

論 文

復水器管の腐食におよぼすスポンジボール洗浄の影響
(第2報) 汚染海水による腐食について

佐 藤 史 郎* 永 田 公 二** 小 木 曾 昭 夫**

Effect of Sponge Ball Cleaning on
the Corrosion of Condenser Tubes
Rep. 2 Corrosion by Polluted Sea Water

by Shiro Sato, Kôji Nagata and Akio Ogiso

論 文

復水器管の腐食におよぼすスポンジボール洗浄の影響 (第2報) 汚染海水による腐食について

佐 藤 史 郎* 永 田 公 二** 小 木 曽 昭 夫**

Effect of Sponge Ball Cleaning on the Corrosion of Condenser Tubes Rep. 2 Corrosion by Polluted Sea Water

by Shiro Sato, Kôji Nagata and Akio Ogiso

In the previous paper it was demonstrated that the condenser tube cleaning by sponge ball was active enough to induce severe impingement attack on the copper alloy tubes used in clean sea water.

This paper deals with the results of the model condenser tests conducted in Sakai-ko Power Station and Chita Marine Laboratory to show the effect of sponge ball cleaning to the corrosion of copper alloy tubes used in polluted sea water. The tests were made using sea water artificially contaminated with 0.1 ppm of sulfide ion under the conditions of different sponge ball cleaning and ferrous ion dose as shown in Table 1 and 5. The tubes of arsenical aluminium brass (Albrac), AP2* and AP3** Bronze and 70-30 cupronickel were used.

The results are indicated as follows;

- (1) Corrosion phenomena by polluted sea water which are characteristic to the copper alloys were almost independent to the sponge ball cleaning except in a case in which an aluminium brass tube was suffered the impingement attack by excessive sponge ball cleaning instead of corrosion by polluted sea water.
- (2) Sponge ball cleaning under polluted sea water condition was far less effective to cause the impingement attack than under clean sea water condition.
- (3) Regardless of the test condition, AP2 and AP3 Bronze tubes were more resistant to corrosion by polluted sea water than aluminium brass and 70-30 cupronickel tubes.

1. 緒 言

清浄な海水を用いた銅合金復水器管に関する実験の結果から、復水器管のスポンジボール洗浄が、管の耐食性に対して大きな影響をおよぼすものであることを前報¹⁾において、明らかにした。すなわち、潰食の発生が管内面に付着物一皮膜一を生じる速度とスポンジボールによって付着物を取り去る速度との相対的な関係に依存しているものであるため、少なくとも清浄な海水を使用している復水器管においては、ゴムのスポンジボールが管内を通過することは保護皮膜を剥奪し潰食を生じやすくする作用のあることが判った。これに対し、海水が汚染していて管内にスライムや腐食生成物などが多量に付着しやすい場合には潰食の発

生傾向は小さくなることが考えられるばかりでなく、加えて管内をスポンジボールで洗浄することによって耐食性に有害なスライムや腐食生成物が除去され、その結果として、復水器管の防食の観点からも好ましい結果が得られることも十分に考え得るところである。大川²⁾によれば汚染海水下で使用された復水器管に対してスポンジボール洗浄をおこなうと、洗浄をおこなわない場合より腐食速度が20~30%軽減されたことが報告されているが、それ以外には、この点に関してこれまでのところ誰も具体的な検討を加えた様子はみられない。

そこで、汚染海水下における復水器管の耐食性におよぼすスポンジボール洗浄の影響について、更に詳しく検討するために関西電力株式会社殿および中部電力株式会社殿のご賛同の下に、それぞれ堺港発電所構内および知多火力発所構内に設置したモデルコンデンサーによって通水腐食試験を実施したので、これらの結果について報告する。

* AP2: Cu-8%Sn-1%Al-0.1%Si

** AP3: Cu-10%Sn-1%Al-0.1%Si

* 研究部 工学博士 ** 研究部

2. 堺港発電所モデルコンデンサーによる腐食試験とその結果

2・1 供試管

試験にはアルブラック、AP2およびAP3ブロンズの3種の管を使用した。管の寸法は $25.4\phi \times 1.245t \times 15,330\ell$ (m)で、下記に示す同一試験条件においてそれぞれ2本づつ試験した。

2・2 試験条件

海水は実機の海水導入管の空気抜き弁から取水し汚染の条件を与えるために硫化ソーダによってイオウイオンを 0.1ppm 連続的に注入した。そして人工汚染海水を昭和45年5月17日から同年7月17日までの2ヶ月間管内流速 2.3m/sec の速さで試験管へ通水した。試験条件はTable 1のようであり、要因として鉄イオンの注入量(要因A)、スポンジボールによる洗浄頻度(要因B)、材質(要因C)の3つが含まれている。このうち要因Aについてはこれまでの実験結果から汚染海水腐食に対しても鉄イオン注入がある程度の腐食抑制効果を有することが確認されており³⁾、当時、汚染時における鉄イオンの高濃度または高頻度の注入効果に关心が持たれていたことから注入量を一般的なものと高頻度のものとに決定した。なお、スポンジボールは前報と同様タプロゲ社製の中硬質 26mm 径のものを使用し、ボールの通過頻度は各管とも1時間当たり $15\sim20$ 回とした。

Table 1 Condition for Model Condenser test under artificially polluted sea water in Sakai-ko power station.

Mark	Factors	Conditions	
		A ₁	1ppm \times 1h \times 1/day
A	Injection of FeSO ₄ (as Fe ⁺⁺)	A ₂	1ppm \times 1h \times 6/day
		B ₁	None
		B ₂	Intermittent (8h/5day)
B	Sponge ball cleaning	B ₃	Continuous
		C ₁	Albrac*
		C ₂	AP2 Bronze**
C	Alloy	C ₃	AP3 Bronze***

* Albrac : Cu—20% Zn—2% Al—0.3% Si—0.04% As

** AP2 Bronze : Cu—8% Sn—1% Al—0.1% Si

*** AP3 Bronze : Cu—10% Sn—1% Al—0.1% Si

2・3 試験装置

イオウイオンの注入装置を増設しただけで前報において使用した試験装置をそのまま使用した。また4基のモデルコンデンサーへの試験管の装着方法も全く同じであって1基毎に各材質管を3本づつ装着した。その状況をFig. 1に示す。

2・4 結果

2・4・1 内面の腐食状況

酸洗浄による内面付着物除去後の外観状況をFig. 2に、断面状況をFig. 3に示す。

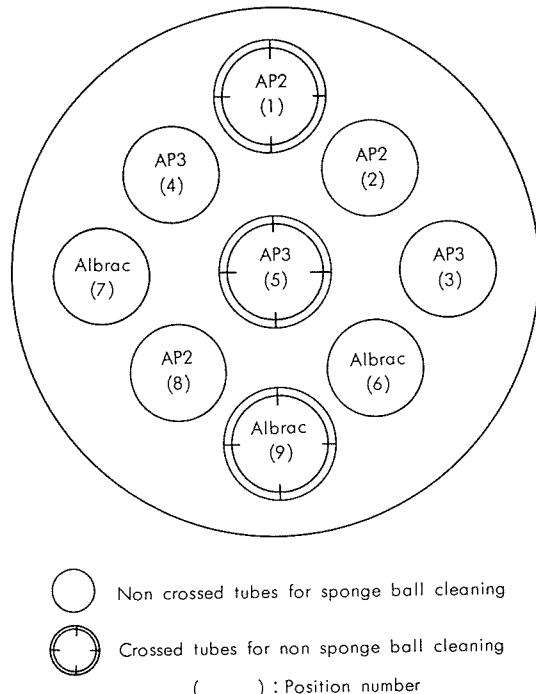


Fig. 1 Installation of test tubes in each Model Condenser in Sakai-ko power station (front view).

(1) スポンジボール連続洗浄管

鉄イオンを1日6時間づつ注入した各管(A₂)の内面はいずれも下層には青白色や黒褐色の腐食生成物が厚く付着しておりその上に鉄イオン注入によって育成されたものとみられる茶色の密着性に乏しい軟らかいスケールが付着していた。一方鉄イオンを1日1時間だけ注入した各管(A₁)の内面には、前者とはかなり異なった比較的平滑かつ、若干の光沢さえ有する、やや固い黒褐色スケールだけが付着していた。ただし、この鉄イオン注入条件においても各材質間に付着物の状況にはほとんど差はみられなかった。そしてこれらのスケールの下にはアルブラックは汚染海水腐食とみられる密在したかなり激しい孔食を生じていたが、AP2およびAP3ブロンズの腐食程度はかなり軽くて、部分的には幾分肌荒れの顕著なところがみられたもののほぼ全域が軽い肌荒れ腐食を受けているに過ぎなかった。なお、これらの管の腐食状況は後述のスポンジボール非洗浄管のそれとほとんど同じものであり、スポンジボールによる洗浄作用が腐食にとくに関与していたような形跡はみられなかった。また各材質管とも鉄イオン注入量の違いによって腐食状況に差異はみられなかった。

(2) スポンジボール間歇洗浄管

鉄イオンを1日6時間づつ注入した各管の付着物の状況はスポンジボール連続洗浄管のそれとほぼ同じ状況にあるが、鉄イオンを1日1時間だけ注入した各管は連続洗浄管の状況と若干異なり、付着スケールの表面の起伏がやや大きく、青白色および黒褐色のスケールの他に、わずかではあるが淡褐色スケールも混在していた。ただし、各管の腐食状況はスポンジボール連続洗浄管のそれとほとんど差の

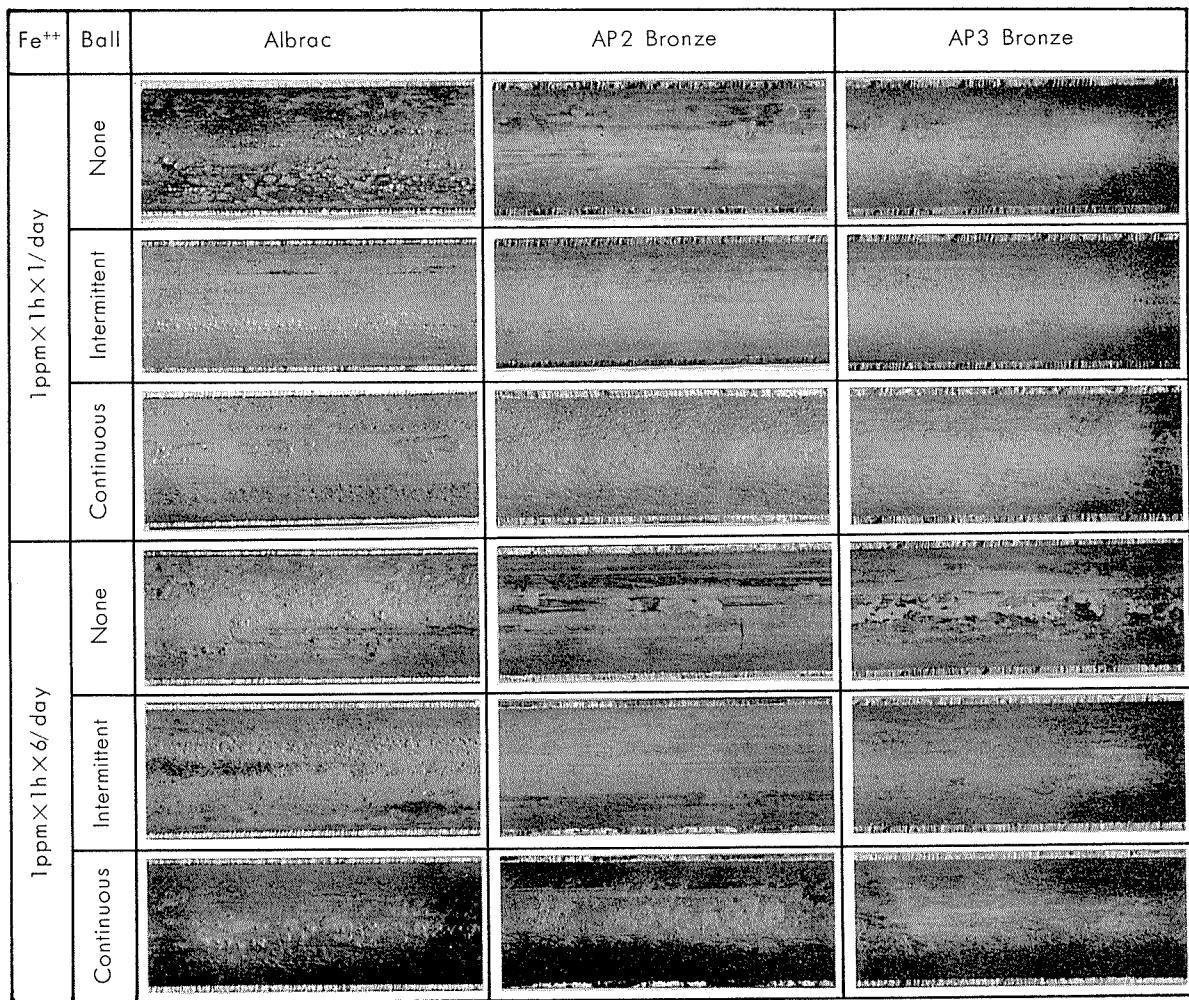


Fig. 2 Inner surfaces of tested tubes in the Model Condenser in Sakai-ko power station.

みられないもので、アルブラックはかなり激しい密在孔食が、AP2およびAP3には軽い全面的な肌荒れ腐食が生じていた。

(3) スポンジボール非洗浄管

鉄イオンを1日6時間注入した各管は、下層に管の腐食生成物とみられる黒褐色および青白色のスケールを、上層に茶色スケールを配した前述の2様のスポンジボール洗浄条件下のものとほぼ同様なものであった。一方鉄イオンを1日1時間注入した各管は間歇洗浄管よりも淡褐色スケールの混在率がやや大きくなっていた。そして、これらのスケールの下の腐食状況は各材質管ともこれまでに観察してきたスポンジボール洗浄管と同様のものであり鉄イオン注入量の多少についてもほとんど差がみられなかった。

2・4・2 腐食深さ

前報と同様の方法を用いて各管の最大腐食深さならびに平均腐食深さを求め、その結果をTable 2に示した。この結果によれば、本試験条件に含まれている3つの要因のうち鉄イオンの注入量およびスポンジボールによる洗浄頻度の2つの要因については、腐食深さに関して何らの傾向性もみられなかつたが、材質についてはAP2およびAP3

ブロンズの腐食深さがアルブラックの約1/6程度とかなりハッキリした傾向がみとめられた。

2・4・3 伝熱特性

各管の中央部においてスケールの付着量ならびに熱貫流率の測定をおこない、Table 3に示す結果を得た。アルブラックについては鉄イオン注入量の多い管にスケールの付着が多く、したがって汚れ係数も幾分大きいようであるが、スポンジボール洗浄についてはその頻度とは全く相関性がみられないし、腐食の軽かったAP2およびAP3ブロンズにおいては鉄イオン注入量の多少、スポンジボール洗浄頻度の高低は、管の汚れ状況に対して何らの影響も持たなかつた。

2・4・4 内面スケールの化学成分

試験条件別、材質別に内面スケールの化学分析をおこない、Table 4に示す結果を得た。いずれのスケールも管の腐食生成物と有機物である灼熱減を主体としたものである。

鉄は当然ながら鉄イオン注入量の多い管に含有率の高い傾向がみられるが、注入量からみると清浄海水下の一般注入例より含有率は著しく低い。たとえばアルブラック復水器管における一般注入例 $1\text{ppm} \times 1\text{h}/\text{day}$ において管内面

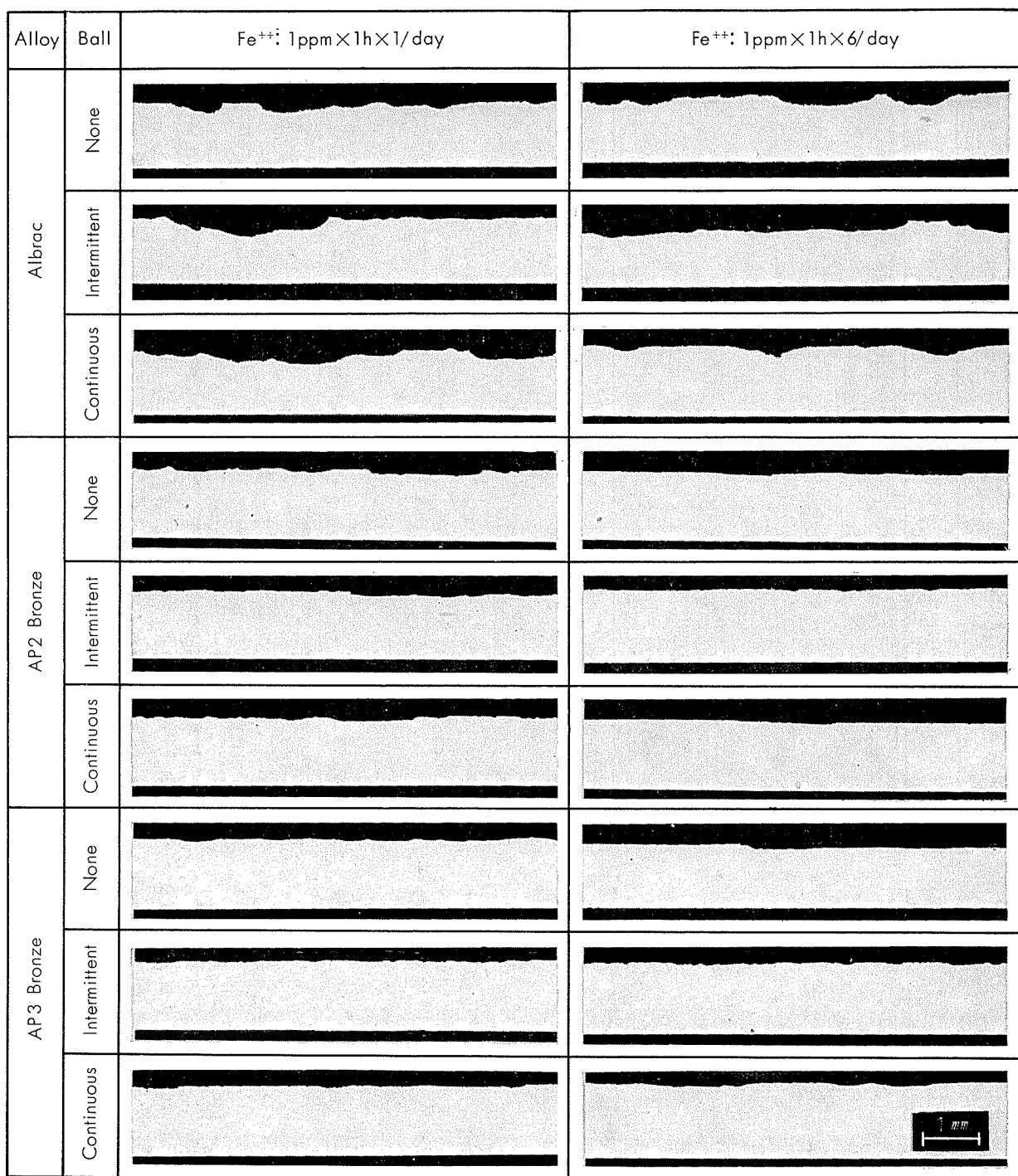


Fig. 3 Cross sections of tested tubes in the Model Condenser in Sakai-ko power station.

の付着物の鉄含有率は20~30%程度であることが多いが、同一注入条件下にある本事例においては3.9~4.7%である。

また硫化物はいずれのスケールからも検出されているが、各材質管とも鉄注入量の高い管ではS含有率が低く、スポンジボール非洗浄管と間歇洗浄管の間ではS含有率に差があまりなく連続洗浄管においては、これらに比べて、いずれもS含有率が高かった。

3. 知多火力発電所モデルコンデンサーによる腐食試験とその結果

3.1 供試管

アルブラック、AP2 および AP3 ブロンズ、30%キュプロニッケルの4材質管を試験に供した。管の寸法は $25.4 \phi \times 1.245 t \times 15,000\ell$ (mm)で、下記に示す試験条件において1本づつ試験した。

Table 2 Corrosion depth of tested tubes in the Model Condenser in Sakai-ko power station.

Alloy	Fe ⁺⁺	Ball	Maximum depth (mm)		Mean depth (mm)	
			Range	Mean	Range	Mean
Albrac	1ppm × 1h × 1/day	None	0.29~0.33	0.31	0.16~0.18	0.17
		Intermittent	0.32~0.34	0.33	0.17~0.18	0.18
		Continuous	0.46~0.50	0.48	0.33~0.33	0.33
	1ppm × 1h × 6/day	None	0.35~0.51	0.43	0.17~0.27	0.22
		Intermittent	0.45~0.45	0.45	0.17~0.18	0.18
		Continuous	0.38~0.44	0.41	0.22~0.25	0.24
AP2 Bronze	1ppm × 1h × 1/day	None	0.13~0.14	0.14	0.04~0.05	0.05
		Intermittent	0.10~0.13	0.12	0.04~0.04	0.04
		Continuous	0.13~0.14	0.14	0.06~0.07	0.07
	1ppm × 1h × 6/day	None	0.03~0.09	0.06	0.02~0.04	0.03
		Intermittent	0.05~0.13	0.09	0.03~0.06	0.05
		Continuous	0.05~0.13	0.09	0.03~0.04	0.04
AP3 Bronze	1ppm × 1h × 1/day	None	0.07~0.11	0.09	0.04~0.06	0.05
		Intermittent	0.06~0.10	0.08	0.03~0.05	0.04
		Continuous	0.08~0.11	0.10	0.03~0.06	0.05
	1ppm × 1h × 6/day	None	0.04~0.11	0.08	0.03~0.06	0.05
		Intermittent	0.05~0.07	0.06	0.03~0.03	0.03
		Continuous	0.06~0.09	0.08	0.03~0.04	0.04

Table 3 Quantity of scale and overall heat transfer coefficient of tested tubes in the Model Condenser in Sakai-ko power station.

Alloy	Fe ⁺⁺	Ball	Scale (mg/cm ²)	Overall heat transfer coefficient and degree of drop	
				After corrosion test (Kcal/m ² h°C)	Degree of drop* (%)
Albrac	1ppm × 1h × 1/day	None	13.1	2,572	17.3
		Intermittent	13.7	2,556	17.8
		Continuous	13.2	2,604	16.3
	1ppm × 1h × 6/day	None	17.5	2,438	21.7
		Intermittent	16.0	2,473	20.4
		Continuous	17.2	2,474	20.8
AP2 Bronze	1ppm × 1h × 1/day	None	7.1	2,735	8.6
		Intermittent	7.2	2,729	8.7
		Continuous	8.2	2,702	9.7
	1ppm × 1h × 6/day	None	7.9	2,711	9.4
		Intermittent	8.4	2,679	10.4
		Continuous	8.0	2,698	9.9
AP3 Bronze	1ppm × 1h × 1/day	None	7.4	2,738	7.5
		Intermittent	8.0	2,589	9.2
		Continuous	9.5	2,604	12.1
	1ppm × 1h × 6/day	None	12.0	2,553	14.8
		Intermittent	10.1	2,642	10.8
		Continuous	9.8	2,650	10.4

* Degree of drop in heat transfer coefficient was calculated by comparing overall heat transfer coefficient of the test tube with that of clean tube of same alloy.

i. e. Albrac 3,110 Kcal/m² h°C

AP2 Bronze 2,990 Kcal/m² h°C

AP3 Bronze 2,980 Kcal/m² h°C

Table 4 Chemical analysis of scale of tested tubes in the Model Condenser in Sakai-ko power station. (wt. %)

Alloy	Fe ⁺⁺	Sponge ball cleaning	Cu	Zn	Sn	Al	Fe	Mn	Total S	SO ₄ ²⁻	S*	Loss of ignition
Albrac	1ppm×1h×1/day	None	37.5	1.8	—	1.6	4.7	<0.1	2.1	2.1	1.4	32.9
		Intermittent	38.5	3.0	—	2.6	4.3	<0.1	2.5	2.1	1.8	34.7
		Continuous	32.6	6.5	—	5.6	3.9	<0.1	4.1	3.6	3.2	30.4
	1ppm×1h×6/day	None	36.1	1.6	—	1.7	9.0	<0.1	1.2	2.1	0.5	36.6
		Intermittent	35.7	1.8	—	2.0	11.2	<0.1	1.4	2.4	0.6	40.5
		Continuous	32.2	0.6	—	2.0	13.0	<0.1	2.0	2.2	1.2	31.5
AP2 Bronze	1ppm×1h×1/day	None	29.3	—	2.7	2.0	7.2	<0.1	2.6	2.0	1.9	28.2
		Intermittent	34.6	—	9.3	1.5	4.7	<0.1	2.3	2.0	1.6	27.9
		Continuous	36.3	—	11.2	1.4	4.5	<0.1	4.1	2.3	3.3	25.2
	1ppm×1h×6/day	None	21.6	—	4.5	1.4	16.1	<0.1	0.9	0.3	0.8	24.6
		Intermittent	30.3	—	7.4	1.5	12.6	<0.1	1.2	2.9	0.2	33.5
		Continuous	27.2	—	4.5	0.8	18.8	<0.1	3.6	2.6	2.7	24.4
AP3 Bronze	1ppm×1h×1/day	None	34.0	—	4.5	1.6	5.3	<0.1	2.0	1.9	1.3	32.0
		Intermittent	34.1	—	11.9	0.3	4.0	<0.1	2.4	2.0	1.7	23.2
		Continuous	31.4	—	16.1	1.9	4.9	<0.1	5.5	5.6	3.6	23.8
	1ppm×1h×6/day	None	22.1	—	3.4	0.9	15.4	<0.1	1.0	1.8	0.4	27.1
		Intermittent	29.1	—	8.5	1.0	13.4	<0.1	1.4	1.8	0.8	32.0
		Continuous	26.3	—	8.8	0.9	19.8	<0.1	2.9	2.4	2.1	21.9

* S not belonging to SO₄²⁻

3・2 試験条件

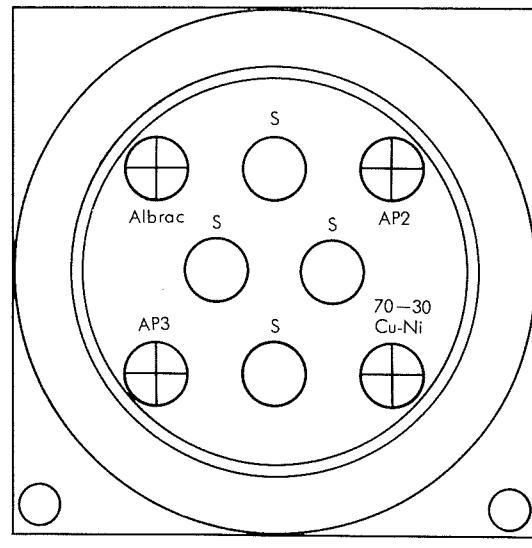
海水は発電所の取水口から取水し、汚染の条件を与るために堺港発電所における腐食試験と同じ水準のイオウイオン 0.1 ppm を硫化ソーダによって連続的に注入した。鉄イオンは 0.1 ppm 常時注入した。そして、この人工汚染海水を昭和44年10月17日から翌45年4月4日までの約6ヶ月間試験管へ 2.0 m/sec の流速で通水した。なお、海水は 0.1 ppm の塩素処理がなされている。試験条件は Table 5 のようであり、本試験はスポンジボールによる洗浄の有無(要因A)、材質(要因B)の2つの要因に関する検討をおこなったわけである。また用いたスポンジボールも堺港発電所における試験と同じもので、各管へのボールの通過頻度は1時間当たり15~25回とした。スポンジボール洗浄管のテストにおいてボールの通過量の偏りを避けるため全材質管とも全長を4等分し、各材質管1本づつを直列に接いだ

Table 5 Condition for Model Condenser test under artificially polluted sea water in Chita power station.

Mark	Factors	Conditions	
A	Sponge ball cleaning	A ₁	None
		A ₂	Intermittent (3h/2day)
B	Alloy	B ₁	Albrac
		B ₂	AP2 Bronze
		B ₃	AP3 Bronze
		B ₄	70-30 Cupronickel*

* 70-30 Cupronickel : Cu-30% Ni-0.5% Fe

もの4系列を作り各材質管が全く同じ洗浄条件になるよう



○ Non crossed tubes for sponge ball cleaning
⊕ Crossed tubes for non sponge ball cleaning

Fig. 4 Installation of test tubes in the Model Condenser in Chita power station (front view). (S : Test tubes of short length)

配慮するとともに、長手方向に対して腐食状況に差が生じた場合のことも考えて、接続順位も1本毎に変えた。各管の装着図を Fig. 4 に示す。

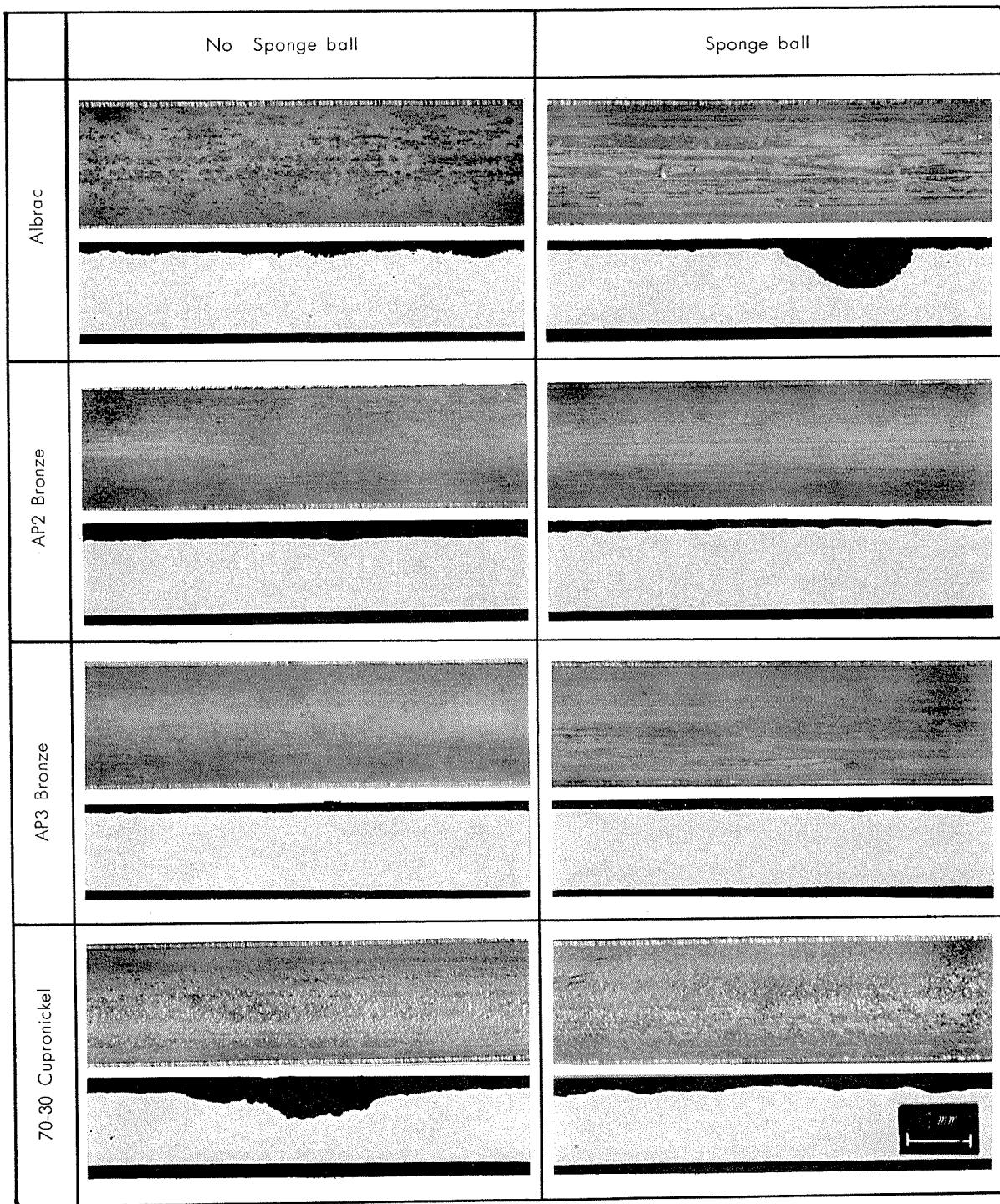


Fig. 5 Inner surfaces and cross sections of tested tubes in the Model Condenser in Chita power station.

3・3 試験装置

イオウイオン注入設備を増設しただけで、前報における試験装置をそのまま使用した。

3・4 結 果

酸洗浄による内面付着物除去後の各管の外観状況と断面状況を Fig. 5 に示す。

3・4・1 内面の腐食状況

(1) スポンジボール洗浄管

アルブラック、AP2 および AP3 ブロンズには茶褐色を呈した光沢のあるうすい膜状のスケールが形成されており、タテ方向の黒いスジ模様もかなりみられた。またアルブラックだけは青白色の斑点も散在していた。一方30%キューピロニッケルのスケールはこれらの管とはかなり異なっておりごく一部に茶褐色スケールがみられた程度で大部分の領域が青白色と黄褐色の入り混ったものであった。そしてアルブラックと 2 種の AP ブロンズは黒スジ部に浅い腐食溝

が、またアルブラックだけにみられた青白色斑点部にかなり深い潰食孔が生じていたが、これらの管の大部分の領域すなわち茶褐色スケールの付着下は軽い肌荒れ腐食が生じている程度でありアルブラックにおいても孔食の密在する汚染海水腐食はみとめられなかった。30%キュプロニッケルは斑点状に孔食が密在する汚染海水腐食が生じていた。

(2) スポンジボール非洗浄管

いずれの管も鉄イオン注入がなされているにもかかわらず茶色味が比較的少なく、部分的に青白色部も混在した黄褐色の軟らかいスケールが付着しており、30%キュプロニッケルのスケールもスポンジボール洗浄管と異なり他の材質管のそれとあまり変わらないものであった。そしてアルブラックと30%キュプロニッケルに孔食の密在した汚染海水腐食が生じたが2種のAPブロンズには軽い肌荒れ腐食が生じたに過ぎなかった。

3・4・2 腐食深さ

各管の最大腐食深さおよび平均腐食深さをTable 6に示す。このうち、全長を4等分し各系列で試験したスポンジボール洗浄管は、いずれの材質管もそれぞれの系列間ににおいて腐食深さに大きな差がみられなかつたので、いずれも同じようなスポンジボール洗浄条件下にあったものとみなし、分割せずに試験したものとして表示した。汚染海水腐食の生じた洗浄有無の両条件下の30%キュプロニッケルおよびスポンジボール非洗浄条件下のアルブラックの侵食が大きいのは当然であるが、スポンジボール洗浄条件下に

あつたアルブラックは汚染海水を生じなかつたにもかかわらず潰食によって汚染海水腐食より大きく侵食されている。これらに比べて2種のAPブロンズの腐食はかなり軽かつた。また侵食程度についてスポンジボール洗浄の有無による傾向性はみられなかつた。

3・4・3 伝熱特性

各管の中央部（スポンジボール洗浄管は長手方向に対して中央部に取付けられていたもの）でスケールの付着量ならびに熱貫流率の測定をおこないTable 7に示す結果を得

Table 7 Quantity of scale and overall heat transfer coefficient of testea tubes in the Model Condenser in Chita power station.

Alloy	Ball	Scale (mg/cm ²)	Overall heat transfer coefficient and degree of drop	
			After corrosion test (Kcal/m ² h°C)	Degree of drop (%)
Albrac	None	6.4	2,866	7.8
	Intermittent	4.1	3,071	1.2
AP2 Bronze	None	6.4	2,798	6.4
	Intermittent	5.6	2,923	2.2
AP3 Bronze	None	7.8	2,810	5.1
	Intermittent	5.2	2,839	4.1
70-30 Cupronickel	None	6.6	2,430	14.6*
	Intermittent	4.5	2,678	5.9*

* Degree of drop in heat transfer coefficient was calculated by comparing overall heat transfer coefficient of the test tube with that of clean tube of same alloy.
i.c. 70-30 Cupronickel 2,874 Kcal/m² h°C

た。材質間における汚れ程度には傾向性がみられないが、スポンジボール洗浄の有無に関しては各材質管ともスポンジボール洗浄管の方が汚れが小さい傾向にあった。

3・4・4 内面スケールの化学成分

内面スケールについての化学分析結果はTable 8のようである。いずれの管のスケールも管の腐食生成物と有機物質である灼熱減が多い。鉄は5~16%含有されており各材質管ともスポンジボール洗浄管に含有率が高かった。また硫化物は鉄含有率の低いスポンジボール非洗浄管に多く含まれていた。ただし、総体的に堺港発電所における試験結果に比べると含有率が低い。

Table 6 Corrosion depth of tested tubes in the Model Condenser in Chita power station.

Alloy	Ball	Corrosion depth (mm)	
		Maximum	Mean
Albrac	None	0.32	0.11
	Intermittent	0.75	0.36
AP2 Bronze	None	0.10	0.04
	Intermittent	0.08	0.04
AP3 Bronze	None	0.05	0.03
	Intermittent	0.08	0.04
70-30 Cupronickel	None	0.50	0.25
	Intermittent	0.35	0.19

Table 8 Chemical analysis of scale of tested tubes in the Model Condenser in Chita power station. (wt. %)

Alloy	Sponge ball cleaning	Cu	Zn	Sn	Ni	Al	Fe	Total S	SO ₄ ²⁻	S*	Loss of ignition
Albrac	None	32.3	4.0	—	—	3.2	7.4	1.6	3.6	0.4	24.1
	Intermittent	30.5	0.9	—	—	1.6	15.1	0.4	0.8	0.1	25.0
AP2 Bronze	None	28.6	—	5.7	—	1.3	10.5	1.6	1.2	1.2	20.3
	Intermittent	30.6	—	3.3	—	0.8	16.1	0.6	0.9	0.3	22.3
AP3 Bronze	None	31.3	—	2.7	—	1.1	12.0	2.4	1.6	1.8	21.8
	Intermittent	30.4	—	4.3	—	0.8	15.6	0.6	1.1	0.2	24.5
70-30 Cupronickel	None	43.3	—	—	6.6	—	4.8	1.1	1.6	0.5	20.5
	Intermittent	36.6	—	—	8.8	—	8.2	1.0	1.6	0.4	21.5

* S not belonging to SO₄²⁻

4. 考 察

上述の2地点におけるモデルコンデンサーによる試験、すなわち汚染海水条件下における復水器管のスポンジボール洗浄を始めとする二、三の要因の作用に関する堺港および知多両発電所における試験、の結果からつぎのことが考察される。

(1) 試験を実施した管の内面はスポンジボール洗浄の条件によって、その付着物の状況に多少の違いを生じていたが、その腐食の形態にはあまり差が生じていないようであって、アルブラック管と30%キュプロニッケル管には孔食を主体とする腐食が生じていた。これらの腐食形態はいずれも汚染海水の条件下において生ずる腐食形態として一般的なものである。例外として知多における試験管のうちスポンジボール洗浄を実施したアルブラック管のみは汚染海水腐食特有の孔食を生じておらず、それに替って局部的な潰食を生じており、その侵食程度は孔食のそれを上回るものであった。このことから、スポンジボール洗浄が汚染海水腐食を防止する効果を有することが推測されないわけではないが、他の重大な損傷——潰食——を招きやすいため、汚染海水腐食防止のための対策としてスポンジボール洗浄は実用上推奨できないものとみなされる。

(2) 本試験結果において、最も明瞭に示されていることはAP2およびAP3の両ブロンズ管がアルブラック管や30%キュプロニッケル管に比して、その耐食性において優れていることである。このことはAPブロンズが汚染海水条件下において孔食の発生をみることがないためであり、多くの他の試験例とも一致する。しかし、鉄イオンの注入頻度は試験の範囲では腐食程度にはほとんど影響をおよぼしていない。

(3) 堀港における試験管の内面付着物量はスポンジボール洗浄条件によって大差がない。換言すれば、スポンジボール洗浄は管内面付着物の除去につき効果を示していない。一方、知多の試験管は一般にスポンジボール洗浄管の方が非洗浄管よりも約30%付着物が少ない。付着物の化学成分に着目すれば、堺港におけるA₁管（鉄イオン濃度：1ppm×1h×1/day）はスポンジボール洗浄頻度の増大につれて主要合金成分すなわち、アルブラックにおけるZnとAl、APブロンズにおけるSnが増大しているのに対し、A₂管（鉄イオン濃度：1ppm×1h×6/day）ではスポンジボール洗浄頻度の増大につれて鉄含有量の一層の増大がみられる。このことはスポンジボール洗浄が前者においては合金成分の付着物への濃縮を促進し、後者においては鉄分の付着物への濃縮を促進していることを示している。つまり、スポンジボール洗浄がその後の付着物への特定成分の濃縮を促進したもののであり、スポンジボール洗浄の付着物量に対する作用は甚だ複雑である。知多の試験管についてみれば、スポンジボール洗浄は付着物中の鉄含有量を増大させてはいるが、合金成分の濃縮については一定の傾向を示していない。

このような一連の結果から、スポンジボール洗浄が汚染海水条件下において管内面に形成された付着物を機械的に除去する作用を有することは疑う余地がないとしても、その結果として特定成分の付着を促進することも場合によってはありうるようである。このような現象ははなはだ複雑であり、現段階では謙譲ながら、よく説明しうる状態はない。

(4) 前報の結果によれば清浄海水使用時においてスポンジボール洗浄は著しく潰食の発生を促進することが示されたが、これに対して汚染海水使用時にはスポンジボール洗浄による潰食促進効果はあまり著しいものではなかった。汚染海水使用時の管内面付着物が、汚染海水による管の腐食生成物を主体とするものであることおよび汚染海水の腐食作用は清浄海水のそれより著しく大きいことからみて、清浄海水使用時と汚染海水使用時におけるスポンジボールによる潰食促進作用の差は管内面付着物の生成速度の差によるものと考えられる。つまり、汚染海水使用時には腐食反応による付着物の生成速度がスポンジボールによる管内面付着物の除去速度より大きい場合が多いため、清浄海水使用時のように容易に潰食を生じないものと考えられる。しかし、条件によっては汚染海水中においても潰食を生ずることがありうることは知多のアルブラック管（A₂B₁）において認められるところである。

5. 結 言

前報において清浄海水使用時の復水器管の腐食におよぼすスポンジボール洗浄の影響を明らかにし、とくにその潰食促進作用が顕著であることを指摘した。

本報では堺港および知多両発電所に設置したモデルコンデンサーにより汚染海水（イオウイオン 0.1ppm）使用時の復水器管に対するスポンジボール洗浄の影響を調査し、つぎの結果を得た。なお用いた管はアルブラック、AP2ブロンズ、AP3ブロンズおよび30%キュプロニッケルである。

1) 1時間当たり15～25回のスポンジボール洗浄はそれが連続であっても、また間歇であっても復水器管の汚染海水による腐食を大きく変えることはなかった。すなわちアルブラック管と30%キュプロニッケル管には孔食を生ぜしめ、両APブロンズ管には全面腐食を生ぜしめた。そして、前報の清浄海水による試験においてみられたようなスポンジボール洗浄による顕著な潰食促進作用はほとんどみられなかった。

2) 腐食深さはすべての試験条件の範囲内において合金間の差が顕著であり、それ以外の試験条件にもとづく差は明確ではなかった。すなわち両APブロンズ管はすべての試験条件下においてアルブラック管および30%キュプロニッケル管よりもはるかに安定した耐食性を示した。

3) 付着物の成分はスポンジボール洗浄や鉄イオン注入条件によって変動し、複雑な結果を示した。特に堺港における試験において、スポンジボール洗浄は鉄イオン注入に応

じて合金成分または鉄分の付着物中への濃縮を促進する作用を有することもみとめられ、必ずしも付着物の減少にのみ作用していなかった。

謝 辞

前報における試験から本試験終了までの長い期間にわたって終始絶大なる御配慮、御指導を賜わった関西電力株式会社ならびに中部電力株式会社の関係者の方々に対して深く感謝致します。

文 献

- 1) 佐藤史郎、永田公二、小木曾昭夫：住友軽金属技報、**11** (1970), 187
- 2) 未発表
- 3) 野世渕精、佐藤史郎、風間公一、山口謙、安井恒政：住友軽金属技報、**12** (1971), 85

Al, Cu, Zn, Sn ならびに Fe の Metal-S-Cl-H₂O 系 電位-pH図

田 部 善 一

住 友 軽 金 属 工 業 株 式 会 社

Al, Cu, Zn, Sn ならびに Fe の Metal-S-Cl-H₂O 系 電位-pH図**

田 部 善 一*

Potential-pH Diagrams of Metal-S-Cl-H₂O Systems on Al, Cu, Zn, Sn and Fe

by Zen-ichi Tanabe

Sulphur, chlorine and their compound can increase corrosion of metals.

The equilibrium reaction of metal-water systems and the corresponding Potential-pH diagrams have been established by Pourbaix et. al.

The author has tried to conceive the reaction that can occur when Al, Cu, Zn, Sn and Fe are in sulphur, chlorine bearing media.

On the basis of the diagrams, it can be concluded that the EMF of copper, zinc and iron is much higher in the presence of sulphur and chlorine than in metal-water binary systems. But, EMF of aluminium and tin don't increase in the metal-water system even if sulphur and chlorine are added in this system.

1. 緒 言

水が関係する電極反応の平衡論的考察には、反応にともなう自由エネルギー変化を

$$E = \frac{-\Delta G}{nF}$$

によって電位のスケールに変え、ほかの変数としての水素イオンの活量の負対数、pH、に対して直線になるようならわすならば、その系におこる反応の平衡関係は平面上にいくつかの直線の組合せとしてあらわすことができる。

このようにしてあらわした図を電位-pH図といい、1945年 M. Pourbaix¹⁾ の創始によるので Pourbaix diagramともいう。

Pourbaix はその協同研究者らとともに "Atlas of Electrochemical Equilibria in Aqueous Solution" にまとめて発刊した²⁾。これにはほとんどの元素と H₂O の電位-pH図が記載されている。

しかしながら実際上種々な電極反応たとえば腐食反応に応用する場合、Metal-H₂O 間のみで反応することはすくなく、第3、第4元素あるいはイオンの入った複雑な系になる。

このように第3、第4成分の存在によって Metal-H₂O 系にあらわれる相以外の相（固相や錯イオン）が生ずるときは、これらが安定に存在し得る領域をこの図にしめさなければならない。

このような場合の電位-pH図はCu-Cl-H₂O系⁴⁾ や、Fe-

S-H₂O系⁵⁾ などに若干の報告があるにすぎない。

そこで S や Cl の共存する水溶液中において、当社製品の合金成分である Al, Cu, Zn, Sn ならびに Fe の Metal-S-Cl-H₂O 系の電位-pH図を計算した。

これは汚染河海水におけるこれらの合金の腐食挙動や防食対策、石油工業における腐食問題、温泉地などにおける腐食対策などを解決する上に有力な知見をあたえてくれる。

2. 計算結果ならびに電位-pH図の一例

計算の根拠となる標準化学ポテンシャルは Latimer の数値⁶⁾ を用いた。

Cl は酸素発生電位以上において ClO₄⁻, ClO₃⁻ あるいは ClO₂⁻イオンの形をとるが、それ以外の電位および pH 領域ではほとんど Cl⁻イオンの形のまま存在するから簡単である。これに対して S は電位と pH によって H₂S, HS⁻, S²⁻, S, HSO₄⁻, SO₄²⁻ といろいろ変化するから非常に複雑になる。Cl-H₂O ならびに S-H₂O 系の電位-pH図は、前述の Pourbaix の研究がある²⁾ので省略する。また電位の表示は標準水素電極基準のほかに、一般的の電位表示の際標準電極として使用される飽和カロメル電極を基準とした電位 (vs. S. C. E) も図中に併記した。

1) Al-S-Cl-H₂O 系

Al₂S₃ の標準化学ポテンシャルは -117.7 Kcal/mol であり、AlCl₃ もまた -152.2 Kcal/mol であって、水溶液中ではいずれも完全に加水分解をおこすので、Al-H₂O 系と同じものとなる。Al-H₂O 系については Pourbaix の研究²⁾とハロゲン共存における Katoh の研究³⁾があるが、回転腐食試験を 3%NaCl 水溶液中においておこなったと

* 研究部

** 日本金属学会第Ⅱ総合分科会シンポジウム（昭和47年1月—東京）に発表

ころ、Fig. 1 のような結果を得たので、Katoh の式を参考にして作成した。

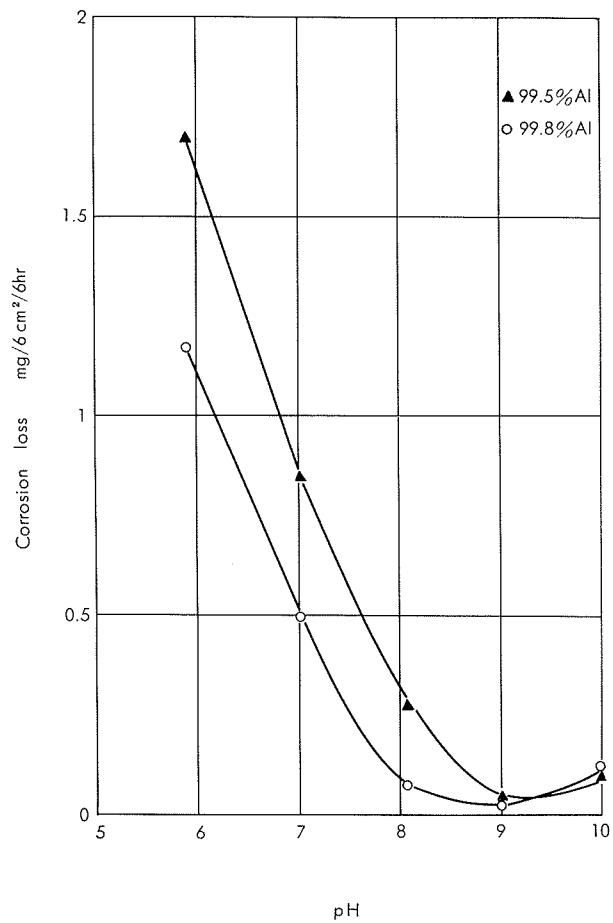
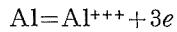
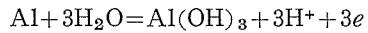


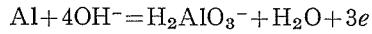
Fig. 1 Effect of pH on Corrosion loss of Aluminium in 3% NaCl solution



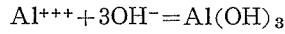
$$E = -1.66 + 0.0197 \log(\text{Al}^{+++})$$



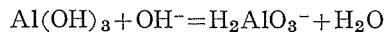
$$E = -1.45 - 0.059 \text{pH}$$



$$E = -1.24 - 0.079 \text{pH} + 0.0197 \log(\text{H}_2\text{AlO}_3^-)$$



$$3\text{pH} = 10.8 - \log(\text{Al}^{+++})$$



$$\text{pH} = \log(\text{H}_2\text{AlO}_3^-) + 12.4$$

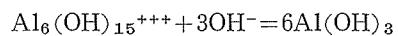


$$4\text{pH} = \log(\text{H}_2\text{AlO}_3^-) - \log(\text{Al}^{+++}) + 25.45$$

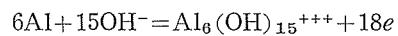


$$15\text{pH} = 47.75 + \log(\text{Al}_6(\text{OH})_{15}^{+++})$$

$$-6\log(\text{Al}^{+++})$$



$$3\text{pH} = 17.83 - \log(\text{Al}_6(\text{OH})_{15}^{+++})$$



$$E = -1.51 - 0.0493 \text{pH} + 0.0033 \log$$

$$(\text{Al}_6(\text{OH})_{15}^{+++})$$

これらの式によってまとめた電位-pH図を Fig. 2 に示す。(pH=0~10, E_h = -0.5~−2.5V の範囲)

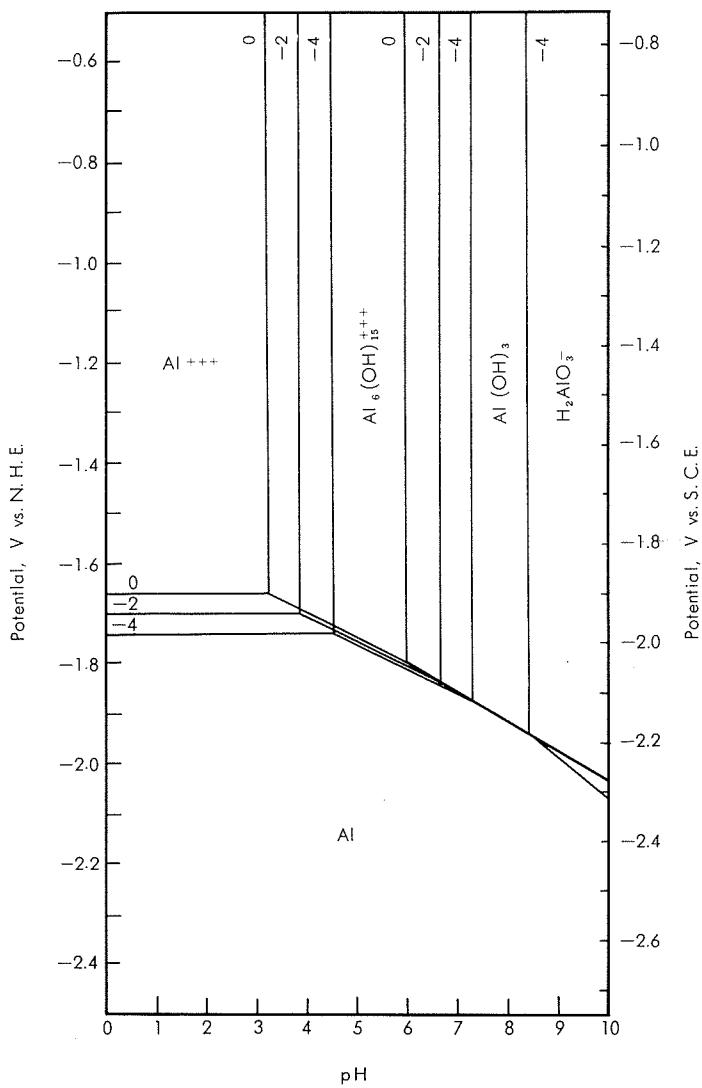
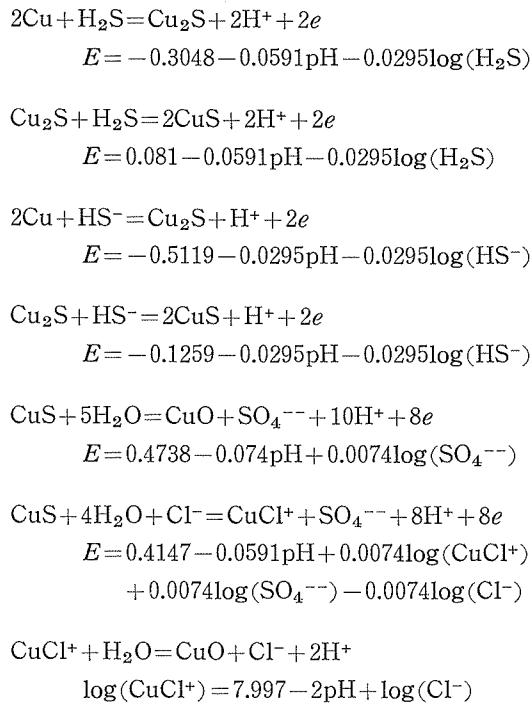


Fig. 2 Potential-pH diagram of Al-H₂O-S-Cl system (S=10⁻⁴ mol, Cl=0.5 mol)

2) Cu-S-Cl-H₂O系

この系は Cu-Cl-H₂O系で複雑なイオンがあらわれるのと若干複雑となる。またpHを0~10に限定するとS²⁻やCu⁺⁺が省略できるのでやや簡単となる。(以下いずれの金属の場合もS²⁻は省略)



これらの式を使用して $\text{S}=10^{-4}\text{mol}$, $\text{Cl}=0.5\text{mol}$ を含む H_2O 中 (S を 3.2ppm 含む海水がこれに近い。) における Cu-S-Cl-H₂O 系電位-pH図にまとめた例を Fig. 3 に示す。(pH=0~10, E_h=+0.5~-1.0V)

3) Zn-S-Cl-H₂O 系

この場合は次の様な反応が成立するものと考えられる⁷⁾。

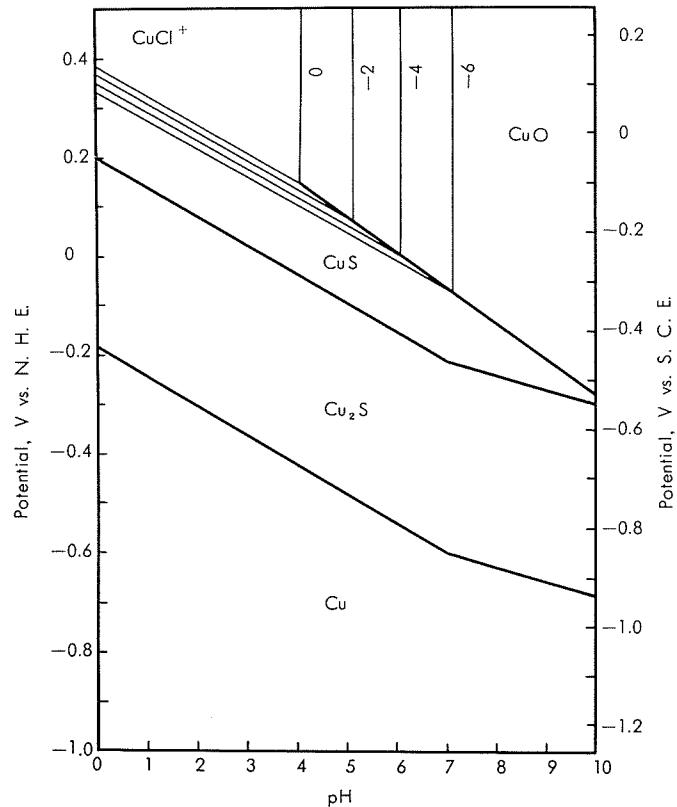
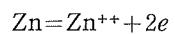
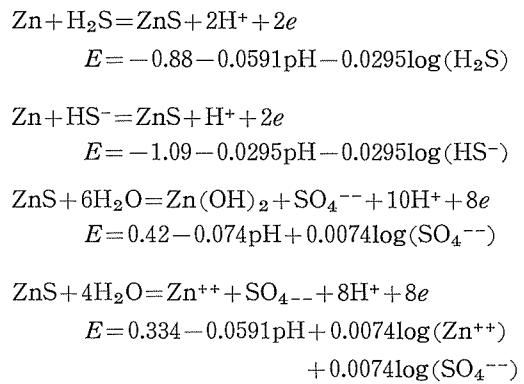


Fig. 3 Potential-pH diagram of Cu-H₂O-S-Cl system ($\text{S}=10^{-4}$ mol, $\text{Cl}=0.5$ mol)



$$E = -0.763 + 0.0295\log(\text{Zn}^{++})$$

これらの式によって $\text{S}=10^{-4}\text{mol}$, $\text{Cl}=0.5\text{mol}$ を含む Zn-S-Cl-H₂O 系の電位-pH図をまとめた一例を Fig. 4 に

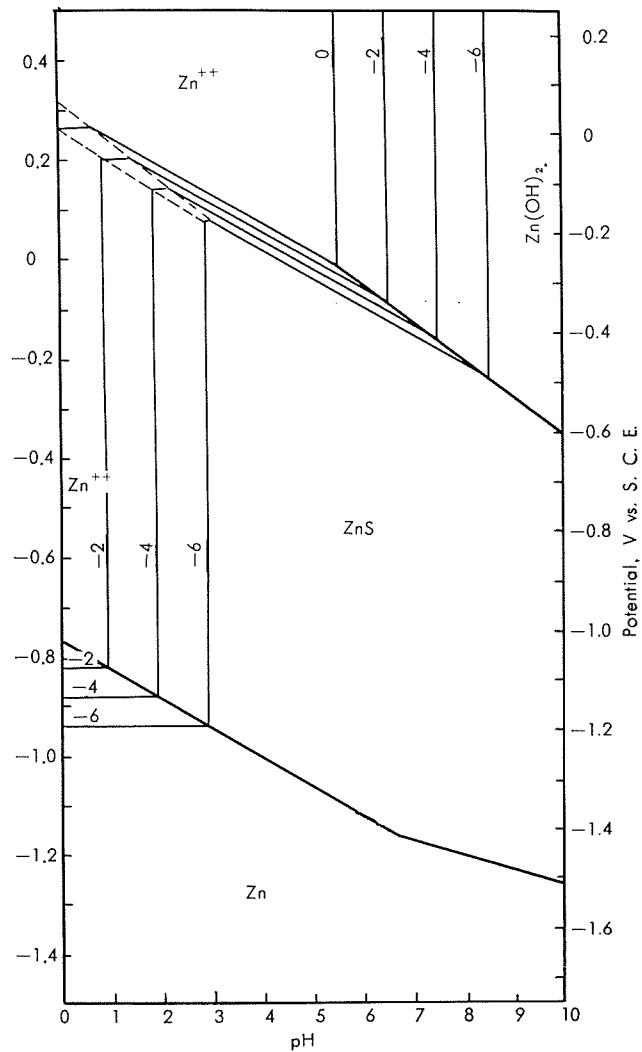
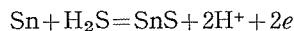


Fig. 4 Potential-pH diagram of Zn-H₂O-S-Cl system ($\text{S}=10^{-4}$ mol, $\text{Cl}=0.5$ mol)

示す。(pH = 0 ~ 10, $E_h = +0.5 \sim -1.5$ V)

4) Sn-S-Cl-H₂O 系

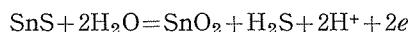
この場合も SnCl₂ や SnCl₄ は加水分解をするので、Sn-S-H₂O 系と同じになる。この場合は次の様な反応が成立するものと考えられる。



$$E = -0.2853 - 0.0591\text{pH} - 0.0295\log(\text{H}_2\text{S})$$



$$E = -0.492 - 0.0295\text{pH} - 0.0295\log(\text{HS}^-)$$



$$E = 0.0507 - 0.0591\text{pH} + 0.0295\log(\text{H}_2\text{S})$$



$$\log(\text{Sn}^{++}) = -5.051 - 2\text{pH} - \log(\text{H}_2\text{S})$$



$$E = -0.077 - 0.1182\text{pH} - 0.0295\log(\text{Sn}^{++})$$



$$E = -0.136 + 0.0295\log(\text{Sn}^{++})$$

これらの式によって、S=10⁻⁴mol, Cl=0.5mol を含む Sn-S-Cl-H₂O 系の電位-pH 図をまとめると、Fig. 5 のごとくなる。

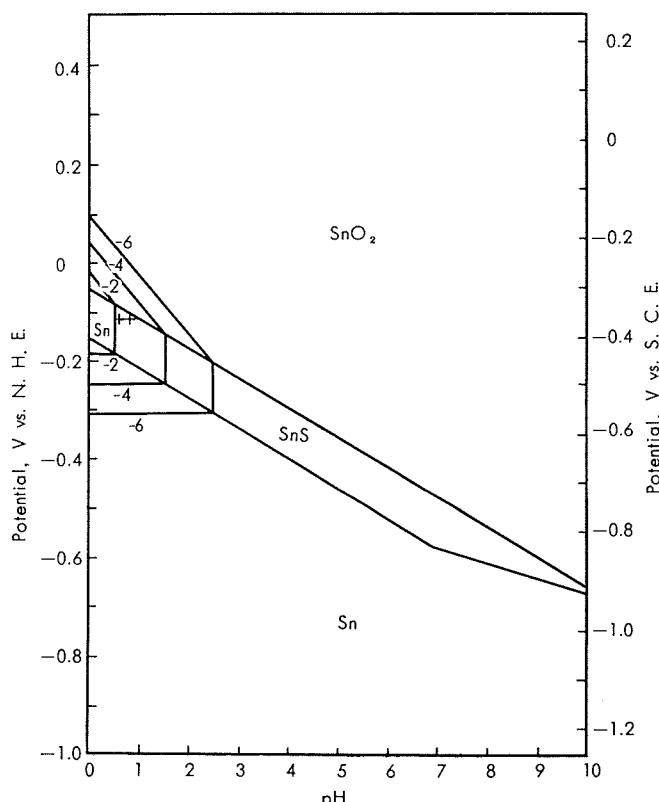
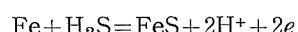


Fig. 5 Potential-pH diagram of Sn-H₂O-S-Cl (S=10⁻⁴ mol, Cl=0.5 mol)

とくなる。(pH = 0 ~ 10, $E_h = +0.5 \sim -1.0$ V)

5) Fe-S-Cl-H₂O 系

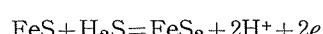
この場合も Cl は反応に関与せず Fe-S-H₂O 系と同じである。これについては Bouet と Brenet の研究⁵⁾があるのでこれを再記する。



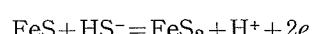
$$E = -0.364 - 0.0591\text{pH} - 0.0295\log(\text{H}_2\text{S})$$



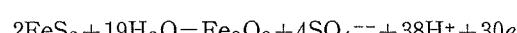
$$E = -0.571 - 0.0295\text{pH} - 0.0295\log(\text{HS}^-)$$



$$E = -0.216 - 0.0591\text{pH} - 0.0295\log(\text{H}_2\text{S})$$



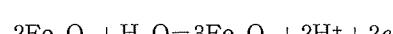
$$E = -0.423 - 0.0295\text{pH} - 0.0295\log(\text{HS}^-)$$



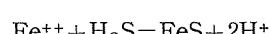
$$E = 0.390 - 0.0748\text{pH} + 0.0078\log(\text{SO}_4^{--})$$



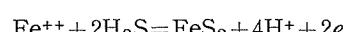
$$E = 0.394 - 0.0752\text{pH} + 0.0088\log(\text{SO}_4^{--})$$



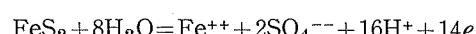
$$E = 0.221 - 0.0591\text{pH}$$



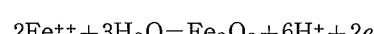
$$\log(\text{Fe}^{++}) = 2.582 - 2\text{pH} - \log(\text{H}_2\text{S})$$



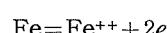
$$E = -0.140 - 0.118\text{pH} - 0.0591\log(\text{H}_2\text{S}) - 0.0295(\text{Fe}^{++})$$



$$E = 0.367 - 0.067\text{pH} + 0.008\log(\text{SO}_4^{--}) + 0.004\log(\text{Fe}^{++})$$



$$E = 0.728 - 0.1773\text{pH} - 0.0591\log(\text{Fe}^{++})$$



$$E = -0.440 + 0.0295\log(\text{Fe}^{++})$$

これらの式によって S=10⁻⁴mol を含む Fe-S-Cl-H₂O 系の電位-pH 図をまとめると Fig. 6 のごとくなる。(pH = 0 ~ 10, $E_h = +0.5 \sim -1.0$ V)

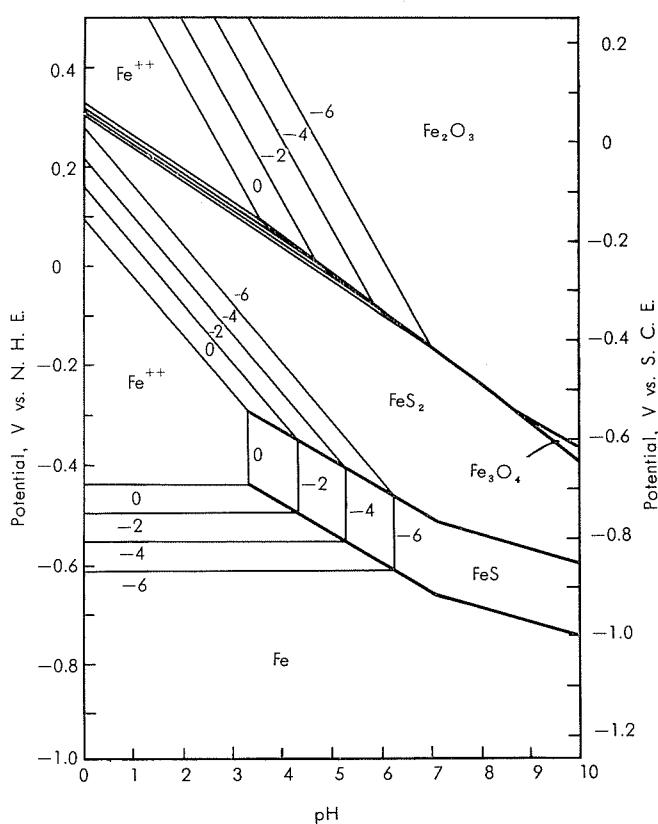


Fig. 6 Potential-pH diagram of Fe-H₂O-S-Cl system ($S=10^{-4}$ mol, Cl=0.5 mol)

3. 考 察

この電位-pH図はこれらの金属の S-Cl-H₂O系またはS-H₂O系の水溶液中における溶解、硫化、酸化などの反応の熱力学的な可能性についての知見を与えてくれる。しかしながらこの図からは速度論的な知見は得られない。これには表面に出来る可能性のある生成物に関する性質をよく知って後に判断を下さなければならない。

たとえば S を 3.2ppm 含有した汚染海水中における銅合金の腐食挙動を推定するならば、このような場合の陽極電位は -0.4V(vs.S.C.E.) 位であるために、Cu は CuS を表面に生成する。Cu-Zn-Al 合金（アルブラックはこの系に相当する。）ならば Zn は Zn(OH)₂ を生成し一部は Zn⁺⁺

になって溶解し、Al は酸化物を生成するであろう。この場合 Al₂O₃ は保護皮膜となる筈であるが表面生成物層は下層が CuS でその上に Al₂O₃ が生成するために保護皮膜とはならない。Cu-Sn 合金では Sn は SnO₂ として安定であるし、表面生成物の下層に金属と密着して生成する¹⁾ ので保護皮膜となる。Cu 合金の耐食性を向上させるために鉄イオンの注入をおこなうが、これは S の濃度が増加するとこの電位では FeS₂ の領域にはいってくるので清浄な海水中におけるような耐食効果は得られなくなるであろう、というような解釈ができる。またアルミニウムは硫化物の温泉中で耐食的であろうことも推定し得よう。

しかしながらこれらの判断は平衡論的なものであって、速度論的なものは分極曲線の測定などによって情報を得て、より正確な判断を下すことが必要である。

4. 結 び

当社製品の合金成分である Al, Cu, Zn, Sn および Fe の Metal-S-Cl-H₂O 系の反応についての電位-pH 図を計算し、そのうち S=10⁻⁴ mol, Cl=0.5 mol を含む系については一例として電位-pH図を書いて、これらの金属の腐食挙動を判断する図を得た。

文 献

- 1) M. Pourbaix : *Thermodynamics of Dilute Aqueous Solution*, Arnold Co. (1949), London
- 2) M. Pourbaix : *Atlas of Electrochemical Equilibria in Aqueous Solution*, Pergamon Press (1966), Oxford et al.
- 3) M. Katoh : Corrosion Science 8(1968), 423
- 4) J.V. Muylster, N. Zoubov, M. Pourbaix : Rapports Techniques No. 101 du CEBELCOR (1962), CEBERCOR, Bruxelles
- 5) J. Bouet, J.P. Brenet : Corrosion Science 3(1963), 51
- 6) W.M. Latimer : *Oxidation Potential*, Prentice-Hall(1952), London
- 7) 森岡進：日本金属学会会報, 7(1968), 485
- 8) 原論文が間違いと思われる所以著者の計算にしたがって訂正した
- 9) 田部善一：日本金属学会誌投稿中

R 144

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 13 No. 1 January, 1972

アルミニウム合金薄板の溶接性および溶接部の諸性質

杉山禎彦
福井利安

住友軽金属工業株式会社

技術資料

アルミニウム合金薄板の溶接性および溶接部の諸性質*

杉山禎彦** 福井利安**

1. はじめに

近年溶接構造物の大形化とともに、おのずからその構成メンバも寸法的に大きなものが要求されてきている。このような要求に対処して、素材メーカーも設備の大形化を計画あるいは実施しているが、漸次大形化され、かつ散発的に要求される素材をすべて満足できる設備を投入することは容易でない。したがってここに現有設備により製造可能な素材をさらに溶接によって大形化して構成メンバとする手段が考えられる。

ここに述べる実験は各種車両の外板あるいは屋根板などに用いられる広幅長尺の薄板を溶接によって大形化することを検討するために行なわれたもので、当初つぎのような問題点があげられた。すなわち、

- 1) 要求される大きさの板における溶接位置
- 2) 溶接法の選定
- 3) 溶接ひずみの発生程度および除去法
- 4) 溶接部の諸性質（機械的性質、耐食性など）
- 5) 価格比較

などである。

本報ではとくにこれらのうち2)～4)項について検討した結果を報告する。

2. 実験方法

母材には板厚0.8, 1.0および1.2mmの5052-H34(1000×2000mm)ならびに板厚1.3mmのAlclad 3004-H34合金(2413×500mm)をそれぞれ用いた。母材の機械的性質を表1に示す。

表1 供試母材の機械的性質

母材	板厚 (mm)	引張方向	機械的性質		
			引張強さ (kg/mm ²)	耐力 (kg/mm ²)	伸び (%)
5052-H34	0.8	たて よこ	26.2 26.5	20.7 20.3	8 10
	1.0	たて よこ	26.0 26.3	20.8 20.4	8 10
	1.2	たて よこ	25.6 25.5	19.9 19.6	10 11
Alclad 3004-H34	1.3	たて よこ	25.1 25.4	21.7 21.2	8 9

開先はシヤ切断のままのI形で、溶接前に接合部およびその近傍をワイヤブラシがけした。薄板の溶接には精密なジグが不可欠であるが、本実験では鉄道用レールおよび大型定盤を利用した簡単なジグを作製して用いた。なお、裏当てには幅2mm、深さ0.5mmの溝付き鋼板を使用した。

溶接は母材の長手方向に行なったが、その際とくに仮付け溶接を施さなかった。溶接条件はあらかじめ予備実験を行なって表2に示すように選定した。

表2 ティグおよびミグ溶接条件

溶接法	板厚 (mm)	開先形状	開先間隙 (mm)	溶接電流 (A)	アーク電圧 (V)	溶接速度 (cpm)	ガス流量 (lpm)	備考
ティグ (AC)	0.8	I形	0	45	—	120	15	1.6mm ^φ
	1.0	I形	0	60	—	105	15	タンゲステン電極
ミグ	1.0	I形	0	60～75	12～13	100	20	0.8mm ^φ 5056 1.2mm ^φ 5356 電極ワイヤ
	1.2	I形	0	70～80	12～13	70～90	20	

注) 裏当て: 2mm幅, 0.5mm深さ溝付鋼板

このようにして得られた溶接パネルのひずみの発生程度を定性的に調べ、引張によるひずみ除去法についていくらか検討した。また溶接部の外観および断面形状を調べ、機械的性質を求めるとともに、板厚1.2mmの5052-H34およ

* 溶接学会第30回溶接法研究委員会で発表（昭和45年8月）

** 研究部

び1.3mmのAlclad 3004-H34合金ミグ溶接部に対しては、母材とあわせて2500時間の5%塩水噴霧試験および110日間の工業用水浸漬試験を行ない、腐食状況の観察および引張性質の変化により耐食性を評価した。なお、本実験に用いた工業用水はアルミニウムに対して比較的腐食性の強いものである。

3. 実験結果および考察

3.1 溶接法および溶接条件

板厚1mm前後のアルミニウム合金薄板の溶接に対しては、現在実用化されている溶接法として、

- 1) AC ティグ溶接（溶接棒あり、なし）
- 2) DCSP ティグ溶接（溶接棒あり、なし）
- 3) 細径線ミグ溶接
- 4) ミグパルスアーク溶接

などが挙げられる。しかし2)はわが国ではまだ実績がほとんどなく、4)についても同様に1mm程度の薄板に対してはやはり実績に乏しいので、本実験ではACティグ溶接（溶接棒なし）および細径線ミグ溶接のみを用いた。ただ前者においては、後に述べるように、溶接金属の化学成分のコントロールあるいは適当な余盛を与えるために、溶接棒の送給も考慮しなければならないが、1mm程度の薄板の溶接には、精密な溶接装置を必要とするので、今回は省略した。

溶接条件は予備実験によって溶接部の外観および断面形状などから表2に示したように選定した。なお、条件の選

定に際しては、ひずみを防止するために極力溶接速度を速くするように心掛けたが、結果的にはより高速度溶接が望ましい。

ミグ溶接部の外観の一例をそれぞれ板厚1.3mmのAlclad3004-H34および1.2mmの5052-H34合金溶接部について図1に示す、また図2はこれらの溶接部の断面マクロ組織を示したものである。写真にみられるように、溶接ビードの幅は4~5mm程度で、裏波ビードの形状も良好である。ただ余盛りの高さが1~2mmで母材の板厚に比してやや高く、この傾向は板厚1mmの板ではさらに強かった。もちろん余盛の高さは開先間隙をとることによりある程度調整可能であるが、溶接長の長い継手では、仮付け溶接を行なわない場合、精密なジグを用いない限り、一定の間隙を保つことが困難である。またジグの抑えがじゅうぶんでないと、溶接の進行とともに生ずるひずみによって、突合せ面の食い違いが生じ、同時に裏当て板との間に密着を欠いて裏波が過大になる傾向がある。したがってジグのfinger tip の間隔は溶接に支障のない範囲で、できるだけまいほうがよい。

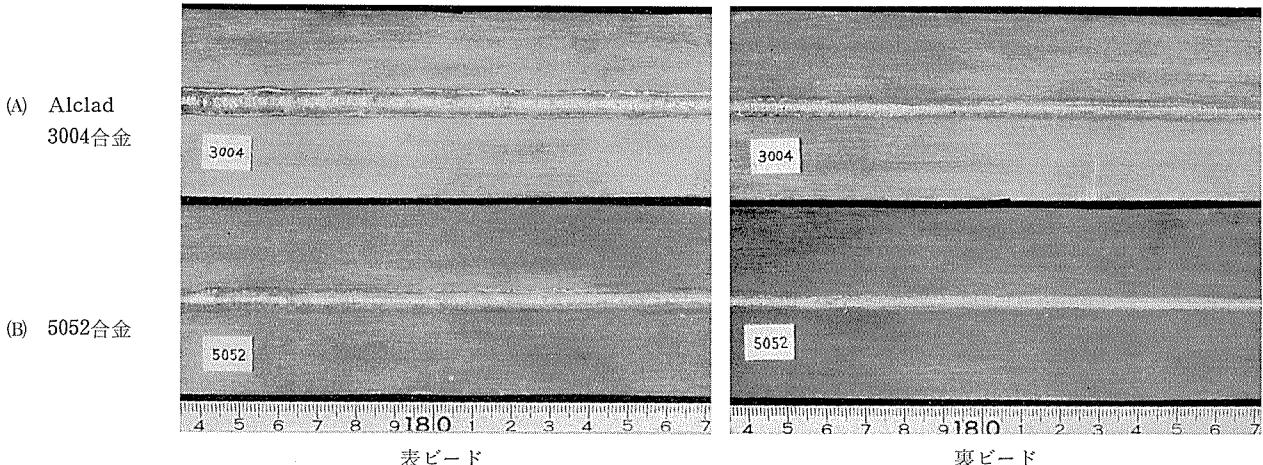


図1 ミグ溶接部の外観 (1.3mmt Alclad 3004-H34 および 1.2mmt 5052-H34)

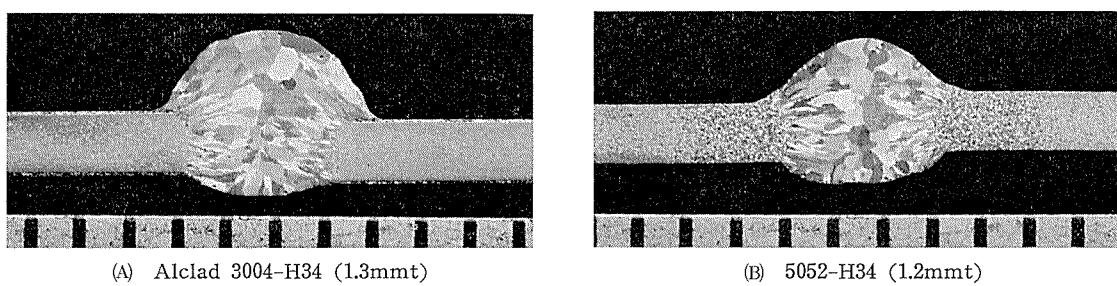


図2 ミグ溶接部の断面マクロ組織

いっぽうティグ溶接では、開先の整合がじゅうぶんであれば0.8mmの板厚でも比較的容易に溶接ができる、溶込みもじゅうぶんで、溶接ビード表面の外観もなめらかである。

しかし本実験のように溶接棒を用いない場合には、裏波ビードが大きくなると、表側ビード表面が母材面よりもいくらくぼ状になるので、後で示すように溶接部の機械的性質を

低下せしめる原因になる。また合金の種類によっては、溶接部の割れ感受性の改善などのために、溶接棒の供給によって溶接金属の成分を調整する必要がありこのような場合には溶接棒なしのティグ溶接の適用が制限される。なお、ひずみ防止を考慮して、表に示した以上の高速度ティグ溶接も試みたが、速度がたとえば 200 cpm のように速くなると、肉眼的には良好な溶接部にもかかわらず、X線検査によれば連続的なプローホールがいちじるしく、はなはだしいものは拡大鏡で検出できる程度のプローホールがビード表面に開孔していた。

実験室的には、上述のようにティグ溶接で板厚0.8mm, ミグ溶接でそれぞれ0.8および1.2mm ϕ 電極ワイヤを用いて1および1.2mm厚の薄板をほぼ満足に溶接することができた。しかしながら薄板の溶接には、かなりの技術が必要であり、さらに良好な結果をうるためにには、以下の点に注意する必要がある。

- 1) 精密なジグが必要である。すなわち突合させ部が全般的に均一に加圧拘束され、かつ finger tip の間隔がせまく、センタリングが容易なこと。
- 2) とくに細径電極ワイヤの送給が円滑で、アーケ長の変動が少ないすぐれた溶接装置が必要である。もちろん半自動あるいは手動溶接より自動溶接が望ましい。
- 3) 同時に電極ワイヤは表面が清浄でくせがなく、円滑な送給に支障のないすぐれた品質のものでなければならぬ。
- 4) 溶接長の長い継手では、とくに開先の直線性および整合が不可欠である。

3.2 溶接ひずみ

母材が比較的小さい場合には、ビード近傍の部分的ひずみは少なく、むしろ全般的に反りが生ずるが、本実験のような大きな母材では、逆に全般的な反りよりもむしろ部分的なひずみすなわち溶接ビード周縁の微小ひずみおよびビードをはさんでなだらかな丘状あるいはドーム状のひずみが発生する。この丘状のひずみは 1.2×1000×2000mm の 5052-H34 合金板を長手方向(2000mm)に4枚溶接した場合、各ビードをはさんで対称的にほぼ等間隔でビード片側について3か所生じ、それらの高さは水平面から 5~25mm ほどであった。なお同じ寸法の板を2枚溶接した場合でもひずみの発生状況は同様であった。しかしこれらのひずみは必ずしも対称的ではなく、1.3×500×2413mm の Alclad 3004-H34 を同様に4枚溶接した板では、非対称的にビード片側について2~3か所の丘状のひずみが生じた。

この種のひずみは長尺広幅板としての用途にはもちろん好ましくないので、引張矯正によりその除去を検討した。しかしながら上述の1.2×1000×2000mm の 5052-H34 板4枚より成る板を溶接方向に直角に15mm 引張った場合、ひずみの矯正はほとんど不可能で、かえって両縁部に反り上りを生じた。さらに同様の条件で再度引張矯正を試みたが、ビード近傍あるいは熱影響部で破断し、この程度の負荷ではひずみはほとんど除去できなかった。この時の板の伸び

率(標点距離 500mm)は溶接部で 0.1~0.14%，熱影響部を含まない母材部で 0% であり、したがって破断の原因はビード熱影響部の軟化と止端部の切欠効果にあるものと思われる。同様に 2 枚より成る板については引張量 10mm で 2 度引張った場合、4 枚板よりいくらかその効果が認められたが、完全な矯正は不可能であった。この対策としてはもし強度的に許されれば、母材に軟質材を用い、さらに溶接後終始端部を切断除去してから引張矯正するのも一つの方法と思われる。

また、1.3×500×2413mm の Alclad 3004-H34 合金 4 枚より成る板について、溶接ビードと平行方向の引張矯正も試みたが、この場合は溶接部よりむしろ母材部の伸びが大きくやはり矯正は不可能であった。

なお、加熱水冷によるひずみ取りも検討したが、溶接ビード周縁の微小ひずみを除去することができても、溶接板全面に別のひずみが新たに発生して逆の効果となつた。しかし溶接板を引張っておきながら加熱水冷すれば、あるいは良好な結果が得られるかもしれない。

上述のように、一方向の引張矯正では完全にひずみを除去することは不可能であったが、実用的には適当な溶接条件による長尺広幅板を引張ながら構造物に適用した場合、ひずみはほとんど問題にならないほど軽減できたことを付言しておく。その一例を図 3 に示す。

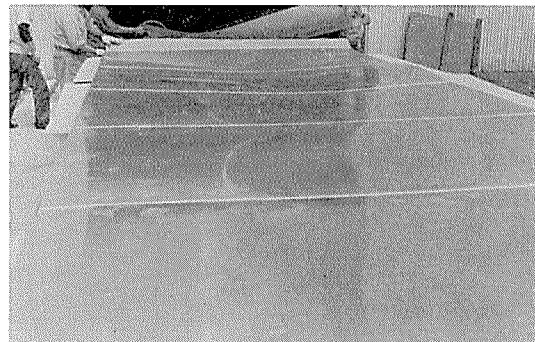


図 3 ミグ溶接によって製作された長尺広幅板の一例
(Alclad 3004-H34, 1.3mm厚板)

3.3 溶接部の機械的性質

溶接部の機械的性質を総括して表 3 に示す。

(1) 横方向引張

まず 5052 合金ティグ溶接部では、溶接棒を用いていないので、予想されたごとく強度が低く、継手効率 63~67% であり、5052-O 合金の規格値 (17.6~21.8kg/mm²) をわずかに下回っている。なお、破断は溶接金属で生じた。これは溶接部に裏波はでているが、ビード表面がわずかに凹形で、同時に溶接金属は母材とほぼ同じ成分であっても、铸造組織であることによる。しかし耐力は軟質材の規格値(最低 6.7kg/mm²) を上回り、軟化域のせまいことを示している。

いっぽう 5052 合金ミグ溶接部では、5056あるいは 5356 電極ワイヤを用いたために、溶接金属が overmatching と

表3 溶接部の機械的性質

引張方向 (溶接ビード に対する)	母材	溶接法	板厚 (mm)	余盛	機械的性質 ¹⁾				
					引張強さ (kg/mm ²)	耐力 (kg/mm ²)	伸び (%)	破断位置	継手効率 ²⁾ (%)
垂直	5052-H34	ティグ	0.8	一	17.5	13.5	3	溶接金属	66.8
			1.0	なし	16.4	14.2	3		63.1
		ミグ	1.0	なし	21.2	14.5	5	境界	81.5
	Alclad 3004-H34	ミグ	1.2	なし	19.1	13.5	3		73.5
			1.2	なし	21.3	15.5	5	熱影響部	83.2
		ミグ	1.3	なし	20.6	15.6	6		80.5
平行	5052-H34	ミグ	1.3	なし	18.6	13.9	4	熱影響部	74.1
		ミグ	1.0	なし	18.5	14.4	4		73.7
		ティグ	0.8	一	23.8	17.5	10	—	90.8
		ミグ	1.0	なし	22.4	16.0	14	—	85.2

注) 1) 試験片は JIS 5号, 2~3本の平均値。

2) 母材の縦板を基準。

なり、したがって余盛りの有無に関係なく、溶接金属外部で破断した。引張強さは母材の軟質材程度にまで低下しているが、耐力は上述のティグ溶接部と同様、軟質材としては高いほうに属し、熱影響部の幅のせまいことを示している。

Alclad 3004 合金ミグ溶接部も、5356 電極ワイヤによる溶接金属の overmatching のために、余盛の有無に関係なく母材の軟質材程度の引張強さをもって熱影響部で破断し、その際の継手効率は73~74%であった。

(2) 縦方向引張

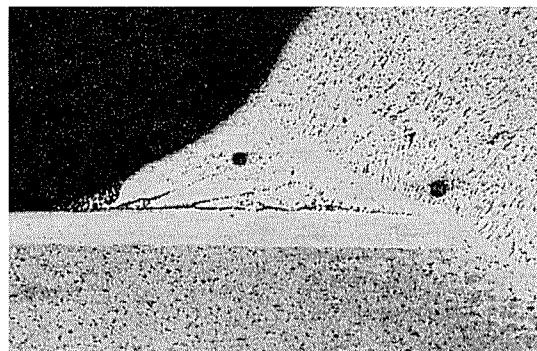
縦方向の引張試験は、JIS 5号試験片による場合、試験片幅に対して溶接ビードおよび熱影響部の幅がせまいときには、いうまでもなく溶接部の影響をほとんど受けない。本実験では0.8および1.0mm厚の5052合金溶接部に対してのみ縦方向引張試験を行なったに過ぎないが、表にみられるように、溶接棒なしのティグ溶接部でも、継手効率は約90%でかなり高く、ミグ溶接部では母材とほぼ同程度の引張強さが得られた。

3.4 溶接部のミクロ組織

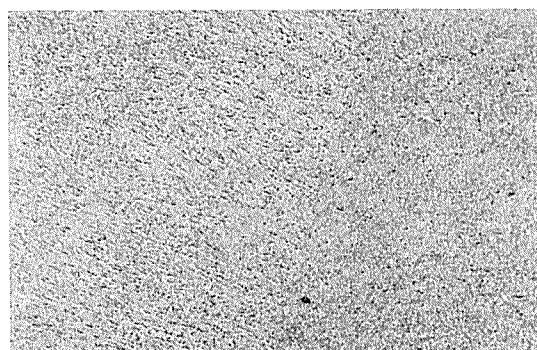
溶接部のミクロ組織の一例を板厚1.3mmのAlclad3004-H34および1.2mmの5052-H34合金ミグ溶接部について、それぞれ図4および5に示す。

まず Alclad 3004 合金溶接部は、図4に示すように、健全な組織を呈しているが、母材が両面クラッド合金であるために、溶接部表裏において溶接金属と母材とのなじみ方がいくらか異なっていることがわかる。すなわち表面側では(A)にみられるように、止端部において未溶融の7072合金皮材の上に溶融金属が overlap して、その部分に偏析が認められるが、裏部(C)では皮材は溶融金属により完全に溶融しつくされている。

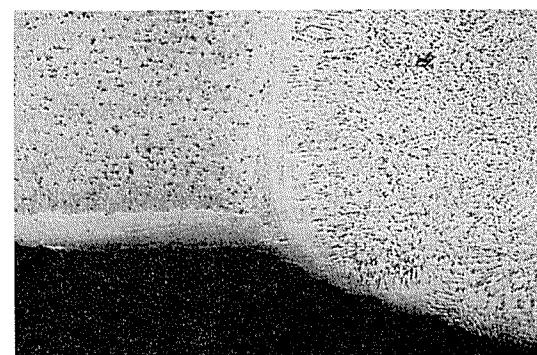
いっぽう5052合金溶接部も図5にみられるように、溶接金属の組織は正常で、溶融域(fusion zone)に耐食性を阻害する β 相の連続的な粒界析出²⁾もほとんど認められない。なお、表側ビード止端部の overlap は Alclad 3004 合金ほど大きくない。



(A) 表ビード止端部

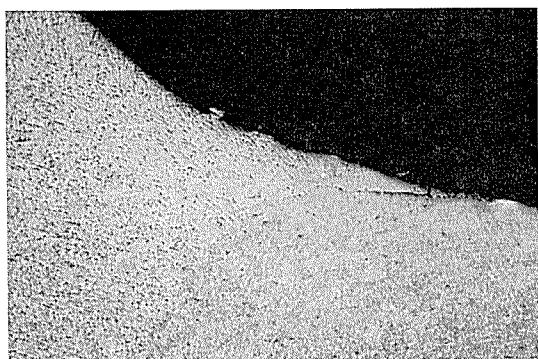


(B) 境界部

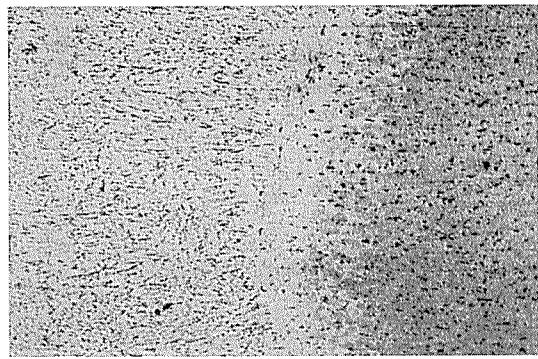


(C) 裏ビード止端部

図4 Alclad 3004-H34 (1.3mm) 合金ミグ溶接部のミクロ組織 ($\times 100 \times 2/3$)



(A) 表ビード止端部



(B) 境界部

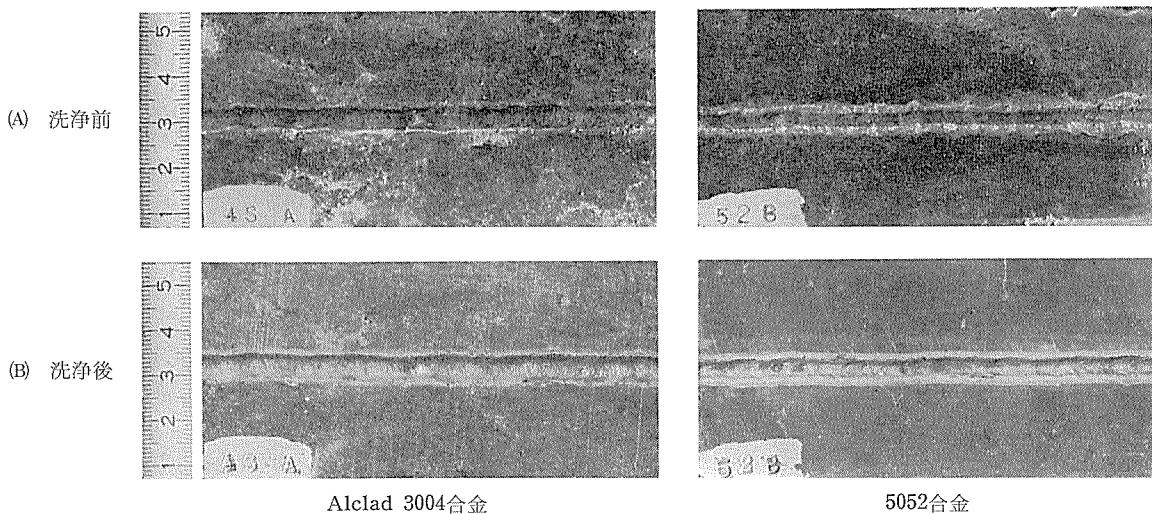
図5 5052-H34 (1.2mm) 合金ミグ溶接部のミクロ組織 ($\times 100 \times 2/3$)

図6 2500時間の塩水噴霧試験後の外観状況

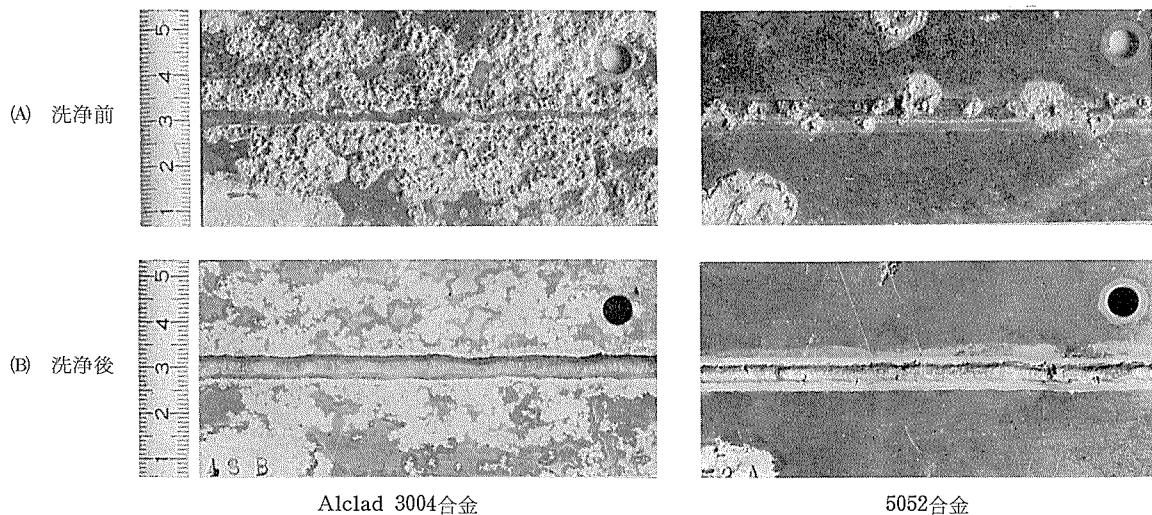


図7 110日間の工業用水浸漬後の外観状況

3.5 溶接部の耐食性

(1) 腐食試験後の外観

図6および7に板厚1.2mmの5052-H34および1.3mmのAlclad 3004-H34合金のミグ溶接部について、腐食試験

後の試験片の洗浄前後の外観を示す。

まず2500時間の塩水噴霧試験を行なった洗浄前の試験片では、いずれも全体が褐色に変色している。5052合金の腐食の程度はごくわずかであるが、Alclad 3004合金では洗

浄前の板全面に白色の腐食生成物がわずかに付着しているのが認められる。これらは洗浄後の試験片によれば多数の細かな点食の部分に生じたものであることがわかる(図6)。しかしこれらの点食は後でミクロ写真に示すように、皮材のみで止っており、心材にはいたっていない。また写真に見られるように母材と溶接材で腐食の差は認められない。なお、とくに5052合金溶接部のビード周縁にある幅をもつて白くみえるのは、腐食によるものではなく、溶接によって生じたクリーニング域である。

つぎに110日間の工業用水浸漬試験を行なった洗浄前の試験片においては、5052合金では板縁部および溶接ビードあるいはその近傍に多量の腐食生成物が付着している。い

っぽう Alclad 3004合金では、溶接ビード部を除いて、板全面に腐食生成物が生じており、その量も5052合金より著しい。これらの腐食生成物を洗浄・除去して観察すると、5052合金では、腐食生成物の付着していた部分は材料そのものが部分的に欠けているが、Alclad 3004合金では全面のほぼ3%程度の皮材がほとんどなくなっている(図7)。

(2) 機械的性質の変化

2500時間の塩水噴霧および110日間の工業用水浸漬試験前後の母材と溶接部の機械的性質の変化を板厚1.2mmの5052-H34および板厚1.3mmのAlclad 3004-H34合金について表4に示す。

5052合金においては、母材では、工業用水浸漬により、

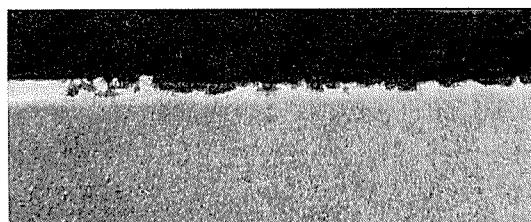
表4 母材およびミグ溶接部の腐食試験による機械的性質の変化

試験材			腐食環境										
			腐食試験前			工業用水浸漬(110日間)			塩水噴霧(2500時間)				
			引張強さ (kg/mm ²)	耐力 (kg/mm ²)	伸び (%)		引張強さ (kg/mm ²)	耐力 (kg/mm ²)	伸び (%)		引張強さ (kg/mm ²)	耐力 (kg/mm ²)	伸び (%)
母材	5052-H34	たて板板	25.4 25.4	19.9 19.6	10 11	21.8 21.3	19.8 18.6	5 5	25.4 25.4	20.1 19.7	11 11		
	Alclad 3004-H34	たて板板	25.0 25.3	21.7 21.3	8 10	24.8 25.3	21.6 21.4	8 7	24.6 25.9	21.8 21.7	8 8		
ミグ溶接	5052-H34	余盛あり 余盛なし	21.3 20.9	15.6 15.6	5 6	16.6 12.0	13.4 10.7	2 3	20.1 20.0	14.6 14.9	4 5		
	Alclad 3004-H34	余盛あり 余盛なし	18.7 18.5	13.9 14.5	4 4	18.3 18.0	13.6 13.9	4 5	17.9 18.3	14.1 13.5	4 5		

注) 機械的性質: JIS 5号試験片、2~3本の平均値。

溶接部試験の破断個所:すべて熱影響部。

引張強さ2~5kg/mm²、耐力1kg/mm²、伸び5%程度いずれも減少しているが、塩水噴霧試験ではほとんど変化がみられない。いっぽう溶接材では工業用水浸漬により引張強さ4~10kg/mm²、耐力2~6kg/mm²、伸び3%ほどがそれぞれ低下しており、また塩水噴霧によっても引張強さ、耐力ともに1kg/mm²、伸び1%の減少がみられる。なお、これらの溶接材の腐食試験後の引張試験における破断個所はすべて熱影響部であった。先に熱影響部のミクロ



(A) Alclad 3004-H34合金



(B) 5052-H34合金

図8 2500時間の塩水噴霧試験後の母材腐食部断面
(×100×2/3)

組織に示したように、組織的にはとくに異常が認められなかつたのにもかかわらず、上述のごとく母材と溶接材の腐食挙動にいくらかの差異のあることがわかる。

いっぽう Alclad 3004合金においては、母材、溶接材とともに腐食環境に関係なく、腐食による引張性質の低下がほとんど認められない。

(3) 腐食部のミクロ組織

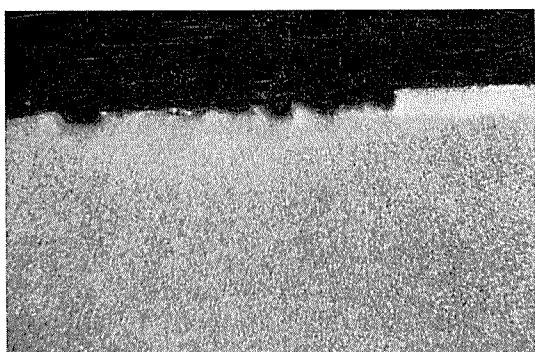
図8に塩水噴霧試験後(2500時間)の母材腐食部断面のミクロ組織を示す。5052合金では板面に浅く腐食が認められるが、Alclad 3004合金では皮材の7072合金のみが腐食し、心材の3004合金は健全であって、クラッドの効果を裏付けている。

図9および10は工業用水浸漬後(110日)のAlclad 3004および5052合金およびその溶接部断面の腐食状況を示したものである。上述の塩水噴霧試験後の試験片に比較して5052合金では腐食がきわめて深く進行しており、はなはだしいものでは板厚の半分程度にまでいたっている部分もかなり認められた。しかし Alclad 3004合金では、塩水噴霧試験後の試験片と同様に、皮材の7072合金のみが腐食されて、心材および溶接金属が保護されていることがわかる。

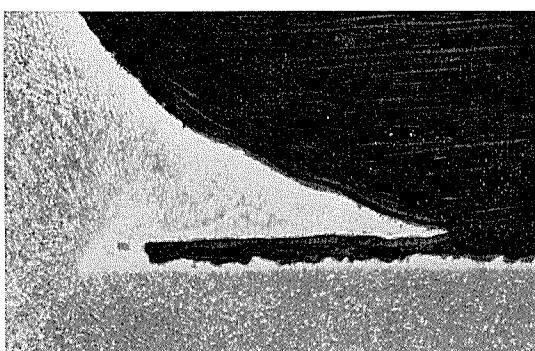
ところで、母材および溶接金属の電極電位(3%NaCl+0.3%H₂O₂溶液を用いて0.1Nカロメルスケールで1時間後に測定)の測定結果はつきの通りであった。

5052合金:母材-700mV, 溶接金属-720mV

Alclad 3004合金:母材-930mV, 溶接金属-700mV

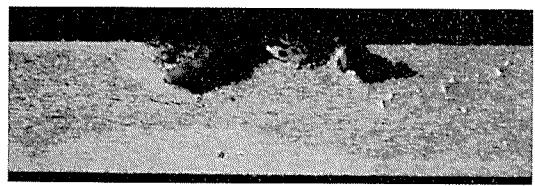


(A) 母材

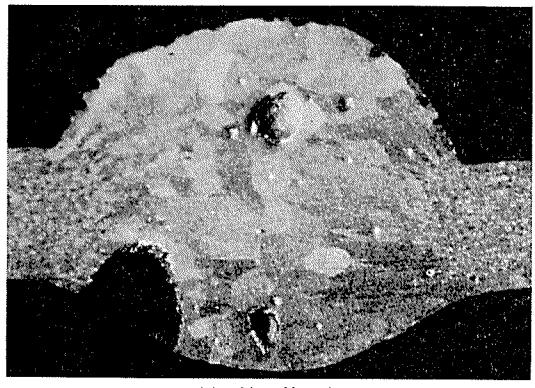


(B) 溶接部

図9 Alclad 3004-H34合金およびその溶接部の腐食状態
(110日間の工業用水浸漬) ($\times 100 \times 2/3$)



(A) 母材



(B) 溶接部

図10 5052-H34合金およびその溶接部の腐食状態
(110日間の工業用水浸漬) ($\times 20 \times 2/3$)

すなわち5052合金では母材がわずかに溶接金属より noble で、いっぽう Alclad 3004合金では溶接金属が母材に比べてかなり noble になっている。

実験当初では、Alclad 3004合金の溶接においては、皮材の溶融に帰因する耐食性の低下がもっとも懸念されたが、上述のミクロ組織あるいは電極電位が示すように、適当な成分の電極ワイヤを使用すれば、母材および溶接金属のいずれもが合理的に保護されることがわかった。したがって Alclad 3004合金を溶接した場合、溶接部において異常な腐食が起こる可能性はほとんどないと考えてよいだろう。

4. まとめ

板厚0.8~1.2mmの5052-H34合金および1.3mm Alclad 3004-H34合金の長尺広幅板をそれぞれ突合させ溶接してこの溶接性および溶接部の諸性質について検討した。実験結果を要約するとつぎの通りである。

- 1). 押えジグ、開先の整合、溶接装置などの条件が揃えば、ティグあるいはミグ溶接によって0.8~1.2mm程度のアルミニウム合金薄板の溶接が可能である。
- 2). しかしながら全面にわずかではあるがひずみが発生しそのままでは実用的に問題がある。このひずみは引張矯正によってじゅうぶんに除去できなかったが、良好な溶接部では引張りながら構造物に適用した場合、ひずみの程度はほとんど問題にならなかつた。
- 3). 溶接部の機械的性質については、溶接棒なしのティグ溶接部でわずかに強度が不足したが、ミグ溶接部ではとくに問題はない。
- 4). Alclad 3004合金の溶接部では、溶接によって皮材が溶融するので、耐食性の低下が懸念された。しかし適当な成分の電極ワイヤを使用すれば、母材および溶接金属が適当地保護されるので、溶接部において異常な腐食の起こる危険性はほとんどないものと考えられる。

謝辞：本研究を進めるに際し、多くの御協力と有益な御討論を賜った当社研究部萩原理樹氏に深甚なる謝意を表する。

文 献

- 1) 杉山禎彦：溶接学会誌, 33(1964), 524
- 2) K.G.Latimer : J. Inst. Metals, 88(1959-60), 432

R-145

Reprinte dfrom SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 13 No. 1 January., 1972

車両用アルミニウム合金について

—— 最近の趨勢と新合金 ZK61 ——

馬 場 義 雄
萩 原 理 樹
福 井 利 安
高 島 章

住友軽金属工業株式会社

車両用アルミニウム合金について

—最近の趨勢と新合金 ZK61—

馬場義雄* 萩原理樹**
福井利安** 高島章**

1. はじめに

最近、鉄道車両をはじめバン、トレーラなど陸上輸送車体にアルミニウム合金が溶接構造材として使用されることが多くなり、大型形材や広幅板の有効利用とともに、ますます輸送効率の向上がはかられようとしている。アルミニウム合金使用の主たる目的が軽量化であることはいうまでもないが、これ以外にそのすぐれた耐食性を利用して出来るだけ塗装などの表面処理を省略して経済効果を上げたいと考えられている。

本報告では、まず、一般に車両用に使用されるアルミニウム合金の種類と特徴を述べ、つぎに、耐食性とくに鉄道車両における問題点を述べ、最後に、最近溶接構造材として開発された三元合金の現状と当社の新しい合金 ZK61について解説ならびに紹介する。

2. 合金の種類と特徴

2.1 合金の種類と使用個所

車両に使用されるアルミニウム合金は、機械的性質、耐食性、表面処理性あるいは押出性などの諸性能を考慮して、

その使用個所が決められている。表1に材質と主な使用個所を示す。各種板材、形材はすべてわが国においてかなりの実績があるが、A2014あるいはA6151相当の合金鍛造材を輸入に使用した例は外国にみられるのみで、現在のところわが国での実績はない。

各合金のJIS成分を表2に示す。

表1 車両用合金の種類と主な使用個所

材料の形状	合金と質別*	使用個所
板 材	A5005-H24	屋根板、床板
	A5083-O	外板
	A6061-T6	外板
	A7N01-T4	台枠
形 材	A5052-F	屋根構、外板補強
	A5083-F	上部構体
	A6063-F	雨樋、仕切
	A7N01-T5	台枠
鍛 造 材	A2014-T6	輪心
	A6151-T6	輪心

* O : 軟質
H24 : 半硬質
F : 押出しまさ
T4 : 焼入れ後常温時効
T5 : 押出し後焼もどし
T6 : 焼入れ焼もどし

表2 各種合金組成(JIS)

種類	化 学 成 分, (wt %)										
	Cu	Si	Fe	Mn	Mg	Zn	Cr	Ti	Zr	その他計	Al
2014	3.9~5.0	0.50~1.2	0.7以下	0.40~1.2	0.20~0.8	0.25以下	0.10以下	0.15以下	—	0.15以下	残
5005	0.20以下	0.40以下	0.7以下	0.20以下	0.50~1.1	0.25以下	0.10以下	—	—	0.15以下	残
5052	0.10以下	Si+Fe	0.45以下	0.10以下	2.2~2.8	0.10以下	0.15~0.35	—	—	0.15以下	残
5083	0.10以下	0.40以下	0.40以下	0.30~1.0	4.0~4.9	0.25以下	0.05~0.25	0.15以下	—	0.15以下	残
6151	0.35以下	0.6~1.2	1.0以下	0.20以下	0.45~0.8	0.25以下	0.15~0.35	0.15以下	—	0.15以下	残
6061	0.1~0.40	0.40~0.8	0.7以下	0.15以下	0.8~1.2	0.25以下	0.04~0.35	—	—	0.15以下	残
6063	0.10以下	0.20~0.6	0.35以下	0.10以下	0.45~0.9	0.10以下	0.10以下	0.10以下	—	0.15以下	残
7N01	0.25以下	0.30以下	0.40以下	0.20~0.9	1.0~2.2	3.8~5.0	0.30以下	0.20以下	0.30以下	0.15以下	残

2.2 合金の特徴

2.2.1 板材

A5005はAl-Mg系合金でもあまり強度的にすぐれたものではなく屋根板、床板および内装材に使用されている。各板厚および質別の引張りおよび曲げ規格を表3に示す。

強度はA5052およびA5083より劣るが、一般に、加工性、耐食性および溶接性が良好である。とくに、この合金のアルマイト仕上り外観が美しく、A6063形材の外観とよくマッチする。A5052の各板厚および質別の引張りおよび曲げ規格を表4に示す。A5083はAl-Mg系合金中でもっとも強度のすぐれたものの1つであり、主として外板、側構、妻構などに使用されている。各板厚および質別の引張りお

* 研究部 工学博士

** 研究部

表3 A5005合金板の機械的性質

種類	質別	記号	引張試験				曲げ試験			
			厚さ (mm)	引張強さ (kg/mm ²)	耐力 (kg/mm ²)	伸び (%)	厚さ (mm)	曲げ角度	内側半径	
5005	O	A5005P-O	0.5以上	0.8未満	11以上	15以下	—	18以上	0.5以上	0.8未満
			0.8以上	1.3未満	11以上	15以下	4以上	20以上	0.8以上	1.3未満
			1.3以上	3未満	11以上	15以下	4以上	21以上	1.3以上	3未満
			3以上	6未満	11以上	15以下	4以上	22以上	3以上	6以下
			6以上	12以下	11以上	15以下	4以上	22以上		
	H12	A5005P-H12	0.5以上	0.8未満	12以上	16以下	—	3以上	0.5以上	0.8未満
			0.8以上	1.3未満	12以上	16以下	9以上	4以上	0.8以上	1.3未満
			1.3以上	3未満	12以上	16以下	9以上	6以上	1.3以上	3未満
	H22 ⁽¹⁾	A5005P-H22	3以上	4未満	12以上	16以下	9以上	7以上	3以上	6以下
			4以上	6未満	12以上	16以下	9以上	8以上		
	H32	A5005P-H32	6以上	12以下	12以上	16以下	9以上	9以上		
H14	H24	A5005P-H14	0.5以上	0.8未満	14以上	18以下	—	1以上	0.5以上	0.8未満
			0.8以上	1.3未満	14以上	18以下	11以上	2以上	0.8以上	1.3未満
			1.3以上	3未満	14以上	18以下	11以上	3以上	1.3以上	3未満
	H34	A5005P-H24	3以上	4未満	14以上	18以下	11以上	5以上	3以上	6以下
			4以上	6未満	14以上	18以下	11以上	6以上		
			6以上	12以下	14以上	18以下	11以上	8以上		
H16	H26 ⁽¹⁾	A5005P-H16	0.5以上	0.8未満	16以上	20以下	—	1以上	0.5以上	0.8未満
			0.8以上	1.3未満	16以上	20以下	13以上	2以上	0.8以上	1.3未満
			1.3以上	3未満	16以上	20以下	13以上	3以上	1.3以上	3未満
	H36	A5005P-H36	3以上	6以下	16以上	20以下	13以上	3以上	3以上	6以下
H18	H38	A5005P-H18	0.5以上	0.8未満	18以上		—	1以上		
			0.8以上	1.3未満	18以上		—	2以上		
		A5005P-H38	1.3以上	3以下	18以上		—	3以上		

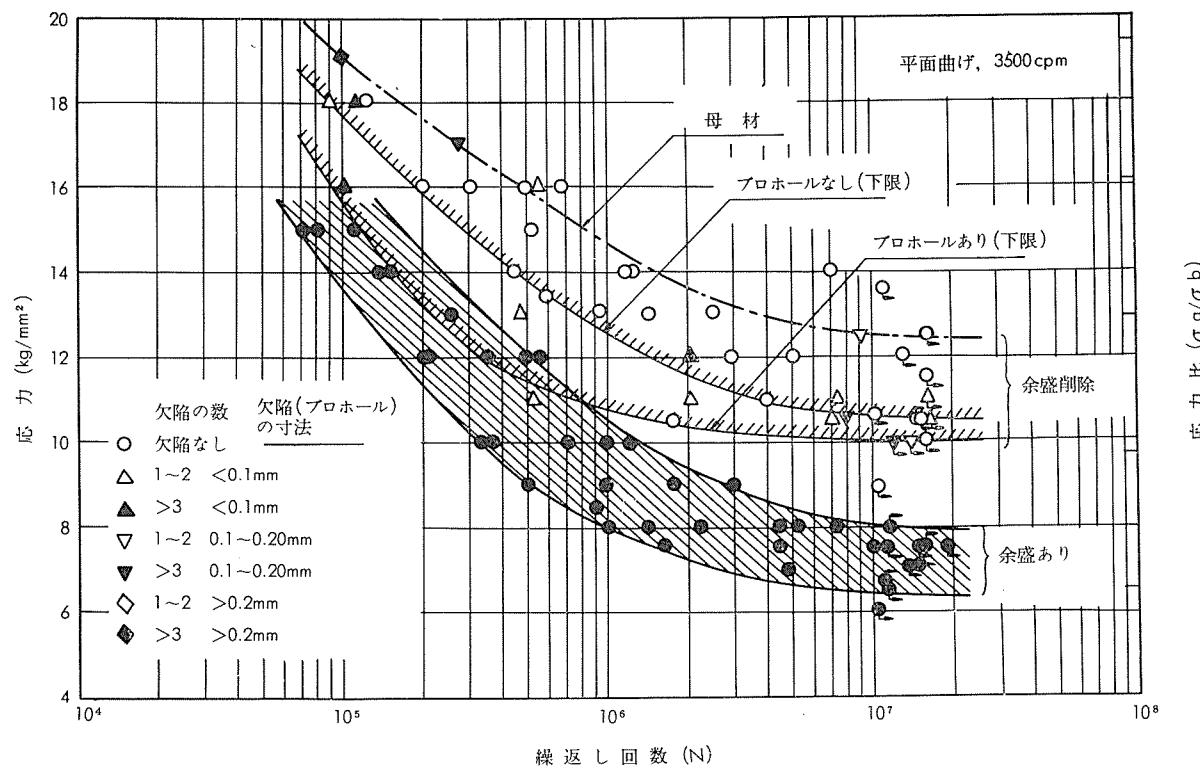


図1 A5083合金軟質板MIG突合せ溶接継手のS-N曲線

表4 A 5052 合金板の機械的性質

種類	質別	記号	引張試験				曲げ試験				
			厚さ (mm)	引張強さ (kg/mm ²)	耐力 (kg/mm ²)	伸び (%)	厚さ (mm)	曲げ角度	内側半径		
5052	O	A5052P-O	0.5以上	0.8未満	18以上	22以下	—	16以上	0.5以上 0.8未満	180°	密着
			0.8以上	1.3未満	18以上	22以下	7以上	18以上	0.8以上 1.3未満	180°	厚さの 0.5倍
			1.3以上	3 未満	18以上	22以下	7以上	19以上	1.3以上 3 未満	180°	厚さの 0.5倍
			3 以上	6 未満	18以上	22以下	7以上	20以上	3 以上 6 以下	180°	厚さの 1倍
			6 以上	12 未満	18以上	22以下	7以上	18以上			
			12 以上	25 未満	18以上	22以下	7以上	18以上			
			25 以上	50 以下	18以上	22以下	7以上	18以上			
	H12	A5052P-H12	0.5以上	0.8未満	22以上	27以下	—	5以上	0.5以上 0.8未満	180°	厚さの 0.5倍
	H22 ⁽¹⁾	A5052P-H22	0.8以上	1.3未満	22以上	27以下	16以上	5以上	0.8以上 1.3未満	180°	厚さの 1倍
	H32	A5052P-H32	1.3以上	6 未満	22以上	27以下	16以上	7以上	1.3以上 3 未満	180°	厚さの 1倍
	H14	A5052P-H14	6 以上	12 以下	22以上	27以下	16以上	9以上	3 以上 6 以下	180°	厚さの 1.5倍
	H24 ⁽¹⁾	A5052P-H24	1.3以上	3 未満	24以上	29以下	18以上	6以上	1.3以上 3 未満	180°	厚さの 1.5倍
	H34	A5052P-H34	3 以上	6 未満	24以上	29以下	18以上	7以上	3 以上 6 以下	180°	厚さの 2倍
	H16	A5052P-H16	6 以上	12 未満	24以上	29以下	—	4以上	0.5以上 0.8未満	180°	厚さの 1倍
	H26 ⁽¹⁾	A5052P-H26	0.5以上	0.3未満	26以上	31以下	—	3以上	0.5以上 0.8未満	180°	厚さの 2倍
	H36	A5052P-H36	0.8以上	1.3未満	26以上	31以下	21以上	4以上	0.8以上 1.3未満	180°	厚さの 2.5倍
	H38	A5052P-H38	1.3以上	3 未満	26以上	31以下	21以上	4以上	1.3以上 3 未満	180°	厚さの 3倍
	R	A5052P-R	3 以上	6 以下	26以上	31以下	21以上	4以上	3 以上 6 以下	180°	厚さの 3倍
	H18	A5052P-H18	0.5以上	0.8未満	28以上	—	—	3以上	—	—	—
	H38	A5052P-H38	0.8以上	1.3未満	28以上	—	23以上	4以上	—	—	—
			1.3以上	3 以下	28以上	—	23以上	4以上	—	—	—
			6 以上	12 未満	—	—	1以上	7以上	—	—	—
			12 以上	25 未満	—	—	7以上	12以上	—	—	—
			25 以上	50 以下	—	—	7以上	12以上	—	—	—

注 (1) 質別 H22, H24 および H26 については、引張強さの上限および耐力は適用しない。

表5 A 5083 合金板の機械的性質

種類	質別	記号	引張試験				曲げ試験				
			厚さ (mm)	引張強さ (kg/mm ²)	耐力 (kg/mm ²)	伸び (%)	厚さ (mm)	曲げ角度	内側半径		
5083	O	A5083P-O	0.5以上	0.8未満	28以上	36以下	—	16以上	0.5以上 0.8未満	180°	厚さの 2倍
			0.8以上	1.3未満	28以上	36以下	13以上	20以下	16以上	180°	厚さの 2倍
			1.3以上	3 未満	28以上	36以下	13以上	20以下	16以上	180°	厚さの 2倍
			3 以上	6 未満	28以上	36以下	13以上	20以下	16以上	180°	厚さの 3倍
			6 以上	12 未満	28以上	36以下	13以上	20以下	16以上	180°	厚さの 3倍
			12 以上	25 未満	28以上	36以下	13以上	20以下	16以上	180°	厚さの 3倍
			25 以上	50 以下	28以上	36以下	13以上	20以下	16以上	180°	厚さの 3倍
5083	H32	A5083P-H32	0.5以上	0.8未満	32以上	38以下	—	8以上	0.5以上 0.8未満	180°	厚さの 2.5倍
			0.8以上	1.3未満	32以上	38以下	24以上	31以下	8以上	180°	厚さの 2.5倍
			1.3以上	3 未満	32以上	38以下	24以上	31以下	8以上	180°	厚さの 3倍
			3 以上	6 未満	32以上	38以下	24以上	31以下	10以上	180°	厚さの 4倍
			6 以上	12 以下	32以上	38以下	24以上	31以下	10以上	180°	厚さの 5倍
			6 以上	12 未満	28以上	—	13以上	12以上	—	—	—
			12 以上	25 未満	28以上	—	13以上	12以上	—	—	—
			25 以上	50 以下	28以上	—	12以上	12以上	—	—	—

より曲げ規格を表5に示す。強度のみならず、耐食性、溶接性もきわめて良好である。図1に軟質板のミグ突合せ溶接継手の疲労性質を示す¹⁾。溶接構造用三元合金にくらべて静的強度は劣っているが、動的強度においてはそれほど

そん色がないようと思われる。また、低温における機械的性質もすぐれている。A6061はAl-Mg-Si系の合金で、強度、成形性および耐食性などが良好で、米国で車両の外板に使用された例がある。各板厚および質別の引張りおよび

表6 A 6061合金板の機械的性質

種類	質別	記号	引張試験				曲げ試験		
			厚さ (mm)	引張強さ (kg/mm ²)	耐力 (kg/mm ²)	伸び (%)	厚さ (mm)	曲げ角度	内側半径
6061	O ⁽¹⁾⁽²⁾	A6061P-O	0.4以上 0.5未満	15以下	—	14以上	0.4以上 0.5未満	180°	密着
			0.5以上 1.5未満	15以下	8以下	16以上	0.5以上 1.5未満	180°	厚さの 0.5倍
			1.5以上 3 未満	15以下	8以下	16以上	1.5以上 3 未満	180°	厚さの 0.5倍
			3 以上 6 未満	15以下	8以下	18以上	3 以上 6 未満	180°	厚さの 1倍
			6 以上 12 以下	15以下	8以下	18以上	6 以上 12 以下	180°	厚さの 1.5倍
	T4	A6061P-T4	0.4以上 0.5未満	21以上	—	14以上	0.4以上 0.5未満	180°	厚さの 1倍
			0.5以上 1.5未満	21以上	11以上	16以上	0.5以上 1.5未満	180°	厚さの 1.5倍
			1.5以上 3 未満	21以上	11以上	16以上	1.5以上 3 未満	180°	厚さの 1.5倍
			3 以上 6 以下	21以上	11以上	16以上	3 以上 6 以下	180°	厚さの 1.5倍
	T42 ⁽³⁾	A6061P-T42	0.4以上 0.5未満	21以上	—	14以上	—	—	—
			0.5以上 1.5未満	21以上	10以上	16以上	—	—	—
			1.5以上 3 未満	21以上	10以上	16以上	—	—	—
			3 以上 6 未満	21以上	10以上	16以上	—	—	—
			6 以上 12 以下	21以上	10以上	18以上	—	—	—
	T6	A6061P-T6	0.4以上 0.5未満	30以上	—	8以上	0.4以上 0.5未満	180°	厚さの 1.5倍
			0.5以上 1.5未満	30以上	25以上	10以上	0.5以上 1.5未満	180°	厚さの 2倍
			1.5以上 3 未満	30以上	25以上	10以上	1.5以上 3 未満	180°	厚さの 2.5倍
			3 以上 6 以下	30以上	25以上	10以上	3 以上 6 以下	180°	厚さの 3倍
	T62 ⁽³⁾	A6061P-T62	0.4以上 0.5未満	30以上	—	8以上	—	—	—
			0.5以上 1.5未満	30以上	25以上	10以上	—	—	—
			1.5以上 3 未満	30以上	25以上	10以上	—	—	—
			3 以上 6 未満	30以上	25以上	10以上	—	—	—
			6 以上 12 以下	30以上	25以上	10以上	—	—	—

注 (1) 質別 O を溶体化処理した場合は、質別 T42 の性能を保証しなければならない。

(2) 質別 O を溶体化処理後時効硬化処理した場合は、質別 T62 の性能を保証しなければならない。

(3) 質別 T42 および T62 は、製造業者においては製造されない。

表7 A 7N01合金板の機械的性質

種類	質別	記号	引張試験				曲げ試験		
			厚さ (mm)	引張強さ (kg/mm ²)	耐力 (kg/mm ²)	伸び (%)	厚さ (mm)	曲げ角度	内側半径
7N01	O	A7N01P-O	1.5以上 3 未満	25以下	15以下	12以上	—	—	—
			3 以上 6 未満	25以下	15以下	12以上	1.5以上 3 未満	180°	厚さの 2倍
			6 以上 12 未満	25以下	15以下	12以上	3 以上 6 未満	180°	厚さの 2.5倍
			12 以上 25 未満	25以下	15以下	12以上	6 以上 12 以下	180°	厚さの 3倍
			25 以上 50 以下	25以下	15以下	12以上	—	—	—
	T4 ⁽¹⁾	A7N01P-T4	1.5以上 3 未満	32以上	20以上	11以上	—	—	—
			3 以上 6 未満	32以上	20以上	11以上	1.5以上 3 未満	180°	厚さの 2.5倍
			6 以上 12 未満	32以上	20以上	11以上	3 以上 6 未満	180°	厚さの 3.5倍
			12 以上 25 未満	32以上	20以上	11以上	6 以上 12 以下	180°	厚さの 4.5倍
			25 以上 50 以下	32以上	20以上	11以上	—	—	—
	T6	A7N01P-T6	1.5以上 3 未満	34以上	28以上	10以上	—	—	—
			3 以上 6 未満	34以上	28以上	10以上	1.5以上 3 未満	180°	厚さの 3倍
			6 以上 12 未満	34以上	28以上	10以上	3 以上 6 未満	180°	厚さの 4倍
			12 以上 25 未満	34以上	28以上	10以上	6 以上 12 以下	180°	厚さの 5倍
			25 以上 50 以下	34以上	28以上	10以上	—	—	—

注 (1) 質別 T4 の機械的性質は、1箇月常温時効(約 20°C)後の参考値である。

なお、1箇月常温時効前に引張試験を行なう場合は、溶体化処理後時効硬化処理を行なって質別 T6 の性能の保証をもつて質別 T4 に合格したものとする。

曲げ規格を表6に示す。この合金は熱処理合金で、したがって、溶接したままでは継手の強度低下が避けられないもので、場合によって溶接後再熱処理することが必要である。代表的板の疲労強度(5×10^8)はO材で $5 \sim 6 \text{ kg/mm}^2$,

T4あるいはT6材で $9 \sim 10 \text{ kg/mm}^2$ である。7N01合金は、溶接構造材として開発されたAl-Zn-Mg系の合金で、(i)溶体化処理温度が低い、(ii)冷却速度に対する感受性が鈍い、(iii)常温時効性がすぐれている、などの諸性質をもつため、

溶接時の熱影響によって母材がいったん軟化しても、その後の常温時効によって溶接部の強度が母材の強度に近い値まで回復するのが特徴である。そして母材自体の強度も表7に示すようにかなり高いので、主として台枠など車両の強度メンバーとして使われている。この合金の開発の現状については後でくわしく述べる。

2.2.2 形材

押出形材のもう数多くの利点により、わが国のアルミ車両には当初から板材よりもはるかに多い押出形材が使用されてきた。これまでのわが国における最大押出機は公称4,000トン押出機であり、この押出機により生産される形材の外接円の直径は最高320mmであった。今回完成した9,500トンの大型押出機では最高直径530mmのものが可能であり、より薄肉の形材の製造が可能になった。これまで押出形材として車両に使用された合金の主なものはA5052, A5083, A6061, A6063およびA7NO1で、それぞれの引張性能の規格を表8に示す。なお、参考までに、これらの合金の母材および溶接材の許容応力についてALCAN社でまとめられた結果を表9に示す²⁾。A6063は強度は低いが、とくに押出加工性が良好で、複雑な断面を有する押出形材も容易に加工できることとアルマイド上りの外観が美

しく耐食性もすぐれているので内装材として使用される。図2に示した各種アルミニウム合金の押出性の比較からも明らかなるごとく、A5083合金の押出加工性はあまり良くなない³⁾。これにくらべ、A7NO1合金の押出加工性は比較的良好で、しかも溶接後の許容応力も最も高い。

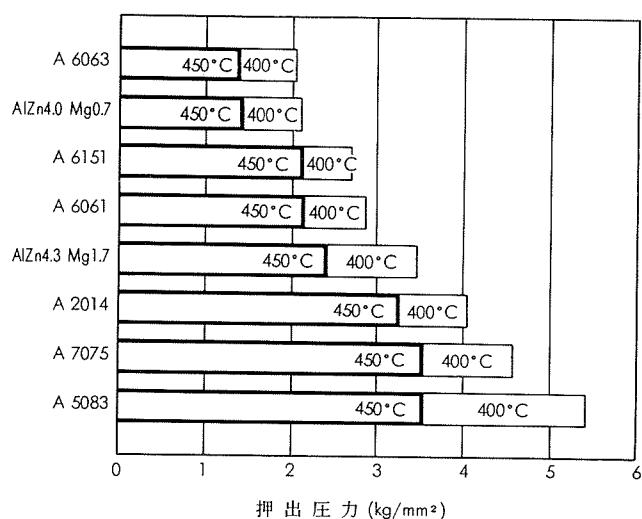


図2 各種アルミニウム合金の400および450°Cにおける押出圧力の比較

表8 各種合金形材の機械的性質

種類	質別	記号	引張試験				
			試験箇所の厚さ (mm)	断面積 (cm ²)	引張強さ (kg/mm ²)	耐力 (kg/mm ²)	伸び (%)
5052	F	A5052S-F A5052SS-F	—	—	18以上	7以上	—
	O	A5052S-O A5052SS-O	—	—	25以上	7以上	20以上
5083	F	A5083S-F A5083SS-F	130以下	200以下	28以上	11以上	12以上
	O	A5083S-O A5083SS-O	130以下	200以下	33以上	11以上	14以上
6061	O ⁽¹⁾⁽²⁾	A6061S-O A6061SS-O	—	—	15以下	11以下	16以上
	T 4	A6061S-T4 A6061SS-T4	—	—	18以上	11以上	16以上
	T42 ⁽³⁾	A6061S-T42 A6061SS-T42	—	—	18以上	9以上	16以上
	T 6	A6061S-T6 A6061SS-T6	7未満 7以上	—	27以上 27以上	25以上 25以上	8以上 10以上
	T62 ⁽³⁾	A6061S-T62 A6061SS-T62	7未満 7以上	—	27以上 27以上	25以上 25以上	8以上 10以上
	F	A6063S-F A6063SS-F	—	—	12以上	5以上	12以上
6063	T 5	A6063S-T5 A6063SS-T5	—	—	15以上	11以上	8以上
	T 6	A6063S-T6 A6063SS-T6	—	—	21以上	17以上	8以上
	O	A7N01S-O A7N01SS-O	—	100以下	25以下	15以下	12以上
7N01	T 4	A7N01S-T4 A7N01SS-T4	—	200以下	32以上	20以上	11以上
	T 5	A7N01S-T5 A7N01SS-T5	—	200以下	33以上	25以上	10以上
	T 6	A7N01S-T6 A7N01SS-T6	—	200以下	34以上	28以上	10以上

注. (1), (2)および(3)は表6の脚註と同じ。

表9 各種アルミニウム合金の許容応力

材質	厚さ (mm)	引張性質(最小値)			許容応力(kg/mm²)	
		引張強さ (kg/mm²)	耐力 (kg/mm²)	伸び (%)	車両用の橋	静的構造物
5052	H32	1.3 ~ 6.3	21.8	16.2	7	8.8
	H24, H34	0.4 ~ 6.3	23.9	18.3	6	9.9
	溶接	各寸法	17.6	7.0	—	3.8
5083	H11A	各寸法	28.1	16.9	12	9.1
	H11B, H31A	各寸法	30.9	21.8	10	11.8
	H32	2.1 ~ 6.3	31.6	23.4	8	12.9
	H34	2.1 ~ 6.3	35.1	27.4	6	14.8
	溶接	各寸法	26.7	12.7	—	6.9
6061	T4	各寸法	18.3	11.3	16	6.1
	T6	各寸法	26.7	24.6	10	12.1
	溶接	各寸法	17.0	11.3	—	6.1
6063	T5	各寸法	15.1	11.9	8	6.4
	T6, T6C	各寸法	18.3	14.8	8	8.0
	溶接	各寸法	11.9	7.0	—	3.7
7N01	T4A	9.5以上	29.5	18.3	10	9.9
	T6A	9.5以上	33.0	28.1	8	15.0
	T6	各寸法	33.0	28.1	8	15.0
	溶接	各寸法	28.1	16.9	—	9.1
						10.2

2.2.3 鍛造材

車体の軽量化とともに車輪廻りの軽量化についても外国では二、三検討されている。車輪用材料の選定にあたって、(i)車軸ならびに輪帶の圧入に対してじゅうぶんの強度を持

ち、(ii)運行時に切欠き感度の小さく耐力の大きいことが考慮され、A2014相当の合金鍛造材と、とくに耐食性を考慮した場合はA6151相当の合金鍛造材が使用されている。それぞれの型打鍛造材の機械的性質を表10に示した。

表10 A2014およびA6151合金型打鍛造材の機械的性質

種類	質別	記号	引張試験				
			厚さ (mm)	引張強さ (kg/mm²)	耐力 (kg/mm²)	伸び (%)	
						供試材	実体
2014	T4	A2014FD-T4	100以下	39以上	21以上	16以上	11以上
	T6	A2014FD-T6	100以下	46以上	39以上	8以上	6以上
6151	T6	A6151FD-T6	100以下	31以上	26以上	14以上	10以上

(鍛造緯維の流れに平行の試験片)

種類	質別	記号	引張試験				
			厚さ (mm)	引張強さ (kg/mm²)	耐力 (kg/mm²)	伸び (%)	
						供試材	実体
2014	T6	A2014FD-T6	100以下	45以上	38以上	3以上	
6151	T6	A6151FD-T6	100以下	31以上	26以上	6以上	

(鍛造緯維の流れに直角の試験片)

3. 耐食性とくに鉄道車両における問題点

3.1 アルミニウムの腐食現象

アルミニウムとその合金は表面がち密な酸化皮膜でおおわれているため、きわめて耐食性が良好であるが、環境によっては種々の形態の腐食が発生する。それらを大別すると、全面腐食、孔食、粒界腐食の3種になる。

全面腐食は酸化皮膜が溶解された場合に生ずる腐食現象で、強アルカリおよびハロゲン酸溶液においてしばしばみ

られる。希薄アルカリ、一般酸類あるいは中性塩溶液中では腐食速度は比較的緩慢である。

孔食はアルミニウムとその合金においてきわめて一般的な現象である。表面の酸化皮膜が安定するために、中性に近い雰囲気(pH 5~9)中において、表面に付着した異物とか、皮膜あるいは金属自体の欠陥などに局部的に生ずる腐食現象である。

粒界腐食はとくに強度の大きい合金に生ずる腐食現象で、結晶粒界に存在する析出物と粒内との電位差によって、粒

界あるいはその近傍が優先的に侵食される現象であり、とくに、応力を受けた状態では、比較的短期間において破壊に至る場合があり、応力腐食割れとして重要視されている。

3.2 各種アルミニウム合金の耐候性

大気中においてアルミニウムはきわめてすぐれた耐食性を示すが、大気が汚染されている工場地帯あるいは海塩粒子の影響をうけやすい海岸地帯においては、田園地帯ならびに山間地帯など清浄な大気中に比して、やはり腐食速度が大きく、問題になる。このような地域による腐食速度の差については、古くから数多くの実験がなされており、米国では、各地における20年間の曝露試験の結果が報告されているし、最近、別途行なわれた7年間の結果についても追加発表されている⁴⁾。

これによると、合金ならびに地域による相違が顕著にみられるが、最大孔食深さが曝露期間の3乗根に比例するというAzizの仮説⁵⁾によく一致することが知られている。

わが国においても軽金属協会が中心になり、全国15地区での各種合金の長期大気曝露試験を実施しており、すでに15年以上経過しているが、10年経過時点での孔食深さの平均値と最大値を公表された資料⁶⁾からひろってみると図3に示すごとくである。

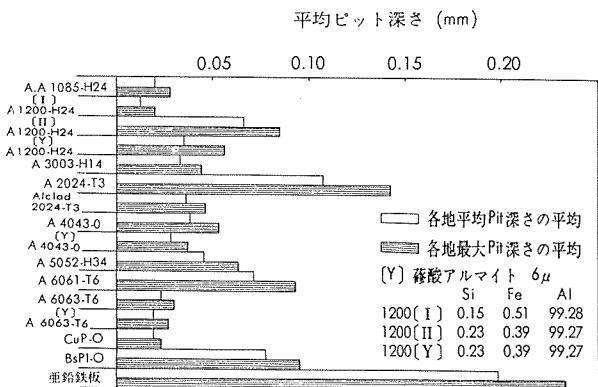


図3 10年間大気曝露せる各種アルミニウム合金板の平均ピット深さ〔全国15カ所の平均値〕

大気中におけるアルミニウムの腐食はこれらの図からも明らかなるごとく、侵食深さの面では概してあまり著しいものではないが、変色を伴なう場合が多いため、外観上問題になる部材については裸のまま使用することはあまり行なわれておらず、陽極酸化とか塗装など、なんらかの表面処理が施されている。

3.3 鉄道車両における腐食試験

鉄道車両に対してアルミニウム材料を用いる場合、とくに外板として使用する場合には、表面の汚染とそれによる腐食の問題を解決することは、決して容易ではない。

鉄道車両の場合、腐食環境としてはいわゆる大気であるが、通常の曝露試験のデータは、試験材がある環境中に曝露されたまま一定期間を経過したものである。これに対して、鉄道車両においては、試験材自体が種々の環境中を移動することになり、通常の大気曝露試験のデータをそのまま適用することはできない。しかも、ずい道内のごとく地下水などの漏水の影響あるいは線路ならびに架線に起因する異種金属の影響などのほかに、列車の進行に伴なう振動が腐食に与える影響についても考慮しなければならないで、現象としてはきわめて複雑なものといわなければならない。

鉄道車両を対象として行なわれたアルミニウム材料の腐食試験はあまり多くはないが、国内でこれまでに実施された2、3の結果について以下にその概要を述べる。

3.3.1 表面波線路材料の曝露試験⁷⁾

列車の弱電界通話対策あるいは新幹線における障害物の探知用に表面波を用いる場合の線路材料として、アルミニウム材の2年間曝露試験が実施された。

供試材としてはA1200, A3003, A5052, A5056, A5083の5種で、それぞれ無処理材、ジンククロメートプライマー塗装材および陽極酸化処理材を用い、東海道線のずい道内、駅構内、沿線など6ヶ所と鶴見線および南部線沿いの各1ヶ所の計8ヶ所において、昭和37年2月より昭和39年3月まで約744日間曝露された。

表11 表面波線路材(塗装材)の曝露試験結果

設置場所	6ヶ月		18ヶ月	
	外観、色など	塗膜の欠陥	外観、色など	塗膜の欠陥
丹那ずい道	汚れ甚しい。しかし、ぬれているためとれ易いが、鉄粉は残る。	全般に大小のフクレを生じ、剥離を起すが生地には違していない。	6ヶ月の状況がさらに進行し、鉄粉が多く残る。	いずれも端部が腐食、全般にフクレが生ずる。
長坂ずい道	黒褐色の汚れはあるが、とれ易い。鉄粉少し。	異常なし	汚れ多くなり、とれにくくなる。	異常なし。端部点状に腐食。
江ノ浦ずい道	茶色に汚れる。鉄粉少し。	異常なし	汚れ多くなり、とれにくくなる。	異常なし。端部点状に腐食。
江ノ浦壁面	汚れわずか。	異常なし	6ヶ月よりやや汚れるが少い。	異常なし。端部点状に少し腐食。
扇町駅構内	鉄粉付着相当あり。	異常なし	汚れにより茶褐色になる。洗滌してもとれない。鉄粉多い。	異常なし。端部点状にわずかに腐食。
根府川駅構内	鉄粉による汚れわずかにあり。	異常なし	鉄粉による汚れやや多くなる。	異常なし
大磯間沿線二宮	全面的な汚れおよび鉄粉による汚れ多く黄褐色を呈す。洗滌してもとれない。	異常なし	全面暗褐色となり汚れは洗滌してもとれない。汚れ大。	異常なし
久地間沿線宿河原	鉄粉による汚れで黄褐色となる。洗滌してもとれない。	異常なし	鉄粉による汚れで赤褐色となる。洗滌してもとれない。	異常なし

無処理材では噴火孔状に発達した孔食とその周囲の腐食生成物の盛上りがみられる。A1200, A3003 合金に比して Al-Mg 合金は孔食の数は比較的小ないが、径は大きい。ジンククロメートプライマーおよび陽極酸化はかなりの防食効果が認められるが、ずい道内では必ずしも十分とはいえない。このほかに、塗装材について同一箇所で 18 ヶ月試験した結果を表 11 に示す。丹那ずい道を除いて、いずれも汚れは著しいが、腐食は試片端部以外には生じておらず、塗装の防食効果がかなり期待できることを示している。

3.3.2 地下鉄における試験

帝都高速交通営団の地下鉄東西線において35万キロ以上走行している簡易塗装アルミ車両（クリアラッカー塗装）と無塗装アルミ車両についての外板の状況は表12および表13のごとくで、簡易塗装においては塗膜の剥離ならびに糸状腐食が生じ、これが白色で見苦しくなるし、無塗装材では腐食としては浅い点食が全面に生ずるが、表面の汚れがかなり激しいことを示している。全般に水切のわるい個所で腐食の進行が速い。

このような車両外板の汚れと腐食については、同じく地下鉄東西線の5000型ステンレス車両の連結妻部に各種の表面処理を施したアルミニウム試験片を貼布して約8ヶ月試験した結果⁸⁾にもみられる。無処理ならびに化成皮膜処理を施した5083-O板試片の表面は夏期の1ヶ月試験により、図4のごとく著しい汚れを示し、塗装材においては塗膜のキズの部分から図5に示すような糸状腐食が発生した。通常の曝露試験と異なり、腐食の進行速度がきわめて速いことが認められた。

A black and white photograph of a textured, granular surface, possibly asphalt or gravel. The surface is covered in small, dark, irregular particles. A metal ruler is positioned horizontally across the bottom of the frame, with markings visible from 2 to 10. The background is a solid, dark gray color.

図4 東京地下鉄東西線東兩の連結妻部に貼布して8ヶ月走行した5083-1号車試験材の外側状況

表12 簡易塗装アルミ車両*の外板状況

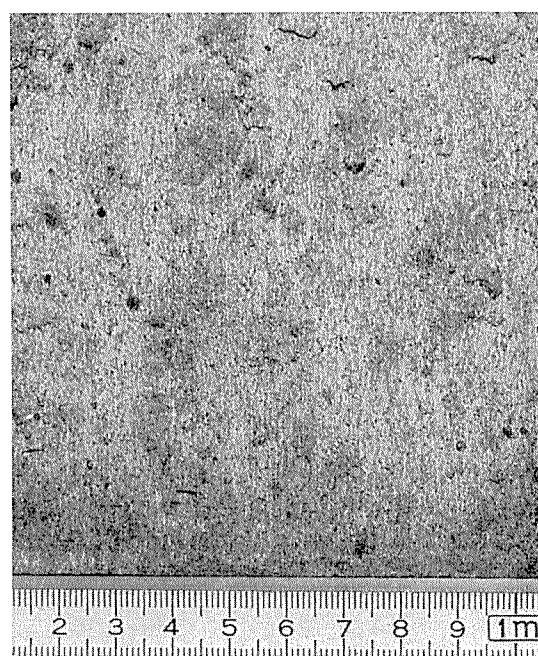
側面	<p>1) 全般的に小豆大の塗膜の剝離が多発して、当初は腐食がなかったが、現在、糸状腐食が見られる。</p> <p>2) 外板スス、窓外ワクの取付ネジの近傍、側引戸の外板と骨組との結合部など、塗膜の弱いと思われる箇所から糸状腐食の発生が激しく、多い。 (窓外ワク、側引戸ともアルマイト処理はしていない)</p> <p>3) 糸状腐食の発生した部分は白色を呈し、塗膜が浮上り、腐食そのものは深くないが、非常に見苦しい。</p>
裏面	<p>1) 全体としては側面と同じ状態である。</p> <p>2) とくに、窓の周囲、飾り帶の取付部、取手の取付部などは糸状腐食で白色を呈しており、著しい箇所は塗膜が剝離して非常に見苦しい。</p>
雨トイ	<p>1) 線雨トイのスヌ部の塗膜が剝離して腐食し、また、その付近にも糸状腐食が発生して白色を呈している。</p>

* 昭和41年9月～昭和45年8月現在44万キロ走行。

表13 無塗装アルミ車両*の外板状況

側面	<ol style="list-style-type: none"> 深さは浅いが全体に点食が発生している。 全体に汚れているほか、酸化鉄が付着して褐色を呈しており、通常の洗浄では除去できないため見苦しい。 飾り帯の上部、外板スノボなどの水切がわるいため、白い斑点がつながってしまったような腐食が著しい。
妻面 (先頭)	<ol style="list-style-type: none"> 点食の大きい感じの腐食が全面に発生している。 この車両の使用開始当時（昭和12年）トンネル内に多量の塩分を含んだ集中的な漏水が多かったため、局部的に円形または雨だれ状の激しい腐食が発生した。 側面と同様にスノボで飾り帯取付部の腐食が著しい。
妻面 (連結器)	<ol style="list-style-type: none"> 全体的に腐食、汚れが最も著しい。 パンタグラフに接近した次位の車両の上部は一面白い粉を吹いた状態で、側面よりも腐食は深い感じられる。 腰板下部のレールの真上に当る部分も同じような腐食、汚れが甚しい。車輪、レール、制輪子の摩耗粉を巻き上げるためと考えられる。 パンタグラフラシリ板、架線はいずれも銅。 車輪、レールは鋼。 制輪子は錫銅が主体。
その他の	<ol style="list-style-type: none"> 継雨トイ下部に白色斑点状の腐食が著しい。 横雨トイ内部および上面が腐食と汚れで真黒になっている。

* 昭和42年8月～昭和45年8月現在 35万キロ走行。



アロジン処理材

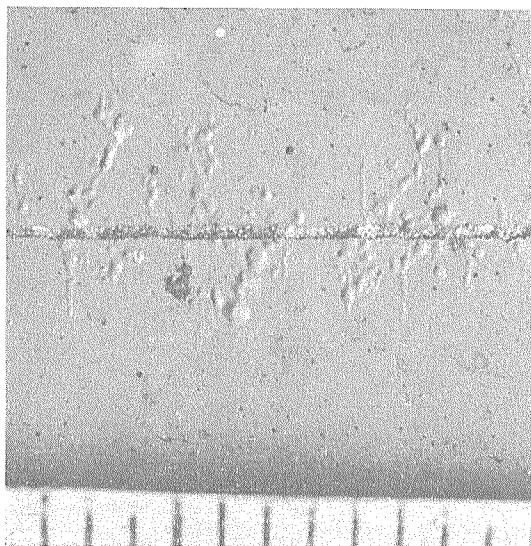


図 5 東京地下鉄東西線車両の連結妻部に貼布して 8 ヶ月走行した 5083 - O 合金塗装試験片のキズ部に生じた糸状腐食

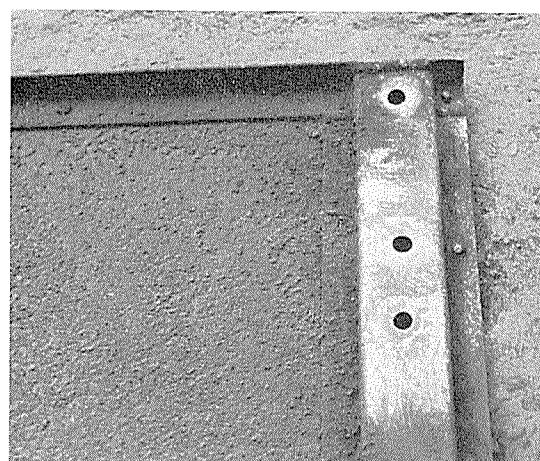
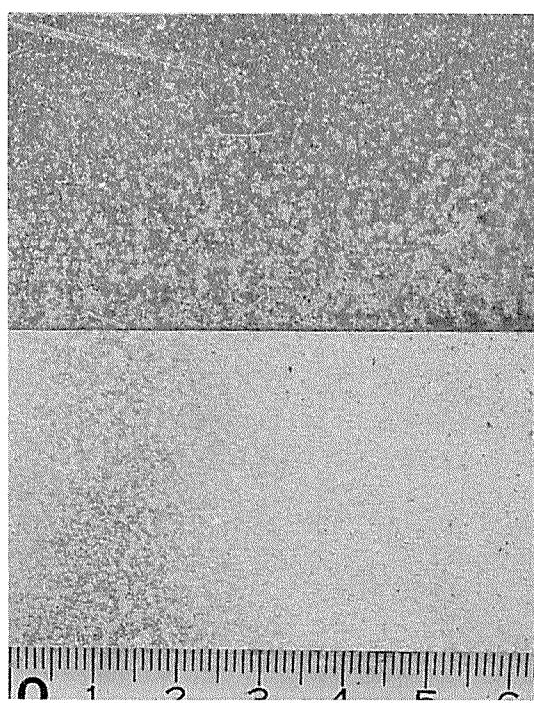


図 6 5 年間走行した東海道新幹線車両のスカート部裏側の外観状況 (A5005合金)



採取したまま
図 7 5 年間走行した東海道新幹線車両スカート部裏側から採取した試料の表面外観状況 (A5005合金)



腐食の著
しいもの

腐食の輕
微なもの

3.3.3 東海道新幹線における腐食状況

東海道新幹線車両（約 5 年間営業運転したもの）のスカート部裏側の腐食状況を調査した結果、外観は図 6 のごとくかなり著しく汚れているが、実車から採取した試験片の洗滌前後の状況は図 7 のごとくで、実際の腐食はみかけほど激しくなく、最大孔食深さは 0.2mm 程度で、引張性能値にはほとんど影響がなかった。

3.4 腐食材の疲れ強さ

繰返応力と腐食作用を同時にうける環境に、アルミニウ

ム合金材料が曝露された場合、腐食疲れによる疲れ強さの低下はかなり著しい。車両においては走行中の振動のごとき繰返応力が、環境の腐食作用とあいまって、腐食疲れ現象をひき起す危険性があり、設計上重要な問題になる。

アルミニウム合金についての腐食疲れ現象あるいは腐食材の疲れ強さに関する研究はあまり多くないようであるが、Al-Mg, Al-Zn-Mg および Al-Mg-Si 系の溶接構造用合金の腐食による疲れ強さの低下についての報告⁹⁾によると、2 年間腐食させた後の疲れ強さとその低下率は表 14 のごと

表14 各種アルミニウム合金の腐食後の疲れ強さ

材 料	腐食前の 疲れ強さ (kg/mm ²)	腐食期間 (年)	疲れ強さ (kg/mm ²)			疲れ強さの減少率 (%)		
			大気中	水道水中	3%食塩水中	大気中	水道水中	3%食塩水中
A5052-O	11.2	1/2	7.5 8.3	7.3 6.7	8.3 8.5	33.0 25.9	34.8 40.2	29.9 24.1
A5056-F	12.8	1/2	8.4 9.0	5.8 4.3	9.4 8.1	34.4 29.7	54.7 66.4	26.6 36.7
A5083-O	14.6	1/2	10.6 10.6	5.8 5.1	9.6 8.6	27.4 27.4	60.3 65.6	34.2 41.1
A5154-O	12.5	1/2	9.7 9.0	6.6 4.8	9.3 8.5	22.4 28.0	47.2 61.6	25.6 32.0
A7N01-T4	13.9	1/2	11.9 12.3	9.6 8.6	11.8 9.6	14.4 12.1	30.9 38.6	15.1 31.4
A7N01-T6	15.6	1/2	11.3 12.3	9.6 8.1	12.5 14.1	27.6 24.1	38.5 50.0	19.9 12.9
A6061-T6	15.9	1/2	13.1 11.1	8.3 6.4	10.3 9.2	17.6 31.5	47.8 60.5	35.2 43.2
A6151-T6	12.4	1/2	8.2 7.5	4.6 4.1	7.4 6.4	33.9 39.5	62.9 66.9	40.3 48.4
A2014-T6	18.5	1/2	13.5 13.6	6.6 6.1	9.1 7.1	27.0 29.2	64.3 67.0	50.8 61.6
A2017-T4	20.2	1/2	11.3 14.3	9.8 8.4	12.8 12.1	44.1 29.9	51.5 58.8	36.6 40.7
A2024-T4	20.4	1/2	15.3 15.3	10.4 9.1	11.6 14.1	25.0 27.8	49.0 57.1	43.1 33.5
A7075-T6	21.2	1/2	13.2 14.0	8.1 7.6	10.8 12.1	37.7 34.0	61.8 64.2	49.1 42.9

くで、大気、3%食塩水、水道水の順に疲れ強さは低くなるが、A5052-OとAl-Zn-Mg-T6は大気中腐食の方が3%食塩水中腐食の場合より低い疲れ強さを示す。また、腐食による疲れ強さの低下は1年をこえるととまるようである。大気中と比較して、水道中水および3%食塩水中では疲れ強さの低下率が50%をこえるものが多く、何らかの防食処理が必要と思われるし、大気中の腐食によっても疲れ強さは14.4~44.1%（平均28%）ほど低下する。

3.5 異種金属との接触腐食

アルミニウムが他の金属と接触して腐食環境中に曝露さ

れた場合、電位差によってアルミニウムが優先的に侵食される現象はしばしばみうけられる。

鉄道車両においては車輪、レール、制輪子などの摩耗による鉄粉が巻き上げられて付着したり、パンタグラフや架線から銅粉が落ちて付着したりするため、鉄や銅との接触腐食が問題になる。

二、三のアルミニウム合金について、接触腐食におよぼす表面処理の影響を水道水中で2年、大気中で5年にわたって調査した結果¹⁰⁾をみると、水道水中では普通鋼と接触しても、普通鋼自体の腐食が著しく、接触腐食はほとんど

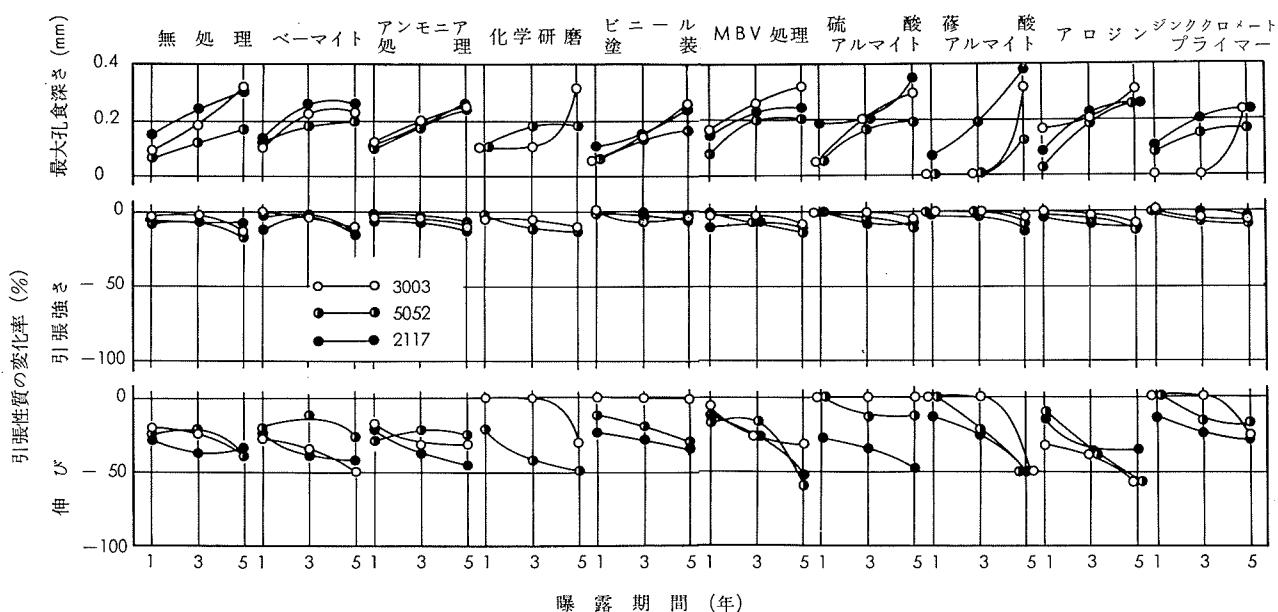


図8 銅と接触して5年間大気中に曝露されたアルミニウム合金表面処理材の引張性質変化率と最大孔食深さ

表15 異種金属との接触腐食に関する日本各地における
Wire on bolt test

試験場所と特徴	曝露期間 (9月～ 12月)	Al-wire の重量損失 (%)		
		Al-プラス チック	Al-Fe	Al-Cu
逗子 海岸一都市	89日間	0.17	2.6	3.6
喜多方 内陸一都市	90	0.24	1.5	1.3
八尾 工場地帯	90	0.22	0.25	0.46
札幌 都市一石炭スマック	90	0.12	1.2	2.7
堺 工場一海岸地帯	54	0.17	0.67	1.8
堺 工場地帯	90	0.54	4.1	3.9
横浜 工場一海岸地帯	91	0.43	1.8	2.6
大阪 工場地帯	91	0.18	1.7	2.9
日光 内陸一工場地帯	89	0.14	0.49	1.3
東京 工場一海岸地帯	89	0.45	3.7	4.0
東京 室内	90	0.05	0.09	0.09
東京 工場地帯	91	0.15	2.7	3.9
日立 海岸一都市	91	0.41	5.2	5.1
高岡 都市一海岸	91	0.25	4.5	5.0
鹿児島 都市	90	0.16	2.7	0.65
新居浜 工場一海岸地帯	90	0.69	2.7	6.5
蒲原 海岸地帯	91	0.26	2.2	1.9
名古屋 工場一海岸地帯	91	0.14	0.71	2.4
下関 海岸地帯	90	0.10	1.2	1.6

問題にならないが、銅と接触した場合のアルミニウムの腐食はきわめて著しく、表面処理によっても完全に防止することはできない。大気曝露5年の場合、銅以外の金属との接触腐食はジンククロメートプライマー塗装によりきわめて有効に防止できるが、銅との接触腐食は水道水の場合と同様、表面処理による防食は期待できない。調査結果の一例として、銅と接触して5年間大気曝露した各処理材の引張性質の減少と最大孔食深さを図8に示しておく。

アルミニウムと鉄、アルミニウムと銅の接触について日本各地で調査された結果によれば、表15¹¹⁾に示すとく、海岸霧囲気はAl-Fe組合せに大きく影響し、工場地帯の霧囲気はAl-Cuの組合せに作用すると説明され、工場一海岸両霧囲気が混合している地域では、Al-Fe、Al-Cuともに著しく腐食されるとしている。

結局、アルミニウムと異種金属との実際の場合での接触

腐食は、電極電位だけでは論ずることはできず、分極特性や腐食環境に支配されることが大であり、これらについては何らかの防食処理が必要と思われる。

4. 溶接構造用三元合金の現状と問題点

4.1 実用合金の種類

最近ようやくわが国においても本格的な軽合金構造体の開発が軌道にのろうとしている。とくに溶接構造用として開発されたAl-Zn-Mg系合金はその優れた特性を生かして、ここ数年急速にアルミ車両構造体に使用されるようになってきた¹²⁾。これは溶接によって溶接金属および熱影響部の強度は一たん低下しても、常温に放置しておけば、時効硬化によって次第にその強度を回復して溶接前の強度に近づくような合金としてAl-Zn-Mg系合金が着目されたためであるが、当初は溶接割れや応力腐食割れのためその使用が危ぶまれた。しかしながらこれらの問題点も実際にほぼ解決され、最近続々と製造されている全アルミニウム合金製電車の台わくは、すべてこの種の合金の押出型材と板の溶接構造でできている。この他、現在までに使用された主なものは、トレーラ、海上コンテナー、特殊車両、コンクリート型わく、同配管、高らん、クレーン、極低温用容器などがある。

現在、世界各国およびわが国で使用されている代表的な溶接構造用Al-Zn-Mg系合金を表16に示す。大きく分類すると主要硬化元素のZnとMg量(すべて重量%で表示)はそれぞれ(i) Zn: 4~5%, Mg: 1~2%, (ii) Zn: 3~4%, Mg: 2~3%で、Mg量の少ない分類(i)には微量のCr, Mn以外にさらにZrが添加されている場合が多い。同じ溶接構造用Al-Zn-Mg系合金でも少しずつ組成が異なっているのは、加工性に重点をおいたもの、強度を主体としたもの、溶接性の改善に主眼をおいたもの、耐食性と耐応力腐食割れ性を重視したものなど若干目的を異にしているから

表16 世界各国および我が国で用いられている代表的なAl-Zn-Mg合金

国 名	合 金	化 学 成 分 (%)								
		Zn	Mg	Mn	Cr	Zr	Ti	Cu	Fe	Si
ドイツ	AlZnMg 3	4.2~5.3	2.0~3.5	0.1~0.6	0.1~0.3	—	<0.2	<0.1	<0.7	<0.7
ドイツ	AlZnMg 1	4.0~5.0	1.0~1.4	0.1~0.5	0.1~0.25	—	0.1~0.2	<0.1	<0.5	<0.5
アメリカ	7039	3.5~4.5	2.3~3.3	0.10~0.40	0.15~0.25	—	<0.1	<0.10	<0.40	<0.30
アメリカ	7005	4.0~5.3	1.0~1.8	0.20~0.7	0.06~0.20	0.08~0.20	0.01~0.06	<0.10	<0.40	<0.35
アメリカ	X 7007	6.0~7.0	1.4~2.2	≤0.40	0.05~0.25	0.05~0.25	0.01~0.06	<0.25	<0.40	
カナダ	74S	4.0~4.6	1.4~2.0	0.20~0.45	—	—	—	<0.10	<0.40	<0.25
カナダ	X 7004	3.8~4.6	1.0~2.0	0.20~0.7	≤0.05	0.10~0.20	<0.05	<0.05	<0.35	<0.25
フランス	A-Z3G 2	3.0~4.0	1.7~2.7	0.1~0.6	0.05~0.35	<0.25	<0.1	<0.10	<0.40	<0.30
フランス	A-Z5G	4.2~5.0	0.9~1.5	≤0.2	0.15~0.35	0.05~0.25	≤0.1	≤0.1	≤0.4	≤0.3
スイス	Unidur	4.0~5.0	1.2~1.6	<0.3	0.15	—	<0.1	<0.1	<0.3	<0.3
ハンガリー	Hegal	3.2~3.7	2.2~2.7	<0.5	—	—	0.15~0.25	<0.1	<0.5	<0.3
日本	7N 01	3.8~5.0	1.0~2.2	0.2~0.9	<0.30	<0.30	<0.20	<0.25	<0.40	<0.3
ク	K 70	4.2~5.0	1.0~1.8	0.2~0.7	0.06~0.2	0.08~0.3	0.01~0.06	<0.1	<0.35	<0.35
ク	L 70	4.2~5.0	1.7~2.8	0.2~0.7	0.06~0.2	0.08~0.3	0.01~0.06	<0.1	<0.35	<0.35
ク	Z 5 D	4.2~5.0	1.0~1.4	0.1~0.3	—	<0.2	<0.1	<0.3	<0.25	
ク	R 74 S	3.5~4.6	1.0~1.8	0.3~0.7	0.05~0.3	0.05~0.3	0.05~0.20	<0.20	<0.40	<0.30
ク	MR-760	4.0~4.8	1.0~2.0	0.30~0.70	0.01~0.25	<0.25	<0.10	<0.10	<0.30	<0.20
ク	ZK 41	3.8~5.0	1.0~2.2	0.20~0.9	<0.30	<0.30	<0.20	<0.20	<0.40	<0.30
ク	ZK 47	4.0~5.0	1.0~2.0	0.20~0.4	<0.30	<0.30	<0.20	<0.25	<0.30	<0.15
ク	ZK 60	5.0~6.5	0.5~1.0	<0.30	<0.20	<0.20	<0.20	<0.10	<0.35	<0.20
ク	ZQ 50	4.5~5.5	1.5~2.5	<0.3	<0.10	0.10~0.25	<0.10	<0.20	<0.30	<0.20

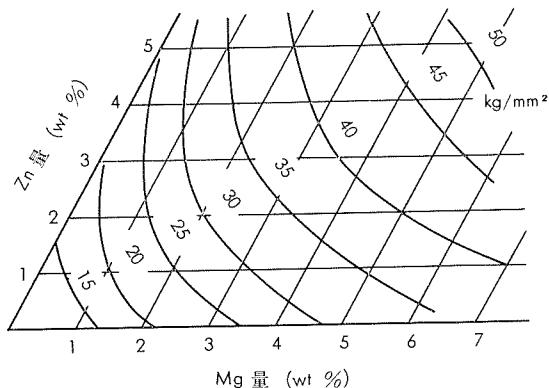


図9 Al-Zn-Mg合金におけるZnおよびMg量と時効処理後の引張強さの関係

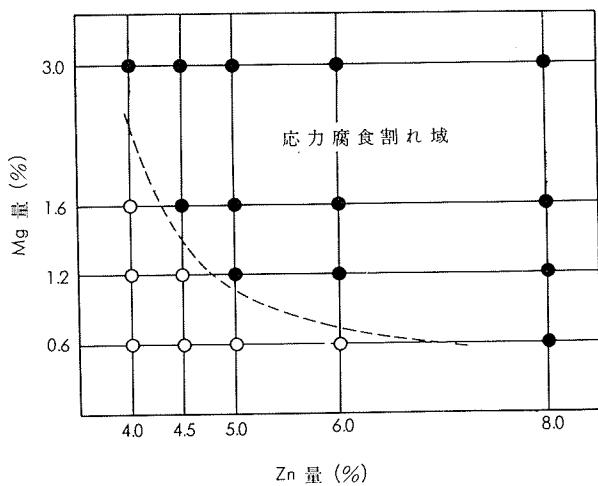


図10 Cr0.17%とZr0.1%を含むAl-Zn-Mg系合金溶接材の応力腐食割れにおよぼすZnおよびMg量の影響⁽²⁸⁾

である。

図9に示すごとく、一般にZnとMg量が多くなるほど強度は増大するが、図10より明らかなごとく、それらの量があまり多いと応力腐食割れが起こりやすくなる¹³⁾。またMg量が多くなるとこの合金系の高温加工性および常温加工性を悪くする。とくに押出材にその傾向が強い¹⁴⁾。(後述の図11参照のこと)。一方、Mg量が少ないと溶接割れが起こりやすくなる¹⁵⁾(後述の図14参照のこと)、この改善に微量のZrおよびTiなどが添加される傾向にある。MnおよびCrなどは主として応力腐食割れ防止と再結晶組織の微細化のために添加する。溶接割れ防止に効果のあるZrは、またMn、Crと同様な効果をも併せ持っている。Cuは強度を増大し、応力腐食割れを改善するが、添加量が多いと一般的の耐食性および加工性を悪くするとともに溶接性をも悪くする。

わが国のJIS A7NO1は各社の合金を公約数的にとりまとめたためか成分範囲が少し広域にまたがりすぎたようであるが、どちらかといえばMg量の少ない分類(i)で、溶接割れを防止するために0.1~0.2%程度のZrが添加されている。

4.2 鋳塊および加工性

この系合金はAl-Zn-Mg-Cu系の高力アルミニウム合金とは違って、大型鋳塊を造る際の鋳造凝固割れを心配する必要はほとんどないが、CrあるいはZrを添加する場合、その巨大化合物の発生について十分に注意しなければならない。直径約0.05mm以上のCr系あるいはZr系の化合物の存在は熱間圧延割れの原因をなしたり、また疲労強度低下の一因にもなる。またZnおよびMgとは異なりMn、CrおよびZrなどの添加元素は、通常の鋳塊の均質化熱処理によても拡散均一化せず、これが剥離腐食の一因ではないかと推察されている¹⁶⁾。

アルミニウム合金の変形抵抗および変形能は合金成分あるいは第2相の分散状況と密接な関係をもっているが、この合金系の加工性にはMg量の影響がもっとも強い。第2章で示したごとくAl-Zn-Mg系合金の押出性はAl-Mg-Si系合金よりは少し劣るが、Al-Cu、Al-Zn-Mg-CuおよびAl-Mg系合金よりははるかにすぐれており²⁾、かなり複雑な形状の押出形材の製造も可能である。図11に微量のMn、CrおよびZrを含むAl-Zn-Mg系合金におけるZnとMg量が押出速度におよぼす影響を示したが¹⁴⁾、Mg量にくらべてZnの影響は非常に少ない。この実験では比較試料として6063合金および6061合金が用いられ、それぞれの最高速度が100~130m/minおよび30~40m/minとなっている。これからもAl-Zn-Mg系合金がとくに押出加工性の良好な溶接構造材として推奨されるゆえんである。

なお、この合金系の押出加工性に対してCuはかなりの

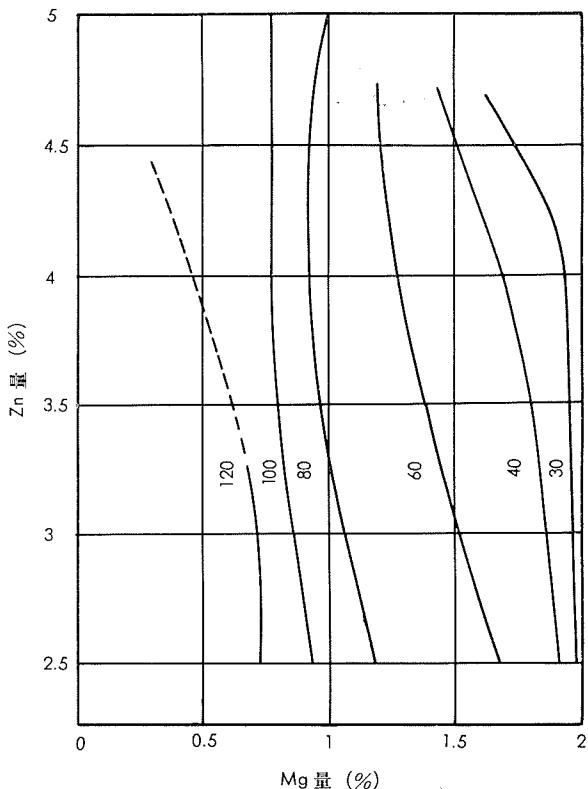


図11 Al-Zn-Mg系合金の押出速度(m/min)におよぼすZnおよびMg量の影響

悪影響を与え、0.5~1%以内でもCuの添加による押出速度の低下が著しい¹⁷⁾。なおMn, Cr, Zrなどは冷間加工に際して加工硬化量をますことが知られており、したがって、熱間および冷間加工性を良好ならしめるにはMg量を下げ、Cu, Mn, Cr, Zrなどの添加元素はなるべく少なくすることが望ましい。

4.3 热処理特性と強度

溶接構造用アルミニウム合金に望まれる熱処理特性としては、溶体化が容易であること、焼入れ性がよいこと、過時効による軟化が起こり難いこと、常温時効性がよく室温放置のみで高い強度が得られることなどがあげられる。Al-Zn-Mg系合金は他の時効硬化性アルミニウム合金にくらべて固溶体範囲がきわめて広く、その溶解度曲線の変化も大きいので、上記の点については数々のすぐれた特性が認められる¹⁸⁾。

4.3.1 溶体化処理

一般にAl-Cu-MgおよびAl-Mg-Si系合金の溶体処理温度が480~500°C以上であるのに対し、Al-Zn-Mg系合金のそれはかなり低く、たとえばAl-4.8%Zn-1.4%Mg系合金(Unidur)では約300°Cで主要合金元素ZnとMgの溶体化がはじまり、350°Cでほぼ完全に溶体化されると報告されている¹⁹⁾。また、この合金系は非常に短時間で溶体化が行なわれるのが特徴である。一方、溶体化処理温度が500°C以上に高くなると微量添加元素からなる不溶性化合物も溶体化をはじめ、再結晶粒も粗大化して、後述するごとく、耐応力腐食割れ性が低下する。

4.3.2 焼入れ性

Al-Zn-Mg系合金は焼入れ性がよく、いいかえれば焼入れ感受性が鈍いので、溶体化処理温度からの冷却速度が遅く、たとえば空冷程度でも水冷の場合とほぼ同等の時効硬化能を持っている。したがって溶接部は熱サイクル後の冷却で十分な過飽和固溶体が得られ、その後の時効で著しい硬化を示すことになる。しかしながらMg含有量が多く、Cr, MnあるいはCuなどが添加されると焼入れ性が悪くなり、厚肉の実用材料では熱処理または溶接時にこれが問題となることがある。図12にAl-6%Zn-1.8%Mg合金の焼入れ性

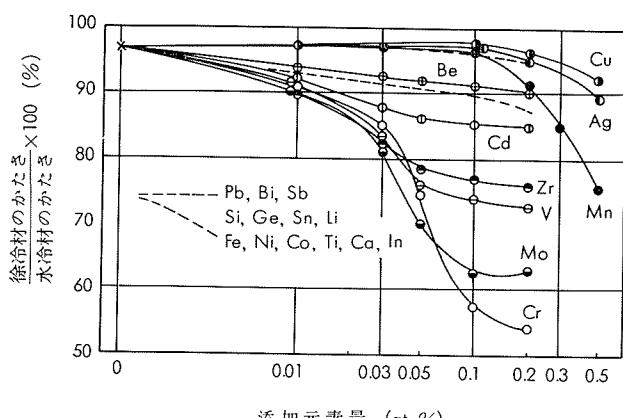


図12 Al-6%Zn-1.8%Mg合金の焼入れ性におよぼす添加元素の影響

におよぼす微量添加元素の影響を示す²⁰⁾。添加元素を含まない純三元合金では炉冷によるかたさの低下が少なく、最高でも3~5%低下するのみで焼入れ性が良い。一方、Cr添加材の焼入れ性は最も悪く、Cr量が0.06~0.1%以上になると炉冷材のかたさ値の低下が著しくなり、Cr 0.2~0.4%添加した場合では水冷材に比して50~60%の時効硬化しか認められない。CrについてMo, VおよびZrが焼入れ性を悪くし、Mnも添加量が0.6~1.0%に増すとこれら4種の添加元素と同様な効果を持っている。これらの効果は、上記添加元素からなる約0.1μあるいはそれ以下の微細な不溶性化合物とマトリックスの界面あるいは亜粒界などに溶質原子が徐冷中に平衡相として優先析出し、その後の時効硬化に寄与しないことによると考えられる。

4.3.3 時効性と強度

高温から焼入れした直後のAl-Zn-Mg系合金過飽和固溶体では、多数の凍結空孔とともに固溶元素のZnおよびMg原子がほぼ無秩序に分散していると考えられているが、この合金を室温あるいは約100°C以下の温度で長時間放置すると、ZnおよびMg原子が凍結空孔の助けをかりて移動し、凝集してクラスターから球状のG.P.ゾーンを形成する。このG.P.ゾーンは室温では直径20~40Åの大きさで成長し密度は10¹⁵/cm²といわれている。このG.P.ゾーンの形成とともに硬化がはじまるが、おおよそ室温1ヶ月の時効で90~95%の硬化が認められる。G.P.ゾーンの形成はZnおよびMg含有量のみならず微量添加元素および凍結空孔などの格子欠陥により著しい影響を受ける²¹⁾。

しかし、実際問題として溶接構造材としては室温で約1ヶ月時効した後に使用するので、これら途中のプロセスはあまり問題にならない。むしろZr, Cr, Mn, V, Mo, Fe, Tiなどの再結晶粒微細化に効果が大きい諸元素は、初期の時効硬化速度を遅くするにもかかわらず、最終的な強化に大いに役立っている。

時効温度が高く時効時間が長くなると、G.P.ゾーンの消失とともに中間相η'(MgZn₂)および平衡相の析出、成長が起こる。この合金系では120~150°Cの高温時効によりG.P.ゾーンと中間相の共存状態をつくり出した場合に強度が最高になる。この場合、Mn, CrおよびZrの添加は、焼入れ直後高温時効して得られる極大かたさ値を著しく低下させ、また過時効を促進する。しかしながら、このような微量添加元素は後に述べる耐溶接割れ性および耐応力腐食割れ性の改善に必要であり、実際には時効処理をうまくやることにより、これらの悪影響を取除かねばならない。すなわち、なんらかの方法で中間相η'を微細化すればよいのであって、これは焼入れ後あらかじめ室温あるいは100°C以下の低温で予備時効後高温時効するいわゆる2段時効処理により可能である。

4.3.4 復元と再時効

Al-Zn-Mg系合金では溶接入熱により生ずる復元現象とその後の再時効について十分な見識をえることが重要であ

る。復元状態はG.P.ゾーンが再溶解して焼入れ直後の過飽和固溶体の状態にもどることであるが、凍結空孔の濃度が低いためにその後の時効速度は遅い。実際に溶接熱影響部は、溶接熱サイクルを受けることにより、低温時効材は150~200°C以上の加熱で、一たん復元しても、1分以内の加熱であれば、常温で1ヶ月も放置すればほぼ元の強度にまで回復し、これが高温時効材の場合にはすでに η' 相の粗大化による過時効が進んでいるために完全には元に戻らず、結果、常温放置後の強度低下につながることが明らかにされている^{22,23)}。CrおよびMnが存在するとこの傾向はいっそう強くなるようである。低温時効材でも200~300°Cでの加熱時間が長くなると強度の回復は少なくな

表17 代表的なAl-Zn-Mg系実用合金の引張性質

合 金 名	調 質	引張強さ (kg/mm ²)	耐 力 (kg/mm ²)	伸 び (%)
K70	T 4 T 6	36 38	23 11	38 15
L70	T 4 T 6	38 42	25 38	18 13
Z 5 D	T 4 T 6	38 40	25 34	16 12
R74S	T 4 T 6	34 37	23 30	20 18
7039	T 61	45	38	12
MR760	T 4 T 6	34 39	23 32	22 18
ZK41	T 4 T 6	38 43	25 37	16 12
ZK47	T 4 T 6 T 5	37 40 38	24 32 29	18 15 15
ZK60	T 5	36	27	15
ZQ50	T 4 T 6	40 50	26 44	23 14

る²⁴⁾。

4.3.5 実用合金の代表的な機械的性質

代表的な三元合金の引張性質を表17に示し、S-N曲線の一例を図13に示す²⁵⁾。

4.4 溶接性

Al-Zn-Mg系合金は溶接構造用としては比較的最近開発されたものであり、これまでかなりの実績をもつAl-Mg

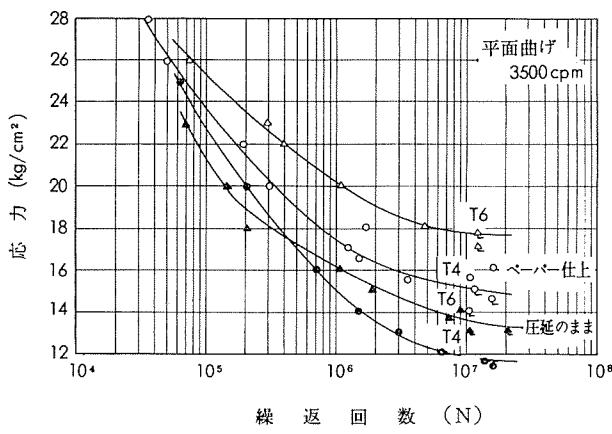


図13 7N01合金4mm板のS-N曲線

系合金にくらべると、溶接時の高温割れ、溶接熱影響部での強度低下および応力腐食割れ性といった点で初期にはかなり問題があった。その後いろいろ改良が加えられ、今では溶接割れの面でもAl-Mg系合金に比較してそん色がないほどになってきた。

4.4.1 溶接割れ性

アルミニウム合金の溶接割れには凝固過程中に結晶粒界に形成される低融点皮膜(liquid film)が重要な役割をもち、したがって合金組成の影響がかなり大きい。図14にAl-Zn-Mg合金の溶接割れにおよぼすMg量の影響を示す¹⁵⁾。Zn量は3.5~6%の範囲ではほとんど影響を示さないが、Mg量は1%前後で割れ感受性は最大で、約2%を越すと割れは著しく減少する。表16に示した多くの実用合金では加工性あるいは耐応力腐食割れ性の点からむしろMg量2%以下のものが多いが、これらの合金では主としてZrあるいはTiなどを微量添加することにより、その耐溶接割れ性の改良が行なわれている。

一般に、Ti, BあるいはZrの微量添加はアルミニウム合金の溶接割れ防止に有効であり、これは主として結晶粒の微細化によるものと考えられてきた^{15,26)}。しかしながら、

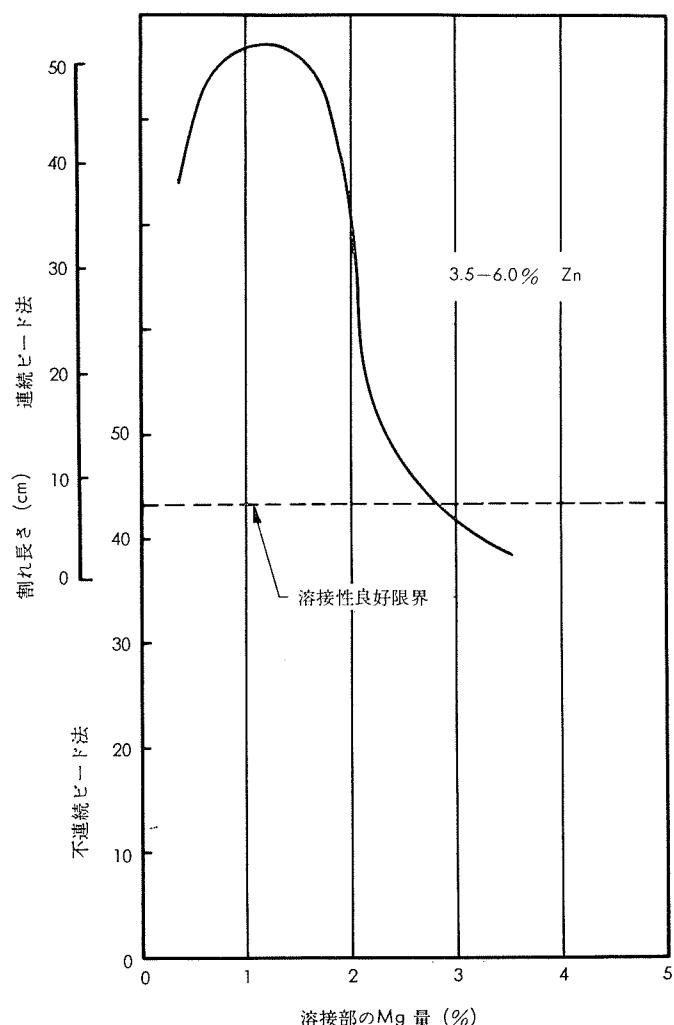


図14 Al-Zn-Mg合金の溶接割れにおよぼすMg量の影響

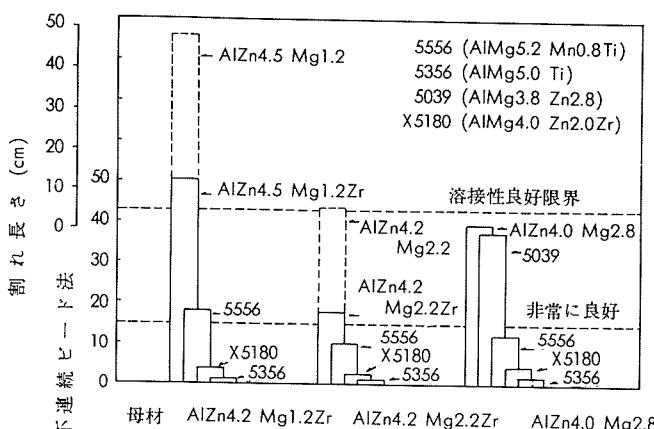


図15 Al-Zn-Mg系合金の溶接割れにおよぼす母材と溶接ワイヤの組成の影響

TiとBが結晶粒の微細化および鋳造割れ防止に対してZrよりも効果的であるにもかかわらず、むしろ溶接割れに対してはその効果が劣っていることが最近明らかにされ²⁷⁾、この合金系のZr添加による溶接割れ防止の機構についていろいろな説明がなされている^{28),29)}。

図15に代表的なAl-Zn-Mg系合金を数種類の溶接ワイヤで溶接した際の割れ感受性を比較した結果を示す¹⁵⁾。溶接割れは溶接ワイヤの合金組成によって大きく影響されるが、現在この合金系の溶接ワイヤとしてはAl-5%Mg系(5356, 5556)のものとAl-4%Mg-2%Zn系(7N11)のもの

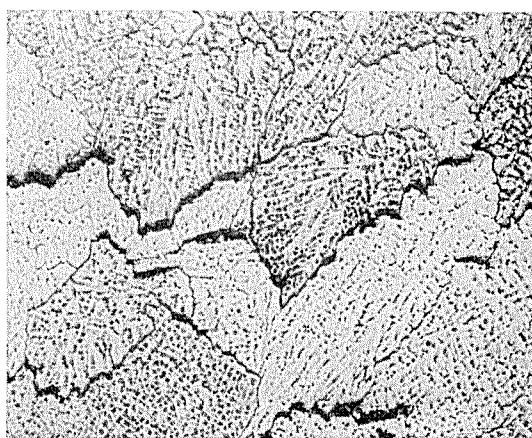
のが実用化されている。これらの溶接ワイヤを使用すれば、拘束度が大きく割れが非常に発生しやすい車両のボルスターの溶接でも、ほとんど溶接割れは発生しないと報告されている³⁰⁾。

4.4.2 共晶融解による微小割れ

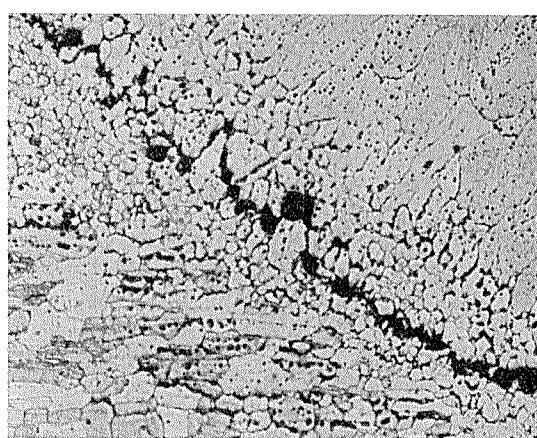
一般に溶接割れといえばビード中央部や熱影響部との境界部に生ずる高温亀裂をいうが、最近、これらのマクロ的な割れ以外に、溶接部のミクロ組織を調べることによりはじめて検出されるようなミクロ的な割れの問題が提起されている^{31),32)}。

これは過大な入熱条件で溶接したときあるいは多層溶接で高い層間温度で溶接したとき、しばしば先行ビードや溶接部に隣接する熱影響部の粒界で共晶融解が生じ、図16に示すような微小割れ(Micro-fissuring)となるものである³²⁾。アルミニウム合金ではAl-Cu系およびAl-Zn-Mg-Cu系合金で最も生じやすく次いでAl-Zn-Mg系およびAl-Mg-Si系合金である。しかしAl-Mg系合金でも入熱が大きい時はしばしば微小割れが発生するようである。

微小割れが発生すると溶接部は著しく脆化し機械的性質が著しく低下するが、この一例を表18に示す。これはAl-5%Zn-2%Mg合金と比較のAl-4.5%Mg合金について溶接継手の引張性質と層間温度の関係を示す。層間温度が高くなるにしたがい引張性質は劣下し、脆性破壊を示す傾向が強くなる³²⁾。



溶接金属



溶融境界部

図16 Al-Zn-Mg合金の多層溶接材に見られる典型的な微小割れ($\times 100$)

表18 Al-Mg系の溶接ワイヤで多層溶接したAl-Mg系およびAl-Zn-Mg系合金の引張性質と微小割れの形成におよぼす層間温度の影響

母材合金名	溶接後の熟処理	層間温度(°C)	引張強さ(kg/mm ²)	耐力(kg/mm ²)	伸び(%)	微小割れの程度
Al-Mg 主元素 Mg4.5% Mn0.6%	溶接まま	25	27.5	15.7	10	皆無
		80	24.2	14.6	7	少し
		150	23.0	14.4	6	頗著
Al-Zn-Mg 主元素 Zn 5% Mg 2%	室温時効 30日間	15	32.3	22.3	9	皆無
		150	25.2	20.6	3	頗著
		300	20.1	19.0	1	非常に頗著
	465°C × 1 h 加熱水冷後 120°C × 24h	15	36.9	32.5	4	非常に頗著
		150	34.0	30.6	2	皆無
		300	31.7	29.8	1	頗著

これまで微小割れは一般的な溶接割れと異なり、外観検査、浸透探傷試験あるいはX線透過試験などの非破壊試験では検出することがむずかしく、それゆえにまた、あまり問題にされずに放置されてきたきらいがある。しかしながら、この合金系が本格的に大型溶接構造物に利用されようとしている今日、これらの溶接欠陥の発生原因とその防止法、たとえば板厚に対して溶接入熱を可能な限り小さくするなど、についても大いに検討する必要があろう。

4.4.3 溶接継手の機械的性質

溶接継手の機械的性質は母材組成あるいは溶加材組成の

表19 A7N01合金溶接部の機械的性質

板厚 (溶接法)	余盛	溶加材	引張性質						疲労強度 (kg/mm ²)	
			T 4			T 6			T 4	T 6
			引張強さ (kg/mm ²)	耐力 (kg/mm ²)	伸び (%)	引張強さ (kg/mm ²)	耐力 (kg/mm ²)	伸び (%)		
4 mm (TIG)	あり	A5356BY	34	21	10	34	21	10	9~11	9~11
		A7N11BY	34	22	10	34	22	10	9~11	9~11
	なし	A5356BY	32	20	10	32	20	10	12~14	11~13
		A7N11BY	33	21	10	33	21	10	12~14	11~13
12 mm (MIG)	あり	A5356WY	33	21	10	33	21	10	—	—
		A7N11WY	33	22	10	33	22	10	—	—
	なし	A5356WY	31	20	10	31	20	10	—	—
		A7N11WY	32	21	10	32	21	10	—	—

みならず溶接条件により著しい影響を受ける。この系合金溶接部の機械的性質は先に述べたような共晶融解や微小割れのごとき有害な欠陥がなければ、溶接後1~3ヶ月の常温時効でほぼ母材(T4材)の機械的性質にまで回復してくれる。この場合、母材がT5、T6、T7のごとき高温時効材では低温時効T4材にくらべてその回復が少し劣っている。これは溶接熱サイクルを受けた際に熱影響部で過時効現象を生ずるからである。したがって溶接後の強度を主体に考えるならば、本系合金の母材の熱処理はT4材がもっとも優れているといえよう。表19に代表的な実用合金の溶接部の機械的性質を総括して示す。

溶接部の機械的性質によく溶加材の影響は、すみ肉溶接部で最も顕著であり、Al-Mg系よりAl-Mg-Zn系の溶加材の方が優れている。突合せ継手においても少し差は認められる。しかしながら、疲れ強さにおいては、溶接欠陥や余盛角度の影響が非常に強く、溶加材の影響はほとんどない。

ところで、溶接後の時効とともに全般に回復がみられる機械的性質のうちで、シャルピー衝撃値は時効が進むにつれ著しく低下し、構造物の長期間の使用に際してはこの点で少し問題を残している^{33,34)}。引張試験においても切欠靱性の低下は認められるが、シャルピー衝撃試験に認められる顕著ではない³⁴⁾。なお溶接部の切欠靱性は不純物であるFeおよびSi量が増すと著しく劣下するようである。³⁵⁾

4.5 耐食性

Al-Zn-Mg系合金は比較的最近開発されたもので、その耐食性に関する資料はあまり多くない。とくにこの合金系は一般的な腐食のほかに層状の剥離腐食あるいは応力腐食割れの問題をかかえている。またそれゆえにこの合金系のように、溶接構造材としての開発にあたってこれら耐食性の問題が重要視された例も珍しい。

4.5.1 孔食と剥離腐食

大気曝露試験で認められるこの合金系の腐食形態はAl-MgおよびAl-Mg-Si系の耐食合金と同様、孔食であり、その程度もあまり変わらない¹³⁾。溶接材の腐食も母材と著しい差はない。溶接金属はむしろ母材よりも孔食の程度は軽

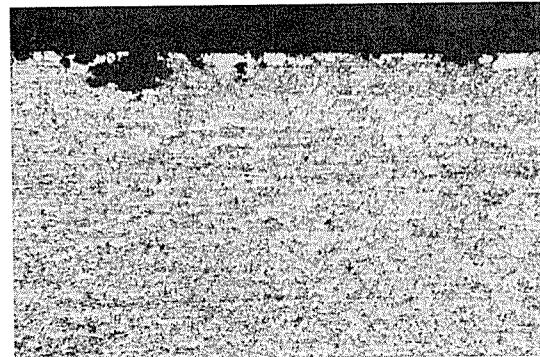


図17 JIS A7N01相当合金の押出材を3ヶ年間大気曝露試験した後の腐食部断面状況(×100)

微である。ただし海岸地帯では、高温時効材(T5、T6およびT7)を溶接した場合、熱影響部で集中腐食を生じている。図17はJIS7N01相当のAl-Zn-Mg合金押出型材を3年間大気曝露試験した際に発生した孔食の断面状況を示す³⁶⁾。直接風雨にさらされる表面の腐食はごく浅く、腐食の著しい裏面で深さ0.07mm程度の孔食である。したがって機械的性質においてもほとんど劣下は認められない。

一方、この系合金を海水に浸漬すると剥離腐食を生じることがある。常温時効した板材の一部あるいは溶接材の熱影響部においても認められるが、とくにCr0.2%以上またはMn+Cr0.6%以上を含む合金の押出材で常温時効あるいは90°C以下の短時間時効したものに剥離腐食が起こりやすい³⁷⁾。また表20のAl-Zn-Mg系合金板(0.15%Si, 0.26%Fe, 0.40%Mn, 1.19%Mg, 4.32%Zn, 0.17%Cr,

表20 微量元素を含むAl-4.3%Zn-1.2%Mg合金の剥離腐食と応力腐食割れにおよぼす鉄塊均質化処理の影響

鉄塊均質化処理温度 (°C)	剥離腐食の程度	低温時効材の応力腐食割れ時間 (日)
300	なし	3
350	少々	12
400	強	22
450	強	21
550	中間	8
590	なし	5

0.11% Zr) に関する実験結果からも明らかなごとく、鋳塊の均質加熱温度が400~450°Cで剥離腐食が最も顕著である³⁸⁾。この原因については、鋳塊のセル境界に析出したAl-Fe-Mn系の微細な化合物が加工方向に線状につながり、これに沿って選択的に層状に腐食が起こるのではないかと考えられている。したがって、微量添加元素が拡散により均一分布できる程度に加熱温度を高くすれば剥離腐食は起こらなくなるが、逆に応力腐食割れの問題が生じてくるわけである。

4.5.2 応力腐食割れ

溶接構造材として使用する際、作業能率上、厚板から最終製品の削り出しおよび厚板のシャー切断、パンチング加工などがひんぱんに行なわれるようになると、従来より問題にされている一般的な応力腐食割れの他に、材料の諸性能の異方性、とくに肉厚方向の耐応力腐食割れ性が問題となり、その防止対策がいろいろ考えられている。

一般に、この合金系の応力腐食割れを防止するためにはMnあるいはCrなどが添加されているが、ZnとMgの合計含有量が約5%以下ならば、このような添加元素を加えなくてもほとんど応力腐食割れの心配はない。しかしながら、この合金系を溶接構造材として使用する場合、強度面からZn+Mg量は5~8%必要であり使用条件により応力腐食割れの懸念が生じてくる。

微量添加元素による耐応力腐食割れ性の改善効果は、結晶粒度、組織の方向性、析出挙動などへの作用によるものと思われる。実用合金に添加されているMn、Cr、Ti、Zr、Feなどは、加工組織を残したりあるいは結晶粒度を微細化する効果をもっているために長手方向の耐応力腐食割れ性を改善する。とくにMn、CrおよびZrについては、これらの元素が不溶性化合物として存在する時にもっとも顕著な効果を発揮することが知られている³⁹⁾。

一方、肉厚方向の耐応力腐食割れ性は微量添加元素によ

ってあまり改良されない。10mm前後の板をシャー切断あるいはパンチング加工して大気中に放置しておくと、その端面に割れが発生することがあるが、この割れはシャー切断による残留応力に起因した応力腐食割れと考えられ⁴⁰⁾、現在では、加工と熱処理をうまく組み合わせて、一応、シャー割れについての実用上の解決はなされている。この肉厚方向の応力腐食割れ感受性が強い理由としては、結晶粒の形状的なものほかにその優先方位が助長しているとの報告もあるが、必ずしもそうとはいきれないようである。図18に微量のMnとZrを含むAl-4%Zn-1.7%Mg系合金の高温時効材について鍛練加工度と応力腐食割れの関係を示す⁴¹⁾。

高力アルミニウム合金の肉厚方向の耐応力腐食割れ性を改良する効果的な方法として過時効処理が行なわれてきたが、この合金系ではその焼入れ性良好な点に着目して、溶体化処理後の冷却速度をコントロールすることにより改良の試みがなされている。図19からも明らかなごとく、冷却速度を遅くすることはとくにシャー割れ防止に効果的である⁴²⁾。シャー割れ性と引張応力を負荷した肉厚方向の応力腐食割れ性にはある程度の相似が認められるが完全には一致しない。これは粒界あるいは粒内の析出状況とシャー切断部に加えられた冷間加工(約20%)の相互作用によるものと考えられている⁴³⁾。とくに粒界のP.F.Z.の巾と応力腐食割れ感受性には密接な関係があり、焼入れ速度を変えた実験結果によるとP.F.Z.の巾の広いほど応力腐食割れの寿命が長くなることが示されている⁴⁴⁾。

一方、溶接部の応力腐食割れは、溶接後常温時効のみであればほとんど問題とならない。しかしながら、溶接金属と熱影響部の境界(Toe部)はgrain growthを生じたり、また形状的にも応力集中を受け易いので、特殊な環境に使用する時は、この応力腐食割れについても十分に注意しなければならない。

方向	板厚 mm	加工度 %		0		59		74		85		95		96.5		97.5		98		99	
		表層部	中心部	表層部	中心部	表層部	中心部	表層部	中心部	表層部	中心部	表層部	中心部	表層部	中心部	表層部	中心部	表層部	中心部	表層部	中心部
長手方向	340	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○
肉厚方向		●	●	●	●	●	●	●	●	●	●	●	●	●	●	●	●	●	●	●	●

○ 応力腐食割れを生じないもの

● 応力腐食割れにより破断したもの

図18 A7N01合金厚板の長手および肉厚方向の応力腐食割れにおよぼす鍛練加工度の影響

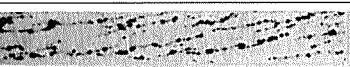
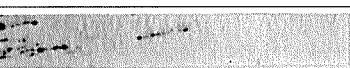
質別	溶体化処理		時効処理		シャーチ断面写真 クロム酸入り食塩水中煮沸後カラーチェック	応力腐食割れ寿命 (h)		
	加熱	冷却	常温	高温		引張り負荷応力 20kg/mm ²	25kg/mm ²	30kg/mm ²
T 6	460°C × 2h	水冷	4日	120°C × 24h		150	70	50
T 6	600°C × 1h → 460°C × 2h	"				50	40	30
T 6 A	460°C × 2h	空冷 (25°C/min)				300	150	90
T 7	460°C × 2h	水冷	4日	110°C × 7h ↓ 175°C × 9h		600	300	200
T 7	600°C × 1h → 460°C × 2h	"				400	250	170
T 7 A	460°C × 2h	空冷 (25°C/min)				1800	900	600

図19 A7N01合金厚板(15mm)の熱処理とシャー割れおよび肉厚方向の応力腐食割れの関係

5. 新合金 ZK61 の諸性能

最近大形押出機が軽金属押出開発会社に設置され、大形の押出しが可能になり（軽金属押出開発会社のカタログによると、三元合金の場合には、丸形コンテナー使用で最大外接円が530mm、角形コンテナーの場合で630mmである）、これまで広巾の需要に対して、板で代替したり、小巾の形材をはめ合して用いていたのを、広巾の単一品あるいは最終製品の形で供給することができるようになった。

しかしながらA6063合金を除いて広巾薄肉の形材を高速度で押出すことができる構造用合金はほとんど見当らず、この種の合金の開発は急務であった。ここに紹介する新合金ZK61は、このような情況にかんがみて、とくに押出加工性に優れた構造用合金として開発したものであるが、本合金を研究開発するに際して、当初次のような条件が設定された。

- 1). A6063合金に近い押出加工性を有し、広巾薄肉形材の押出しが容易なること。
- 2). A7N01合金と同等あるいはそれ以上の溶接性を有し、構造物の建造に際しての溶接施工が容易なること。
- 3). 押出し後の素材および溶接材の機械的性質がA5083およびA6061合金のそれより優れていること。
- 4). A7N01合金と同等あるいはそれ以上の耐食性を有し、十分に実用に耐えうること。

この合金は主要成分として、アルミニウム中に約6%の亜鉛と、0.5%以下のマグネシウム、0.2%以下のジルコニウムを含む三元合金である。亜鉛添加量にたいしてマグネシウムの添加量が0.5%以下と少ないので押出加工性が優れているほか、常温時効だけで十分な強度が得られ、あえて高温時効処理を施す必要がないことを大きな特徴としている。その他、溶接性、耐応力腐食割れ性にも優れ、一般的に溶接構造用材に要求される性能を全て具備している。

当社の三元合金としてすでに使用されているZK60合金と較べた場合、このZK61合金は、さらに薄肉で押出すことが可能であるため、前述のいろいろ優れた諸性能とあわせ、車両用合金として多く用いられ、その他の分野でも広くその用途が開発されるものと期待されている。

以下このZK61合金について概略を述べてみたい。

5.1 物理的性質

表21に示すように、物理的性質は他の三元合金とほぼ同じ性質である。溶融温度範囲は、620~648°Cで他の合金にくらべてせまく、溶接割れを防止するのに効果がある。電気伝導度は、押出し後30日間の常温時効によって44%(IACS)が得られている。

表21 ZK61合金の物理的性質

項目	性能
比重	2.80
電気伝導率 (% IACS) (押出し後30日間常温時効)	44
熱膨張係数 (20~100°C)	23.5×10 ⁻⁶
熱伝導率 (CGS単位)	0.33
弾性係数 (kg/mm ²) 室温 -75°C -196°C	7000 7000 7300
ボアン比	0.33
溶融温度範囲 (°C)	620~648

5.2 機械的性質

図20に示したのは、押出温度420°Cで、肉厚2.8mm、巾100mmの不等辺アングルに押出した形材の常温時効硬化の経時変化を調べた結果で、押出し後約40日で引張強さは、ほぼ飽和点に達する。常温時効80日で得られる強度は、耐力約20kg/mm²、引張強さ約32kg/mm²、伸び約15%である。

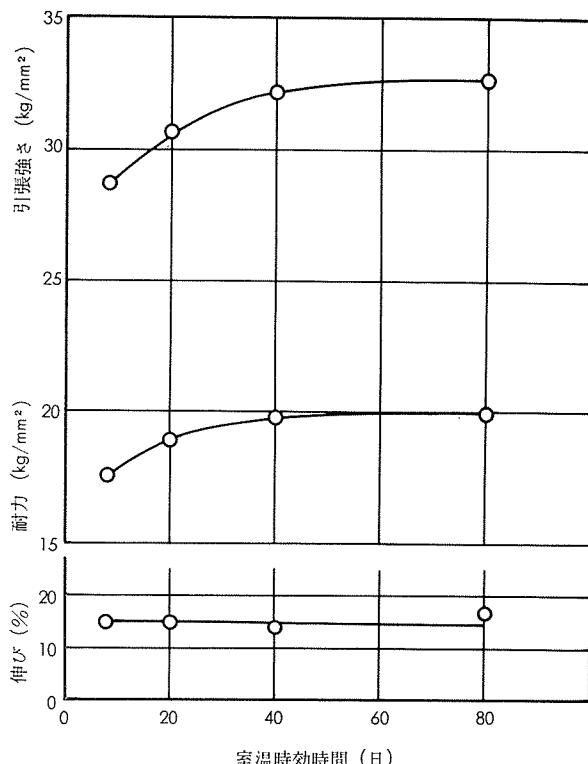


図20 ZK61 合金押出形材の時効曲線

表22 ZK61合金押出形材の時効条件と引張性質の関係

時効条件		押出方向に平行に採取 (タテ板)			押出方向に直角に採取 (ヨコ板)		
室温時効	人工時効	耐力 kg/mm²	引張強さ kg/mm²	伸び %	耐力 kg/mm²	引張強さ kg/mm²	伸び %
40日	なし	17.5	31.0	15	19.5	32.0	18
	50°C × 12h	17.2	30.2	14	19.1	32.0	19
	50°C × 24h	17.5	30.7	12	19.2	32.2	19
	70°C × 12h	17.0	29.5	14	18.9	30.9	19
	70°C × 24h	17.7	30.1	12	19.2	31.6	19
	90°C × 12h	16.8	28.2	14	18.5	29.9	20
	90°C × 24h	17.7	29.1	13	19.2	30.5	19
	120°C × 12h	16.6	25.3	14	18.3	26.9	18
	120°C × 24h	18.7	27.6	13	20.1	28.7	19

表22は、肉厚3.7mm、巾250mmの等辺アングル形材の焼もどし条件と機械的性質の関係をみた結果である。420°Cで押出し後40日間常温時効をおこなったものは、10日間常温時効後50~70°C×12~24h人工時効処理したときの強度に相当する。即ち、常温時効によって最終的に達する強度がどの位かをみるには、50~70°Cで、12~24h加熱することによって得られる強度が目安になる。なお、この合金は、これまでの三元合金と異なり、120°C×24hの人工時効処理では過時効となり、引張強さが低下する。

表22からもあきらかなように、この合金の押出材は、押出方向に平行に採取した引張試験片(Longitudinal)よりも、直角に採取した引張試験片(Long-transverse)の方が、耐力、引張強さ、伸びともに優れている。広巾の押出形材として使用する場合には有利であろう。

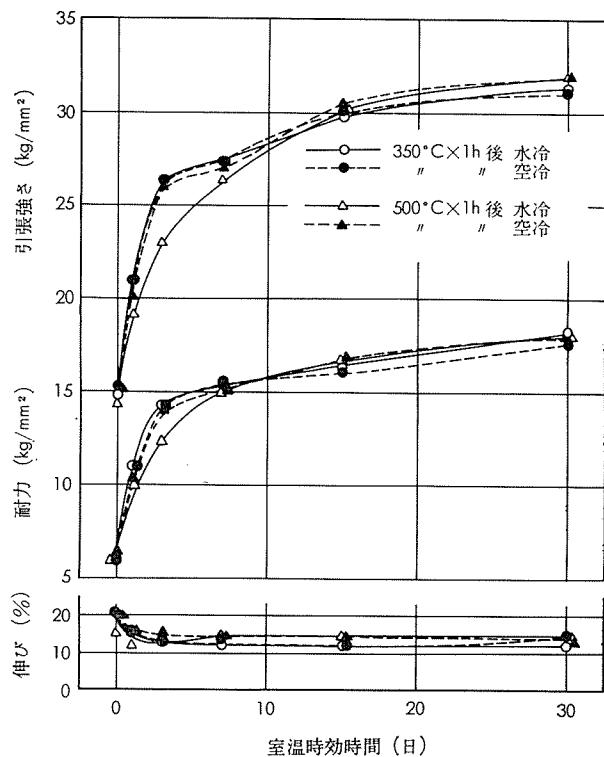


図21 ZK61 合金押出形材の再加熱後の時効曲線

図21に示したのは、420°Cで押出し後350°Cおよび500°Cで再加熱後、常温時効したものとの時効曲線の比較である。最終的に得られる強度に差が認められず、かつその値は420°Cで押出し後常温時効により得られる値(図20参照)と同じである。したがって再加熱による機械的性質の劣下はとくに心配する必要はない。

表23 ZK61合金のTIGおよびMIG溶接継手の引張性質

(1) 母材の 組合せ	余盛	溶接方法	室温時 効時間 (日)	引張性質			母材の引 張強さ kg/mm²	継手効 率 (%)
				耐力 kg/mm²	引張強さ kg/mm²	伸び %		
ZK61 -ZK61	あり	TIG	20	16.9	27.8	6.8	30.8	90
		MIG	20	17.2	27.6	7.5		90
	なし	TIG	20	16.3	28.2	10.8		92
		MIG	20	16.3	26.9	9.8		87
ZK61 -7N01	なし	TIG	30	16.7	27.1	10.8		88
ZK61 -5083	あり	MIG	20	17.5	28.2	5.8	30.8	91
		TIG	30	13.5	26.3	3.5		85
	なし	MIG	20	16.1	26.5	19.5		86

(1) 母材の形材肉厚は2.5~3.5mm

(2) 溶接材は5356合金

5.3 溶接性

表23に肉厚2.5~3.5mmの押出形材を用いてイナートガスアーカ溶接した時の引張性質を示す。TIG, MIG溶接継手とも、溶接後20~30日間常温時効したときの値で、引張強さ約27kg/mm²以上、耐力16kg/mm²以上が得られており、継手効率は約90%である。

図22は同じ形材を用いて、溶接割れ感受性をFish-bone試験により調べた結果である。ZK61合金は他の実用合金

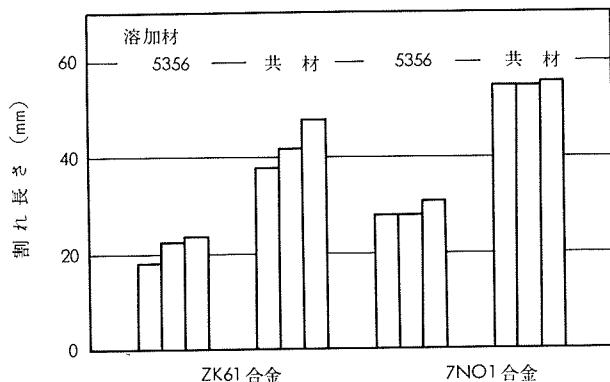


図22 ZK61, A7N01合金の溶接割れ感受性(Fish-bone型割れ試験)

と比べて溶接性はそん色ない。溶加材が割れにおよぼす影響は、他の三元合金同様共材の方が大きく、5356は小さい。したがって溶加材として用いる材料は5356が望ましい。

5.4 耐食性

表24は肉厚2.5mmの押出形材の海水浸漬および大気曝露試験による引張強さの低下率をみた結果である。工業地帯で曝露したものは、表面処理の有無に関係なく、わずか0.5%以下の強度低下にすぎない。車両用合金材料として適当な合金である。しかし海水(清水・折戸湾)中に、無処理のまま90日間浸漬したときは、7N01など他の三元合金と同様、低下がいちじるしく、ZK61合金では約60%も減少した。

表24 ZK61合金の海水浸漬および大気曝露試験による引張性質の変化

表面処理条件	減少率 ⁽¹⁾ (%)
押出し後90日間デシケーターに保存せる標準試料 耐力19kg/mm ² 、引張強さ32kg/mm ² 、伸び15%	—
無処理のまま工業地帯で90日間曝露	<0.5
硫酸アルマイド10μ處理後 同上	<0.5
クリアーラッカーカー15μ處理後 同上	<0.5
MSX ⁽²⁾ 約0.5μ塗布後 同上	<0.5
無処理のまま汚染海水中 ⁽³⁾ で90日間浸漬	67

注. (1) 減少率は次のように計算した。

$$\frac{\text{標準引張強さ}-\text{曝露試験後の引張強さ}}{\text{標準引張強さ}} \times 100$$

(2) 外国より入手せるシリコーン系防錆油の商品名

(3) 清水、折戸湾にて浸漬

耐応力腐食割れ性は、押出材の長手方向(Longitudinal)横方向(Long-transverse)とも、耐力の75%に相当する負荷応力下で、3.5%食塩水中で50分間大気中曝露、10分間食塩水中浸漬の交互浸漬法により試験をおこなった結果は、30日以上経過しても破断しなかった。このように耐応力腐食割れ性に関して非常に優れた結果を示した。

6. おわりに

以上、車両用合金として最近使用されている材料について、諸性能ならびに使用上の問題点について解説した。輸送コスト軽減のためには、いろいろな手段があるが、中で

も車両自重の軽量化は、車両の大形化とともにあって早急に取組むべき問題であり、各用途に適したアルミニウム合金を積極的に使用する姿勢が必要となってくる。また、画一的な材料の開発だけに終ることなく、用途に応じてきめ細かい材料の研究開発に今後とも取組んでゆくべきであろう。

文 献

- 竹内勝治、杉山禎彦：軽金属、18(1968), 71
- ALCAN社：*Strength of Aluminium* (1965-6)
- I. Taylor : Metal Progress, 84(1963), 96
- C.J. Walton and W. King : ASTM, STP 175, (1955)
W.H. Ailor : ASTM, STP 435, (1968)
- P.M. Aziz : Corrosion, 12(1956), 495t
- 軽金属協会：アルミニウム合金板の耐候性 (1970)
- 雨宮好文、栗田信男、瀧原幹夫、内藤甲郎子：鉄道技術研究所速報、No. 65-1069(1965), 1
- 萩原理樹、長谷川義文：未発表
- 竹内勝治、田中英司、福井利安：住友軽金属技報、10(1969), 100
- 馬場義雄、萩原理樹：住友軽金属技報、9(1968), 208
- 軽金属協会材料委員会：未発表
- 軽金属協会：車両と軽金属、No. 4 (1970)
- 馬場義雄、杉山禎彦：軽金属、14(1964), 371
- R. Develey : Rev. de l'Aluminium, (1967), 86
- J.H. Dudas and F.R. Collins : Weld. J., 45(1966), 241s
- L. Bäckerud : Z. Metallk., 57(1966), 260
- 河内利平：軽金属、4(1952), 78
- 村上陽太郎：軽金属溶接、2(1964), 1027
- H. Hug : Aluminium Suisse, (1963), 49
- Y. Baba : Porc. I.C.S.M.A., Suppl. to Trans. JIM, 9(1968), 356
- Y. Baba : Trans. JIM, 7(1966), 224
- J.H. Rogerson : British Weld. J., 11(1964), 12
- 水野政夫、松村嘉高、萩原明：溶接学会誌、39(1970), 73
- 杉山禎彦、福井利安：住友軽金属技報、11(1970), 34
- 寺井士郎、竹内勝治、田中英司、馬場義雄、中村授：住友軽金属技報、8(1967), 52
- K.P. Mudrack : Schw. u. Schn., 12(1960), 45
- 福井利安：軽金属、18(1968), 320
- 杉山禎彦、福井利安：溶接学会誌、35(1966), 1122
- 田中孝一、吉田晋：軽金属、19(1969), 470
- 杉山禎彦、福井利安：溶接学会誌、38(1969), 79
- J.G. Young : Weld. J., 47(1968), 451s
- 福井利安：軽金属、19(1969), 151
- A.T. D'Annessa : Weld. J., 44(1965), 509, 47(1968), 462
- T. Fukui, Y. Sugiyama and S. Terai : Trans. JWS, 1(1970), 216
- 福井利安：日本金属学会誌、35(1971), 1041
- 萩原理樹、馬場義雄：未発表
- 谷郁郎、石川裕：軽金属、15(1965), 140
- G. Bassi and J.J. Theler : Z. Metallk., 60(1969), 179
- Y. Baba : Trans. JIM, 11(1970), 404
- W. Gruhl und M. Schippers : Z. Metallk., 58(1967), 679
- 馬場義雄、高島章：住友軽金属技報、11(1970), 15
- 高島章、馬場義雄：軽金属学会講演概要(1970-5), 83
- 平松剛毅、宮木美光、辻美紘：軽金属、20(1970), 103
- K.G. Kent : J. Inst. Metals, 97(1969), 127

R 146

Reprinte dfrom SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 13 No. 1 January., 1972

建築および建築設備用銅管の最近の問題点
その2. 空調および衛生用銅管とその配管施工について

佐 藤 史 郎

匂 坂 喜 代 治

住 友 輕 金 属 工 業 株 式 会 社

建築および建築設備銅管の最近の問題点

その2 空調および衛生用銅管とその配管施工について

佐藤 史郎* 勾坂喜代治**

Recent Topics of Copper Tubes for Modern Buildings and Its Accessories

Part 2 Copper Pipes and Tubes for Air Conditioning and Drainage

by Shiro Sato and Kiyoji Sagisaka

3. 冷凍冷房用銅管

冷凍および冷房用機器において銅管が多く用いられる部分は、(1)冷媒の凝縮器ならびに(2)蒸発器である。凝縮器に使用される銅管は、冷却水の影響により腐食などに起因する損傷を生ずることがあるが、蒸発器については腐食などの問題を生ずることがほとんどない。このため、本章においては凝縮器用銅管における腐食をはじめとする主なる問

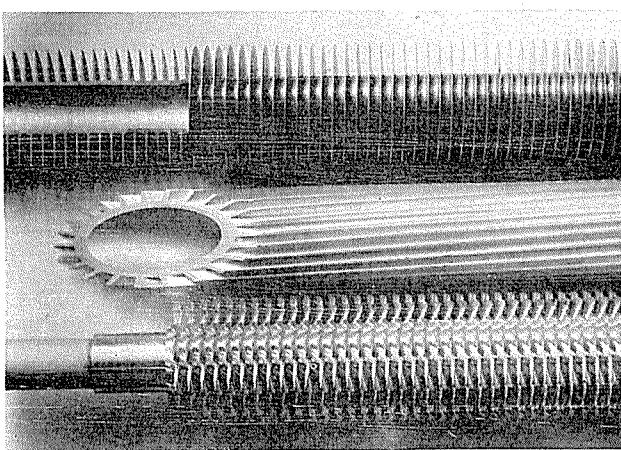
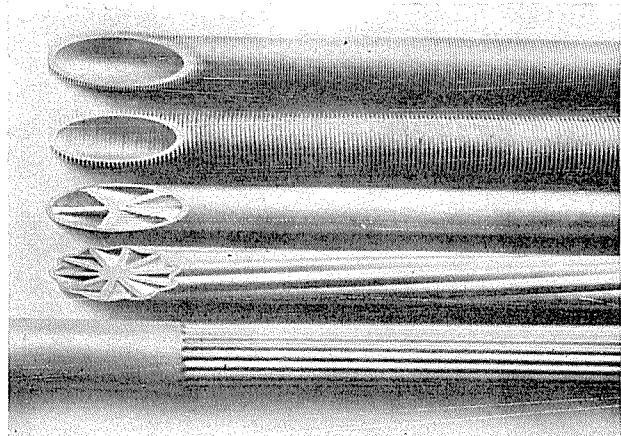


Photo. 4 各種のフィン付き銅管

題点について述べる。

なお、凝縮器や蒸発器に用いられる銅管としては、冷媒側の伝熱性能を向上させるために、各種のフィン付き銅管が使用される。たとえば、外表面を大きくするために外表面にフィンを巻き付けたエローフィンチューブ、フィンを転造加工したローフィンやハイフィンチューブ、あるいはフィンを銅管内に挿入して内面積を大きくしたスターインサートチューブなどがある。これらのフィン付き銅管の例を Photo. 4 に示す。

3.1 大気汚染による腐食問題

ビルなどにおいては空調用冷却水を循環して用いる方式、いわゆるクーリングタワー式が多く採用されている。クーリングタワー式においては、大気汚染のために大気中の亜硫酸ガスなどの汚染成分を吸収して冷却水は酸性化し、このことが原因して銅管を腐食せしめ、漏水問題を生ずることがある。

亜硫酸ガス公害によって酸性化したクーリングタワー水の硫酸濃度と、pH および冷媒凝縮器銅管の破損事故との関係を Fig. 17²¹⁾ に示す。また、冷媒凝縮器銅管の腐食損

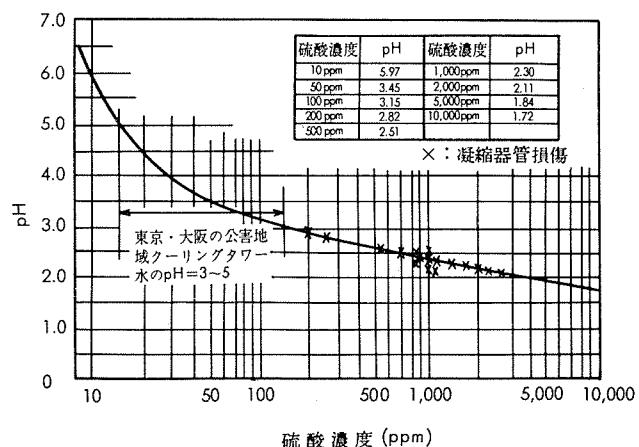


Fig. 17 冷媒凝縮器銅管の損傷におよぼす硫酸濃度と pH の影響²¹⁾

* 研究部 工学博士

** 研究部

Table 6 空調機器における冷媒凝縮器銅管の腐食漏洩事故と冷却水水質²²⁾

地 区	pH	全硬 度 CaCO ₃ (ppm)	全 酸 度 CaCO ₃ (ppm)	硫酸イオン (ppm)	塩素イオン (ppm)
東京	4.3	—	610	380	78
大阪	3.2	—	472	1,400	<10
大阪	5.7	85	28	450	<10
大阪	5.5	172	698	875	<20
東京	5.2	<10	531	121	<20
大阪	4.6	252	100	200	71
東京	4.6	276	140	250	91
東京	3.9	514	250	610	162
広島	7.7	794	106	85	2,089
大阪	7.4	265	46	55	536
大阪	5.2	1,942	1,316	3,400	1,148
大阪	5.2	1,066	404	1,420	525
大阪	7.8	142	76	1,800	231
大阪	5.2	2,300	688	940	578
大阪	5.0	464	260	300	251

傷事例と、使用されたクーリングタワー水の水質分析値例を Table 6²²⁾ に示す。損傷事故15例のうち2例を除いて、いずれも冷却水中に多量の硫酸イオンを含み、pH はかなり低い。これらの事態は大気汚染成分である亜硫酸ガスをクーリングタワーにおいて吸収し、それが酸化して硫酸に

Table 7 冷却水の水質基準値案 (社団法人日本空調工業会)²³⁾

項 目	基 準 値	傾 向*	
		腐 食	スケール生成
pH (25°C)	6.0~8.0	○	○
導電率 (25°C) (μΩ/cm)	500以下	○	
塩素イオン (ppm)	200以下	○	
硫酸イオン (ppm)	200以下	○	
全鉄 (ppm)	1.0(0.5)**以下	○	○
Mアルカリ度 (ppm)	100以下		○
全硬度 (ppm)	200以下		○
硫酸イオン (ppm)	検出しないこと	○	
アンモニウムイオン (ppm)	検出しないこと	○	
硅酸 (ppm)	50以下		○

冷却水とは冷媒凝縮器を通過する水をいう。

* : 構内の○印は腐食またはスケール生成傾向の何れか関係する因子を示す。

** : 合成樹脂配管の場合の基準値。

Table 8 補給水の水質基準値案 (社団法人日本空調工業会)²³⁾

項 目	基 準 値
pH (25°C)	6.0~8.0
導電率 (25°C) (μΩ/cm)	200以下
塩素イオン (ppm)	50以下
硫酸イオン (ppm)	50以下
全鉄 (ppm)	0.3以下
Mアルカリ度 (ppm)	50以下
全硬度 (ppm)	50以下
硫酸イオン (ppm)	検出しないこと
アンモニウムイオン (ppm)	検出しないこと
硅酸 (ppm)	30以下

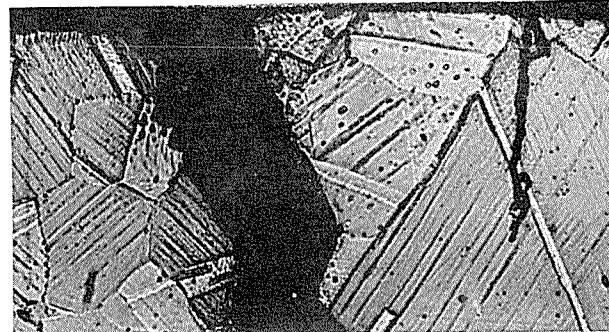
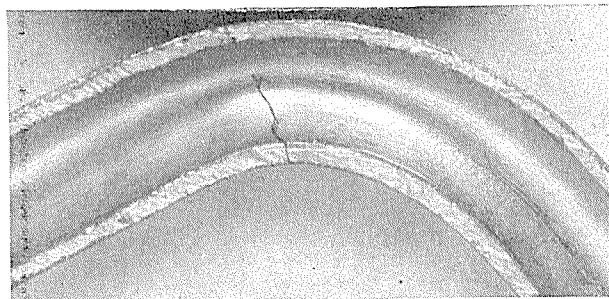
なったためのものであることは明白である。個々の例について検討してみると、単なる大気汚染の影響によるもの以外に、クーリングタワーが煙突の近くにあって、そのために異常に濃度の高い亜硫酸ガスを吸収して問題化することも経験されている。

これらの対策としては、(1)循環水への補給水を増すことによって濃縮を避けること、(2)生石灰 (CaO) や苛性ソーダ (NaOH)などを添加して pH の低下を避けること、および(3)煙突の近くを避けるとともに風向きなどにも留意し、亜硫酸ガス濃度が大である所から遠ざけることなどが挙げられる。水質との関係に着目すれば、補給水の全硬度やMアルカリ度が高い場合には、亜硫酸ガスを吸収しても中和作用によって pH の低下を抑制し、しかもカルシウム分が硫酸イオンと反応して硫酸カルシウム (CaSO₄) を生成し、銅管壁に付着して腐食に対する保護作用をなすこともある。

なお、最近社団法人日本空調工業会では冷凍空調機器用の冷却水水質基準を作成しつつあり、Table 7²³⁾ および Table 8²³⁾ に示すような冷却水および補給水の水質基準値案を提示している。

3・2 硬度成分の析出による影響

クーリングタワー式の冷却水においては、冷却水の濃縮により硬度成分や硅酸などが異常に多く含まれるようになることがある。このような場合には、水質状態によって冷媒の凝縮器用銅管に非溶解性の硬い析出物（多くの場合カルシウム塩）が付着して、そのために凝縮器の冷却能力を低下させ、使用できなくなるようになることがある。これらの析出物の生成はカルシウム塩の水に対する溶解度によって支配されるわけであるが、とくに硅酸カルシウム (CaSiO₃)



エッティング後, ×100

Photo. 5 クーラーにおける冷媒配管用銅管の曲り部に生じた疲労破壊の外観と断面状況

は溶解度が小さく、しかも硬いため凝縮器の冷却性能の低下や閉塞などの支障をきたし易い。また、硫酸カルシウム(CaSO_4)も硬く不溶性のため、いったん析出したものを除去することは容易でない。

したがって、この種の析出物を生じせしめないために、冷却水の水質管理を十分おこなって、冷却水が異常に濃縮することを避けるようにしなければならない。

3・3 塩分濃度の影響

河海水や海岸近くの地下水、あるいは臨海地におけるクリーリングタワーの冷却水などにおいて、可溶性塩分濃度が著しく高いことがあり、この場合には銅管に漬食を生ずることがある。このような水に対しては、銅管にかわって海水用耐食材料を用いる必要がある。なお、銅の耐食性におよぼす塩分濃度の影響については2章の2・1項(5)において述べているので、本章ではこれ以上詳しく述べない。

3・4 振動による問題

冷凍冷房機器においては圧縮器やファンによる振動のために、機器内の冷媒配管用銅管や、凝縮器用銅管などに疲労破壊を生じて問題になることがある。冷媒配管用銅管においては応力集中が生じ易いとみられる曲り部、または螺旋状などに巻かれた凝縮器用銅管のろう接部などに疲労破壊をきたすことが経験されている。このため、これらに対し振動による影響が作用しないように、構造的に策を講ずる必要がある。

冷房機器における冷媒配管用銅管の曲り部において、疲労破壊をきたした損傷事例を Photo. 5 に示す。また、銅管の疲労特性を Fig. 18²⁴⁾ に示す。割れは粒内および粒界を通るものであり、明瞭な変形帯を伴っている。

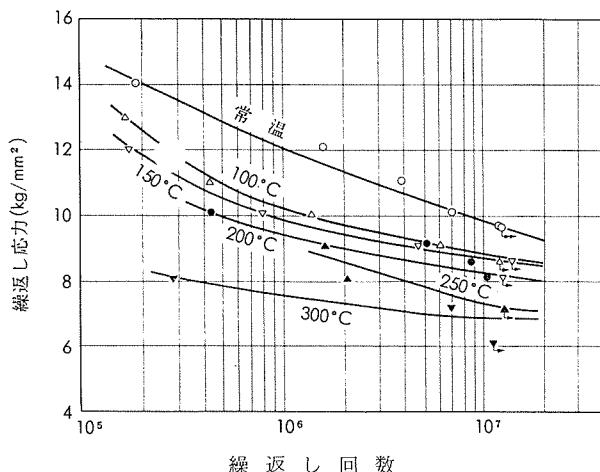


Fig. 18 りん脱酸銅のS-N曲線²⁴⁾

4. 給湯暖房用銅管

建築物における給湯暖房用には銅管が多く使用されているので、これらの銅管の問題点について述べる。

4・1 ガス瞬間湯沸器

個別式給湯法のガス瞬間湯沸器に用いられる銅管において、今までに経験されている主な問題としてはつぎのよ

うなことがある。

缶胴と銅管とのろう接時や、その後のはんだづ付けめつき時において、それらの熱影響のために給水給湯用銅管内面にはく離性の薄い皮膜を生ずることがある。本皮膜の生成原因について調査した結果、本皮膜は銅管内面がわずかに酸化することに起因していることがわかった。このため、ろう付けやはんだめつきをおこなう場合には、銅管内に窒素ガスあるいは炭酸ガスなどの不活性ガスを封入するか、あるいは水蒸気などを通じて、銅管内面を酸化せしめないようにすることが必要である。

また、缶胴と銅管との点付けろう接部においては、熱応力の繰返し作用のために、銅管に Photo. 6 のごとき疲労破壊をきたすことがある。本疲労破壊が生ずることを防ぐ



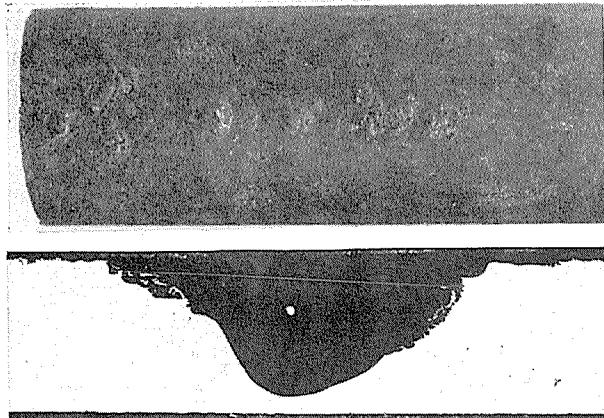
Photo. 6 ガス瞬間湯沸器において、缶胴へ点付けろう接された銅管に熱応力が繰返し作用したために、疲労破壊をきたした銅管の内面および断面状況

ためには、ろう接個所をより多くして熱応力を分散せしめ、しかもろう材がノッチ効果をもたらさないような溶着形状にすることが肝要である。とくに、ガス瞬間湯沸器においては熱応力の繰返し頻度が多いため、熱応力に対する十分な配慮が望まれる。

4・2 温水加熱コイル

間接加熱式中央給湯法のストレージタンクにおける加熱コイルとして用いられる銅管には、耐食上の難点からすくめっき銅管が使用されることもある。しかし、銅管は一般に上水に対して十分耐食性を有しているので、表面処理をとくに施さなくても使用に十分耐えることができる。本加熱コイルとしての銅管は損傷事故をほとんど生ずることがないが、数少ない損傷事例として、冷水の入口部に近い銅管の外面に Photo. 7 のごとき潰食形態の腐食痕を生ずることがある。このことは、主として冷水入口部の構造が適切でないために、冷水の衝撃や乱流作用によって銅管外面の保護皮膜が除去され、潰食を生じたものと考えられる。

この対策として、銅管への冷水の衝撃や乱流作用などを緩和する構造に冷水入口部を改造し、場合によってはマグネシウム陽極板を取付けるなどの策を講ずることで、本腐食問題は解決されているようである。



研磨のまま、 $\times 10$

Photo. 7 ストレージタンクの銅管製加熱コイルの外面に生じた潰食状況

4・3 暖房用銅管

温水ならびに蒸気による暖房用として銅管が多く使用されるものに、ファンコイルのごとき放熱器や、Photo. 8 のような床暖房（輻射暖房またはパネルヒーティング）の放熱管ならびにそれらの配管などがある。

温水による暖房の場合、これらの暖房用銅管の腐食問題などについては、2章で述べたことと同じであるので、本章では省略する。

蒸気による場合には、ドレンの影響によって銅管を腐食することもある。このことは、ボイラ水の水質処理剤として添加されるアンモニアやヒトラジンが分解蒸発してドレン中に吸収されるために、アンモニア濃度が著しく高いドレンになることに主として起因するようである。

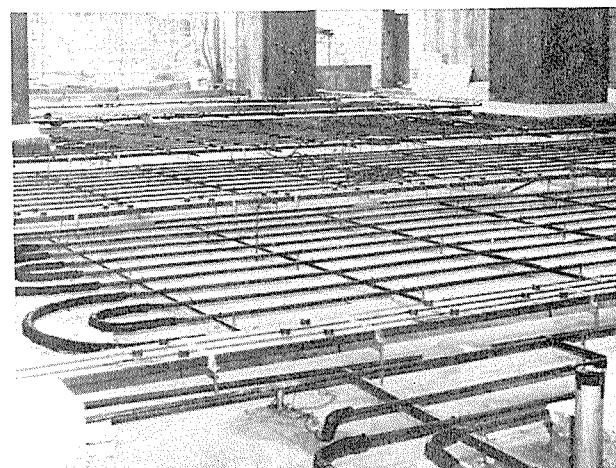


Photo. 8 床暖房における銅配管状況

したがって、ボイラ水の水質処理のためにアンモニアやヒトラジンを無闇に多く添加して、pHを著しく高くすることは好ましくないので注意を要する。

床暖房において銅管をコンクリート中に埋め込む施工の場合には、銅管の熱膨脹を逃がすために、曲り部に少し隙間を設けることが必要である。

5. 排水および通気配管用銅管

建築物屋内における排水管は、建物内に設置された洗面所、台所、浴室、便所などから流される雑排水、汚水ならびに床排水や雨水などを排水することを目的とする。排水管には各階における各器具のトラップに接続される器具排水管と、各器具排水管から放出される排水を床面に沿って流す横走管（排水横枝管）、および各階の排水横枝管を集合して流下する立管（排水立管）とがある。これらの排水管は重力の作用による自然流下で排水することを通常とするので、排水管における排水の流下やトラップの封水機能を完全に果すために、排水管と平行して通気横枝管ならびに通気立管を設けている。ただし、2階建程度の比較的低い建家においては排水立管を屋上まで延長し、頂部を開口して通気管を兼ねることが多い。また、中高層ビルにおいてもソベント排水立管方式を採用する場合には、当然のことながら通気管を必要としない。

これらの排水管に要求されることとは、(1)耐食性がすぐれてい、耐久性があること、(2)管内部が滑めらかで流れに対する抵抗が少なく、管がつまらないこと、および(3)配管施工が容易であることなどであり、通気管についてもほぼ同様なことが要求される。

銅管は亜鉛引き鋼管や鋳鉄管ならびにプラスチック管などに比して、これらの要求される事項に対してよりすぐれた性能を有している。とくに、銅管は耐食性がすぐれているために肉厚の薄いものを使用することができ、また銅管内壁が滑めらかであることから排水や通気に対する抵抗が小さいので、他の材料よりも管径の細い管を用いることが可能である。さらに、銅管は配管施工において毛細管作用

を利用したろう接工法によって容易に接続することができ、曲げや拡管も簡単であって、しかも近年開発されたプレハブ工法でもって配管施工することにより、工期を大幅に短縮できるなど多くの利点を有している。

以下においては排水用としての銅管の使用実績、腐食問題ならびに最近脚光を浴びているソベント排水立管方式などについて述べる。

5・1 使用実績

わが国においては、従来排水管ならびに通気管に銅管を用いることはほとんどなかったが、最近になって銅管の利点が認識されるようになり、本用途にも銅管が使用されるようになってきた。その例として、最近東京都新宿区に建設された超高層ビルの京王プラザホテルには給水給湯用配管、空調用配管のみならず排水用配管にも銅管がプレハブ工法によって多く採用された。Photo. 9 にその例を示す。

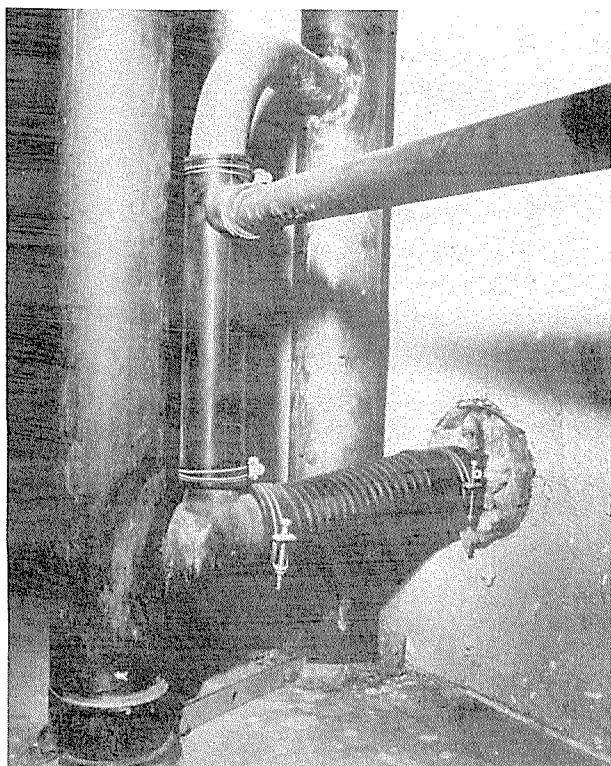


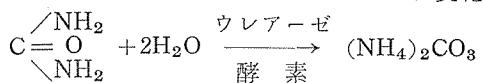
Photo. 9 排水管用銅配管

米国およびカナダにおける排水管ならびに通気管への銅管の使用実績は多くあり、本用途の銅管は他の競合材料よりも耐食性をはじめとする多くの面で大幅にすぐれた結果を示している^{25,26)}。カナダにおいては1935年に排水管として銅管がろう接工法によって使用されており、現在までに住宅、学校、病院あるいはビルなどの排水および通気管として数10万個所の配管に銅管が使用されている²⁵⁾。また、米国の大部においては排水管や通気管に銅管が用いられてきており、ほとんどの場合は適当な材料であるとされている。しかし、失敗した事例は皆無でないが、その数は鋼管や鉄管ならびに鉛管などの失敗例に比すれば至って少なく、Houstonにおいては汚水による腐食問題に対処する

ために、銅管にかわって銅管が使用される傾向にある²⁶⁾。

5・2 腐食問題

排水用銅管において問題化する腐食現象は、排水中に含まれるアンモニアと硫化水素および硫化水素が酸化して生ずる硫酸に起因するとみられる。排水される汚水の一つである小便のアンモニア濃度は0.04~0.08%であり、尿素は酵素の作用により、次式のごとくアンモニアに変化する。



また、排水中のたんぱく質もバクテリアの作用により、アンモニアを生ずる。

アンモニアが濃縮され易い排水管として、小便器の排水管をあげることができるが、本個所においては一定の時間間隔もしくは使用時に水を流して洗浄するのが普通であるから、アンモニアの濃縮はほとんど考えられず、本用途の排水管として銅管を用いてもアンモニアによる腐食問題の心配はいらないものとみられる。米国のある学校の小便器に連結している排水用銅配管において、水による洗浄を3ないし4時間ごとにしか実施しなかったために、濃縮した小便が排水立管に付着し、このために銅配管は腐食をきたしたので取替えたことが報告されている²⁶⁾。このことは濃縮した小便が腐敗して、アンモニアを形成したことによるものと考えられている。したがって、この種の排水用銅配管においては水による洗浄を十分おこなって、アンモニアによる腐食を防ぐことが必要である。

排水中に硫酸塩が含まれる場合、硫酸塩は排水管などにおいて還元性雰囲気が形成されると、嫌気性バクテリアの作用を受けて硫化水素を生ずる。硫化水素は銅管に対して腐食を促進させる有力な要因となり得る。

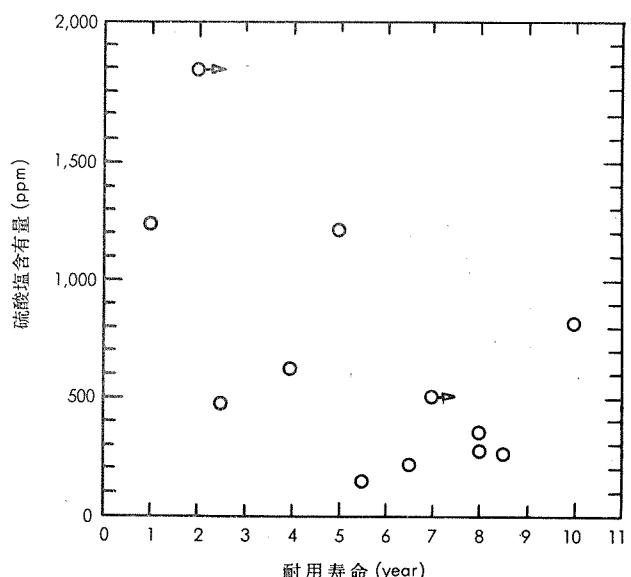
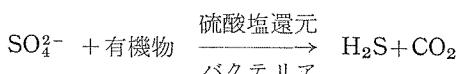


Fig. 19 排水管の耐用寿命におよぼす排水中の硫酸塩濃度の影響²⁷⁾

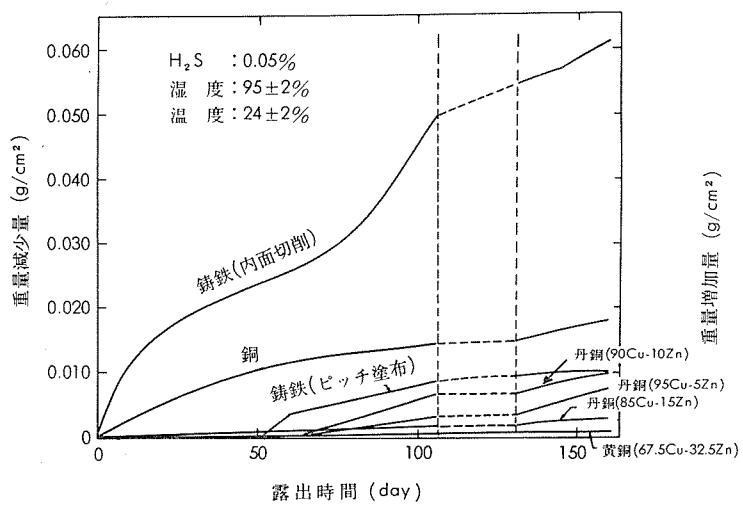


Fig. 20 硫化水素中における各種材料の腐食におよぼす露出時間の影響²⁷⁾

たとえば、排水用銅配管が下水浄化槽に直結され、下水浄化槽のガスが逆流するような構造になっている場合には、いわゆる Spetic Gas によって管は腐食を受け易くなる。

ここにおいても硫酸塩の有無が有害ガス発生の要因の一つであることは間違いないが、関与する要因が少なくないこともあって、硫酸塩の含有のみから耐用寿命を定めることは必ずしも妥当ではない。カナダのオンタリオ州の Stony Creek Areaにおいて、INCRAによって調査された排水用銅配管の耐用寿命と排水中の硫酸塩含有量の関係を Fig. 19²⁷⁾ に示す。一見両者間に相関関係は存在しないようにもみなされるが、これらの事故例においていずれも硫酸塩含有量がある水準以上 (100ppm 以上) であり、一概に相関関係を否定することも妥当とは考え難い。

本腐食対策としては、1) 浄化槽からの逆流を防止すること、2) 硫酸塩還元性バクテリア (Desulfovibrio) に抵抗する硫化物酸化性バクテリア (Thiobacillus thioxidans) の繁殖を促進させること、および 3) 添加剤たとえば Sodium molybdate を加えることなどが考えられる。

排水用銅配管の耐食特性と他の材料とを比較検討するため、硫化水素雰囲気で実施された腐食試験結果を Fig. 20²⁷⁾ に示す。銅一亜鉛合金が耐食性にすぐれており、本合金についてまとめた試験結果を Fig. 21²⁷⁾ に示す。丹銅よりも亜鉛含有量の多い合金の耐食性が著しく優れている。

以上のような実績や実験データから、排水用として銅管は十分に実用性のある耐久材料とみなされるが、耐食性の観点からは銅一亜鉛合金の方がよりすぐれているようである。

しかし、銅一亜鉛合金の実用性については、応力腐食割れによる障害について配慮することが必要であり、さらに検討する必要があるものと考える。

5・3 热応力の問題

排水管においては、冷水や温水がかなり多くの頻度で間

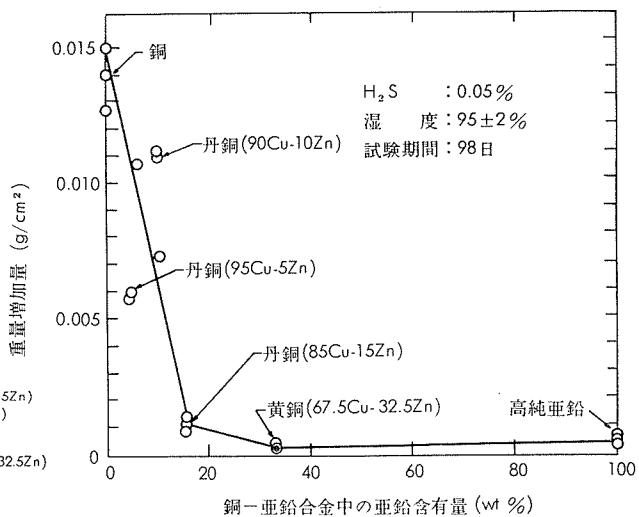


Fig. 21 硫化水素中における銅合金材料の腐食におよぼす添加亜鉛量の影響²⁷⁾

欠的に管内を通過することや、気温の変化などの影響も加わって、排水用銅管に熱応力が過度に作用する場合がある。構造的に応力が集中し易い枝管継手部に座屈現象とそれにもとづく腐食疲労割れを生じた例が経験されている。

その損傷事例は、4階建アパートでの雑排水用銅管において、管軸方向に作用する熱応力に対し構造的になんらの策も講じていなかつたために、排水横枝管と排水立管との接続部、すなわち銅管製枝管継手部に Photo. 10 のごとき座屈現象をともなった腐食疲労割れを生じたものである。

排水用銅配管における排水横枝管と排水立管との接続は、通気管方式またはソベント排水立管方式のいずれにおいても、銅管製枝管継手や銅製ソベント継手を用いてろう接によっておこなわれている。このため、接続個所の強度はろう接時の熱影響によって幾分低下をきたしているのが一般的である。とくに、その影響が硬ろう接による場合に著しいことはいうまでもない。

枝管で硬ろう接加工した銅管製の枝管継手について、主管ならびに枝管軸方向の座屈強度を求めた結果は Table 9 のごとくである。片側枝管継手における主管軸方向の座屈応力 (単位断面積当たり) は、Mタイプ銅管製とNタイプ銅管製とがほとんど同じであり、その強度は温度差 30~35°C 前後において作用する熱応力にほぼ相当することがわかった。また、両枝管継手の主管軸方向ならびに各継手における枝管軸方向の座屈強度は、片側枝管継手の主管軸方向の座屈強度に比してかなり小さいが、このことは形状の差によるものと考えられる。

以上の試験結果からわかるように、雑排水で予測され得る排水温度の変動にもなう熱応力によって、排水用銅配管において銅管製枝管継手部は座屈する可能性が十分考えられる。

とくに、枝管継手部は構造的に応力の集中をきたし易い状態にあるので、継手部における座屈はより生じ易いとみられる。したがって、排水用銅配管においては排水温度の

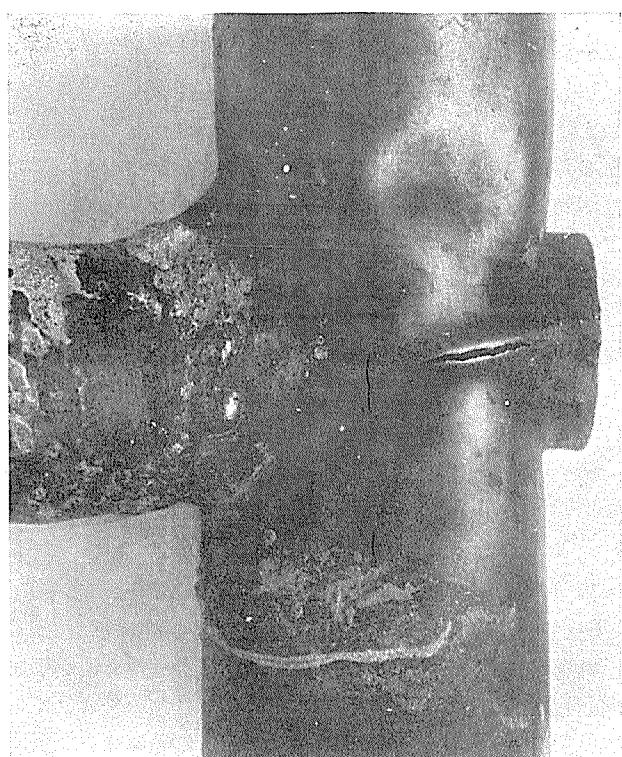


Photo. 10 排水用銅管の接続継手として用いられ座屈ならびに腐食疲労割れを生じた銅管製継手の外観と断面状況

Table 9 銅製枝管継手の主管軸方向および枝管軸方向の座屈試験結果

応力方向	接続継手	主管の呼称寸法とタイプ	主管の横断面積 (mm ²)	座屈強さ	
				荷重(kg)	応力(kg/mm ²)
主管軸方向	片側枝管ろう接	Mタイプ 4"	774.7	4,630	6.0
	ク	Nタイプ 4"	396.7	2,020	5.1
	両側枝管ろう接	Nタイプ 4"	396.7	1,400	3.5
枝管軸方向	片側枝管ろう接	Mタイプ 4" (445.7)*	774.7 (445.7)*	1,800	2.3 (4.0)*
	ク	Nタイプ 4" (245.4)*	396.7 (245.4)*	540	1.4 (2.2)*
	両側枝管ろう接	Nタイプ 4" (245.4)*	396.7 (245.4)*	520	1.3 (2.1)*

各主管に接続されている枝管は主管と同タイプの呼称寸法が3"の銅管。

*: 枝管軸方向の座屈荷重と枝管の断面積でもって計算した座屈応力。

変動にもなう熱応力を構造的に吸収するために、配管途中に滑動式伸縮継手などを取付ける必要がある。

また、排水管を固定する工法においても、熱応力を十分吸収できるよう構造的に考慮すべきである。

5・4 ソベント排水立管方式

従来、わが国においては排水管として通気配管方式が採用されてきたが、最近高層ビルが多く建設されるようになったことも関係して、ソベント排水立管方式による配管工法が脚光を浴びるようになった。

ソベント排水立管方式はスイスベルン市立職業訓練衛生設備主任教授の F. Sommer の発明によるもので、その名称ソベント (Sovent) は自己通気式衛生配管方式 (F. Sommer's Self Ventilation Stack System) に由来する。ソベント排水立管方式は排水横枝管と排水立管との接続に Fig. 22 のごとき通気継手 (Aerator Fitting), ならびに排水立管の最下部の建物排水横主管の曲り接続部に

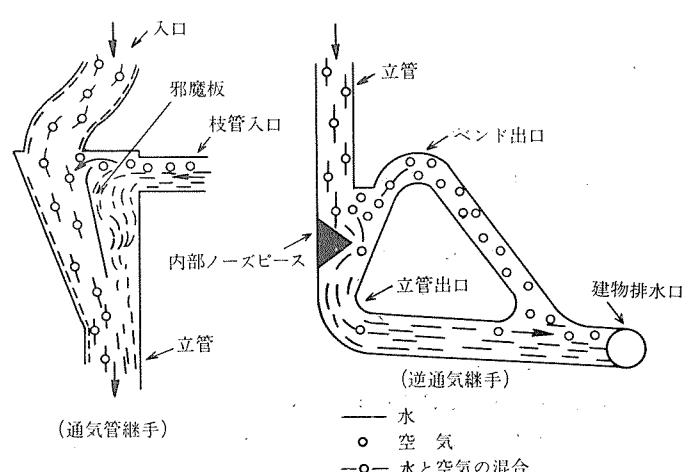


Fig. 22 ソベント通気継手および逆通気継手

逆通気継手 (Deaerator Fitting) を用いることによって通気管を不要とした排水配管方式であり、多くの利点を有

している^{28,29)}。

欧洲においては1961年以降、既に200以上の高層ビルに本排水方式が採用されており、スイスにおいてはFig. 23²⁹⁾

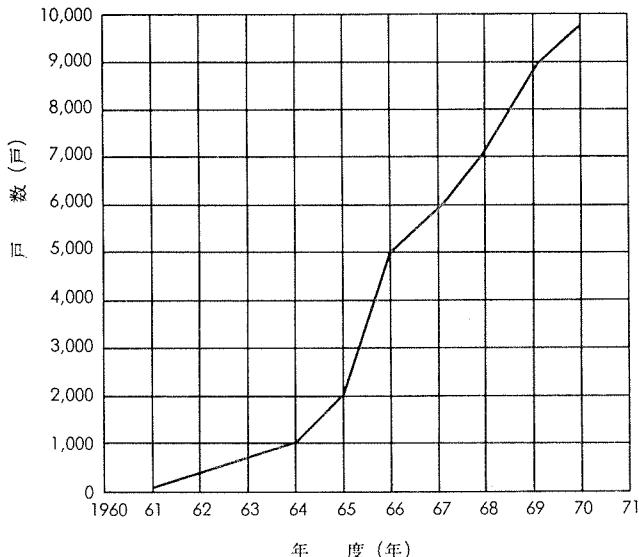


Fig. 23 スイス国内におけるソベント排水立管方式を採用した建設戸数の推移²⁹⁾

のように本方式を採用するビルが多くなっている。北米では1967年に万国博覧会の宿舎に最初に本方式が使用され³⁰⁾、その後急速に多く採用されるようになり、米国のニューヨーク州都市開発公社では1970年以降の中高層アパートにこの方式を採用することになっているといふ²⁹⁾。

わが国においては欧米ほどソベント排水立管方式が普及していないが、その検討は急速にすんでおり、既に一部のビルにおいて採用されている。今後建設を予定されているビルにはこの方式を採用する計画が多くなってきている。

ソベント排水立管方式における通気継手ならびに逆通気継手の材料は銅に限られるわけではないが、加工性、耐食性および配管施工などにすぐれた銅製もしくは銅合金製のものが多く用いられている。このことは、銅製の継手の利用が排水用銅配管との組合せによって、多くの利点をもたらすことが可能と考えられているためである。

6. 銅管の配管施工

銅配管の施工において最も重要な事項の一つである銅管の接合は、(1)フランジ継手およびフレヤー式やフェルール式圧縮継手を用いて機械的におこなう方法と、(2)銅管継手を用いて軟ろうや硬ろうによってろう接する方法がある。

銅管においては後者のろう接による接合がきわめて容易におこなうことができるので、最近においては大半がろう接部によって接合されている。このため、銅配管の施工はきわめて簡単で容易になり、しかも迅速におこなうことができるので、その結果施工費が著しく低廉になる。これらのことから、銅管が広く使用されるようになった大きな要因の一つになっているものとみなされる。

本章においては、銅管の切断、曲げ、接合方法ならびに

配管施工における問題点などについて述べる。

6.1 銅管の切断および曲げ加工

銅管の配管工事に際して、銅管を所定の長さに切断することは、(1)手のこ、および(2)パイプカッターなどで容易に工事現場においてもできる。手のこによる切断は切口にばかりが出たり、変形を生じたり、あるいは切りくずで管をつまらせる恐れがあるので、できるだけパイプカッターを用いることが望まれる。

銅管の曲げ加工は軟質材につき常温においてきわめて容易におこなうことができ、とくに呼称管径が1"以下程度のものについては、工事現場で特別な工具を用いないで簡単に曲げることが可能である。

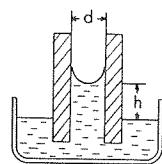
硬質管は直管部の配管に用いることを主目的としているが、どうしても曲げ加工を要する場合には一旦焼なましをおこなって、軟質状態にしてから曲げ加工をおこなうべきである。

6.2 ろう接

銅管の接合はストレートに拡管された継手端部に銅管を挿入し、ラップろう接するものであり、きわめて容易におこなうことができる。このことは銅配管の重要な長所である。

継手によるろう接は、溶融したろうが銅管と継手との間隙へ毛細管現象により浸透することによって、間隙をろうで充填することによる。そのため、ろうは母材とのぬれ性がよく、継手間隙の奥深くまで浸透し、継手部に要求される機械的および化学的性能を十分満す必要がある。

溶融ろうの母材に対するぬれ性は、ろうと母材との界面エネルギーによって支配されるものであるが、継手部の間隙の大きさや、表面状態および溶剤、ならびに加熱温度の適否なども重要な因子として作用する。ろうの母材に対する浸透性については、つぎのような関係で示すことができる。



h : ろうの浸透高さ

$ρ$: ろうの密度

g : 重力の加速度

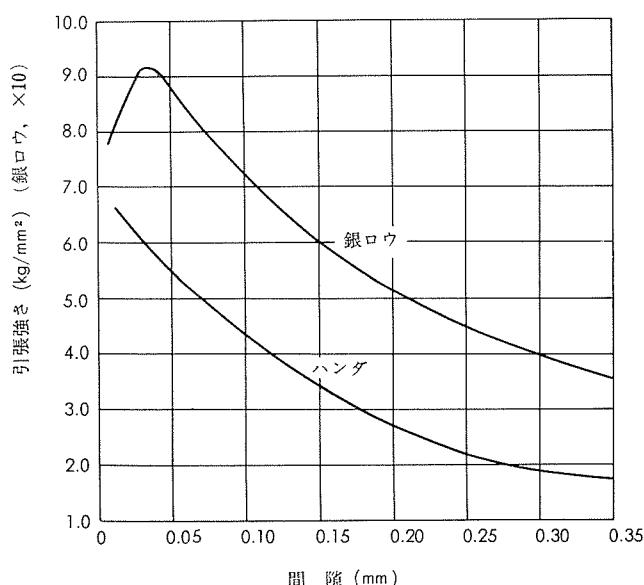
d : 間隙

$γ$: 界面張力

すなわち、間隙が小さい方がろうは深く吸収される傾向にあることがわかる。したがって、銅管のろう接においては銅管と継手との間隙がきわめて重要な因子となる。

一般に、ろう材自体の機械的強度は銅管に比して小さいにもかかわらず、ろう接部において十分な強度を示すことは、継手間隙へろうが浸透することによって周囲の強い材料の拘束力を受けるためである。継手を用いて強い接合を得るためにには、銅管と継手とのラップ深さを十分大きくするとともに、継手間隙を適當な大きさにしなければならない。

ろう接部における間隙の大きさと、引張強さの関係をFig. 24³¹⁾に示す。

Fig. 24 ろう接強度におよぼす間隙の影響⁸¹⁾

6・3 接合準備

接合される銅管の管端は、運搬や切断などによって変形する場合があるので、サイジングツールを用いて管端を矯正し、正円にして継手部の間隙を適正にする必要がある。

また、銅管はエキスパンダー、レデューサーでもって、管端部を拡大したり、縮少したりして寸法調整をおこなうことも容易にできる。

6・4 溶 剤

溶剤は、銅管や継手およびろうの表面に形成される酸化皮膜を溶解して除去し、ろうが銅管や継手の表面へ直接に接触することを容易にし、ろう接作業中はろう接部の酸化を防ぐなどの作用をなす。ろう材の適否や塗布要領ならびに塗布量などの適正如何は、ろう接部の健全性に大きな影響をもたらすので注意しなければならない。

6・5 ろう材の種類と特長

ろう材の種類は、軟ろう（融点 450°C 以下）と硬ろう（融点 450°C 以上）とに大別される。

軟ろうは低温で作業できる利点があるが、強度に不足する欠点がある。これに対し、硬ろうは作業温度が高いが、強度が大きい利点がある。したがって、軟ろうと硬ろうとは用途に応じて使いわけされる必要がある。

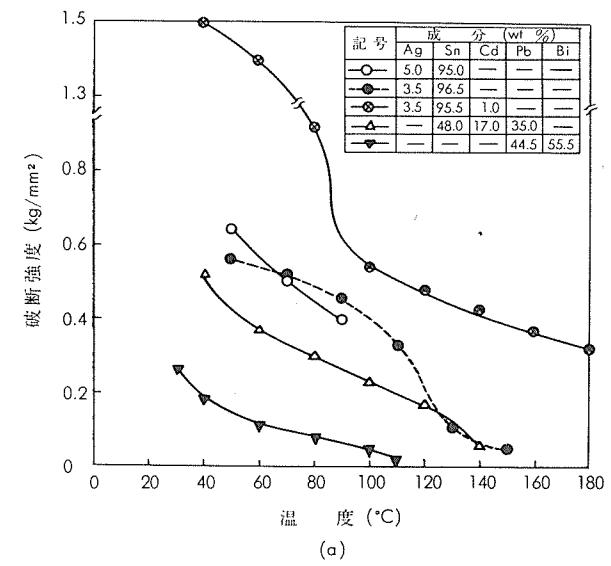
軟ろうの常温から180°Cまでの温度域におけるクリープ特性を Fig. 25³²⁾ に示す。

給水給湯用配管、空調用配管ならびに排水用配管として用いる銅管においては、呼称管径が 1½" 以下のものには軟ろう、1½" 以上のものについては硬ろうを用いるよう概略区分されているが確定的なものではない。

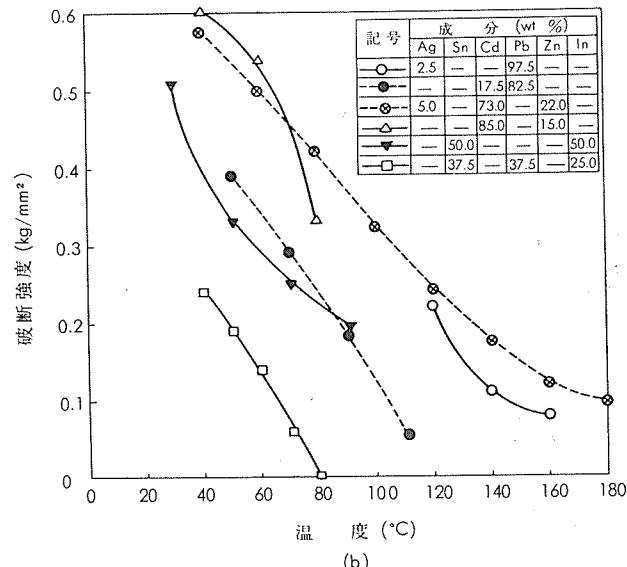
銅配管において、最もよく使用されている軟ろうは錫一

銀合金であって、その他錫一鉛合金も一部使用されている。これらの作業温度は約 300~350°C であるので、熱源として都市ガスやプロパンガスを用いて、容易に接合することができる。

硬ろうとして代表的なものは Table 10 に示すような銀ろうであるが、最近の銅配管においては Table 11 のようなりん銅ろうが主として使用されている。銅配管に多く使用されるりん銅ろうとしては BCuP-3 もしくは BCuP-5 であり、銀ろうとしては BAg-1 または BAg-1A である。銀ろうは多くのすぐれた特性を有するが高価である。りん銅ろうは強度的にもすぐれていて、溶剤を必要としない利点などを有しているが、作業温度がやや高い欠点がある。作業温度は、銀ろうが約 650~800°C、りん銅ろうが約 700~850°C である。



(a)



(b)

Fig. 25 軟ろう材の高温における破断特性
(保持時間: 100h)³²⁾

Table 10 銀ろうの化学組成とろう接温度 (JIS Z 3261)

種類 (記号)	化 学 成 分 (wt %)							参考		
	Ag	Cu	Zn	Cd	Ni	Sn	Pb+Fe	固相線温度 (°C)	液相線温度 (°C)	ろう接温度 (°C)
BAg-1	44~46	14~16	14~18	23~25	—	—	0.15以下	約 605	約 620	620~760
BAg-1A	49~51	14.5~16.5	14.5~18.5	17~19	—	—	0.15以下	約 625	約 635	635~760
BAg-2	34~36	25~27	19~23	17~19	—	—	0.15以下	約 605	約 700	700~845
BAg-3	49~51	14.5~16.5	13.5~17.5	15~17	2.5~3.5	—	0.15以下	約 630	約 690	690~815
BAg-4	39~41	29~31	26~30	—	1.5~2.5	—	0.15以下	約 670	約 780	780~900
BAg-5	44~46	29~31	23~27	—	—	—	0.15以下	約 675	約 745	745~845
BAg-6	49~51	33~35	14~18	—	—	—	0.15以下	約 690	約 775	775~870
BAg-7	55~57	21~23	15~19	—	—	4.5~5.5	0.15以下	約 620	約 650	650~760
BAg-8	71~73	27~29	—	—	—	—	0.15以下	約 680	約 780	780~900

Table 11 リン銅ろうの化学組成とろう接温度 (JIS Z 3264)

種類 (記号)	化 学 成 分 (wt %)				参考		
	P	Ag	その他の元素合計	Cu	固相線温度(°C)	液相線温度(°C)	ろう接温度(°C)
BCuP-1	4.8~5.3	—	0.2 以下	残部	約 705	約 900	785~925
BCuP-2	6.8~7.5	—	0.2 以下	残部	約 705	約 805	735~840
BCuP-3	5.8~6.7	4.7~6.3	0.2 以下	残部	約 640	約 805	705~840
BCuP-4	6.8~7.7	4.7~6.3	0.2 以下	残部	約 640	約 720	705~815
BCuP-5	4.8~5.3	14.5~15.5	0.2 以下	残部	約 640	約 815	705~815

6・6 銅管継手

従来、銅管接合に多く用いられていた各種の圧縮継手はねじ込み式の機械的接合によるもので、本体が鋳物または鍛造品からなっており、そのため厚肉であったり、耐気密性に不足したり、あるいは一度使用して喰い込み不良になつた場合には、配管ロスを生ずるなどの欠点を有していた。

その後、画期的な銅管継手、いわゆる毛細管継手 (Capillary Fitting) が開発されて、銅管のろう接接合がきわめて容易になった。この銅管継手は、継目無銅管の内部に特殊な方法で強圧力を加えて塑性加工 (バルジ工法) により成形されるものである。最近における建築用銅管の接合は、大半が本継手を用いてろう接している。銅管継手の一例を Photo. 11 に示す。

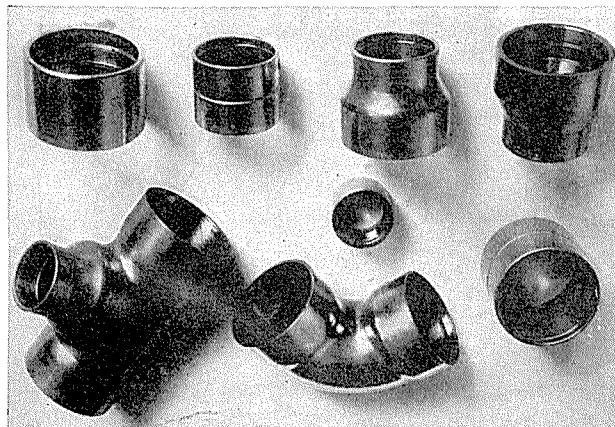
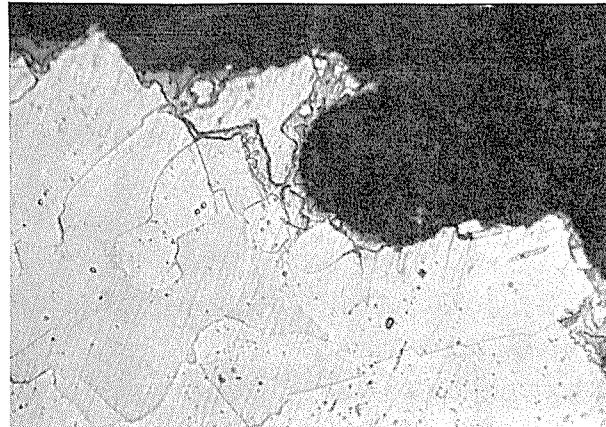


Photo. 11 銅管継手の一例

6・7 ろう接時の割れ問題

溶融ろうと母材との界面エネルギーは、母材の粒界エネルギーに比してかなり小さい。このため、ろう接時におい



エッティング後, ×100

Photo. 12 銅管のろう接作業において、外的応力が作用したために、溶融ろうが浸透して、脆性破断をきたした銅管破断部の断面状況

て母材に対してある大きさ以上の引張応力が作用するような事態があると、溶融ろうが母材の結晶粒界に浸透し、脆性破断をきたすことがある。本現象によって破断をきたした銅管の断面状況例を Photo. 12 に示す。

これらの破断現象を防ぐために、ろう接時には母材に対し、引張方向の応力が作用しないように注意しなければならない。

6・8 ろう接不良に伴うエロージョン

銅管と継手とのラップ部にろうが十分浸透しないために、

その間隙からわずかな漏洩をきたすことがある。漏洩する水の通路においては乱流や冷温水の吹き出しによる衝撃のためにエロージョンを生じ、銅管や継手に新たな貫通孔を生ずることがある。

銅管のラップろう接は簡単で容易におこなうことができるけれども、不完全なろう接はさらにつきの事故へと伝播することもあり得るので、確実なろう接作業が必要である。

6・9 伸縮および膨脹環継手

銅は鉄や鉄鉱などに比して熱膨脹係数が大きいために、銅配管において温度の変化によって生ずるひずみも鉄管や鉄鉄管の場合よりも大きい。配管材に熱応力がかなりの頻度で作用すると、作用を受けた個所が疲労破壊または腐食疲労破壊を生ずることがあるため、給水給湯および暖房をはじめとする銅配管には、予測される熱による膨脹収縮の大きさに応じて、それを吸収するための伸縮継手および膨脹環継手などを取付ける必要がある。

伸縮継手には(1)スリーブ型と(2)ペロー型とがある。スリーブ型は滑り伸縮継手ともいい、本体の内部に滑動するスリーブを有し、配管の伸縮をこのスリーブの滑りによって吸収するものであり、主として温水配管や低圧蒸気配管に使用する。ペロー型はパックレス伸縮継手ともいわれ、本体内部の滑動するスリーブをペローズで包み、スリーブの滑りに応じてペローが伸縮し、パッキングを要しないで、滑り面からの温水や蒸気の漏洩をなくしたものである。

膨脹環継手は伸縮曲管ともいわれ、Fig. 26 のごとき形状をなしており、銅管をループ状に曲げることによって製

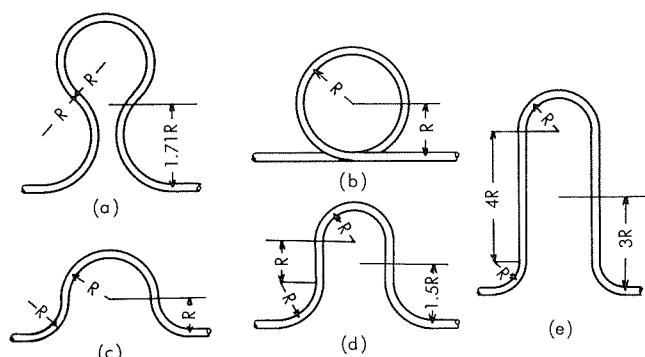


Fig. 26 膨脹環継手の例

作したものであるため、故障もなく、高温高圧にも耐える。

6・10 プレハブ配管工法

工場にて予め配管ユニットを生産し、工事現場へ直送して組立てる配管工法をプレハブ配管工法と称している。

Photo. 13 に配管ユニットの例を示す。

本工法の利点は工事の迅速かつ簡便化に加えて、工事現場の繁雑を避けることができ、しかも配管材料をより計画的に使用できるなどが挙げられ、工事費の低廉化に大きな役割を果している。

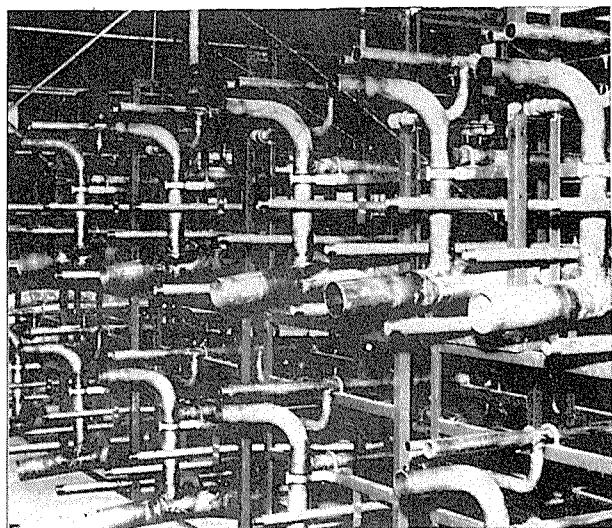


Photo. 13 給水給湯および排水用銅管のユニット例

7. 結　び

最近の建築設備においては給水給湯配管をはじめ、各種の空調機器や排水管などに銅管が広く用いられるようになってきており、将来はさらに需要の拡大があるものと期待されている。

本稿はこのような建築用の銅管において知られている問題点を前号に續いて、実例と最近の研究にもとづいて明示しようとしたものである。

しかし、このような報告は、断片的なものを除けばこれまでにもほとんど例がなく、また、当研究室においても、必ずしも十分な調査例が収集されていたわけでもないので、遗漏や針小棒大なところも避け難く、粗雑な記事になってしまった可能性が少くないようと思われる。今後の需要家各位の問題点提示と、それに伴う御教示および御鞭撻に期待するところが大である。

ただ、使用例が多数であるにもかかわらず事例が少ないとすることは、それだけ建築用銅管が今日のところ、よくその要求に応じている証拠でもあろうかと思われる。

本稿において、問題として提示されている事例には、幸にして、難解で致命的なものはない。ただし、内容が多岐にわたるため、デザインのときのみならず、施工やメンテナンスにおいても事態に応じてバランスのとれた広範で適切な配慮が望ましいものと考えられる次第である。

文　献

- 21) 社団法人日本冷凍空調工業会：冷凍と空調，No. 105 (1969), 18
- 22) 社団法人日本冷凍空調工業会：冷凍と空調，No. 108 (1969), 16
- 23) 社団法人日本冷凍空調工業会：冷凍と空調，No. 127 (1971), 37
- 24) 竹内勝治：未発表
- 25) CCBDA : Copper Drainage Tube DWV, Publication No. 3E(1970)

- 26) R. F. Taylor and J. E. Meginness : Air Conditioning, Heating, Ventilating, April(1964) (前島 健訳:空気調和・衛生工学, 39(1965), 59)
- 27) P. Chollet and W. C. Cooper : *Investigation of Gas Corrosion*, INCRA Project No. 80
- 28) F. Sommer and R. Hanslin : 衛生及び暖房技術, 12月(1968) (日本辨管工業株式会社, ソベント資料 No. SOV-0010/70)
- 29) 追分道生:建築設備と配管工事, 9(1971), 47
- 30) CDA : *Creative Design in Architecture, Sovent Plumbing System*, Dec. (1970)(日本銅センター訳・銅と技術, 7(1971), 32)
- 31) N. Bredzs : Welding Research Supplement, Nov. (1954), 545S
- 32) K.Th. Haug : Schweißen und Schneiden, 17(1965), 200