

論 文

美浜町丹生湾における復水器管の腐食試験

各種復水器管の耐食性とそれにおよぼす鉄イオンならびに
デポジットの影響

佐 藤 史 郎
匂 坂 喜 代 治

住友軽金属工業株式会社

論 文

美浜町丹生湾における復水器管の腐食試験

各種復水器管の耐食性とそれにおよぼす鉄イオン
ならびにデポジットの影響

佐藤 史郎* 勾坂 喜代治**

Corrosion Test on Condenser Tubes by a Model Condenser at Nyu Bay in Mihama

On the Corrosion Resistance of Some Condenser Tubes and the Effect of
Iron Ion and Solid Deposits

by Shiro Sato and Kiyoji Sagisaka

The corrosion tests on condenser tubes by a model condenser were made at Nyu from Aug. 1965 to Oct. 1967. The model condenser composed of three tube bundles was set along the Nyu Bay. In this model condenser the tubes of Albrac (modified aluminum brass), special aluminum brass, 90-10 cupronickel, 70-30 cupronickel and titanium of commercial purity were installed. The sea water with and without the addition of ferrous sulphate passed through the tubes, in some of which the solid deposits were artificially inserted.

As for the general corrosion resistance, the inspection of the removed tubes revealed that the titanium tubes showed the most excellent resistance to corrosion, aluminum brass tubes showed the fairly good corrosion resistance in comparison with 90-10 and 70-30 cupronickel tubes and 90-10 cupronickel tubes showed the least resistance to corrosion.

It was observed that the solid deposits of both fixed and vibrating ones could cause more or less the local corrosion on the copper alloy tubes but not on titanium tubes. The copper alloy tubes with virgin surface were seemed more sensitive to this type of corrosion than those with the surface covered with films.

It was made clear that the injection of ferrous sulphate was effective for aluminum brass tubes to suppress both the general corrosion and the local attack by solid deposits. However, for cupronickel tubes, the injection of ferrous sulphate was applicable only to suppress the local attack by solid deposits but not to the general corrosion.

Contrary to the above beneficial effect, it was noticed that the injection of ferrous sulphate would produce the thick iron oxide film which was detrimental for heat transfer.

1. 緒 言

関西電力株式会社では、昭和41年12月より美浜原子力発電所の建設工事に着手され、1号機は近々本格的な営業運転に入る段階にあり、引きつづいて昭和43年5月から2号機の建設工事がおこなわれている。

原子力発電プラントの復水器は、従来の火力発電プラントのそれと同一機能目的を有するものであり、構造的にも大きな変化がないものであるが、タービンの使用蒸気圧力が従来の火力発電プラントに比してかなり低いので、同一発電容量の従来形式の火力発電プラントの復水器と比較すれば、原子力発電プラントの方がより多くの伝熱面積を必

要とする。したがって、使用される復水器管の本数も多く、構造的にも大型である。

かような原子力発電プラントの復水器においては、従来の火力発電プラントにおけるよりも、より一層厳重に復水器管の漏洩事故を避けることが必要とされているため、復水器管の漏洩を皆無ならしめることを目的として、関西電力株式会社と住友軽金属工業株式会社は共同研究として実地腐食試験を計画し、これを実施した。この試験は昭和40年8月から昭和42年10月にわたり、前期試験（昭和40年8月から昭和42年10月まで）と後期試験（昭和41年12月から昭和42年10月まで）とに分けて、モデルコンデンサーを用いておこなった。

本試験の目的はつぎのようである。

- 1) 合金の耐食性の比較検討；一般耐食性、耐漬食性および耐摩耗性などの比較検討。

* 研究部 工学博士

** 研究部兼伸銅製造部伸銅技術課

- 2) 海洋側生物、たとえば貝殻の復水器管腐食におよぼす影響の確認と対策樹立。
 3) 冷却水質の調査と防食のための海水の処理方法としての硫酸第1鉄処理の効果、およびそれが伝熱性能におよぼす影響の検討。

前期試験においては、上記 1) 項すなわち復水器管材質 5種類の現地海水に対する耐食特性を主体に検討し、同時に 2) 項の関連において海洋側生物の繁殖状況を観察した。

後期試験においては、前期試験の中間検査における試験状況の把握にもとづいて、前期試験の補足ならびに 2) 項および 3) 項を詳細に検討した。

後期試験における 2) 項の海洋側生物の関与する腐食現象としては、復水器管内に貝や貝殻などの固形物が詰つて、いわゆる固定型あるいは振動型のデポジットを形成した場合に生ずる腐食現象をとりあげた。そして、モデルコンデンサーの供試管内に固定型ならびに振動型デポジットに模したデポジットを取り付け、これらのデポジットによる腐食現象を検討した。

また、3) 項の防食処理方法につき、供試管内を流れる海水中への硫酸第1鉄注入が腐食の抑制と熱貫流率の低下

各軟質管と、実用化が期待されている特殊（試作）アルミニウム黄銅（SK 16）軟質管ならびにチタン（Ti）溶接管の計 5種類で、当原子力発電所で使用される予定の管と同じ寸法のものであった。なお、以下においては各供試管の称呼に記号を用いるものとする。

(1) BsTF 2, SK16, } : $25.4\phi \times 1.2t \times 15,000l$ (mm)
 CNTF 1, CNTF 3 }

(2) Ti 管（溶接）: $25.4\phi \times 0.3t \times 15,000l$ (mm)

各試験管の機械的性能、検査成績ならびに結晶粒などについて、Table 1 にその代表例を示した。

モデルコンデンサーへの各試験管の取付けに際しては、各管の両端を切断して所定の長さにしたが、その際切断した各管の端部は試験後の管内面の腐食深さを測定算出する標準試料とした。

3. 試験装置と方法

3.1 モデルコンデンサー

本試験は、実機における復水器管の使用状況になるべく近づけることが望まれたので、本原子力発電所の建設予定地であった美浜町地区の丹生湾の沿岸で、将来冷却海水の

Table 1 Typical mechanical properties of the test tubes.

Test	Alloy	Tensile strength, kg/mm ²	Yield strength (0.2%), kg/mm ²	Elongation, %	Hardness		Grain size, mm
					Rockwell F	Vickers	
1st	Albrac	43.2	17.7	67	79.9	92.1	0.022
	SK 16	43.3	—	67	76.7	96.1	0.030
	CNTF 1	33.9	11.2	55	68.9	77.9	0.017
	CNTF 3	43.8	18.2	41	84.6	104	0.015
	Ti	46.5	—	31	—	151 (195)*	—
2nd	Albrac	42.1	16.1	65	75.2	83.0	0.035
	SK 16	44.2	18.6	64	83.1	93.1	0.025
	CNTF 1	34.6	12.0	41	70.2	74.2	0.023
	CNTF 3	43.9	17.7	42	85.0	99.7	0.013
	Ti	44.2	—	30	—	162 (194)*	—

*Welded section of titanium tubes.

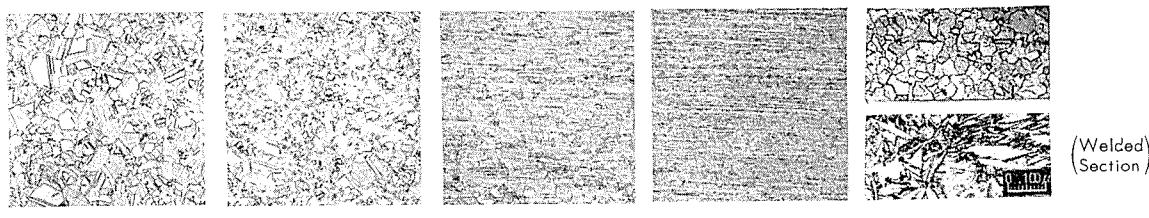


Photo.1 Microstructure of the test tubes. $\times 50$

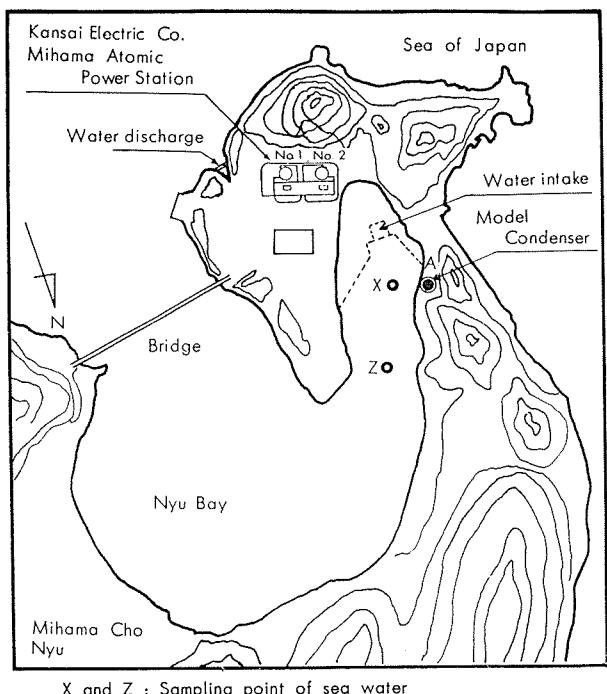
に与える影響に関するあわせて検討した。

2. 試験管

本試験に供した材料は、復水器管として多くの実績を有するアルブラック（BsTF 2）、10% キュプロニッケル（CNTF 1）および30% キュプロニッケル（CNTF 3）の

取水点となる近くの個所、すなわち Fig. 1 の A 地点にモデルコンデンサーを設置した。

本モデルコンデンサーの概略は Fig. 2 のようであって、実機と同一寸法の試験管を取り付けることが可能なものとし、試験管の取付け装置として A セット、B セットおよび C セットの三つを用意した。



X and Z : Sampling point of sea water

Fig. 1 Location of Model Condenser.

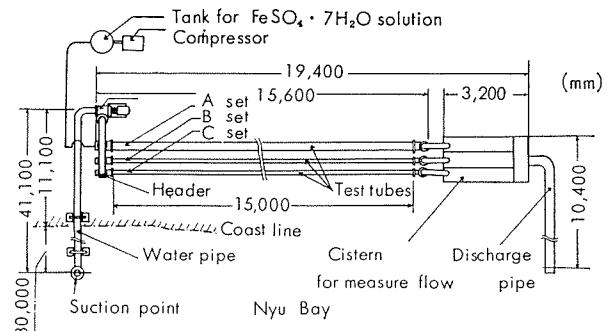


Fig. 2 Schematic diagram of Model Condenser used in this test.

なお、各セットにおける管取付け板には、ネーバル黄銅(NBsP1)製のものを用いた。

試験に用いた冷却海水は、モデルコンデンサー設置点の海岸線から約30m沖の水面直下1.5mの個所より導水管を通じて、ポンプにて汲み上げた。各セットの海水流量すなわち管内流速は、試験管の出口側に設置した三角セキ流量測定槽の水位から求め、必要に応じて導水管ならびにヘッダーのバルブを開閉することによって調整した。なお、導水管および各水室は前期試験の開始当初の約2ヶ月間、昭

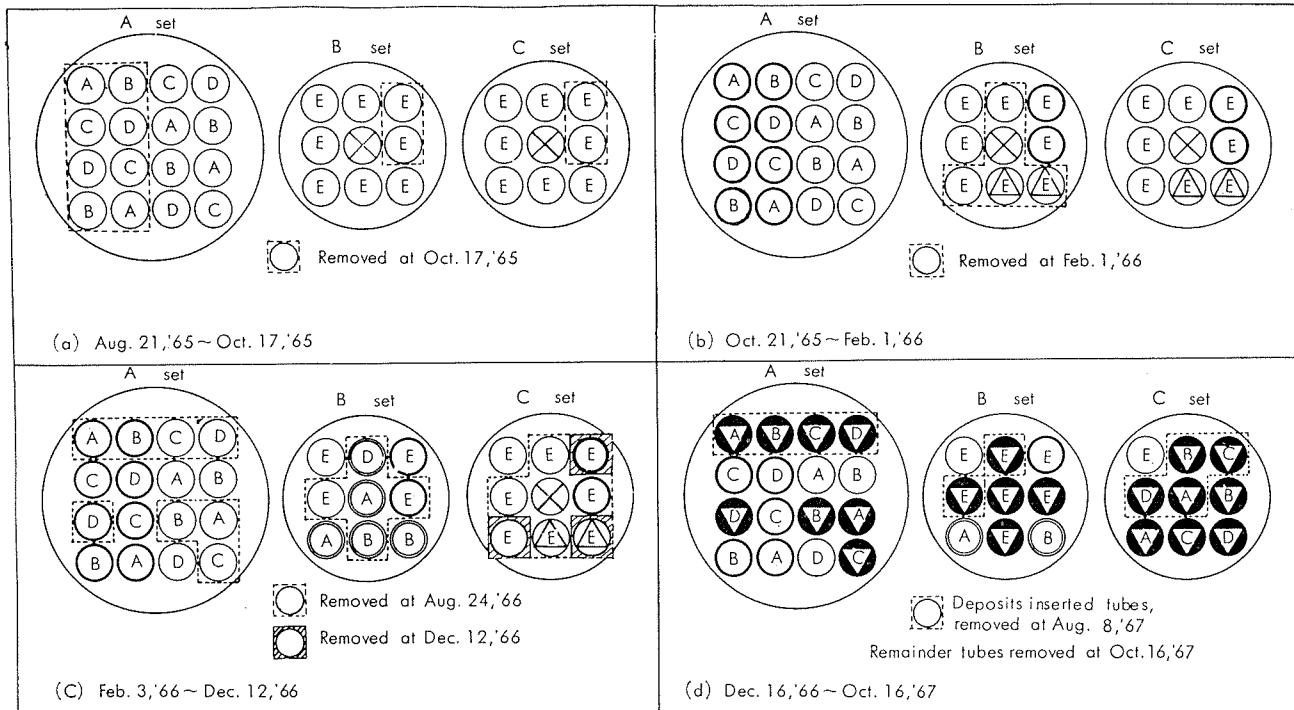


Fig. 3 Installation and removal of the test tubes in Model Condenser.

Alloy	Date of Installation
A : Albrac	Aug. 21, '65
B : SK16	Oct. 21, '65
C : CNTF1	Feb. 3, '66
D : CNTF3	
E : Ti	

Legend:

- Aug. 21, '65
- ▽ Dec. 16, '66
- Oct. 21, '65
- △ Brush cleaned tube
- Feb. 3, '66
- ⊗ Plugged tube

和40年8月21日から同年10月17日までは鋼管および鉄製を用いていたが、これらから冷却海水中へ溶出したFe分が試験管の内壁ならびに管板などへ多く付着して、本試験目的にそぐわない結果を与える恐れがあったので、昭和40年10月に導水管および入口側の各水室を硬質塩化ビニール製に変更した。

3・2 管の配置と試験経過の概要

前期および後期試験におけるモデルコンデンサー各セットへの試験管の配置図を、試験期間別にFig. 3-(a)～(d)に示した。

3・2・1 前期試験

前期試験はFig. 3-(a)に示した管配置にて昭和40年8月21日から開始したが、昭和40年10月17日から10月21日における導水管および水室の変更時に、Fig. 3-(a)の各セットにおける点線内の管を同一材質の新管と取り替え、取り外した各管について第1回調査をおこなった。BおよびCセットのTi管各2本については、内面に付着するスケールをナイロン製ブラシを用いて除去して新管に近い内面状態とし、Fig. 3-(b)の管配置にて試験を再開した。

昭和41年2月1日から2月3日にはFig. 3-(b)の点線内の管を抜き取って第2回調査をおこない、Fig. 3-(c)の管配置にて試験を継続した。

昭和41年8月24日には、Fig. 3-(c)の点線内の管を抜き取って、第3回調査を実施した。本調査時に管を抜き取った跡には、暫定的に補充管を挿入して試験を続行した。

なお、後期試験の開始直前、昭和41年12月12日にはCセットのTi管3本を抜き取って第4回調査をおこない、同時に後期試験の準備のため補充管も抜き取った。

3・2・2 後期試験

後期試験においては新たに挿入した管の約半数のものにデポジットを取り付け、Fig. 3-(d)の管配置にて、昭和41年12月16日から試験を開始した。昭和42年8月8日にはFig. 3-(d)のごとく、デポジット取付け管のみを抜管して第1回調査をおこなった。その跡に盲栓を施して試験は継続し、昭和42年10月16日に第2回抜管調査をおこなって、本試験は終了した。

Table 2 Testing conditions of A, B and C set.

Test	Set	Velocity, m/sec	Fe ⁺⁺	Deposit	Number of testing tubes
1st	A	2	None	None	16
	B	3	None	None	8 or 9
	C	2	None	None	8 or 9
2nd	A	2	1ppm × 1hr/day	Set	16
	B	3	None	Set	9
	C	2	None	Set	9

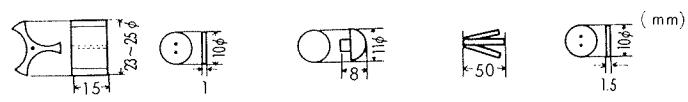
3・3 試験条件と方法

試験条件を要約してTable 2に示した。

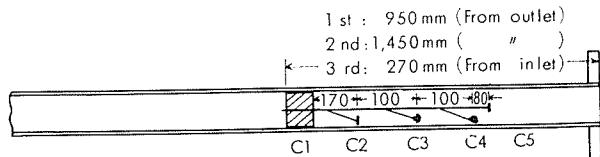
前期試験は1)項のみを検討するものであったため、モデルコンデンサーへ試験片を挿入して冷却海水を所定の速

さでもって通水すること以外に、特別な細工を施すようなことはしなかった。

後期試験においては、検討事項の2)項について試験するため、Fig. 4-(a)に示したごとくの固定型ならびに振動型デポジットを各材質の新管に取り付けてその影響につき検討し、同時に硫酸第1鉄の防食効果をあわせて検討した。なお、デポジットはFig. 3-(d)のごとく、AおよびC両セットの各銅金管についておのおの1本、およびBセットTi管2本に取り付けた。



(a) Fixed and Vibration type deposits.



(b) Deposits inserted in tubes.

Fig. 4 Schematic representation of the deposits inserted in the test tubes.

試験管に取り付けたデポジットは木栓よりなる固定型デポジット、および貝ボタン、プラスチックボタンならびにテフロンテープからなる振動型デポジットであり、各デポジットはチタン線で結び、Fig. 4-(b)の要領で試験管に取り付けた。デポジット取付け管以外の各管についても、デポジット取付け管と海水流量を同一に調整するために、出口側管端に木栓を取り付けた。

振動型デポジットの寿命は過去の経験から約3ヶ月間であろうと推定されていたので¹⁾、取付け後約3ヶ月経過した時点でのデポジットを取り外し、同一管の別の個所に新たなデポジットを取り付けて試験し、これを3回繰り返すことにした。ただし、第3回目のデポジット取付け試験は、試験装置の損傷のために途中で試験を中断した。

デポジットの第1回取付け管は、Fig. 3-(d)のごとく、いずれも後期試験の開始時に新たに挿入した新管で、管内面にはスケールの生成あるいは異物の付着などが一切ないものであった。しかし、第2回および第3回デポジット取付け個所には、当然のことながら管内面にかなりのスケールが付着する状態にあった。

各デポジットの取付け位置は、(1)第1回が出口側管端から950mmの個所、(2)第2回が同一管端から1,450mmの位置、および(3)第3回が入口側管端より270mmの部分に固定型デポジットを取り付け、その下流側に各振動型デポジットが配置されるようにした。

また、後期試験においては3)項について検討するため

に、A セットの冷却海水中へ硫酸第 1 鉄を注入し、その効果を検討した。硫酸第 1 鉄の注入は圧穿空気を利用して、濃度 1.6 % の硫酸第 1 鉄水溶液を貯えた黄銅製円筒形タンクに圧力を加えて、ガラス製ノズルを通じて、A セットの水室だけに圧入した。

注入量は、冷却海水中の Fe イオン濃度が 1 ppm になることを目標にして、毎日ほぼ同じ時間に 1 時間注入した。なお、A セット以外のセットには注入しなかった。

3・4 運転状況

前期ならびに後期試験におけるモデルコンデンサーの運転概況は、Table 3 に示したようであり、試験期間中は停電のために比較的短時間の停止がたびたびあった。

Table 3 Running hour of Model Condenser in various period. (hr.)

Test	Running period	Running hour		Stopped hour	
		Period hour	Total hour	Period hour	Total hour
1st	Aug. 21, '65 ～Oct. 17, '65	1,259	—	199	—
	Oct. 21, '65 ～Feb. 1, '66	2,318	3,578	185	384
	Feb. 3, '66 ～Aug. 24, '66	4,548	8,126	346	730
	Aug. 25, '66 ～Dec. 12, '66	2,566	10,692	146	876
2nd	Dec. 16, '66 ～Aug. 8, '67	5,336	16,028	305	1,181
	Aug. 8, '67 ～Oct. 16, '67	1,589	17,618	64	1,245

試験中は、モデルコンデンサーの運転状況を毎日 1 回点検し、天候、水温、気温、流速ならびに硫酸第 1 鉄の注入量などにつき記録した。また、各セットの水室状況、試験管の内面状況あるいはデポジットの状況などを調査するために、中間検査を約 1 ヶ月に 1 回の頻度で実施すると同時に、本試験装置が故障なく稼動するように、それらの点検

と硫酸との混合水溶液で酸洗いして内面付着物を完全に除去し、管内面の腐食状況を調査した。ついで、マイクロメーターを改良した深さ測定器を用いて、管の残肉厚を測定し、使用前の管肉厚を基準にして腐食深さを求めた。

熱貫流率の測定は、管外面側に 100°C の飽和蒸気、管内に流速 2m/sec の水道水を流した条件下において、清浄な管と対比して、管壁ならびに水道水の温度変化から汚れ係数を求め、この汚れ係数をもとに設計標準値²⁾と対比し得る熱貫流率を算出した。

3・6 渦流探傷測定

渦流探傷検査は原電子測器製 TD-200 型エディオグラフを用い、測定周波数は BsTF 2 管、SK 16 管および CNTF 1 管が 1 kc、CNTF 3 管が 5 kc で、測定感度は被測定管と同一材質および同一寸法の管で、同一円周上に 2 mmφ の貫流するキリ孔が等間隔に 5 個あけられた標準管 (25.4φ × 1.245t mm) に対し、片振れ高さが 6 mm、両振れで 12 mm になるように調整した。

ただし、Ti 管については、渦流探傷検査の測定がその特性上不可能であった。

4. 前期試験抜取り調査

4・1 渦流探傷測定

各管の渦流探傷検査グラフの一例を Fig. 5 に示した。

BsTF 2 管および SK 16 管のうち、第 1 回抜取り管にはグラフの乱れがなんらみられなかったが、第 3 回抜取り管には片振れ 0.5~1.5 mm の振れを局部的に生ずるものがあった。

CNTF 1 管はいずれもほぼ全長にわたって連続振れを生じており、第 1 回抜取り管の振れ高さは片振れ約 0.5 mm、

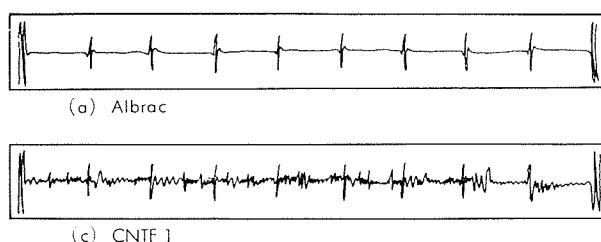


Fig. 5 Eddy current traces of the tubes in A set tested from October 21, 1965 to August 24, 1966. ($\times \frac{1}{2}$)

ならびに掃除などをおこなった。

3・5 管の調査方法

抜管調査に際しては、まず Ti 管を除いた他の管について渦流探傷検査をおこなった。その後、各管の中央部より長さ 250mm、120mm ならびに 1,200mm の管状試験片を切り出して、腐食による強度変化、管内面付着物量ならびに総括熱貫流率を測定すると共に、残りの部分を試験中の管取付け位置での上下面に二分割し、各管の内面状況を調査した。ついで、管内面付着物を竹へらまたはブラシを用いて採取し、それらの組成を調べた後、各管は無水クロム酸

第 3 回抜取り管のそれは 0.5~3 mm であった。

CNTF 3 管のうち、第 1 回抜管調査の管についてはほとんど振れをみとめなかつたが、第 3 回調査の管には冷却海水の出口側よりの部分に、片振れ 0.5~1 mm の振れを生じた。

4・2 管内面付着物の状況

第 1 回抜管調査として昭和 40 年 10 月に抜き取った管の内面には、通水期間が短かったにもかかわらず、Fe 分を多く含む赤褐色の付着物がほぼ全長にわたってみとめられた。この付着物一皮膜一は、導水管より溶出した Fe 分の影響

Table 4 Determination of corrosion depth, quantity of scale, chemical analysis of scale and overall heat transfer coefficient of the test tubes.

Test	Set	Date of installation	Date of removal	Running hour, hr	Alloy	Depth of corrosion pits, mm		Overall heat transfer coefficient		Quantity of scale, mg/cm ²	Chemical analysis of scale, wt.%					
						mean	max.	After corrosion test, kcal/m ² .hr. ⁰ C	Degree of drop,* %		Cu	Fe	Mn	Si	Ignition loss	
A	Aug. 21, '65	Oct. 17, '65	1,259	Albrac	<0.01	<0.01	3,037	3.8	2.2	4.2	24.6	0.2	—	35.9		
					<0.01	<0.01	2,958	6.3	2.4	4.7	19.0	0.2	—	32.6		
					SK 16	<0.01	3,012	4.6	2.3	4.5	19.8	0.2	—	33.4		
		Aug. 24, '66	8,126		<0.01	<0.01	3,001	4.9	2.4	4.8	20.7	0.2	—	34.0		
					CNTF 1	0.05	0.13	2,786	5.9	3.3	29.8	11.0	0.3	—	32.5	
					CNTF 3	0.08	0.16	2,865	3.2	3.1	32.9	14.1	0.2	—	25.3	
	Oct. 21, '65	Aug. 24, '66	6,867		0.02	0.08	2,725	0.2	2.2	12.2	16.9	0.2	—	38.2		
					CNTF 3	0.03	0.16	2,581	5.4	2.4	20.9	12.9	0.2	—	40.3	
					Albrac	0.02	0.06	2,836	10.1	3.0	5.5	6.3	0.4	—	—	
		Feb. 1, '66	3,578		SK 16	0.04	0.16	2,909	7.8	2.5	13.5	8.5	1.0	—	—	
					CNTF 1	0.14	0.28	2,584	12.6	5.4	33.1	7.0	0.3	—	—	
					CNTF 3	0.15	0.27	2,574	13.0	5.5	39.9	8.1	0.2	—	—	
B	Aug. 21, '65	Oct. 17, '65	1,259	Ti	0	0	2,469	2.5	1.8	—	29.4	0.4	—	32.6		
					0	0	2,401	5.2	1.9	—	—	—	—	—		
					0	0	2,421	4.4	4.6	—	20.0	0.9	—	28.8		
		Aug. 24, '66	8,126		0	0	2,454	3.1	4.6	—	18.0	1.0	—	31.3		
					0	0	2,470	2.4	0.9	—	10.9	0.3	—	—		
					0	0	2,520	0.5	0.9	—	11.4	0.3	—	—		
	Oct. 21, '65	Aug. 24, '66	6,867		Ti	0	0	2,255	10.9	3.4	—	16.1	2.4	4.0	31.6	
					Ti	0	0	2,243	11.4	3.4	—	6.5	2.4	4.0	35.4	
					Albrac	0.03	0.07	2,901	8.1	2.5	10.2	7.1	0.9	—	—	
		Fed. 3, '66	4,548		SK 16	0.03	0.08	2,972	5.9	3.1	10.7	6.2	1.1	—	—	
					CNTF 3	0.05	0.23	2,548	6.6	3.6	31.1	5.0	0.3	—	—	
C	Aug. 21, '65	Oct. 17, '65	1,259	Ti	0	0	2,358	6.9	2.3	—	21.0	0.6	—	33.8		
					0	0	2,433	9.6	2.4	—	—	—	—	—		
					0	0	2,357	6.9	1.8	—	12.0	1.5	5.7	31.6		
		Aug. 24, '66	8,126		Ti	0	0	2,416	4.6	1.6	—	12.9	2.6	4.7	34.4	
					0	0	2,318	8.4	2.0	—	5.9	1.9	7.6	34.7		
		Oct. 21, '65	Aug. 24, '66		Ti	0	0	2,375	6.2	1.3	—	5.7	2.5	7.3	35.2	
	'65 Oct. 21, '65	Aug. 21, '65	10,69		Ti	0	0	2,298	9.1	1.6	0.7	11.5	2.5	7.2	27.2	
					Ti	0	0	2,389	5.6	—	—	—	—	—	—	
					Ti	0	0	2,341	7.5	1.7	0.4	4.6	4.2	9.0	27.9	
D	Aug. 21, '65	Aug. 8, '67	17,618	Albrac	0.06	0.13	2,768	12.3	1.8	4.6	20.6	1.1	—	—		
					SK 16	0.06	0.21	2,728	13.6	2.4	3.5	18.0	1.8	—	—	
					CNTF 3	0.14	0.38	2,517	7.7	2.0	31.5	8.9	0.6	—	—	
		Oct. 21, '65	Oct. 16, '67		Albrac	0.10	0.30	2,552	19.1	1.4	12.5	15.8	1.4	—	—	
					SK 16	0.04	0.76	2,574	18.4	3.8	7.3	10.1	1.6	—	—	
					CNTF 1	0.11	0.19	2,516	15.0	10.1	35.7	7.8	1.1	—	—	
	Dec. 16, '66	Aug. 8, '67	5,337	Ti	0.09	0.18	2,606	11.9	4.4	39.7	8.1	0.5	—	—		
					CNTF 3	0.11	0.29	2,261	17.1	4.4	42.5	5.5	0.6	—	—	
					Albrac	0.01	0.01	2,783	11.8	4.2	5.5	25.0	0.5	—	—	
		Dec. 16, '66	Oct. 16, '67		SK 16	0.01	0.01	2,778	12.0	3.0	4.9	20.3	0.6	—	—	
					CNTF 1	0.06	0.27	2,389	19.2	4.3	13.7	18.1	0.4	—	—	
					CNTF 3	0.01	0.01	2,225	18.4	5.4	7.8	23.0	0.4	—	—	
E	Aug. 21, '65	Oct. 16, '67	6,926	Ti	0.02	0.02	2,800	11.3	4.6	4.4	26.9	0.2	—	—		
					SK 16	0.02	0.02	2,840	10.0	3.9	2.8	24.1	1.9	—	—	
					CNTF 1	0.10	0.18	2,548	13.9	5.9	24.4	16.7	0.8	—	—	
		Oct. 21, '65	Aug. 8, '67		CNTF 3	0.02	0.02	2,236	18.0	4.0	29.0	11.5	0.9	—	—	
					Albrac	0.02	0.03	2,890	8.4	1.9	8.3	9.9	1.2	—	—	
					SK 16	0.01	0.01	3,009	4.7	1.4	24.0	10.4	0.8	—	—	
	Dec. 16, '66	Oct. 16, '67	5,337	Ti	CNTF 1	0.05	0.22	2,794	5.6	1.6	16.0	6.1	1.4	—	—	
					CNTF 3	0.02	0.07	2,560	9.4	2.2	10.8	7.8	2.2	—	—	
					Albrac	0.04	0.06	2,723	13.7	2.3	16.4	5.0	1.6	—	—	
		Oct. 21, '65	Oct. 16, '67		SK 16	0.05	0.08	2,650	16.0	2.0	20.7	5.3	2.3	—	—	
					CNTF 1	0.06	0.11	2,593	12.4	2.5	45.7	4.9	0.6	—	—	
					CNTF 3	0.04	0.06	2,654	2.8	1.6	38.1	3.1	0.9	—	—	

* Degree of drop was calculated by comparing overall heat transfer coefficient of the tested tubes with that of clean tube of same alloy, i.e Albrac and SK 16 : 3,157, CNTF 1 : 2,960, CNTF 3 : 2,729 and Ti : 2,532 kcal/m².hr.⁰C.

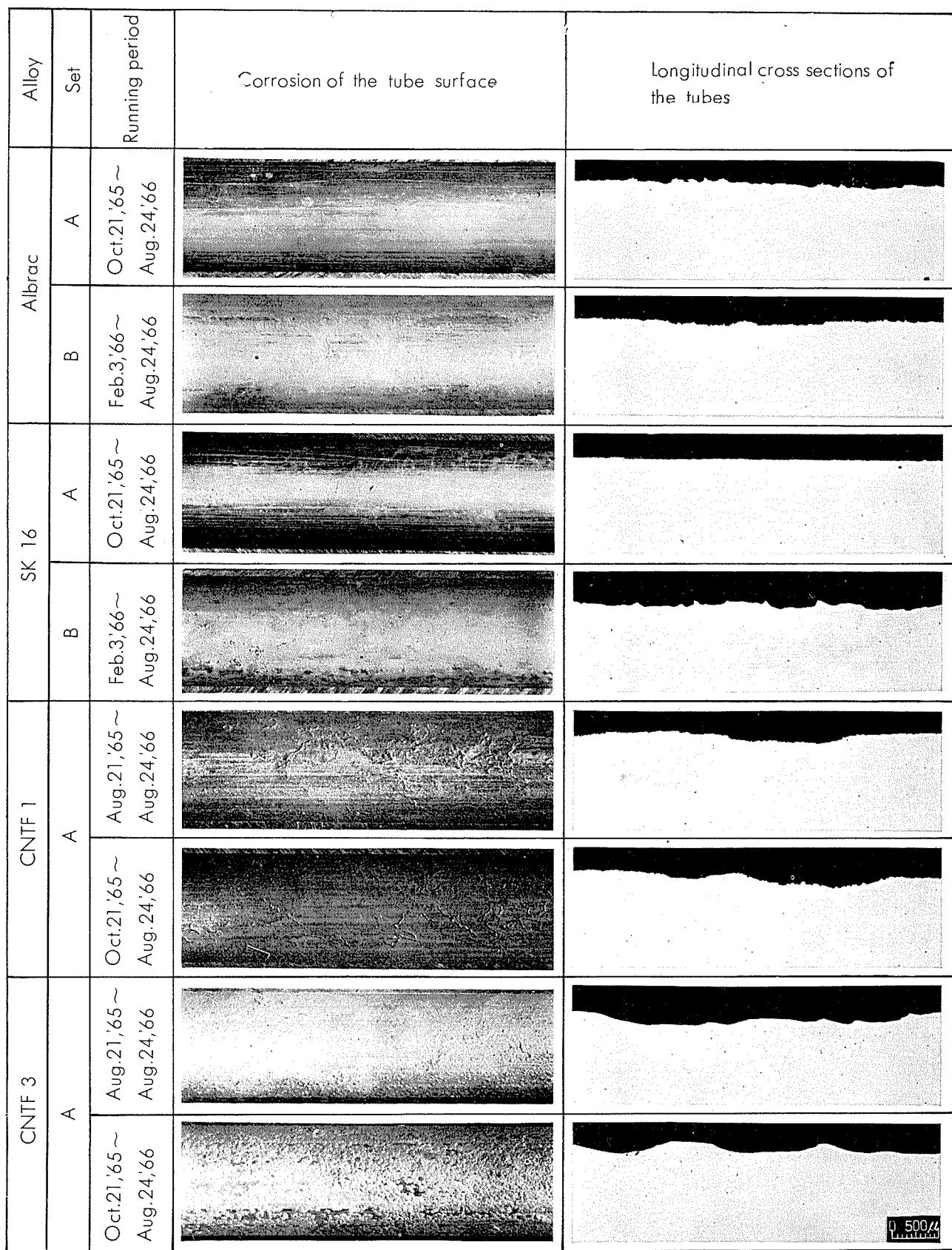


Photo. 2 Corrosion of the tested tubes.

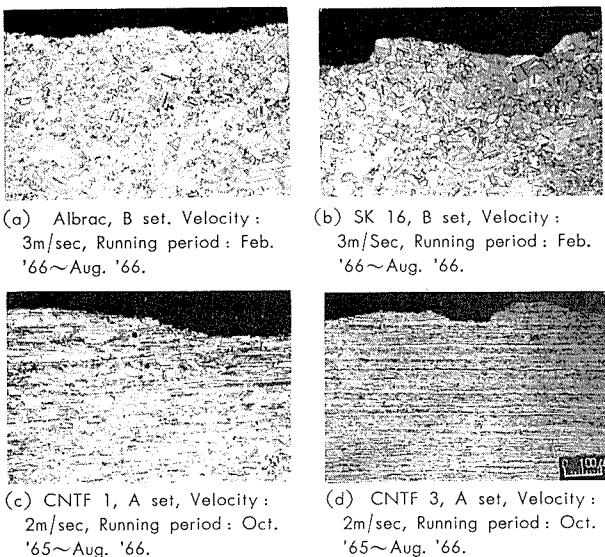


Photo. 3 Longitudinal cross sections of the tested tubes. $\times 50$

によるものであることは疑う余地がない。

第2回ならびに第3回抜取り管の内面には、第1回調査管に比して褐色味に不足する淡黄色ないし黄褐色の付着物がみとめられ、銅合金管においては管の腐食による塩基性銅化合物とみなされる緑青色をなす腐食生成物も混在していて、CNTF 1管およびCNTF 3管においては、渦流探傷検査で振れが生じていた部分にとくに多く付着していた。その他に、冷却海水に混入してきた泥土質もかなり混在しているようであった。

また、第3回抜取り管において試験開始当初から挿入していた管には、それ以降に取り付けた管よりも多くの付着物がみとめられる傾向があり、その色彩も比較的褐色に富むものであった。

4・3 管内面腐食状況

各管内面の腐食深さの測定結果を Table 4 中央欄に示し、代表的な腐食部の状況とその断面状況を Photo. 2 および Photo. 3 に示した。

第1回抜管調査のBsTF 2管およびSK 16管の内面状況はよく類似しており、それらの腐食深さは Table 4 中央欄に示したごとく、いずれの管も 0.01 mm 以下であった。CNTF 1管の内面にはほぼ全長にわたって平均約 0.07 mm 程度の腐食が生じていて、その最大深さは 0.13 ならびに 0.16 mm に達しており、腐食程度が比較的激しいものであった。また、CNTF 3管内面の大半の部分は肌荒れをきたしている程度であったが、海水出口側において局部的に深く侵食された個所があり、その最大深さは Table 4 のように 0.08 および 0.16 mm に達していた。

第3回抜管調査におけるBsTF 2管ならびにSK 16管の内面には、平均深さで 0.01~0.04 mm の肌荒れ状腐食痕がほぼ全域にわたって生じており、管内流速が 2 m/sec の A セットの管に比して流速が 3 m/sec の B セットの管の方が、試験期間が短いにもかかわらず、管内面の肌荒れ程度

は Photo. 2 のように幾分激しい傾向がみられた。しかし、それらの大半は潰食痕と明らかにみなされるまでには至っていないものであったが、比較的激しく腐食された部分には、潰食形態とみなされて得るものもあった。また、CNTF 1管には平均深さ 0.14 および 0.15 mm、最大深さが 0.27 および 0.28 mm に達する腐食が全長にわたって生じていて、それらの腐食状況は Photo. 2 および Photo. 3 のようであり、試験管の中では腐食程度が最も激しいものであった。CNTF 3管には第1回調査管の場合と同じように、海水出口側の部分に Photo. 2 のごとく深く侵食された腐食痕が生じていたが、その他の個所の腐食深さは 0.01~0.03 mm 程度のものであった。なお、CNTF 1管およびCNTF 3管において、A セットと B セットの管とでは管内流速に差異があったにもかかわらず、両セットの間で管の腐食形態あるいは腐食深さなどには差異がほとんどなかつた。

Ti 管の内面状況について観察するため、内面付着物を酸洗いして除去した結果、いずれの管内面も使用前の管に近い金属光沢を有していて、腐食痕はなんらみとめられず、きわめて健全な内面状態にあった。

また、各銅合金管においては、インレットアタックまたはアウトレットアタックと断定されるような潰食現象はいずれにおいてもみとめられなかった。

4・4 管内面付着物量と熱貫流率測定

前期試験での第1回抜取り管の内面には、Table 4 中央欄のように試験期間が短いにもかかわらず、いずれにも付着物が比較的多くみとめられ、とくに CNTF 1管のそれは多かった。

第2回抜取り管においても、CNTF 1管の内面付着物量は同一時期に挿入した他の管に比してかなり多く、これについて BsTF 2管、SK 16管ならびに CNTF 3管がほぼ同じ量であった。Ti 管の付着物量にはかなり変動があって、試験開始時から挿入していた管で掃除をおこなっていないものはその量が多く、途中にて掃除している管のそれはかなり少なく、内面付着物量を減少させるのにブラシによる掃除は大きな効果があった。なお、管内面付着物量は、管内流速 2 m/sec と 3 m/sec とではとくに大きな差異がないようであった。

これらの各管の総括熱貫流率ならびにその低下率は Table 4 中央欄のようであり、新管に比して低下率は第1回抜取り銅合金管が一例を除いて 3.2~6.3 % を示し、第3回調査においては 5.9~13.0 % を示した。Ti 管のそれは内面付着物量と同じようにかなりの変動があって、その最大低下率は 11.4% に達していた。

管内面付着物量と総括熱貫流率の低下率とは、必ずしも比例的な関係にあるとは限らないが、付着物量が多い管は概して伝熱性能の低下率も大きい場合が多かった。

4・5 内面付着物の分析

各試験管の内面付着物の分析結果を Table 4 右欄に示

した。いずれの管の内面付着物もLOI（有機質泥土）が多く、またFeを多量に含有しており、とくに海水導水管が鋼管であった時点に抜き取った管には、導水管材質を変更した後において抜き取った管に比して、より多くのFeを含んでいることがわかった。これらのFe含有量の差異は、導水管より溶出するFeの有無に関係していることが以上のことから明らかである。

また、各種銅合金の内面付着物には管の主要成分であるCuがかなり多く、なかでも管内面がほぼ全長にわたって腐食されていたCNTF 1管のそれにはCuが29.8~39.9%、また尾部に腐食痕を生じていたCNTF 3管の付着物にはCuが12.2~41.5%含有されており、管の腐食生成物がかなり多く付着していることがわかった。

その他に、各管の付着物にはMnが検出されたが、Feの含有量が少ないもの程その量は多いようである。Ti管の内面付着物にはSiも比較的多く含んでおり、このことは冷却海水中に混在した無機質泥土が沈着したことによるものとみなされ、いずれの試験管においても同じような現象が生じているものと考えられる。

一部の試験管の付着物につきS分の定量をおこなった結果、 SO_4^{2-} 以外のSがいずれも0.1~0.2%程度検出された

5. 後期試験

5.1 湍流探傷測定

抜き取った各管につき、前期試験の場合と同じ方法で湍流探傷測定を実施し、その結果を要約するとつぎのようである。

後期試験での第1回抜取り調査における各管は、第1回から第3回デポジット取付け位置においていずれも振れを発生した。ただし、Aセットの管はCセットの管に比し、各デポジット部における振れが小さく、硫酸第1鉄の注入は管の腐食を抑制する効果があるようにみなされた。各試験管のデポジット取付け部における湍流探傷の振れ状況を要約するとFig. 6のようである。

第1回および第2回抜管調査におけるデポジット取付け部以外の個所については、管取付け時より硫酸第1鉄を注入していたAセットのBsTF 2管、SK 16管ならびにCNTF 3管のいずれにも振れを生ずることがなかったが、CNTF 1管だけには片振れ2mm以下の振れを所々に生じた。本管の振れは同一期日にCセットへ挿入したCNTF 1管の振れに比し、幾分はげしいものであった。

また、硫酸第1鉄を注入する以前からAセットへ取り付

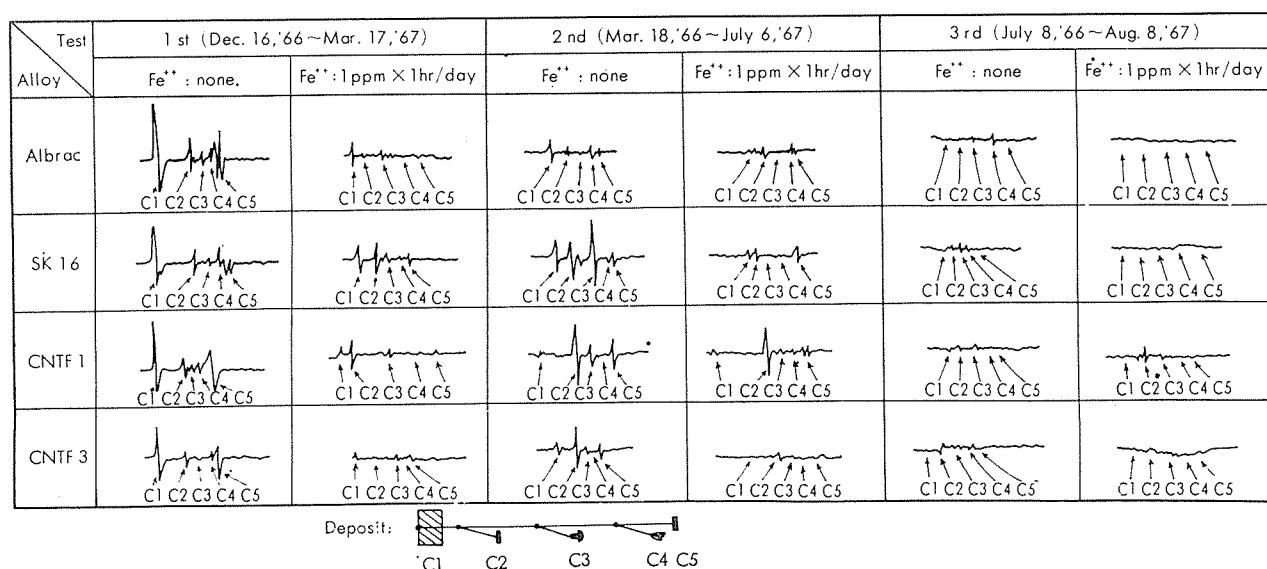


Fig. 6 Eddy current traces of the tubes around the deposits in A and C set. ($\times \frac{1}{2}$)

が、清浄海水における管内面付着物としてとくに異常があるものではないものと考えられる。

4.6 管の機械的性能

試験終了後の各管の中央部から試片を採取して、引張り強さおよび伸びを測定した。その結果、いずれの管の機械的性能も試験前の管のそれと比較してほとんど変化がみとめられず、各管の腐食による肉厚減量は、前期試験の場合と同じように、管の機械的性能を大きく変化せしめるまでに至っていなかった。

けてあったCNTF 1管およびCNTF 3管は、全域もしくは冷却海水の出口側に2~3mmの連続した振れを示したが、BsTF 2管およびSK 16管は所々に微小振れをみとめたにすぎなかった。

硫酸第1鉄無注入のCセットから第1回抜取り調査したBsTF 2管、SK 16管およびCNTF 3管は振れを生ずることがなかったが、それ以降においてBおよびCセットから抜き取った管には2mm以下の微小振れを局部的に示すものがあった。とくに、後期試験開始前からBセットへ取付

けてあったSK 16管は、ほぼ全長にわたって片振れ2mm以下の連続した振れを示した。

5・2 管内面腐食状況

5・2・1 デボジット部以外の状況

後期試験終了後の各管の内面スケール付着状況、内面腐食状況ならびに断面状況の代表例を、Photo. 4, Photo. 5ならびに Photo. 6 に示した。

硫酸第1鉄を注入したAセットの各管には、Photo. 4 左側に示したごとく、いすにも茶褐色皮膜が厚く付着していて、その様相は各管ともよく類似するものであった。これに対し、硫酸第1鉄無注入のBおよびCセットの各管には、Photo. 4 右側のように、前者に比して幾分褐色に不足する黄褐色系の皮膜が比較的薄く付着していた。

後期試験開始時にAセットへ取り付けたBsTF 2, SK 16ならびにCNTF 3各管の内面は、その一例を Photo. 5 に示したように、いずれも腐食された様相がなんらみとめら

れずきわめて健全な状態にあった。これに反し、同一時期にCセットへ取り付けたBsTF 2およびCNTF 3各管の全周、ならびにSK 16管下面の大半には、Photo. 5 のごとく、肌荒れが生じていて、しかもBsTF 2管中央の一部には0.06mm余溝の腐食痕もみとめた。とくにBsTF 2およびSK 16各管の内面腐食状況についてはAセットとCセットとの間に肉眼的な調査ではっきりした差異をみとめたが、さらに粗さ計によってその状況を測定した結果、Fig. 7 のようであった。肉眼的には健全であるとみなされたAセットの管にも多少肌荒れをきたしていることがわかったが、その程度はCセットの管に比してかなり軽度であった。

また、CNTF 1管はAおよびC両セットのいずれにも、約1/3範囲に Photo. 5 に示したような複雑な形態をなす腐食痕が生じていて、Aセットの管の深さは最大0.18~0.27mm、Cセットのそれは最大0.11および0.22mmで、前者の方が後者よりも腐食程度が幾分かしく、渦流探傷検査に



Photo. 4 Scale formed on the inner surface of tested tubes in A and C set.

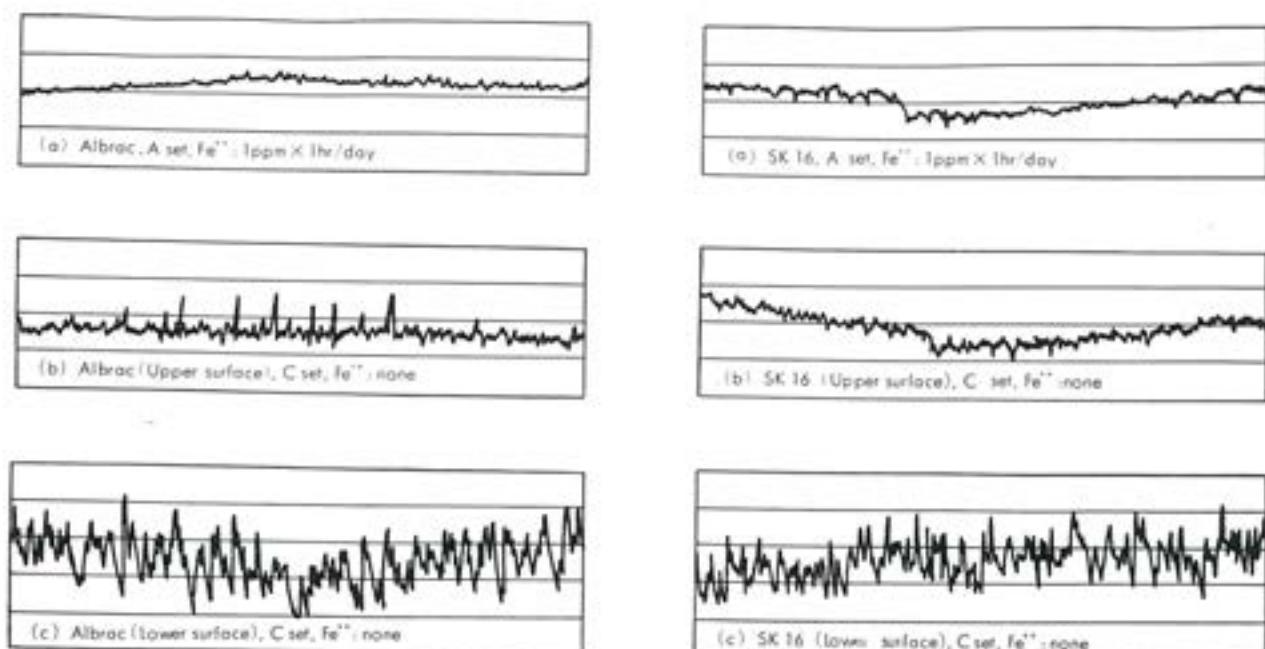


Fig. 7 Roughness traces on the inner surface of Albrac and SK 16 tubes in A and C set tested from December 16, 1966 to August 8, 1967. (Horizontal: ×10, Vertical: ×500)

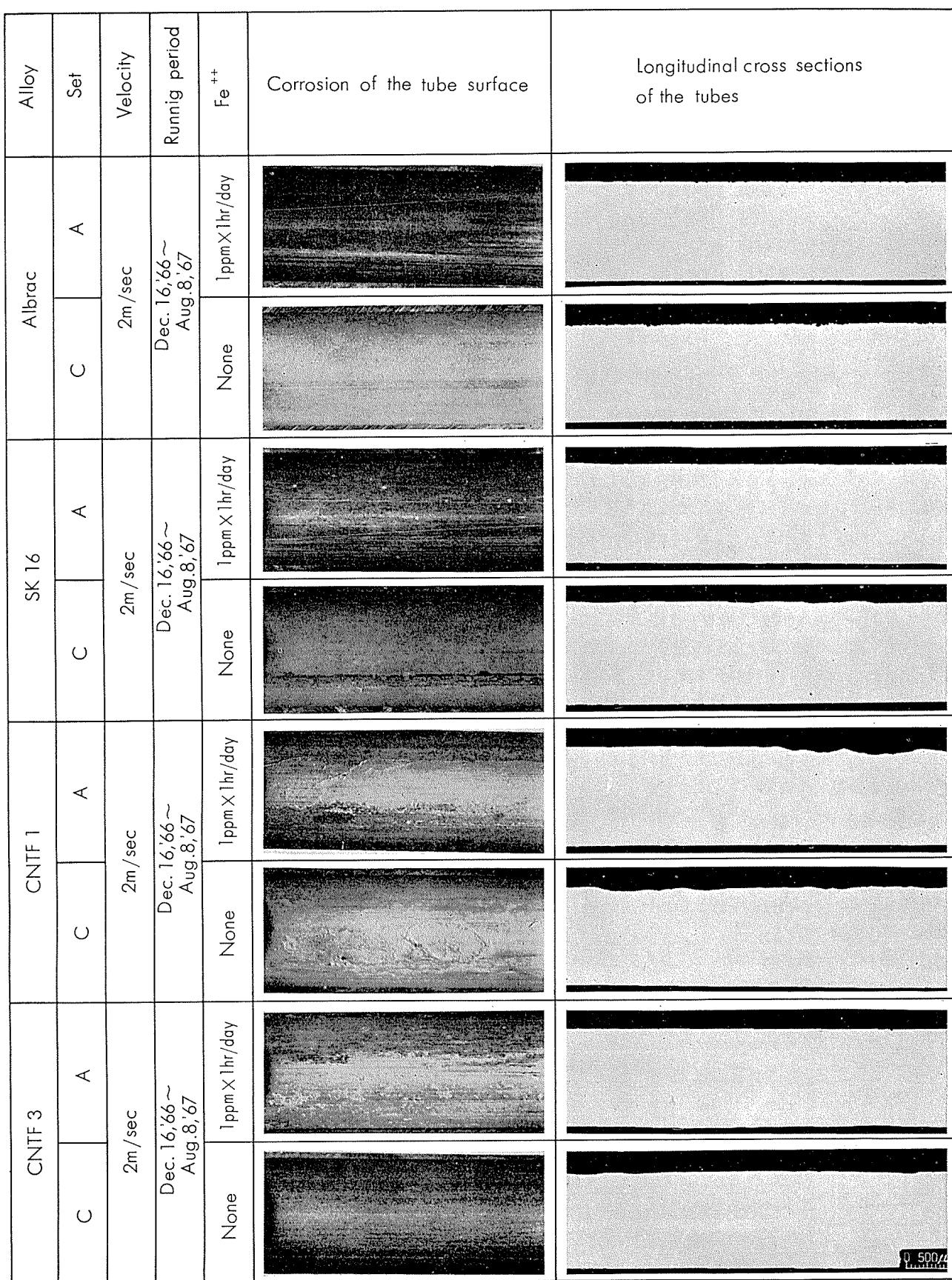


Photo. 5 Corrosion of the tested tubes.

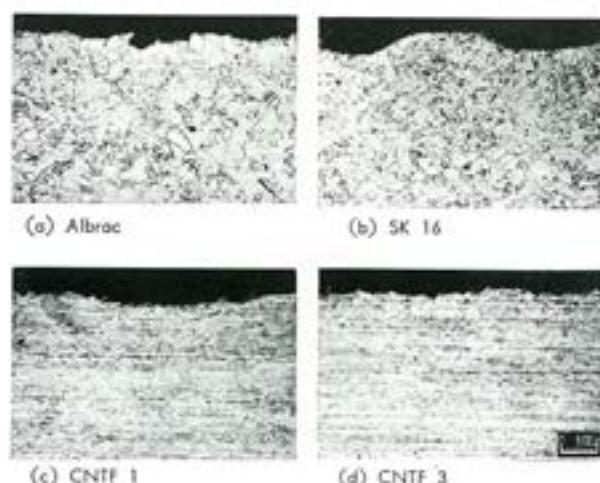


Photo. 6 Longitudinal cross sections of the tubes in C set (Fe^{++} : none), tested from December 16, 1966 to August 8, 1967. $\times 50$

における振れ状況と類似する傾向にあった。

なお、CNTF 3 管はいずれも肌荒れを生じている程度であり、A および C 両セットの間に腐食状況は差異がなかった。

前期試験中に A および B 両セットへ取り付けた各銅合金管は、後期試験開始時に取り付けた各管に比していずれも腐食深さが大であり、BsTF 2 管および SK 16 管では上面に比して下面の方が、また CNTF 3 管では中央部から尾部にわたる個所が腐食程度ははげしかった。CNTF 1 管はほぼ全長にわたって腐食を生じており、その程度は前 3 者よりもはげしいものであった。

なお、Ti 管はいずれも腐食を生じた形跡が全くみられず、きわめて健全な状態にあった。

5・2・2 デポジット部の状況

内面皮膜が付着したままの各管のデポジット部の内面状況例を Photo. 7 に示し、酸洗いして付着物を除去した後の内面状況例ならびにその断面状況例を Photo. 8 および Photo. 9 に示した。

第 1 回ならびに第 2 回デポジット取付け位置には、いず

れも他の部分と同じように付着物がみとめられたが、第 3 回デポジット取付け部は試験途上で管を抜き取った関係上、Photo. 7 のように皮膜が付着しないで、金属地肌をあらわしているものが多かった。

酸洗いして内面付着物を除去した結果、Ti 管を除外した各管のデポジット部における腐食の進行程度には、硫酸第 1 鉄注入の有無によって明瞭な差異がみとめられた。すなわち、C セットの管に比して A セットの管の方が各デポジットによる内面の腐食範囲はより小さい特徴があった。ただし、同一デポジットによって生じた腐食の形態は、Photo. 8 のようによく類似するものであった。

固定型デポジットによる腐食は、木栓と管内面との接触部の周囲に沿って不規則に生じている溝状腐食を主体とし、その近傍に孔食が多数発生していた。貝ボタン、プラスチックボタンおよびテフロンテープのごとき振動型デポジットによる腐食は、管内壁の同一円周上に溝状をなすものであって、半円あるいは全周にわたって生じるものであった。これらの腐食部の断面をミクロ的に調査した結果、Photo. 9 のようであって、振動型デポジットによる腐食部の境界には、機械的な摩耗現象の作用を示すようなすべり線の存在はみとめられなかった。

なお、Ti 管のデポジット部は他の部分と金属光沢が多少異なっている程度で、肉厚が減肉しているようなことはなんらみとめなかつた。

各管におけるおのおののデポジット部の腐食深さを測定し、それらについて分散分析をおこなって、腐食深さにおよぼす各種要因の影響につき検討した。デポジット部の腐食深さは Table 5 のごときであり、分散分析に用いた記号の説明を Table 6 に示し、また分散分析の結果を Table 7 および Fig. 8 に示した。

なお、第 3 回デポジット取付け試験は試験装置の損傷により試験を途中で中断したため、分散分析をおこなわなかつた。Table 7 からつぎのことわざわかる。

(1) 硫酸第 1 鉄を注入した場合と硫酸第 1 鉄を注入しなかつた場合におけるデポジット部の腐食深さは Fig. 8-(a)

Alloy	A set	C set
	Running period : Dec. 16, '66 ~ Aug. 8, '67	
	Fe^{++} : 1 ppm \times 1 hr/day	Fe^{++} : none
Albroc		
SK 16		
CNTF 1		
CNTF 3		

Photo. 7 Scale formed on the inner surface of tubes around the deposits in A and C set.

Alloy	Set	Fe^{++}	Inner surface of the tubes around the deposits				
			Wood (C1)	Shell button (C2)	Vinyl button (C3)	Teflon tape (C4)	Vinyl button (C5)
Albrac (1st test)	A	$1\text{ppm} \times \frac{1\text{hr}}{\text{day}}$					
	C	None					
	A	$1\text{ppm} \times \frac{1\text{hr}}{\text{day}}$					
	C	None					
CNTF 1 (1st test)							
Alloy	Deposit	Fe^{++}	CNTF 1 (1st test)				
			Wood (C1)	Shell button (C2)*	Wood (C1)		
SK 16 (1st and 2nd test)							
Alloy	Deposit	Fe^{++}	SK 16 (1st and 2nd test)				
			Wood (C1)*	Shell button (C2)**	Wood (C1)		

* 1st test. ** 2nd test.

Photo. 8 Corrosion of the tested tubes around the deposits in A and C set.

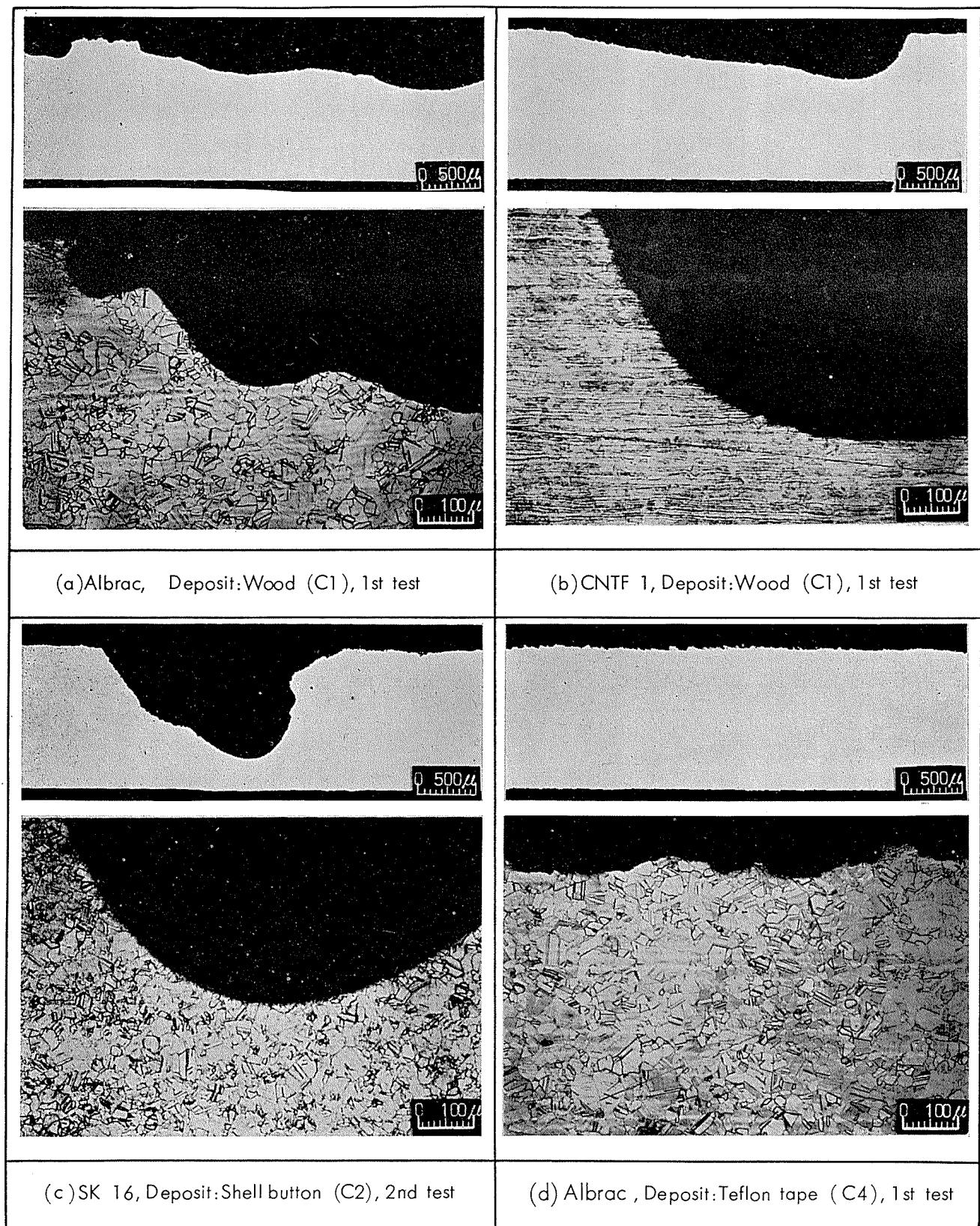


Photo. 9 Longitudinal cross sections of the tubes around the deposits in C set (Fe^{++} : none).

Table 5 Depth of corrosion pits of the tested tubes around the deposits. (mm)

Alloy	Deposit	1st test (Dec. 16, '66~Mar. 17, '67)				2nd test (Mar. 18, '67~July 6, '67)				3rd test (July 8, '67~Aug. 8, '67)			
		Fe ⁺⁺ : none		Fe ⁺⁺ : 1ppm × 1hr/day		Fe ⁺⁺ : none		Fe ⁺⁺ : 1ppm × 1hr/day		Fe ⁺⁺ : none		Fe ⁺⁺ : 1ppm × 1hr/day	
		Inner surface		Inner surface		Inner surface		Inner surface		Inner surface		Inner surface	
		Upper	Lower	Upper	Lower	Upper	Lower	Upper	Lower	Upper	Lower	Upper	Lower
Albrac	C1	0.48	0.59	0.43	0.46	0.13	0.18	0.12	0.14	0.01	0.01	0.01	0.01
	C2	0.18	0.20	0.03	0.02	0.23	0.05	0.06	0.60	0.02	0.02	0.02	0.02
	C3	0.12	0.10	0.07	0.11	0.09	0.08	0.04	0.04	0.03	0.03	0.02	0.02
	C4	0.08	0.11	0.05	0.03	0.11	0.05	0.04	0.07	0.02	0.02	0.01	0.01
	C5	0.19	0.18	0.03	0.04	0.12	0.10	0.08	0.07	0.04	0.03	0.02	0.02
SK 16	C1	1.02	0.53	0.48	0.53	0.62	0.46	0.06	0.15	0.01	0.02	0.01	0.01
	C2	0.15	0.20	0.12	0.16	0.30	1.04	0.05	0.08	0.02	0.02	0.02	0.02
	C3	0.10	0.14	0.06	0.09	0.66	0.20	0.05	0.07	0.02	0.03	0.01	0.02
	C4	0.13	0.10	0.04	0.06	0.07	0.03	0.05	0.10	0.02	0.03	0.01	0.01
	C5	0.07	0.11	0.05	0.07	0.08	0.09	0.04	0.10	0.02	0.04	0.01	0.01
CNTF 1	C1	0.28	0.28	0.19	0.22	0.13	0.18	0.03	0.03	0.02	0.02	0.02	0.02
	C2	0.17	0.10	0.13	0.54	0.22	0.18	0.20	0.21	0.02	0.02	0.02	0.02
	C3	0.07	0.05	0.04	0.04	0.13	0.10	0.10	0.07	0.03	0.03	0.02	0.02
	C4	0.02	0.03	0.05	0.09	0.05	0.05	0.06	0.05	0.02	0.02	0.02	0.02
	C5	0.05	0.06	0.07	0.12	0.10	0.06	0.03	0.05	0.03	0.02	0.02	0.02
CNTF 3	C1	0.53	0.34	0.08	0.07	0.22	0.23	0.02	0.02	0.01	0.01	0.01	0.01
	C2	0.08	0.18	0.02	0.03	0.11	0.16	0.11	0.08	0.03	0.03	0.02	0.02
	C3	0.05	0.05	0.03	0.03	0.06	0.06	0.03	0.03	0.02	0.03	0.02	0.02
	C4	0.10	0.09	0.02	0.02	0.04	0.04	0.04	0.02	0.02	0.02	0.02	0.02
	C5	0.04	0.05	0.02	0.02	0.06	0.08	0.03	0.03	0.02	0.03	0.02	0.02

C1 : Fixed type deposit, C2~C5 : Vibration type deposits (Shell button, Vinyl button, Teflon tape and Vinyl button).

Table 6 Nomenclature for analysis of variance.

A	A1 : Fe ⁺⁺ =none A2 : Fe ⁺⁺ =1ppm × 1hr/day
B	B1 : Albrac B2 : SK 16 B3 : CNTF 1 B4 : CNTF 3
C	C1 : Wood—Fixed type deposit C2 : Shell button C3 : Vinyl button C4 Teflon tape C5 Vinyl button Vibration type deposits

ϕ : Degree of freedom
S : Sum of square
V : Mean of square
 F_o : Variance ratio
* : Confidence limit=95%
** : Confidence limit=99%
× : Interaction

Table 7 Result of analysis of variance on the depth of corrosion caused by different deposits.

(1) 1st test

Factor	S	ϕ	V=S/ ϕ	$F_o=V/V_o$
A	0.0592	1	0.0592	7.08*
B	0.1048	3	0.0349	4.18*
C	0.8889	4	0.2222	26.58**
A × B	0.0848	3	0.0283	3.39
A × C	0.1079	4	0.0270	3.23
B × C	0.3365	12	0.0280	3.35*
e	0.1003	12	0.0084	

(2) 2nd test

Factor	S	ϕ	V	F_o
A	0.0664	1	0.0664	6.34*
B	0.1219	3	0.0406	3.87*
C	0.1730	4	0.0433	4.13*
A × B	0.1096	3	0.0365	3.48
A × C	0.1177	4	0.0294	2.80
B × C	0.2067	12	0.0172	1.64
e	0.1258	12	0.0104	

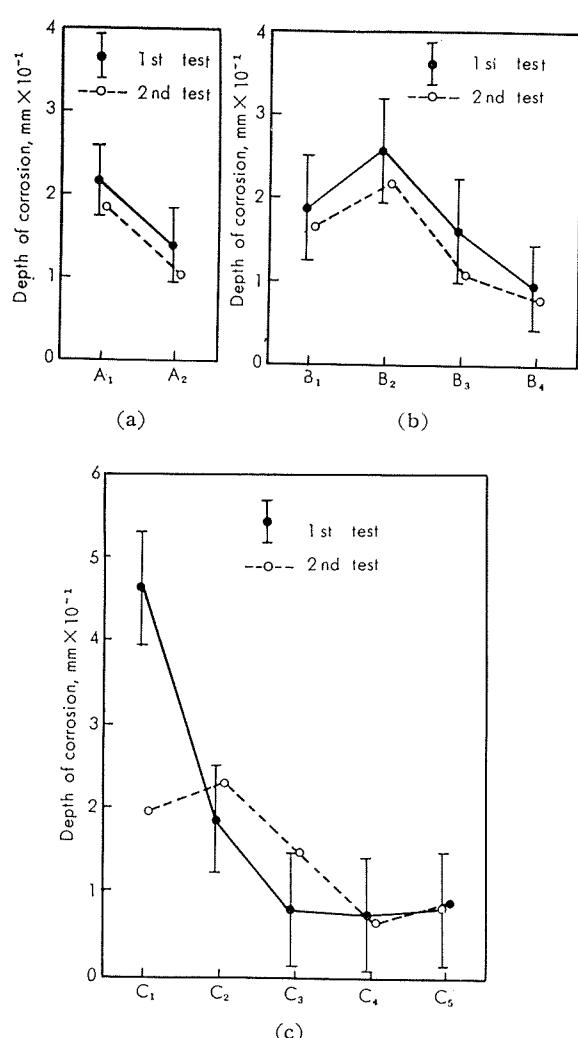


Fig. 8 Graphic representation of analysis of variance on the test data showing the effect of different deposit to the corrosion of condenser tubes.

に示したように、いずれの場合も硫酸第1鉄を注入した場合の方が注入しなかった場合よりも腐食深さは小さかった。すなわち、デポジットによる腐食に対し硫酸第1鉄の注入は抑制効果を有している。

(2) 管材質と各種のデポジットによる腐食深さとの関係は Fig. 8-(b) に示したごとく、第1回と第2回試験とはよく類似した傾向を示し、SK 16管、BsTF 2管、CNTF 1管およびCNTF 3管の順に前者程腐食深さが大きかった。

(3) 管の腐食深さにおよぼすデポジットの種類の影響は、Fig. 8-(c) に示したごとく、第1回目の試験、すなわち新管にデポジットを取り付けた場合は固定型デポジット(C1)による影響が最も大きく、ついで振動型貝ボタン(C2)による影響が大きく、振動型プラスチックボタン(C3)、(C5)およびテフロンテープ(C4)による影響はほぼ同じ程度で最も小さかった。

第2回目の試験、すなわち皮膜が生成した管にデポジットを取り付けた場合は振動型貝ボタンによる影響が最

も大きく、固定型デポジットは、第1回目の試験に比してその影響がかなり小さく、第2回目の試験では貝ボタンよりその影響が小さかった。ついで、振動型プラスチックボタンであり、振動型テフロンテープおよびプラスチックボタンによる影響は第1回目試験と同様に最も小さかった。

5・3 管内面付着物量と熱貫流率測定

各試験管につき、管内面付着物量と総括熱貫流率を測定し、その結果を Table 4 中央欄に示した。

後期試験開始時に取り付けた管の内面付着物量は、Aセットの管が 3.0~5.9mg/cm² であり、Cセットの管が 1.4~2.5mg/cm² で前者に比してかなり少なかった。また、それらの各管について総括熱貫流率を測定し、新管に対する低下率を求めた結果、Aセットの管の低下率は 10.0~19.2 %、Cセットのそれは 2.8~16.0 % であり、硫酸第1鉄を注入することにより、管内面に多くの皮膜を付着せしめると同時に、管の伝達性能を低下せしめることが明らかとなつた。

前期試験中に取付けた管の内面付着物は、AセットのCNTF 1管が 10.1mg/cm² でとくに多かったが、熱貫流率の低下率は 15.0 % でとくに大きいものではなかった。

5・4 内面付着物の分析

各試験管の内面付着物の分析結果を Table 4 右欄に示した。銅合金管の付着物は LOI (有機質泥土)、Cu および Fe を主体とするものであり、Aセットの管の付着物にはとくに Fe が多かった。また、Bセットおよび Cセットの付着物は取付け時期が同じ Aセットの管に比して、管の主要成分である Cu を多く含有しており、とくに CNTF 3管ならびに CNTF 1管の付着物には Cu がより多く、このことは管の腐食生成物が多く付着していたことを示すものと考えられる。

Ti 管の付着物には LOI、Fe、Si ならびに Mn を多く含んでおり、Cu は少なかった。

また、各管の付着物からは SO₄²⁻ 以外の S が 0.1~0.5 % 検出され、前期試験よりも幾分多かったが、これらの S がどのようなことを示すかわかりかねた。

5・5 管の機械的性能

抜き取った各管につき、機械的性能を確認するために引張試験をおこなった結果、いずれの管も使用前の管とほぼ同じ機械的性能を示し、とくに腐食による劣化はみとめられなかつた。

5・6 水質調査

本試験中は、1ヶ月に約1回の頻度でモデルコンデンサー近辺の海水について水質分析をおこなつた。海水を採取した位置は Fig. 1 に示したようであり、モデルコンデンサーに用いた海水の取水位置(X点)および丹生湾の沖合い(Z点)の2箇所で、水面下 0.5m ならびに 1.5~2.5m の位置から採取した。

分析結果は Table 8 のようであつて、海水は全試験期

Table 8 Result of analysis of water around Model Condenser from October 1965 to October 1967.

Item	Sampling point Depth	Date Oct. '65~Aug. '66		Apr. '67~Oct. '67	
		Position X		Position X	Position Z
		0.5m	1.5~2.5m	0.5m	0.5m
Water temp., °C		8.2~26.7	8.3~16.7	—	—
Turbidity		0.4~2.0	1.2~2.9	2~3	2~8
Mixing ration, %		89~90	89~92	84.8~99	87~100
pH		7.8~8.8	8.0~8.3	8.0~8.3	7.9~8.3
Relative conductivity, $\mu\Omega/cm$		44,250~51,290	46,800~51,950	46,220~50,750	44,590~51,010
Vapourization remnants, ppm		31,370~38,570	35,520~39,070	33,540~38,700	34,920~38,640
Ignition remnants, ppm		26,960~32,310	30,070~32,560	27,410~32,010	28,130~32,460
Ignition loss, ppm		4,410~6,890	5,050~7,870	6,100~6,880	6,100~6,790
M alkalinity, ppm		105~167	108~169	103~118	108~149
Total hardness, ppm		5,140~6,240	5,730~6,340	5,320~6,240	5,550~6,230
Oxygen demand, ppm		1.0~3.4	1.2~3.4	3.2~5.4	3.6~4.4
Dissolved oxygen, ppm		7.25~9.20	7.50~9.27	—	—
Chlorine ion, ppm		16,210~18,960	16,950~19,120	16,000~18,840	16,540~18,950
Ammonium ion, ppm		Tr~0.07	Tr~0.19	0.2	1.5
Chlorine demand, ppm		0.7~1.1	0.7~1.3	—	—
Ferric ion, ppm		Tr~0.04	Tr~0.04	0.02~0.08	0.04~0.05
Sulfuric ion, ppm		2,316~2,684	2,418~2,753	2,252~2,660	2,477~2,680
Calcium ion, ppm		334~392	348~396	343~391	367~395
Magnesium ion, ppm		1,046~1,264	1,181~1,300	1,084~1,277	1,202~1,275
Silica, ppm		0.7~3	0.5~4.6	1.5~3	0.7~4
Manganese ion, ppm		Tr	Tr.	—	—
Nitrous, ppm		—	—	Tr~0.01	Tr~0.01

間を通じて清浄であった。

5・7 水槽における海洋生物

モデルコンデンサーの水槽内に繁殖した海洋生物の状況について観察したところ、初春から初夏にかけてムラサキイガが多量に繁殖し、8月頃から繁殖は減少した。初秋から冬にかけては藻類が繁殖した。

6. 考 察

本試験に供した試験管のうち、BsTF 2 ならびに SK 16 両管は、硫酸第1鉄を注入することによって全面的な耐食性が著しく向上することが明らかとなったが、これに比して、CNTF 1 管および CNTF 3 管においてはその効果が判然としなかった。

CNTF 1 管ならびに CNTF 3 管において、合金に添加された約 1% 前後の Fe が海水耐食性を著しく高めているものであることはよく知られているが^{3), 4)}、合金に添加された Fe が耐食性の向上に作用する機構については今日なお十分に明らかではない。しかし、海水中の Fe イオンの有無による耐食性の変動がアルミニウム黄銅管におけるよりもキュプロニッケル合金管において少ないことは、キュプロニッケル管においては合金成分から Fe が供給されるためであるとも考えることが出来る。

硫酸第1鉄を注入した各試験管内壁には Fe を主体とす

る赤褐色皮膜が厚く付着している特徴があり、良好な使用実績を有するアルミニウム黄銅管の内面付着物状況と同一状況にあった⁵⁾。また、本試験開始当初海水の導水管に鋼管を用いていた時、硫酸第1鉄を注入しなかったにもかかわらず各試験管の内面には赤褐色皮膜が厚く付着し、BsTF 2 管ならびに SK 16 管はきわめて健全な状態にあった。このことは導水鋼管のごとき構造物から溶出する Fe によっても耐食上有効な保護皮膜が形成されることを示すものである。本試験において導水鋼管から溶出したとみられる Fe 量について計算によって求めてみると、つぎのようであった。すなわち、導水鋼管内の海水流速 1.8m/sec における鋼管の腐食率は 0.01 IPY⁶⁾ とみなされるので、鋼管から海水中へ溶出する Fe 濃度は、約 0.4 ppm であったものと考えられる。本値は導水鋼管を流通した海水の実測 Fe イオン濃度(0.19~0.65 ppm)とよく一致するものであった。このように鋼管から溶出した濃度 0.4 ppm の Fe イオンによっても、アルミニウム黄銅管の耐食性は著しく向上することがわかったがわかった。

硫酸第1鉄を注入しなかったアルミニウム黄銅管には赤褐色皮膜の付着が極めて少なく、管壁には肌荒れあるいは孔食状腐食が生じており、硫酸第1鉄を注入した場合に比して耐食性は著しく劣ることがわかった。このことは、アルミニウム黄銅管の耐食性が管壁に生ずる皮膜の性状如何

によって大きく支配されることを示すものであり、たとえ清浄海水であっても管壁に好ましい皮膜が生じていない場合には耐食性が十分でないといえる。そして、今ここで云う好ましい皮膜とは合金が清浄な海水と接したときに必然的に生ずるものではなく、海水が微量の Fe イオンを含むときに生ずるものである。本試験結果からみて、この Fe イオンは鋼管のごとき鉄製構造物から溶出するような Fe イオンでもよく、また硫酸第 1 鉄として注入されるものでもよいことがわかった。しかし、それ以上の詳しいこと、たとえば有効に作用する Fe イオンの状態やその濃度などについては現在のところよくわかっていない。また、硫酸第 1 鉄の注入はアルミニウム黄銅管のみならず、キュプロニッケル管に対しても、管内に異物が充塞することによって生ずる局部的な腐食の抑制に、著しい効果を示すことが明らかとなった。

管内へ異物が充塞した場合、局所的に乱流が生じたり、あるいは充塞物が振動したりすることによって管壁の保護皮膜が局部的に剥離され、管素地は海水にさらされるために局所的腐食が生ずるものとみなされる。硫酸第 1 鉄を注入することはこのような皮膜の離脱部に対し、積極的に保護皮膜を再形成する作用を与えるものと考えられる。これに対して、硫酸第 1 鉄無注入の場合は皮膜の再生が容易でないために腐食がより促進されるものとみなされる。この裏付として、デポジット取付け個所または接触部の管壁には皮膜が付着せずに管素地をあらわしていて、腐食がはげしいもの程皮膜の離脱が顕著であること、ならびに振動型デポジットによる腐食においても、Photo. 9 のごとく機械的な摩耗現象がみられないことをあげることができる。

硫酸第 1 鉄の注入と熱貫流率の低下とについて求めてみ

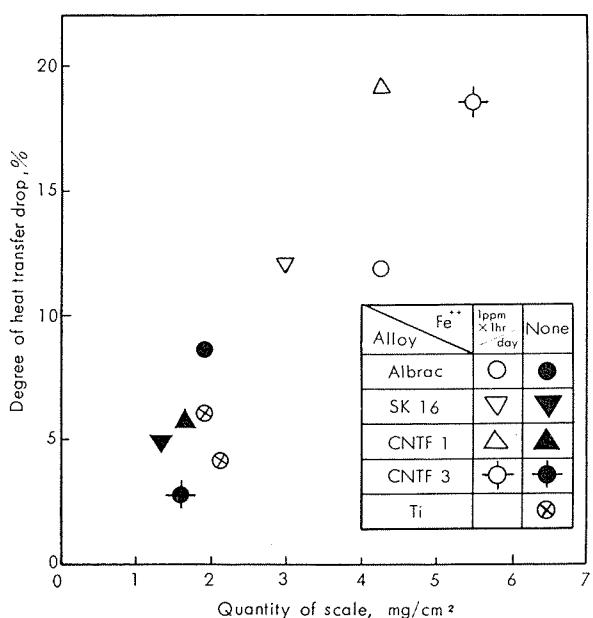


Fig. 9 Effect of scales to the drops of overall heat transfer coefficient of the tubes tested from December 16, 1966 to Augast 8, 1967.

ると Fig. 9 のごとくであり、硫酸第 1 鉄を注入することによって管壁への皮膜付着量が多くなると同時に、熱貫流率は低下することがわかった。したがって、硫酸第 1 鉄を実機に用いる場合は、熱貫流率が低下する弊害のあることを考慮に入れておくことが必要である。

7. 結 び

昭和40年8月から昭和42年10月にわたって、関西電力株式会社美浜原子力発電所の建設地にてモデルコンデンサーを用いて、原子力発電プラントの復水器管を対象にしておこなった実施腐食試験の結果を要約するとつぎのようである。

- 供試管の耐食性を評価すれば次のようである。
 - Ti 管の耐食性はデポジットの有無にかかわらず完璧とみなされた。
 - 銅合金管の耐食性はデポジットの存在しない場合、BsTF 2, SK 16 が最もよく、CNTF 3 がこれにつき、CNTF 1 が劣っていた。しかし、BsTF 2, SK 16 は CNTF 3 および CNTF 1 に比してデポジット部における腐食を受けやすい性質が大であった。
- 管内つまり異物が管の腐食におよぼしている影響はつぎのようである。
 - 固定型デポジットと振動型デポジットのいずれもが銅合金管に明瞭な局部腐食を発生させた。
 - 新管に対しては固定デポジットによる局部腐食の発生が最も大であった。しかし、旧管においては固定型および振動型両デポジットによる局部腐食の発生に大差がみられなかった。
 - デポジットによる局部腐食の発生は、硫酸第 1 鉄の注入により大巾に抑制された。
- 硫酸第 1 鉄の注入効果はつぎのようである。
 - BsTF 2 および SK 16 については、硫酸第 1 鉄注入による効果が全面的な腐食およびデポジットによる腐食についてともに明らかにみとめられたが、CNTF 1 および CNTF 3 ではその効果が前者について明らかでなかった。しかし、CNTF 1 および CNTF 3 についてもデポジット部における局部腐食の発生に対して、硫酸第 1 鉄の注入は防食効果を有しているものとみなされた。
 - 硫酸第 1 鉄の注入は、管内面に Fe を多く含む付着物の生成を促進し、熱貫流率を 7.7~19.2% 低下させる傾向がみられた。
 - 全試験期間を通じ、ほぼ 1 ヶ月間隔でモデルコンデンサー近辺の海水の分析を実施したところ、本海水は清浄であることがわかった。
 - 全試験期間を通じて水槽内の海洋生物の繁殖状況を観察した結果、初春から初夏にかけてムラサキイガイが著しく繁殖することがわかった。

謝 辞

本稿を終えるに際し、本試験の実施に際して絶大な御支援と御指導および御鞭撻を賜わった関西電力株式会社原子力部、ならびに美浜原子力発電所建設事務所の方々に対し、厚く感謝致します。

文 献

- 1) 大津、佐藤：住友軽金属技報、1 (1960), 260

- 2) 火力発電技術協会編：火力発電必携
3) A. W. Tracy and R. L. Hungerford : Proc. ASTM, 45
(1945), 591
4) J. R. Freeman and A. W. Tracy : Corrosion, 5 (1949),
Aug. 245
5) P. T. Gilbert : Chemistry and Industry, (1959), July 11
6) H. H. Uhlig : Corrosion Handbook, John Wiley & Sons
Inc., New York, (1958), 391

P

201

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPOPTS Vol.11 No.2 April 1970

論文

5083合金板突合せ溶接継手の残留応力

アルミニウム合金溶接継手の残留応力の研究（第1報）

竹内勝治
田中英司
平田勝彦

住友軽金属工業株式会社

5083合金板突合せ溶接継手の残留応力*

—アルミニウム合金溶接継手の残留応力の研究(第1報)—

竹内 勝治** 田中 英司*** 平田 勝彦***

Residual Stress in Butt Welded 5083 Aluminum Alloy

—Studies on Residual Stresses in Welded Joints
of Aluminum Alloys (1st Report)—

by Katsuzi Takeuchi, Eiji Tanaka and Katsuhiko Hirata

The purpose of this study was to obtain the basic data on distributions of residual stresses in various types of aluminum welded joints. In this paper, the effects of dimensions and heat input during welding operations on residual stress distributions of 5083-O butt joints are discussed.

The residual stresses were calculated from the strains that occurred when the welded joint was cut into sections to release the stresses. The strains were measured by using resistance strain gages.

In conclusion, the following results were obtained:

- (1) As general properties of residual stresses in welding, high tensile residual stresses having the magnitude nearly as large as the yield strength of the material appeared near the bead in the direction parallel to the weld line. However, the stresses normal to the weld line were smaller than those parallel to the line.
- (2) The maximum value of tensile residual stress was related to the length of the welded joint, but not so much dependent on its width.
- (3) Little effect of the heat input was given on residual stresses.

1. はじめに

溶接残留応力は溶接継手の疲れ強さ、座屈強さ、振動特性および耐食性などに影響をおよぼすことが知られており、鉄鋼材料に関しては従来から数多くの研究が行なわれている。それら¹⁾を総括すると、溶接残留応力はつぎに述べるような一般的な特性を持っている。

1) 周辺が自由な突合せ継手では、溶接線の近傍で溶接線方向に大きな引張残留応力をもち、溶接線に直角方向の応力は前者に比べて小さい。また残留応力の最大値は、溶接条件によってあまり変化しない。

2) 溶接線に直角方向の収縮を拘束された突合せ継手では、周辺が自由なときと異なり、溶接線に直角方向にも大きな引張残留応力が働く。この場合でも、溶接線方向の残留応力の最大値は、溶接の条件や拘束の程度によってあまり変化しないが、溶接線に直角方向の残留応力の最大値は、かなり影響を受ける。拘束の程度が一定の場合、溶接線に直角方向の収縮を小さくするような溶接条件を採用すると、直角方向の残留応力を小さくすることができる。

3) すみ肉溶接継手の残留応力は、突合せ継手の残留応力に比べて小さい。

4) 溶接線方向の残留応力の最大値は、軟鋼板では引張降伏点の値と同程度となる。

5) 溶接線の継ぎ目付近の残留応力の分布は、かなり複雑となる。

いっぽう、アルミニウム合金溶接継手について残留応力を検討した実験は、きわめて少ない。そこでわれわれは、アルミニウム合金溶接構造物が飛躍的な伸びを示している現状を考え、設計上に必要な基礎的資料をえる目的で実験を行なった。本報では、アルミニウム合金 5083-O 材の突合せ溶接継手について、その寸法および溶接時の熱入力などが残留応力分布におよぼす影響を調べた。

2. 供試材および実験方法

2・1 供試材

供試材は、厚さ $t=8$ および 10mm の 5083-O 板であり、その機械的性質を Table 1 に示す。この供試材を切断し、溶接継手を作成したとき溶接線が中央に位置して、その長さ L (溶接線方向) が $100\sim500\text{mm}$ 、幅 W (溶接線に直角方向) が $300\sim700\text{mm}$ となるようにした。

2・2 溶接方法

* 軽金属, 20 (1970), 7 に発表

** 研究部 工学博士

*** 研究部

溶接に際しては、Photo. 1 に示す治具を用いて供試材を拘束し、溶接終了点をあらかじめ仮付けしたのち、他端から連続的に溶接を行なった。溶接は MIG で行ない、その条件を Table 2 に示す。Table 3 には、熱入力を変えたときの溶接条件を掲げた。

2・3 残留応力測定法

残留応力の測定法としては、古くから種々の方法が考案されている²⁾が、いずれも一長一短があつて決定的な方法がない。本報では、抵抗線ひずみゲージ（新興通信工業製）を溶接継手表面の所定の位置に張付け、溶接継手を分割することによって応力を解放し、そのときのひずみを静ひずみ計（新興通信工業製 PS7/LT型）を用いて測定し、残留応力をつぎの(1)および(2)式から算出する方法を採用した。

ここで σ_x : 溶接線に直角方向の残留応力 (kg/mm²)

σ_y : 溶接線に平行方向の残留応力 (kg/mm²)

ε_x : ひずみゲージにて測定した溶接線直角方向のひずみ

ε_y : ひずみゲージにて測定した溶接線平行方向のひずみ

E : 供試材の弾性率 (kg/mm²)

ν : 個試材の率アン比 ($\equiv 0.33$)

なお、 σ_x と σ_y の符号のうちで正は引張残留応力、負は圧縮残留応力を示す。また、当実験では、残留応力の測定位置を余盛近傍および板長さ中心線上の各点に限定しており、したがってその位置では、主応力の方向が溶接線に平行および直角であるとみなして差しつかえない。そこでひずみゲージとしては、Fig. 1 に示す 2 軸 90°型 (SC102型) を用い、ひずみの測定方向が、溶接線に平行および直角となるようにした。

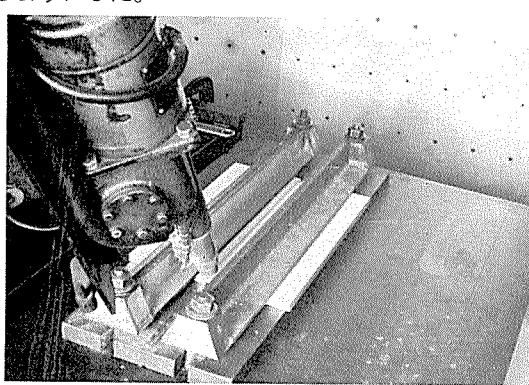


Photo. 1 Welding process.

Table 1 Mechanical properties of parent materials.

Material	Yield strength 0.2% offset (kg/mm ²)	Tensile strength (kg/mm ²)	Elongation (%)	Young's modulus (kg/mm ²)
5083-O (10mm)	15.8 15.3	31.4 31.5	24 23	7230 7430
5083-O (8mm)	19.0 19.1	30.5 31.7	22 23	7570 7340

Table 2 MIG welding conditions.

Material	Edge preparation	Pass No.	Filler alloy	Dia. of filler (mm)	Voltage (V)	Current (A)	Welding speed (mm/min.)
8mm plate	X type	2	5356	1.6	22-26	300-340	700
10mm plate	I type	2	5356	1.6	23-25	290-310	600

Table 3 MIG welding conditions.

Material	Edge preparation	Pass No.	Filler alloy	Dia. of filler (mm)	Voltage (V)	Current (A)	Welding speed (mm/min)	Heat input (joule/mm)
10mm plate	I type	2	5356	2.4	21	250	550	570
					22	300		720
					22	330		912
					23	440		1104

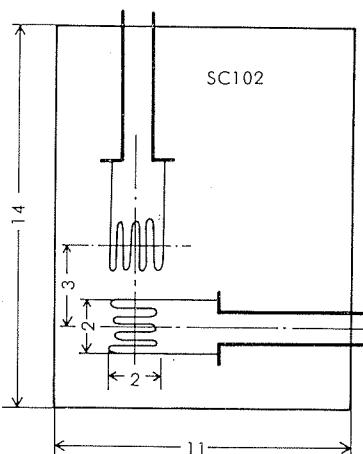


Fig. 1 Detail drawing of resistance strain gage.

3. 実験結果とその考察

3・1 分割の影響

残留応力を測定するための溶接継手の分割には、帯のこ盤を用いたが、このとき切断線の近傍が局部的に変形を受け、これが測定値の誤差になりうる考え方があるので、ここでは切断が板を局部的に変形させる程度を調べた。

試験片としては、寸法が $100 \times 100\text{mm}$ 、厚さ 10mm の母材を用い、その中央にひずみゲージを張付けてゲージの近傍を切断し、そのときのゲージの読みの変化を測定した。

Fig. 2 にゲージ張付け位置、切断位置およびその順序を示す。

Fig. 3 は実験結果であり、横軸は切断順序、たて軸は切断後のひずみゲージの読みを示す。切断③、すなわちゲージの中心から 4mm はなれたところの切断のとき、切断線近傍の変形がゲージの読みに多少影響を与えている。

これを応力に換算すると $0.4\text{kg}/\text{mm}^2$ 程度の値であり、切断線がゲージ中心から 10mm 以上離れていると、切断線近傍の変形がゲージの読みに及ぼす影響は、ほとんど無視できることがわかる。なお、本実験では残留応力を持つ溶接継手を分割して応力を解放するが、そのとき高い引張強

留応力の存在しているところを切断し、急激に応力を解放すると、切断線の近傍に大きな塑性ひずみが生じることが予備実験でわかったので、以下の実験では急激な応力の解放を避けた。

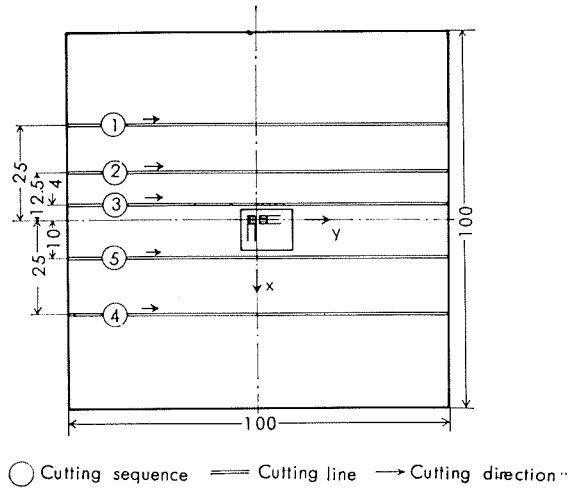


Fig. 2 Detail drawing of resistance strain gage location and cutting.
(parent metal : 10mm thickness)

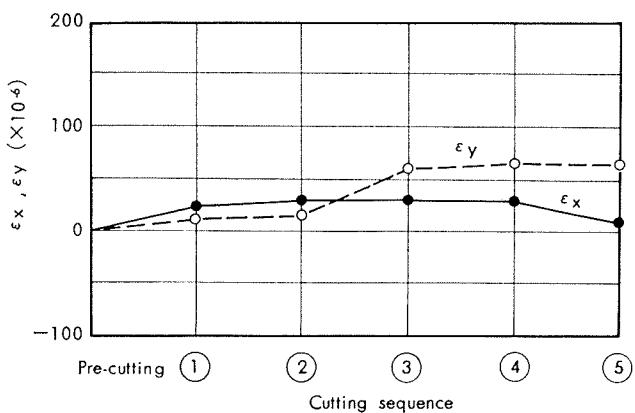


Fig. 3 Strain after cutting process.

3・2 残留応力の分布

試験片としては、板厚8mm, L=500mm, W=500mm の突合せ溶接継手を用いた。残留応力の解放に当たっての溶接継手切断順序を Fig. 4 に示す。

残留応力測定結果を Fig. 5 に示す。Fig. 5a は、余盛から4mm 離れたところの溶接線に沿った残留応力分布、Fig. 5b は、板長さ中心線上の残留応力分布であり、それらの残留応力を溶接線に平行方向の σ_y と、直角方向の σ_x に分けて図示している。この結果からつぎのことことが明らかになった。

(1) 溶接線の近傍で、溶接線に平行方向に大きな引張残留応力がある。溶接線に直角方向の残留応力は、これに比べて小さい。

(2) 溶接線の近傍に存在する溶接線方向の残留応力 σ_y の最大値は、母材の耐力に近い値をもつ。

この結果は、鉄鋼材料の突合せ溶接における周辺自由な場合の結果と、きわめてよく一致していることがわかる。

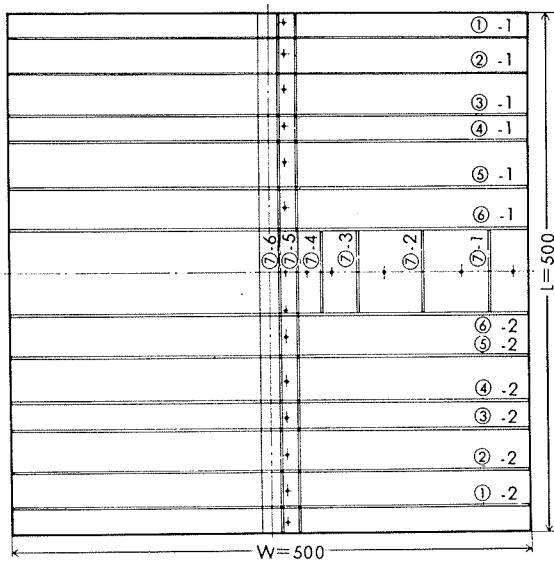


Fig. 4 Detail drawing of strain gage locations and cutting. (8mm thickness)

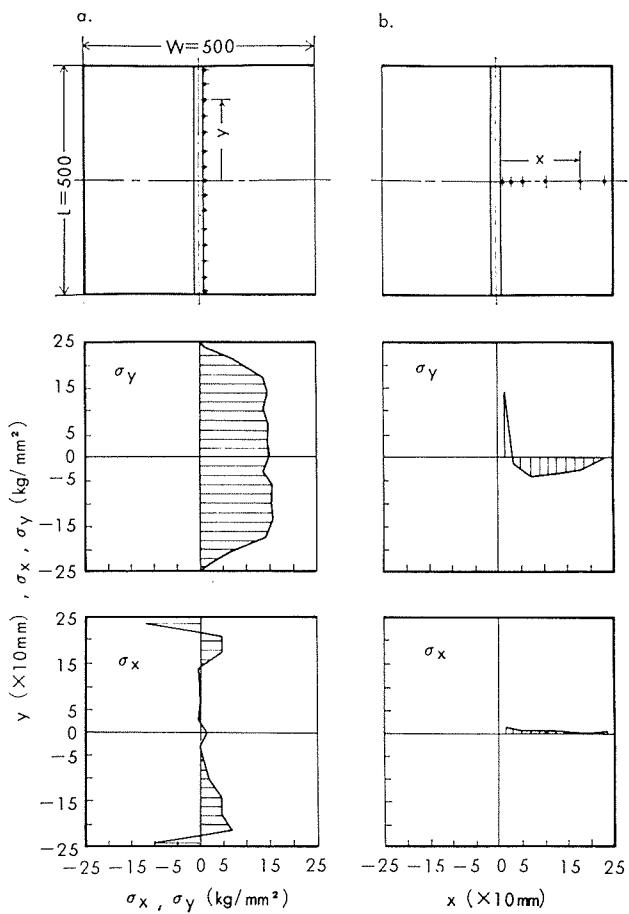


Fig. 5 Residual stress distributions in aluminum alloy butt joint. (8mm thickness)

3・3 切断とともに応力解放過程

前項の実験において切断を板端から進めたが、その際の残留応力解放過程をFig. 6に示す。Fig. 6aは、切断を行なわない初期残留応力であり、Fig. 5の結果である。Fig. 6b～6dは両板端から l の位置を切断して、板長さが $L-2l$ となったときの残留応力分布を示す。Fig. 7は、測定した残留応力分布のうちで、代表的な板長さ中心線上の分布に注目し、その時の $\sigma_{x\max}$, $\sigma_{y\max}$ および $\sigma_{y\min}$ を $L-2l$ との関係において図示したものである。またFig. 7には、溶接条件、板厚ならびに板幅を同じくし、板長さ L が300mmおよび100mmと短い場合の結果をあわせて示している。

L が500mmと長い場合でも板端を少し切断するだけで、

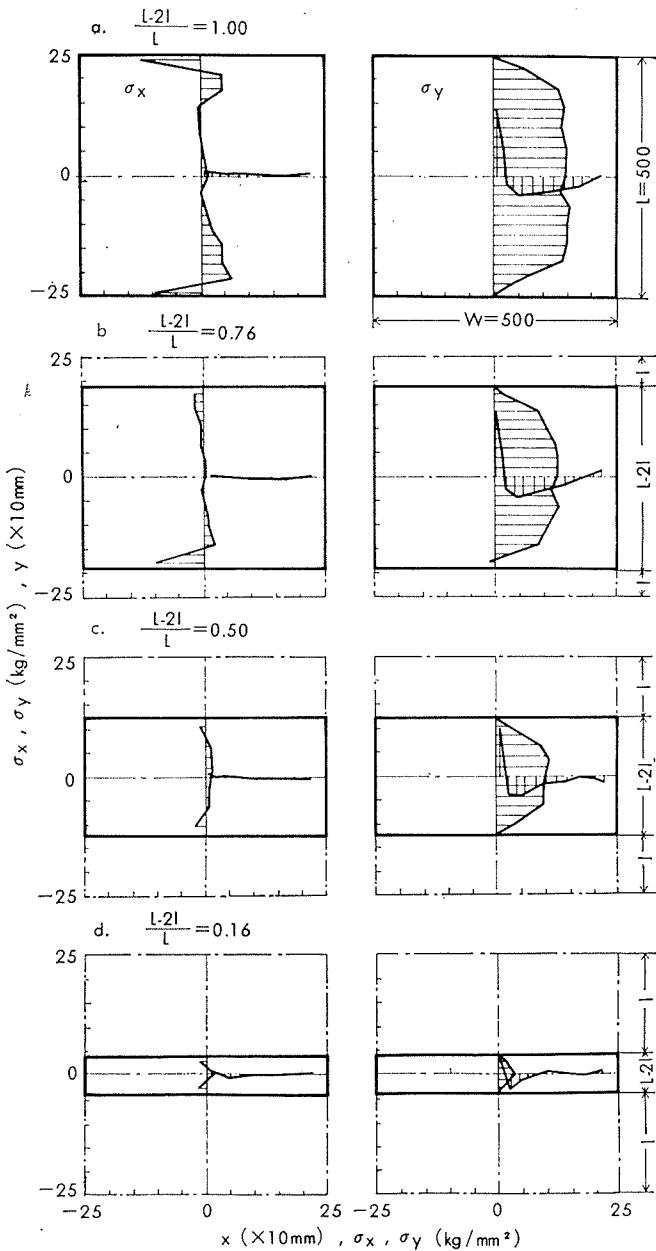


Fig. 6 Effects of length ($L-2l$) on residual stress distributions. (8mm thickness)

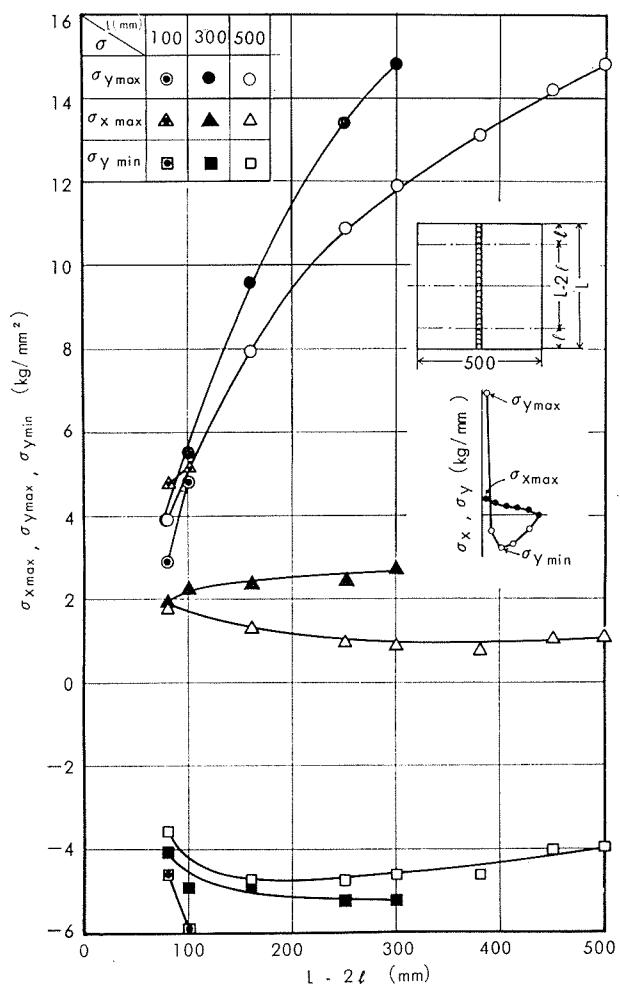


Fig. 7 Effects of length ($L-2l$) on maximum and minimum stress. (8mm thickness)

板長さ中心線上の残留応力分布に影響があることがわかる。また、 $L=100\text{mm}$ のように短い突合せ継手の場合には、初期の残留応力も小さく、 $L=500\text{mm}$ の溶接継手の板長さ中心線付近から、 100mm 長さの板を切りだした場合の残留応力と同程度である。

3・4 溶接継手の寸法の影響

ここでは厚さ10mmの板の突合せ継手について、板長さ L および板幅 W を変化させた場合の板長さ中心線上の残留応力を測定した。Fig. 8は、 L を一定にして W を変えた場合の結果であり、Fig. 9は、 W を一定にして L を変えた場合の結果である。

Fig. 8から、 W を変化させても余盛の近傍の残留応力の分布形状は、ほとんど変化しないことがわかる。

つぎに、Fig. 9を検討すると、 L が変わると残留応力の分布形状やその最大値が変わることがわかる。すなわち L が小さくなると、余盛の近傍の引張残留応力が小さくなる傾向を持ち、また圧縮応力が最大となる位置も余盛に近づく。

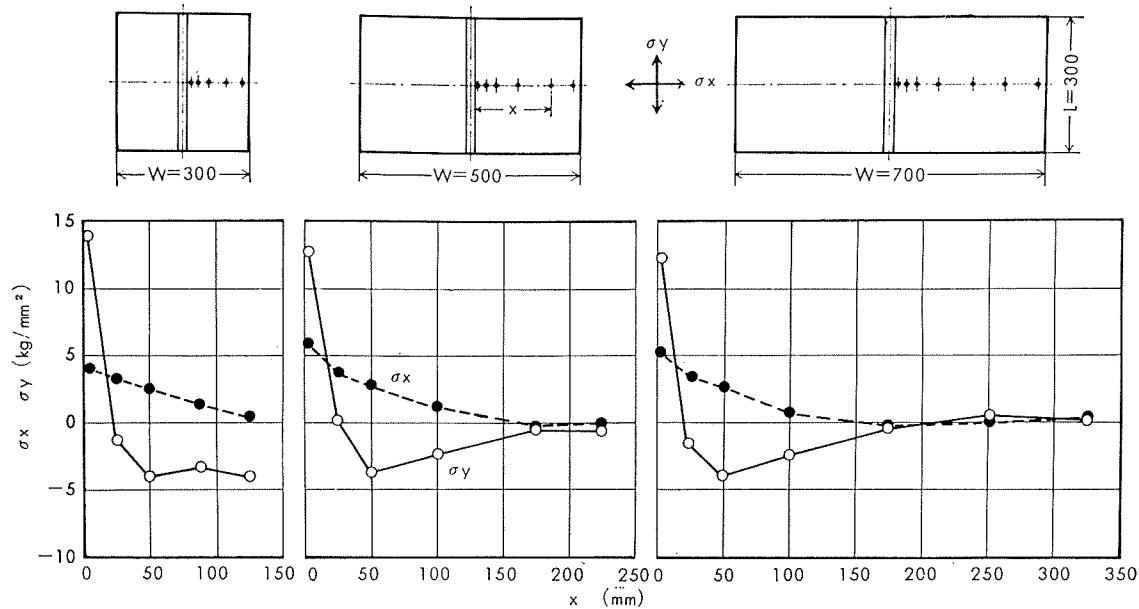


Fig. 8 Effects of width of welded joint on residual stress distribution. (10mm thickness)

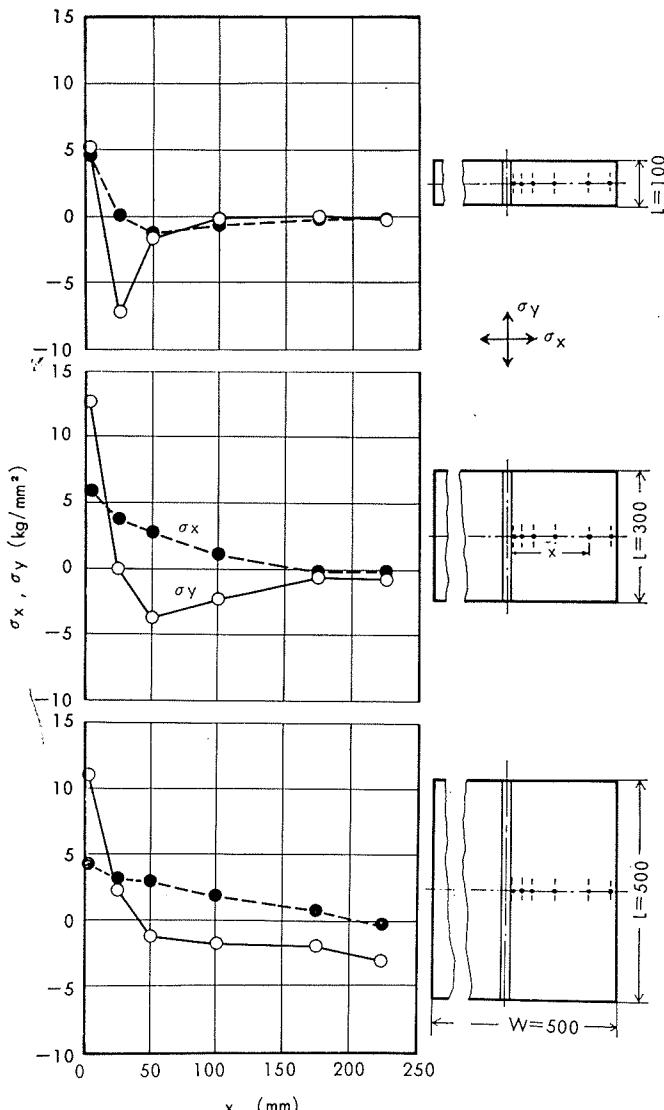


Fig. 9 Effects of weld length on residual stress distributions. (10mm thickness)

3・5 溶接熱入力の影響

溶接時の熱入力を変えた場合の残留応力分布の形状変化をFig. 10に示す。なお、溶接条件はTable 3に示し、熱入力はつぎの式を用いて算出した。

ここで Q : 溶接熱入力 (joule/mm)

U : アーク電圧 (V)

I : 溶接電流 (A)

v : 溶接速度 (mm/s)

Fig. 10 は、上から順次熱入力を 570, 720, 912 および 1104 joule/mm と大きくした場合であるが、熱入力を変化させても残留応力の形状には大きな変化が認められない。

Fig. 11 は、板長さ中心線上の残留応力の最大および最小値が、熱入力の変化によってどの程度影響を受けるかを示したものである。 $\sigma_{y\max}$, $\sigma_{y\min}$ および $\sigma_{z\max}$ は、ともに熱入力の変化に対して直線的な関係をもつことがわかる。

なお、Photo. 2 に溶接継手の断面肉眼組織を示すが、溶着金属の溶込み状態から判断すると、溶接熱入力が 1104 joule/mm の場合が最適の溶接条件であり、溶接入力を減少させるとかなりの程度の溶込み不足が生じている。これらから、溶接熱入力が小さく溶込み不足が生じている不完全な継手でも、溶込みが完全な継手と同程度の大きな残留応力をもつことが明らかとなった。

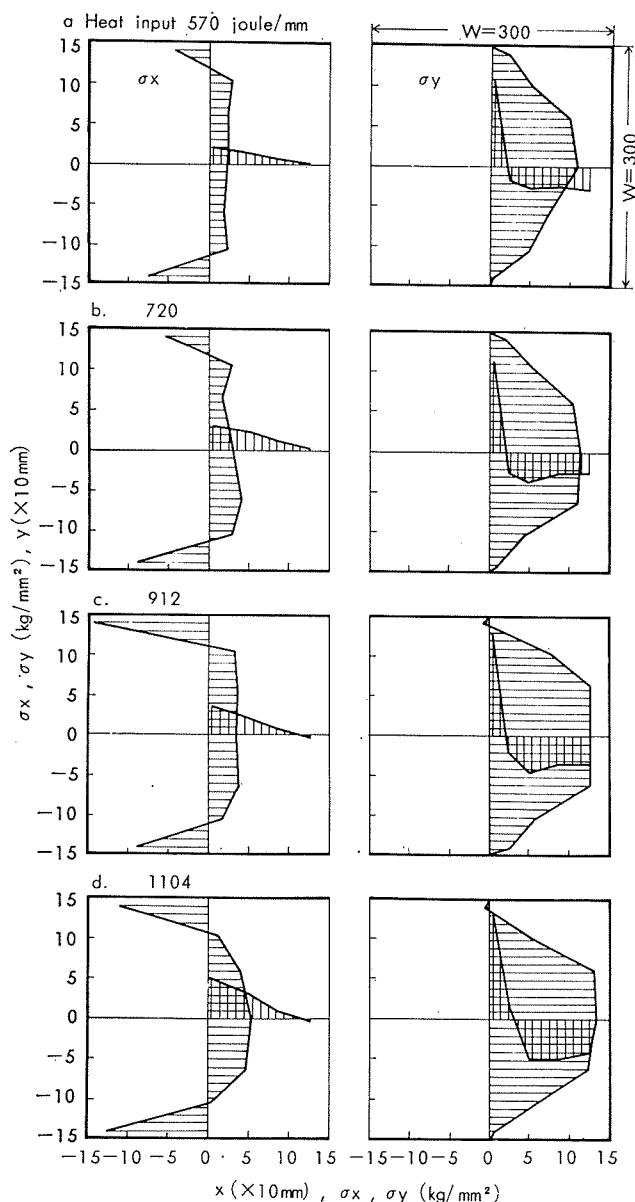


Fig. 10 Effects of heat input on residual stress distributions. (10mm thickness)

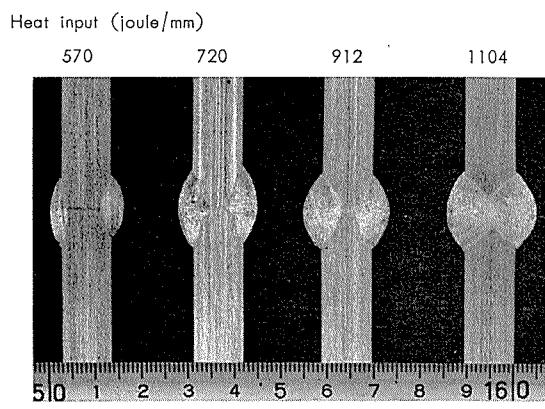


Photo. 2 Macro-structure of welded joints.

4. ま と め

5083-O 材の突合せ溶接継手の残留応力を測定した結果、つぎの諸点が明らかとなった。

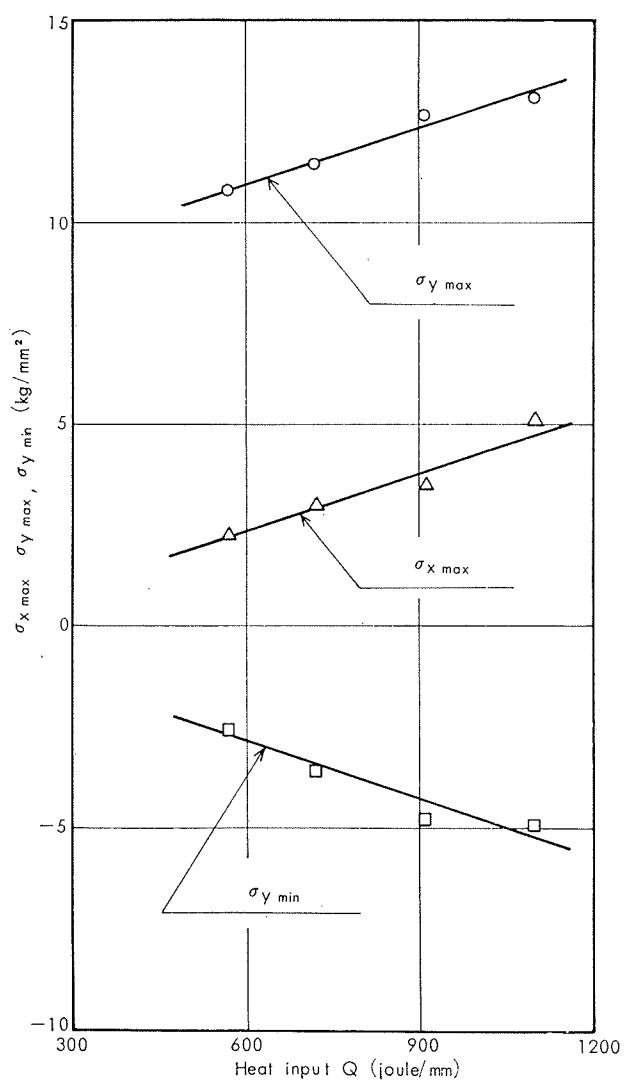


Fig. 11 Effects of heat input on maximum and minimum stresses. (10mm thickness)

1) 溶接残留応力の一般的な特性として、溶接線の近傍で溶接線に平行方向に、耐力程度の大きさの引張残留応力があり、溶接線に直角方向の残留応力は、それに比べて小さい。

2) 残留応力の最大値は板の長さに関係し、板幅にはそれほど関係しない。

3) 熱入力の残留応力におよぼす影響は、比較的少ない。

なお、溶接継手の残留応力を分割法で測定する場合には、急激な応力解放を避けることが特に必要である。

文 献

- 1) たとえば、W. Spraragen, G.E. Claussen : Weld. J., 16 (1937), 2 および 渡辺, 佐藤: 溶接力学とその応用, 朝倉書店 (1965), 269 など
- 2) 応力測定技術研究会編: 応力測定法, 朝倉書店 (1961)

P

202

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPOPTS Vol.11 No.2 April 1970

論 文

アルミニウム合金溶接部の共晶融解と微小割れに関する研究

福 井 利 安

住友軽金属工業株式会社

アルミニウム合金溶接部の共晶融解と 微小割れに関する研究*

福 井 利 安**

Study on Eutectic-Melting and Micro-Fissuring of Welds in Aluminum Alloys

by Toshiyasu Fukui

A study was made of the eutectic-melting and micro-fissuring in welds of Al-Mg, Al-Mg-Si, Al-Cu, Al-Zn-Mg-Cu and Al-Zn-Mg alloys.

Experiments were carried out on the effects of various factors on the formation of eutectic-melting and micro-fissuring. In this paper, there were discussed the mechanism of micro-fissuring of welds in metallurgical aspects.

The results obtained were summarized as follows.

1) Eutectic-melting and micro-fissuring were observed often in the multi-pass welds of aluminum alloys, subjected to the heat-input from the subsequent pass.

2) The formation of eutectic-melting and micro-fissuring was influenced by welding conditions, thickness of base metal, pass-numbers, inter-layer temperatures, restraint, forced cooling, compositions of base and filler metals and so on.

The more the heat-input to welds increased, the more the eutectic-melting and micro-fissuring of welds were observed.

3) Micro-fissuring due to eutectic-melting was generated under weld stress on the re-solidification of the partially melted zones, where the boundary segregation of eutectic-compositions with low melting temperature was observed. However, the peculiar characteristics of grain boundary itself were not negligible.

4) The formation of eutectic-melting and micro-fissuring reduced together with strength and ductility of welded-joints, and resulted in a typical brittle fracture.

5) Sequence of formation of micro-fissuring in aluminum alloys and its mechanism could be discussed in connection with normal weld-cracking.

1. 緒 言

溶接金属はかなり急冷された凝固組織であり、各種の溶質元素は溶接部で非平衡的凝固によるいちじるしい偏析を示している。アルミニウム合金においては、とくに Mg, Si, Cu, Zn などの共晶型凝固を示すものは結晶粒界や亜粒界における偏析がいちじるしく¹⁻²⁾、この部分はマトリックスに比較して低温で溶融する可能性がある。

このため過大な入熱条件で溶接されたときやあるいは多層溶接で高い層間温度で溶接されたような場合には溶接部は過度の熱入力を受けることになり、しばしば溶融部に隣接する部分の粒界で共晶融解を生じ、またときには微小割れを形成して溶接部のぜい化の原因となり、機械的性質をいちじるしく低下させることがある³⁻⁷⁾。

しかしながら、これらの共晶融解や微小割れは普通の溶

接割れや気孔あるいは融合不良などほかの溶接欠陥とは異なり、X線透過などの非破壊試験では検出しがたい。このため、これらの欠陥は従来よりあまり問題にされず放置されてきた感がある。

本報では構造材として多く用いられる代表的な Al-Mg 系、Al-Mg-Si 系、Al-Cu 系、Al-Zn-Mg-Cu 系および Al-Zn-Mg 系合金溶接部の共晶融解と微小割れについて現象的に種々調査した結果を報告し、その形成過程および機構についても二、三検討した。

2. 供試材および実験方法

2・1 供試材

供試材は Al-Mg 系の 5083 合金、Al-Mg-Si 系の 6061 合金、Al-Cu 系の 2014 合金、Al-Zn-Mg-Cu 系の 7075 合金および 3~6% Zn, 1~3% Mg の範囲の Al-Zn-Mg 合金 8 種の計 12 種類で、一部のものを除きいずれも工業的に製造された 4~15mm 板である。溶加材は 5356 合金、4043 合金

*溶接学会誌 38(1969), 572~581 に一部発表

**研究部

Table 1 Chemical composition of base and filler metals.

Materials	Chemical compositions (%)								Remarks	
	Cu	Fe	Si	Zn	Mg	Mn	Cr	Ti		
Base metals	Al-Mg	0.01	0.15	0.08	0.01	4.42	0.61	0.19	<0.01	5083
	Al-Mg-Si	0.25	0.20	0.60	0.03	0.98	0.02	0.26	0.04	6061
	Al-Cu	4.30	0.23	0.75	0.09	0.40	0.84	0.01	<0.01	2014
	Al-Zn-Mg-Cu	1.68	0.27	0.15	5.53	2.44	0.03	0.29	<0.01	7075
	Al-Zn-Mg	—	—	—	3~6	1~3	—	—	—	—
Filler metals	Al-Mg	<0.01	0.12	0.06	<0.01	5.01	0.10	0.09	0.09	5356
	Al-Si	<0.01	0.22	5.28	0.02	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	4043
	Al-Mg-Zn	<0.01	0.17	0.05	1.98	4.03	0.28	<0.01	0.01	—
	Al-Zn-Mg	<0.01	0.16	0.05	4.09	2.04	0.30	<0.01	0.01	—

Al-Mg-Zn 系合金および Al-Zn-Mg 系合金の計 4 種で、TIG 用心線は 4.0φ, MIG 用心線は 1.6mmφ で、いずれも工業的に製造されたものである。

これらの供試材の化学組成を Table 1 に示す。

また、溶接部における微小割れの形成過程およびその機構を検討するため、特に Al-Zn-Mg 合金を選び、高純度地金 (99.99% Al) および普通純度の地金 (99.7% Al) で溶解した Al-4.5% Zn-1.5% Mg 合金も用いた。

2.2 実験方法

I, X および Y 型の開先形状に仕上げた母材 (4~15mm 厚) を、それぞれ常温 ~300°C の層間温度で 2~7 層の多層溶接を行なった。溶接は主として MIG 溶接であるが比較のために一部 TIG 溶接も行ない、また多層溶接と比較するために 1 層溶接も行なった。

試験は主として溶接部のミクロ観察について行ない、共晶融解および微小割れの組織的な特徴を明らかにし、これらの形成におよぼす各種因子の影響、共晶融解および微小割れの機械的性質におよぼす影響ならびに熱処理によるこれらの変化について検討した。さらにこれらの形成と各種組成の偏析状況の関連を明確にするため、X 線マイクロアナライザー (EPMA) で溶質元素の分布状況を調査した。

なお、微小割れの過程とその機構を明らかにするため加熱による熱サイクル再現実験も行なった。

3. 微小割れの形成とその特徴

3.1 微小割れの一般的な特徴

ここでいう微小割れとは、アルミニウム合金の溶接部、とくに多層溶接部に認められるものであるが、多くの場合溶接部（溶接金属、融合域、熱影響部）の内部にのみ存在し、一般的な溶接割れと異なり、ビード表面には現われないものである。

この微小割れの最大の特徴は 1 層溶接部ではほとんど認められず、2 層以上の多層溶接部で認められる点である。

一例として、溶接金属、融合域および熱影響部に生じた典型的な微小割れを Photo. 1 に示す。ただし、熱影響部で生じることはまれで、主として溶接金属および融合域で生じる。これらの微小割れはいずれも主として粒界割れで

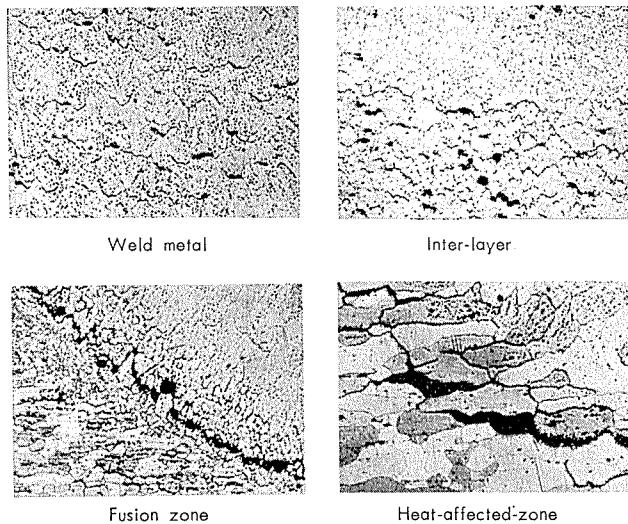


Photo. 1 Micro-fissuring observed in various positions of welds in Al-Zn-Mg alloys. ($\times 100 \times \frac{1}{2}$)

あり、比較的非連続的な形状を示し、一般的な溶接割れのように連続的に大きく開口していることはあまりない。

Photo. 2 は Al-Mg 系 (5083), Al-Mg-Si 系 (6061), Al-Cu 系 (2014), Al-Zn-Mg-Cu 系 (7075) および Al-Zn-Mg 系 (Zn : 4.5%, Mg : 1.5%) 合金の 6 mm 板を Al-5% Mg filler で MIG 1 層溶接したものであるが、Photo. 2 よりわかるように 1 層溶接 (single bead) では微小割れはまったく認められない。

しかし、続いて 2 層目のビードを置くと Photo. 3 に示すように初層側 (1st bead) でいちじるしい微小割れが生じている。この Photo. 3 は Photo. 2 と同じ位置であるが、2 層目のビードを置くことによって、当初健全であった初層の部分で微小割れが生じたことになる。

Photo. 4 は第 2 層部 (2nd bead) の組織であるが、いずれも共晶融解や微小割れは認められない。

すなわち、Photo. 2 ~ Photo. 4 より、共晶融解や微小割れは、後続のビードの熱影響を受けたときに先行するビード部で生じることが明らかである。

ただし Photo. 3 および Photo. 4 に示すものは、100~150°C の層間温度で 2 層溶接したものである。室温の層間温度で単に 2 層溶接した場合には、このような著しい微小割れの形成は認められない。

Al-Mg, Al-Mg-Si, Al-Cu, Al-Zn-Mg-Cu および Al-Zn-Mg 系合金では、Al-Cu および Al-Zn-Mg-Cu 系で微小割れが生じ易く、また、Photo. 3 よりも明らかなごとく、その割れも形状的に大きい。Al-Mg および Al-Mg-Si 系合金では微小割れは形成され難く、また、形成されたとしても、その割れは比較的小さい。Al-Zn-Mg 系

合金はこれらの中間程度であるが、後述するように、Zn および Mg の含有量によってはかなり形成され易い場合もある。

なお、Photo. 3 よりも分るごとく、微小割れの形成には多くの場合方向性が認められ、母材との溶融境界近傍を除いては、ほぼ第二層ビードの溶込みに平行に生じている。

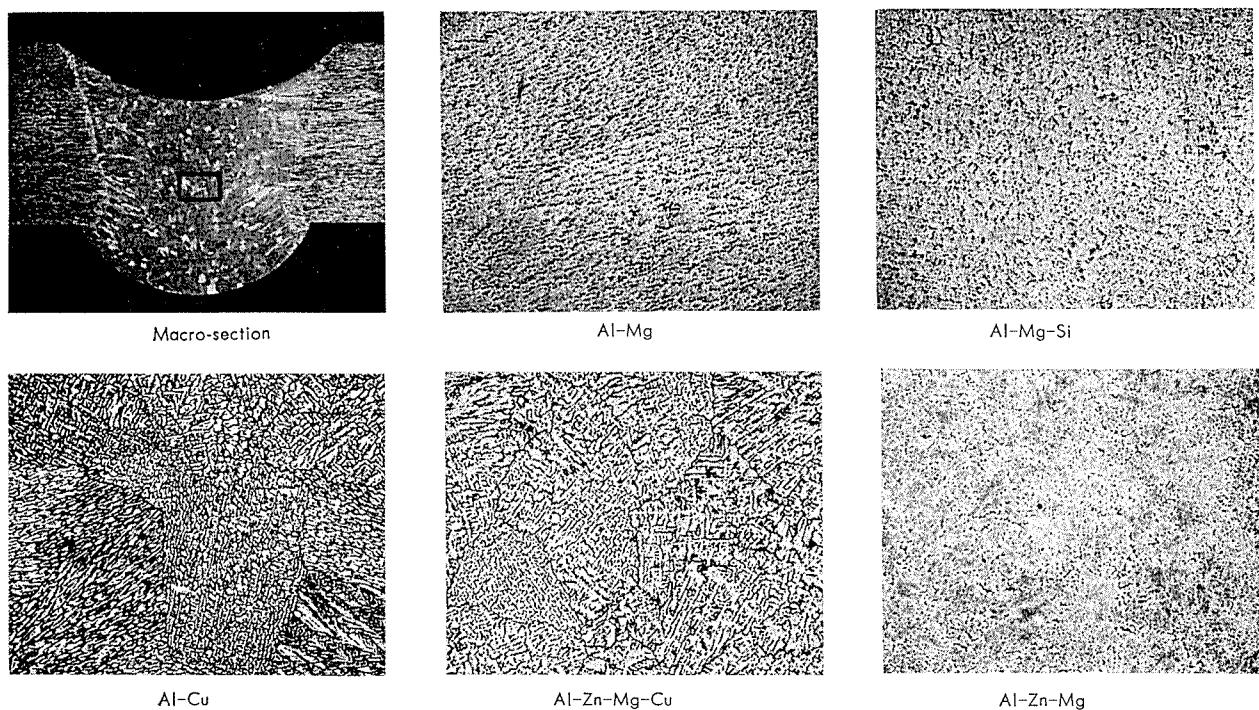


Photo. 2 Cross-sections of welds (single bead) made with Al-Mg filler metal in various aluminum alloys. ($\times 100 \times \frac{2}{3}$)

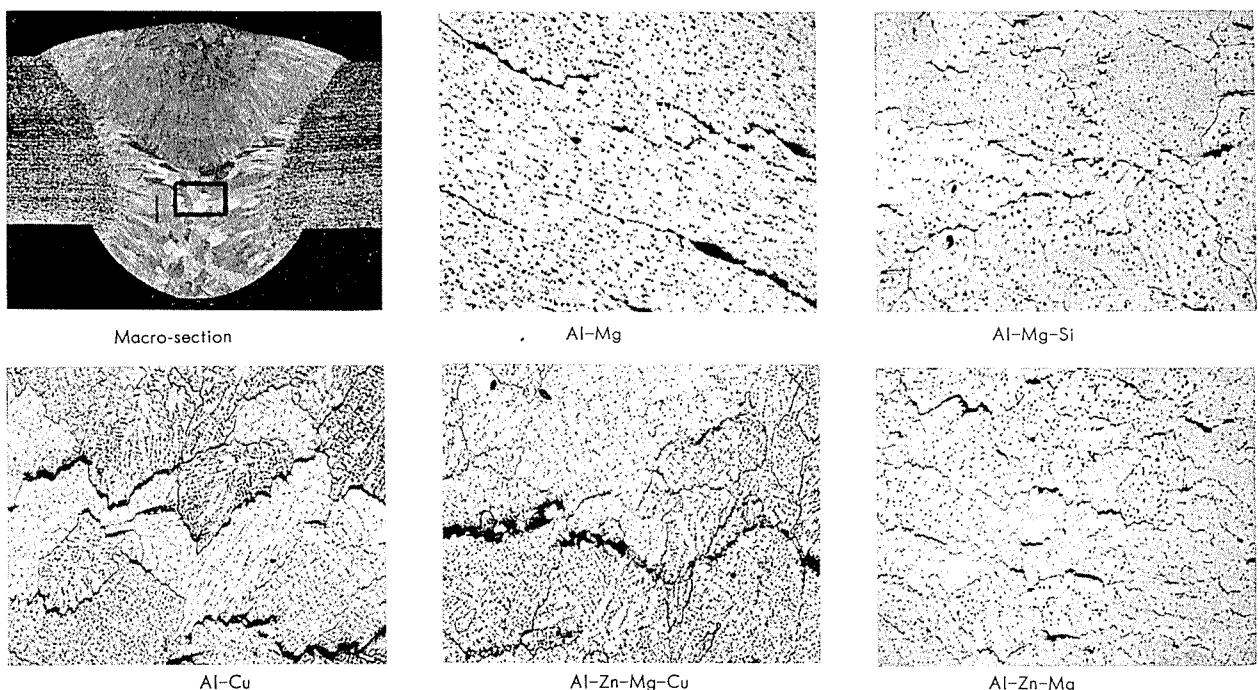


Photo. 3 Cross-sections of 2-pass welds (1st bead) made with Al-Mg filler metal in various aluminum alloys. ($\times 100 \times \frac{2}{3}$)

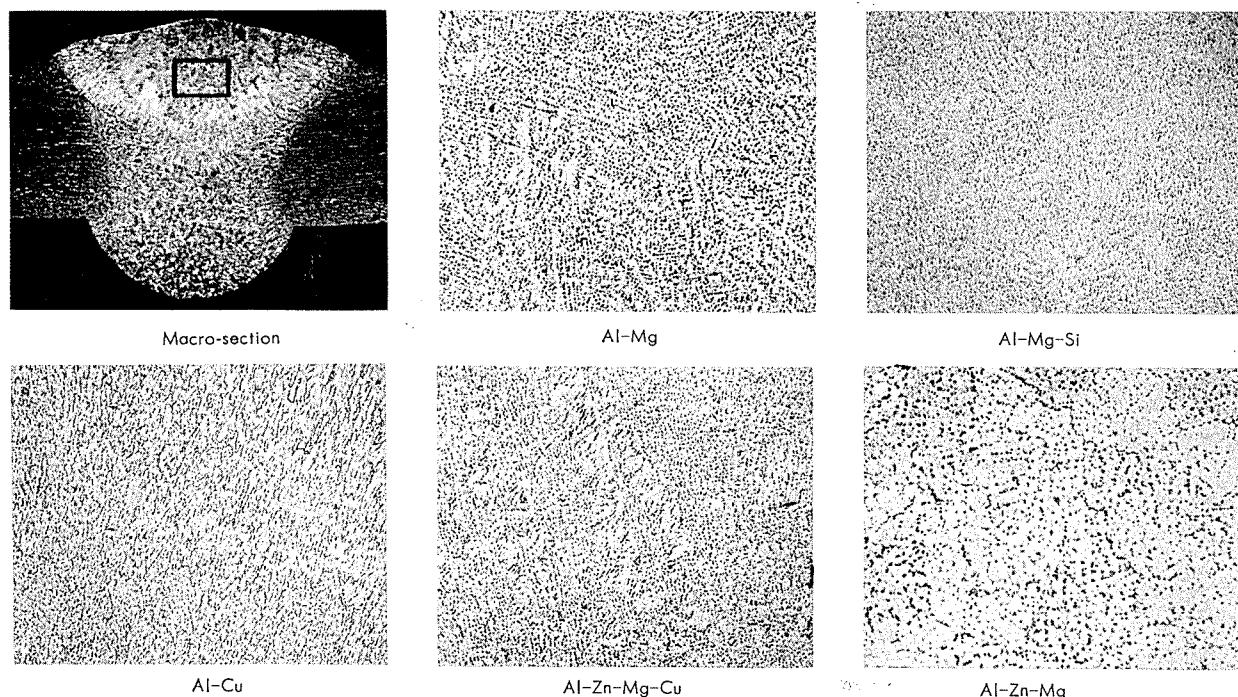


Photo. 4 Cross-sections of 2-pass welds (2nd bead) made with Al-Mg filler metal in various aluminum alloys. ($\times 100 \times \frac{2}{3}$)

3・2 機械的性質におよぼす影響

前項で述べた共晶融解や微小割れが溶接部の機械的性質におよぼす影響について調査した。

Table 2 に Al-Mg 系および Al-Zn-Mg 系合金の溶接継手の引張性質と層間温度の関係を示すが、層間温度が高くなるにしたがい引張性質は劣化し、脆性破壊を示す傾向が強くなる。

すなわち、Al-Mg 合金では 150°C で微小割れの形成は最も著しく、次いで 80°C であるが、機械的性質は室温のものにくらべて、それぞれ $4 \sim 5 \text{ kg/mm}^2$ および $3 \sim 4 \text{ kg/mm}^2$ (引張強さ), $1 \sim 2 \text{ kg/mm}^2$ および約 1 kg/mm^2 (耐力), 4% および 3% (伸び) だけ低下している。いっぽう、Al-Zn-Mg 合金の場合、室温、 150°C および 300°C の 3 条件では 300°C で微小割れの程度が最も著しく、ついで 150°C で、室温では微小割れは最も少ない。

Table 2 より明らかなごとく、溶接後30日間常温時効せ

る試料では、室温にくらべ 300°C の層間温度で、引張強さが約 12 kg/mm^2 、耐力が約 3 kg/mm^2 、伸びが約 8% ほど低下している。溶接後 $465^{\circ}\text{C} \times 1 \text{ hr.}$ の溶体化処理をし、水焼入して予備(室温)時効を行ないその後 $120^{\circ}\text{C} \times 24 \text{ hr.}$ の焼戻し処理せるものでは引張性質の低下率は常温時効材よりやや少なくなるが、層間温度の影響は依然残っており、室温にくらべ 300°C では引張強さが約 5 kg/mm^2 、耐力が約 2 kg/mm^2 、伸びが約 3% ほど低下している。

このことより、微小割れによる引張性質の変化は強度および延性がともに劣化し、引張強さと耐力では特に引張強さが著しく劣化する点が特徴である。また Al-Zn-Mg 系合金では、溶接後の熱処理により強度の低下率が少し小さくなる。

Table 3 に Al-Mg 系(5083), Al-Mg-Si 系(6061) および Al-Zn-Mg 系(Zn : 5%, Mg : 2%) 合金の 6 および 12 mm 板を 2 ~ 3 層の MIG 溶接した試料の引張強さおよび

Table 2 Effect of inter-pass temperatures on the tensile properties of welds made with Al-Mg filler metal in Al-Mg and Al-Zn-Mg alloys.

Base metals	Heat-treatment after welding	Inter-pass temperatures ($^{\circ}\text{C}$)	Tensile properties				Degree of micro-fissuring
			Tensile strength (kg/mm^2)	Yield strength (kg/mm^2)	Elongation (%)	Mode of fracture	
Al-Mg	As welded	25	27.5	15.7	10	Ductile	None
		80	24.2	14.6	7	Brittle	Slight
		150	23.0	14.4	6	Brittle	Remarkable
Al-Zn-Mg	R.T. $\times 30$ days	15	32.3	22.3	9	Ductile	None
		150	25.2	20.6	3	Brittle	Remarkable
		300	20.1	19.0	1	Very brittle	Very remarkable
	465 $^{\circ}\text{C} \times 1\text{hr. W.Q.} \rightarrow 120^{\circ}\text{C} \times 24\text{hrs}$	15	36.9	32.5	4	Ductile	None
		150	34.0	30.6	2	Brittle	Remarkable
		300	31.7	29.8	1	Very brittle	Very remarkable

Table 3 Effect of plate thicknesses on the tensile properties of welds made with Al-Mg filler metal in Al-Mg, Al-Mg-Si and Al-Zn-Mg alloys.

Base metals	Heat-treatment after welding	Plate thickness (mm)	Tensile properties	
			Tensile strength (kg/mm ²)	Elongation (%)
Al-Mg	As welded	6 12	27.5 30.0	10 15
Al-Mg-Si	520°C×1hr, W. Q. →160°C×24hrs	6 12	27.4 28.5	6 10
Al-Zn-Mg	R.T.×30days	6 12	32.3 34.1	9 14

伸びを示す。Table 3 よりわかるごとく、板厚が厚いほど、優れた引張性質を示している。これは厚板では共晶融解および微小割れの形成が少ないからに他ならない。なお Table 3 では Al-Mg 系は溶接のまま、Al-Mg-Si 系は溶接後熱処理 (520°C CW.Q. → 160°C × 24hrs)、Al-Zn-Mg 系合金は溶接後 1 ヶ月の常温時効をほどこしている。

ところで、これらの引張試験片の破断部断面の代表例を Photo. 5 に示す。Photo 5 は Al-Zn-Mg-Cu 系(7075)合金であるが、典型的なぜい性破面を示しており、また破断部近傍には微細な cavity が多く認められる。

Photo. 6 に溶接部にわずかのひずみを与えた（破断まで至っていない）場合および破断させた場合の断面ミクロ組織を Al-5% Zn-2% Mg 合金につき示す。Photo. 6 より明らかなるごとく、典型的な粒界破断かつ脆性破壊を示しており、粒界における微小割れが破壊の nucleus となっていることが認められる。

すなわち、共晶融解や微小割れの形成が溶接部のぜい化

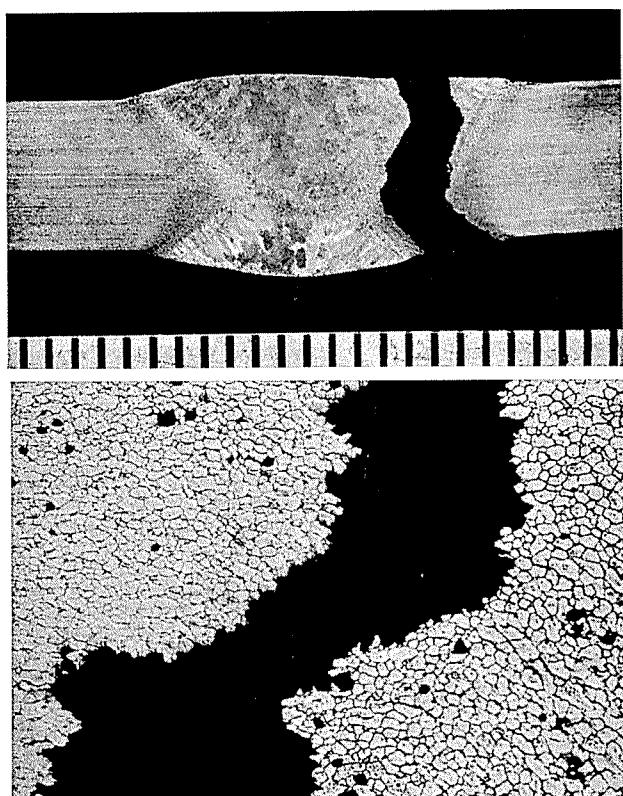


Photo. 5 Cross-sections of fractured part in welds of Al-Zn-Mg-Cu alloy. (Lower:×100)

の最大の原因で、強度および延性をいちじるしく低下させていることが明らかである。そしてこの傾向は程度の差はあってもいずれの合金系においても認められる。

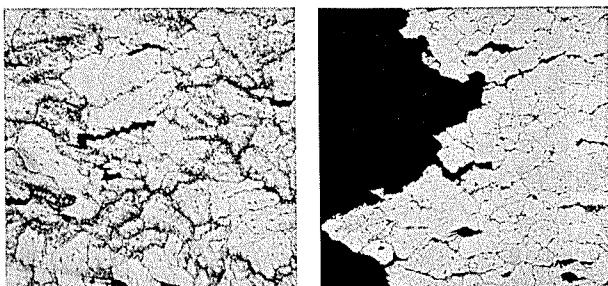


Photo. 6 Cross-sections of strained (not fractured) and fractured parts in welds of Al-5%Zn-2%Mg alloy (×100×2)

4. 微小割れにおよぼす各種因子の影響

Al-Mg 系、Al-Mg-Si 系、Al-Cu 系、Al-Zn-Mg-Cu 系および Al-Zn-Mg 系合金の溶接部における共晶融解および微小割れの形成におよぼす溶接条件、溶接層数、層間温度、拘束および強制冷却などの溶接施工条件の影響と母材組成、溶加材組成、板厚、結晶粒度および均一化処理などの冶金学的因子の影響について調査した。

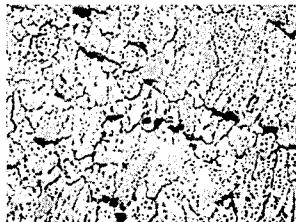
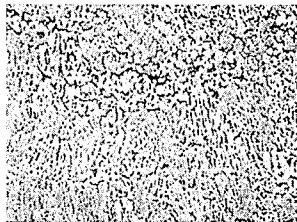
4.1 溶接施工条件

1) 溶接層数の影響——微小割れは 1 層溶接部では認められず、2 層以上の多層溶接部で認められる。ただし最終層では認められない (Photo. 2 ~ 4 参照)。共晶融解による微小割れは、溶融金属そのものが凝固する際に生じるのではなく、後続ビードの熱影響により、すでに凝固している先行ビード部で生じるものであるからである。

単なる溶接層数の影響としては、板厚が同じであれば、1 pass 当りの溶接入熱が大きい場合 (溶接層数が少ない) に微小割れは生じ易い。しかし、同一板厚のものに同一溶接条件で溶接する場合には、溶接層数の多いものほど微小割れは著しい³⁾。

2) 溶接条件の影響——ビード形状が過大となるような溶接条件で生じ易く、溶接電流が高いほど、溶接速度が遅いほど生じ易い。すなわち熱入力が過大な時に著しい。例えば、Photo. 7 に示すように比較的適正な溶接条件 (230 A, 22V, 70cpm) では微小割れは形成されていないが、やや過大な条件 (230A, 22V, 40cpm) では著しい微小割れの形成が認められる。

3) 層間温度の影響——多層溶接時の層間温度が高いほど微小割れは生じ易く、層間温度が低い時はこの程度が小さい。100~300°C では著しい微小割れが生じている (Table 2 参照)。これは、過大な溶接入熱に相当する。一般に多層溶接では溶接施工を容易にするため高い層間温度で溶接されることが多いが、微小割れの形成の観点よりすれば好ましいものではない。また予熱についても同様で



Welding Condition

W.C. : 230A

A.V. : 22 V

W.S. : 70cm/min

Tensile properties

T.S. : 30~32kg/mm²

E. : 12~14%

Welding condition

W.C. : 230A

A.V. : 22 V

W.S. : 40cm/min

Tensile properties

T.S. : 26~28kg/mm²

E. : 8~10%

Photo. 7 Effects of welding conditions on microfissuring in 2-pass MIG welds and their tensile properties in Al-4%Zn-2%Mg alloy ($\times 100 \times \frac{1}{2}$)

ある。

4) 開先形状の影響——溶接法、板厚、溶接層数により開先形状は異なるので開先形状のみの影響としては明確でないが、母材と溶加材の組成が異なる場合、開先形状の相違によりこれらの dilution が異なり、形成される溶接金属の組成にも差が生じるので、微小割れにおよぼす開先形状の影響も無視できない。

5) 溶接法の影響——TIG 溶接と MIG 溶接では、前者の方が共晶融解の程度が大きいが、微小割れはあまり差がない。しかし強いて言えば逆に MIG 溶接の方が少し多い。

6) 強制冷却の影響——銅パッキングを使用するなど、何らかの形で強制冷却すると微小割れはの形成は少なく、かなり防止されるようである。

7) 拘束の影響——熱の放散を防止した場合の単なる拘束の影響としては、拘束がない場合より拘束されている場合の方が微小割れを生じ易い。しかしながら一般的な金属製治具による拘束は、熱の放散を助けるのでパッキングを使用したと同じ様な強制冷却の効果を示すこともある。

4・2 冶金学的因子

1) 母材および溶加材組成の影響——Al-Mg 系、Al-

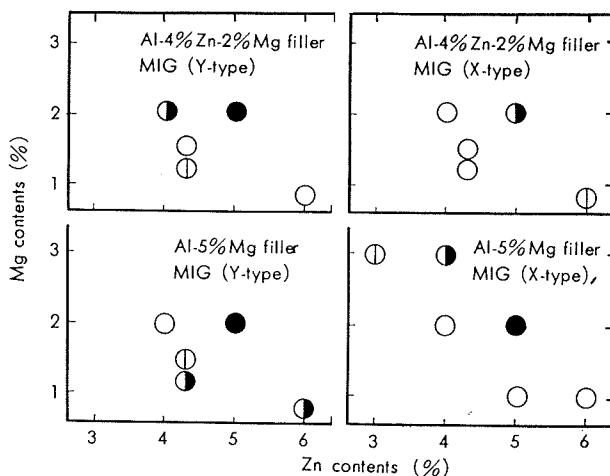


Fig. 1 Effect of Zn and Mg contents on microfissuring in 2-pass welds of Al-Zn-Mg alloys.

Mg-Si 系、Al-Cu 系、Al-Zn-Mg-Cu 系および Al-Zn-Mg 系合金では Al-Zn-Mg-Cu 系および Al-Cu 系で最も共晶融解および微小割れを生じ易く、次いで Al-Zn-Mg 系である。Al-Mg 系および Al-Mg-Si 系では比較的これらの形成は少ない。しかしこれらは合金組成の含有量あるいは微量元素の添加によってかなり異なることはもちろんである。

例えば Al-Zn-Mg 系合金の場合、Fig. 1 に示すごとく、Zn および Mg 量により微小割れの程度は著しく異なっており、Zn+Mg 量が多い時に微小割れは形成され易い傾向がある¹⁾。(黒丸は微少割れの形成が多いことを示す。)

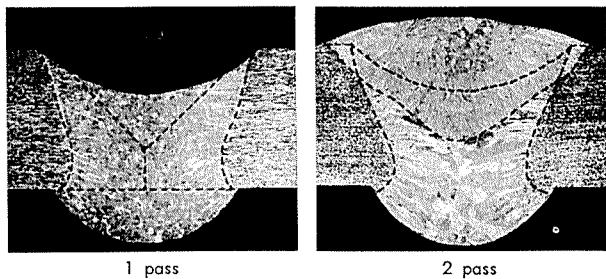


Photo. 8 Joint design and macro-sections of welds (2 pass welding without backing).

Table 4 Estimation of chemical compositions of weld metal made with Al-Mg filler metal in various aluminum alloys.

Base metals	Chemical compositions (%)								Position of pass	Remarks		
	Base metals*				Weld metal **							
	Zn	Mg	Cu	Si	Zn	Mg	Cu	Si				
Al-Mg	—	4.42	—	—	—	4.8 5.0	—	—	1st 2nd	5083		
Al-Mg-Si	—	0.98	—	0.60	—	2.6 4.1	—	0.3 0.1	1st 2nd	6061		
Al-Cu	—	0.40	4.30	0.75	—	2.3 3.9	2.5 1.1	0.4 0.2	1st 2nd	2014		
Al-Zn-Mg-Cu	5.53	2.44	1.68	—	3.5 1.6	3.4 4.3	1.1 0.5	—	1st 2nd	7075		
Al-Zn-Mg	3.90	2.10	—	—	2.4 1.4	3.2 4.1	—	—	1st 2nd	—		

*Analyzed, **Calculated

いっぽう溶加材については、実用的にはかなり組成的に限定されるが、Al-Si系のもので微小割れは最も生じ難く、次いでAl-Mg系である。しかしAl-Zn-Mg系の溶加材とAl-Mg系の溶加材ではあまり差はない。

ところで溶接金属の化学組成は母材と溶加材の組成のdilutionで異なるが、一例としてPhoto. 8に1層および2層溶接部断面の溶込みおよび融合状態を示し、母材と溶加材のdilutionの概略を示す。これより初層および第2層の化学組成を求めるTable 4のごとくなる。

すなわち、溶接部における共晶融解や微小割れと成分の関連を検討する際には、各層の組成の変化についても考慮する必要がある。

2) 板厚の影響——比較的薄板の多層溶接で多く生じ厚

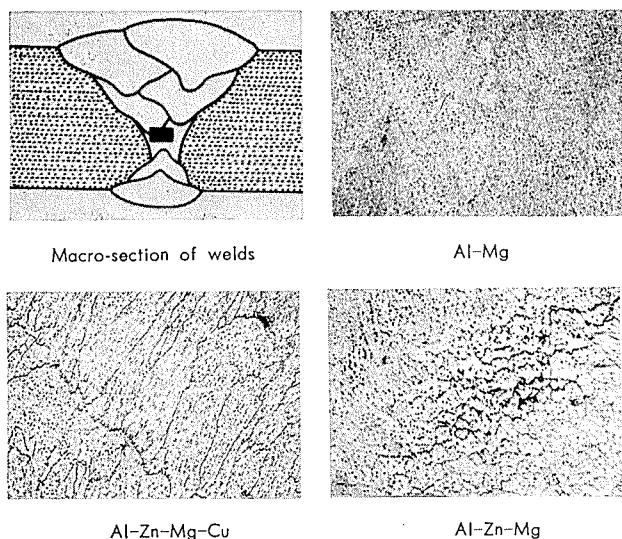


Photo. 9 Micro-structures of multi-pass welds made with Al-Mg filler metal in aluminum alloy thick plates ($\times 100 \times \frac{1}{2}$).

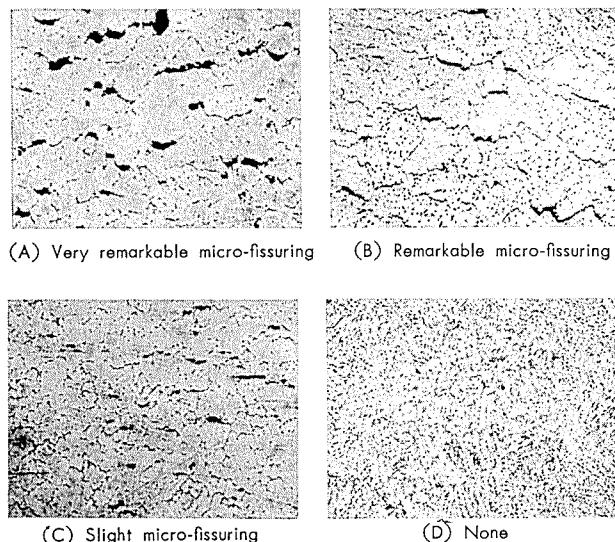


Photo. 10 Various micro-fissures in welds of Al-Zn-Mg alloys ($\times 100 \times \frac{1}{2}$)

板の多層溶接では少ない。すなわち4~8mm板の2~3層溶接と12~15mm板の4~6層溶接部を比較すると後者の方が微小割れは少ない。

Photo. 9にAl-Mg系(5083), Al-Zn-Mg-Cu系(7075)およびAl-Zn-Mg系(Zn:4.7%, Mg:1.2%)合金の15mm板をAl-5%Mg fillerで7層溶接(MIG)した試料の断面組織を示すが、共晶融解を少し生じているものもあるが、その程度は軽微で、Photo. 3に示す6mm板に

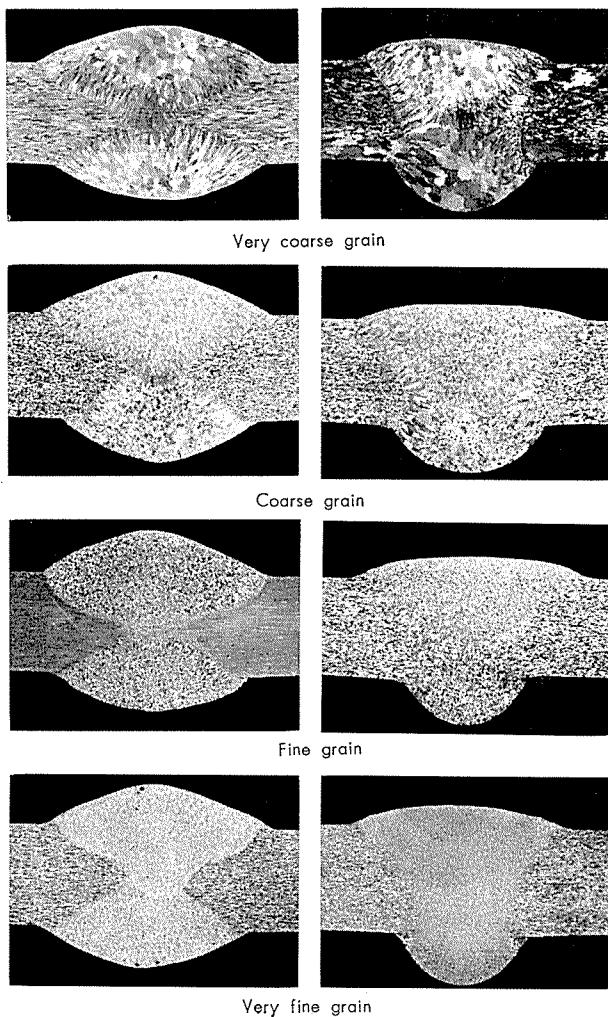


Photo. 11 Macro-structures of 2-pass MIG welds in Al-Zn-Mg alloys.

見られるようないちじるしい微小割れは認められない。すなわち、板厚の大きいものでは微小割れの形成は少ない。これは単位板厚当たりの溶接入熱が少なくなるためである。したがって、かなりの厚板でも1pass当たりの入熱を相当大きくして多層溶接せる時には、微小割れの形成も著しい。

3) 結晶粒度の影響——微小割れの形成は主要な合金組成の影響を強く受けるが、微細化元素の添加によってはあまり影響されず、組織の粗密とは直接関係がないように思われる⁸⁾。

例えばAl-Zn-Mg合金の場合、微小割れの程度をPhoto. 10に示すように4つに分類し、結晶粒の大きさを

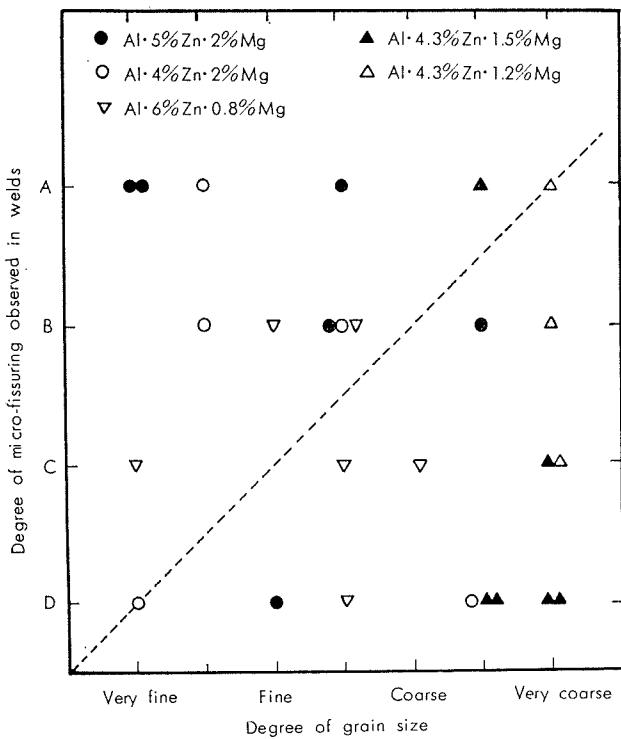


Fig. 2 Effect of grain size on micro-fissuring in 2-pass MIG welds made with Al-5%Mg, Al-4%Zn-2%Mg and Al-4.3%Zn-1.5%Mg filler metals in Al-Zn-Mg alloys.

Photo. 11 に示すように 4 つに分類して、微小割れの程度と結晶粒の関係を調べると Fig. 2 に示すような結果になる。これより明らかなごとく、微小割れの形成は、結晶粒の微細化に直接的に影響されないことが明らかである。

参考までに結晶粒度の種々異なる溶接部における微小割れのミクロ組織を Photo. 12 に示す。結晶粒の微細なものでも微小割れはかなり形成されている。

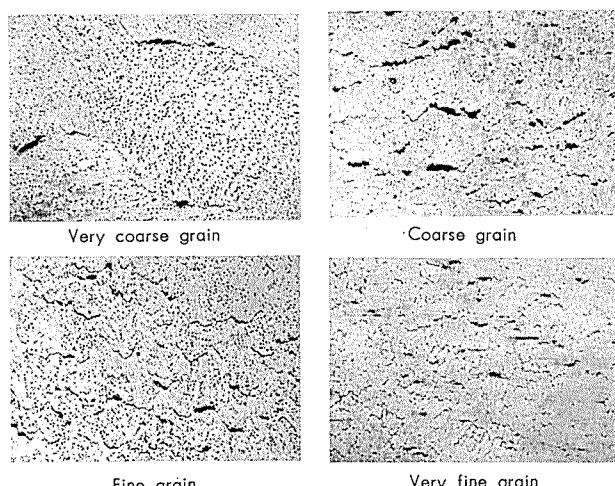


Photo. 12 Typical micro-fissuring in 2-pass MIG welds with different grain sizes in Al-Zn-Mg alloys. ($\times 100 \times \frac{1}{2}$)

4) 均一化処理の影響——溶接部に見られる共晶融解および微小割れが、溶接後の熱処理とくに溶体化(均一化)処理によってどのような変化を示すかについてしらべた。

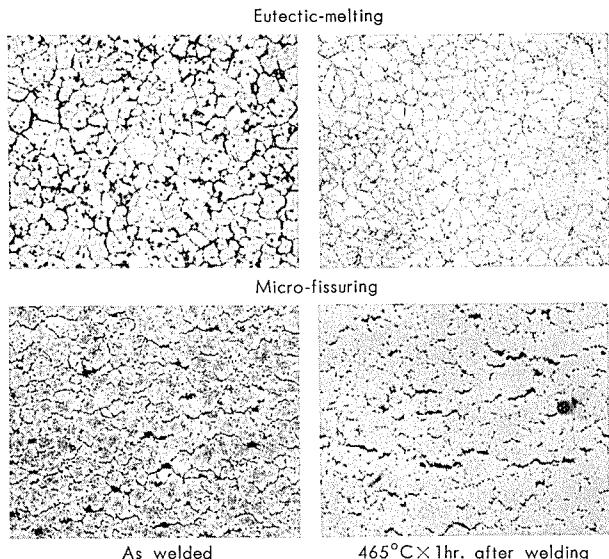


Photo. 13 Effect of solution-heat-treatment on the eutectic-melting and micro-fissuring in welds made with Al-Mg filler metal in Al-4.3%Zn-1.5%Mg alloy. ($\times 100 \times \frac{1}{2}$)

Photo. 13 は Al-5% Zn-2% Mg 系合金を Al-5% Mg filler で MIG 溶接せるものおよびこれに 465°C × 1 hr の溶体化処理をほどこした試料のミクロ組織を示す。Photo. 13 よりわかるごとく単に共晶融解のみ生じた部分では偏析した成分は溶体化処理によってマトリックスに固溶し、その後には組織的な偏析模様は認められず、また cavity は存在していない。しかしながら、溶接時に生じた微小割れは溶体化処理によてもなんら変化せずそのまま残存しており、微小割れ部近傍の共晶組成の偏析が消滅して、むしろ cavity の存在がより明確になっている。

これより明らかなごとく、共晶融解は単なる共晶組成の粒界や亜粒界への偏析で cavity は存在せず、したがって溶体化処理によって健全でかつほぼ均一な組織となるが、微小割れは共晶組成の偏析した粒界で小さな cavity となつたもので、このため溶体化処理によって共晶組成の偏析を消滅させると cavity のみ残存し、この形状も明確化されうる。

すなわち、溶接されたままの共晶組成の粒界偏析がいちじるしい状態では、共晶融解と微小割れは顕微鏡組織では区別しがたいが、溶体化処理すれば顕微鏡組織でもこの区別は容易である。

5. 微小割れの形成機構

5.1 粒界偏析との関連

共晶融解および微小割れの形成と合金成分の分布状況との関連について調査した。

代表的な例として Al-Mg 系 (5083), Al-Cu 系 (2014) および Al-Zn-Mg 系 (Zn : 5%, Mg : 2%) 合金をいずれも Al-5% Mg filler で溶接した場合の溶接金属中の主成分についてその分布状況を EPMA でしらべた結果を Fig. 3 ~ Fig. 5 に示す。

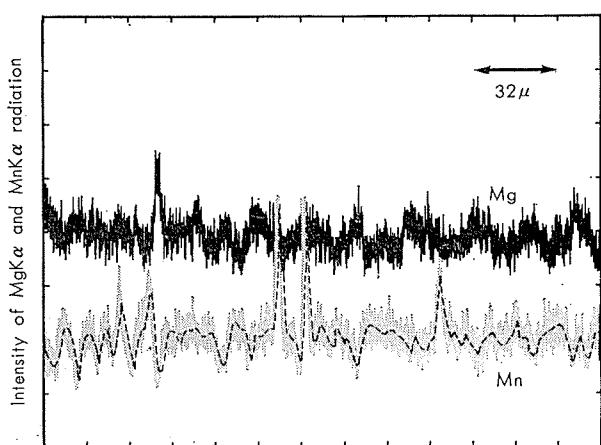


Fig. 3 Distribution of Mg and Mn in welds made with Al-Mg filler metal in Al-4.5%Mg alloy.

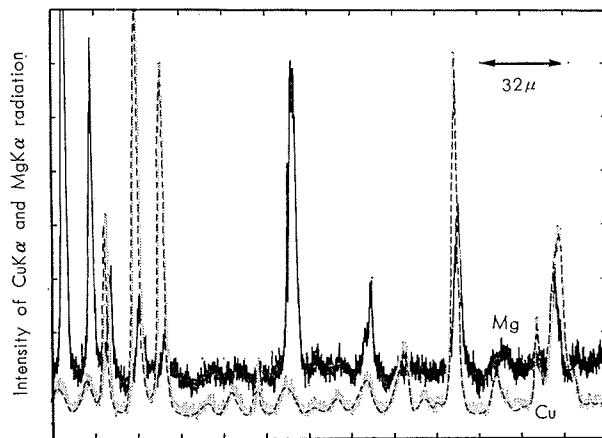


Fig. 4 Distribution of Cu and Mg in welds made with Al-Mg filler metal in Al-4.3%Cu alloy.

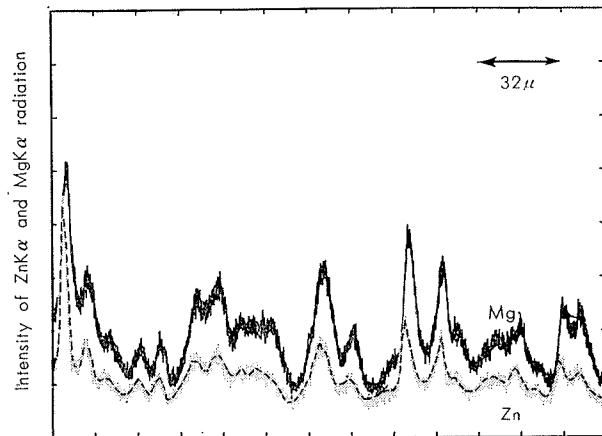


Fig. 5 Distribution of Zn and Mg in welds made with Al-Mg filler metal in Al-5%Zn-2%Mg alloy.

Fig. 3 は Al-Mg 系合金の溶接金属における Mg, Mn の分布, Fig. 4 は Al-Cu 系における Cu, Mg の分布および Fig. 5 は Al-Zn-Mg 系における Zn, Mg の分布を示している。

参考までに EPMA の条件を示すと次のとくである。

Accelerating voltage : 20kV

Sample current	: 0.05~0.055μA
Beam size	: <1μ
Sample speed	: 8μ/min
Chart speed	: 10mm/min
MgKα, MnKα, CuKα, ZnKα	

Fig. 3, Fig. 4 および Fig. 5 よりわかるごとく Mg, Cu, Zn などはいずれもいちじるしい偏析のピーカーを示す部分が数多く存在しており、この EPMA の scanning line およびその近傍のミクロ組織を調査したところ、このピーカーの大部は粒界や亜粒界 (dendrite cell-boundary) で生じていることが明らかとなった。

いっぽう、溶接部における共晶融解や微小割れは、すでに述べたごとく主として結晶粒界で形成されるので、これらは非平衡凝固による共晶組成のいちじるしい粒界偏析と関連していることは明らかである³⁾。

すなわち粒界や亜粒界は共晶組成の偏析のためマトリックスより融点が低く、なんらかの熱入力が与えられるとこの部分で優先的に局部溶融を生じる。この局部溶融せる部分が再凝固したものをいわゆる共晶融解 (Eutectic-melting) と呼称しているが、単に共晶融解のみ生じた場合には cavity は存在せず單なる偏析が見られるに過ぎない。しかしながら、この共晶融解せる部分に、溶接部の熱膨張とその後の収縮にともなう熱応力あるいは外部からの拘束力が負荷されると cavity を形成し、微小割れになると考えられる。

このように共晶融解は微小割れの原因になるものであるが、cavity を含まない点において本実験で示す微小割れ (Micro-fissuring) と区別する必要がある。

5・2 微小割れの形成過程およびその機構

アルミニウム合金の多層溶接部における微小割れは、前述したごとく粒界などの共晶組成の多い部分で後続のビードによる熱入力で局部的溶融が生じ、これが再凝固する際に生じるcavityであるが、この過程をモデル的に示すと Fig. 6 および Fig. 7 のごとくである。

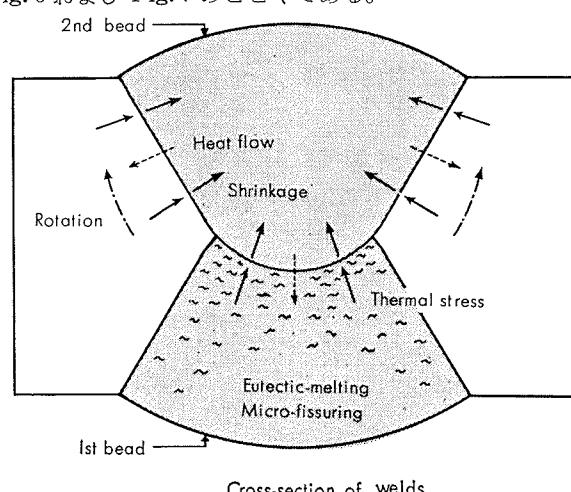
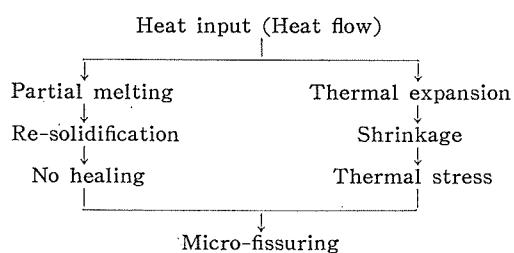


Fig. 6 Schematic models in formation of eutectic-melting and micro-fissuring in 2-pass welds of aluminum alloys.

すなわち、Fig. 6 に示すごとく、初層の反対側より第 2 層目のビードをおいたとすると第 2 層目のビードより初層ビードおよび母材へ Heat-flow (初層ビードおよび母材では Heat-input) が生じ、この熱すでに凝固している部分でも共晶組成の偏析しているところでは低融点であるため局部的に溶融する。同時にこの Heat-input により溶接部は Thermal expansion を生ずるが、第 2 層ビードによる凝固とともに再び Shrinkage し、この Shrinkage により初層側および母材側には Thermal stress あるいは Rotation の stress (角変形の原因) が発生する。この段階で局部溶融部が再凝固し Liquid film の状態になった時、これらの熱応力下で cavity を生ずることになる⁹⁾。この過程を図式的に示すと次のとくである。



さらにこれらの過程をモデル的なミクロ組織の変化で示すと Fig. 7 のごとくになる。すなわち Stage I より Stage IIにおいて局部溶融と試料全体の熱膨脹および熱変形が生じ、これが Stage III を経て Stage IV に至る過程で Mass-feeding が不可能となる臨界点が生じ、収縮孔 (Shrinkage cavity) が形成される。

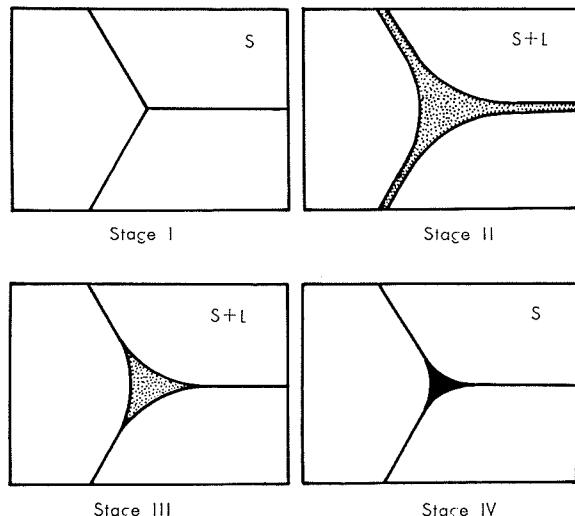


Fig. 7 Sequence in formation of micro-fissuring on re-solidification of partially melted region.

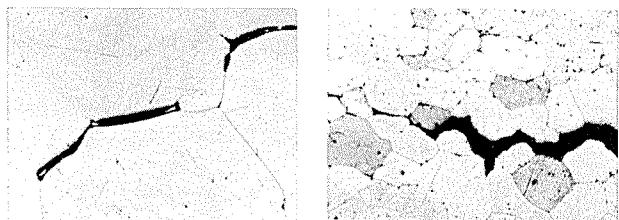
したがって、ここで言う微小割れは Stage I, Stage II および Stage III においては共晶融解と同様であり、Stage II, Stage III および Stage IV においては一般の溶接 (ビード) 割れ⁹⁻¹²⁾ と同じ機構である。ただ形状的には前述したごとく共晶融解は cavity を含まず、また溶接割れは cavity が連続性を帶びて、大きく開口する点が微小割れ

と異なる。

ところでこの微小割れの原因が Fig. 3 ~ 5 に示す組成の偏析による融点の低下だけならば、結晶粒界と同じ様な偏析を示す亜粒界において微小割れがあまり生じない点に疑問がある。そこで、この点を明らかにするため高純 (99.99% Al) 地金および普通純度 (99.7% Al) の地金より作製せる Al-4.5%Zn-1.5%Mg 合金を短時間加熱した際の粒界溶融および粒界割れ現象を調査した。

Photo. 14 は鋳造後 450°C × 24 hr. の均一化処理をしその後熱間圧延で 4 mm 板とするもの、およびこれを共材 (母材と同一組成の溶加材) で TIG 溶接せるものをおののおの 625°C で 1 分間急加熱した後のミクロ組織である。これらの試料の偏析状況を Fig. 8 および Fig. 9 に示すが、一方においては再結晶組織でかつ組成分布は均一化されており、粒界とマトリックスで濃度差はなく、他方においては凝固組織のままで、かつ著しい偏析を示しているにもかかわらず、Photo. 14 より明らかにごとく共に粒界において優先的に溶融しあつ同じように割れが生じている。このことより結晶粒界における特異性、たとえば結晶方位の変化する境界としての性質、格子欠陥の集りとしての性質などが微小割れ (粒界破壊) におよぼす影響についても考慮する必要があろう。

(A) Homogenizing→Rolling→625°C×1min. (little segregation)



(B) Rolling→Welding→625°C×1min. (remarkable segregation)

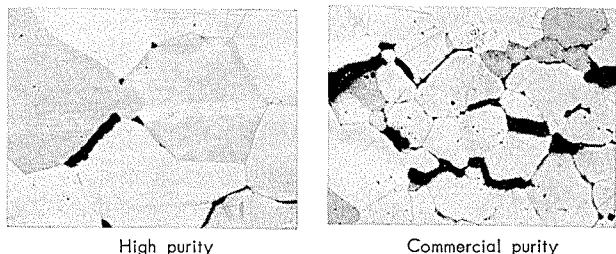


Photo. 14 Effect of boundary segregation on the partial melting and micro-fissuring at grain-boundaries of Al-4.5%Zn-1.5%Mg alloys. ($\times 100 \times \frac{1}{2}$)

すなわち、これらの共晶融解による微小割れの形成は結晶粒界とマトリックスの濃度差に最も影響されるが、これのみならず、合金組成と無関係な結晶粒界自身の特異性にも関係するものと思われる。

なお、写真には示していないが、不純物としての Fe, Si が共晶融解による微小割れをある程度助長している点が確認された。

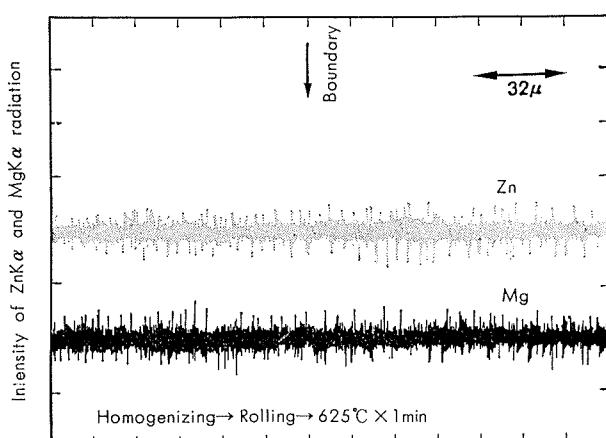


Fig. 8 Distribution of Zn and Mg in homogenized specimen of Al-Zn-Mg alloy.

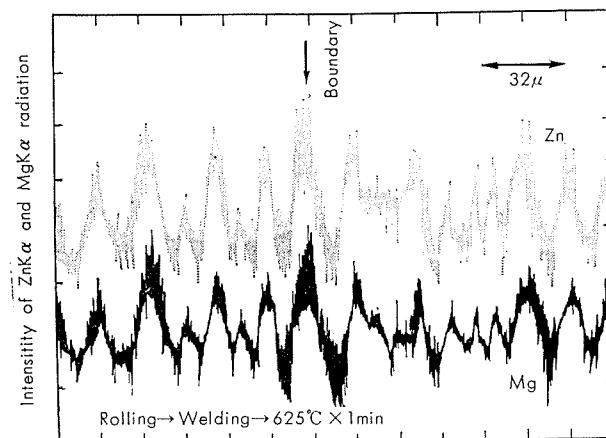


Fig. 9 Distribution of Zn and Mg in welded specimen of Al-Zn-Mg alloy.

6. 考 察

アルミニウム合金の溶接割れについてはすでに多くの研究があり、この割れの機構に関する報告⁹⁻¹³⁾されている。

しかしながら、ビード割れ、クレーター割れなどの溶接ビード面上に現われる一般的な溶接割れと異なり、多層溶接部の内部に形成される共晶融解や微小割れに関してはあまり報告がなく、これらの形成におよぼす各種因子の影響あるいはこの形成機構に関する不明な点が多く、これらの点を明確にしなければ、構造物への適用に際し大きな障害になるものと思われる。

すでに詳述したごとく、共晶融解や微小割れは、低融点の共晶組成が偏析している粒界や亜粒界が溶接熱によって局部的に溶融し、それが再凝固する際に生ずるものである。そしてこの場合に Mass-feeding がじゅう分で cavity を形成せずに凝固したものは共晶融解であり、Mass-feeding が不可能となる臨界点で cavity を形成するものが微小割れである。

しかし、この微小割れの形成の機構に関しては、共晶組成の粒界偏析のみならず、結晶粒界自体の特異性について

も考慮する必要があるようと思われる¹⁴⁾。

すでに述べたごとく微小割れの存在は非破壊試験での検出が難かしく¹⁴⁾、引張試験や断面検査などの破壊試験で形成の有無あるいはその程度を調べている段階で、実用的な見地よりすれば、防止法のみならずこの検出法についても多くの問題点を残している状況である。

微小割れの防止法としては、溶接条件、施工方法および素材の3つの観点より進める必要があるが、もっとも重要な点は、溶接入熱をできるだけ小さくすることである。アーク電圧、溶接電流、溶接速度、層間温度、溶接層数、強制冷却あるいは板厚などは、いずれも溶接入熱に直接関連する因子であるが、適正な溶接条件や溶接施工法による最小溶接入熱の適用についてとくに考慮する必要がある。溶接部の溶込みやビード形状は最小必要限の状態がもっとも好ましく、過大な溶込みやビード形状は、微小割れの形成に関してのみならず、ほかの多くの点に関しても有害無益である。

微小割れの形成は例えば2層溶接の場合、X型開先による両面溶接よりY型開先による片面溶接の方がその程度が著しい。これは初層に与える第2層の熱影響の程度と溶接応力の発生の差異によるものと考えられる。したがって多層溶接の場合、可能な限り片面溶接より両面溶接をするのが好ましく、さらに1層目の溶込みを出来るだけ深くし、2層目の溶込みは小さくするのが有効である。また、これらの微小割れは溶接金属のみならず、熱影響部や融合域にも形成されることがあるが、手直し溶接が多くなれば、微小割れの形成も多くなり、手直し溶接する際にはじゅうぶんに注意する必要があり、適当な銅パッキング治具の使用など有効な強制冷却法を考慮しなければならない。

なお組成的には、母材組成と溶加材組成の両方に影響されるので、比較的微小割れを発生しやすい合金を使用する際には、割れ感受性の著しく小さい溶加材の選定を必要とするのはいうまでもない¹⁵⁾。

構造用アルミニウム合金の溶接部に形成される微小割れについてその特徴、形成過程あるいはその防止法などについて述べた。ここでいう微小割れは共晶融解により形成されるもので、一般的な溶接割れとほぼ同じ機構で形成されるものであるが、形状、形成領域など現象的にはかなり異なるので区別する必要がある。

微小割れの形成は溶接部の性能に著しい影響を与えるので工業的にも非常に重要な問題となっているが、アルミニウム合金の溶接構造材への適用が増加するにしたがいこの種の問題はさらに注目されるようになると思われる。

今後、これらの形成過程あるいはその防止法に関し、より一層の検討が望まれる。

7. 総 括

溶接構造材として種々実用化されているAl-Mg系、Al-Mg-Si系、Al-Cu系、Al-Zn-Mg-Cu系およびAl-Zn-

Mg 系合金の溶接部における共晶融解および微小割れの形成に関し種々調査した結果次の点が明らかとなった。

- 1) 溶接部における共晶融解や微小割れは多層溶接部の内部に認められるが、これらは先行するビード部が、後続のビードによる熱影響を受けて局部溶融しこれが再凝固する際、溶接応力下で形成されるものである。
- 2) 共晶融解および微小割れの形成は、溶接条件、板厚、溶接層数、層間温度、拘束、強制冷却、母材および溶加材の化学組成によりいちじるしく影響され、熱入力の大きいときにこの形成はいちじるしい。
- 3) 共晶融解は cavity を含まず単なる共晶組成の粒界偏析だけであるが、微小割れは結晶粒界において cavity が非連続的に存在するものである。なお、共晶融解は微小割れが形成される一過程であり、また微小割れの原因でもある。
- 4) 微小割れは局部溶融した共晶組成が再凝固する際に生じるが、この形成過程は一般の高温割れの機構で考えることができる。しかしながら、普通の溶接割れとは少し現象的に異なる。

微小割れの形成は主として結晶粒界とマトリックスの濃度差による融点の相違によるが、これのみならず、結晶粒界自身の特異性も影響していると思われる。

- 5) アルミニウム合金では Al-Cu 系、Al-Zn-Mg-Cu 系合金で共晶融解や微小割れが生じ易く、Al-Mg 系、Al-Mg-Si 系合金では比較的生じがたい。Al-Zn-Mg 系合金はこれらの中間である。
- 6) 共晶融解や微小割れは溶接部の強度および延性をい

ちじるしく低下させ、脆性を示す。したがって、熱入力の制御、強制冷却法、溶接施工法あるいは組成の改良などの点で工業的にもこの防止策を種々検討する必要がある。

謝辞：本研究を進めるに当り、種々有益なるご助言をいただいた研究部寺井士郎氏、杉山禎彦氏、馬場義雄氏およびX線マイクロアナライザーの測定にご協力いただいた直江正久氏に深く感謝致します。

文 献

- 1) A.T. D'Annessa : Weld. J., 45(1966), 569s~576s
- 2) L. Bäckerud : Z. Metallkde., 57(1966), 260~264
- 3) 福井利安：軽金属，19(1969), 151~158
- 4) T. Fukui, Y. Sugiyama and S. Terai : IIW, Doc. IX-624-69 (1969)
- 5) J.G. Young : Weld. J., 47(1968), 451s~461s
- 6) I.B. Robinson and F.R. Baysinger : Weld. J. 45(1966), 433s~444s
- 7) 福井利安：軽金属溶接，No. 81(1969), 403~410
- 8) 福井利安、杉山禎彦、寺井士郎：軽金属学会第36回春期大会（京都）で発表（1969）
- 9) J.C. Borland : British Weld. J., 7(1960), 508~521
- 10) J.H. Dudas : Weld. J., 45(1966), 241s~249s
- 11) R.L. Wells : Tr. ASME (1967), No.3, 40~48
- 12) 福井利安：軽金属，18(1968), 320~331
- 13) H. Schoer und W. Gruhl : METALL, 20(1966), 221~225
- 14) 水野政夫、岡村和雄：溶接学会昭和43年度秋季全国大会（京都）で発表

p

203

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPOPTS Vol.11 No.2 April 1970

論文

アルミニウムの手動TIG溶接による片面溶接部の融合不良について

杉山禎彦

住友軽金属工業株式会社

アルミニウムの手動 TIG 溶接による 片面溶接部の融合不良について*

杉 山 穎 彦**

Lack of Fusion in Manual One Side TIG Welds in Aluminum

by Yoshihiko Sugiyama

On one side TIG welding of aluminum the lack of fusion, which should be distinguished from the hot cracking is often encountered in the underbead along the weld center line and sometimes has a detrimental effect on the mechanical properties of the welded joint. Nothing, however, has been reported on this problem.

This study was carried out to investigate the effects of welding variables such as preweld treatment, backing materials, welding current and joint designs on the occurrence of the lack of fusion together with its effect on the mechanical properties of the welded joint and the mechanism on the formation of this defect was also discussed.

The results obtained in this study are summarized as follows : —

1. Both the preweld surface treatment for base metal and the exposure time after pretreatment have the remarkable effects on the occurrence of the lack of fusion, which seems to be irrespective of welding current and the type of the backing strip. When base metals are not properly cleansed, even argon gas backing is not effective for preventing the lack of fusion.
2. As expected the lack of fusion injures the mechanical properties of the welded joint especially when the surface reinforcement is removed.
3. The lack of fusion occurs with a lot of porosities of various sizes.
4. The lack of fusion is attributable to the oxide films on the faying surfaces of base metals, which remains unmelted in the liquid weld metal.
5. As soon as the abutted areas are melted by the TIG arc, the melted bottom edges of a joint form the underbead as they are, where the melted edges form a part of weld metal but hardly mix into it.
6. The following procedures would be advisable to prevent the lack of fusion.
 - i. As a usual passive procedure, the lack of fusion could be eliminated if the first run is back-chipped before the sealing run from the back side is laid.
 - ii. On one side welding the cleansing of base metals especially the bottom edges of a joint is substantially required and then welding should be made as quickly as possible.

Proper joint designs or root openings is also effective for preventing the lack of fusion.

1. は じ め に

アルミニウムおよびその合金の突合せ溶接においては、一般に板の表裏各側よりの一層あるいは多層溶接が行なわれることが多い、この場合裏側からの溶接は裏はつり後に行なわれるのが普通である。しかし構造物の寸法的あるいは形状的な制約から、表裏よりの溶接が不可能な場合あるいは所要の厚さの材料に対して溶接条件に余裕のある場合には、しばしば片面溶接が行なわれる。片面溶接に

おいては、一般に均一な溶込みを得、溶接施工を容易にするため、あるいは溶接部の冷却速度を調整するために種々の裏当て金が使用されるが、もちろん目的によっては、裏当て金を用いない片面溶接も採用されている。そしてこの場合には溶接部裏面を大気から保護するために、アルゴンガスなどの不活性ガスが用いられることがある。

裏当て金を用いる片面溶接には、TIG および MIG 溶接のいずれもが使用されるが、裏当て金を用いない場合には、溶融池の調整が比較的容易な TIG 溶接が主として用いられ、その他パルス・アーク溶接法なども検討されている。

ところで、TIG 溶接法による片面溶接においては、裏

*溶接学会第26回溶接法研究委員会（1969）において発表

**研究部

当て金の有無にかかわらず、初層ビードの裏側中央部に溶接方向に直線状の融合不良（割れと称してもよいが、ここでは高温割れと区別して融合不良と記すことにする）を生じ、このため継手の性質が著しく損なわれることがある。しかしながらなぜかこの種の欠陥については、これまでほとんど報告されていない。

そこで本実験では、この種の欠陥に与える溶接条件の影響、欠陥と機械的性質との関係および欠陥の生成機構などについて検討した。

2. 実験方法の概略

母材には板厚 2 mm の 1100 工業用純アルミニウム、溶加材には直径 2.4 mm の同じく 1100 アルミニウムをそれぞれ用いた。溶接に際しては融合不良の生成条件を明らかにするために、溶接条件をつぎのように選んだ。

(1) 母材の前処理

- (i) ワイヤ・ブラッシング
- (ii) 5% NaOH → 50% HNO₃ 洗浄
- (iii) 5% NaOH → 50% HNO₃ → 40% HNO₃ → 40% HF → 20% H₂O
- (iv) その他

(2) 裏当て

- (i) 裏当てなし
- (ii) アルゴンガス裏当て
- (iii) 溝なしおよび溝の大きさの異なる鋼および銅裏当て金（一部特殊形状の裏当て金¹⁾も使用）

(3) 溶接電流

90~150A (バッテリ挿入平衡波)

(4) 開先

I 形突合せ、密着（一部間隙あり）

実験に用いた裏当て金の形状および寸法を Fig. 1 に示す。なお、母材の前処理後溶接までの放置時間は直後および 3 日間の 2 通りとした。その他故意に油を塗布した開先や前処理して 3 日経過後溶接直前にワイヤ・ブラッシング

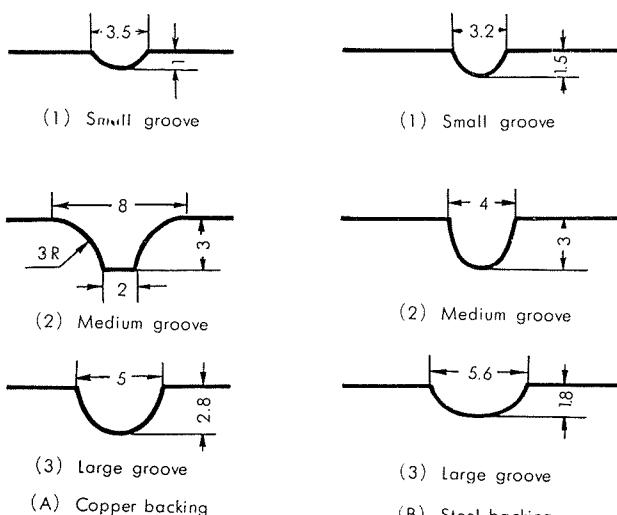


Fig. 1 Size and dimension of backing strip.

を行なった開先、ならびに bead-on-plate 法などについても検討した。

このようにして得られた多数の継手について、肉眼および X 線検査を行なったのちに、継手に対して引張および曲げ試験を行ない、この種の欠陥が継手の機械的性質に与える影響を調べた。引張試験は JIS 5 号試験片によりそれぞれ余盛あり、表面のみ余盛除去および余盛なしについて行なったが、曲げ試験は表面のみ余盛を除去した継手について $R=2t$ (t は試験片の板厚) による 180° 曲げ試験を行なった。なお、曲げ試験片の幅は 38mm である。

さらに、溶接部断面のマクロおよびミクロ組織を観察して、欠陥の生成機構を検討した。

3. 実験結果

各種の前処理および裏当てによって溶接した継手の X 線検査および引張試験結果を溶接条件とともに総括して Table 1 に示す。

3.1 欠陥の外観

融合不良の一例を健全な溶接部とともに Photo. 1 に示す。なお、Photo. 1 には参考のためにビードの表面も併せて示した。NaOH → HNO₃ 洗浄後 3 日経過してから、溝付き鋼板裏当てを用いて溶接した継手（試料番号 1）では、Photo. 1 B に示すように、ビード裏側中央部にあたかも溶込み不足のごとく直線状の欠陥が認められる。しかし、この欠陥は溶接金属の一部である裏波部に生じている点が一般の溶込み不足と異なっている。Photo. 1 D はワイヤ・ブラッシング後、直ちに溝付き鋼板裏当てを用いて溶接した継手（試料番号 18）の裏面を示すが、欠陥は認められない。上述の例はいずれも間隙を有しない I 形開先を用いた場合であるが、故意に 2 mm の間隙をとった継手（試料番号 36）では、試料番号 1 と同様な前処理によっても、Photo. 1 F に示すように、裏波部に欠陥は認められない。

3.2 X 線検査結果

溶接部の X 線透過試験の結果を前処理条件とともに Photo. 2 に示す。Photo. 2 A および 2 B にみられるように、融合不良は溶接ビードの中心線に連続的に直線状に認められ、かつ大小の気孔をともなっている。また溶接直前に故意に開先に油を塗布した溶接部（試料番号 9）には、さらに大きな気孔が多発している（Photo. 2 C）。なかには Photo. 2 D のように、NaOH → HNO₃ → HNO₃ → HF 洗浄後、直ちに溝付き銅板裏当てを用いて溶接した継手（試料番号 23）のごとく、間けつ的な直線状の欠陥や、ビードの中心線からややはざれて斜めに走った欠陥の認められるものもある。しかし欠陥は上述の Photo. 2 A ~ 2 C に示した溶接部に比べて著しく短かく部分的である。

Photo. 2 E は欠陥の発生が著しかった試料番号 1 (Photo. 2 A) に対する同様な前処理後、3 日経過してから bead-on-plate 溶接を行なった溶接部を示すが、欠陥は全く認められない。また同様な前処理の直後に溶接した継手（試

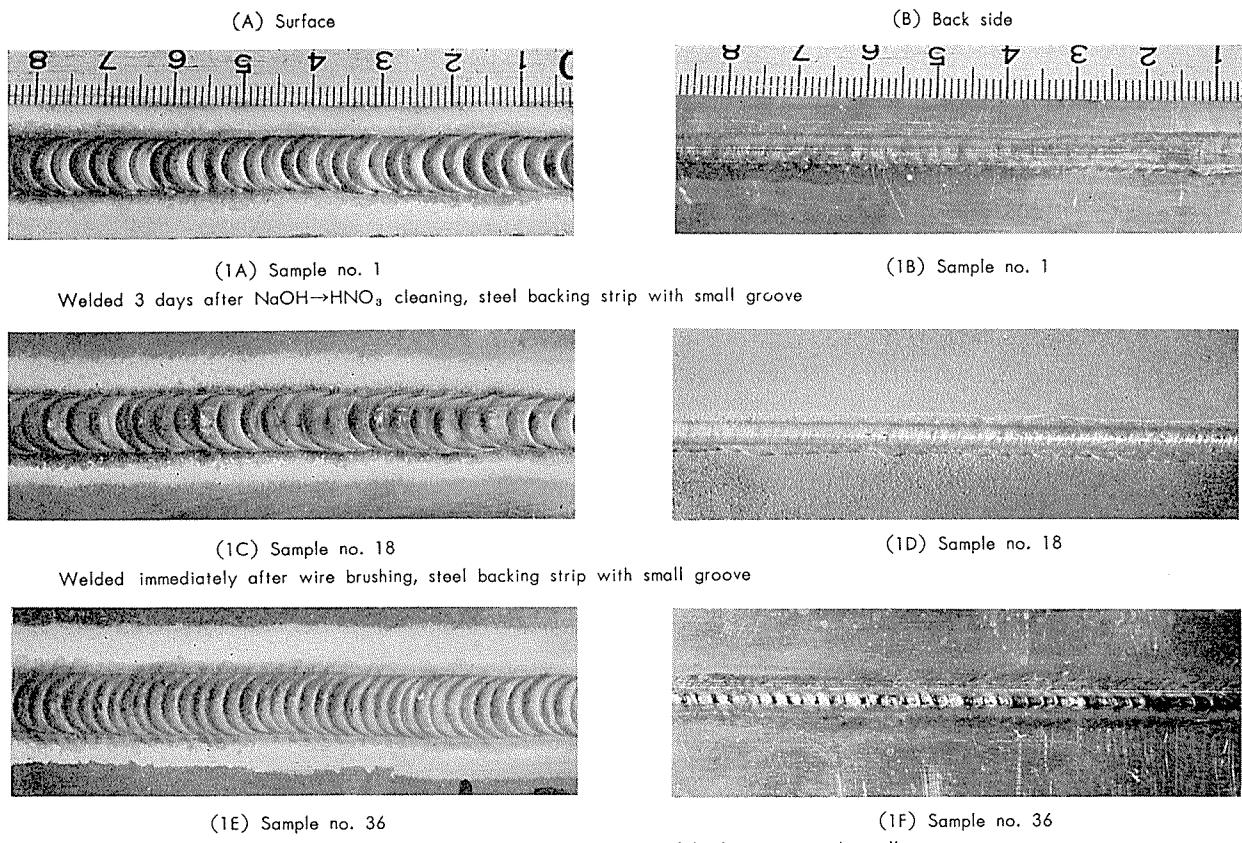


Photo. 1 Appearances of one side TIG welds with or without lack of fusion ($\times 10$).

料番号19)もPhoto. 2Fのごとく、欠陥がみられない。

3・3 溶接部のマクロ組織

溶接部断面のマクロ組織の一例をPhoto. 3に示す。Photo. 3 A～3 Dは代表的な融合不良の例であるが、融合不良は概して裏波部のほぼ頂点から板面に垂直に入り、はなはだしいものでは、その長さがほとんど板厚と同程度にまで達する。これらの欠陥は上述のX線写真では直線状にみられたが、マクロ写真によれば、板厚方向にいくらか蛇行している。融合不良にともなう気孔は大小さまざまである。多くは融合不良部に沿って不規則に珠数状に分布している。なかにはPhoto. 3 Bのように、融合不良部の先端に直径約1 mmに達する大きな気孔を生じているものもある。融合不良の裏波部への開口部、すなわちたとえばPhoto. 3 Cで、融合不良と交わった裏波面は滑らかでなく、注意して観察すると、融合不良部を境にしてわずかに収縮している。

Photo. 3 Eはbead-on-plate法により突合せ溶接部と同程度のビードを置いた溶接部断面を示すが、欠陥は全く認められない。参考までに健全な溶接部の一例をPhoto. 3 Fに示す。この試料は母材をNaOH→HNO₃→HNO₃—HF処理後、ただちに鋼板裏当てを用いて溶接した継手から採取したものである。

なお、溝なしの裏当て金を用いると、Photo. 3 Gに示すように著しく深い融合不良を生ずる。

つぎに、融合不良をマクロ組織と関連させて観察すると、大部分は溶接金属中央部の比較的大きな結晶粒を貫通している。しかし少数ではあるが、Photo. 3 Cのように粒界を縫っているようにみえる欠陥もある。

3・4 溶接部のミクロ組織

融合不良部のミクロ組織の一例をPhoto. 4に示す。Photo. 4 AはNaOH→HNO₃洗浄後3日経過してから、比較的小さな溝のついた銅板裏当てを用いて溶接した継手(試料番号5)の裏波部のミクロ組織である。融合不良部には大小の気孔が珠数状に認められる。Photo. 4 Bは同じ処理後にアルゴンガス裏当てを用いて溶接した継手(試料番号11-1)であるが、欠陥は外部に開口しておらず、先端に非常に大きな気孔をともなっている。

これらの写真では欠陥と結晶粒界との関係が明らかでないが、エッチング法を変えたPhoto. 4 C(試料番号11-2)によれば、融合不良部は先にマクロ組織の項で述べたように、結晶粒界を通らずに明らかに粒内を通っている。なお、Photo. 4 Cの試料はPhoto. 4 Bと同じ条件による別の継手から採取したものである。

Photo. 4 DはNaOH→HNO₃→HNO₃—HF洗浄後3日経過してから、裏当て金を用いないで溶接した継手(試料番号35)にみられた欠陥を示す。この溶接部も欠陥は外部に開口しておらず、また多数の大小の気孔をともなっている。

Table. 1 Results of experiments.

Sample number	Preweld treatment	Backing strip ²⁾	Welding condition			Tensile properties ³⁾						X-ray inspection ⁶⁾								
			Designation ¹⁾	Material	Groove	Undressed			Surface reinforcement off			Completely dressed			1					
						Tensile strength (kg/mm ²)	Proof stress (kg/mm ²)	Position of fracture ⁴⁾	Tensile strength (kg/mm ²)	Proof stress (kg/mm ²)	Position of fracture ⁴⁾	Tensile strength (kg/mm ²)	Proof stress (kg/mm ²)	Position of fracture ⁴⁾	Elongation (%)	Position of fracture ⁴⁾	Lack of fusion porosity (mm)	Lack of fusion porosity (mm)		
1	B	3 days	Steel	S	M	120	18.5	8.4	4.3	12	B	5.1	4.0	4.1	3.6	3	W	220	O.	
2	"	"	"	"	"	"	"	8.4	4.5	13	B	6.5	4.4	4.6	3.9	3	W	220	"	
3	"	"	"	"	L	"	"	8.5	4.2	13	B	6.4	4.3	4	W	5.5	4.4	4.5	"	
4	"	"	"	"	S	150	25	8.5	4.6	14	B	6.5	4.3	4	W	5.0	4.2	4	"	
5	"	"	Copper	S	"	18.5	8.6	4.7	13	B	6.2	4.2	4	W	6.9	4.9	7	"		
6	"	"	Copper	L	"	23	8.5	4.6	16	B	7.5	4.5	7	W	7.0	4.8	5	"		
7	"	"	M	"	"	"	"	8.5	5.0	14	B	8.4	4.3	15	B	4.5	4.2	4	"	
8	"	3 days ⁷⁾	Steel	S	120	18.5	8.6	4.8	14	B	8.4	4.9	14	B	8.4	5.1	12	W	8.5	
9	"	3 days ⁸⁾	S	"	"	"	"	8.2	4.4	8	B	4.8	3.9	4	W	4.8	4.0	3	W	5.2
10	"	3 days	None	"	"	90	21	8.4	4.4	14	B	8.0	4.2	8	W	5.7	4.2	5	W	5.9
11	"	"	Argon gas	"	"	120	26.5	8.5	4.6	13	B	8.5	4.7	13	B	4.2	3.5	3	W	5.4
12	"	"	Steel	None	"	130	22	8.0	3.4	10	W	3.6	2.4	2	W	3.8	3.1	3	W	2.6
13 ^{b)}	"	"	S	140	18.5	8.4	4.5	14	B	8.3	4.3	14	B	8.2	4.7	16	W	8.0		
14	"	Immediately	"	"	"	120	"	8.5	4.7	13	B	7.1	4.8	10	W	6.9	5.1	8	W	8.4
15	"	Immediately	"	"	"	"	"	8.5	4.3	13	B	8.3	4.7	13	B	8.7	5.2	14	B	6.8
16	"	Immediately	"	"	"	"	"	8.4	4.8	13	B	8.3	5.0	13	B	8.3	5.1	12	W	8
17	"	Immediately	"	"	"	"	"	8.4	4.4	14	B	8.3	4.6	13	B	7.1	5.0	7	W	8.5
18	A	Immediately	"	"	"	"	"	8.5	4.9	12	B	8.2	4.8	11	B	7.9	5.5	10	W	—
19	B	"	"	"	"	"	"	8.7	5.5	13	B	8.3	4.6	12	B	8.3	5.2	12	W	—
20	C	"	"	"	"	"	"	8.4	5.2	12	B	8.5	4.9	13	B	8.2	5.2	12	W	—
21	A	"	Copper	"	"	150	"	8.4	5.4	12	B	8.4	4.3	15	B	8.2	4.2	15	B	6.5
22	B	"	"	"	"	"	"	8.4	5.3	13	B	7.0	4.8	6	W	7.0	4.6	8	W	—
23	C	"	"	"	"	"	"	8.4	5.2	13	B	8.2	4.3	13	B	6.6	4.5	7	W	—
24	A	"	None	"	"	90	"	8.3	4.4	16	B	8.4	4.7	16	B	7.7	5.5	8	W	—
25	B	"	"	"	"	"	"	8.5	4.4	14	B	8.1	4.4	14	B	7.6	5.3	10	W	—
26	C	"	"	"	"	"	"	8.5	5.8	14	B	8.3	4.6	13	B	7.6	5.3	10	W	—
27	A	3 days	Steel	"	"	120	"	8.5	5.5	11	B	7.5	4.5	11	B	8.3	5.7	10	W	—
28	B	"	"	"	"	"	"	8.5	5.7	12	B	8.3	5.0	10	B	7.2	5.1	10	W	—
29	C	"	"	"	"	"	"	8.4	5.1	12	B	8.3	4.6	14	B	8.3	5.5	14	B	—
30	A	"	Copper	"	"	150	"	8.5	5.2	12	B	8.3	5.4	12	B	8.4	4.7	14	B	—
31	B	"	"	"	"	"	"	8.6	5.7	12	B	8.4	5.2	14	B	8.3	4.9	11	W	—
32	C	"	"	"	"	"	"	8.6	5.5	12	B	8.3	5.0	14	B	8.5	5.5	14	B	—
33	A	"	None	"	"	90	"	8.3	4.6	14	B	8.4	5.2	10	B	6.9	5.0	10	W	—
34	B	"	"	"	"	"	"	8.4	5.0	15	B	8.1	5.1	12	W	6.7	4.9	7	W	—
35	C	"	"	"	"	"	"	8.4	4.6	14	B	7.6	4.8	12	W	7.3	4.6	8	W	—

1) A : Wire brushing, B : NaOH→HNO₃, C : NaOH→HNO₃→HNO₃→HF.

2) Refer to Fig. 1. S : Small groove, M : Medium groove, L : Large groove.

3) Tensile specimen : JIS No. 5.

4) B : Fractured through base metal. W : Fractured through weld metal.

5) N.O. : Not observed, O. : Observed. (Weld length : 220 mm)

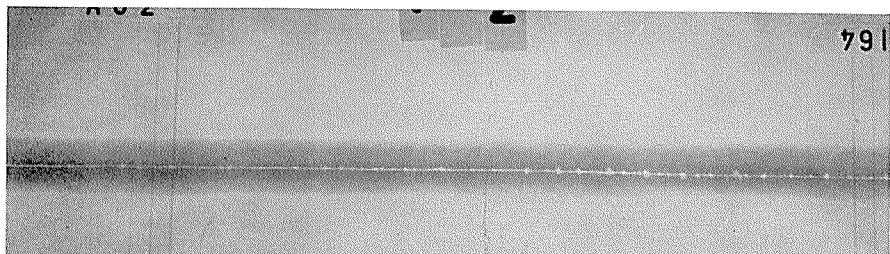
6) Bead-on-plate.

7) Wire brushed immediately before welding.

8) Contaminated with oil immediately before welding.

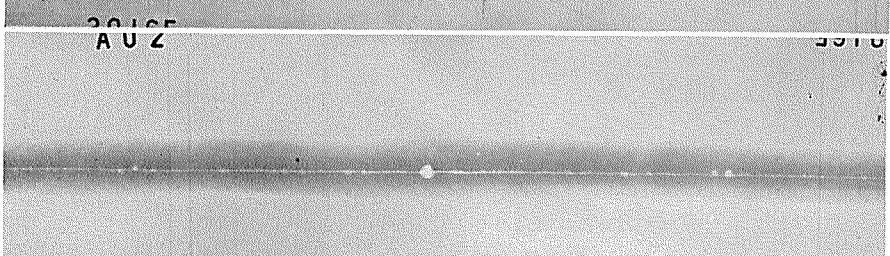
(2A) Sample no. 1

Welded 3 days after NaOH→HNO₃
cleaning, steel backing strip with small
groove



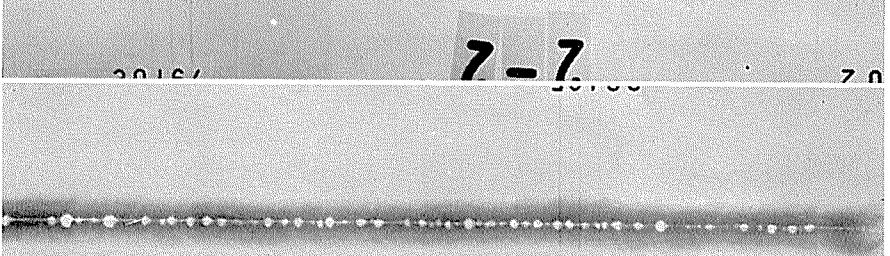
(2B) Sample no. 2

Welded 3 days after NaOH→HNO₃
cleaning, steel backing strip with
medium groove



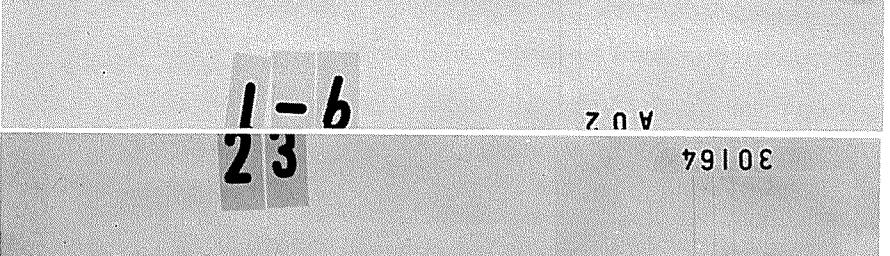
(2C) Sample no. 9

Exposed to air for 3 days after
NaOH→HNO₃ cleaning, contaminated
with oil immediately before welding,
steel backing strip with small groove



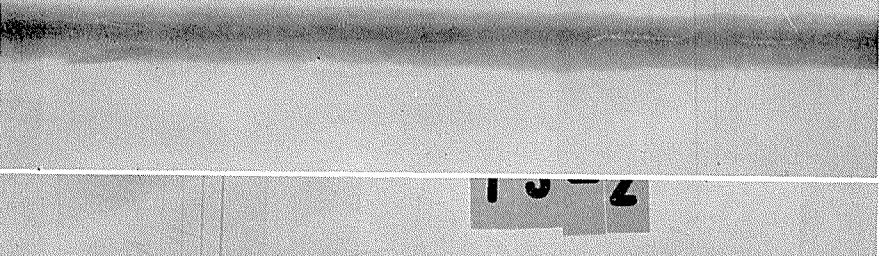
(2D) Sample no. 23

Welded immediately after NaOH→
HNO₃→HNO₃-HF cleaning, copper
backing strip with small groove



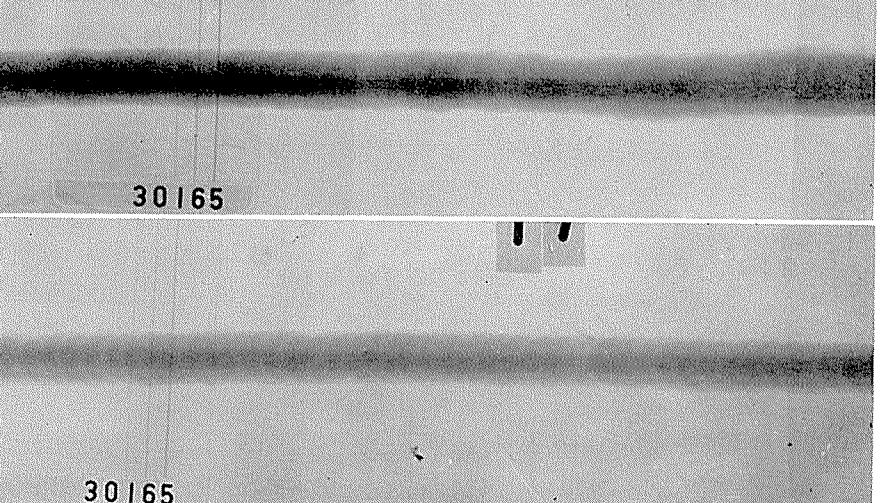
(2E) Sample no. 13

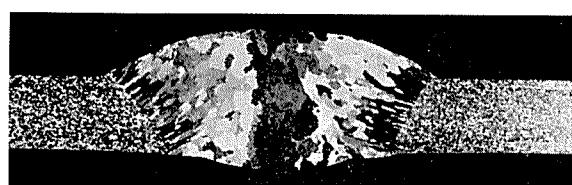
Bead on plate, welded 3 days after
NaOH→HNO₃ cleaning, steel backing
strip with small groove



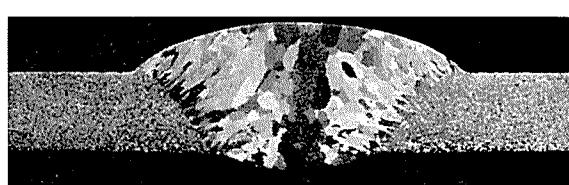
(2F) Sample no. 19

Welded immediately after NaOH→
HNO₃ cleaning, steel backing strip
with small groove

**Photo. 2** Typical positive radiographs of one side TIG welds with or without lack of fusion (\times 約5%).



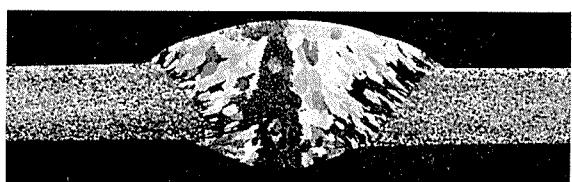
(3A) Sample no. 1



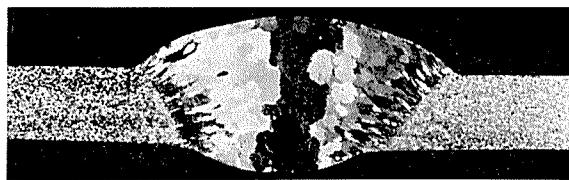
(3E) Sample no. 13



(3B) Sample no. 2-1



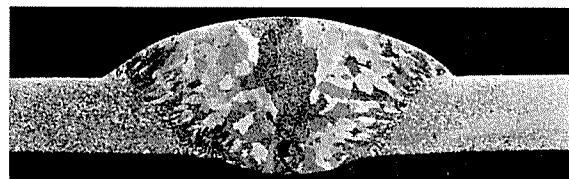
(3F) Sample no. 20



(3C) Sample no. 2-2



(3G) Sample no. 12



(3D) Sample no. 4

Photo. 3 Photomacrographs showing cross sections of one side TIG welds with or without lack of fusion ($\times 5$).

これらの気孔はその分布状態からつきのように分類できる。

- (1) 融合不良部にまたがっているもの（珠数状）
- (2) 融合不良部に接しているもの
- (3) 融合不良部から離れて独立しているもの

また同じ Photo. 4 D によれば、融合不良が粒界でなく粒内を通っていることが先の Photo. 4 C より一層明瞭である。なお、Photo. 4 E には参考のために、健全な裏波部のミクロ組織を示す。

3・5 溶接部の機械的性質

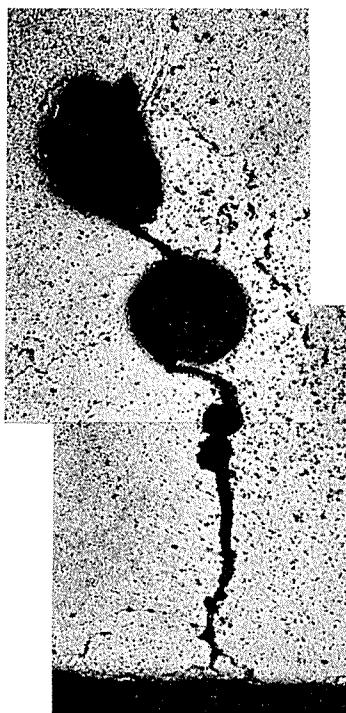
以上の観察によって、この種の融合不良が溶接部の機械的性質に与える影響は明らかである。

先に Table 1 に示したように、余盛のままの溶接継手では、試料番号12の溶接部を除き、欠陥を含む継手でも引張試験においてすべて母材で破断したが、試料番号12の継手のみが溶接金属で破断した。これは溝なしの裏当て金を用いたために、先に Photo. 3 G に示したように、溶接金

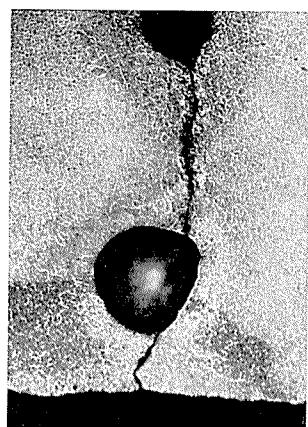
属の厚さに対する融合不良の割合が大きかったためである。

いっぽう表面のみ余盛を除去した欠陥を含む継手の引張強さおよび伸びは著しく低い。

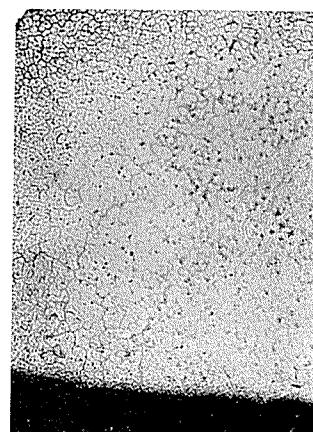
表裏とも余盛を除去した場合には、健全な継手でも溶接金属で破断するが、欠陥の影響はさらに大きい。またこの種の欠陥を有する継手では、表曲げ試験においては欠陥の影響があまり認められないが、いうまでもなく裏曲げ試験には著しく影響する。したがって裏波面に開口していない欠陥を有する継手に対しても、裏曲げ試験を行なえば、欠陥を容易に検出することができる。Photo. 5 に曲げ試験後の破面の例を示す。曲げ試験によって開口した欠陥部の破面には著しい気孔がみられ、写真では明らかでないが高温で酸化されたような形跡が認められた。また純アルミニウムは延性が大きいので、写真にみられるように、たとえ融合不良が存在しても、残された健全な溶接金属は $R=2t$ による 180° 曲げにじゅうぶん耐える。



(4A) Sample no. 5
Welded 3 days after NaOH→HNO₃ cleaning,
copper backing strip with small groove
(etchant : 5%HF)



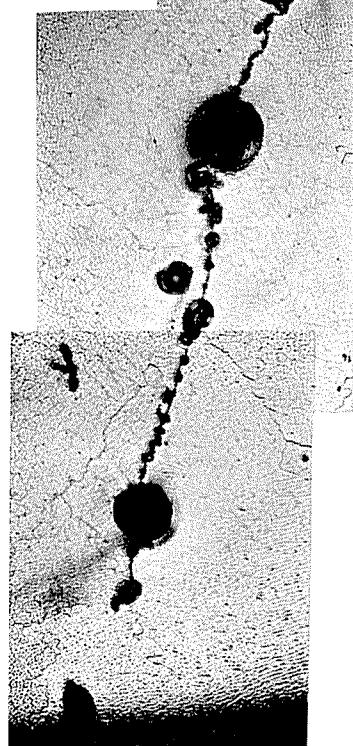
(4C) Sample no. 11
Welded 3 days after NaOH→HNO₃ cleaning,
argon gas backing
(electrolytically polished and etched)



(4E) Sample no. 14
Welded immediately after NaOH→HNO₃
cleaning, steel backing strip with small
groove
(electrolytically polished and etched)



(4B) Sample no. 11
Welded 3 days after
NaOH→HNO₃ cleaning,
argon gas baking
(etchant : 5%HF)



(4D) Sample no. 35
Welded 3 days after NaOH→HNO₃→HNO₃-HF cleaning, no
backing strip (electrolytically polished and etched)

Photo. 4 Photomicrographs showing underbeads of one side TIG welds with or without lack of fusion ($\times 100 \times 0.55$)

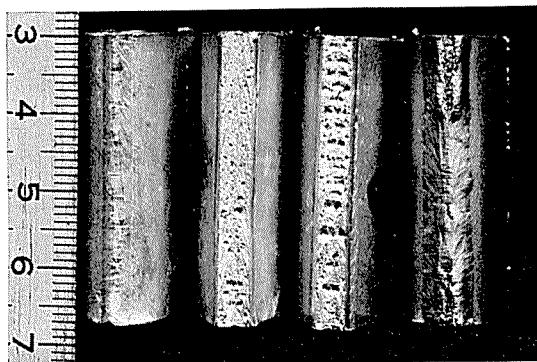


Photo. 5 Appearances of bend specimens after root bending tests. Sample nos. 14, 4, 9 and 34 respectively from left to right.

3・6 溶接条件と欠陥との関係

先に示した Table 1 および各写真によって、溶接条件と欠陥との関係をつぎのように要約することができる。すなわち欠陥は

- (1) 板の前処理あるいは処理後溶接までの放置時間に大きく影響される。
- (2) 裏当て金の材質にほとんど関係なく発生し、母材の前処理が不適当な場合には、アルゴンガス裏当てを行なっても防ぐことができない。また裏当て金の溝の大きさや形状もほとんど影響しない。しかし溝のない裏当て金を用いた場合には、欠陥が溶接金属内部に深く侵入している。
- (3) 溶接電流に関係なく発生する。
- (4) Bead-on-plate 法によって、平板上に突合せ溶接部と類似したビードを置いた場合には生じない。
- (5) 開先間隙はとると生じない。
- (6) その他溶接姿勢にも関係しない。

4. 考 察

4・1 融合不良の生成機構

以上の実験結果から融合不良の生成機構はつぎのように考えられる。

まずこの種の欠陥が母材の前処理に著しく影響されることから、突合せ面およびその近傍に存在するアルミニウムの酸化皮膜が欠陥に関係することは明らかである。アルミニウムの酸化皮膜の融点はアルミニウムに比べて非常に高く、2000°C以上（アルミニウムに自然に生成される皮膜は無定形の Al_2O_3 とされている。 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ の融点は $2015 \pm 150^\circ\text{C}^2$ ）であるのに対し、TIG アークによる溶融池の温度はたとえば Apps³⁾によれば、溶融池の表面より 3 mm の深さの中央部で比較的低く約 740°C 程度である。また酸化皮膜の比重は $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ で 3.97²⁾ であってアルミニウムより大きい。

ところで、母材面との間に TIG アークが発生して、母材が溶融し始めると、Fig. 2 に示したように、直ちに継手の裏面は溶融金属とともにほとんどそのままの形で、すなわち酸化皮膜に溶融金属が包まれたような形で垂れ下

り裏波を形成する。同時に突合せ面 (Fig. 2, B) に存在する酸化皮膜もまたその面を含む母材および溶加材からの溶融金属に囲まれて、溶融されないまま下部に移動し、ついで凝固が始まる。このようにして裏波のほぼ頂点に当る部分から溶接金属の中央あるいは頂部に向って一種の cold lap のごとき融合不良部が残存・形成されるものと考えられる。この場合 AC TIG アークによるクリーニング作用がアーク側母材表面には有効に働くが、開先面やその底部まで及ばないことも、欠陥の形成に寄与しているものと思われる。したがって融合不良に対しては、開先面および開先底部のエッジ部の清浄の程度が非常に大きな影響を及ぼすものと考えられる。

因みに、開先面および底部のエッジ部をやすりがけしたあとで、スチール・ワールで開先部を研磨し、さらにアセトンで脱脂して溶接した継手では、溶接姿勢に関係なくこの種の欠陥が認められなかった。

前述の溶接部の X 線あるいはマクロ写真によれば、融合不良の中には、必ずしも裏波部の頂点から内部に至らず、中央部から外れたものや、裏波面に開口しないものもみられた。このような欠陥は溶融金属中に存在する酸化皮膜がいくらか移動したりあるいは開先底部のエッジ部が両方の母材に対して融合を妨げなかつたためであろう。

間隙を有する突合せ継手では、Fig. 2(C) あるいは前掲の Photo. 1F に示したように、裏波部表面では開先間隙とほぼ同じ幅をもった光沢のある溶融・凝固金属が、酸化皮膜に包まれた鈍い光沢を有する溶融・凝固金属を二分した跡が認められる。このように間隙をとった開先に融合不良が生じないのは、間隙のない継手に比べて、クリーニング作用が開先面にまでおよびやすいことやアーク下での溶融金属の攪拌ないしは拡散が容易であることによるものと思われる。しかし過度に間隙をとると、溶落ちのために溶接が困難になるので、この意味では開先角度をとったり、あるいは底部に裏側から小さな開先をとるのも一つの方法と考えられる。

Bead-on-plate 法により突合せ溶接部と形状の似たビードを置いた場合に、融合不良が生じなかつたことは上述の推察を裏付けよう。すなわちこの場合には Fig. 2(A) に示したように、アークにさらされた母材は底部がそのまま下って裏波を形成するので、欠陥は生じない。

先にマクロ写真によって示したように、融合不良を含む裏波面において、欠陥を境にして面にいくらかの不連続部が認められたが、これは溶接金属の凝固の際に、すでに融合不良部が存在していたことを示している。もし、溶融金属の凝固後に、すでに存在していた気孔を縫って亀裂が生じたのであれば、亀裂を境にして裏波面は滑らかに結ばれるはずである。先にミクロ組織に示したように、気孔は融合不良部に接あるいはわずかに離れて存在しているものもあったこと、融合不良を含む継手の曲げ破断面は光沢が少なかったこと、あるいは融合不良は必ずしも裏波面に開

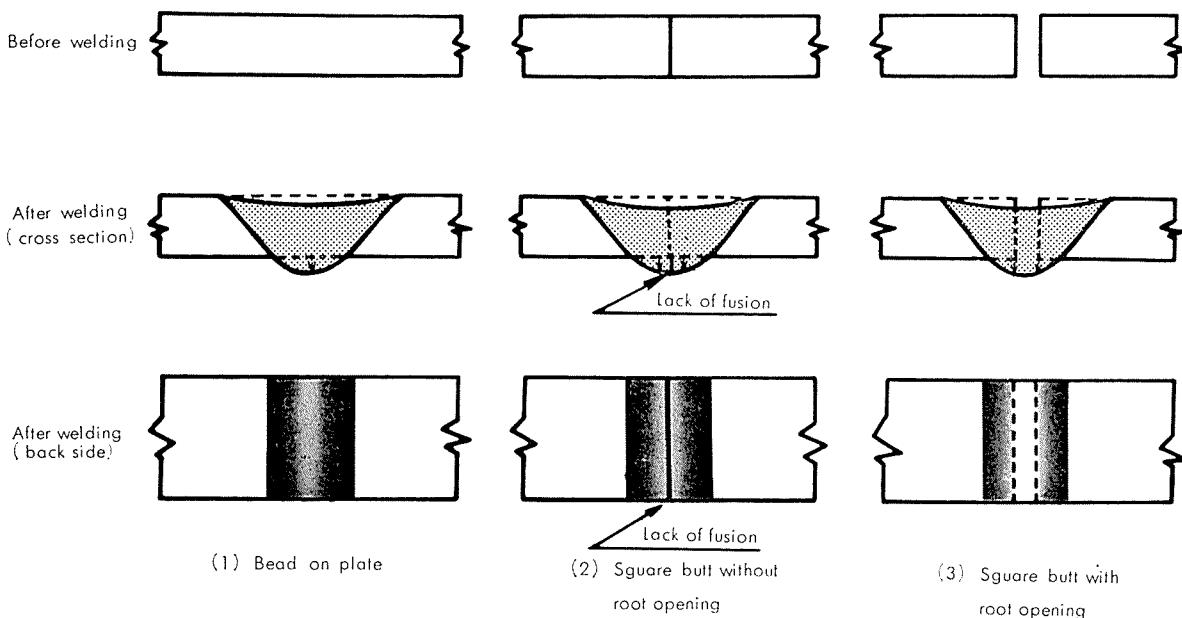


Fig. 2 Schematic explanation of lack of fusion encountered in one side TIG welding of aluminum.

口していないことなどは、いずれもこの種の欠陥が溶融金属の凝固後に生じたものでないことを裏付けている。

またこの種の欠陥が一般にアルミニウム（合金）溶接部に認められる高温割れの一種であるならば、亀裂は粒界を通っていなければならない。しかし融合不良は大部分粒内を通っていたことは前述のとおりである。ここで結晶粒が肉眼的、X線的にさえも明瞭な融合不良にほとんど無関係に成長してゆくことに疑問が生ずるが、溶融金属中に存在する酸化皮膜は、それを境にして両側の溶融金属を完全にさえぎるほど、立体的に連続的なものでないと考えるべきであろう。

4・2 融合不良部にともなう気孔

融合不良部にともなう気孔については、溶接に際して溶接金属中に過飽和に溶解したガス（水素）が、溶融金属中に浮遊・存在する酸化皮膜に trap されて気孔の芽を作り、これが凝集あるいは成長する間に、凝固が終って気孔が残存するに至ったものと考えられる。この場合気孔には前述のように、3種の形態が認められた。

アルゴンガス裏当てを施した溶接部でも、前処理が適当でない場合に比較的多くの気孔が認められた。したがって気孔源としてはもちろん継手裏面より侵入する大気も無視できないが、むしろ溶接材、開先面あるいはその近傍の酸化皮膜に吸着された水分あるいは結晶水なども重視すべきであろう。

なお、融合不良を含まない溶接部には、気孔がほとんど認められず、いっぽう部分的にあるいは連続的に生じた融合不良部には多数の気孔が認められた。したがって溶接において溶融・凝固の過程で溶解・逸出するガス量はかなり多いことが想像される。

4・3 対 策

この種の欠陥の対策としてつぎのような方法が考えられる。すなわち

- (1) 消極的な方法としては、片面溶接後裏はつりを行なってから、裏側の溶接を行なう。
- (2) 母材の前処理に留意し、前処理後溶接までの時間をできるだけ短かくする。
- (3) 開先角度をとる。

とくに母材の前処理に対しては必要以上に注意しなければならない。この場合開先面はもちろん、開先底部のエッジ部もじゅうぶんに清浄にする必要がある。この部分が清浄でないと、裏波部において母材間の“なじみ”が悪く、したがって裏波面に開口した融合不良を生じやすい。なお、前処理として機械的切削は非常に有効である。

5. 結 論

アルミニウムの手動 AC TIG 溶接による片面溶接部にしばしば認められる融合不良について検討した。その結果を要約するとつぎのとおりである。

- (1) 融合不良は母材の前処理あるいは処理後溶接までの放置時間に大きく影響される。そして裏当て金の材質や溝の形状および溶接電流などにはほとんど関係なく発生し、母材の前処理が不適当な場合には、アルゴンガス裏当てを行なっても防止することができない。
- (2) 予想されたごとく、融合不良はとくに表面の余盛を除去した場合に継手の機械的性質に悪影響をおよぼす。
- (3) 融合不良部には常に多数の大小の気孔が併存する。
- (4) 融合不良は開先面の酸化皮膜が溶融金属中で溶融されないまま残存したために生ずるものと考えられる。
- (5) 開先底部のエッジ部は TIG アークによって母材が

溶融すると、直ちにそのままの形で、すなわち溶接金属中に混入しないで裏波を形成するので、溶合不良に著しく影響する。

(6) 溶合不良の対策としては、消極的には裏はつりを行なってから、裏側溶接を行なえば除去できる。しかし片面溶接を行なう場合には、とくに開先面および開先底部のエッジ部分の清浄に留意し、清浄後できるだけ速やかに溶接を行なうべきである。また適当な開先あるいは間隙をとれ

ば、融合不良の防止に効果がある。

文 献

- 1) G. D. Nikiforov, A. M. Boldyrev, V. I. Bukurov : Svar. Proizv. (英訳), (1966-3), 2
- 2) 丸善：化学便覧，基礎編（I），(1966), 27
- 3) R. L. Apps, D. R. Milner : British Weld. J., 10 (1963), 348

P

204

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPOPTS Vol.11 No.2 April 1970

論 文

アルミニウムとその合金の塗装板に発生する糸状腐食に関する研究

萩 原 理 樹

住友軽金属工業株式会社

アルミニウムとその合金の塗装板に 発生する糸状腐食に関する研究*

萩 原 理 樹**

Study on Filiform Corrosion Occured in Coated Sheets of Aluminum and Its Alloys.

by Michiki Hagiwara

The effects of several conditions such as alloying elements, chemical conversion treatments, primary and finish coatings on the filiform corrosion generated on aluminum and its alloy coated sheets were studied by salt spray test, salt water immersion test and humidity-box test.

The results obtained were as follows :

1. Aluminum of lower purity was more corrosive than that of higher purity. Alloys of 3003 and 5052 were more corrosion resistant than 1100 alloy.
2. The effect of chemical conversion was most remarkably observed. The resistance of the sheet treated by chemical conversion was extremely high.
3. Since the finish coated film was thicker than the primary coated one, the former was supposed to be more corrosion resistant. However, the finish coated one was not very resistant to the filiform corrosion.
4. The filiform corrosion was not so much generated by salt spray test alone. However, after the panel was successively treated by humidity-box test, the blister produced by salt spray test induced the filiform corrosion.

1. 緒 言

最近、アルミニウム塗装板とくに印刷板あるいは鉛板などにおいてしばしば発生し、問題になる糸状腐食 (Filiform Corrosion) はきわめて特異な腐食現象で、塗装あるいは陽極酸化などの表面処理材だけでなく、無処理材でもその表面に紙とかポリエチレンなどを密着させたり、板と板とを密着して保持しておくだけでも発生することがある。

この腐食現象については従来、主として塗装された鉄鋼材料の場合について、その機構、進行速度と深さ、あるいは環境との関連性など、種々検討されている。^{1~3)}

アルミニウム板材に発生するこの糸状腐食は、合金の種類、塗装の前処理などによってかなり異なった影響をうけると考えられるので、筆者がこの点に関して、多少の実験を行なった結果を以下に報告する。

2. 試料と実験方法

2・1 純アルミニウム塗装板試験

純アルミニウム板について、純度、脱脂後の洗滌水、化成皮膜処理、下地塗装、2回塗装の5つの条件を因子とし

て、直交表にもとづく5因子2水準、L16の組合せにより作製した試験片について、塩水噴霧試験 (5% NaCl, 35±1°C, pH=6.8) と恒温恒湿試験 (40±1°C, 80±2%) を実施した。試験片の作製条件は Table 1 のごとくで、各因子間の交互作用をも合わせて検討した。試験片寸法は1t×45w×75lで、塗装面にクロスカットを入れた。

Table 1 Coating conditions of pure aluminum specimens.

Specimen No.	A. Materials	B. Washing water	C. Chemical conversion	D. Pre-coating	E. Double-coating
1	99.5%Al	Tap water	None	Vinyl	Epoxy
2	〃	〃	〃	Epoxy	None
3	〃	〃	Do	Vinyl	〃
4	〃	〃	〃	Epoxy	Epoxy
5	〃	Pure water	None	Vinyl	None
6	〃	〃	〃	Epoxy	Epoxy
7	〃	〃	Do	Vinyl	〃
8	〃	〃	〃	Epoxy	None
9	99.8%Al	Tap water	None	Vinyl	〃
10	〃	〃	〃	Epoxy	Epoxy
11	〃	〃	Do	Vinyl	〃
12	〃	〃	〃	Epoxy	None
13	〃	Pure water	None	Vinyl	Epoxy
14	〃	〃	〃	Epoxy	None
15	〃	〃	Do	Vinyl	〃
16	〃	〃	〃	Epoxy	Epoxy

2・2 アルミニウム合金塗装板試験

合金成分による相違を調査する目的で、1100, 3003およ

* 軽金属, 19 (1969), 569 に一部発表

** 研究部

び5052の3種合金板材について、脱脂条件と化成皮膜処理条件を変えた塗装板を用いて、塩水噴霧試験、恒温恒湿試験などを実施した。試験片の処理条件ならびに試験の条件をTable 2に示す。試験片寸法は $1t \times 40w \times 65l$ で塗装面にはやはりクロスカットを入れた。

Table 2 Coating and testing conditions of aluminum alloy specimens.

Materials	1100 alloy 3003 " " 5052 "
Degreasing	None with Acetone 7% NaOH 50°C × 30 sec., 7% HNO ₃ R.T. × 10 sec., washing with water, drying
Chemical conversion	None Alodine 401-45, 2% sol. R.T. × 3 min., washing with water, drying
Painting	Vinyl Paint, 180°C × 10 min. Baking
Testing	1. 2 Months in Humidity box (40°C, 80%) 2. " after salt-spray test 144 hrs. 3. " after Immersion in 5% NaCl sol. 144 hrs. 4. " " " " and washing

なお、塗装はいずれもバーコーターを用いて行ない、塗膜厚は約 15μ 、2回塗装した場合の膜厚は約 25μ である。

3. 実験結果

3.1 純アルミニウム塗装板の結果

糸状腐食は塩水噴霧試験片、恒温恒湿試験片のどちらにも発生してきたが、塩水噴霧試験片においては、試験直後には糸状腐食はあまりはっきりせず、フクレをともなったかなりはげしい腐食が試験片の周辺部ならびにクロスカット部に発生していた。これらの腐食は試験後、試験片を水で洗滌し、乾燥して、室内あるいは恒温恒湿槽内に保持しておくと、この部分から糸状腐食が進行していくことがわかった。その代表の一例をPhoto. 1に示す。

これに対し、恒温恒湿試験のみ実施した試験片においては、試験期間2ヶ月のものでかなり明瞭に糸状腐食が発生していくものがあった。その一例をPhoto. 2に示す。

恒温恒湿試験のみの試験片と塩水噴霧試験後室内保持した試験片とでは、発生する糸状腐食の形がやや異なり、前者においては糸の幅がせまく、かなり直線的に進行しているものがほとんどであるが、後者では幅がやや広く、方向も一定せず、長さも短かい。しかし、試験片の作製条件と発生の傾向とは、両者の間にあまり差はみられない。そこで、恒温恒湿試験のみ実施した試験片について、試験片作製条件と腐食の関係を詳細に調査した。

すなわち、各試験片に発生した糸状腐食について、糸の連続したもの1本として、糸の数、最大長さ、長さの総和を求めるごとにTable 3のとくになる。このそれぞれについて各要因の影響をみるべく分散分析を行なった結果、Table 4~6が得られた。

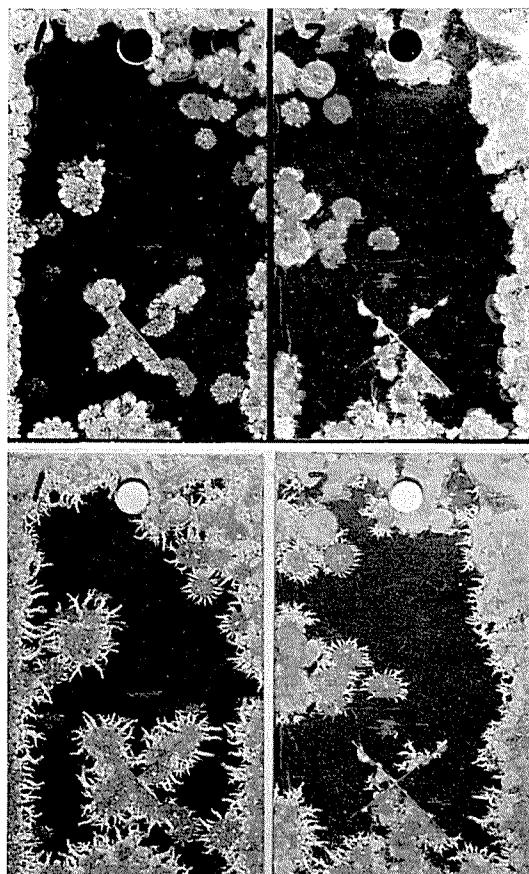


Photo. 1 Corrosion of 99.5% Al sheets coated (45×75 mm) after salt-spray test for 176 hrs.
Upper : Only salt-spray test
Lower : Exposure in the humidity-box at 40°C, 80% for 1 month after salt-spray test.



Photo. 2 Filiform corrosion generated on 99.5% Al sheets coated after exposure in the humidity-box at 40°C, 80% for 2 months.

糸の数、最大長さおよび長さの総和のそれぞれに有意に影響すると判断される各因子の主効果と交互作用は、必ずしも一致した傾向を示していない。

Table 3 Experimental results of pure aluminum coated sheets.

Specimen No.	Number of filiform corr.	Max. length of filiform corr. (mm)	Total length of filiform corr. (mm)
1	53	14	447
2	49	16	475
3	0	0	0
4	0	0	0
5	10	10	64
6	31	16	247
7	16	6	49
8	0	0	0
9	0	0	0
10	63	12	184
11	0	0	0
12	0	0	0
13	31	12	194
14	16	6	51
15	0	0	0
16	0	0	0

Table 4 Analysis of variance for the number of filiform corrosion.

Factors	S	ϕ	V	Fo	Pure effect	Ratio of contribution %
B. Washing water	233	1	233	2.68	146	2.03
C. Chemical conversion	3511	1	3511	40.4**	3424	47.60
E. Double-coating	885	1	885	10.2*	798	11.09
B × C	541	1	541	6.22*	454	6.31
B × D	298	1	298	3.43	211	2.93
C × D	410	1	410	4.71	323	4.49
C × E	473	1	473	5.44	386	5.37
D × E	233	1	233	2.68	146	2.03
e	609	7	87		1305	18.15

Table 5 Analysis of variance for the maximum length of filiform corrosion.

Factors	S	ϕ	V	Fo	Pure effect	Ratio of contribution %
A. Materials	64	1	64	23.6**	61.29	9.59
C. Chemical conversion	400	1	400	147.6**	397.29	62.17
E. Double-coating	49	1	49	18.1**	46.29	7.36
A × C	25	1	25	9.23*	22.29	3.49
B × D	25	1	25	9.23*	22.29	3.49
C × D	25	1	25	9.23*	22.29	3.49
C × E	16	1	16	5.90*	13.29	2.08
D × E	16	1	16	5.90*	13.29	2.08
e	19	7	2.71		40.68	6.25

Table 6 Analysis of variance for the total length of filiform corrosion.

Factors	S	ϕ	V	Fo	Pure effect	Ratio of Contribution %
A. Materials	45476	1	45476	17.3**	42784	11.14
B. Washing water	15688	1	15688	5.83	12996	3.38
C. Chemical conversion	162611	1	162611	60.4**	159919	41.64
E. Double-coating	17623	1	17623	6.55*	14931	3.89
A × B	24258	1	24258	9.01*	21566	5.62
A × C	35627	1	35627	13.23*	32935	8.58
B × C	22425	1	22425	8.33*	19733	5.14
B × D	32490	1	32490	12.07*	29798	7.76
C × E	11718	1	11718	4.35	9026	2.35
e	16151	6	2692		40379	10.50

数に対しては、主効果として化成皮膜処理の有無が危険率 1%で、2回塗装の有無が危険率 5%でそれぞれ有意。交互作用として洗滌水と化成皮膜処理の作用が危険率 5%

で有意に効くと示された。

最大長さに対しては、主効果としてのアルミニウム純度、化成皮膜処理の有無、2回塗装の有無がいずれも危険率 1%で有意に効き、交互作用では純度と化成皮膜処理、洗滌水と下地塗装、化成皮膜処理と下地塗装、化成皮膜処理と2回塗装、下地塗装と2回塗装などがいずれも危険率 5%で有意に効くと判定された。

長さの総和に対しては、純度、化成皮膜処理の有無が危険率 1%，2回塗装の有無が危険率 5%で、それ各自効果として有意で、純度と洗滌水、純度と化成皮膜処理、洗滌水と化成皮膜処理、洗滌水と下地塗装などの交互作用がいずれも危険率 5%で有意に効くと判定されている。

これらの分散分析結果において有意と判定された各要因についてのヒストグラムの平均値を推定し、標準偏差とともに図示すると Fig. 1~3 のごとくになる。

主効果として、アルミニウムの純度は低い方が腐食が多く、化成皮膜処理した板はしない板に比してきわめて健全である。また、2回塗装の有無については常識に反して、2回塗装したものの方が腐食が多くなっている。一方、交互作用についてみると、主効果にみられた影響と矛盾するものはみられない。化成皮膜処理した場合は純水洗滌の方が腐食は少ないが、化成皮膜処理なしのときは水道水洗滌の方がやや結果はよい。洗滌水と下地塗装の作用は、糸の長さに対するのと長さの総和に対する場合とで傾向がやや異なっている。さらに、下地塗装と2回塗装の作用は塗料の種類によって影響が異なるようである。また、純度と洗滌水の作用は高純度の場合は純水の方が良いが、低い純度では水道水の方がわずかに良くなっている。

このように分散分析の結果、有意と判定された主効果と交互作用はきわめて多様であるが、各要因について計算された寄与率の値を解析してみると、主効果としての化成皮膜処理の有無が、寄与率 50% 前後で、非常に大なる影響をもつことが推測されるが、誤差の寄与率の値と比較した場合、危険率 5% で有意と示された要因の寄与率は、いずれ

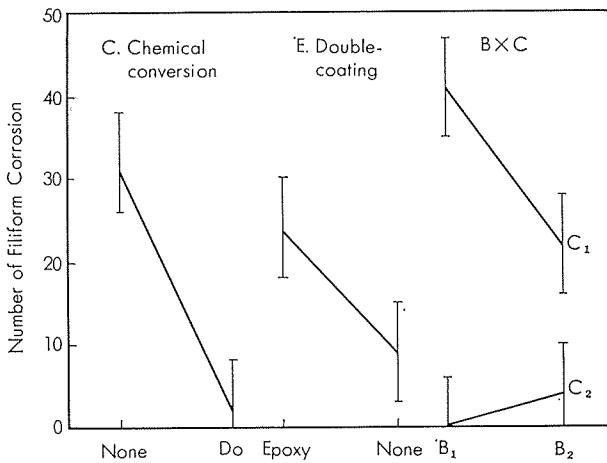


Fig. 1 Average of histogram and standard deviation for the number of filiform corruptions.

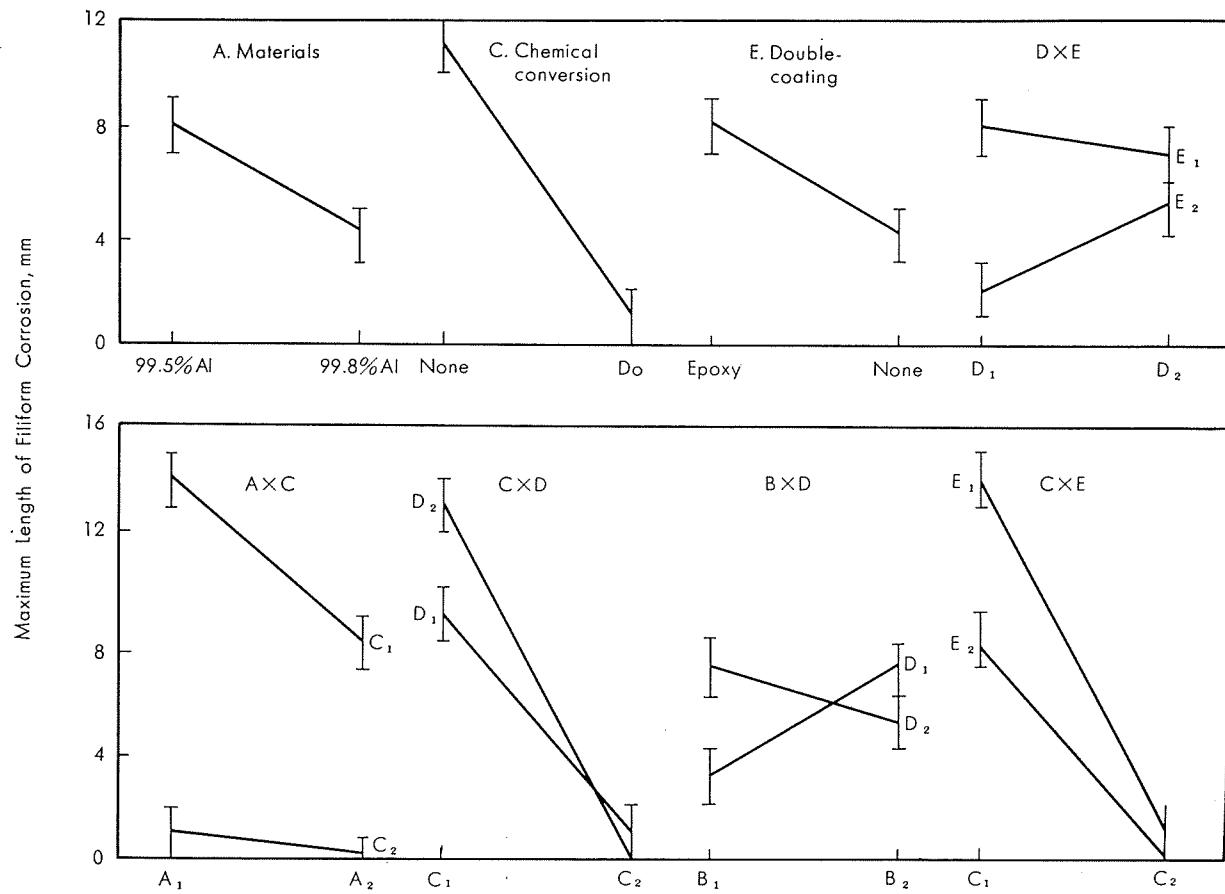


Fig. 2 Average of histogram and standard deviation for the maximum length of filiform corrosion.

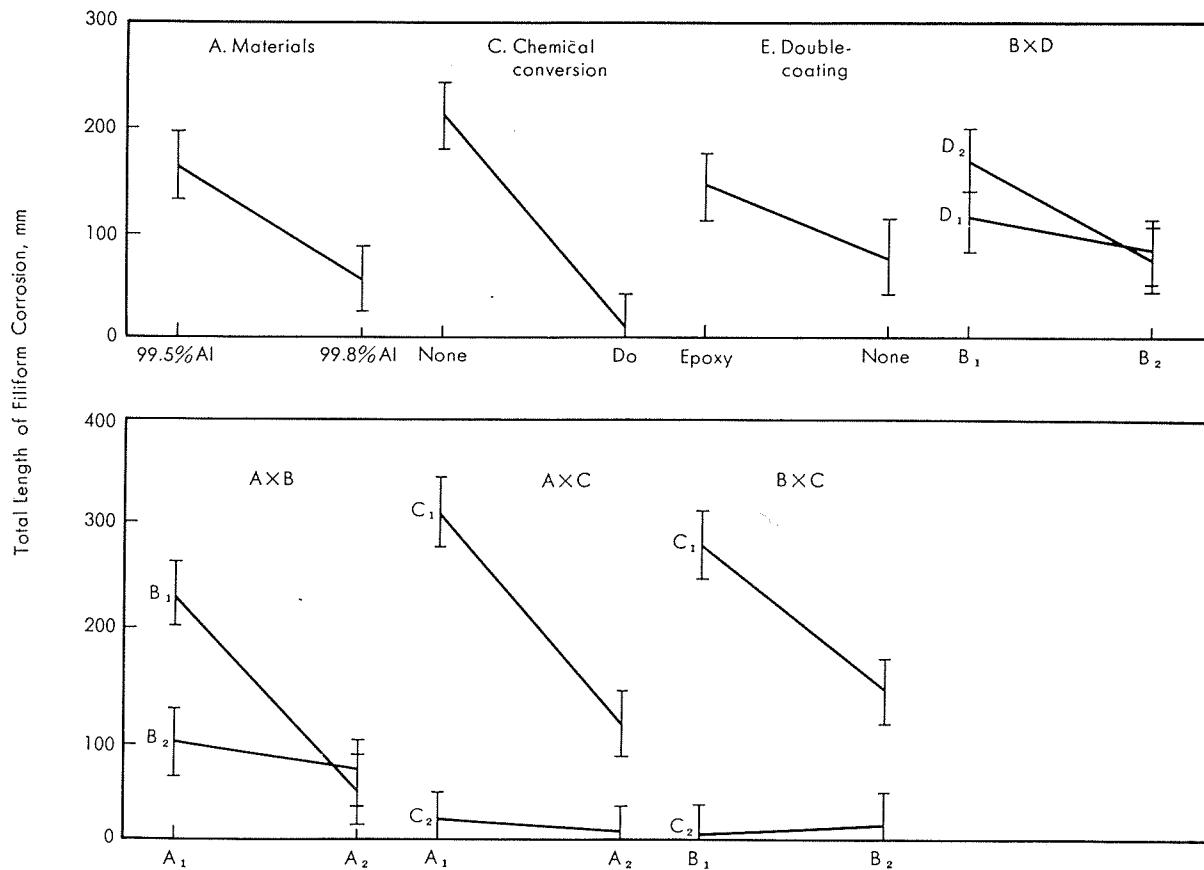


Fig. 3 Average of histogram and standard deviation for the total length of filiform corrosion.

も誤差のそれより値が小さく、その影響はあまり大きいとは思われない。アルミニウムの純度と2回塗装の有無について多少寄与率の値が誤差のそれより高いものもあり、その効果は無視できないようであるが、化成皮膜処理に比してその影響は少ないと思われる。

3・2 アルミニウム合金塗装板の結果

恒温恒湿試験のみ実施したものは、試験期間が3ヶ月をこえても何らの変化も生じなかった。

塩水噴霧試験ならびに食塩水中浸漬試験後に恒温恒湿試験を実施した試験片においては、塩水によって生じたフクレをともなう腐食部分から、やはり糸状腐食が発生してきた。塩水噴霧試験と塩水浸漬試験とではフクレの程度は前者の方が少なかった。また、浸漬試験後洗滌したものとの間に差は認められなかった。

144 hr の塩水噴霧試験ののち、2ヶ月間恒温恒湿試験を実施した試験片の外観を Photo. 3~5 に示す。いずれ

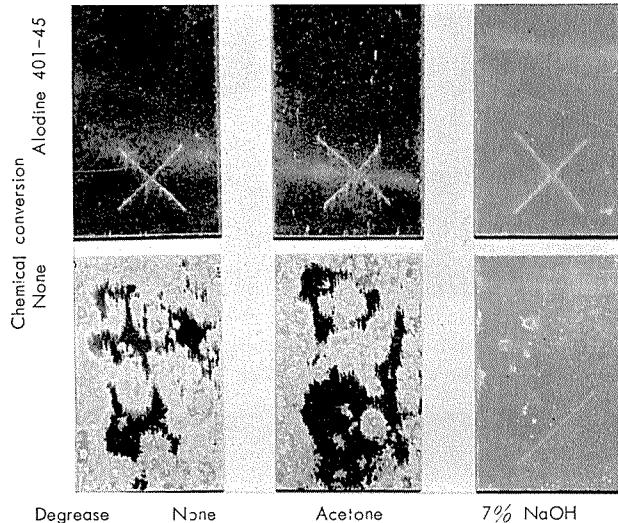


Photo. 3 Corrosion of 1100 alloy sheets coated (40×65 mm) tested in the humidity-box at 40°C, 80% for 2 months after 144 hrs. salt-spray test.

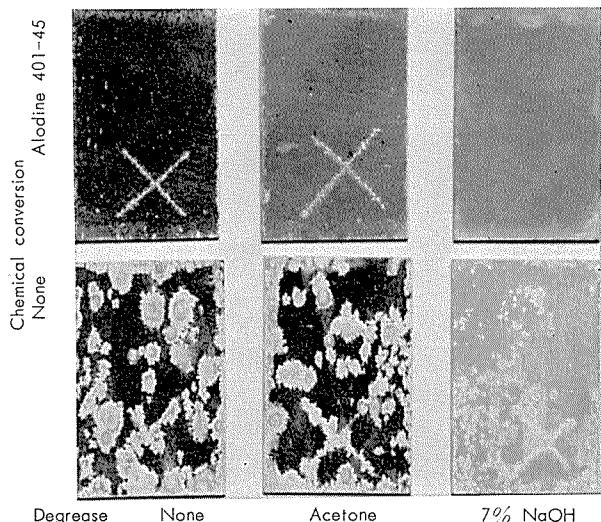


Photo. 4 Corrosion of 3003 alloy sheets coated (40×65 mm) tested in the humidity-box at 40°C, 80% for 2 months after 144 hrs. salt-spray test.

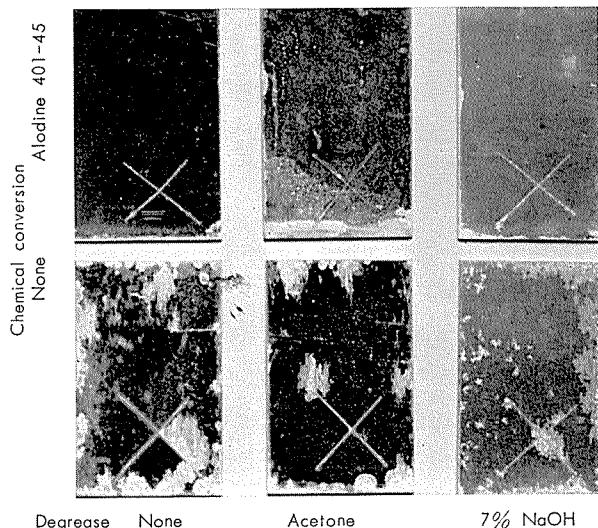


Photo. 5 Corrosion of 5052 alloy sheets coated (40×65 mm) tested in the humidity-box at 40°C, 80% for 2 months after 144 hrs salt-spray test.

の合金においても化成皮膜処理の効果がきわめて顕著に現われている。脱脂条件としては苛性洗滌のものが板表面の光沢がなくなり、やや結果が異なっている。アセトン脱脂したものと脱脂なしのものにはほとんど差はみられないが、わずかに脱脂したものの方が良いようである。化成皮膜処理材では脱脂の影響はあまり顕著でなく、クロスカット部および板端部からわずかに糸状腐食が進行している。3003と5052合金とはほとんど差がなく、1100合金にくらべると腐食が少なくなっている。

4. 考察

糸状腐食の機構については M. van Loo¹⁾ らが塗装した鉄鋼板について述べているが、それによると腐食反応は酸素濃淡電池の作用によるもので、糸の頭部に相当する先端部分において反応が進行し、この部分は酸素濃度が低く、後に続く糸の胴の部分は酸素濃度が高い。

酸素濃淡電池作用であるために、塗膜の通気性による影響が大で、通気性のないパラフィンのごとき皮膜の場合にはこの腐食は発生しない。また、糸の頭部は酸素濃度が低く、しかも酸素濃度の低い方へと進行していくから、糸は決して交さすることなく、胴部にぶつかれば、向きをかえて進行するということである。

鉄鋼の場合、糸の頭部においては鉄は2価のイオンの形で反応し、これがさらに酸化されて3価の化合物 ($\text{Fe}_2\text{O}_3 \cdot x\text{H}_2\text{O}$) として胴部に移行する²⁾ ようで、この現象はアルミニウムの場合にはあてはまらないが、アルミニウムに生ずる糸状腐食の形態が鉄鋼の場合とよく似ていることから、機構そのものはやはり酸素濃淡電池作用によるものと考えられる。

この糸状腐食はきわめて顕著に雰囲気中の湿気の影響をうけ、相対湿度65%以下では発生せず、湿度100%ではフクレになるとおり、65~100%の間では、湿度が高

くなるにつれて糸の幅が広くなり、進行速度もはやくなるということである¹⁾。H. Kaeshe の報告³⁾によれば、糸の進行速度の平均値は相対湿度 85%において約 0.4 mm/day ときわめて速い。本実験においては相対湿度 80%の恒温恒湿槽による結果よりも、塩水噴霧試験後室内保持（相対湿度 70%前後）の方が幅も広く、速度も大きかったが、塩水による影響がかなり効いているものと考えられる。また、進行速度については、糸の発生の時点を明確にとらえていないので、正確な値は得られてはいないが、速いもので 0.25~0.35 mm/day の速度が求められている。

アルミニウムの場合、塗装材だけでなく、アルミニウムの地肌に直接に紙とかビニールなどを密着させておいても糸状腐食が発生する場合がある。その一例を Photo. 6 に示すが、これは 99.3% 純アルミニウム板表面に塩水の霧をわずかにふきつけ、その上からビニールを密着させて、室内に 1 ヶ月保持したものに発生した糸状腐食である。糸の部分を拡大すると Photo. 7 のごとくで、正常部と腐食部との境界線がはっきりみられる。これに対し、塗装板上に発生した糸状腐食は Photo. 8 にその拡大状況を示すごとく、境界ははっきりせず、塗膜が脈をうつようにフクレているのがよくわかる。この部分の断面を顕微鏡で眺めるところ Photo. 9 にみられるごとく塗膜のフクレの下のアルミニウムが侵食されている。侵食深さは約 0.02 mm 程度でかなり浅いが、sick⁴⁾ のいう 0.005 mm よりはかなり深い。

紙と接触した場合に生ずる腐食については、H. M. Cohen⁵⁾ が相対湿度と関連させてその機構を論じているが、彼の実験結果によると糸状腐食は認められていない。また、G. Schikorr らの実験⁶⁾によると、接触する紙の性

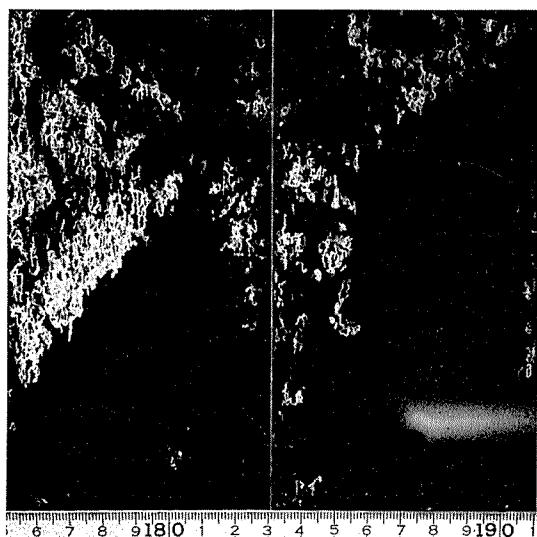


Photo. 6 Filiform corrosion generated on the surface of pure aluminum sheets contacted with vinyl-sheet.



Photo. 7 Surface micrograph of the filiform corrosion generated on the pure aluminum sheet contacted with vinyl-sheet.



Photo. 8 Surface micrograph of the filiform corrosion generated on the pure aluminum sheet coated with vinyl paint.

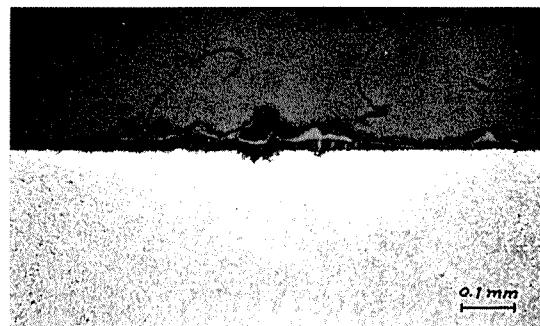


Photo. 9 Cross section of filiform corrosion generated on the pure aluminum sheet coated with vinyl paint.

質が大なる影響を与えるとしている。すなわち、紙の pH 値、塩素含有量によって結果が異なり、pH 値が 5~8 の間では影響が少なく、塩素量が NaCl として 0.01% をこえないことが望ましい。また、彼らの実験結果では、Al-Si 合金がもっとも腐食が顕著で、Al-Mg 合金はあまり腐食しないとのべている。一方、H. Sick の実験⁴⁾によると、陽極酸化皮膜処理したアルミニウム合金の中では Al-Mg 合金にもっとも顕著な糸状腐食がみられ、Mg を含有することが必須条件のごとくのべられているが、彼の実験はいずれも厚い陽極酸化皮膜処理材（膜厚 20~30 μ）に限られ

ている。筆者もこの点を確認するために、純アルミニウムと Al-Mg 合金に膜厚を変化させて陽極酸化皮膜処理を施した板について、恒温恒湿試験を実施したが、4ヶ月を越えるテストの結果、全然腐食は発生せず、陽極酸化処理材については確認できなかった。しかし、合金成分の影響については本実験結果からも、Mg 含有が必ずしも糸状腐食発生の必須条件ではないことが確認されるに至っている。

本実験においては環境条件の検討が十分ではないが、アルミニウムにおける糸状腐食の機構は、本質的には鉄鋼の場合と同様に酸素濃淡電池作用によるもので、酸素濃度の低い方へと腐食が進行するものと考えられる。このため、塗装材においては塗膜の通気性の少ない方が腐食の発生は著しくなると考えられ、膜厚の大なる方が腐食が多くなることになる。したがって、筆者の実験において2回塗装した方が腐食が多くなるという傾向は、一般的の腐食にはあてはまらないが、糸状腐食に限ってこのような事実が存在することになる。

文献によれば、これらの糸状腐食を完全に防止する方法は現段階では見出されていないようであるが、本実験結果より、塗装の前処理としての化成皮膜処理が、きわめて良好な防食効果をもつことが明らかとなった。

最近、新しい優秀な塗料の開発ならびに塗装技術の発達につれて、下地処理としての化成皮膜処理は次第に省略されていく傾向にあるが、糸状腐食に対しては、塗膜を厚くしたり、塗装回数を増すことはかえって逆効果になることがあるということならびに、化成皮膜処理の防食効果を再認識した次第である。

5. 結論

アルミニウムおよびアルミニウム合金塗装板に発生する糸状腐食に対して、合金元素、化成皮膜処理、下地塗装、2回塗装などの諸条件の影響を、塩水噴霧試験、塩水中浸漬試験ならびに恒温恒湿試験によって調査した結果、下記の事実が得られた。

1. 純アルミニウムでは純度の低い方が腐食が多く、3003および5052合金は1100合金より耐食性がよい。
2. 諸条件の中では化成皮膜処理の影響がもっとも顕著にみられ、処理した板の耐食性はきわめて良好である。
3. 2回塗装を施した板の塗膜は下地塗装皮膜より厚いから一般には耐食性が良好であるが、糸状腐食に対してはかえって好ましくない。
4. 塩水噴霧試験のみでは糸状腐食はあまり発生しないが、これにひき続いて恒温恒湿試験を行なうと、塩水試験によって生じたフクレが糸状腐食をひき起す。

おわりに、本実験遂行にあたり、試料作製その他に御協力いただいた鈴木部員に深く感謝致します。

参考文献

- 1) M. Van Loo, D. D. Laiderman, R. R. Bruhn : Corrosion, **9** (1953), 277
- 2) W. H. Slabaugh, M. Grotheer : Ind. and Eng. Chem., **46** (1954), 1014
- 3) H. Kaesche : Werk. und Korr., **11** (1959), 668
- 4) H. Sick: Aluminium, **44** (1968), 476
- 5) H. M. Cohen : Aluminium, **35** (1959), 197
- 6) G. Schikorr, K. Volz : Aluminium, **38** (1962), 722

P
205

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPOPTS Vol.11 No.2 April 1970

論 文

工業用アルミニウム圧延板の表面筋模様について

馬 場 義 雄
浜 田 淳 司

住友軽金属工業株式会社

工業用アルミニウム圧延板の表面筋模様について*

馬場義雄** 浜田淳司***

On the Surface Striation-Patterns of Anodized Aluminium Sheet

by Yoshio Baba and Junji Hamada

To clarify the causes of appearance of surface striation in aluminium after anodizing, structural studies and electron microprobe X-ray analysis have been performed on the 1100 alloy sheet. It has been found that the surface striation can be classified into the following two types. One of them is caused by a segregation of Al-Fe-Si compounds, which is unchanged even after recovery and secondary recrystallization at 630°C. Another one is closely related to the difference in orientation between two elongated grains, which has been caused by coarse grained structure in the early stages of fabrication such as ingot making, hot rolling and intermediate annealing.

1. 緒 言

工業用純アルミニウム板を器物、ネームプレートなどの装飾的要素の強い用途に使用する場合、表面の欠陥は商品価値上好ましくない。

表面欠陥には、機械的につけられた傷や油などの付着によるもの他に、陽極酸化などの表面処理を行なったときにしばしば現われる表面筋模様がある。この表面筋模様については今まで種々研究され、小林と浜田¹⁾は表面筋模様を形状により松葉模様、亀甲状模様などに分類し、化学分析で筋模様のある板は Fe, Si が多いことから、筋模様は Al-Fe-Si 系化合物に起因すると推定している。また高野²⁾は⁵¹Fe をトレーサーとして用い、圧延板を陽極酸化処理したときに現われる表面筋模様と⁵¹Fe の分布がよく一致していることを確認し Al₃Fe など Fe を含む共晶析出物が表面筋模様になると述べている。しかしながら、最近 Fe, Si などの化合物の偏析による筋模様以外に、肉眼組織の不均一、あるいは結晶方位差が筋模様に影響を与えるという報告^{3), 4)}があり、より高度な品質が要求される今日、あらためて筋模様を見直してみるとともに、その原因をさらに探求する目的で当研究を行なった。

2. 実験試料および実験方法

実験試料は、半連続鋳造によって製造した鋳塊から 25m m × 200mm × 200mm のスライスを切り出し、これをビレットとして厚さ 5 mm まで 500°C で熱間圧延後さらに 1

Table 1. Chemical composition. (%)

Al	Cu	Fe	Si	Mn	Mg	Zn	Ti
99.2	0.07	0.6	0.15	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01

mm まで冷間圧延したものあるいは焼鈍したものである。化学成分は Table 1 に示す通りである。筋模様の観察は、70°C の 10%苛性ソーダ溶液中に 1.5 分浸漬した板面、苛性ソーダ溶液に浸漬後硫酸浴で 5μ 陽極酸化処理した面、あるいは王水でマクロエッティングした面で行なった。偏析があると考えられる筋模様部は、X線マイクロアナライザを用いて Fe, Si の分布を調査した。なお、本研究で称する筋模様とは、苛性ソーダ、王水で表面をエッティングした面、あるいはエッティング後陽極酸化処理をした面に生じる肉眼で確認し得る不均一な筋である。

3. 実験結果および考察

3・1 偏析と筋模様の関係

偏析と筋模様の関係を調べるために、Photo. 1 に示す如き逆偏析による不純物の多い錫肌から 0.5mm 面削したものおよび偏析層を十分とり除くために 170mm 面削した厚さ 25mm のビレットを採取し、各々 500°C で厚さ 5mm まで熱間圧延後 1 mm まで冷間圧延し試料とした。両者とも圧延したままで筋模様はみられないが、苛性ソーダ溶液中に浸漬してエッティングすると、0.5mm 面削のものは Photo. 2 (a) に示す如き帶状の筋模様が現われる。一方 170mm 面削のものは、Photo. 2 (b) に示すように筋模様はみられない。この現象は、苛性ソーダ溶液に浸漬した後硫酸浴で陽極酸化処理しても同様である。

* 第36回軽金属学会春季大会で発表

** 研究部 工学博士

*** 研究部

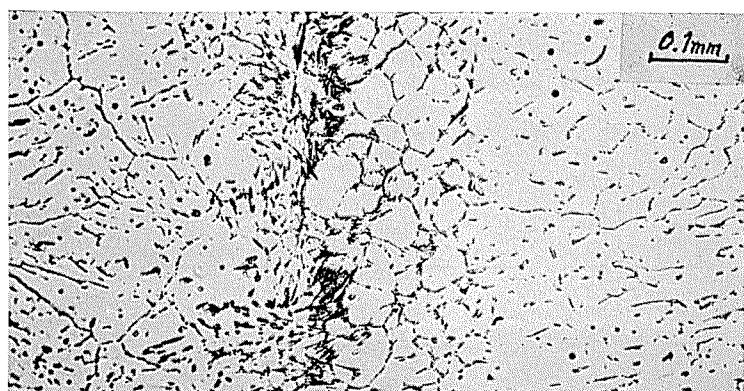


Photo. 1 Micro structure of the slab surface sculped 0.5mm.

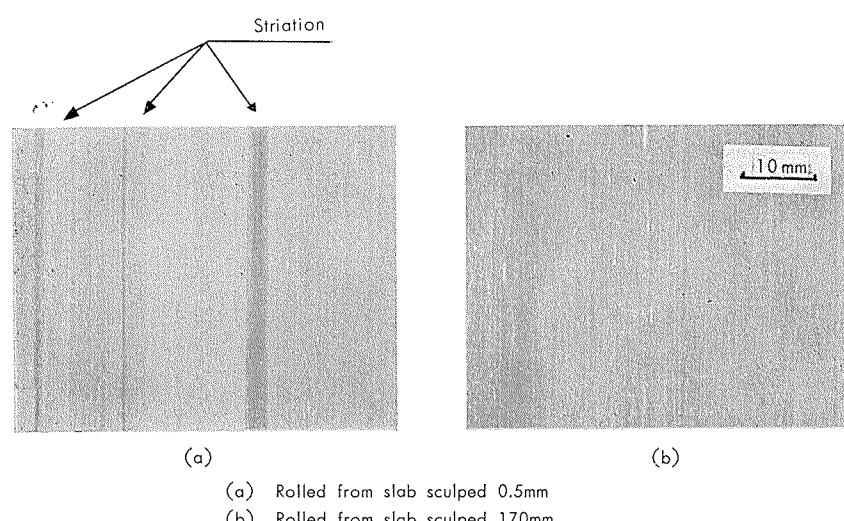


Photo. 2 Macro structures of the sheet etched with 10% NaOH solution at 70°C.

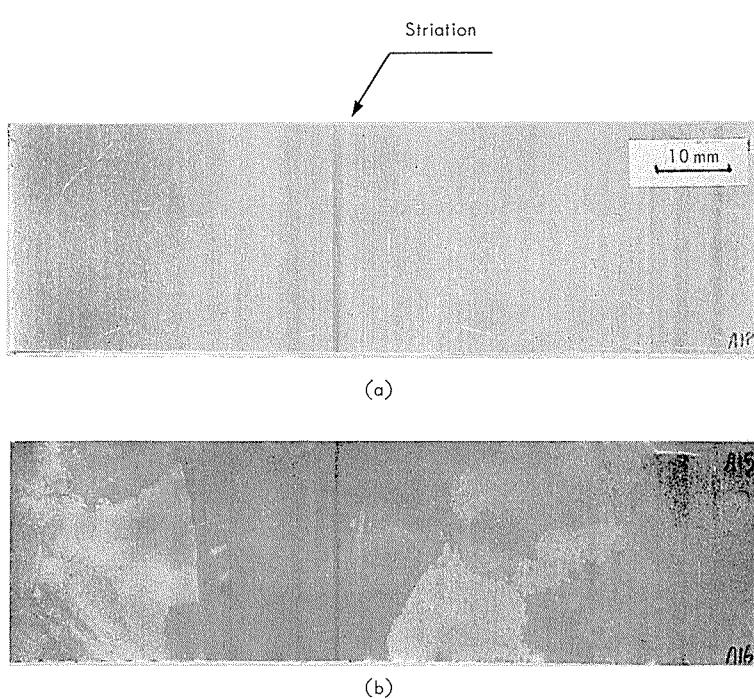


Photo. 3 Surface striation of the sheet etched with 10% NaOH solution at 70°C.

この帶状筋模様のある板を 630°C で 120 分加熱して二次再結晶させても、Photo. 3 に示す如く帶状筋模様の位置は変化しない。したがってこの帶状筋模様は、拡散しにくい析出物の集合と考えられた。そこで、Photo. 2(a) の試料について、Fe, Si の分布状態を X 線マイクロアナライザで調べた。この結果、筋模様部は Fig. 1 に示す如く Fe,

以上の結果より、筋模様は偏析によっても十分起り得る可能性があり、Al-Fe-Si 系化合物が主たる原因になることが確認できた。

3・2 肉眼組織と筋模様の関係

筋模様が偏析に起因することは先に述べたとおりであるが、鋳塊の偏析層を十分に除去しても圧延材に筋模様ので

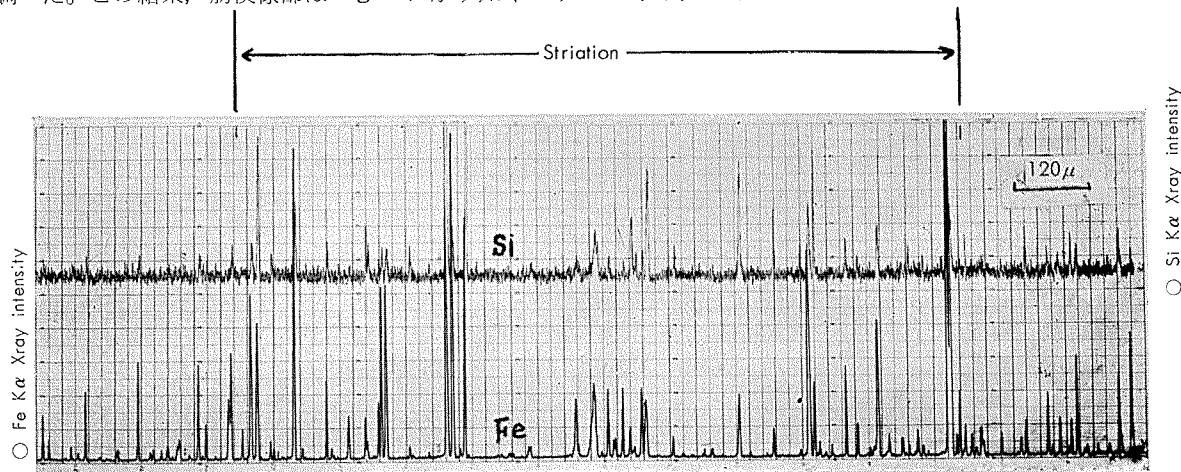
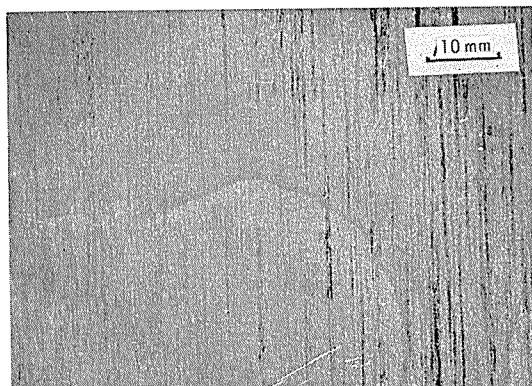
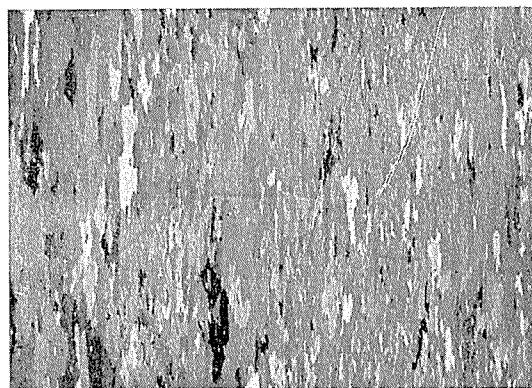


Fig. 1 Distribution of Fe, Si in the sheet having the striation.

Si の intensity が高く、しかも Fe と Si の peak が一致していることより、筋模様部には Al-Fe-Si 系の化合物が正常部より多いことがわかった。



(a)



(b)

- (a) Etched with 10% NaOH solution at 70°C
- (b) Etched with $\text{HNO}_3\text{-HCl}$ solution ($\text{HNO}_3/\text{HCl} = 2/3$)

Photo. 4 Macro structures of the sheet etched with NaOH and $\text{HNO}_3\text{-HCl}$ solution.

ることは、しばしば経験される。

この種の筋模様は Photo. 4(a) に示す如く、苛性ソーダ溶液に浸漬すると偏析による筋模様とは異なる形状を呈する。またこの筋模様は、王水でエッチングすると Photo. 4(b) に示すように明瞭になり、いわゆるマクロ組織と一致していることがわかる。即ちマクロ組織の不均一が筋模様の原因になることがわかったので、著者らはまず、鋳塊の肉眼組織が圧延材の筋模様に与える影響を調べた。

そこで、偏析層を十分に除去した微細な肉眼組織の鋳塊、粗大な粒状晶を有する鋳塊および羽毛状晶の鋳塊を 25 mm から 5 mm まで熱間圧延後 1 mm まで冷間圧延し王水でエッチングした板面を観察した。Photo. 5, Photo. 6 は、微細な肉眼組織（平均粒径 0.5mm）の鋳塊とそれを圧延した板面の肉眼組織である。同様に Photo. 7, Photo. 8 は、粗大な粒状晶（平均粒径 1.5mm）の鋳塊およびそれを圧延したもの、Photo. 9, Photo. 10 は、羽毛状晶の鋳塊およびそれを圧延したものである。これらの写真より鋳塊の肉眼組織は、96% の圧延加工を行なっても最終板の表面肉眼組織に影響を及ぼし、鋳塊の肉眼組織と圧延板の筋模様とは密接な関係があることがわかった。すなわち、鋳塊の肉眼組織が粗大になると、圧延板の筋模様がはっきり現われ、鋳塊の肉眼組織が微細であれば最終圧延板の筋模様は少くなる。

このような筋模様のある最終板を 300°C で 1 時間焼鈍すると、Photo. 11 に示すように筋模様そのものは再結晶のため不鮮明になり目立たなくなる。しかし筋模様は残っている。

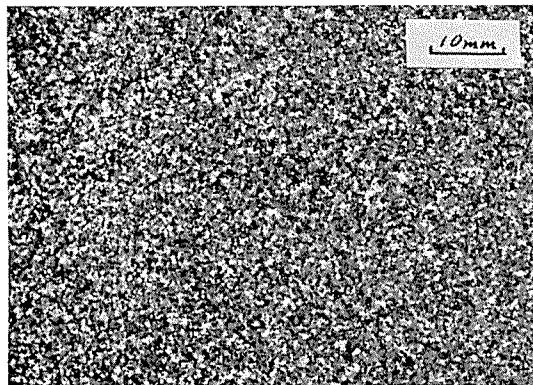


Photo. 5 Macro structure of slab. (fine grain)

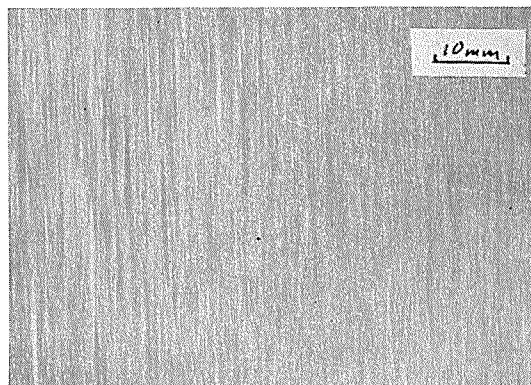


Photo. 6 Macro structure of sheet rolled from the slab of fine grain structure.

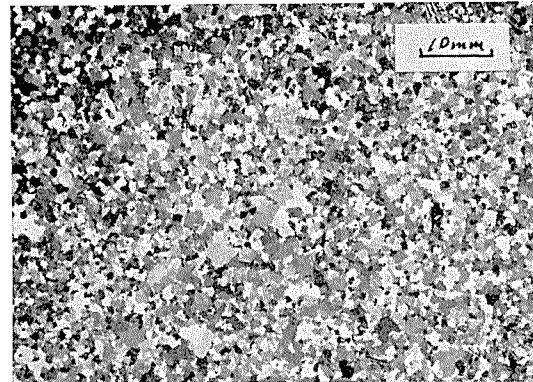


Photo. 7 Macro structure of slab. (coarse grain)

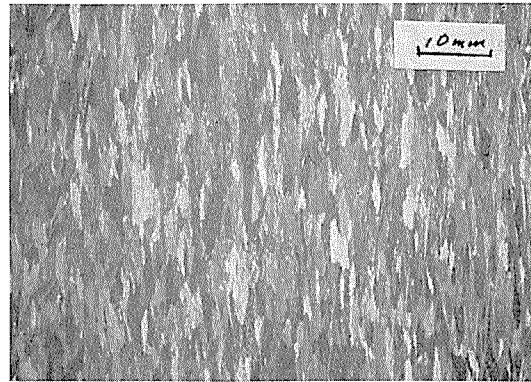


Photo. 8 Macro structure of sheet rolled from the slab of coarse grain structure

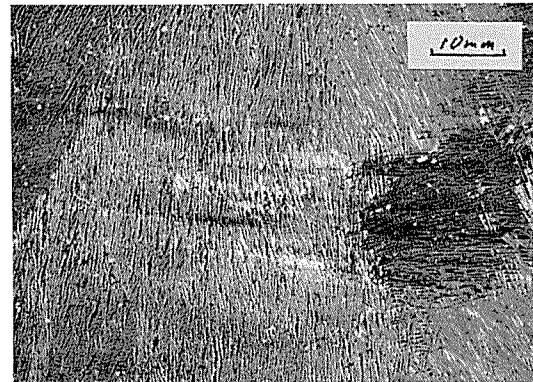


Photo. 9 Macro structure of slab. (feather-like crystals)

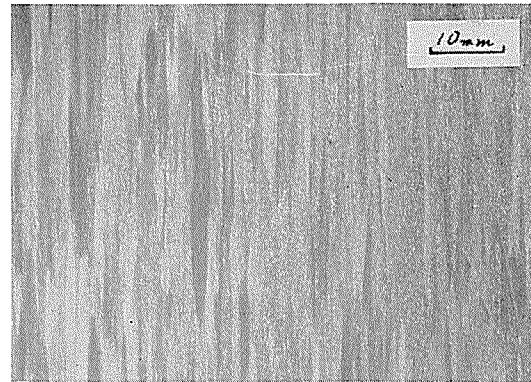
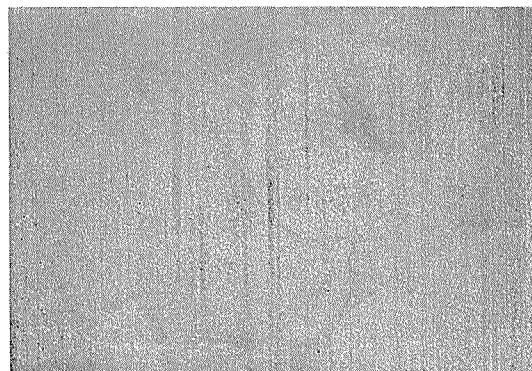


Photo. 10 Macro structure of sheet rolled from the slab of feather-like structure.



(a) As rolled



(b) Annealed at 300°C

Photo. 11 Macro structures of the sheet having striation.

今まで鋳塊の肉眼組織と最終圧延板との関係について述べてきたが、同じ現象は途中焼鈍で grain growth した板を圧延することによっても起る。

この確認実験の結果について以下に述べる。Photo. 12 は厚さ 340mm の 1100 合金の半連続鋳造によって造塊した鋳塊を熱間圧延して得た厚板の断面肉眼組織である。(a)は熱間圧延のまま、(b)は 360°C で焼鈍したもの、(c)は 550°C で焼鈍後 17mm まで (約 5.5%) 冷間圧延し、その後さらに 450°C で焼鈍して表面層に粗大な再結晶粒を生ぜしめたものである。これらの厚板をそれぞれ冷間で 0.5mm 厚さまで圧延した薄板の表面肉眼組織を Photo. 13 に示す。途

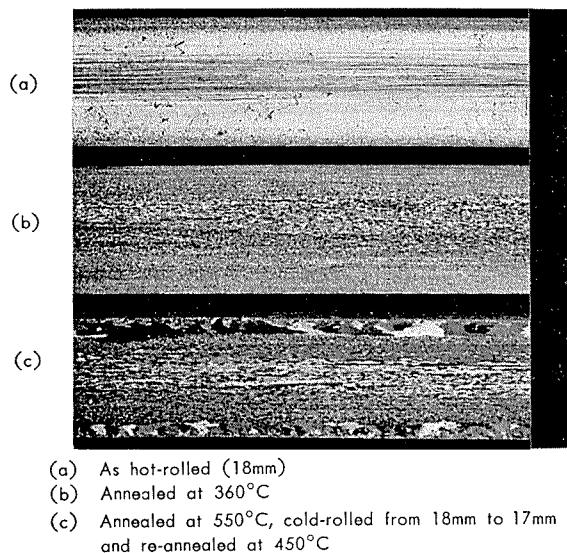


Photo. 12 Macrostructures of cross section of 1100 alloy plate.

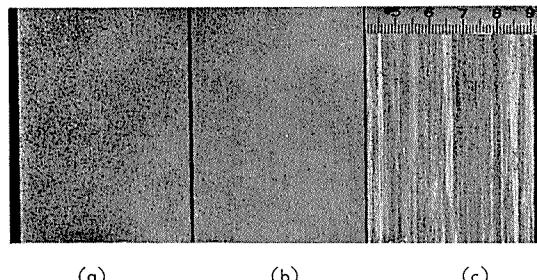


Photo. 13 Macrostructures of surface of 1100 alloy sheet (0.5mm).



Photo. 14 Deep-drawn 1100 alloy sheet (c) showing flow marks (looper lines).
 The sheet was annealed at 360°C after cold rolling from 17mm to 0.5mm thickness.

中焼鈍で grain growth した板は上記の筋模様を発生するのみならず、Photo. 14 にも示した如く、器物などに深絞り加工を行なった際フローマーク (ルーパライン) を発生し、その商品価値を下げるおそれがある。

以上のことより、偏析に起因しない表面筋模様は肉眼組織上での鋳塊の粗大な結晶粒または途中焼鈍で粗大化した結晶粒が、圧延によってそのまま伸びられ、この伸びられた各々の結晶粒の方位差が最終圧延板の筋模様を形成するものと考えられる。最終圧延板を焼鈍しても両結晶粒の方位は、元の伸びられた結晶粒に影響され筋模様は残る。この種の筋模様について、廣沢は圧延によって伸びられた結晶粒の 1 つを切り出し、極点カメラで Photo. 15, Photo. 16 に示す如く方位を測定し上記結果を証明している。

即ち、圧延によって伸びられた各々の結晶粒はある方位を有しており、焼鈍しても再結晶粒は元の伸びられた結晶粒に影響をうけた方位をもつ。

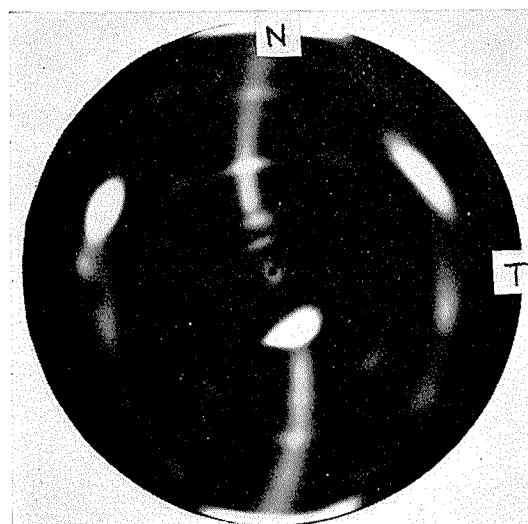


Photo. 15 (111) Pole photograph of an as-rolled sheet having striation.

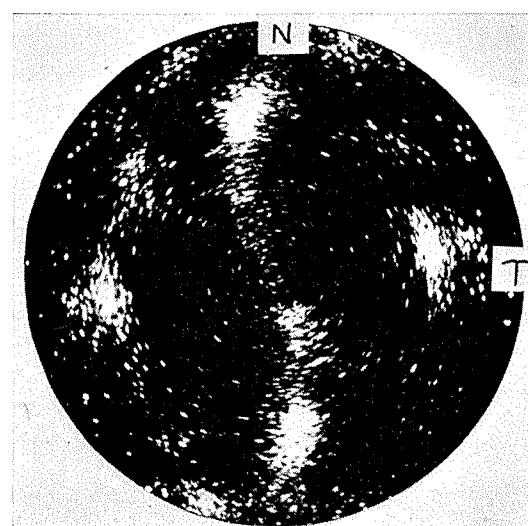


Photo. 16 (111) Pole photograph of an annealed sheet having striation.

4. 結　　び

純アルミニウム板の表面に発生する筋模様は、偏析によるものと、鋳塊の肉眼組織の形状あるいは圧延加工工程中に起る結晶粒の不均一な粗大化に起因するものの二つに大別される。詳細は下記のとおりである。

- 1) 偏析による筋模様は、FeとSiが筋模様部にAl-Fe-Si化合物の形で偏析しているためにおこるものであり、焼鈍しても二次再結晶させても消失しない。
- 2) 鋳塊の肉眼組織が粗大であったり、圧延加工工程中に結晶粒が粗大化すると、後の圧延加工で粗大な結晶粒がそのまま伸ばされ結晶方位差により筋模様として見える。

この筋模様は、焼鈍すると外観上目立たなくなるが、焼鈍による再結晶粒の方位が元の伸ばされた結晶粒の方位に影響され、依然として筋模様は残る。

文　　献

- 1) 小林藤次郎、浜田和夫：軽金属、6(1953) 2, 28
- 2) 高野一哉：軽金属研究会第27回秋期大会講演概要集、22
- 3) Dieter Lenz, Hans Otto Paulßen : Z. Metallkunde 59 (1968) 521
- 4) Werner Sautter : Z. Metallkunde 59(1968) 527
- 5) 広沢栄一：未発表

技術資料

アルミニウム合金の許容応力について

竹内勝治
田中英司

住友軽金属工業株式会社

アルミニウム合金の許容応力について

竹内勝治* 田中英司**

1. はじめに

アルミニウム合金は圧力容器、車輌、船舶、起重機、その他の構造物に最近かなり使用されるようになった。これら構造物の設計に際しては必ず許容応力が必要であり、アルミニウム合金の場合、耐力に対し 1.7、引張強さに対し 2.4 の安全率を推奨している例¹⁾もあるが、材料の性質や使用条件によりその選び方は当然異なってくる。また、アルミニウム合金は鉄鋼材料に比べて弾性係数が小さいのでたわみや座屈が問題とされる場合が多く、安全率の決め方は極めて重要である。

本資料はアルミニウム合金構造について現在設定されている各国の主要な規格や基準に示されている許容応力の考え方について要点をまとめたものである。

2. 許容応力

作用すると考えられる最大の荷重に対し、引張強さで構造物を設計した場合、その荷重になれば当然破壊するが、それまでに大きな変形を生じ使用に耐えなくなる。いっぽう、耐力で設計すると最大荷重における変形は比較的小さくなるが、なお一般には安全であるといい難い。

また、設計荷重をこえる過荷重が加わる場合や工作技術の精度、材料の不均一、溶接などによる部分的な強度低下なども考慮しなければならない。つまり、最大荷重が加わったとき構造物に生ずる最大応力の許容限界値として許容応力を定める必要がある。

許容応力は材料の降伏応力もしくは引張強さなどの強度を安全率で除した値で定義され、安全率もしくは許容応力の値は構造に関する各規格や基準に示されており、一般には次の諸点を考慮して適切な安全限界が設定されている。

- (1) 作用する荷重の形式と構造物の使用条件
- (2) 予測される荷重の精度と確率
- (3) 構造解析と工作技術などの精度
- (4) 破壊試験の結果
- (5) 使用する材料の諸性質、たとえば耐力と引張強さおよびその両者間の差、伸び、衝撃値、疲れ強さ、高温・低温における挙動、耐食性など。

3. ポイラ、タンクおよび高圧容器類

3.1 容器保安規則関係基準

高圧ガス容器の場合、本邦では高圧ガス取締法に基づく

「容器保安規則」においてアルミニウム合金製継目なし容器は“最高充てん圧力に 1.5 または耐力比（耐力／引張強さ）の 5 倍の数値を耐力比に 1 を加えた数値で除して得た値のいずれか大きいものを乗じて得た圧力で降伏を起こさないような肉厚以上の肉厚を有し”なければならないとあり、それに基づいて算出した最高充てん圧力時における円筒部許容応力の最大値を第 1 表に示す。これに対してアルミニウム合金製溶接容器およびアルミニウム合金製超低温容器は“材料の引張強さと耐力の和の $\frac{1}{3}$ の数値または耐力の $\frac{2}{3}$ の数値のいずれか小さいもの”を用い、前掲の第 1 表にあわせて示した。

第 1 表 容器保安規則関係基準の許容応力

容器の区分	材質	耐力 $\sigma_{0.2}$ (kg/mm ²)	引張強さ σ_b (kg/mm ²)	耐力比 $r = \frac{\sigma_{0.2}}{\sigma_b}$	$\frac{5r}{1+r}$	許容応力の最大値 (kg/mm ²)
継目なし	2017	22	37	0.594	1.86	12 (1)
	5052	8	18	0.445	1.54	5 (1)
	5056	12	25	0.480	1.62	7.5 (1)
溶接 および 超低温	5052	(6)	18	—	—	4 (2)
	5083	(13)	27	—	—	8 (3)

(1) $\sigma_{0.2}/5r/(1+r)$ による。

(2) $\sigma_{0.2} \times 2/3$ による。

(3) $(\sigma_{0.2} + \sigma_b)/5$ による。

前者は英国内務省規格 HOAL 1 - Nov. 1966 圧縮ガス運搬用アルミニウム合金製容器規格 (Seamless Aluminium Alloy Cylinder for Conveyance of Compressed Gases) における HE 30-WP (6061-T6) 合金製容器のように引張強さに対し安全率 3 をとった例などと異なり、許容応力算出方法が独自である。後者は次項の軽金属協会規格 LIS SW1-1966 に基づいたものである。

3.2 軽金属協会規格

圧力容器、貯蔵タンク類のアルミニウムおよびアルミニウム合金溶接構造物の許容応力については、軽金属協会規格 LIS SW1-1966 「アルミニウムおよびアルミニウム合金を用いた圧力容器、貯蔵タンク類の許容応力基準」があり、最近関係方面にかなり適用されだしている。これは円筒形または球形の圧力容器、貯蔵タンク類の溶接構造物についてアルミニウム、Al-Mg 合金および 3003 合金を使用する場合であり、その許容応力を第 2 表に掲げた。

許容応力は“材料の引張強さと耐力の平均値に安全率を 2.5”として算出したものであるが、その値が軟い材質では耐力をこえるため、許容応力の上限を耐力の $\frac{2}{3}$ でおさえている。

*研究部 工学博士

**研究部

第2表 圧力容器、貯蔵タンク類の
許容応力基準（軽金属協会規格 LIS SW1-1966）

材質	引張試験（規格値の下限）・(kg/mm ²)		許容応力 (kg/mm ²)
	引張強さ	耐力	
1080-O	(6.65)*	2	1.4 ⁽²⁾
1070-O	(6.65)*	2	1.4 ⁽²⁾
1050-O	(6.65)*	2	1.4 ⁽²⁾
1100-O	(7.72)**	3	2.0 ⁽²⁾
3003-O	9	3	2.0 ⁽²⁾
5005-O	9	3	2.0 ⁽²⁾
5052-O	18	6	4.0 ⁽²⁾
5151-O	21	7	4.7 ⁽²⁾
5083-O	27	13	8.0 ⁽¹⁾

* 米国アルミニウム協会 AA1060 による。

** 同じく AA1100 による。

(1) (引張強さ + 耐力) / 5 による。

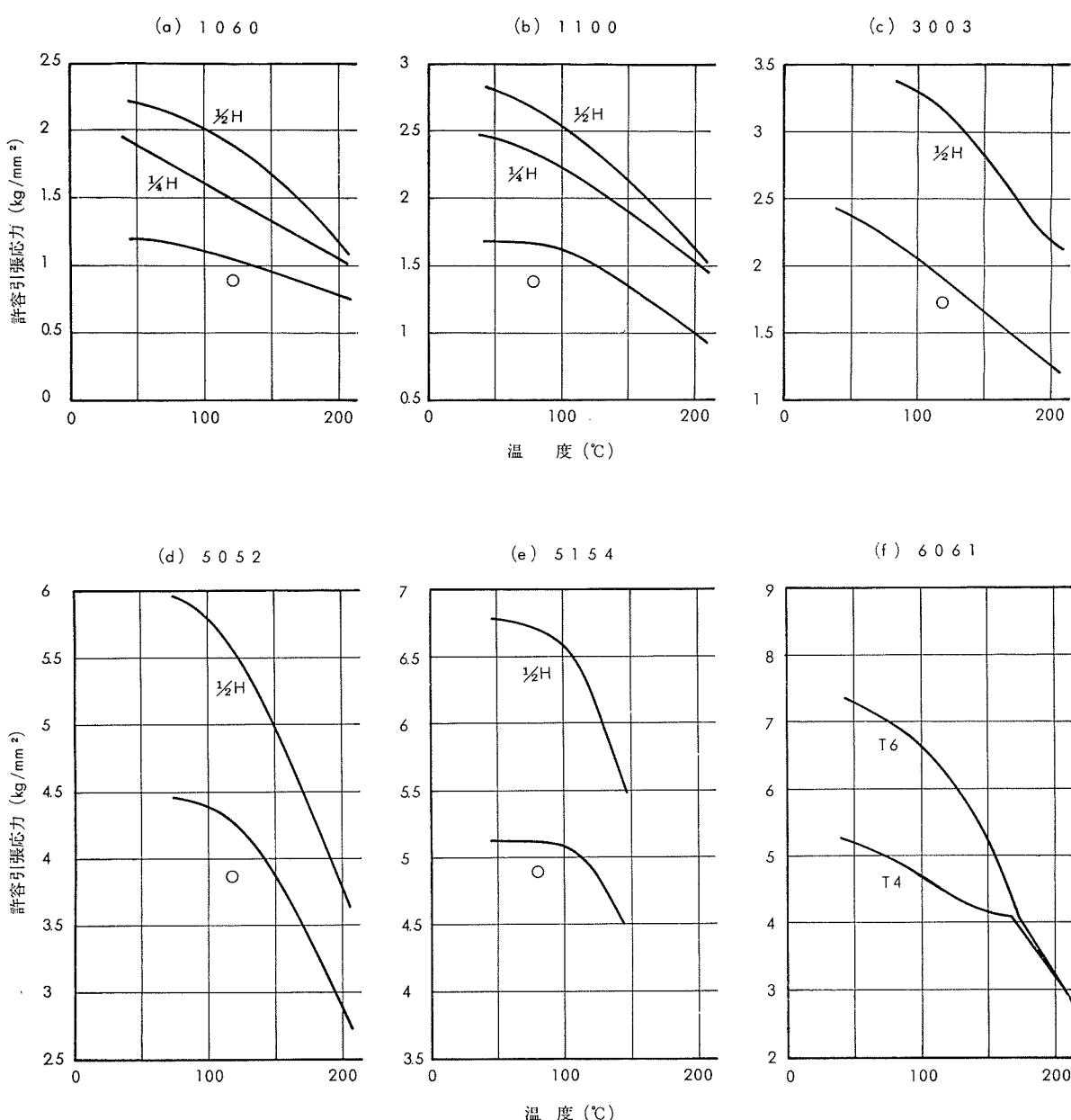
(2) 耐力 × 2/3 による。

3・3 日本工業規格

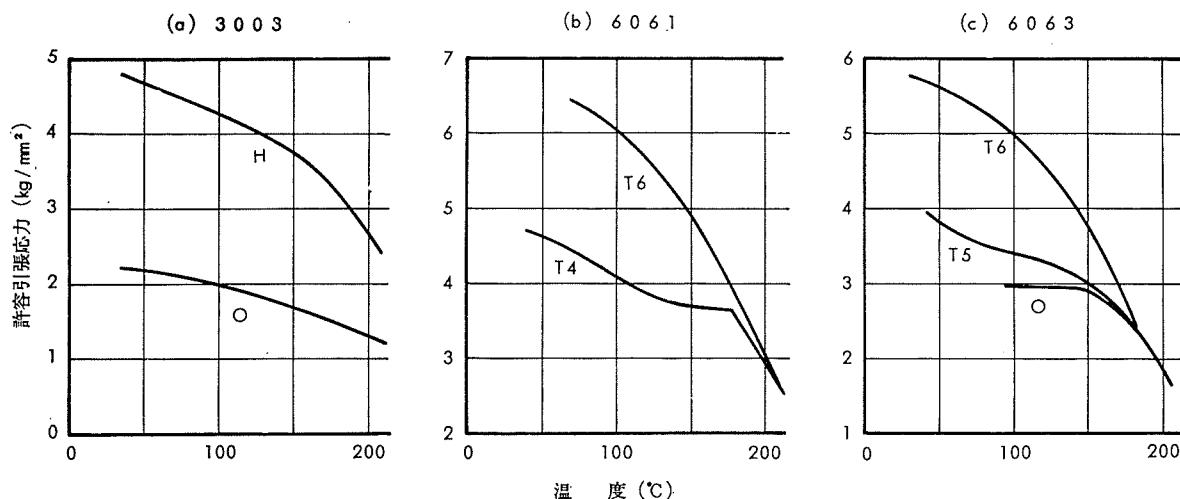
JIS B 8243「火ナシ圧力容器の構造」では計算に用いるアルミニウムおよびアルミニウム合金の許容引張応力は第1図および第2図によるとし、容器内部の気体または液体の温度が205°C をこえるものには使用してはならないとしている。この規格に示された許容引張応力は後述する米国機械学会の規格を参考にして定められたものである。

3・4 外国規格

米国機械学会 (The American Society of Mechanical Engineers) のボイラおよび圧力容器規格 (Boiler and Pressure Vessel Code, Sec. VIII) の Div. 1 におけるアルミニウム合金の最大許容応力を第3表および第4表に



第1図 JIS B 8243「火ナシ圧力容器の構造」のアルミニウムおよびアルミニウム合金板の許容応力



第2図 JIS B 8243「火ナシ圧力容器の構造」のアルミニウム合金継目無管の許容応力

示す。クリープ領域以下の温度範囲における許容応力は

- (1) 室温における材料規格の引張強さの最小値の $\frac{1}{4}$
- (2) 当該温度における引張強さの $\frac{1}{4}$
- (3) 室温における材料規格の耐力の最小値の $\frac{2}{3}$
- (4) 当該温度における耐力の $\frac{2}{3}$

のうち最も小さい値である。ただし、ボルト材料については安全率を引張強さまたは耐力に対しそれぞれ5および4をとっている。また、クリープ領域の温度範囲における許

容応力は $0.01\% / 1,000 \text{ hr}$ のクリープ強さまたは $100,000 \text{ hr}$ のクリープ破断強さの小さいほうの値を用いている。いっぽう Div. 2においては材料の選定、設計、構造などのすべての段階において Div. 1 より厳しい要求をし、クリープ領域以下の温度範囲における許容応力は引張強さまたは耐力に対し安全率をそれぞれ3および1.5とした場合の最小値としており、これを第5表に示す。

第3表 ASME Boiler and Pressure Vessel Code, Sec. VIII Div. 1
の許容引張応力(板、溶接継手を含む)(その1)

材質	厚さ (mm)	規格の最小値		最大許容応力 (kg/mm²)							備考
		引張強さ (kg/mm²)	耐力 (kg/mm²)	38°C	66°C	93°C	121°C	149°C	177°C	204°C	
1060	O	1.30~76.2	5.6	1.8	1.16	1.16	1.09	0.95	0.84	0.74	0.63
	H12	1.30~50.8	7.7	6.3	1.93	1.79	1.65	1.48	1.34	1.12	0.98
	H14	1.30~25.4	8.4	7.0	2.11	2.11	2.04	1.90	1.65	1.41	1.12
	H112	6.35~12.7未満	7.7	4.9	1.93	1.69	1.51	1.34	1.16	0.98	0.84
	"	12.7~25.4未満	7.0	3.5	1.76	1.51	1.37	1.20	1.05	0.91	0.77
	"	25.4~76.2	6.3	2.8	1.58	1.34	1.23	1.05	0.95	0.84	0.70
1100	O	1.30~76.2	7.7	2.5	1.65	1.65	1.62	1.48	1.30	1.12	0.91
	H12	1.30~50.8	9.8	7.7	2.46	2.39	2.21	2.04	1.86	1.69	1.20
	H14	1.30~25.4	11.2	9.8	2.81	2.74	2.57	2.32	2.11	1.90	1.20
	H112	6.35~12.7未満	9.1	4.9	2.28	2.14	1.93	1.72	1.51	1.30	1.05
	"	12.7~25.4未満	8.4	3.5	2.11	1.97	1.79	1.58	1.41	1.20	0.98
	"	25.4~76.2	7.7	2.8	1.86	1.83	1.62	1.48	1.30	1.12	0.91
3003	O	1.30~76.2	9.8	3.5	2.36	2.21	2.04	1.90	1.69	1.48	1.27
	H12	1.30~50.8	12.0	8.4	2.99	2.81	2.67	2.53	2.32	2.11	1.86
	H14	1.30~25.4	14.1	12.0	3.52	3.41	3.30	3.09	2.81	2.46	2.18
	H112	6.35~12.7未満	12.0	7.0	2.99	2.67	2.46	2.32	2.07	1.83	1.58
	"	12.7~25.4未満	10.5	4.2	2.64	2.36	2.18	2.04	1.83	1.62	1.37
	"	25.4~76.2	10.2	4.2	2.53	2.28	2.11	1.97	1.76	1.55	1.34
合せ板 3003	O	1.30~12.7未満	9.1	3.2	2.11	2.04	1.90	1.76	1.55	1.37	1.20
	"	12.7~76.2	9.8	3.5	—	—	—	—	—	—	(3)
	H12	1.30~12.7未満	11.2	7.7	2.81	2.67	2.53	2.39	2.18	1.97	1.76
	"	12.7~50.8	12.0	8.4	—	—	—	—	—	—	(1)(3)
	H14	1.30~12.7未満	13.4	11.2	3.34	3.23	3.13	2.95	2.67	2.36	2.04
	"	12.7~25.4	14.1	12.0	—	—	—	—	—	—	(1)(3)
	H112	6.35~12.7未満	11.2	6.3	2.81	2.53	2.32	2.18	1.93	1.72	1.48
	"	12.7~50.8未満	10.5	4.2	2.39	2.11	1.97	1.83	1.65	1.44	1.23
3004	"	50.8~76.2	10.2	4.2	2.28	2.04	1.90	1.76	1.58	1.41	1.20
	O	1.30~76.2	15.5	6.0	3.87	3.87	3.87	3.66	3.20	2.53	2.07
	H32	1.30~50.8	19.7	14.8	4.92	4.92	4.92	4.60	4.08	3.55	2.46
	H34	1.30~25.4	22.5	17.6	5.6	5.6	5.6	5.2	4.60	3.94	2.46
	H112	6.35~76.2	16.2	6.3	4.04	4.04	4.04	3.87	3.27	2.71	2.21

第3表 ASME Boiler and Pressure Vessel Code, Sec. VIII Div. 1の許容引張応力(板、溶接継手を含む) (その2)

材質	厚さ (mm)	規格の最小値		最大許容応力 (kg/mm²)							備考	
		引張強さ (kg/mm²)	耐力 (kg/mm²)	38°C	66°C	93°C	121°C	149°C	177°C	204°C		
合せ板 3004	O	1.30~12.7未満	14.8	5.6	3.69	3.69	3.66	3.52	3.06	2.43	1.97	—
	〃	12.7~76.2	15.5	6.0	—	—	—	—	—	—	—	(3)
	H32	1.30~12.7未満	19.0	14.1	4.78	4.78	4.78	4.43	3.94	3.44	2.39	(1)
	〃	12.7~50.8	19.7	14.8	—	—	—	—	—	—	—	(1)(3)
	H34	1.30~12.7未満	21.8	16.9	5.5	5.5	5.4	5.1	4.93	3.80	2.39	(1)
	〃	12.7~25.4	22.5	17.6	—	—	—	—	—	—	—	(1)(3)
	H112	6.35~12.7未満	15.5	6.0	3.87	3.87	3.66	3.20	2.53	2.07	1.07	(1)
	〃	12.7~76.2	16.2	6.3	—	—	—	—	—	—	—	(1)(3)
5050	O	1.30~76.2	12.7	4.2	2.81	2.81	2.81	2.81	2.81	2.36	1.48	—
	H32	1.30~6.35	15.5	11.2	3.87	3.87	3.87	3.76	3.37	2.67	1.48	(1)
	H34	1.30~6.35	17.6	14.1	4.39	4.39	4.36	4.26	3.80	2.78	1.48	(1)
	H112	6.35~76.2	14.1	5.6	3.52	3.52	3.52	3.44	3.16	2.60	1.48	(1)
5052	O	1.30~76.2	17.6	6.7	4.39	4.39	4.36	4.22	3.80	3.27	2.46	—
	H32	1.30~50.8	21.8	16.2	5.5	5.5	5.4	5.0	4.50	3.94	2.46	(1)
	H34	1.30~25.4	23.9	18.3	6.0	6.0	5.9	5.4	4.85	4.29	2.46	(1)
	H121	6.35~12.7未満	19.7	11.2	4.92	4.92	4.89	4.72	4.25	3.66	2.46	(1)
	〃	12.7~76.2	17.6	6.7	4.39	4.39	4.36	4.22	3.80	3.27	2.46	(1)
5083	O	1.30~38.1未満	28.1	12.7	7.0	7.0	—	—	—	—	—	—
	〃	38.1~76.2未満	27.4	12.0	6.9	6.9	—	—	—	—	—	—
	〃	76.2~127 未満	26.7	11.2	6.7	6.7	—	—	—	—	—	—
	〃	127 ~178 未満	26.0	10.5	6.5	6.5	—	—	—	—	—	—
	〃	178 ~203	25.3	9.8	6.3	6.3	—	—	—	—	—	—
	H112	6.35~38.1未満	28.1	12.7	7.0	7.0	—	—	—	—	—	(1)
	〃	38.1~76.2	27.4	12.0	6.9	6.9	—	—	—	—	—	(1)
	H321	4.78~38.1未満	30.9	21.8	7.7	7.7	—	—	—	—	—	(1)
	〃	38.1~76.2	28.8	20.4	7.2	7.1	—	—	—	—	—	(1)
	H323	1.30~6.35	31.6	23.9	7.9	7.8	—	—	—	—	—	(1)
	H343	1.30~6.35	35.2	27.4	8.8	8.7	—	—	—	—	—	(1)
5086	O	1.30~50.8	24.6	9.8	6.1	6.1	—	—	—	—	—	—
	H32	1.30~50.8	28.1	19.7	7.0	7.0	—	—	—	—	—	(1)
	H34	1.30~25.4	30.9	23.9	7.7	7.6	—	—	—	—	—	(1)
	H112	6.35~12.7未満	25.3	12.7	6.3	6.3	—	—	—	—	—	(1)
	〃	12.7~25.4未満	24.6	11.2	6.1	6.1	—	—	—	—	—	(1)
	〃	25.4~50.8未満	24.6	9.8	6.1	6.1	—	—	—	—	—	(1)
5154	O	1.30~76.2	21.1	7.7	5.2	5.2	5.2	4.92	4.50	—	—	—
	H32	1.30~50.8	25.3	18.3	6.3	6.3	6.2	5.8	5.2	—	—	(1)
	H34	1.30~50.8	27.4	20.4	6.9	6.8	6.7	6.2	5.6	—	—	(1)
	H112	6.35~12.7未満	22.5	12.7	5.6	5.6	5.6	5.2	4.82	—	—	(1)
	〃	12.7~76.2	21.1	7.7	5.2	5.2	5.2	4.92	4.50	—	—	(1)
5454	O	1.30~76.2	21.8	8.4	5.4	5.4	5.4	5.1	3.87	3.02	2.46	—
	H32	1.30~50.8	25.3	18.3	6.3	6.3	6.2	5.3	3.87	3.02	2.46	(1)
	H34	1.30~25.4	27.4	20.4	6.9	6.9	6.5	5.3	3.87	3.02	2.46	(1)
	H112	6.35~12.7未満	22.5	12.7	5.6	5.6	5.6	5.2	3.87	3.02	2.46	(1)
	〃	12.7~76.2	21.8	8.4	5.4	5.4	5.4	5.1	3.87	3.02	2.46	(1)
5456	O	1.30~38.1未満	29.5	13.4	7.4	7.3	—	—	—	—	—	—
	〃	38.1~76.2未満	28.8	12.7	7.2	7.1	—	—	—	—	—	—
	〃	76.2~127 未満	28.1	12.0	7.0	7.0	—	—	—	—	—	—
	〃	127 ~178 未満	27.4	11.2	6.9	6.8	—	—	—	—	—	—
	〃	178 ~203	26.7	10.5	6.7	6.6	—	—	—	—	—	—
	H112	6.35~38.1未満	29.5	13.4	7.4	7.3	—	—	—	—	—	(1)
	〃	38.1~76.2	28.8	12.7	7.2	7.1	—	—	—	—	—	(1)
	H321	4.78~38.1未満	32.3	23.2	8.1	8.0	—	—	—	—	—	(1)
	〃	31.8~38.1未満	30.9	21.8	7.7	7.7	—	—	—	—	—	(1)
	〃	38.1~76.2	28.8	20.4	7.2	7.1	—	—	—	—	—	(1)
6061	T 4	1.30~76.2	21.1	11.2	5.3	5.1	4.92	4.71	4.50	3.94	2.81	(2)
	T4 溶接	1.30~76.2	16.9	—	4.22	4.15	4.01	3.80	3.52	2.95	2.25	—
	T 6	1.30~102 未満	29.5	24.6	7.4	7.2	7.0	6.6	5.6	4.36	3.09	(2)
	〃	102 ~127	28.1	24.6	7.0	6.8	6.6	6.3	5.3	4.15	2.95	(2)
	T6 溶接	1.30~127	16.9	—	4.22	4.15	4.01	3.80	3.52	2.95	2.25	—
合せ板 6061	T 4	1.30~12.7未満	19.0	9.8	4.78	4.57	4.36	4.22	4.08	3.59	2.53	(2)
	〃	12.7~76.2	21.1	11.2	—	—	—	—	—	—	—	(2)(3)
	T 6	1.30~12.7未満	26.7	22.5	6.7	6.5	6.3	6.0	5.1	3.94	2.81	(2)
	〃	12.7~102 未満	29.5	24.6	—	—	—	—	—	—	—	(2)(3)
	〃	102 ~127	28.1	24.6	6.3	6.2	6.0	5.7	4.75	3.73	2.67	(2)(4)
	T4 溶接	1.30~76.2	16.9	—	4.22	4.15	4.01	3.80	3.52	2.95	2.25	—
	T6 溶接	1.30~127	16.9	—	4.22	4.15	4.01	3.80	3.52	2.95	2.25	—

(1) 溶接構造の場合にはO材の応力値を用いる。 (2) この値は溶接や溶断したときには適用できない。 (3) 許容応力は厚さ 12.7 mm 未満の場合の値を用いる。

(4) 示した許容応力値は芯材の値の90%である。

第4表 ASME Boiler and Pressure Vessel Code, Sec. VIII Div. 1 の許容引張応力 (板以外、溶接継手を含む) (その1)

区分	材質	寸法 (mm)	規格の最小値		最大許容応力 (kg/mm²)							備考	
			引張強さ (kg/mm²)	耐力 (kg/mm²)	38°C	66°C	93°C	121°C	149°C	177°C	204°C		
棒形 および 押出管	2024	T 4	3.17~165	43.6	28.1	10.9	10.4	10.0	8.7	6.6	4.15	2.88	(2)(3)
	6061	T 6 T6 溶接	3.17~203	29.5	24.6	7.4	7.2	7.0	6.6	5.6	4.36	3.09	(2)(3)
	1060管	O H112	全寸法 全寸法	6.0 7.0	1.8 2.8	1.16 1.76	1.16 1.51	1.12 1.37	1.02 1.20	0.88 1.05	0.77 0.91	0.63 0.77	— (1)
	2024	T 4 〃 〃 〃	6.35未満 6.35~19.0未満 19.0~38.1未満 38.1以上	40.1 42.2 45.7 47.8	29.5 30.9 32.3 32.3	10.0 10.5 11.4 12.0	9.6 9.6 10.4 11.4	9.1 8.4 9.1 10.9	8.0 8.4 9.1 9.6	6.1 6.4 6.9 7.2	3.80 4.01 4.32 4.53	2.67 2.78 3.02 3.16	(2)(3) (2)(3) (2)(3) (2)(3)(6)
棒形 および 押出管	3003	O H112	全寸法 全寸法	9.8 9.8	3.5 3.5	2.36 2.36	2.21 2.21	2.04 2.04	1.90 1.90	1.69 1.69	1.48 1.48	1.27 1.27	— (1)
	3003管	O H112	全寸法 全寸法	9.1 9.1	3.2 3.2	2.11 2.11	2.04 2.04	1.90 1.90	1.76 1.76	1.55 1.55	1.37 1.37	1.20 1.20	— (1)
	5083	O H111	127まで 127まで	27.4 28.1	11.2 16.9	6.9 7.0	6.9 7.0	— —	— —	— —	— —	— (1)	— —
	5154	O H112	全寸法 全寸法	21.1 21.1	7.7 7.7	5.2 5.2	5.2 5.2	5.2 5.2	4.92 4.92	4.50 4.50	— —	— —	— (1)
ボルト結合	5454	O H111 H112	127まで 〃 〃	21.8 23.2 21.8	8.4 13.4 8.4	5.4 5.8 5.4	5.4 5.8 5.4	5.4 5.8 5.4	5.1 5.3 5.1	3.87 3.87 3.87	3.02 3.02 3.02	2.46 2.46 2.46	— (1) (1)
	5456	O H111 H112	127まで 〃 〃	28.8 29.5 28.8	13.4 18.3 13.4	7.2 7.4 7.2	7.1 7.3 7.1	— — —	— — —	— — —	— — —	— — (1)	— — (1)
	6061	T 4 T 6 T4, T6 溶接	全寸法	18.3	11.2	4.57	4.36	4.22	4.08	3.94	3.44	2.46	(2)(3)
	6061	T 4 T 6 T4, T6 溶接	12.7未満 12.7~25.4 12.7未満 12.7~25.4 25.4まで T6 溶接	12.7 11.2 15.5 14.8 21.1 12.0	6.3 5.6 3.87 3.69 5.3 2.99	2.95 2.81 3.59 3.41 4.99 2.95	2.95 2.81 3.44 3.30 4.78 2.81	2.95 2.81 3.23 3.09 4.29 2.67	2.81 2.81 2.95 2.81 3.16 2.53	2.18 2.18 2.18 2.18 2.18 1.93	1.41 1.41 1.41 1.41 1.41 1.34	— — — — — —	— — — — — —
ボルト結合	6061	T 6 T6 溶接	— —	26.7 16.9	24.6 —	6.7 4.22	6.5 4.15	6.3 4.01	6.0 3.80	5.1 3.52	3.94 3.52	2.81 2.95	(2) —
	2014	T 6	3.17~165	45.7	38.7	9.1	8.6	8.2	7.3	5.1	3.09	2.11	(2)(3)
	2024	T 4	3.17~165	43.6	28.1	7.0	6.8	6.6	6.3	5.5	4.36	3.23	(2)(3)
	6061	T 6 T6 溶接	3.17~203 3.17~203	29.5 16.9	24.6 —	5.9 3.37	5.8 3.30	5.6 3.23	5.3 3.09	4.43 2.81	3.44 2.39	2.32 1.83	(2)(3) (3)
締目なし 抽出伸管	1060	O H14 H112	0.25~12.7 0.25~12.7 0.25~12.7	6.0 8.4 7.0	1.8 2.11 2.8	1.16 2.11 1.76	1.16 2.04 1.51	1.12 1.90 1.20	1.02 1.65 1.41	0.88 1.65 1.41	0.77 1.12 0.91	0.63 1.12 0.77	— (1) (1)
	3003	O H12 H14 H18	0.25~12.7 0.25~12.7 0.25~12.7 0.25~12.7	9.8 12.0 14.1 19.0	3.5 8.4 3.52 16.9	2.36 2.81 3.41 4.75	2.21 2.67 3.30 4.50	2.04 2.53 3.09 4.25	1.90 2.32 2.81 4.01	1.69 2.32 2.81 3.69	1.48 2.11 2.46 3.09	1.27 1.86 2.18 2.46	— (1) (1) (1)
	3003	O H14 H18 H112	0.25~12.7 0.25~12.7 0.25~12.7 0.25~12.7	9.1 13.4 18.3 10.2	3.2 11.2 16.2 4.2	2.11 3.34 4.57 2.53	2.04 3.23 4.29 2.28	1.90 3.13 4.08 2.11	1.76 2.95 3.55 1.97	1.55 2.67 2.95 1.76	1.37 2.36 2.95 1.55	1.20 2.04 2.36 1.34	— (1) (1) (1)
	5154	O H34	0.25~11.4 0.25~11.4	21.1 27.4	7.7 20.4	5.2 6.9	5.2 6.8	5.2 6.7	4.92 4.50	4.50 5.6	— —	— (1)	— (1)
締目なし 抽出伸管	6061	T 4 T 6 T4, T6 溶接	0.64~12.7 0.64~12.7 0.64~12.7	21.1 29.5 16.9	11.2 24.6 —	5.3 7.4 4.22	5.1 7.2 4.15	4.92 7.0 4.01	4.71 6.6 3.80	4.50 5.6 3.52	3.94 4.36 2.95	2.81 3.09 2.25	(2) (2) —
	6063	T 6 T6 溶接	0.64~12.7 0.64~12.7	23.2 12.0	19.7 —	5.8 2.99	5.5 2.95	5.3 2.81	4.71 2.67	3.48 2.53	2.39 1.93	1.55 1.34	(2) —

第4表 ASME Boiler and Pressure Vessel Code, Sec. VIII Div. 1 の許容引張応力（板以外、溶接継手を含む）（その2）

区分	材質	寸法 (mm)	規格の最小値		最大許容応力 (kg/mm ²)							備考	
			引張強さ (kg/mm ²)	耐力 (kg/mm ²)	38°C	66°C	93°C	121°C	149°C	177°C	204°C		
継目なし管	3003	H18 H112	6.35まで 1.65以上	19.0 9.8	16.9 4.2	4.75 2.46	4.50 2.21	4.25 2.04	4.01 1.90	3.69 1.69	3.09 1.48	2.46 1.27	(2)(4) (2)(5)
	5083	O	全寸法	27.4	11.2	6.9	6.9	—	—	—	—	—	—
	5154	H38 H112	6.35まで 1.65以上	31.6 12.1	23.9 7.7	7.9 5.2	7.9 5.2	7.7 5.2	7.2 4.92	6.4 4.50	— —	— —	(2)(4) (2)(5)
	5454	O H112	12.7まで 1.65以上	21.8 21.8	8.4 8.4	5.4 5.4	5.4 5.4	5.4 5.4	5.1 3.87	3.87 3.02	3.02 2.46	2.46 (1)(5)	
	5456	O H112	12.7まで 1.65以上	28.8 28.8	13.4 13.4	7.2 7.2	7.1 7.1	— —	— —	— —	— —	(1)	
	6061	T 6 " " T6 溶接	6.35まで 1.65以上 全寸法	29.5 26.7 16.9	24.6 24.6 —	7.4 6.7 4.22	7.2 6.5 4.15	7.0 6.3 4.01	6.6 6.0 3.80	5.6 5.1 3.52	4.36 3.94 2.95	3.09 2.81 2.25	(2)(4) (2)(5) —
	1060	H14	0.25~12.7	8.4	7.0	2.11	2.11	2.04	1.90	1.65	1.41	1.12	(2)
	3003	H14 H25	0.25~5.08 0.25~5.08	14.1 15.5	12.0 13.4	3.52 3.87	3.41 3.73	3.30 3.59	3.09 3.37	2.81 3.06	2.46 2.67	2.18 2.25	(2) (2)
	3003	H14 H25	0.25~5.08 0.25~5.08	13.4 14.8	11.2 12.7	3.34 3.69	3.23 3.55	3.13 3.44	2.95 3.23	2.67 2.92	2.36 2.57	2.04 2.21	(2) (2)
	5052	H32 H34	0.25~5.08 0.25~5.08	21.8 23.9	16.2 18.3	5.4 6.0	5.4 6.0	5.4 5.9	4.99 4.85	4.50 4.29	3.94 2.46	2.46 (2)	
熱交換器用管	5454	H32 H34	0.25~6.35 0.25~6.35	25.3 27.4	18.3 20.4	6.3 6.9	6.3 6.9	6.2 6.5	5.3 5.3	3.87 3.87	3.02 3.02	2.46 2.46	(2) (2)
	6061	T 4 T 6 T ₄ , T ₆ 溶接	0.64~6.35 0.64~6.35 0.64~6.35	21.1 29.5 16.9	11.2 24.6 —	5.3 7.4 4.22	5.1 7.2 4.15	4.92 7.0 4.01	4.71 6.6 3.80	4.50 5.6 3.52	3.94 4.36 2.95	2.81 3.09 2.25	(2) (2) —
	2014 (型鍛造)	T 4 T 6	102まで 102まで	38.7 45.7	21.1 38.7	9.7 11.4	9.0 10.7	8.4 10.1	7.7 9.8	7.2 7.9	4.04 4.04	2.74 2.74	(2) (2)
	3003 (型鍛造)	H112	全寸法	9.8	3.5	2.36	2.21	2.04	1.90	1.69	1.48	1.27	—
	5083	O 型および 自由鍛造 H112 自由鍛造	102まで 102まで	26.7 27.4	11.2 11.2	6.7 6.9	6.7 6.9	— —	— —	— —	— —	— (1)	
	5456	O (型鍛造) O 自由鍛造 H112 自由鍛造	102まで 102まで 102まで	28.1 28.1 29.5	12.7 12.0 12.7	7.0 7.0 7.4	7.0 7.0 7.3	— — —	— — —	— — —	— — (1)		
	6053 (型鍛造)	T 6	102まで	25.3	21.1	6.3	5.9	5.6	5.1	4.29	3.30	2.25	(2)
	6061	T 6 T ₆ 溶接 T 6 自由鍛造 " "	102まで 102未満 102~203	26.7 16.9 26.0 24.6	24.6 — 23.2 22.5	6.7 4.22 6.5 6.2	6.5 4.15 6.3 6.0	6.3 4.01 6.2 5.8	6.0 3.80 5.8 5.5	5.1 3.52 5.1 5.1	3.94 2.95 3.94 3.94	2.81 2.25 2.81 2.81	(2) — (2) (2)

(1) 溶接構造の場合にはO材の応力値を用いる。

(2) この値は溶接や溶断したときには適用できない。

(3) 応力除去処理材の場合、基礎となる処理における応力値を用いる。

(4) 標準寸法の管は 25.4 mm 未満である。

(5) 標準寸法の管は 25.4 mm 以上である。

(6) この耐力の最小規格値は管について示したもので、他の形状のものの値は 33.7 kg/mm² である。

第5表 ASME Boiler and Pressure Vessel Code, Sec. VIII - Div. 2 の許容引張応力

区分	材質	寸法 (mm)	規格の最小値		最大許容応力 (kg/mm²)					備考	
			引張強さ (kg/mm²)	耐力 (kg/mm²)	38°C	66°C	93°C	121°C	149°C		
板	3003	O	1.30~76.2	9.8	3.5	2.36	2.36	2.36	2.28	—	—
		H112	6.35~12.7未満	12.0	7.0	3.97	3.97	3.97	3.69	—	(1)
		〃	12.7~50.8未満	10.5	4.2	2.81	2.81	2.78	2.67	—	(1)
		〃	50.8~76.2	10.2	4.2	2.81	2.81	2.78	2.67	—	(1)
	3004	O	1.30~76.2	15.5	6.0	3.97	3.97	3.97	3.97	—	—
		H112	6.35~76.2	16.2	6.3	4.22	4.22	4.22	4.22	—	(1)
	5052	O	1.30~76.2	17.6	6.7	4.46	4.46	4.46	4.46	—	—
		H112	6.35~12.7未満	19.7	11.2	6.6	6.6	6.6	6.6	—	(1)
		〃	12.7~76.2	17.6	6.7	4.46	4.46	4.46	4.46	—	(1)
	5083	O	1.30~38.1未満	28.1	12.7	8.4	8.4	—	—	—	—
		〃	38.1~76.2未満	27.4	12.0	8.0	8.0	—	—	—	—
		〃	76.2~127 未満	26.7	11.2	7.5	7.5	—	—	—	—
		〃	127~178 未満	26.0	10.5	7.0	7.0	—	—	—	—
		〃	178~203	25.3	9.8	6.6	6.6	—	—	—	—
		H112	6.35~38.1未満	28.1	12.7	8.4	8.4	—	—	—	(1)
		〃	38.1~76.2	27.4	12.0	8.0	8.0	—	—	—	(1)
	5086	G	1.30~50.8	24.6	9.8	6.6	6.4	—	—	—	—
		H112	6.35~12.7未満	25.3	12.7	8.4	8.3	—	—	—	(1)
		〃	12.7~25.4未満	24.6	11.2	7.5	7.3	—	—	—	(1)
		〃	25.4~50.8未満	24.6	9.8	6.6	6.4	—	—	—	(1)
		〃	50.8~76.2	23.9	9.8	6.6	6.4	—	—	—	(1)
	5454	O	1.30~76.2	21.8	8.4	5.6	5.6	5.6	5.6	—	—
		H112	6.35~12.7未満	22.5	12.7	7.5	7.5	7.5	7.5	—	(1)
		〃	12.7~76.2	21.8	8.4	5.6	5.6	5.6	5.6	—	(1)
	6061	T 4	1.30~76.2	21.1	11.2	7.0	7.0	7.0	6.9	6.5	(2)
		T 6	1.30~102 未満	29.5	24.6	9.8	9.8	9.8	9.4	7.9	(2)
		〃	102~127	28.1	24.6	9.4	9.4	9.4	9.1	7.7	(2)
構形 および 押出 管	3003	O	全寸法	9.8	3.5	2.36	2.36	2.36	2.28	—	—
		H112	全寸法	9.8	3.5	2.36	2.36	2.36	2.28	—	(1)
	アルクラッド 3003管	O	全寸法	9.1	3.2	2.11	2.11	2.11	2.07	—	—
		H112	全寸法	9.1	3.2	2.11	2.11	2.11	2.07	—	(1)
	5083	H111	127まで	28.1	16.9	9.4	9.4	—	—	—	(1)
	5454	O	127まで	21.8	8.4	5.6	5.6	5.6	5.6	—	—
		H112	127まで	21.8	8.4	5.6	5.6	5.6	5.6	—	(1)
	6061	T 4	全寸法	18.3	11.2	6.1	6.1	6.1	6.0	5.6	(2)
		T 6	全寸法	26.7	24.6	8.9	8.9	8.9	8.6	7.4	(2)
	6063	T 5	12.7未満	15.5	11.2	5.2	5.2	5.2	4.78	4.29	(2)
		〃	12.7~25.4	14.8	10.5	4.92	4.92	4.82	4.57	4.08	(2)
		T 6	25.4まで	21.1	17.6	7.0	7.0	6.9	6.3	4.64	(2)
抽伸管	3003	O	0.25~12.7	9.8	3.5	2.36	2.36	2.36	2.28	—	—
	アルクラッド 3003管	O	0.25~12.7	9.1	3.2	2.11	2.11	2.11	2.07	—	—
		H112	1.27~12.7	10.2	4.2	2.81	2.81	2.78	2.67	—	(1)
	6061	T 4	0.64~12.7	21.1	11.2	7.0	7.0	7.0	6.9	6.5	(2)
		T 6	0.64~12.7	29.5	24.6	9.8	9.8	9.8	9.4	7.9	(2)
	6063	T 6	0.64~12.7	23.2	19.7	7.7	7.7	7.4	6.7	4.92	(2)
縫目なし管	3003	H112	1.65以上	9.8	4.2	2.81	2.81	2.78	2.67	—	(2)(4)
	6061	T 6	6.35未満	29.5	24.6	9.8	9.8	9.8	9.4	7.9	(2)(3)
	6061	〃	6.35以上	26.7	24.6	8.9	8.9	8.9	8.6	7.4	(2)(4)

(1) 溶接構造の場合にはO材の応力値を用いる。

(2) この値は溶接や溶断したときには適用できない。

(3) 標準寸法の管は 25.4 mm 未満である。

(4) 標準寸法の管は 25.4 mm 以上である。

これと類似なものとして米国機械学会に石油精製用高圧配管規格 (American Standard Code for Pressure Piping ASA B 31.3 - 1966 Petroleum Refinery Piping) があり、その許容応力は前述した Div. 1 のそれと温度によって多少の違いは見られるが、極端な相違はない。両者の規格は本邦において類似の基準を設定する場合、「高圧ガス配管に関する基準 (高圧ガス保安協会)」の例に見ら

れるようにその許容応力がかなり参考とされていることを付記する。

つぎに、米国規格協会 (United States of America Standards Institute) ではアルミニウム合金溶接構造屋外貯蔵タンク類規格 (USAS B96.1-1967 USA Standard Specification for Welded Aluminum-Alloy Field-Erected Storage Tanks) において第6表に示す許容応力

第6表 USAS B96.1-1967 におけるシェル構造の場合の許容引張応力

合 金	質 別	規格の最小値		最大許容応力 (kg/mm ²)						
		引張強さ (kg/mm ²)	耐 力 (kg/mm ²)	38°C以下	38°Cをこえ 66°Cまで	66°Cをこえ 93°Cまで	93°Cをこえ 121°Cまで	121°Cをこえ 149°Cまで	149°Cをこえ 177°Cまで	177°Cをこえ 204°Cまで
1060 (1)	各質別*	5.6	1.8	1.41	1.41	1.30	1.12	1.02	0.88	0.74
1060 (2)	✓	6.0	1.8	1.41	1.41	1.33	1.23	1.05	0.91	0.77
1100	✓	7.7	2.5	1.97	1.97	1.97	1.76	1.55	1.34	1.05
3003	✓	9.8	3.5	2.81	2.67	2.46	2.25	2.00	1.69	1.27
合せ板3003	✓	9.1	3.2	2.53	2.46	2.28	2.07	1.86	1.55	1.20
5050	✓	12.7	4.2	3.37	3.37	3.37	3.37	3.37	2.81	1.48
3004	✓	15.5	6.0	4.64	4.64	4.60	4.39	3.83	3.06	2.46
合せ板3004	✓	14.8	5.6	4.43	4.43	4.39	4.22	3.66	2.92	2.39
5052, 5652	✓	17.6	6.7	5.3	5.3	5.2	4.92	4.39	3.52	2.46
5083 (3)	✓	28.1	12.7	8.4	8.4	—	—	—	—	—
5083 (4)	✓	27.4	12.0	8.2	8.2	—	—	—	—	—
5083 (5)	✓	27.4	11.2	8.2	8.2	—	—	—	—	—
5083 (6)	✓	26.7	11.2	8.0	8.0	—	—	—	—	—
5086	✓	24.6	9.8	7.4	7.4	—	—	—	—	—
5154, 5254	✓	21.1	7.7	6.2	6.1	—	—	—	—	—
5454	✓	21.8	8.4	6.5	6.5	6.5	5.2	3.87	3.52	2.46
5456 (3)	✓	29.5	13.4	8.9	8.8	—	—	—	—	—
5456 (4)	✓	28.8	12.7	8.6	8.6	—	—	—	—	—
5456 (5)	✓	28.8	13.4	8.6	8.6	—	—	—	—	—
5456 (6)	✓	28.1	12.0 ⁽⁷⁾	8.4	8.4	—	—	—	—	—
6061	T4, T6	16.9**	—	5.1	4.96	4.82	4.60	4.25	3.55	2.71
合せ板6061	✓	16.9**	—	5.1	4.96	4.82	4.60	4.25	3.55	2.71
6063	T6	12.0**	—	3.59	3.52	3.41	3.23	3.02	2.32	1.58

* 規格の最小値はO材の値を示す。

** 溶接継手の強さ。

(1) 板。

(2) 管。

(3) 厚さ 1.30~38.1 mm 未満の板。

(4) 厚さ 38.1~76.2 mm の板。

(5) 押出し加工した棒、形および管。

(6) 鋳造品。

(7) 自由鍛造の場合を示す。型鍛造品の耐力は 12.7 kg/mm²。

を定めている。最大許容応力は

(1) 引張強さの 30% } 高温引張試験結果による

(2) 耐力の 80% }

(3) 0.1%/10,000 hr のクリープ強さ

(4) 100,000 hr のクリープ破断強さ

のうち最小値をえらんだもので、軟質材の強度に基づくが、6061と6063合金は溶接時の入熱によって部分的になるだけなので突合せ溶接の強度に基づいている。第7表はすみ肉溶接部の許容せん断応力を示し、安全率は長手方向せん断におけるすみ肉溶接部の強さに対し 4 をとっている。また、屋根板の許容応力は省略するが、高温引張試験による耐力、0.1%/10,000 hr のクリープ強さ、または100,000 hr のクリープ破断強さのうちの最小値をとり、6061合金のみは突合せ溶接継手破断強さの30%を用いており、ボルト材料の許容応力は引張強さの1/4、耐力の1/3、0.1%/10,000 hr のクリープ強さ、または100,000 hr のクリープ破断強さのうちの最小値を用いている。つぎに屋根構造を支える柱、梁、リベット、ボルトなどの38°C以下における許容応力の求め方は米国土木学会 (American Society of Civil Engineers) の後述する基準と全く同じであり、それ以上の温度では高温の機械的性質に基づいて許容応力を算出している。塑性域における柱の座屈応力は直線式を用いて算出する。溶接部から 25 mm 以上離れた断面の軸方向座屈および曲げ座屈の許容応力は各温度にお

ける圧縮耐力の最小値に対して安全率 1.65 をとって求め、さらに 1.12 で除するが、溶接部から 25 mm 未満の断面の場合は 1.12 で除さない。なお、短柱の場合は許容応力を設計に便利なようにある細長比まで一定値としている。

第7表 USAS B96.1-1967 における
すみ肉溶接部の許容せん断応力

溶 加 材	許容せん断応力* (kg/mm ²)						
	38°C	66°C	93°C	121°C	149°C	177°C	204°C
1100	1.34	1.20	1.12	0.98	0.84	0.70	0.63
1260	0.98	0.84	0.70	0.63	0.56	0.49	0.42
4043	2.04	1.97	1.97	1.90	1.83	1.48	1.12
5154	2.11	2.11	—	—	—	—	—
5183	3.23	3.16	—	—	—	—	—
5356	2.95	2.88	—	—	—	—	—
5554	2.95	2.95	2.95	2.67	2.39	2.11	1.83
5556	3.52	3.37	—	—	—	—	—

* 溶接部の理論的ノド厚に基準をおく。

母材は溶接材と少くとも同程度の強さのものを用いるものとする。

4. 建築および橋梁

建築基準法施行令では長期の応力と短期の応力に分け、通常以外の暴風時、地震時、積雪時について各々最大荷重を計算し部材にかかる応力が定められた材料の許容応力をこえなければよいとしている。しかしながら、木材、鉄材、コンクリート、地盤などについては示されているが、アルミニウム合金は入っていない。そこで日本建築学会は昭和43年に「アルミニウム合金建築構造設計施工規準

(案)」を作成している。この規準(案)に示されたアルミニウム合金の材質およびその強度(耐力)の基準値Fを第8表に掲げたが、許容引張応力はFに対し安全率1.5をとって求め、許容せん断応力はさらに $1/\sqrt{3}$ 倍した値を用いている。さらに許容圧縮応力、許容曲げ応力、許容支圧応力についても詳細に定めている。また、リベットおよび溶接部の許容応力の基準値をそれぞれ第9表および第10表に示す。

第8表 日本建築学会 アルミニウム合金
建築構造設計施工規準(案)の応力基準

板		管、棒、形材	
材質	応力 (ton/cm ²)	材質	応力 (ton/cm ²)
5083-O	1.3	5083-F	1.3
5083-R	1.7	6061-T6	2.2
5083-1/4H	2.3	6063-T5	1.0
6061-T6	2.4	6063-T6	1.7

第9表 日本建築学会 アルミニウム合金建築構造
設計施工規準(案)のリベットの許容応力

材質	せん断 (ton/cm ²)	備考
5052-O	0.55	
5056-O	0.74	
6061-T6	0.83	冷間打ち

第10表 日本建築学会 アルミニウム合金建築構造
設計施工規準(案)の溶接部の応力基準

材質	6061-T6	6063-T5 6063-T6	5083-O 5083-F 5083-H14
Fw の値 (ton/cm ²)	1.05	0.75	1.30

アルミニウム合金製の橋については、関西橋梁鉄骨溶接研究会において鋼道路橋設計示方書および溶接道路橋示方書の各項に準じて検討し、自主基準のような「アルミニウム合金橋の設計指針(案)」が作成されており、5083-Oのみについて耐力 13 kg/mm²、引張強さ 27 kg/mm² のJIS 規格値をもとに引張、曲げ、圧縮、座屈などの許容応力を示しているが、母材の許容引張応力を 8 kg/mm² としており、これは耐力または引張強さに対する安全率がそれぞれ 1.625 および 3.375 に相当する。また、溶接部の許容応力は母材のそれの 90% にとっている。

ドイツ規格 DIN 4113-1958 建築構造用いるアルミニウム合金—アルミニウム構造部分計算規準 (Aluminium im Hochbau-Richtlinien für Berechnung und Ausführung von Aluminiumbauteilen) における許容応力を第11表に示す。材料の試験結果がわかつており、圧縮耐力が引張耐力の 88% より大きいとき、安全率は主荷重(H)のみの場合は耐力に対し 1.71、主荷重と付加荷重(Z)が同時に作用するときは同じく 1.51 をとて許容応力を求める。なお、引張強さに対してはまったく考慮しないのがこの規格の特長である。座屈は細長比 $\lambda = 250$ 以下においては ω 法を用い、 ω 値 ($\omega = \text{許容引張応力} / \text{許容座屈応力}$) の概略を第12表に示す。また、リベットおよびボルトの許容応力を第13表に掲げた。

米国土木学会では 6061-T6, 6062-T6 (ASCE Paper No. 3341), 6063-T5 および 6063-T6 (ASCE Paper No. 3342) などの Al-Mg-Si 系合金について建築構造や橋梁に用いる場合の許容応力を提案している。第14表はこれらの材質の強度基準を掲げたものであり、これに対し安全率を建築構造では耐力に対し 1.65、引張強さに対し 1.95、橋梁ではそれぞれ 1.85 または 2.20 にとる。

第11表 DIN 4113 における構造部材の許容応力 (kg/mm²)

応力の種類	$\frac{\tau}{\sigma}$ または $\frac{\sigma_1}{\sigma}$	AlCuMg1		AlCuMg2 (F44形材を除く)		AlCuMg2 F44 形材		AlMgSi1 F28		AlMgSi1 F32		AlMg ³ F18 AlMgMn F18		AlMg ³ F23 AlMgMn F23		
		H	Hz	H	Hz	H	Hz	H	Hz	H	Hz	H	Hz	H	Hz	
引張、圧縮 σ		15.0	17.0	16.0	18.0	19.0	21.5	10.0	11.5	15.0	17.0	4.7	5.3	8.2	9.4	
せん断 τ	0.6	9.0	10.2	9.6	10.8	11.4	12.8	6.0	6.8	9.0	10.2	2.8	3.2	5.0	5.6	
ペアリング σ_t	リベット 継手	<1.8	26.4	30.0	26.4	30.0	26.4	30.0	18.0	20.3	21.5	24.0	8.4	9.5	14.5	16.0
	リーマ仕上ボルト 継手	<1.5	22.0	25.0	22.0	25.0	22.0	25.0	15.0	17.0	19.0	21.5	7.0	7.9	12.2	13.5

H : 主荷重のみ—静荷重、動荷重(人間、装置、荷積材料、ベルト駆動力、クレーン荷重、雪等) および機械の慣性力。

Hz : 主荷重と付加荷重が同時にかかる場合、付加荷重は風圧荷重、制動荷重、クレーンの水平方向横荷重、熱効果等をさす。

第12表 DIN 4113 におけるアルミニウム合金の ω 値

細長比 λ	AlCuMg1	AlCuMg2	AlCuMg2 F44 形材	AlMgSi1 F28	AlMgSi1 F32	AlMg3 F18	AlMg3 F23
20	1.03	1.04	1.06	1.02	1.04	1.00	1.01
30	1.18	1.20	1.25	1.10	1.19	1.02	1.06
40	1.39	1.42	1.51	1.25	1.40	1.06	1.18
50	1.66	1.70	1.84	1.43	1.68	1.15	1.33
60	1.99	2.07	2.35	1.67	2.03	1.26	1.51
70	2.57	2.74	3.22	1.95	2.65	1.38	1.73
80	3.36	3.57	4.20	2.37	3.46	1.52	1.99
90	4.26	4.52	5.32	3.00	4.38	1.68	2.39
100	5.25	5.58	6.57	3.71	5.40	1.87	2.96
110	6.36	6.76	7.95	4.49	6.54	2.09	3.58
120	7.57	8.04	9.46	5.34	7.78	2.43	4.26
130	8.88	9.44	11.10	6.27	9.13	2.85	4.99
140	10.30	10.94	12.87	7.27	10.59	3.30	5.79
150	11.82	12.56	14.78	8.34	12.17	3.79	6.65
160	13.45	14.30	16.81	9.49	13.85	4.31	7.57
170	15.19	16.14	18.98	10.72	15.63	4.87	8.54
180	17.03	18.09	21.28	12.02	17.51	5.46	9.57
190	18.97	20.16	23.71	13.39	19.52	6.08	10.67
200	21.02	22.33	26.17	14.84	21.62	6.74	11.82
210	23.17	24.63	28.96	16.36	23.84	7.43	13.03
220	25.43	27.03	31.78	17.95	26.16	8.16	14.30
230	27.80	29.54	34.74	19.62	28.59	8.92	15.63
240	30.27	32.16	37.83	21.36	31.13	9.71	17.02
250	32.84	34.90	41.04	23.18	33.78	10.53	18.47

第13表 DIN 4113 におけるリベットおよびボルトの許容応力 (kg/mm²)

緒手の種類	応力の種類	AlCuMg1 F40		AlMgSi1 F32		AlCuMg0.5 F28		AlMgSi1 F23		AlMg3 F23	
		H	Hz	H	Hz	H	Hz	H	Hz	H	Hz
リベット緒手	せん断	10.5	12.0	—	—	8.4	9.5	6.4	7.3	6.4	7.3
	ペアリング	26.4	30.0	—	—	20.8	23.6	16.0	18.2	16.0	18.2
リーマ仕上 ボルト緒手	せん断	9.0	10.2	8.0	9.1	—	—	—	—	—	—
	ペアリング 引張	22.0	25.0	19.0	21.5	—	—	—	—	—	—

第14表 米国土木学会 Rep. 3341 および 3342 における 6061-T6, 6062-T6, 6063-T5 および 6063-T6 材の強度基準

応力の種類	6061-T6, 6062-T6				6063-T5, 6063-T6			
	母材の強度 (kg/mm ²)	溶接緒手の強度 (kg/mm ²)			母材の強度 (kg/mm ²)			溶接緒手の強度 (溶接材は4043合金) (kg/mm ²)
		溶接材5356および5556 合金を用いた場合と 板厚9.5mm以下で溶 加材4043を用いたとき	9.5mm以上の板厚で 溶接材として4043合金 を用いたとき	6063-T5	6063-T6	6063-T5	6063-T6	
引張強さ	26.7	16.9	16.9	15.5	21.1	—	—	12.0
引張耐力	24.6	14.1 ⁽¹⁾	10.5 ⁽¹⁾	11.2	17.6	—	—	7.7 ⁽¹⁾
圧縮耐力	24.6	14.1 ⁽¹⁾	10.5 ⁽¹⁾	11.2	17.6	—	—	7.7 ⁽¹⁾
せん断強さ	16.9	10.5	10.5	9.1	13.4	—	—	7.7
せん断耐力	14.1	8.4	6.3	6.3	9.8	—	—	4.6
ペアリング強さ	56.3	35.2	35.2	32.3	44.3	—	—	25.3
ペアリング耐力	39.4	21.1	15.5	17.6	28.1	—	—	12.0

(1) 標点距離 254 mm の 0.2% 耐力。

カナダ規格協会 (Canadian Standard Association) は CSA S157-1962 アルミニウム合金建築構造 (The Structural Use of Aluminum in Building) において 6061-T6, 6063-T6 の 2 材質の許容応力を第15表のように規定しており、また、第16表は衝撃荷重の割増しを掲げた。

ベルギーにおける規格の詳細は明らかでないが、第17表に掲げる安全率が用いられている²⁾ ようである。

5. 起重機

アルミニウム合金製起重機に関してはカナダ規格協会と日本クレーン協会の規準がある。前者は CSA B167-1964 一般用電動式天井クレーン (General Purpose Electric Overhead Travelling Cranes) であり、材質は 6061-T6 および 5083-H11 でその許容応力を第18表に掲げた。

第15表 CSA S157-1962における許容応力

荷重条件		許容応力 (kg/mm ²)	
		GS11N-T6 (6061-T6)	SG10-T6 (6063-T6)
引張	部材正味断面積の応力	13.4	9.5
	リベット (両面完全打銃), ポルト	13.4	—
	プレートガーダまたは押出形材においてせん断と曲げが同時に起きるウェブの場合	16.2	11.3
曲げ	表面引張応力	13.4	9.5
せん断	リベット, みがきボルト	6.7	—
	荒仕上ボルト	6.7	—
	ガセットプレート	7.4	—
ペアリング	ボルト・リベット・ピン	21.1	14.1
溶接	引張および圧縮	7.0	4.9
	突合せ継手のせん断	4.2	3.2
	すみ肉溶接部のせん断	4.9	3.5
	すみ肉溶接部の引張	5.6	4.2

- (1) 上記以外の材質を用いる場合の安全率は引張、圧縮に対して2とするが、耐力を1.65で除した値をこえてはならない。
 (2) リベット、ボルトの許容せん断応力、許容ペアリング応力および突合せ溶接を除く溶接部の応力はおよその最高荷重を2.5で除するものとする。

第16表 CSA S157-1962における衝撃荷重の割増し

荷重の種別	衝撃による荷重の割増し
(1) エレベータの支持	100%
(2) 走行クレーン支持ガーダとその接合部	25%
(3) 手動クレーン支持ガーダとその接合部	10%
(4) 軸または原動機駆動機械支持	20%以上
(5) 往復機械または動力装置の支持	50%以上
(6) 建物の階段および露台等のつり材	33 1/3%以上

(注) クレーン荷重に関しては省略した。

第17表 ベルギー規格における安全率

荷重条件	引張および単純圧縮に対する安全率
条件1 雪荷重および温度変化のために生じる荷重を含む、主荷重および局部荷重の組合せ。ただし風の影響を除く。	弾性限に対し 1.7, いずれか低引張強さに対し 2.3 を用いる。
条件2 雪荷重、風荷重および温度変化のために生じる荷重を含む、主荷重および局部荷重の組合せ。ただし雪と風の作用が同時に起きないものとする。	弾性限に対し 1.5, いずれか低引張強さに対し 2.0 を用いる。
条件3 温度変化のために生じる荷重と最大風力を含む主荷重および局部荷重。ただし雪荷重を除く。	弾性限に対し 1.0, いずれか低引張強さに対し 1.5 を用いる。

- (1) リベット・ボルトの許容せん断応力は許容引張応力の0.6倍とする。
 (2) 許容ペアリング応力は1面せん断および2面せん断においてそれぞれ許容引張応力の1.6および2倍とする。
 (3) 座屈における安全率は弾性域が2.6、塑性域では1.7から2.6に直線的に変化する。

第18表 CSA B167-1964における天井クレーン用材の強度ならびに許容応力

応力の区分	許容応力 (kg/mm ²)		
	GS11R形材 (6061-T6)	GM41板材 (5083-H11)	
引張強度	最小引張強さ	29.5	31.0
	溶接継手の破断強さ	16.9	28.1
引張強度	最小耐力	26.0	21.8
	溶接継手の耐力	11.3	15.5
引張許容応力		11.3	8.5
突合せ継手の許容応力 (溶接線に直角)		6.3	6.3
すみ肉溶接部の許容応力 (負荷方向に直角)		4.2	4.2
突合せ溶接継手の許容せん断応力		4.2	4.2
すみ肉溶接部の許容せん断応力		3.5	3.5
溶接線から38 mm以内の母材の許容せん断応力		4.2	4.2
平坦面に対する許容ペアリング強さ		17.6	14.1

(注) これらの材料はボルト、リベットに使用しない。

後者は昭和43年に制定された「アルミニウム合金製クレーン構造部分基準」であり、その主要構造材料は溶接構造の見地から5083およびAl-Zn-Mg合金を対象としている。許容応力は第19表の安全率を考慮して定めるものとし、安全率は母材および溶接部ともそれぞれ耐力に対し同一値を用いる。この安全率は「クレーン構造規格」のSS41鋼に対する値とほぼ同等である。また、耐力は規格値、引張試験による材料製造業者の保証値もしくは実測値のいずれを用いても差支えなく、溶接継手の場合にはJIS Z 2201「金属材料引張試験片」の5号試験片を用いて測定した耐力に対し、第19表に示した安全率で除して許容応力を求めるが、耐力を測定しないときには5083合金の耐力を軟質の値(13 kg/mm²)と同等、Al-Zn-Mg合金では溶接前の値の85% (T4処理材)または65% (T6処理材)とみなして差支えない。

第19表 アルミニウム合金製クレーン構造部分基準の安全率

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

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

第20表 各国における安全率の比較

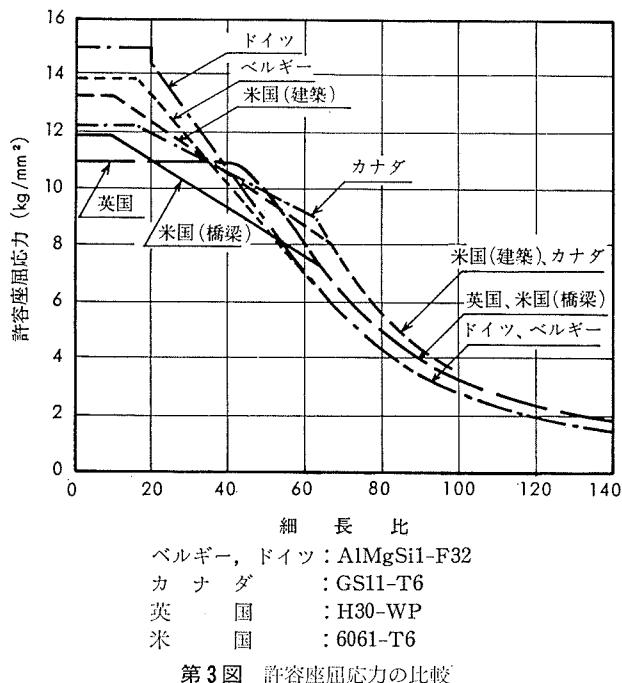
区分	静的許容応力を求める安全率	座屈に対する安全率	高温における許容応力または安全率
米国	耐力に対し 1.65 引張強さに対し 1.95	1.95	—
	耐力に対し 1.85 引張強さに対し 2.2	2.2	—
	耐力に対し 1.25 引張強さに対し 1.33	38°C以下 1.95 高温では 1.65	0.1% / 10,000hr のクリープ強さ 10 ⁶ hr のクリープ破断強さ
	耐力に対し 1.5 引張強さに対し 4	—	0.01% / 1,000hr のクリープ強さ 10 ⁶ hr のクリープ破断強さ
カナダ	耐力に対し 1.65 引張強さに対し 2.0	2.0	—
	耐力に対し 1.85 引張強さに対し 2.2	2.2	—
ドイツ	耐力に対し 1.5 塑性域 1.5 弹性域 2.5	—	—
ベルギー	耐力に対し 1.7 引張強さに対し 2.3	塑性域 1.7~2.6 弹性域 2.6	—
日本	耐力に対し 1.5 (略)	—	—
	クレーン 1.7 タンク類 (耐力 + 引張強さ) / 5 耐力に対し 1.5	2.0	(耐力 + 引張強さ) / 5 耐力に対し 1.5

6. 安全率の比較および限界たわみ

第20表は前項までに述べた各国における安全率をまとめたものである。安全率はそれぞれ引張強さおよび耐力に対して規定されているが、ドイツ(DIN 4113)および本邦の規格(建築と起重機)のみは引張強さに対する安全率を規定していない。一般にアルミニウム合金の弾性限は耐力

の75%程度とみなされるので、耐力に対して安全率を1.33以上にとれば永久変形は防げることになる。

許容座屈応力を求める場合の安全率は、塑性座屈と弾性座屈の領域で値の異なる例もあるが、およそ2前後である。しかしながら、第3図に示すように類似の強度をもつ合金(6061-T6相当)でも規格によって許容応力がかなり異なることがわかる。



第3図 許容座屈応力の比較

つぎに、限界たわみはドイツ規格(DIN 4113)によると次のようである。

ラチスガーダ	$\frac{1}{700}$
プレート・ガーダ	$\frac{1}{400}$
居室、事務所、工場などの床	$\frac{1}{300}$
母屋桁、たる木、小屋梁	$\frac{1}{200}$
片持ち梁	$\frac{1}{150}$

ベルギー規格の限界たわみも前掲の第17表の条件2においては上記と類似であるが、変形などに対して厳しい条件のときには $\frac{1}{600}$ である。なお、本邦の起重機の基準における天井クレーンのたわみは $\frac{1}{400}$ 以下であり、鋼製クレーンの2倍のたわみを許容している。

第21表 ALCAN社の安全率

応力または荷重の種類	安 全 率	
	車両橋梁	その他の静的構造物
耐力(右記の安全率によって得られた低い方の応力引張強さ)を許容応力とする	1.85 2.2	1.65 2
圧縮による座屈荷重	2.2	2
崩壊荷重(極限設計)	2.2	2
実験によって得た破壊荷重	2	1.75
締め金具およびすみ肉溶接部の最終荷重	2.5	2.2
急に破壊をおこさない局部座屈 ⁽¹⁾	—	1.5

(1) 局部座屈が荷重作用範囲で避けられており、座屈が破壊にいたらない場合は、破壊荷重に対する係数が破られないものとして最初の座屈をひきおこした応力に対し1.5の係数を用いる。

7. む す び

各種の規格や基準に示された許容応力について述べたが、座屈応力など詳細を省略したものも多いので、該当規格を参照されたい。

アルミニウム合金構造の場合は鉄鋼のそれに比べて規格や基準がきわめて少なく、基準のない場合における構造物の安全率についてALCAN社³⁾は第21表に掲げる値を推奨している。

疲労に対する許容応力をいかにとるかはかなり難しい問題であり、応力状態および応力の繰返し回数などを考慮して決めねばならず、規格や基準に示された許容応力が疲労強度に対してどの程度考慮がなされているか詳しいことはわからない。本資料では疲労に対しては全くふれなかつたので別の資料^{4), 5)}を参照頂き度い。

文 献

- 1) A. Neumann, M. Schmidt : ALUMINIUM, 43(1967), 157
- 2) C. Massonet, R. Hagon : Proc. Symposium on Aluminium in Structural Engineering, (1964-6), 134
- 3) ALCAN社 : Strength of Aluminum, (1965-6), 15
- 4) 竹内勝治 : 本誌, 7 (1966), 39
- 5) 竹内勝治, 田中英司 : 本誌, 9 (1968), 118