透湿度に及ぼす湿度・温度の影響<sup>4)</sup>

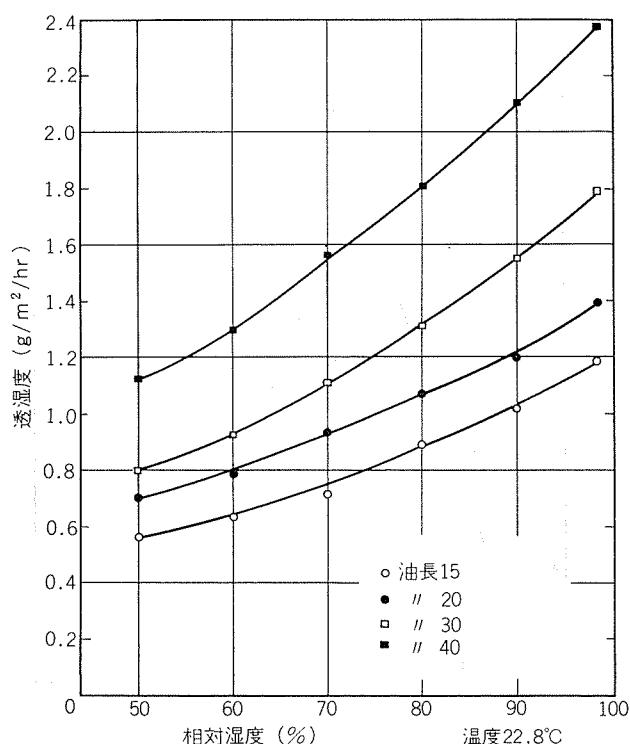
No.	透湿度 (g/m <sup>2</sup> /hr)					
	ドライーカップ (0-50% RH)			ウェットーカップ (50-100% RH)		
	23°C	30°C	40°C	23°C	30°C	40°C
1.	0.96	1.71	3.60	1.27	2.76	6.04
2.	0.93	1.59	3.41	2.91	5.34	11.62
3.	4.92	8.26	16.01	6.91	13.49	26.08
4.	3.24	5.48	11.06	6.41	10.96	22.46
5.	2.40	4.03	8.08	3.47	6.38	14.43
6.	2.48	4.28	8.54	3.97	7.51	14.70
7.	1.04	1.58	2.92	1.33	1.94	3.87
8.	0.89	1.29	2.30	1.66	2.96	5.27
9.	1.33	2.48	5.37	2.23	4.30	10.46
10.	1.18	2.17	4.67	1.74	3.80	8.25
11.	1.20	2.43	4.80	1.72	3.55	8.24
12.	13.61	22.00	49.17	20.86	34.02	85.50
13.	2.99	5.48	11.24	3.95	8.49	19.94
14.	0.63	1.11	2.46	1.34	2.72	6.87

フィルム厚さ 25μ

少なく、顔料着色塗膜では大きい。

Yaseen, Ashton<sup>7)</sup>はフェノール樹脂およびアルキッド樹脂の顔料に対し、その変性油のタイプ、油長（脂肪酸の含有量）を種々変えたクリヤー塗膜の水蒸気透過性を測定した。データの一例としてフェノール樹脂の油長が透過性に及ぼす影響を図5に示す。

以上の試験結果は塗膜の透水性について次の事を示して

図5 各種油長フェノール樹脂の透湿度<sup>7)</sup>

いる。

高湿度における透過係数の増加は、塗膜中に吸収された水の量に直接関係し、吸収された水が水蒸気の透過をさらに促進する。一般に拡散係数の濃度依存性は無定形高分子中の溶媒の透過性では常にみられる。疎水性高分子では拡散係数Dは一定であるが、親水性高分子になると水蒸気圧が増えるに従って透過係数、拡散係数とも増加する。

一方顔料着色塗膜の場合には別の面から考察しなければならない。高分子一顔料の接着が良好で顔料と水分子が反応を起こさない場合は透過は高分子の中を通って起こるであろう。ところが接着が弱い場合あるいは顔料濃度が限度を越すと空孔が生成し<sup>8)</sup> 透過は速くなる。そして吸収した水分子と顔料の相互作用により空孔は増加するものと考えられる。

ポリ塩化ビニルでは可塑剤の添加量の増加とともに透過係数が増加する事は良く知られている<sup>9)</sup>。この現象は可塑剤の増加により高分子鎖の易動度が増えることに原因する。同様にアルキッド樹脂塗料などのように各種の油で変性し軟らかくする場合には当然水蒸気透過性は増加する。

### 3. 塗膜の透水性と耐食性

塗膜の耐食性を評価するために長期暴露試験のかわりに塩水噴霧試験、キャス試験、耐湿度試験（ブリスター ボックス）などの短期試験が行われている。金属表面でのアノード反応やカソード反応を抑制する働きをする塗膜の防食性を、水・酸素・各種イオンの透過性によって評価するために Haagen<sup>10)</sup>らは、鉄基材に対する各種塗膜の耐食性を調べ、次のような結論に達している。

1) 塗膜を通しての水の透過量は、腐食に必要な水の量より十分多く、腐食の律速段階とはならない。そして水の吸収は塗膜の付着力を著しく低下させる。（図6）ただ、塗膜への機械的応力や損傷がなければ付着力の低下は直接的な腐食には結びつかない。

2) 酸素の透過量は、腐食に必要な量に対して概して少なく、その透過量は塗料の種類・厚さ・乾燥条件により異

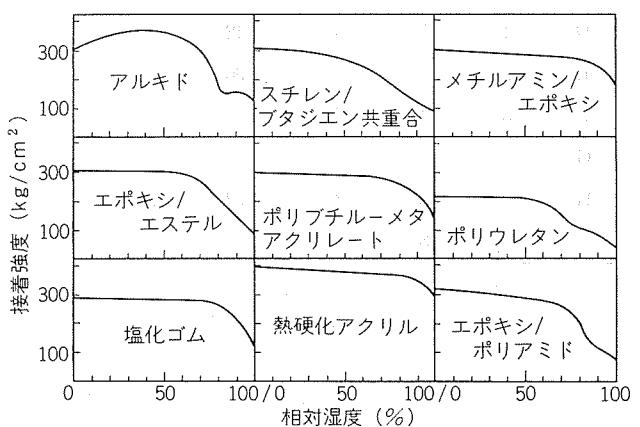
図6 塗膜密着性に及ぼす湿度の影響<sup>10)</sup>

表5 透湿度に及ぼす顔料の影響<sup>11)</sup>

記号	塗 料	クリヤー		不活性顔料		防 鋸 顔 料	
		膜厚	透湿度Q	膜厚	透湿度Q	膜厚	透湿度Q
A	酢酸ビニル／アクリル	16	—	10	17.40	12	7.62
B	ア ク リ ル	19	—	10	10.02	12	6.30
C	アクリル酸スチレン	18	3.14	11	5.14	12	3.12
D	ア ク リ ル	19	3.58	11	6.36	11	5.17
E	アクリル酸スチレン	18	—	11	7.92	12	5.12
F	塩化ビニリデン	14	2.20	11	3.07	11	2.43
G	〃	14	0.03	—	—	—	—
H	塩化ビニル／エチレン	17	0.55	11	1.39	11	0.89
I	アクリル酸スチレン	15	—	10	5.32	10	4.48

膜厚 :  $\mu$  透湿度Q :  $\text{g}/\text{m}^2/\text{hr}$ 

なる。

3) イオンの透過性について検討した結果、クリヤー塗膜の場合は、 $\text{Cl}^-$ ,  $\text{OH}^-$ ,  $\text{SO}_4^{2-}$  の透過は少ない。だから実際の腐食についてはこれらのイオンの透過ではなくあらかじめ金属表面に存在していた「汚れ」が主な原因となると推測している。防食顔料を使う目的は界面に存在するイオンを「中和」することである。

いっぽう、J. Paint Tec.<sup>11)</sup> の報告で各種の水系塗料の、クリヤーおよび防食顔料で着色した塗膜の透過性と防食性の関係を調じている。表5に、測定した塗料および着色顔料の組合せと透湿度の測定値を示す。さらに同じ塗料で耐湿試験および塩水噴霧試験を行った。試験結果を表6に示す。

表6 耐湿試験・塩水噴霧試験に及ぼす顔料の効果<sup>11)</sup>

記号	耐 湿 試 験			塩水噴霧試験		
	クリヤー	不活性顔料	防 銅 顔 料	クリヤー	不活性顔料	防 銅 顔 料
A	0	1	3	48	24	128
B	6	6	6	192	450	450
C	8	4	8	72	24	394
D	4	5	6	48	48	394
E	5	5	7	96	48	450
F	3	4	5	24	24	220
G	2	0	0	192	120	127
H	0	3	2	72	24	340
I	8	8	5	24	24	48

耐湿試験 : 10 (best) ~ 0 (poorest)

塩水噴霧試験 : 腐食発生までの時間 (hr)

ここで使用した顔料は、不活性顔料としては $\text{TiO}_2$ 、防食顔料としてはシリコーコロム酸鉛である。

試験結果から、防食性に関して次の結論を得た。

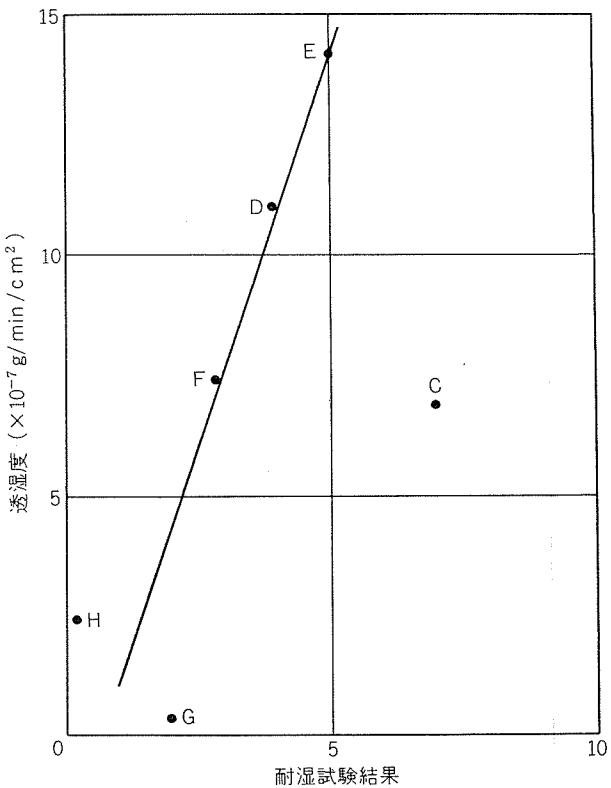
1) 透湿度において不活性顔料で着色した塗膜がやや高い数値を示す。

2) 耐湿試験では不活性顔料と防食顔料の間で防食性の差は認められない。

3) 塩水噴霧試験において防食顔料は不活性顔料に比べ明らかに優れた防食効果を示す。不活性顔料はクリヤーの場合よりも結果が悪い。

4) 塩水噴霧試験と耐湿試験の結果には相関性はない。

さらに図7に示すように乾湿サイクル試験結果と透水性を比べ、透水性の高い塗膜は耐湿サイクル試験の結果が良い。

図7 透湿度と耐湿試験の相関性<sup>11)</sup>

好である事を確認した。さらにトップコートの防食効果については透水性の低いトップコートの系は耐食性が悪いという結果がでている。

以上の結果は一たん吸水した塗膜中の水分は、その後の乾燥の過程で速やかに蒸発する事が耐食性にとって重要であることを示している。

#### 4. イオンの透過性

塗膜下の金属腐食は電気化学的な作用によって進行する。塗膜の電気抵抗はこの腐食電流の大きさを決める要因として重要である。一般に塗膜内へのイオンの透過は塗膜抵抗を低下させ腐食電流を増大させる。

ここに塗膜の防食性にとって透水性と同様重要なイオン透過性に関する興味ある文献をいくつか紹介する。

Mayne<sup>12)</sup>は塗膜の直流抵抗値の経時変化を研究し塗膜のイオン交換過程で透過機構を説明している。すなわち塗装板を塩溶液に浸漬した場合吸水に関係する第1段階と、イオン交換過程に関係する第2段階の抵抗値変化を認めている。後者については塗膜中にカルボキシル基などがあると



のようなイオン交換が起こり、イオンはこのような基のある場所を次々と移動してゆく。

Malik<sup>13)</sup>らは、3種類のアルキッド樹脂と5種類の着色顔料を組合せた塗膜のイオン交換容量を測定している。塗料はガラス板および鋼板に塗装され、3週間常温乾燥された後、200~800時間塩水噴霧試験をし、Ulfavarson and

Khullar<sup>14)</sup>の方法でイオン交換容量を測定している。試験データを表7および図8に示す。

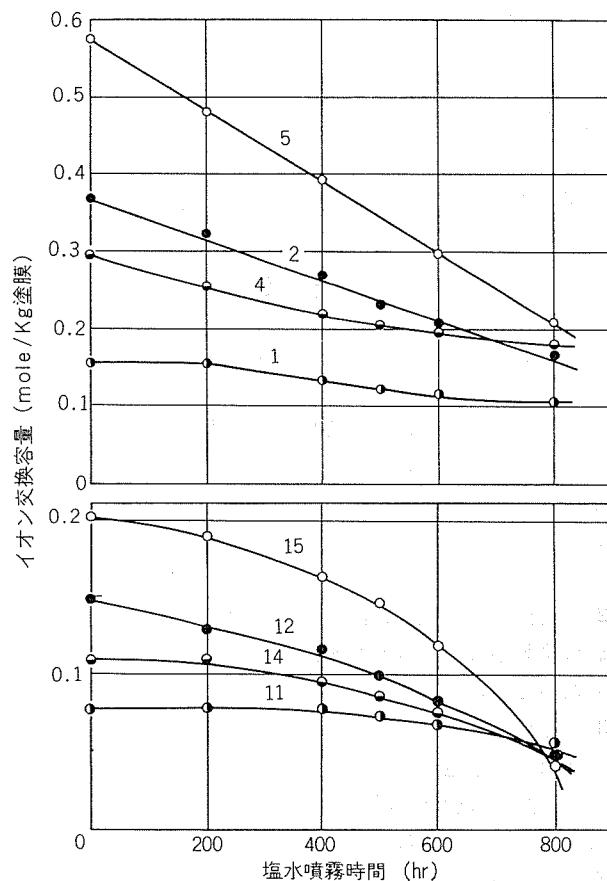


図8 塩水噴霧による塗膜のイオン交換容量の変化<sup>13)</sup>

表7 塩水噴霧試験後のイオン交換容量<sup>13)</sup>

アルキド 塗 料	顔 料	No.	イオン交換容量 mole/kg(塗膜)						防食効果 (10~1)
			0	200	400	500	600	800	
A	(クリヤー)	A	0.74	0.57	0.40	0.33	0.25	0.07	3
	Red lead	1	0.15	0.15	0.14	0.13	0.12	0.10	7
	TiO <sub>2</sub>	2	0.36	0.31	0.25	0.23	0.19	0.14	3
	ZnCrO <sub>4</sub>	3	—	—	—	—	—	—	9
	Cr-Mn Oxide	4	0.28	0.24	0.21	0.21	0.18	0.15	3
	Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	5	0.56	0.46	0.37	0.34	0.27	0.19	2
B	(クリヤー)	B	0.52	0.43	0.34	0.30	0.24	0.14	5
	Red lead	6	0.08	0.08	0.08	0.07	0.06	0.04	9
	TiO <sub>2</sub>	7	0.24	0.22	0.20	0.19	0.15	0.10	5
	ZnCrO <sub>4</sub>	8	—	—	—	—	—	—	10
	Cr-Mn Oxide	9	0.20	0.19	0.18	0.18	0.16	0.12	6
	Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	10	0.34	0.28	0.23	0.21	0.17	0.11	3
C	(クリヤー)	C	0.38	0.32	0.28	0.24	0.21	0.16	7
	Red lead	11	0.08	0.08	0.08	0.08	0.07	0.05	9
	TiO <sub>2</sub>	12	0.14	0.13	0.12	0.11	0.09	0.04	5
	ZnCrO <sub>4</sub>	13	—	—	—	—	—	—	10
	Cr-Mn Oxide	14	0.11	0.11	0.10	0.09	0.08	0.04	7
	Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	15	0.20	0.19	0.16	0.14	0.12	0.03	4

塩水噴霧条件 : 0.1M NaCl, 50±1°C, PH 6.0

イオン交換容量の経時変化は吸収したイオンの量にも比例し鋼板の腐食の結果と対応するとしている。

Ulfvarson<sup>15)</sup>らは、各種塗料と顔料の組合せの塗膜のイオン交換容量と防食性の相関について解析した。そしてクリヤー塗膜ではイオン交換容量と防食性に良い相関性はあるが顔料着色した塗膜では相関が得られず、これはイオン交換基から遊離した酸を塩基性顔料が中和し、見かけの交換容量を小さくしていることをその理由としている。

## 5. あとがき

塩水噴霧試験や屋外にさらした塗装板について我々が経験する腐食やブリストーの現象を透水性の点から考察してきた。塗膜の耐食性に影響を与える要因としての温度、湿度、塗料の樹脂組成物、顔料などがどのように影響するかを以下にまとめてみたい。

- 1) 塗膜の吸湿性は温度より湿度の影響を強くうける。この傾向は極性基をもつ樹脂でさらにはっきりしてくる。
- 2) 透湿度は、温度、湿度が高くなるに従って高くなる。これは塗膜中に吸収された水が水分子の透過をさらに促進するためである。
- 3) 顔料添加は一般に透湿度を増す。これは水と顔料の相互作用による空孔の生成と関係している。
- 4) 透湿度は樹脂組成だけでなく可塑剤、変性油の種類、量などにも影響される。さらにはエマルジョン塗料などのように塗料の硬化・乾燥条件にも影響される。
- 5) 防食顔料は耐湿試験で一般的の顔料と差は認められないが、塩水噴霧試験ではっきりした効果を示す。
- 6) 乾湿サイクル試験では透水性の高い塗膜の方が結果が良好である。

アルミニウムの用途が広がるとともに塗装も広く使われるようになり、塗膜の防食性の向上は大きな課題となっている。この際使用環境、腐食要因等を十分考慮し、塗料、顔料の選定、さらには乾燥条件等にも十分考慮をはらう必要がある。

また塗装に限らず、食品包装材に使用されるラミネート加工箔などの諸性能を考察する場合にも透過性の点からの検討が特に重要であろう。

## 文 献

- 1) 岸本 昭: 色材, 39 (12) (1966), 636.
- 2) 長谷川義文: 本誌, 18-1 (1977), 49.
- 3) I. Anzur, U. Osredkar and I. Vizovišek: J. Oil Col. Chem. Assoc. 57 (1974), 170.
- 4) M. Yaseen and W. Funke: J. Oil Col. Chem. Assoc. 61 (1978), 284.
- 5) 矢野 泰: 日化, 76 (1955), 668.
- 6) S. Prager and F. Long: J. Am. Chem. Soc. 75 (1951), 2742.
- 7) M. Yassen and H.E. Ashton: J. Coat. Tech. 50-645 (1978), 50.
- 8) P. Kresse: Farbe Lack, 76 (1970), 1099.
- 9) R.M. Barrer: Polymer, 8 (1967), 321.
- 10) H. Haagen and S.W. Funke: J. Oil Chem. Assoc. 58 (1975), 359.
- 11) Committee report: J. Paint Tech. 47 (1975), 80.
- 12) J. E.O. Mayne: Off. Dig. 34 (1962), 972.
- 13) W.U. Malik and L. Aggarwal: J. Oil Col. Chem. Assoc. 57 (1974), 131.
- 14) U. Ulfvarson, M.L. Khnillar and E. Whallin: J. Oil Col. Chem. Assoc. 50 (1967), 254.
- 15) U. Ulfvarson: J. Oil Col. Chem. Assoc. 54 (1971), 604.

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS (Title No. R-234)

## ボディシート用アルミニウム合金のへム性\*

斎藤莞爾\*\*

## Hem Formability of Aluminum Body Sheet Alloys

by Kanji Saito

住友軽金属工業株式会社技術研究所

# ボディシート用アルミニウム合金のヘム性\*

斎藤莞爾\*\*

## Hem Formability of Aluminum Body Sheet Alloys

by Kanji Saito

### 1. 緒言

燃費低減を目的とした自動車の軽量化が自動車メーカー各社で進められている。アルミニウム合金を使用した軽量化もそうした試みの一つである。本解説ではアルミニウム合金を使用した場合の製造上の問題点の一つであるアウターパネルとインナーパネルの接合性(ヘム性)について述べる。このようなヘム性は鋼の場合には全く問題にならなかったが、アルミ化が検討され始めた時からアウターパネル用ボディシート用材料に必須の材料特性として注目され始めた<sup>1)</sup>。アルミニウム合金の場合も鉄と同じヘム形式(フラットヘム)を採用することが外観上あるいは機能上望ましいが、アルミニウム合金の場合には合金の種類によっては不可能なものがあり、そのような場合にはロープトヘムといったアルミ独自のヘム形式を取ることが必要とされている<sup>2)</sup>。そこでフラットヘムが不可能とされる強度の高いアルミ合金でもフラットヘムが可能となるようヘム加工法の検討を加えた。検討の結果はダウンフランジ工程におけるコーナーRの適当な選択によってフラットヘム形式を取ることが可能となったのでこれについて解説する。

### 2. 実験内容

#### 2.1 ヘム加工部概略

図1はアウターパネルとインナーパネルが接合されている鋼製フードを示す。

A-A断面はアウターパネルとインナーパネルがアセンブリーされているフードの断面を示し、B断面はアウターパネルとインナーパネルの接合(ヘム接合)状態を拡大したものである。このヘム形式をフラットヘムと言う。

図2のヘム形式はアルミ独自のヘム形式で、ロープトヘムと呼び、外国のアルミ合金製フードにはこのヘム形式が採用されている<sup>3)</sup>。

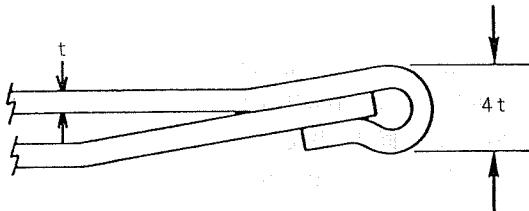


図2 ロープトヘム

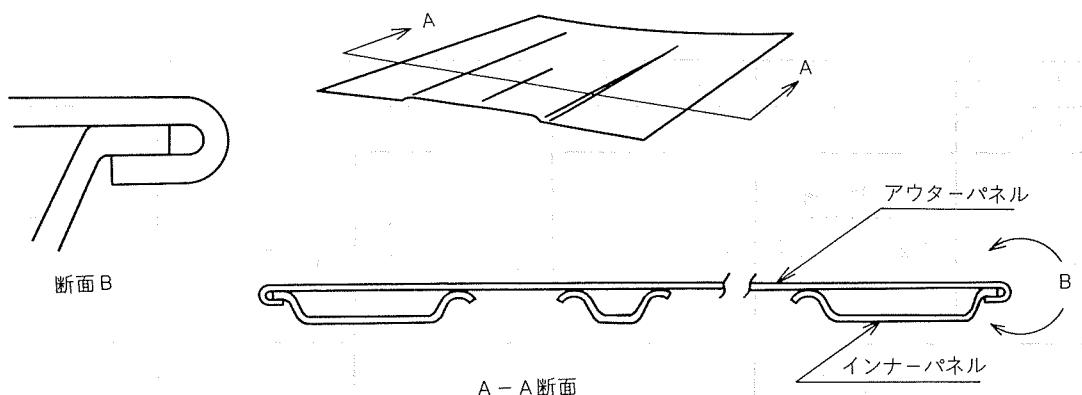


図1 鉄製フード外観

\*第30回塑性加工連合講演会(1979年11月)にて発表。

\*\*技術研究所

## 2.2 実験方法

試験は実際の加工条件に準じた条件で行い、実物型では不可能であるダウンフランジ工程におけるコーナーRの大変更(0~2.4 mmR)によるヘム性改良を試みた。材料は3種類のボディシート用アルミ合金を使用した。材料の板厚は耐デント性を考慮して1.2 mmとした。使用材料の機械的性質(耐力、引張強さ、伸び、n値、r値)は表1に示す通りである。プレスは最大しわ押え力5tonの55tonクラシックプレスを使用して実験を行った。プレス型は5型でそれぞれダイセット構造をしており、各加工工程で型を取り替えて試験を行った。加工は絞り、トリム、ダウンフランジ、プレヘム、ファイナルヘムから成っており、表2に加工順序、加工名称、加工形状及び加工条件を示す。本実験ではファイナルヘムにおける加工状態に影響を与える要因としてダウンフランジ工程でのコーナーRと最終ヘム形式を考慮した。

表1 材料の引張特性

材 料	$\sigma_{0.2}$ (kg/mm <sup>2</sup> )	$\sigma_B$ (kg/mm <sup>2</sup> )	$\delta$ (%)	n 値	r 値
アルミ合金 A	17.5	32.5	30	0.30	0.71
アルミ合金 B	15.0	26.0	25	0.22	0.70
アルミ合金 C	15.0	30.0	24	0.27	0.76

## 3. 実験結果

成形性評価は最終ヘム加工品における曲げR部の表面粗度測定と表面観察によって行った。

### 3.1 曲げR部の表面粗度測定結果

表面粗さ測定には小坂研究所製表面粗さ測定器SE-3C型を使用した。図3~図6には材料Bについて、ダウンフランジ工程のコーナーRを0及び2mmRとし、ヘム形式もフラットヘム及びロープトヘムにした場合のヘム加工部の断面と曲げR部の先端の粗さを表面粗さ測定器でうねりを入れて測定した結果を示す。コーナーRが0と2mmR

とではヘム形式に関係なく粗さ曲線の形状がコーナーR 0mmRの方が凸凹していて曲げ部表面により大きな肌荒れが生じていることが判る。チャートより最大粗さRmaxを読み取るとコーナーRが0mmRの図3と図4の場合、それぞれ20μと22μであり、コーナーRが2mmRの図5と図6の場合がそれぞれ8μと11μであって、ダウンフランジ工程におけるコーナーRの影響が大きいことが理解できる。図7は材料A, B, CについてコーナーRを0, 1, 2, 2.4mmRとし、ヘム形式もフラットヘム、ロープトヘムとしてヘムを行い、粗さ測定器によって測定したRmaxを図

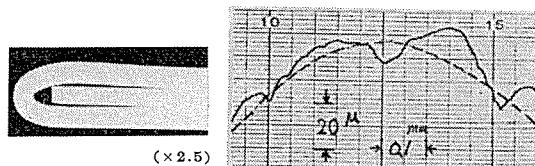


図3 フラットヘム (コーナーR 0mm)

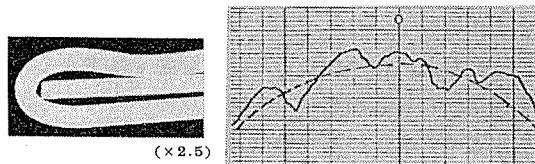


図4 ロープトヘム (コーナーR 0mm)

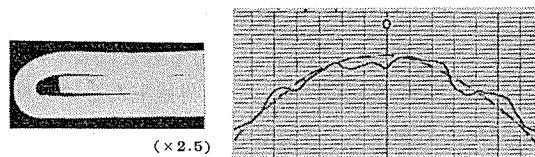


図5 フラットヘム (コーナーR 2mm)

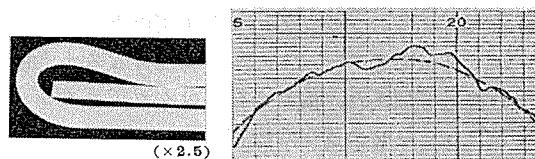


図6 ロープトヘム (コーナーR 2mm)

表2 加工工程と加工条件

加工順序	第1工程	第2工程	第3工程	第4工程	第5工程
加工名称	絞り	トリム	ダウンフランジ	プレヘム	ファイナルヘム
加工形状	R3.6 R6 幅 150mm 板厚 1.2mm	150 145	119.76 R	R7.2	フラットヘム ロープトヘム R2.82
加工条件	しわ押え力4ton フード周長4m としてもしわ押え力50ton強に相当		コーナーRは0, 1, 2, 2.4mmとする。 工具表面粗さRmax0.2μ, クリアランス0%, 加工速度300mm/sec, 無潤滑		フラット及びロープトヘム, インナーパネル相当のスペーサー板厚は1.0mmとする。

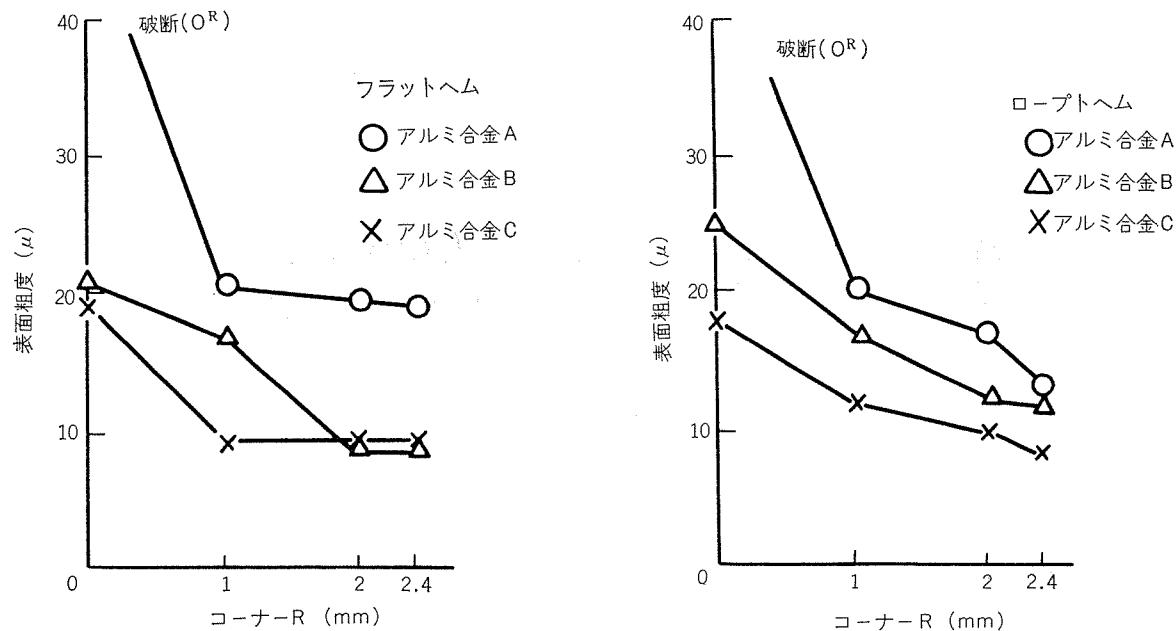


図7 最終ヘム加工に及ぼすコーナーRの影響

にまとめたものである。左図はフラットヘム、右図はロープトヘムの場合の粗さとコーナーRとの関係を示す。

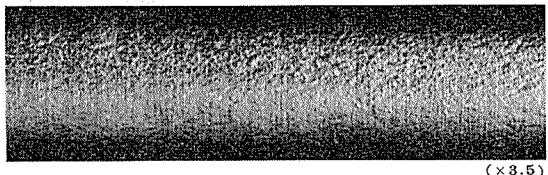


図8 ダウンフランジ部外観（コーナーR 0mm）

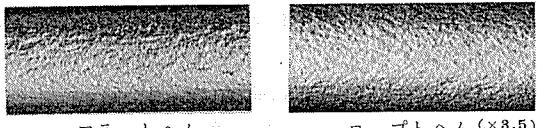


図9 最終ヘム外観（コーナーR 0mm）

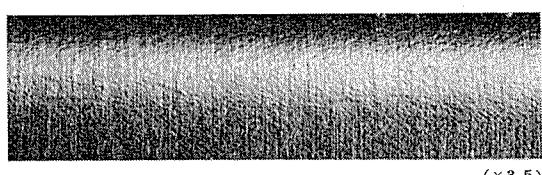


図10 ダウンフランジ部外観（コーナーR 2mm）

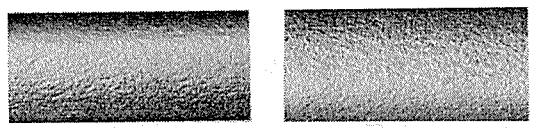


図11 最終ヘム外観（コーナーR 2mm）

### 3.2 表面粗度観察

表面粗さ測定によってコーナーRがヘム性に大きく影響することが判ったが、表面観察によても同様のことが言える。材料Bについて、コーナーRを0及び2mmRと変えた場合のダウンフランジ状態と最終ヘム状態を図8～図11に示す。コーナーRが0及び2 mmの表面粗度を比較すると、両者の粗度の差が既にダウンフランジ工程でついており、これが最終ヘムの表面粗度の差につながっていることが判る。

## 4. 結論

- (1) フラットヘムが不可能とされていた材料でもダウンフランジ工程におけるコーナーRを変えることによりフラットヘムが可能となる。
- (2) 従来からフラットヘムが可能とされていた材料についてもコーナーRを2mmRにすれば0mmRの場合に比し表面粗度が約半分に減じる。
- (3) 最終ヘム加工品の表面粗度はダウンフランジ工程におけるコーナーRに依ることが大きく、ヘム形式の影響は比較的少い。

## 文獻

- 1) John L. Abernathy: SAE Paper No. 760056 (1976).
- 2) N. P. Wolff: ibid. No. 780392 (1978).
- 3) Thomass M. Finelli et. al.: ibid. No. 770336 (1977).

トラック用アルミニウム合金製軽量後部荷台について

中 村 授\*

Aluminum Structure of Conventional  
Type Rear Body of Motor Truck

by Sazuku Nakamura

---

住友軽金属工業株式会社技術研究所

# トラック用アルミニウム合金製軽量後部荷台について

中村 授\*

## Aluminum Structure of Conventional Type Rear Body of Motor Truck

by Sazuku Nakamura

### 1. はじめに

道路交通法により、トラックの重量は車両総重量と最大積載量の両者で規制されており、荷台を含めた車両重量を小さくすることは、通常それに近い量だけ積荷を増すことができる。したがって、エネルギー有効活用および運送効率向上の観点から、トラック後部荷台の軽量化が重要な課題となっている。過去に排気ガス対策、最近は騒音対策により、軽量化が立遅れているエンジン、シャシに代って、荷台がその責務を果している感がある。

現状のトラック後部荷台は、一般に過剰設計のものが多い。これは積荷の多様性を確保することからくるもので、少くとも積荷をある程度限定できるものについては、軽量化の可能性とその効果が大である。

この見地から、トラック後部荷台を3段階にランクづけし、それぞれに適用する標準主要部材を設定した。これらのランクづけの差はある意味では小さいともいえるが、アルミニウム合金材料の有効活用を含めた、最適設計につながるものと確信している。

本資料はトラック後部荷台用アルミニウム合金部材を紹介するとともに、その強度試験ならびに、その部材を用いて製作した後部荷台をもつトラックの荷積みと走行試験の結果をまとめたものである。

### 2. 標準主要部材

図1に示すように、標準仕様にLおよびM、特別仕様にHと3ランクに区分して、主要部材である縦根太3種、横根太4種および床わく5種の計12種のアルミニウム合金形材を設定した。そのほか、鳥居部材および根太結合材用に山形材L<sub>100</sub>×75×6, L<sub>100</sub>×50×5, L<sub>50</sub>×50×6およびL<sub>45</sub>×45×5の4種を用意した。

このうち、主な強度部材である縦根太および横根太の断

面形状の設定条件は、現在の鋼製のものとほぼ同等の部材強度をもつことを基本とした。これらの部材は、基本的には機械的接合で組立てられるが、一部溶接施工される可能性もあるので、溶接にも適した構造用合金 ZK60-T5 (JIS H 4100, A7003S-T5相当) 押出形材とした。この強度を、既存のアピトン材および钢管用STKR41のそれらとともに表1に示す。

また、アルミニウム合金根太材の断面常数と強度を、根太に使用されている代表的な钢管のそれらとの比較のもとに表2に示す。

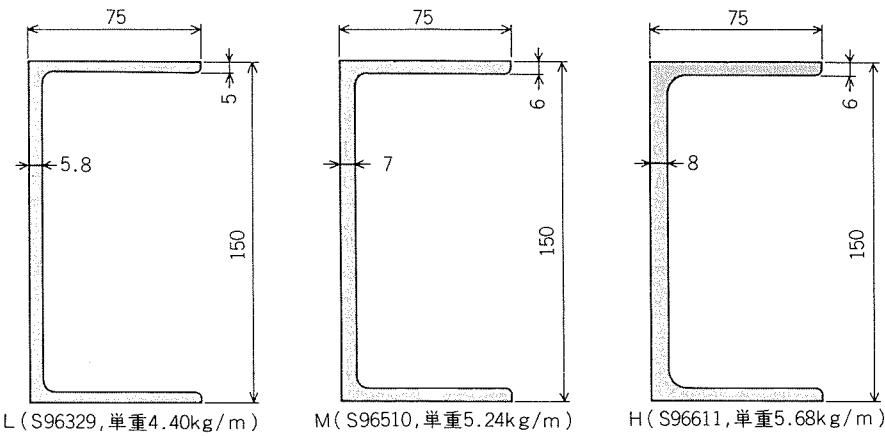
これからもわかるように、アルミニウム合金根太材の曲げ強度は鋼材のものと同等かそれ以上であるが、座屈強度は同等かそれ以下、曲げ剛さは約1/2と小さい。しかし、最大積載量11トンのアルミニウム合金製後部荷台の耐荷重と安全率を見積ってみると表3のようになる。これは縦根太2本、横根太23本で構成され、均一に荷重がかかるものとして算出した耐荷重と、下向荷重に対して2.5、前後荷重および横荷重に対して0.6の加速度を考慮した負荷に対する安全率(偏荷重率)を示すものである。下向荷重に対する耐荷重は、縦根太あるいは横根太の座屈強度で決まり、前後荷重および横荷重に対する耐荷重はそれぞれ、横根太および縦根太のせん断強度で決まる。

いっぽう、曲げ剛さが鋼材の約1/2ということは、たわみが約2倍となり、荷台の弾性変位が大きいわけであるが、極端な片荷の場合以外はアオリの開閉および緊締を困難にすることはなく、一般にほとんど問題とならない。

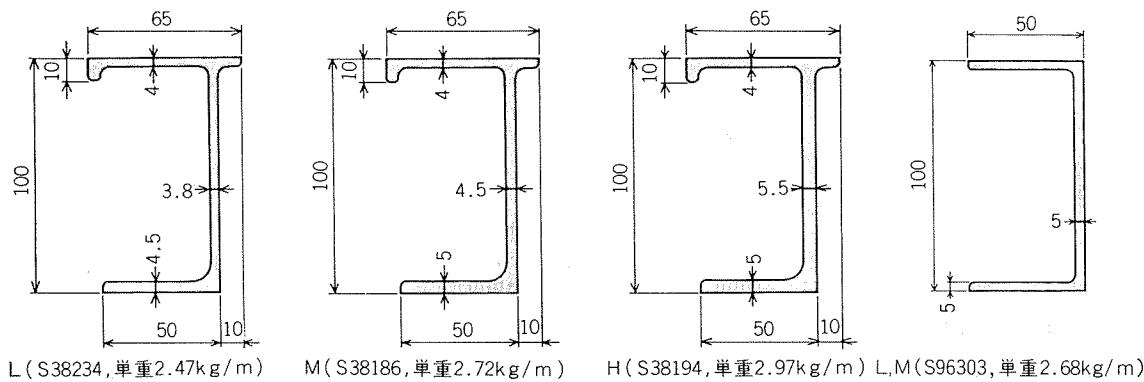
### 3. 根太の強度試験

仕様Hの縦根太L<sub>150</sub>×75×8横根太T<sub>100</sub>×65×5.5の基本的な組合せで、根太結合材L<sub>45</sub>×45×5を用いたときと用いないボルト結合の場合について、図2に示すように下向荷重P<sub>1</sub>あるいはP<sub>2</sub>、前後荷重P<sub>3</sub>および横荷重P<sub>4</sub>に対する強度試験を行なった。試験状況の例として、根太結

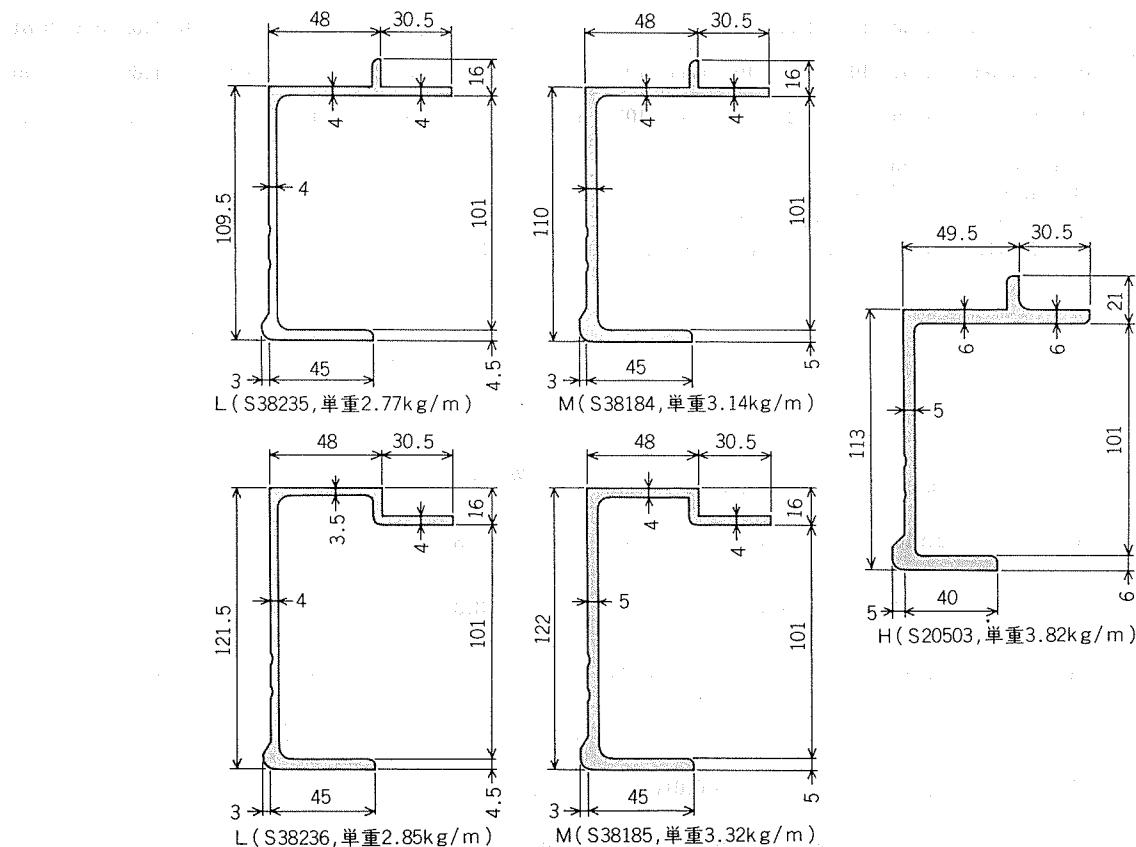
\*技術研究所



(a) 縦根太



(b) 横根太



(c) 床わく

図1 標準主要部材

表1 各種根太材の強度比較

材質	比重	標準値				JIS規格値			許容応力 $\sigma_a$ (kg/mm <sup>2</sup> )
		耐力, $\sigma_{0.2}$ 降伏点, $\sigma_y$ (kg/mm <sup>2</sup> )	引張強さ $\sigma_B$ (kg/mm <sup>2</sup> )	伸び $\delta$ (%)	綫弾性係数 E (kg/mm <sup>2</sup> )	耐力, $\sigma_{0.2}$ 降伏点, $\sigma_y$ (kg/mm <sup>2</sup> )	引張強さ $\sigma_B$ (kg/mm <sup>2</sup> )	伸び $\delta$ (%)	
ZK60-T5	2.80	27	35	17	7,200	>24	>28	>10	16.0 <sup>3)</sup>
アビトン <sup>1)</sup>	0.6~0.85	—	8~20	—	1,000~2,000	—	—	—	2.0 <sup>4)</sup>
STKR 41 <sup>2)</sup>	7.85	27	45	30	21,000	>25	>41	>23	16.7 <sup>3)</sup>

1) 含水率 15~30%, 織維方向

2) JIS G 3466 一般構造用角形鋼管

3) 耐力または降伏点規格値の1.5分の1

4) 日本建築学会 短期

表2 根太材の断面常数と強度比

部材	仕様	形材 (形番)	断面常数				強度比 <sup>4)</sup>			
			断面二次モーメント, I (mm <sup>4</sup> )	断面係数 Z (mm <sup>3</sup> )	曲げ剛さ <sup>1)</sup> EI (kg·mm <sup>2</sup> )	許容曲げモーメント <sup>2)</sup> , $\sigma_a Z$ (kg·mm)	座屈抵抗 <sup>3)</sup> $\alpha \frac{\sum Et^3}{t^2} (\text{kg/mm})$	曲げ剛さ	許容曲げ モーメント	座屈抵抗
縦 根 太	標準	L S 96329	5.31×10 <sup>6</sup>	7.08×10 <sup>4</sup>	3.82×10 <sup>10</sup>	1.13×10 <sup>6</sup>	71.7	0.36	1.00	0.53
		M S 96510	6.23×10 <sup>6</sup>	8.31×10 <sup>4</sup>	4.49×10 <sup>10</sup>	1.33×10 <sup>6</sup>	129.7	0.42	1.17	0.97
	特別	H S 96611	6.53×10 <sup>6</sup>	8.70×10 <sup>4</sup>	4.70×10 <sup>10</sup>	1.39×10 <sup>6</sup>	193.6	0.44	1.23	1.45
横 根 太	標準	L S 38234	1.45×10 <sup>6</sup>	2.72×10 <sup>4</sup>	1.04×10 <sup>10</sup>	4.35×10 <sup>5</sup>	47.2	0.42/0.58	1.10/1.52	0.31/0.84
		M S 38186	1.54×10 <sup>6</sup>	2.96×10 <sup>4</sup>	1.11×10 <sup>10</sup>	4.73×10 <sup>5</sup>	79.2	0.45/0.62	1.20/1.66	0.51/1.40
	特別	H S 38194	1.60×10 <sup>6</sup>	3.21×10 <sup>4</sup>	1.15×10 <sup>10</sup>	5.13×10 <sup>5</sup>	192.9	0.46/0.64	1.30/1.80	0.92/2.56

1) 縦弾性係数  $E = 7,200 \text{ kg/mm}^2$ 2) 許容応力  $\sigma_a = 16.0 \text{ kg/mm}^2$  (表1参照)3) 座屈荷重  $P_{cr} = \pi^2 EI/t^2 = \alpha \pi^2 b \sum Et^3 / 12h^2$ , t: ウエブ肉厚, h: 座屈長, b: 縦横根太重なり幅, 有効幅比  $\alpha = 1.0$ 

4) 縦根太は钢管 □150×75×4, 横根太は钢管 □100×50×3.2/□100×50×2.3に対する比

表3 11トントラックのアルミニウム合金根太の耐荷重と安全率

仕様	下向荷重 <sup>1)</sup>		前後荷重 <sup>2)</sup>		横荷重 <sup>3)</sup>	
	耐荷重 (kg)	安全率 (偏荷重率)	耐荷重 (kg)	安全率	耐荷重 (kg)	安全率
L	2,910	4.9	670	2.3	480	3.6
M	4,890	8.2	950	3.3	710	5.5
H	7,960	13.3	1,420	4.9	920	7.1

1) 耐荷重は縦、横根太接合部1箇所当たり、安全率は加速度2.5Gの平均荷重597.8kgに対する比で有効幅は接触長とした。

2) 耐荷重は横根太1本当たり、安全率は加速度0.6Gの平均荷重287.0kgに対する比で、有効長は縦根太の間隔とした。

3) 耐荷重は縦、横根太接合部1箇所当たり、安全率は加速度0.6Gの平均荷重143.5kgに対する比で、有効長は横根太間隔とした。

合材を用いた場合の写真を図3に示し、破損荷重と破損状況を表4にまとめた。また、下向荷重  $P_1$  と荷重点の変位および横根太のねじれ角の関係をそれぞれ図4および図5に示し、前後荷重  $P_3$  および横荷重  $P_4$  と荷重点変位の関係をそれぞれ図6および図7に示す。これらの図の中で、実線が根太結合材を用いた場合、破線がボルトだけを用いた場合を示す。

図4でわかるように、下向荷重  $P_1$  が約4トンまでは、ほぼ弾性範囲内とみられ、この荷重は下向加速度2.5Gのとき、23本の横根太一本当たりの平均荷重1.20( $=2.5 \times 11/23$ )トンの約3.3倍に相当する。いっぽう、表4に示した破損荷重8.4トンは同じく約7倍である。また、図5にみられ

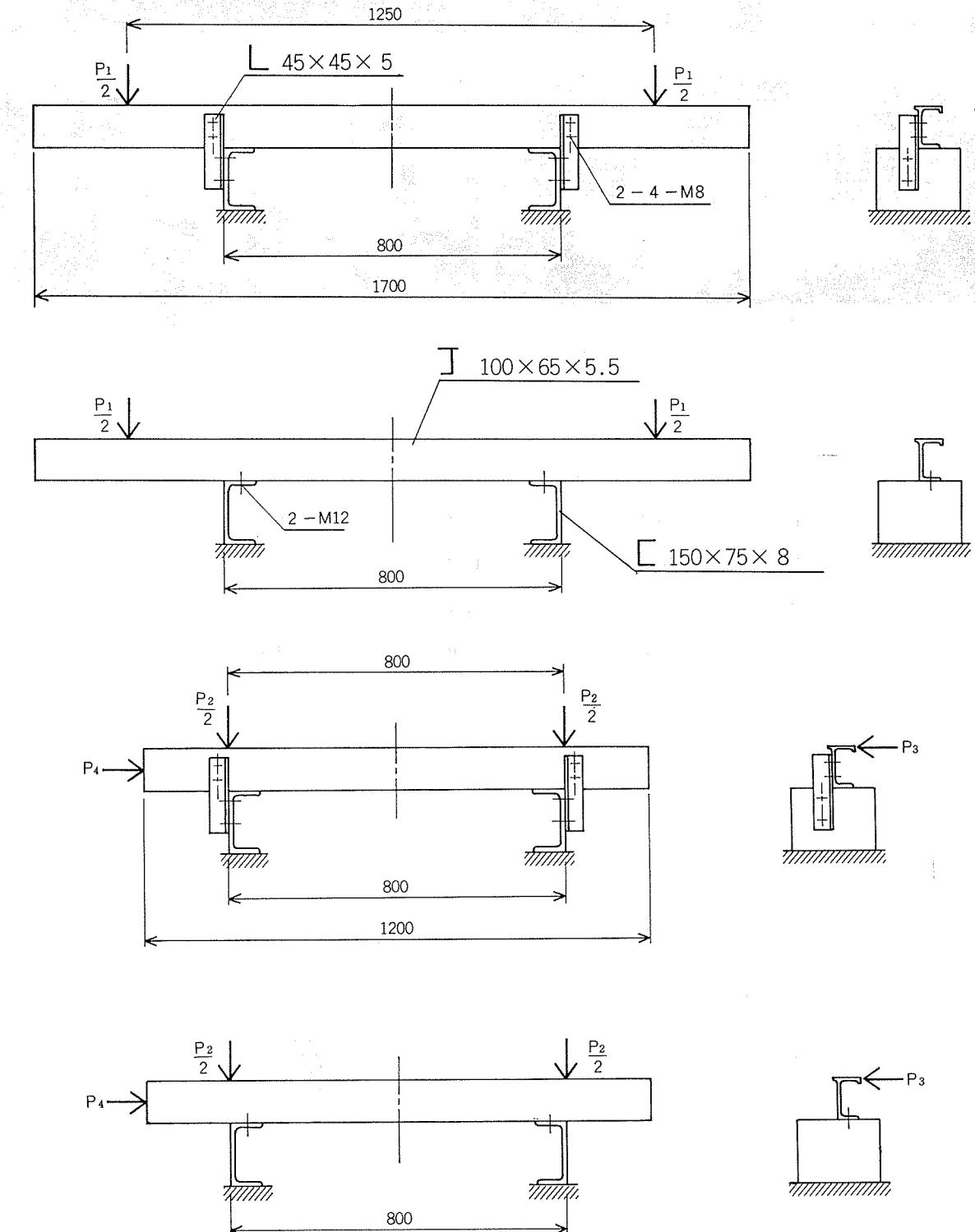


図2 根太の強度試験方法

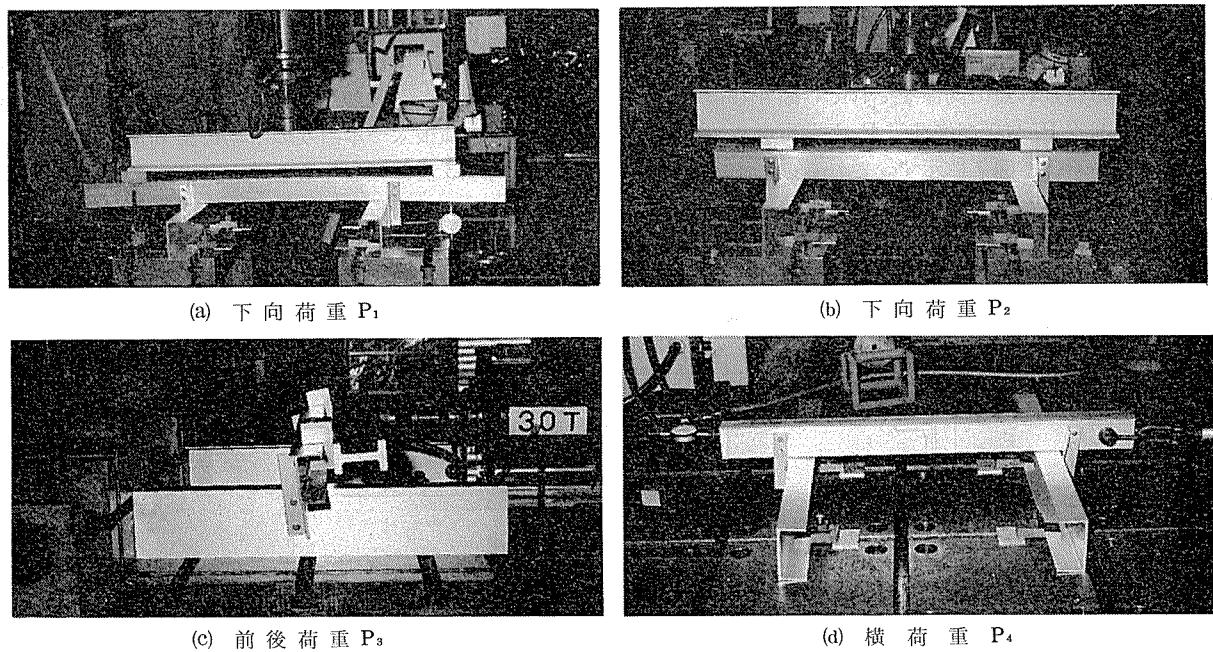
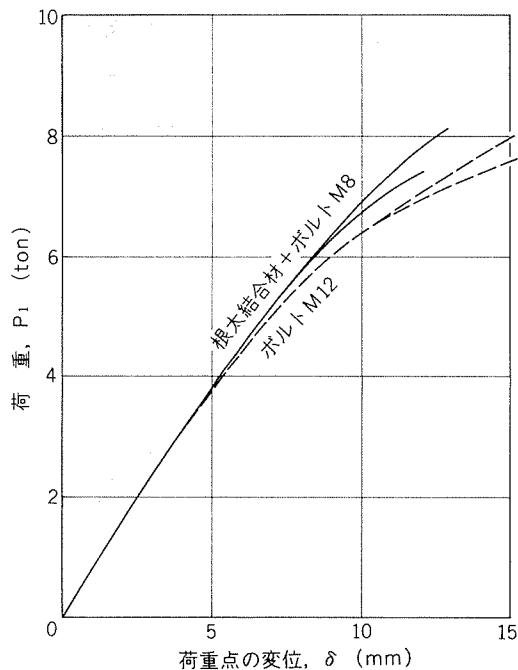
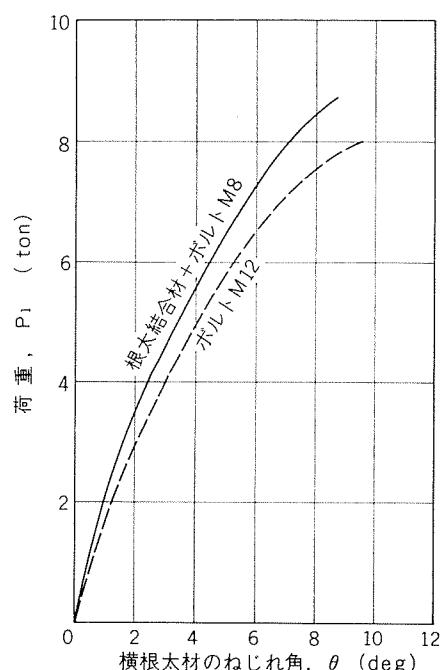


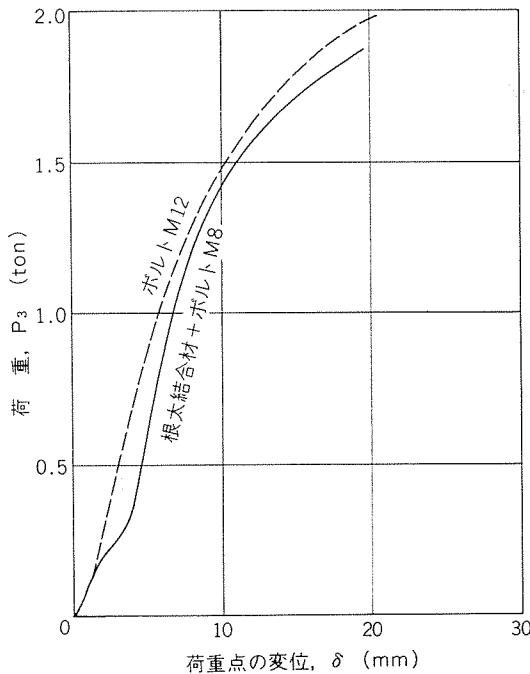
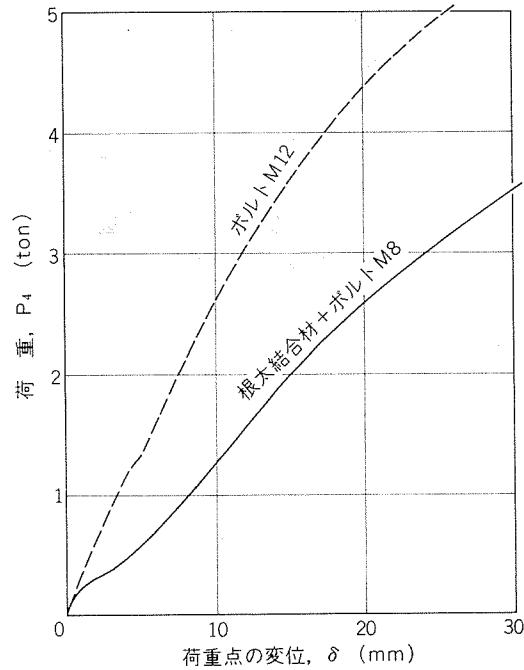
図3 根太の強度試験状況

表4 根太の強度試験における破損荷重

(単位 ton)

荷重 結合方式	根太結合材+ボルトM8	ボルトM12	破損状況
下向荷重 $P_1$	8.4	8.4	横根太ねじれ座屈
下向荷重 $P_2$	18.9	12.3	横根太および結合材座屈
前後荷重 $P_3$	2.0	2.4	ボルトせん断
横荷重 $P_4$	3.8*	>5.0	*ボルトせん断

図4 下向荷重  $P_1$  と荷重点変位の関係図5 下向荷重  $P_1$  と横根太ねじれ角の関係

図6 前後荷重  $P_3$  と荷重点変位の関係図7 横荷重  $P_4$  と荷重点変位の関係

るよう、横根太は非対称断面のため、負荷が増すにつれてねじれるが、実際の荷台の場合は床材と結合されるのでこのねじれは抑制される。下向荷重  $P_1$  に関する根太結合材の存在は効果が小さいこともわかる。

下向荷重  $P_2$  の破損荷重は表4に示したように、根太結合材を用いたものが18.9トン、ボルト結合だけのものが、12.3トンであるから、縦根太と接触する横根太ウェブの断面積 825 ( $=2 \times 5.5 \times 75$ ) mm<sup>2</sup> で除した、みかけの破損応力はそれぞれ 22.9 および 14.9 kg/mm<sup>2</sup> となる。

いっぽう、幅が比較的小さい厚さ  $t$  の長方形断面の板が座屈長  $h$  で両端とも回転が拘束され、厚さ方向の変位が自由な場合の座屈応力は、縦弾性係数を  $E$  として、

$$\sigma_{cr} = \frac{\pi^2 E t^2}{12h^2}$$

で求められ、横根太ウェブの場合、 $E=7200 \text{ kg/mm}^2$ 、 $t=5.5 \text{ mm}$ 、 $h=91 \text{ mm}$  を代入して

$$\sigma_{cr}=21.6 \text{ (kg/mm}^2\text{)}$$

となる。

これに対する、前記破損応力はそれぞれ1.06および0.69倍となる。表2の座屈抵抗および表3の耐荷重は根太結合材を使用するという仮定のもとに、有効幅を接触長、すなわち有効幅比を1として計算したものである。

図6の前後荷重は、ボルトM12で縦根太と横根太を直接結合したもののがわずかに強いが、いずれも約1.4トンまではほぼ弾性域内である。これは表3のウェブが回転拘束のまま、せん断を受けるものとして算出した、後述する横根太の耐荷重1420トンとはほぼ一致する。これは、ウェブの有効幅  $b$ 、厚さ  $t$ 、高さ  $h$  および許容応力  $\sigma_a$  とした次

式で与えられる。

$$P_a = \frac{b t^2 \sigma_a}{3h}$$

たとえば、仕様Hの場合、 $b=800 \text{ mm}$  (縦根太の間隔)、 $t=5.5$ 、 $h=91 \text{ mm}$ 、 $\sigma_a=16 \text{ kg/mm}^2$  とすれば  $P_a=1420 \text{ kg}$  となる。

横荷重に対しては、表4および図7でわかるように、根太結合材を用いず、ボルトで根太を直接結合したもののはうがはるかに強い。いっぽう根太結合材とボルトM8を用いた場合のボルトの破損荷重は3.8トンである。これは結合部一箇所当たり1.9トンであるので、表3の耐荷重より大きい。したがって、ボルトの強度は十分といえる。なお、図6および図7で、載荷の初期に急に変位が大きくなっているのはボルトとボルト穴のずれによるもので、その量は根太結合材を用いたもののはうが大きいことがわかる。

以上の結果から、前後荷重および横荷重に対しては、ボルトで縦、横根太を直接結合するほうが強く、下向荷重に対しては、根太結合材を用いるほうが強いことがわかる。

したがって、前後、横荷重より下向荷重のほうが、根太材にとって局部的に大きな負荷、すなわち偏荷重を受けやすいので、下向荷重に強い、根太結合材を用いる結合方法を推奨したい。もっとも、根太結合材を用いた上に、直接根太同志をボルトで結合すれば、強度は大となるが、架装工数増となるので、その必要はなかろう。

アルミニウム合金部材荷台の架装は、大部分を機械的接合によらざるを得ない。これは鋼管および形鋼を用いる、溶接主体の架装と異なることもあり、架装の合理化と工数削減が今後の課題であることは事実である。

#### 4. アルミニウム合金製後部荷台トラックの実車試験

前述の主要部材を用いて、昭和54年4月に架装されたトラックで荷積みおよび走行試験を行ない、そのときのひずみと加速度を測定した。

供試トラックの主要諸元を表5に、概略図を図8に、外観を図9にそれぞれ示す。このトラックは、工場構内の短距離輸送で、アルミニウム地金あるいはスラブを運搬することもあり、かなりの偏荷重がかかるということで、仕様Hの縦および横根太、仕様Mの床わくが使用されている。そのアルミニウム合金部材の重量を表6に示す。なお、供試トラックの床材には19mmのアピトン材が使用され、横根太にタッピングネジで止められている。

本供試トラックの荷台は、同じランクの鋼製荷台に比べ500kg強軽い。参考に、8.5m荷台のランク別主要アルミニウム合金部材の重量を表7に示す。

ひずみは、図8に示すA-A断面およびB-B断面の横根太およびそれとの結合点の縦根太に、図10に示すそれぞれ4および6箇所に、抵抗線ひずみゲージ KFC-5-C1-23 ((株)共和電業製)を貼付し、加速度は後輪バネ上のクロスメンバ中央に、3軸加速度変換器 BA-5LT ((株)昭和測器製)を取付け、動ひずみ計DPM-6Eおよび電磁オシログラフ RMS-11 (いずれも(株)共和電業製)を用いて測定した。ひずみゲージ貼付状況の一例を図11に示す。

実車試験として、積荷は約1トンのアルミニウム地金16束あるいは約5.6トンのアルミニウムスラブ2個を選び、走行は車速15~20km/hrで、段差100mmの両輪同時乗上げ、片輪乗上げ、対角前後輪同時乗上げ、車速10~15km/hr

の右、左折および車速20km/hrからの急制動とした。地金の積込み作業および、スラブ積込み完了時の写真をそれぞれ図12および図13に示し、乗上げ試験状況を図14に示す。前者は荷台左側に前から8束、右側に後から8束の地金を

表5 供試トラックの主要諸元

シャシ型式	日野自動車 KF366	
架装メーカー	浜名自動車工業(株)	
所有者	スミケイ運輸(株)	
寸法	車両全長 m	10.945
	車両全幅 m	2.500
	車両全高 m	3.020
	ホイールベース m	5.330+1.270
	トレッド(前×後)m	2.000×1.870(1.535)
	床面地上高 m	1.460
	長 m	8.500
	荷台内側寸法 幅 m	2.340
	高 m	0.700
重量	キャブ付シャシ kg	6,820
	荷台重量 kg	1,890
	車両重量 kg	8,710
	乗車定員(3名) kg	165
	最大積載量 kg	11,000
	車両総重量 kg	19,875

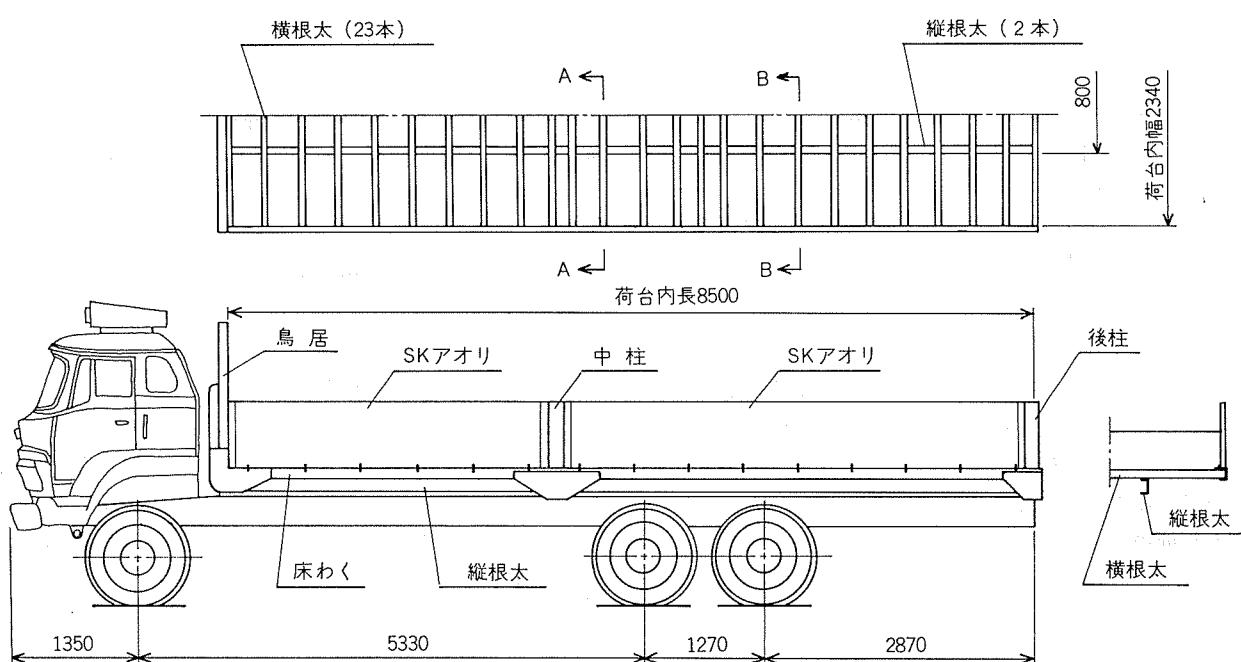


図8 供試トラックの概略図

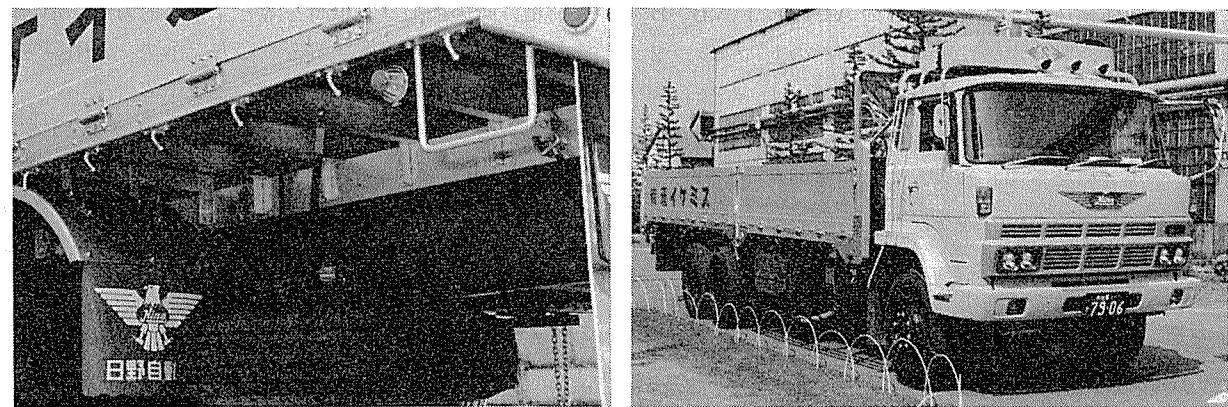


図9 供試 トラック の 外 観

表6 供試 トラック 荷台のアルミニウム合金部材と重量

部 材	形 番	数 量 (本)	重 量 (kg)
縦根太	S 96611	2	98
横根太	S 38194	23	171
根太結合材	S 94311	46	12
床わく	S 38184	2 + 1	61
鳥居	S 95414 & S 94311	—	50
計			392

表7 8.5 m 荷台の主要アルミニウム合金部材重量の例  
(単位 kg)

部 材	仕 様		
	L	M	H
縦根太	76	90	98
横根太	142	157	171
根太結合材	12	12	12
床わく	54	61	74
鳥居	50	50	50
計	334	370	405

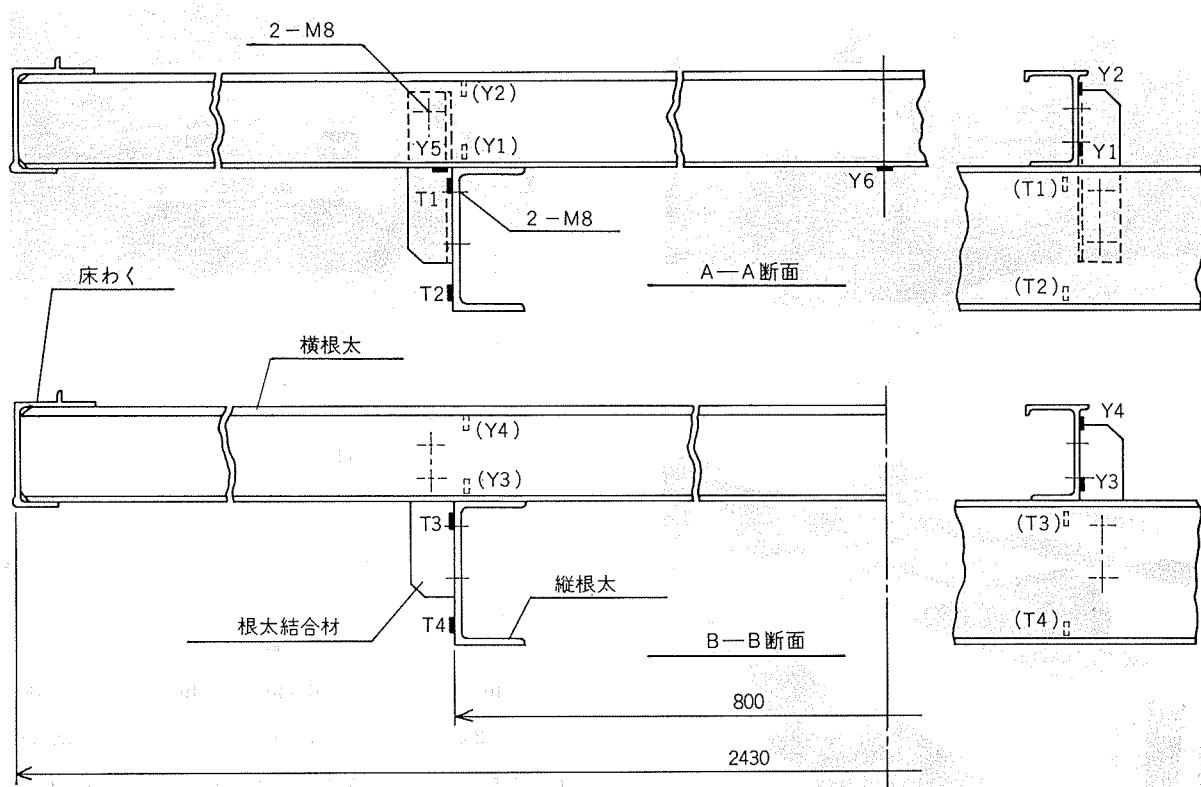


図10 ひずみゲージ貼付位置

順に、床全面に積込み、後者は図8のA-AおよびB-B断面上に各1本、計2本の枕木を敷き、その上にスラブ2個をのせた。そのときの車両重量を表8に示す。積荷はいずれも、最大積載量を越えているが、床材の強度も含め、表3の安全率（偏荷重率）からみて、問題のない範囲内で可能な限り厳しい条件のものを、部材強度を確認するため意識的に選んだ。

ひずみおよび加速度波形の一例を図15および図16に示す。各荷積みおよび走行条件別に、ひずみから換算した応力と加速度の代表的な数値を表9にまとめて示す。

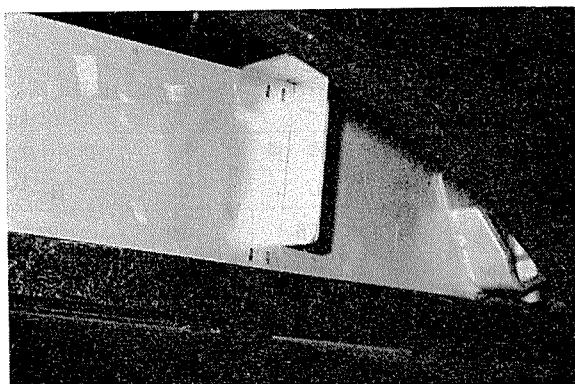


図11 ひずみゲージ貼付状況



図12 アルミ地金積込み作業



図13 アルミスラブ積載状況

荷積み時の応力は空車時を零とする静応力で、走行時のそれは、静止時を零とする変動応力で示す。表中の空欄は応力あるいは加速度が零に近いことを示す。

たとえば、地金16.8トン積載したとき縦根太のT1で $-2.1 \text{ kg/mm}^2$ の応力が生じ、変動応力として平均応力と応力振幅の形で表わせば、左後輪乗上げ時に $-2.1 \pm 3.1 \text{ kg/mm}^2$ の応力が生じている。したがって、両者を重ね合わせると、T1では $-4.2 \pm 3.1 \text{ kg/mm}^2$ の応力が発生したことになる。いっぽう、横根太では同様に、Y5で $-3.2 \pm 3.0 \text{ kg/mm}^2$ の応力が生じている。これらは、たとえ10<sup>7</sup>回線返されても、図17に示す、ZK60-T5押出材の押出直角方向の許容疲れ限度<sup>1)</sup>内にあることがわかる。ここで、許容値は実測値の1/1.3としている。また、急制動および右、左折時の発生応力は小さい。

いっぽう、スラブ11.2トン積載し、ワイヤで緊縮した場合は、後輪同時乗上げ時に、縦根太のT1で $-6.4 \pm 5.9 \text{ kg/mm}^2$ 、横根太のY1で $-5.1 \pm 4.7 \text{ kg/mm}^2$ 、Y5で $-3.4 \pm 4.3$



図14 乗上げ試験状況

表8 車両重量  
(単位 kg)

積荷区分	前輪	後輪	計
空車 <sup>1)</sup>	3,950	5,010	8,960
地金16束積込み <sup>2)</sup>	6,140	19,660	25,800
スラブ2個積込み <sup>3)</sup>	4,140	15,980	20,120

1) 表5の車両重量と異なるのは、測定用計器その他を積込んでいるためである。

2) 積荷重量 16,840kg

3) 積荷重量 11,160kg

kg/mm<sup>2</sup>の応力が生じているが、いずれも許容疲れ限度内にあり、強度上問題はない。

地金16.8トン積載は、最大積載量を53%も越えているのに、最大積載をわずかに越えた、スラブ11.2トン積載のほうが応力が大きい。前者はほとんど荷台全面に、均一に積込まれているのに対し、後者は2本の横根太に負担が集中するという、極めて厳しい積込みを意識的に行なったため

である。ちなみに、この偏荷重率は、約11.7(=23×11.2/2×11)で、表3の仕様Hの下向荷重に対する安全率(偏荷重率)13.3に近い。しかし、床材がある程度荷重を分散させてくれるので、実際はこれほど高くはないと考えられる。

このように、荷積みで荷台に、偏荷重を与えることが、いかに負担を増大させるかがわかる。

したがって、積荷をある程度限定されたり、荷重が平均

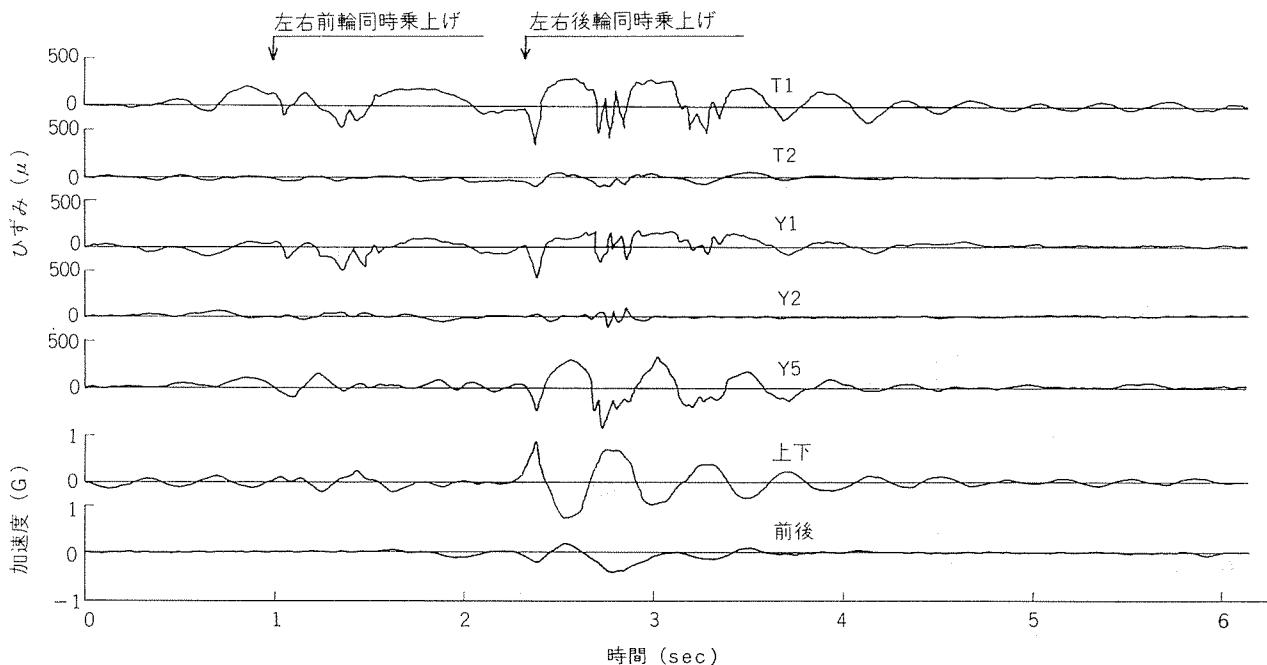


図15 地金16.8トン積載の両輪同時乗上げ時のひずみおよび加速度波形

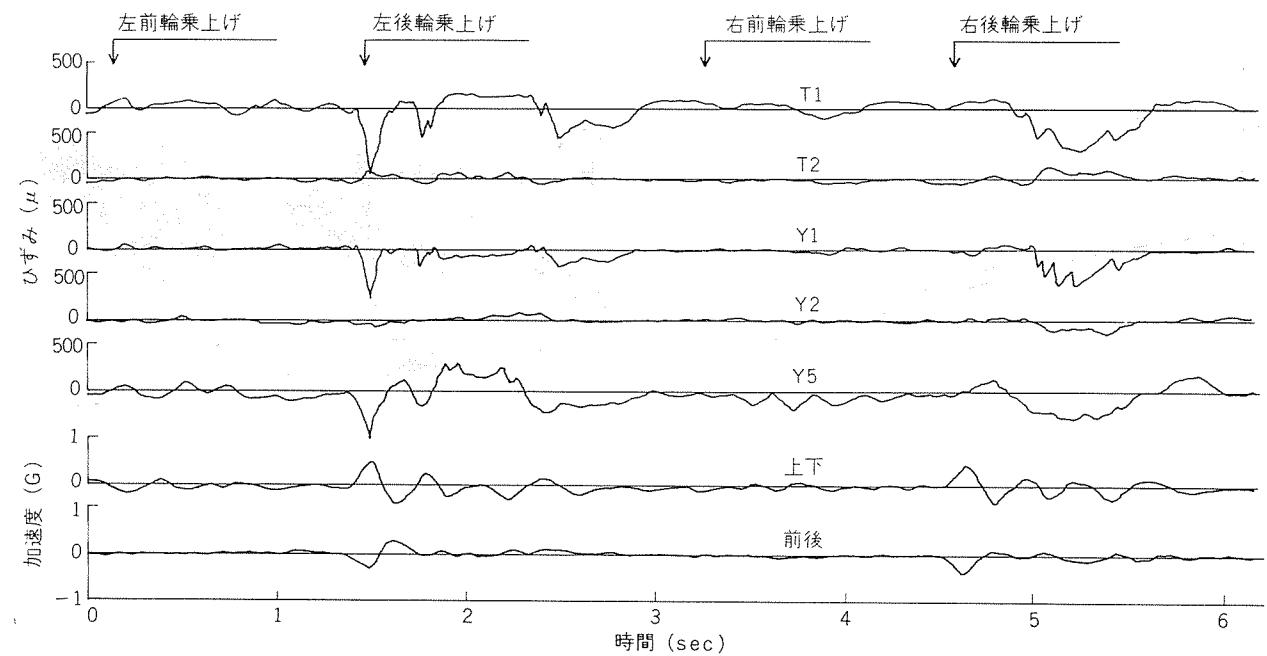


図16 地金16.8トン積載の片輪乗上げ時のひずみおよび加速度波形

表9 荷積みおよび走行時の応力と加速度

荷積み走行条件		地金 16.8トン積載							スラブ 11.2トン積載						
		走行 <sup>2)</sup>							走行 <sup>2)</sup>						
応力 (kg/mm <sup>2</sup> )	積込完了	後輪同時上乗	左後輪上乗	右後輪上乗	急制動	左折	右折	積込完了	ワイヤ緊繩	後輪同時上乗	左後輪上乗	右後輪上乗			
		T1 -2.1	+2.4 -3.0	+1.0 -5.1	+0.7 -3.2			-2.3	-2.6	+2.1 -9.6	+7.4 -3.9	+4.7 -3.5			
	T2 0	+0.5 -0.7	±0.5	+1.0 -0.5				-0.2	-0.4	+0.7 -0.4	+1.0 -0	+1.2 -0			
	T3 0					+0.9 +0.4	+0.7 +0.4	+0.7	+0.7						
	T4 -0.2					+0.7 -0	±0.2	+0.9	+1.4						
	Y1 -1.0	+1.6 -2.6	+0.2 -3.5	+0.2 -3.0				-0.9	-1.0	+0.7 -8.8	+5.1 -4.7	+4.0 -4.9			
	Y2 +0.2	+0.4 -1.0	+0.7 -0.4	+0.4 -0.9				-1.0	-1.0	+0.5 -3.5	+1.8 -1.0	+1.0 -1.2			
	Y3 +0.5				+1.0 -0.2			+1.2	+1.0						
	Y4 -0.9				+0.4 -0.5			+4.4	+4.9						
	Y5 -2.5	+2.3 -3.5	+2.3 -3.7	+1.2 -2.3				-3.7	-3.2	+4.0 -4.6	+3.5 -3.7	+1.2 -3.3			
	Y6 -2.5							-2.8	+0.9						
加速度 (G)	上 下	—	+0.9 -0.8	+0.6 -0.4	+0.5 -0.4	±0.1	±0.2	±0.2	—	—	+1.3 -0.9	±0.5	±0.5		
	前 後	—	+0.2 -0.4	±0.3	+0.1 -0.4	+0.2 -0.4			—	—	±0.6	±0.2	±0.2		
	左 右	—					+0.2 -0	+0 -0.2	—	—					

1) 空車時を零とした静応力。

2) 走行にともなう応力および加速度変動分。

3) 後輪バネのシャシフレーム・クロスマンバ中央の加速度。上向、前向および左向を正で表示。

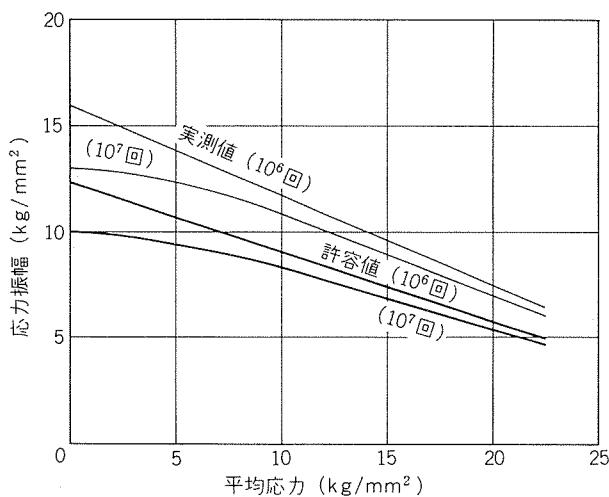


図17 ZK60-T5 押出材の疲れ限度線図

化されるパレット積等の手段が用いられる荷台については軽量設計がやりやすくなる。

本実車試験のあと、供試トラックにアルミニウム合金コ



図18 営業運送時の供試トラック

イル約10.9トンを積載して、名古屋一大阪間を営業運送したときのひずみおよび加速度を測定したが、その数値は、木曽川橋上を60 km/hrで走行中に縦根太のT1で生じた、 $-1.1 \pm 1.6 \text{ kg/mm}^2$  が最大という小さいものであった。

その営業運送中に撮影した供試トラックの姿を図18に示す。

## 5. おわりに

3段階にランクづけした、トラック荷台用のアルミニウム合金部材を設定するとともに、その強度試験およびアルミニウム合金製荷台をもつトラックの荷役および走行試験を行ない、その性能を確認した。

また、アルミニウム合金製荷台は同じランク、すなわち同程度の強度をもつ、鋼製のそれに比べ500kg前後の軽量となる。したがって、ほぼそれだけ積載量を増すことが可能となるわけである。

いずれにしても、軽量化による燃料費低減と運送効率向上が材料費および架装費を含めた、トータルコストに見合うかどうかで、アルミニウム合金製荷台の存在価値が決まる。走行距離および稼動率が大であるトラックにとって、

軽量荷台の採用はある程度イニシャルコスト増にならても、今後十分メリットは増すものと予想される。その軽量荷台の設計、製作に、本資料が何らかのお役に立てば幸いである。

本供試トラックは、昭和55年4月の車検まで約一年間で65,234km走行したが、後輪バネ上付近の横根太結合ボルト4本に約20%の締付け力低下が認められる以外、何ら異状はなかった。

おわりに、この供試トラックを製作され、実車試験を許可された、スミケイ運輸(株)殿ならびに、設計、架装に協力された、浜名自動車工業(株)殿に厚く謝意を表する。

## 文 献

- 1) 竹島義雄、伊藤正夫：本誌、19 (1978), 81.