

P
91

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 5, No. 1, Jan. 1964

銅合金の高温高圧水による腐食に関する研究（第2報）
Cu-Zn 合金の腐食について

佐 藤 史 郎

住友軽金属工業株式会社

論文

銅合金の高温高圧水による腐食に関する研究 (第2報)

Cu-Zn 合金の腐食について*

佐藤史郎**

Study on the Corrosion of Copper Alloys in
High Temperature Water and Steam (Rep. 2)

Corrosion of Cu-Zn alloys

by Shiro Sato

The corrosion tests have been made on Cu-5~40%Zn alloys in saturated water and steam at 300°C under the pressure of 86kg/cm² for 250 hours with an autoclave. Specimens were prepared as cold-rolled or annealed strips. All specimens, except those of low-zinc alloys exposed to saturated water, increased in weight with zinc content forming the dark red corrosion product. The effect of the corrosion on the tensile strengths and the elongations of the specimens was remarkable with increasing of zinc content of the alloys. From microscopical examination, the alloys of low zinc content (Zn=5~20%) suffered the preferred whiskerlike corrosion penetrating along and into the grains under the layer of the corrosion product. On the other hand, the alloys of high zinc content (Zn=25~40%) suffered the layer type corrosion. The depth of the penetration and the thickness of the layer of corrosion increased with zinc content. From X-ray powder diffraction and chemical analysis, the corrosion products formed on the surface of the specimens were identified as a mixture of metallic copper and zinc oxide (hexagonal). Annealing treatments of the specimens have no perceptible effects on the corrosion. As the results of these tests, it is considered that the zinc atoms near the surface of Cu-Zn alloy are selectively oxidized by high temperature water and steam forming the metallic copper and the zinc oxide as the corrosion product.

1. 緒言

著者らは前報において¹⁾銅を基とする2元合金、Cu-Al, Cu-Si, Cu-Mn, Cu-Ni および Cu-Sn が、温度300°C, 壓力 86kg/cm² の飽和水および飽和蒸気の中で受ける腐食について調査した結果を報告した。

Cu-Zn 系合金の高温高圧水による腐食の研究には、まとまったものはないが、給水加熱器管として使用されていたアルミニウムを含む黄銅管が、高温高圧の給水または蒸気によって腐食を受けた例については、すでに二、三の報告がある。²⁾³⁾それによれば、特殊黄銅管は高温高圧の給水、または蒸気によって一見したところ、粒界脱亜鉛腐食を受けること、およびそれが拡管部に生じやすいことなどが報告されているが、それ以上の詳細な点は明らかにされていない。

* 日本金属学会誌, 24(1960), 637. および Transactions of the Japan Institute of Metals, 2 (1961), 153. に一部発表

** 研究部

本報は Cu-Zn (Zn=5~40%) 合金について前報と同じ条件で腐食試験を行ない、2元銅合金としての Cu-Zn 合金の腐食の特徴、特に形態上の特徴を明らかにしたものである。その結果、Cu-Zn 合金の高温高圧の水および蒸気による腐食についてつぎのことわかった。(1) 2元銅合金として、Cu-Zn 合金は、腐食を受けやすい合金系である。(2)その腐食形態は一見して脱亜鉛腐食状であって、合金の Zn 量の増加とともに筋状のものから層状のものに変化してゆき、第1報で調査した合金系の中には、これと同じ形態のものはない。(3)脱亜鉛腐食状にみえる腐食部は、いわゆる脱亜鉛腐食反応によるものとみるよりはむしろ高温高圧の水、または蒸気による Zn の選択酸化現象によるものと考えるべきである。

なお Cu-Zn 合金の高温高圧の水、および蒸気による腐食について、反応速度論的な検討および腐食生成物に関する詳細な検討も行なっているが、この結果は別報で追って述べることにし、本報ではふれないことにする。

2. 試料および実験方法

2.1 試料の化学成分

試料合金として、電気銅と蒸溜亜鉛を原料に用いて Zn を 5~40% 含有する Cu-Zn 合金を、高周波炉で溶解作成した。その化学成分を Table 1 に示す。

2.2 試験片の作成

Table 1 に示した各成分の板用のインゴットを前報と同じように、熱間圧延および冷間圧延し最終冷間圧延率 37.5 % で、板厚 0.50mm の板に仕上げ、全長 110mm、平行部の巾 5.0mm の小型引張試験片状の形状に成形し、必要に応じて焼鈍を行なって次の 3 種の状態にした。

(1) 37.5% 冷間圧延材、(2) 500°C × 1hr 焼鈍材 (焼鈍後水焼入レ)、(3) 700°C × 1hr 焼鈍材 (焼鈍後水焼入レ)。

2.3 実験装置

腐食試験用の容器として容量 5l, 18-8 ステンレス鋼製のオートクレーブを使用した。

2.4 試験片の取付け

各試験片は前報と同じように、30% キュプロニッケル線

Table 1 Chemical compositions of the specimens.

Mark	Chemical composition, %	
	Cu	Zn
D-0	99.86	—
D-1	94.58	5.41
D-2	89.42	10.57
D-3	84.43	15.56
D-4	79.93	20.04
D-5	74.46	25.25
D-6	69.94	30.05
D-7	59.80	40.19

で造った枠の上段および下段に各 1 枚を取付け、オートクレーブ内に入れた。試験片と枠との直接接触部には高アルミナの磁製管を入れ、枠と試験片が直接接触しないようにした。

2.5 試験条件

オートクレーブ内に試験片と蒸溜水 2l を入れ、密閉し、オートクレーブ内の温度が 300°C、圧力がその温度の飽和圧力 86kg/cm² になったのち 250 時間腐食試験を行なった。

Table 2 Results of the corrosion tests on Cu-Zn binary alloys exposed to water and steam at 300°C under the saturated pressure for 250 hours.

Zn content, %	Treatment	Weight change, mg/cm ²		Tensile strength, kg/mm ²			Elongation, %			Thickness of corrosion layer, μ	
		Water	Steam	As prepared	Water	Steam	As prepared	Water	Steam	Water	Steam
0.00	Cold rolled	-0.83	-0.14	40.3	26.8	30.3	6	40	40	0	0
	500°C × 1hr	-0.78	0.18	26.2	25.7	25.2	38	42	40	0	0
	700°C × 1hr	-0.71	0.16	23.3	22.8	23.0	26	30	26	0	0
5.41	Cold rolled	-0.55	0.18	39.0	25.2	25.0	6	40	42	6	6
	500°C × 1hr	-0.45	0.21	25.4	25.0	24.5	46	44	42	13	10
	700°C × 1hr	-0.43	0.26	23.5	23.3	22.6	42	40	44	10	13
10.57	Cold rolled	-0.08	0.55	42.5	27.1	26.8	6	38	38	23	26
	500°C × 1hr	-0.08	0.55	27.8	25.7	25.3	42	40	40	30	30
	700°C × 1hr	-0.12	0.57	25.4	23.5	23.0	42	38	36	30	28
15.56	Cold rolled	0.30	0.88	48.5	29.5	28.3	8	40	38	26	26
	500°C × 1hr	0.27	0.91	29.7	28.0	26.9	46	42	42	24	30
	700°C × 1hr	0.38	0.99	26.4	23.4	23.9	48	44	46	28	32
20.04	Cold rolled	0.67	1.23	50.9	32.0	31.4	10	44	42	24	23
	500°C × 1hr	0.64	1.11	31.5	29.5	28.7	52	48	50	26	31
	700°C × 1hr	0.54	1.04	31.3	25.1	24.6	50	50	42	28	28
25.25	Cold rolled	1.22	1.68	55.0	34.0	32.4	8	42	42	30	30
	500°C × 1hr	1.11	1.62	33.2	30.8	29.9	60	52	54	30	28
	700°C × 1hr	0.90	1.43	28.4	25.5	24.6	54	50	44	36	32
30.05	Cold rolled	1.63	1.99	53.3	32.8	32.1	8	42	44	32	37
	500°C × 1hr	1.68	1.99	33.3	29.1	27.5	58	54	52	37	37
	700°C × 1hr	1.44	1.62	28.5	25.1	24.8	56	46	48	40	32
40.19	Cold rolled	4.30	3.32	55.2	38.0	40.5	12	26	30	66	63
	500°C × 1hr	4.07	3.07	39.9	32.3	33.7	50	36	42	66	59
	700°C × 1hr	3.00	2.43	40.4	35.4	35.7	42	36	40	63	59

3. 実験結果

各測定結果を Table 2 に示す。調査項目別に概況をつぎに述べる。

3.1 試験片の外観状況

各試験片はいづれも光沢のない暗赤色を呈していて、金属光沢は完全に消失していた。Cu-20~40%Zn合金では、一見したところ脱亜鉛腐食を受けたときの状況とかなりよく似ていた。

3.2 重量変化

各試験片について、試験後前の重量を測定し、その変化量を求めた。各試験片の Zn 含有量と重量変化量の関係を Fig 1 に示す。

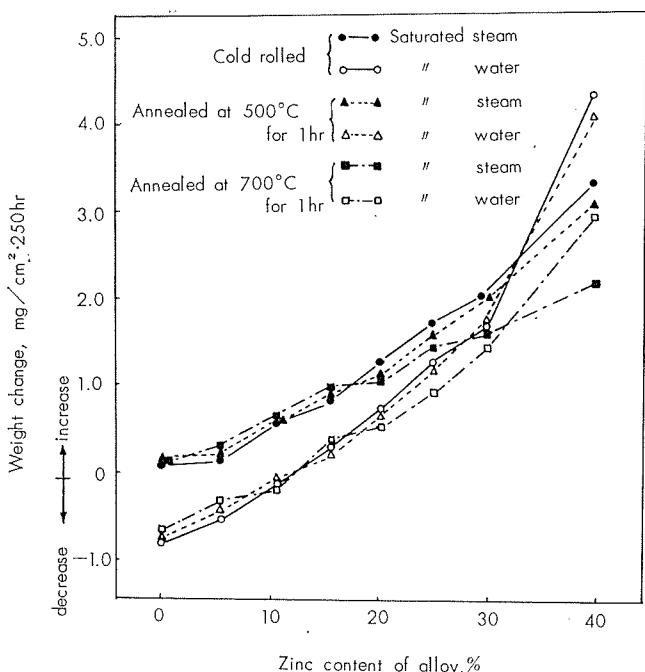


Fig. 1 Weight change v.s. zinc content of Cu-Zn alloy exposed to saturated water and steam at 300°C for 250 hours.

蒸気中に露出した各試験片および水中に露出した試験片のうち Zn を 15% 以上含有する各試験片は、いづれも重量増加を示しており、増加量は Zn 含有量の増大につれてほぼ直線的に増大している。Zn 含有量が 25% またはそれ以下の Zn を含有する合金では、蒸気中に露出した試験片の方が重量増加量が多いが、Zn 含有量が 30% および 40% の合金ではほとんど差が認められない。重量変化は腐食生成物の生成による增量と腐食による溶出および腐食生成物の剝離のための減量とが重なり合ったものであるから、この差がそのまま腐食の進行程度の差を示すものとは考え難い。また、圧延材、500°C×1hr 焼鈍材、700°C×1hr 焼鈍材の間に重量変化量の差は認められない。

3.3 引張試験

各試験片の両端部を切取ったのち、引張試験を行ない、引張強さと伸びを求めた。Zn 含有量と各試験片（試験前のものも含む）の引張強さおよび伸びの関係を Fig. 2 に示す。試験前後における引張強さおよび伸びを比較し、腐食

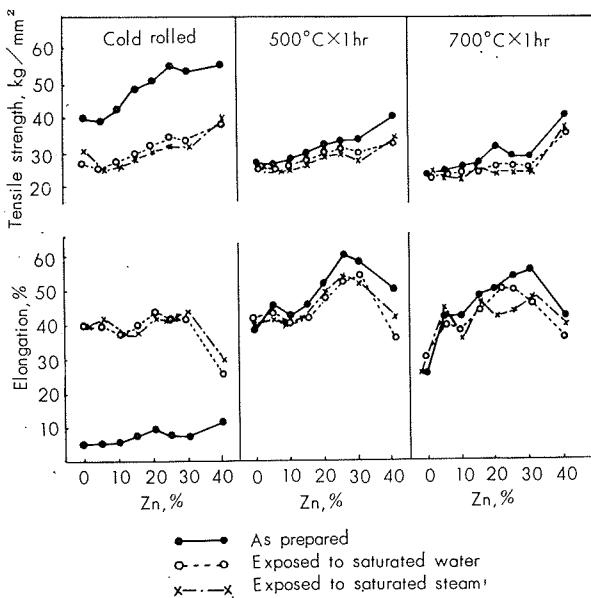


Fig. 2 Effects of the Corrosion by saturated water and steam at 300°C for 250 hours on the tensile properties of Cu-Zn alloys.

の進行程度について考察すれば次のごとくであった。

圧延材は試験中に受けた熱影響が大きいために、引張試験の結果から腐食の進行程度を推察することは困難である。500°C×1hr 焼鈍材のうち Zn 含有量の多い試験片は水中および蒸気中に露出した各試験片とともに試験前と比較して引張強さおよび伸びの低下が認められ、ある程度の腐食が生じていたものと考えられる。特に Cu-40% Zn 合金の伸びの低下が顕著である。700°C×1hr 焼鈍材についてみれば、上記 500°C×1hr 焼鈍材とほぼ同様であり、Zn 含有量の多い試験片 (Zn=20% 以上) は引張強さ、伸びが低下しており、ある程度の腐食を受けたものと考えられる。

3.4 頭微鏡調査

各試験片の長手方向の断面状況について調査した。その結果、各試験片の腐食状況は Zn 含有量の変化につれて変化していた。しかし同一 Zn 含有量の合金では、水中または蒸気中に露出していたもの、および熱処理状態の異なるものについて、いづれもほとんど同様の腐食状況を呈していた。代表例として、水中および蒸気中に露出した各合金の 500°C×1hr 焼鈍材の断面腐食状況を Photo. 1 に示す。すなわち、銅はほとんど腐食を受けていないようであって、Photo. 1(a) のごとく、浅い全面的な凹凸がみられるのみであった。Cu-5% Zn 合金は Photo. 1(b) のごとく、粒界を主とし、一部では粒内にも選択的な細い腐食を受けていたが、その深さは 10μ 程度であり、かつ幅もきわめて細

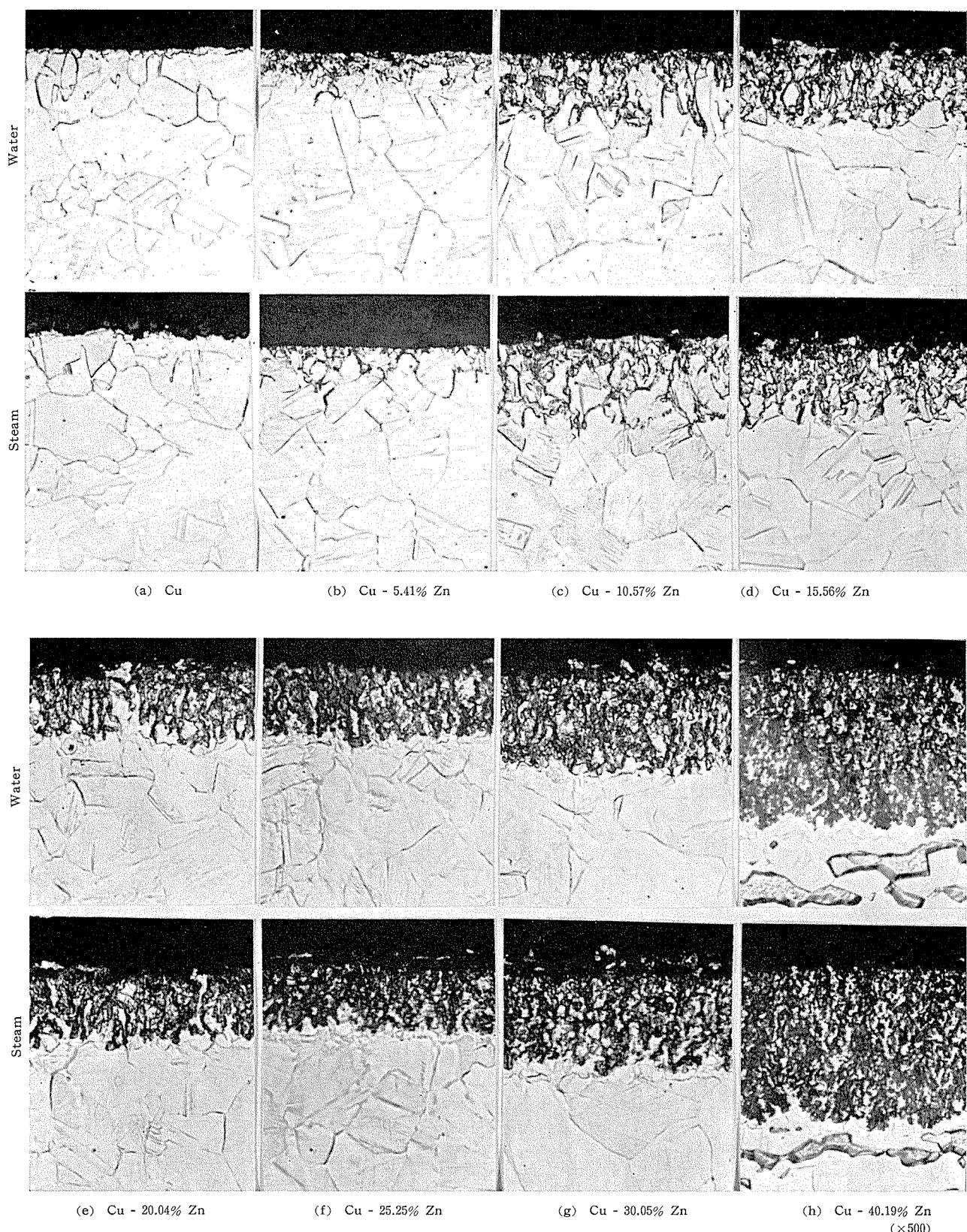


Photo. 1 Longitudinal cross sections of Cu and Cu-5~40% Zn alloys exposed to saturated water and steam at 300°C for 250 hours, low zinc alloys showing the prefered whisker like corrosion and high zinc alloys showing the layer type corrosion.

いものであった。Cu-10% Zn 合金は 30μ 程度の深さの選択的な腐食を受けていた。その状況は Photo 1 (c) にみると太いヒゲ状であって、粒界に沿って進行しているものもあったが、粒内につき進んでいるものも見受けられた。その腐食部は銅色（赤色）を呈していて、常温における脱亜鉛腐食を受けた部分のようであった。Cu-15% Zn 合金および Cu-20% Zn 合金は Cu-10% Zn 合金とほとんど同様に、深さ 30μ 位のヒゲ状の選択的な腐食を受けていたが、その幅はかなり太くなっていた (Photo. 1 (d)(e) 参照)。Cu-25%Zn 合金および Cu-30% Zn 合金は深さ 30μ および 35μ 位まで腐食されていたが、そのほとんど大部分は銅色を呈しており、あたかも層状の脱亜鉛腐食を受けたものようであった。この腐食層の中につき出た合金の部分は、合金の有する黄銅色がかなり失せていて、銅色（赤色）と黄銅色との中間の色調を呈していた (Photo. 1 (f)(g) 参照)。Cu-40% Zn 合金は Photo. 1 (h) のごとく、深さ 60μ 程度が完全な層状の腐食を受けて、その部分は銅色（赤色）を呈していた。しかし、 β 相への選択的な腐食は見受けられなかった。

これらの断面調査の結果にもとづいて選択腐食の進行深さ、または腐食層の厚さと合金の Zn 含有量の関係を図示した結果、Fig. 3 のごとくであった。これより、全般的に

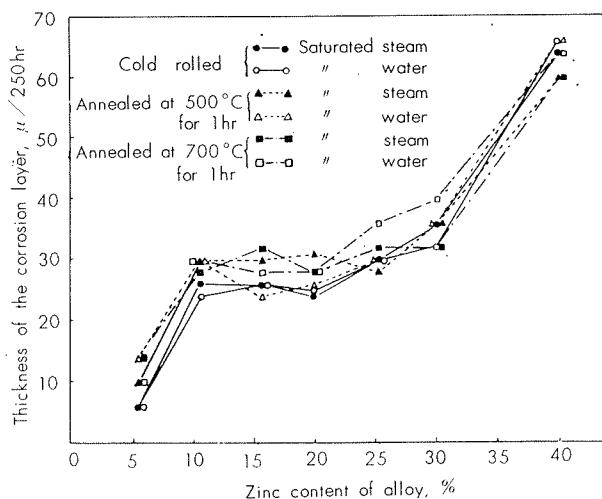


Fig. 3 Thickness of the corrosion layer v.s. zinc content of Cu-Zn alloy exposed to saturated water and steam at 300°C for 250 hours.

みて腐食の進行深さは Zn 含有量の増大につれて増大するものであることがわかるが、もう少し詳細にみれば腐食進行深さは合金の Zn 含有量が 10% までは Zn 含有量の増大につれて急増し、10~30% の範囲では（腐食形態は変化するが）特に大きな変化がないことおよび Cu-40% Zn 合金の腐食進行深さは Cu-30% Zn 合金またはそれ以下の Zn 含有量の合金に比較してかなり急激に大きくなることなどが見受けられる。

3・5 腐食生成物の調査

(1) X線分析

各試験片の表面に対し、斜に X 線 ($\text{Cu}-K\alpha$) を照射し、表面に生じた腐食層を粉末法により自動記録 X 線回折装置を用いて分析した。その結果、銅を除く各試験片からは金属銅 (f.c.c.) と酸化亜鉛 ZnO (hexagonal) が同時に検出された。回折線の強度の分布は Cu によるものが最も強かったが、 ZnO による回折線の強度と数は同一合金ではほぼ同様であって、合金の Zn 含有量の増大につれて増大した。例えば、Cu-5%Zn 合金では ZnO の回折線は (101) によるもののみが弱く認められたが Cu-30% Zn 合金では 8 本の回折線が認められた。代表例として、水中に露出した各試験片の $500^{\circ}\text{C} \times 1\text{hr}$ 烧鈍材の表面層の X 線分析結果を Fig. 4 に示す。Fig. 4 において $2\theta=33.9^{\circ}$ ($d=2.64\text{\AA}$)

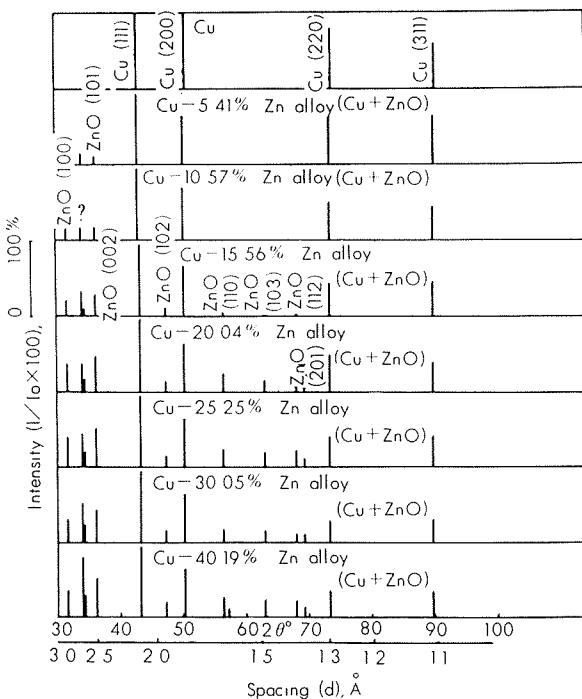


Fig. 4 X-ray* analyses of the corrosion products formed on the surface of Cu-Zn alloy exposed to saturated water and steam at 300°C for 250 hours.

(* $\text{Cu}-K\alpha$)

の位置に Cu, ZnO いずれにも属さない回折線があるが、これがどんな物質によるものであるかは現在のところ不明である。この結果から腐食層は主として金属銅と酸化亜鉛の混合物によるものであり、その ZnO の量は合金の Zn 含有量の増大につれて増大するものであることが明らかとなった。

しかし、得られた金属銅の回折線は標準のものに比較して d の大きさとして $0.2\sim0.3\%$ 程度大きくなっている。このことは腐食生成物としての金属銅が $3\sim5\%$ 程度の Zn を含有していることを示すものではなかろうか。この点について詳細は追って別に報告する。⁴⁾

(2) 化学分析

各試験片の表面の腐食層を強くこすって剥がし、合金別に水中と蒸気中に分けて Cu と Zn について化学分析を行なった。その結果を Table 3 に示す。腐食層の Cu と Zn の成分比は多少の誤差を無視すれば、ほぼ合金の成分比に等しい。X線分析の結果によれば、腐食層は Cu と ZnO からなっていたから腐食層の Zn% を ZnO% に換算し、Cu % と ZnO % の和を求めれば Table 3 右に示したようにほぼ 100 になることがわかった。このことからも腐食層の成分は Cu と ZnO であると考えられる。

Table 3 Chemical analyses of corrosion products formed on the surface of Cu-Zn alloys exposed to saturated water and steam at 300°C for 250 hours.

Alloy Zn, %	Condition	Chemical composition of corrosion product, %		
		Cu	Zn (ZnO)	Cu+ZnO
10	Water	86.83	10.07 (12.59)	99.42
	Steam	81.76	10.44 (13.05)	94.81
15	Water	80.40	14.59 (18.24)	98.64
	Steam	80.31	14.56 (18.20)	98.51
20	Water	74.90	18.93 (23.66)	98.56
	Steam	76.18	16.70 (20.88)	97.06
25	Water	69.05	28.02 (35.03)	104.08
	Steam	71.98	20.73 (25.91)	97.89
30	Water	62.00	25.72 (32.15)	94.15
	Steam	63.68	25.06 (31.33)	95.01
40	Water	64.30	30.71 (38.39)	102.69
	Steam	68.19	27.76 (34.70)	102.89

4. 考 察

これまで述べてきた実験結果をもとにして、Cu-Zn 合金の腐食について考察する。

顕微鏡による断面調査の結果およびX線分析の結果から腐食生成物の中には、金属状の銅が多量に含有されていることが明らかにされた。このことからこの腐食は常温の水溶液中において黄銅に生ずる脱亜鉛腐食と類似している。しかし、脱亜鉛腐食によって生ずる腐食生成物はほぼ純銅の成分を有するものであって、その機構は銅イオンと黄銅との置換反応にもとづく金属銅の析出によるものと考えられている。すなわち、その過程はあくまでも電気化学的なものであると考えられている。⁵⁾これに反し、本腐食試験の結果生じた腐食生成物中には合金の Cu:Zn 比にほぼ等しい Cu と Zn がそれぞれ金属銅および酸化亜鉛として含有されており、このことからこの腐食が脱亜鉛腐食と同一の機構によるものであると考えるよりは、むしろ、高温高圧の水および蒸気によって黄銅成分のうち亜鉛のみが選択的に酸化を受け、水素と置換して酸化亜鉛を生じたものと考えられる。

えられる。従って、試験片に生じた重量増加量は腐食された合金中の Zn が ZnO に酸化されたときの增量から溶出した重量と剥離したスケールの重量を差引いたものであると考えられる。この考えに従って、一例として層状の腐食を受けた Cu-30%Zn および Cu-40%Zn 合金、各 500°C × 1hr 焼鈍材について腐食進行深さから腐食増量を単純に計算して、実測値と比較してみた。その結果は Table 4 のごとくであって、両者はかなり近似した値となった。この

Table 4 Comparison of weight increases measured and calculated from the corrosion depth of Cu-30% Zn and Cu-40%Zn alloys after exposure to saturated water and steam at 300°C for 250 hours.

Alloy	Condition	Corrosion depth*, μ	Weight increase calculated, mg/cm ²	Weight increase measured, mg/cm ²
Cu-30%Zn	Water	29	1.8	1.7
	Steam	29	1.8	2.0
Cu-40%Zn	Water	53	4.2	4.1
	Steam	48	4.0	3.1

* Measured from decreasing of thickness of specimen by the microscopical examination.

事実からも高温高圧の水および蒸気による Cu-Zn 合金の腐食は Zn の選択酸化現象によるものとして説明される。

顕微鏡による断面調査によれば、Cu-25% Zn 合金などでは腐食層の中へ突き出た合金の部分は、黄銅色を失っており銅色と黄銅色の中間の色を呈していた。このことは、まず合金の表面層近傍の Zn が合金の表面で水または水蒸気によって選択酸化を受けて酸化亜鉛となり、それにつれて合金内部の Zn が徐々に表面へ拡散してゆき、そのため Cu に富んだ部分が残るようになったことを示すものではないかと考えられる。従って、腐食速度を支配する主要な因子として Zn 原子の合金表面への拡散速度が考えられる。

5. 総 括

300°C の飽和水および飽和蒸気の中に熱処理状態の異なる Cu-Zn 合金 (Zn=5~40%) を 250 時間露出し、腐食試験を行なった。その結果 Zn 含有量の少ない合金は粒界および粒内にヒゲ状の選択的腐食を受けた。その太さは合金の Zn 含有量の増大につれて大きくなり、Zn を 25% またはそれ以上含有する合金では層状の腐食層が認められた。全般的にみて腐食の深さは合金の Zn 含有量の増大につれて増大した。熱処理状態の差による腐食程度の差は認められなかった。この腐食生成物について X 線分析と化学分析を行なった結果、腐食生成物は Cu と ZnO からなり、その Cu と Zn の成分化合物は合金の Cu と Zn の成分比にほぼ等しかった。

以上のような調査から、この腐食は Cu-Zn 合金のうち Zn が高温の水または蒸気によって選択的に酸化されたためであると考えられる。

終りに、本研究にさいし X 線分析を行なって下さった当研究部廣沢研究員および化学分析を行なって下さった当研究部田中研究員に厚く感謝致します。

文 献

- 1) 大津, 佐藤: 住友軽金属技報, **1** (1960), 22.
- 2) 大津: 住友軽金属技報, **1** (1960), 167.
- 3) 植田, 他: 金属防食技術便覧, (学振編)(1957), 50.
- 4) W.B.Pearson: *Handbook of Lattice Spacings and Structures of Metals and Alloys*, London(1958), 619.
- 5) G.D. Bengough, R.M. Jones, R. Pirret : J.Inst. Metals, **23** (1920), 65.

P

92

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 5, No. 1, Jan. 1964

三重火力発電所モデルコンデンサーにおける 復水器管の汚損、腐食試験

田 中 礼 次
田 部 善 一

住友軽金属工業株式会社

論文

三重火力発電所モデルコンデンサーにおける 復水器管の汚損、腐食試験

田中礼次* 田部善一*

Pollution and Corrosion Test of Condenser Tube in Model Condenser at Mie Power Station

by Reiji Tanaka and Zen-ichi Tanabe

Pollution and corrosion tests were carried out in model condenser at Mie Power Station. The alloys used in the tests were Albrac, Alumibrass, 90-10 cupronickel and 70-30 cupronickel, and at the same time the short tube of Albrac and non metallic tubes were used for the study of the effect of cathodic protection and roughness of surface.

The results obtained were as follows.

- (1) The scale was precipitated very much at low current velocity, and the effects of the cathodic current and material difference were not observed.
- (2) The scale contained much iron oxide, and little SiO_2 , Al_2O_3 , CaO , MgO , etc.
- (3) Iron oxidizing bacteria were not observed in the sea water, and not worked effectively on the precipitation of scale.
- (4) Material difference had not so much influence on the corrosion rate.

1. 緒 言

四日市港湾水は沿岸工業の発達に伴い、工場排水その他による海水汚染が激しくなり、この海水を冷却水とする三重火力発電所においては復水器管の汚損により、熱貫流率の低下が大きな問題となっている。

この水域の海水は有機物質による汚染はほとんど受けていないが、工場排水によって鉄分の増加と pH の低下をきたしている。この海水を冷却水としている復水器管には多量の褐色スケールが付着するので、この汚損物質を除去する目的で、しばしば酸洗浄を行ない、真空度の低下を防止する必要がある。本報告はこれらの問題を解明し、対策をたてるための資料を得るため、現地発電所と共同でモデルコンデンサーにより各種の試験を行なった結果である。

2. 試験管材

実験に用いた管材は $25\phi \times 1t \times 1,500l(\text{mm})$ の復水器管用銅合金で、つぎの 4 種である。

- (1) アルブラック管 当社製
- (2) アルミプラス管 某社製
- (3) 90-10 キュプロニッケル管 当社製
- (4) 70-30 キュプロニッケル管 某社製

これらの管をそれぞれ各グループ 2 本づつ合計 32 本を用いたが、一部にアルブラックの短管や非金属管もとりつけ、防食電流の効果やスケールの付着状況を調査した。

なおこれらの試験管材の代表的な化学成分は Table 1 に示し、それぞれ JIS BsTF-2, BsTF-3, CNTF-1 および CNTF-3 に該当するものである。

3. 装置および方法

三重火力発電所は Fig. 1 に示すように四日市港内に設置されており、復水器冷却水は湾内から取水して反対側の鈴鹿川に放流している。モデルコンデンサーは当発電所海水貯水槽のそばに設置し、Fig. 2 に示すように復水器冷却水と同一の海水を取水するようにした。

装置は Photo. 1 に示すごとく 8 本づつの管がとりつける A～D グループと、4 本の管がとりつける E グループから成る。A および D グループにおける電気防食は中川防食工業の設計製作によるもので、電源にはセレン整流器、陽極には磁性酸化鉄を用い、通電しない B, D グループも塩化ビニールを用いて装置と絶縁させた。A～D グループの管材はいづれも Fig. 3 に示すごとく配置してとりつけた。

またこれらのグループの試験条件は Table. 2 に示すごとく、防食電流を 0 または $20\text{mA}/\text{m}^2$ に調節し、管内流速を $1\sim4\text{m/sec}$ に変化せしめた。

E グループはガラス管、摺りガラス管、軟質塩化ビニール管など非金属管をとりつけてスケールの沈着状況を調べたり、アルブラックの短管 (100mm) をとりつけて防食電流の影響を調べたりした。この短管の配置は Fig. 4 に示し、 $0\sim100\mu\text{A}/\text{cm}^2$ の電流密度で通電した。この E グループの防食電流は Table. 3 に示すごとく設定した。

*研究部

Table 1 Chemical compositions of test tubes

Test tube	Chemical composition, %									
	Cu	Fe	Pb	Al	Si	As	Ni	Zn	Mn	Co
Albrac	77.93	0.01	Tr	1.96	0.24	0.06	—	R	—	—
Alumibrass	77.83	0.01	Tr	1.89	0.01	0.05	0.40	R	—	—
90-10 cupronickel	88.77	1.43	0.01	—	—	—	9.79	0.08	0.02	0.09
70-30 cupronickel	67.70	0.50	Tr	—	—	—	31.32	0.04	0.21	0.20

Table 2 Schedule of tests

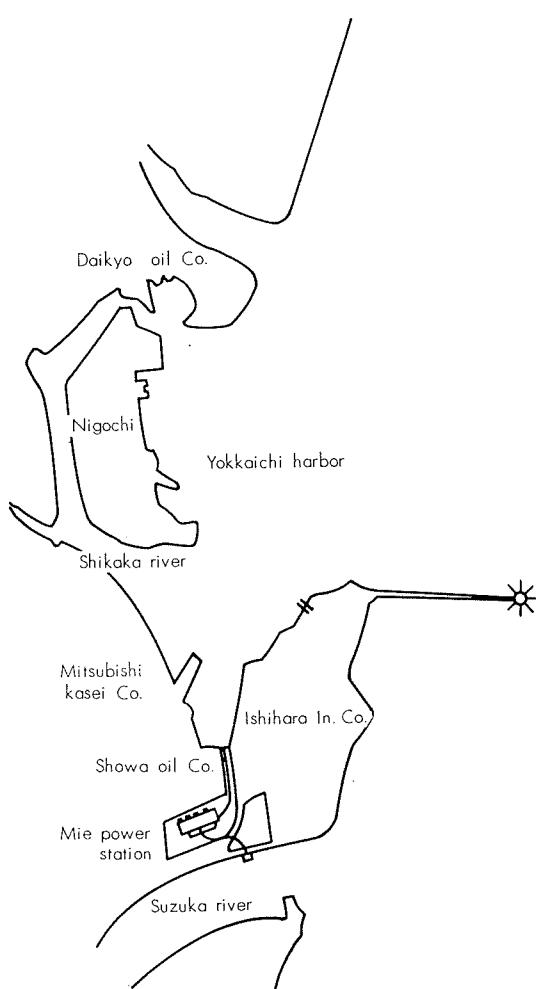
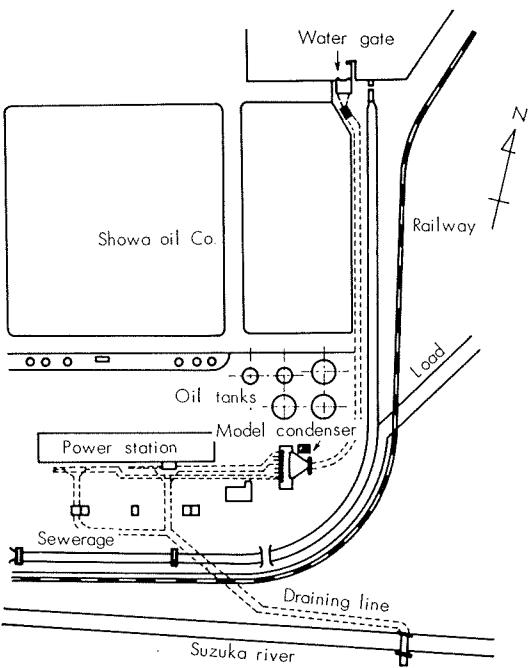
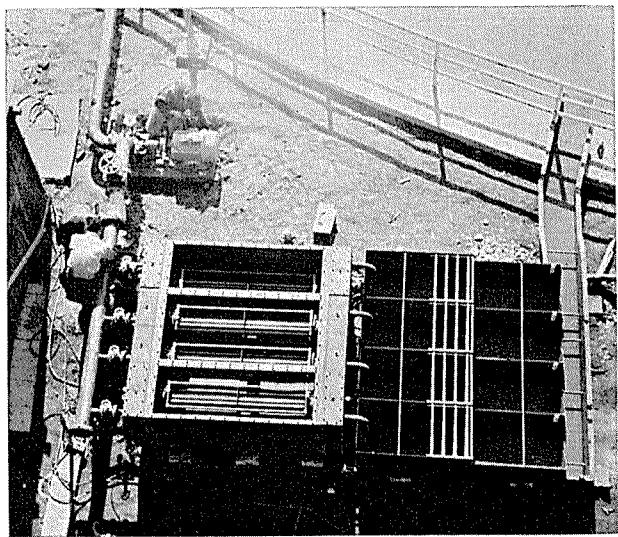
Group	Current density, mA/m ²	Flow rate, m/sec			
		1st	2nd	3rd	4th
A	20	2	3	1	4
B	0	2	3	1	4
C	0	3	1	4	2
D	20	3	1	4	2

Table 3 Cathodic protection of E group

No.	1	2	3	4	5	6	7	8
Electric current, mA	7.2	2.8	1.4	0	0	1.4	2.8	7.2
Current density, mA/m ²	100	40	20	0	0	20	40	100

Test tube ; 25φ×1t×10ℓ

Anode ; Platinum

**Fig. 1** Situation of Mie Power Station.**Fig. 2** Position of Model condenser.**Photo. 1** Model condenser.

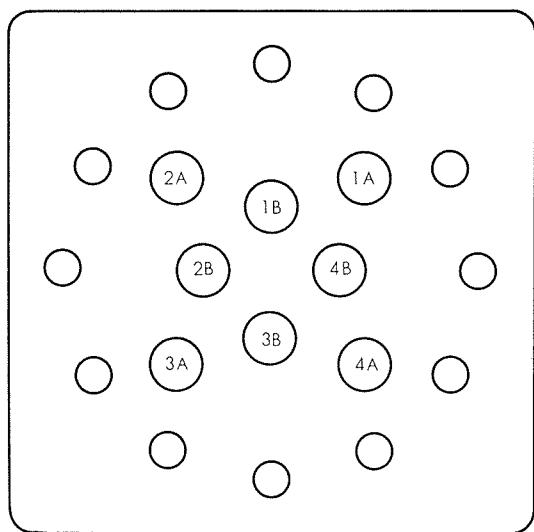


Fig. 3 Setting of test tubes.

- ① Albrac
- ② Alumibrass
- ③ 90-10 cupronickel
- ④ 70-30 cupronickel

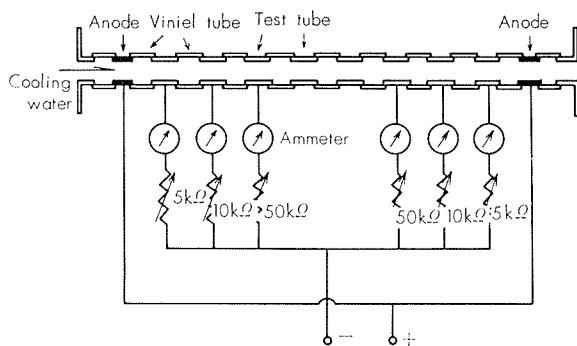


Fig. 4 Circuit diagram for cathodic protection test.

Table 4 Operation records of model condenser

		1st	2nd	3rd	4th
Operation	Test start, date	Mar. 12	May. 17	Jul. 21	Sep. 29
	Test end, date	May. 8	Jul. 15	Sep. 25	Dec. 1
	Operation time, hr	1592.5	1454.0	1554.5	1493.0
	Atm. temp. °C	9.5~230	140~310	220~340	11.0~270
Cooling water	A, m/sec	1.94	3.03	1.00	4.01
	B, "	1.91	3.04	0.99	3.94
	Flow rate C, "	2.92	0.97	3.96	1.97
	D, "	2.94	0.96	3.83	1.97
	E, "	—	—	1.92	—
	Temperature, °C	10.0~15.5	16.0~25.0	26.0~31.0	13.0~28.0
	pH, (max)	8.2	8.3	8.1	8.0
	" (min)	3.2	6.8	6.5	5.8
	" (av)	7.21	7.9	7.8	7.9
	Total ion, (max), p.p.m.	18.1	2.5	2.3	14.4
	" (min), "	0.1	0.1	0.17	0.5
	" (av), "	2.56	0.60	0.44	2.74

4. 運転状況

Table. 4 に示すごとく、2ヶ月ごとに試験条件、主として管内流速を変え、この間管内スケールを除去して再開した。

各回ともいくらか停止時間があるが、それぞれ2ヶ月間に最高5日以内の停止で修理を終って再開している。

冷却海水の水温、pH、全鉄含量などは代表的な値を示したが、既述のごとくpHがしばしば低くなることと、鉄分の多いことがこの冷却水の特徴である。なお第2回～第3回において鉄分が比較的少なかったのは隣接工場の操業停止によるものといわれている。

5. 付着スケールの調査

各回の通水試験終了後付着したスケールを除去し、その重量を測定し、また組成を調べた。

5・1 スケールの沈着量

スケールの沈着量は管材質によってあまり差が認められないでの、沈着量の一例をTable. 5に示す。これによると通電による差も顕著ではなく、流速が大きいとき著しく沈着量が低くなることと、試験時期によって大きな差のあることがわかる。

防食電流の影響はEグループによりさらに詳しく調べた結果、電流の大きいものにわずかに沈着量が高いように見えるがほとんど差がない。いずれかといえば乱流の生じ易い入口側の沈着量が低く、出口側にやや高い傾向にある。

つぎに非金属管の沈着量を調べた結果をTable. 6に示す。三つの材質では摺りガラスの沈着量が最大であって、ついで軟質ビニール管になっており、普通のガラス管は摺りガラス管の1/2程度の沈着量を示した。すなわち表面が平滑なものより粗なものにスケールが沈着し易く、また硬いものより軟いものに沈着し易い傾向にある。なお軟質ビニール管では入口から中央にかけてスケールが多く、ガラス管では中央から出口にかけてスケールが多いが、この原因はよくわからない。ただし摺りガラス管の出口側には貝殻が認められ、高い値はこのためかも知れない。

Table 5 Weights of scale deposits

A~D group

Group	Weight, g/2m			
	1st	2nd	3rd	4th
A	9.3	1.91	1.59	4.59
B	8.28	2.11	1.42	4.80
C	6.00	2.08	0.87	11.37
D	5.88	2.83	1.17	10.17

E group

No.	1	2	3	4	5	6	7	8
Weight, g/10cm	0.0864	0.0865	0.0868	0.0793	0.0877	0.1016	0.0938	0.1012

Table 6 Scales of non metallic tubes

Test tube	Weight, g/40cm		
	Inlet	Center	Outlet
Soft viniel	0.2518	0.2352	0.1665
Grass	0.1486	0.2415	0.2325
Frosted grass	0.2780	0.4783	0.5278*

* Involved shell deposit

5.2 スケールの組成

A～Dグループの管内に沈着したスケールの分析例をTable. 7に示す。これらのスケールは酸化鉄を主成分とするもので、少量の管材の腐食生成物やシリカ、アルミナ、カルシウム、マグネシウムなどが含まれている。カルシウムとマグネシウムは防食電流を通じたものにいくらか多い傾向があり、これらのものは固く沈着しておりスケールがやや除去し難かった。また90-10キュプロニックルに付着したスケールはやや銅分が高いが、必ずしも腐食のためではなく、スケールの採取にも問題があったようである。

Table. 8はEグループに沈着したスケールの分析値である。短いアルブラック管のスケールから検出された銅分はかなり高いが、これは2回目の通水時に得たものであり、鉄分などの沈着量の少いものを強いて除去したためであ

る。非金属管に付着したスケールの分析値は、ガラス管から得たものにシリカが多く検出されたほかめだった特徴はない。

これらの沈着物はX線回折結果によると何ら回折線が認められないが、700°Cに加熱してから調べるとFig. 5に示すように Fe_2O_3 , $\gamma\text{-Fe}_2\text{O}_3$ および Fe_3O_4 に相当するものが認められる。

Table 8 Chemical compositions of scale deposits of E group

No.	Chemical composition, %							
	1	2	3	4	5	6	7	8
CuO	31.55	31.55	30.77	28.29	30.54	32.05	33.30	31.80
Fe_2O_3	30.60	34.92	30.60	29.46	20.02	24.02	24.45	21.16
MgO	0.22	0.36	0.14	0.43	0.58	0.58	1.01	1.01

Albrac tube

Test tube	Chemical composition, %					
	SiO ₂	CaO	MgO	Al ₂ O ₃	Fe ₂ O ₃	
Viniel	7.60	0.32	0.70	4.24	40.67	30.95
Grass	18.00	0.50	1.27	4.40	24.52	—
Frosted grass	17.56	0.32	0.73	3.92	41.07	29.04

Non-metallic tube

Test tube	Chemical composition, %					
	SiO ₂	CaO	MgO	Al ₂ O ₃	Fe ₂ O ₃	
Viniel	7.60	0.32	0.70	4.24	40.67	30.95
Grass	18.00	0.50	1.27	4.40	24.52	—
Frosted grass	17.56	0.32	0.73	3.92	41.07	29.04

Table 7 Chemical composition of scale deposits of A～D groups

Sample	Chemical composition, %								
	SiO ₂	CuO	CaO	MgO	Al ₂ O ₃	Fe ₂ O ₃	SO ₃		
A group	Albrac	2.96	4.22	1.55	0.54	6.80	54.91	0.84	22.55
	Alumibrass	2.98	4.36	1.50	0.87	6.75	54.05	0.87	22.77
	90-10 cupronickel	2.54	6.80	1.85	1.12	6.00	54.48	1.17	21.83
	70-30 cupronickel	2.94	5.32	1.20	0.62	5.90	53.20	0.90	23.31
B group mixed		3.22	6.06	0.95	0.27	6.50	50.48	1.35	24.37
C group mixed		2.92	9.72	0.40	Tr	6.05	44.62	1.28	27.07
D group mixed		2.82	5.64	2.25	0.58	2.65	55.48	1.17	22.78

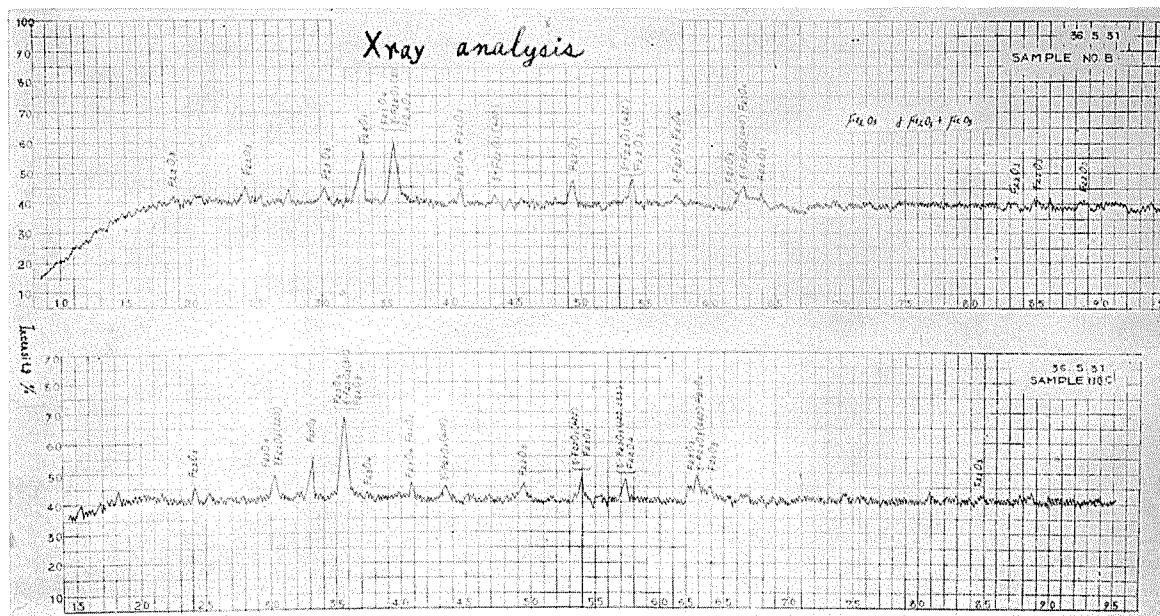


Fig. 5 X ray analysis of the brown scale

5・3 スケール沈着の機構

この冷却海水は第1鉄イオンと溶存酸素が高く、また正常な海水よりpHの低いことが多いので、鉄バクテリヤの繁殖しうる条件がそろっている。このため京都大学食糧化学研究所に依頼して鉄バクテリヤの調査を行ない、また得られた細菌群を接種して第1鉄イオンの酸化の進行状況を調べた。この結果冷却海水、スケール中ともに鉄バクテリヤは検出されず、また第1鉄イオンの酸化はここで得られた細菌接種の有無に関係なく同程度の速度で進行するにすぎないことがわかった。従ってここにおけるスケールの沈着に鉄バクテリヤが関与している可能性はほとんどない。

つぎに復水器管材質による差のほとんどないこと、防食電流の影響もほとんどないことおよび流速による影響が大きいことなどは、冷却水中の鉄の酸化物や水酸化物がコロイド状で物理的に付着する傾向の強いことを示している。復水器管中においては乱流のため電荷をもっていたこれらの粒子が互に衝突したり、管内壁に当って電荷を失うとともに斥力をなくし、管壁近くの水速のほとんどない薄層に沈着するものとみられる。軟質の表層ではこの付着力と水流による除去作用が平衡に達するまで沈着するであろうが、下層が脱水その他によって硬化するに伴い徐々にスケール層の厚さが増加することになる。またスケールのX線結晶回折において Fe_3O_4 が検出されたのは興味のあることで、第1鉄イオンと溶存酸素の反応により、初期に Fe_3O_4

あるいはこの系の水酸化物を生じて付着するか、あるいは付着に Fe_3O_4 の磁性も関与する可能性を示している。

以上の観点からスケールの沈着機構として鉄バクテリヤによる可能性は乏しく、冷却水中の鉄のコロイド状酸化物あるいは水酸化物が物理的に沈着することがほとんど支配的要因をなすものと考えられる。

6. 抜取管の調査

第1回～第4回の通水試験を終了したあと、全管を抜取り、それぞれ代表的な管材の腐食状況を調べた。

6・1 内面状況

Photo. 2～5に酸洗いによるスケール除去前後の内面状況を示す。アルブラックおよびアルミブ拉斯はともに淡い茶褐色のスケールにおおわれ、剥離した部分は地肌の色、黄褐色または褐色を呈している。またアルミブ拉斯はいくらかスケールの剥離した部分が多いが、これらは抜取後に剥離したものである。90-10キュプロニッケルおよび70-30キュプロニッケルのスケールも同様に茶褐色を呈しているが、前者の剥離した部分は灰褐色または緑色のスケールがみられ、後者の剥離した部分は地肌を露出しており、全長にわたって剥離した部分が多い。

スケール除去後の内面をみると、いづれもごく軽い肌荒状の腐食を生じているが、アルミブ拉斯と70-30キュプロニッケルは肉眼的にもいくらか肌荒が激しいように見える。

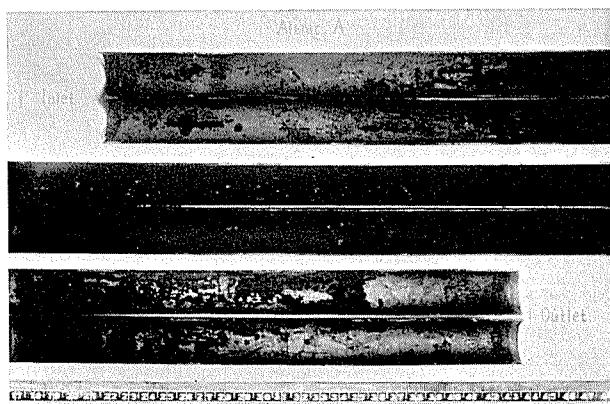


Photo. 2 Inner surface of Albrac tube.
Left: covered with brown scale
Right: after removal of scale

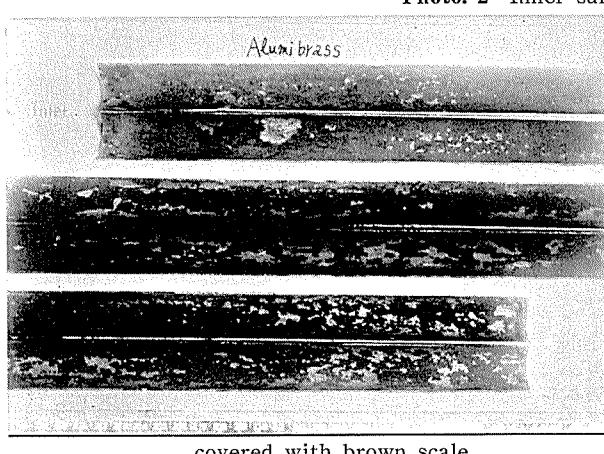
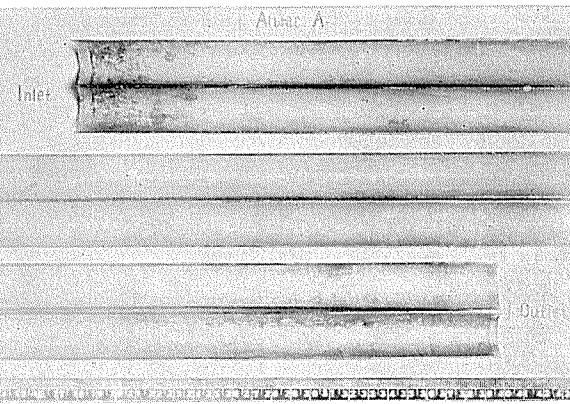
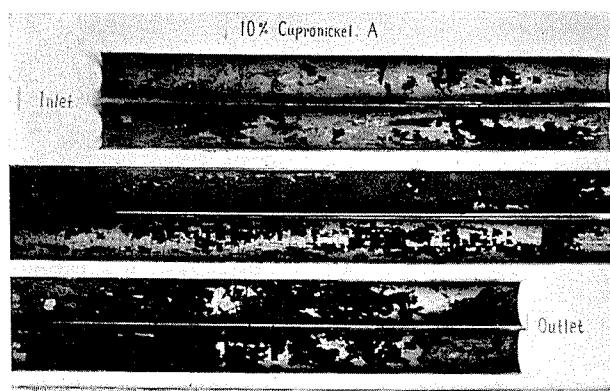
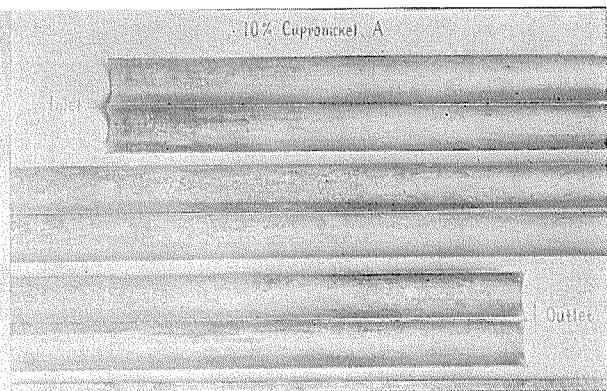


Photo. 3 Inner surface of Alumibrass tube.
Left: covered with brown scale
Right: after removal of scale

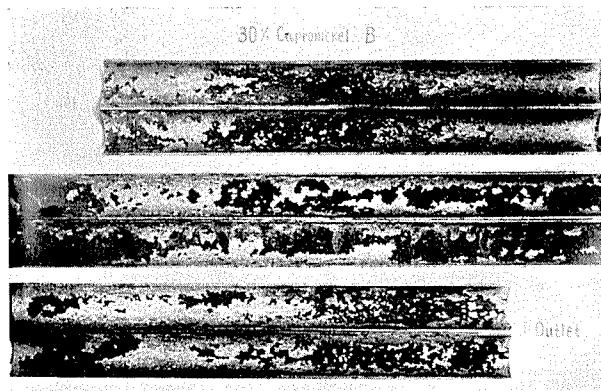


covered with brown scale

Photo. 4 Inner surface of 90-10 cupronickel tube.

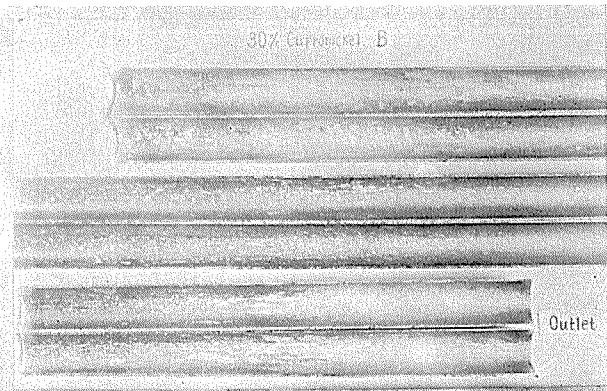


after removal of scale

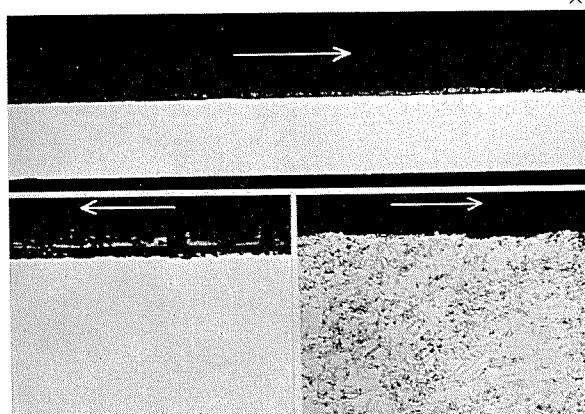


covered with brown scale

Photo. 5 Inner surface of 70-30 cupronickel tube.



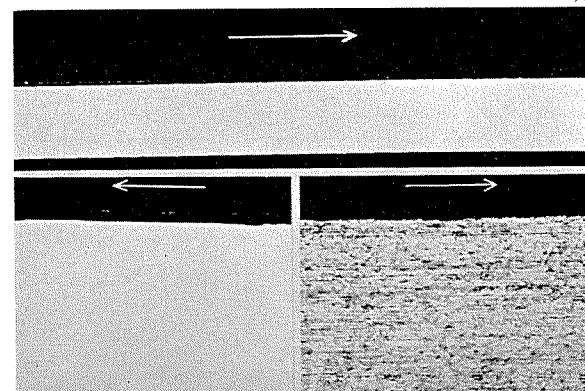
after removal of scale

 $\times 10 \times \frac{1}{2}$ 

Albrac

 $\times 50 \times \frac{1}{2}$
 $\times 10 \times \frac{1}{2}$

Alumibrass



90-10 cupronickel

 $\times 50 \times \frac{1}{2}$

70-30 cupronickel

Photo. 6 Cross sections of test tubes showing scale deposits and corrosion.

6・2 断面状況

Photo. 6に各管の代表的な断面を示す。スケール層は一例を示したものであり、調査位置により著しく異なる。腐食の程度はいづれも軽微であるが、70-30 キュプロニッケルの腐食と、アルミプラスの粒界腐食が認められ、実験通水期間の短いことからみれば、腐食度は正常な海水中よりかなり大きいことになる。

6・3 スケールの厚さと腐食深さ

Table. 9 に抜取られた管に沈着していたスケールの厚さと最大腐食深さを示す。スケールは通水試験3回まで各回とも除去しているので、主として第4回の試験において沈着したことになる。これによるとアルミニウム黄銅系の材料は0.04~0.14mm、キュプロニッケルは0.03~0.20mmであり、本結果からも材質間の相違は認め難い。

最大腐食深さはアルブラックが0.02~0.05mm、90-10キュプロニッケルが0.01~0.06mmであり、アルミプラスおよび70-30キュプロニッケルはさらに腐食深さが大であったが、調査本数1本のため材質的な優劣はつけ難い。またこれらは腐食度としてはかなり大きくなるが、スケールの沈着によって被覆されるので、本体においては使用中に逐次腐食速度が低くなり、ほとんど問題を生じないものとみられる。

7. 結 び

三重火力発電所モデルコンデンサーにおいて復水器管の汚損、腐食に関する実験を行なった。この間冷却海水の水質変化により一貫した沈着状況を知ることはできなかつたが、次のことが明らかになり、当発電所における復水器管の汚損、腐食の実態を把握することができた。

(1) スケールは冷却水流速の低いほど多く沈着し、防食電流の通電や銅合金管材質による沈着量の差はない。

(2) スケールは非金属管にも沈着し、表面が粗で硬いものに著しく多く沈着する。

(3) 沈着したスケールの組成をみると鉄の酸化物を主成分とし、その他少量の管材の腐食生成物、シリカ、アルミナ、カルシウム、マグネシウムなどが含まれる。またこの種のスケールは冷却海水中の鉄分が多いときに多量に沈着する。

(4) 冷却海水およびスケール中に鉄バクテリヤは認められず、スケールの沈着にこの種のバクテリヤが関与していた可能性はほとんどない。

(5) 耐食性において材質的な優劣はつけ難いが、本実験では70-30キュプロニッケルが良好ではなく、むしろアルブラックが優れている。しかしスケールの沈着によって腐食は抑制される傾向にあるので、いづれを用いても問題はほとんど生じないものとみられる。

なお発電所現地においては第2次試験以降、本実験結果を基としてスケールの除去方法に関する実験が進められて

Table 9 Corrosion depth and scale thickness of test tube

Tube material	Group	Corrosion depth (max), mm.	Thickness of scale (max), mm
Albrac	A	0.05	0.07
Alumibrass	B	0.07	0.04
Albrac	C	0.03	0.11
Albrac	D	0.02	0.14
90-10 cupronickel	A	0.01	0.03
70-30 cupronickel	B	0.11	0.06
90-10 cupronickel	C	0.06	0.16
90-10 cupronickel	D	0.04	0.20

いる。

本報告は中部電力株式会社三重火力発電所の要請により当社が協力して実験した結果の一部であり三重火力発電所関係者一同に深く感謝の意を表したい。

文 献

- 1) P.W. Sherwood : Corrosion Technology, Aug. (1962), 211.
- 2) J.O. Harris : Corrosion, 16 (1960), 131
- 3) 門田 元 : 京都大学食糧化学研究所報告 (1962)
- 4) 三重火力発電所 : 復水器管の汚損・腐食に関する第1次試験報告, Aug. (1962).
- 5) 同上, 第2次試験報告, Mar. (1963).

P

93

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 5, No. 1, Jan. 1964

アルミニウム黄銅の汚染水腐食におよぼす 亜鉛およびアルミニウムの影響

田 部 善 一

住友軽金属工業株式会社

論文

アルミニウム黄銅の汚染水腐食におよぼす 亜鉛およびアルミニウムの影響*

田部 善一**

Effect of Zinc and Aluminium on Corrosion of Aluminium Brass by Polluted Water

by Zen-ichi Tanabe

The widespread use of aluminium brass in heat exchanger tubes may be attributed to its high corrosion and erosion resistance. Aluminium brass, however, suffers from the corrosion by the polluted sea water at power station. Its corrosion occurs with sulphur compounds which are released by the action of bacteria. Therefore, the potentiostatic measurements of polarization curves for aluminium brass with various contents of zinc and aluminium were carried out in slowly stirred 3% NaCl aqueous solution containing 1 p.p.m. cystine. The results obtained were as follows:

(1) Mainly, cystine accelerates cathodic reaction rate, and its effect is remarkable especially in absence of oxygen. (2) Although the effects of zinc and aluminium contents on the electrochemical properties are linearly related to total zinc equivalent, there is a discontinuous point at about 32% Zn equivalent, below which cathodic critical current decreases with total zinc equivalent and anodic current increases with either of decrease of aluminium content or increase of zinc content, but above which these currents increase with total zinc equivalent. (3) Probably these discontinuous points are not due to precipitation of β phase, but some defects which have such electrochemical properties as β phase.

1. 緒言

アルミニウム黄銅系合金はその優れた耐食性によって熱交換器用銅合金のうちもっとも多く使用されているが、近年臨海工業地帯では冷却水として使用されている海水の汚染によって、今までに見られなかったような腐食があらわれてきた。この汚染水による腐食は硫黄化合物による作用が大きいといわれ、たとえばシスチンなどが有害であるとされている。¹⁾²⁾³⁾従って清浄な海水中にシスチンが含有されるとアルミニウム黄銅の電気化学的性質にいかに影響をあたえるか、またこの合金の成分である Zn および Al の量が変化した場合、いかなる影響があるかを電気化学的に研究した。

2. 試料および実験法

試料は Table 1 に示すような成分のものを高周波炉で大気中溶解、金型鋳造し鍛造冷延後 620°C × 30min. 水冷し 240番エメリーペーパーまで研磨して用いた。溶液は 1 p.p.m. のシスチンと 2,000 p.p.m. の K_2SO_4 を含む 3% NaCl 水溶液を用い 30°C に保持した。分極測定は一定の還元性状態か

ら所定の電位に瞬間に移動させ、この電位における定常電流を求める方法が望ましいが、一点ごとに電極をとりかえなくては測定の意味がなくなり実験困難であるから、本研究では分極測定の精度を上げるため、C.R. 回路により鋸歯状のパルスを発生して電位変化速度を精密化し、X-Y レコーダーで記録した。ポテンショスタットは Gerischer 型の 10^{-4} sec. の応答速度を有する電流容量 120mA のものを使用した。測定回路のプロックダイヤグラムを Fig.1 に示す。溶液の攪拌は試料表面で流速 50 cm/sec になるよう調節した。また腐食のパラメーターとして陰極分極曲線から限界拡散電流を自然電極電位まで外挿した値をとり、陽極分極曲線からはその最大電流（自然電極電位も最大電流を示す電位もあまり変化がないのでこれは分極抵抗を示すことになる。）と最小電流をとった。亜鉛当量の計算は Guillet の亜鉛当量係数を用いた。⁷⁾⁸⁾⁹⁾¹⁰⁾

3. 実験結果および考察

1. シスチン添加の影響

3% NaCl 水溶液中および 1 p.p.m. のシスチンを含む 3% NaCl 水溶液中の陰極分極曲線を示すと Fig.2 のごとくである。このように空気を吹き込みながらの場合でも窒素

* 日本金属学会第52回講演大会（東京）に発表

** 研究部

を吹き込みながらの場合でも明瞭な差があらわれ、シスチン添加によって陰極反応が増大していることがわかる。そしてこのシスチンによる増加量は吹き込んだガスの種類にかかわりなくほとんど同じである。またこの図によると陰極反応速度を最も大きく支配しているものは酸素であってシスチンの還元反応は酸素の有無をとわず一定速度で進行することができる。ゆえに酸素を充分に含む3%NaCl水溶液においてはシスチンの害はそれほど著しくはないといつができるが酸素が少ない場合にはシスチンの還元反応が大きくなりてくることがある。実際の場合の汚染水腐食は多く嫌気性雰囲気でおこるのでこのような環境においてはアルミニウム黄銅の腐食にシスチンが有害に働くことがわかる。陽極反応においては最大電流にはシスチンおよび吹き込んだガスの影響はほとんどあらわれないが0V(vs. S.C.E.)以上の酸化性雰囲気になるとシスチンの曲線は電流が大きくなってくる。これは表面に生成した皮膜がシスチンを含まない場合にできる皮膜に比べて保護皮膜としての性質が少ないことを示している(Fig.3)。

Table. 1 Chemical compositions of specimens.

No.	Chemical composition, %			
	Cu	Zn	Al	As
a-1	89.50	R	2.16	0.04
a-2	82.96	R	1.86	0.05
a-3	84.87	R	2.10	0.05
a-4	77.36	R	1.84	0.05
a-5	75.95	R	2.14	0.04
a-6	73.91	R	2.22	0.04
a-7	70.27	R	2.11	0.04
b-0	78.33	R	Tr	0.08
b-1	74.75	R	0.94	0.07
b-2	77.51	R	1.83	0.07
b-3	77.82	R	2.96	0.08
b-4	77.65	R	3.86	0.07
b-5	78.21	R	4.82	0.07

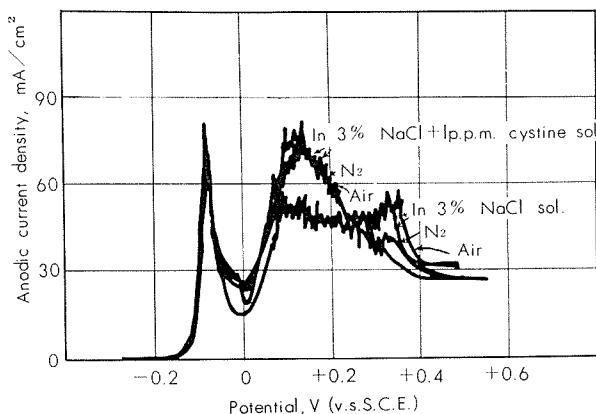


Fig. 3 Anodic polarization curves of Cu-20%Zn-2%Al.

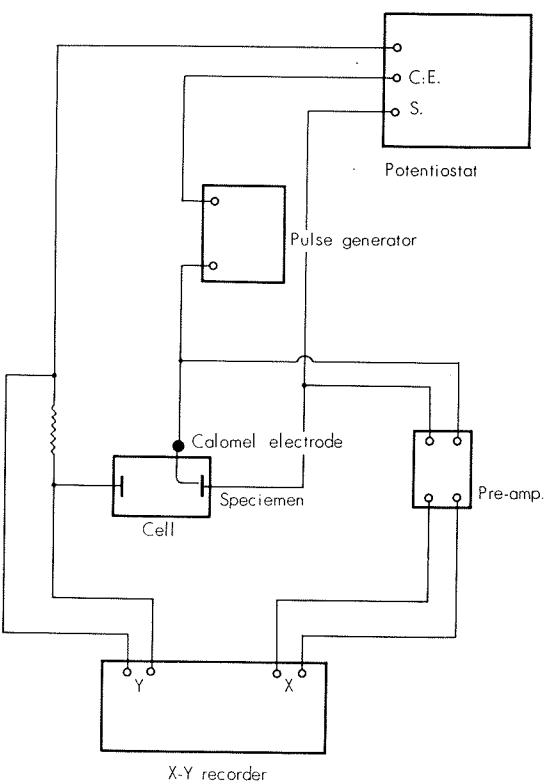


Fig. 1 Circuit for the measurement of polarization curve by potentiostatic method.

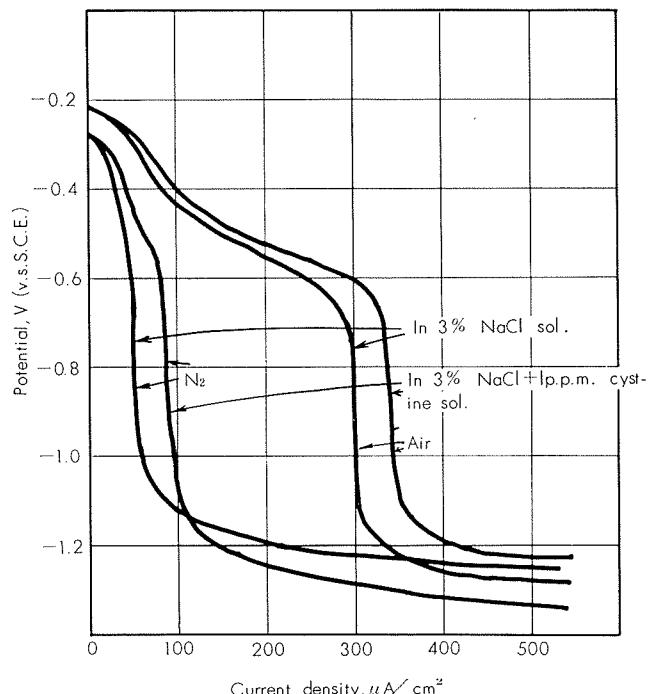


Fig. 2 Cathodic polarization curves of Cu-20%Zn-2%Al.

2. アルミニウム黄銅中の Zn および Al の影響

アルミニウム黄銅は一般に Cu-20~22%Zn-1.8~2.2%Al の組成のものが使用されているがこのうち Zn を変化させた場合には、Fig. 4 に示すように陰極反応速度は約 22%Zn を最小として Zn がどちらに変化してもわずかに増加する傾向にある。また陽極電流は Zn の増加に従って増加するが約 22%Zn を屈曲点としてこれ以上 Zn が増加すると電流増加の傾向が著しくなる(Fig.5)。これを Guillet の亜鉛当量係数を用いて試料に含まれている Al も Zn に換算して亜鉛当量による電流の変化の関係として示すと Fig. 6 および Fig. 7 のごとくなる。これによると 32%Zn eq. 附近を屈曲点として前記と同様のことといえる。また Zn を一定として Al を変化させた場合には Fig. 8 および Fig. 9 に示すように Al の増加に従って各電流は減少するが 2~3%Al を最小として増加している。これは Zn の場合のように直線的でなく 1~3%Al の範囲においてその差はきわめてわずかである。これを前記と同様に亜鉛当量による電流の変化の関係に換算すると Fig. 10 および Fig. 11 のごとく直線関係をえることができる。すなわち「Zn の変化によって亜鉛当量を変化させても、Al の変化によって亜鉛当量を変化させても 32%Zn eq. 附近を屈曲点として各電流の変化の割合が変化している。そしてこの点までは、陰極限界拡散電流は亜鉛当量の増加に従って減少し、陽極電流は Zn の増加に従って増加し、Al の増加に従って減少するが、この点を境としていづれも急激に増加する。しかもこの変化は亜鉛当量に直線的である。」ということができる。

それでは 32%Zn eq. 付近のところでなぜ屈曲点が生じたのであろうか。まず考えられるのは β 相の析出である。 β 相の析出は 33.1 at% (33.8%) 以上であるともいわれているが、この屈曲を β 相の析出によるためであるとするには少しずれている。それでは Guillet の亜鉛当量係数が少しずれているのであろうか。37.0%Zn eq. である No. b-5 や 36.5%Zn eq. である No. a-7 の試料は Photo.1 に示すように β 相の析出がみられ、33.5%Zn eq. の No. a-6 や 35.0%Zn eq. の No. b-4 の試料については β 相は認められない。従って 31~32%における屈曲は β 相析出によるものではない。しかしながら、もし β 相析出に関係がないとすると異相の析出する 36%Zn eq. 付近にもう一つの屈曲点がなければならない。しかしながらこのような屈曲点は見当らない。従って 32%付近における屈曲は β 相の析出と何らかの関係があるものと考えなければならない。以上の観点からこれを確認するためこれらの試料を 870°C × 30min. から水冷して実験した。これは Photo.2 に示すように No. b-4 にも β 相が見られるようになり No. b-3 以下には β 相は認められない。これを前述と同様に分極測定をおこなうと No. b-3~b-5 は各電流密度が増加するが No. b-0~b-2 はそれほど増加しない。従って屈曲点がより亜鉛当量の小さい方に移る。すなわち β 相の析出する亜鉛当量が移動す

ばこの屈曲点も同じ方向に移動する(Fig.12)。以上の事実よりこの屈曲は β 相析出の前段階として β 相と同様な電気化学的挙動をする何らかの異状がおこり、これによって屈曲されるものと考えることができる。

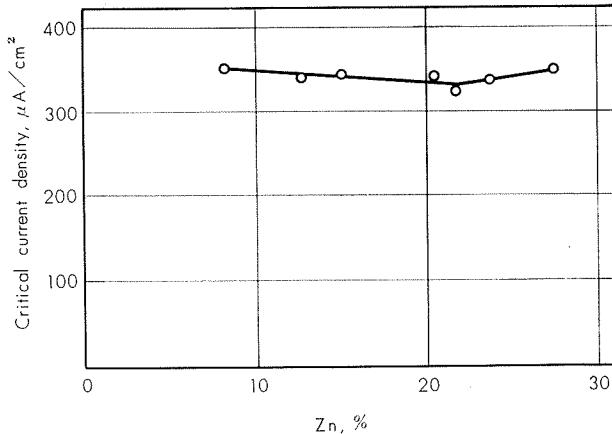


Fig. 4 Relation between cathodic critical current density and Zn content.

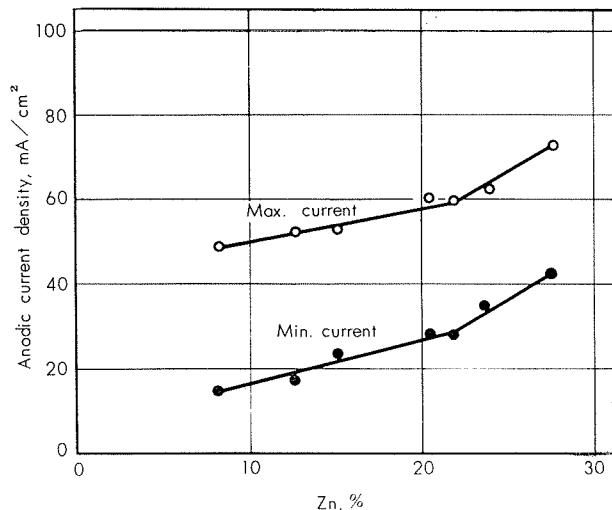


Fig. 5 Relation between anodic current density and Zn content.

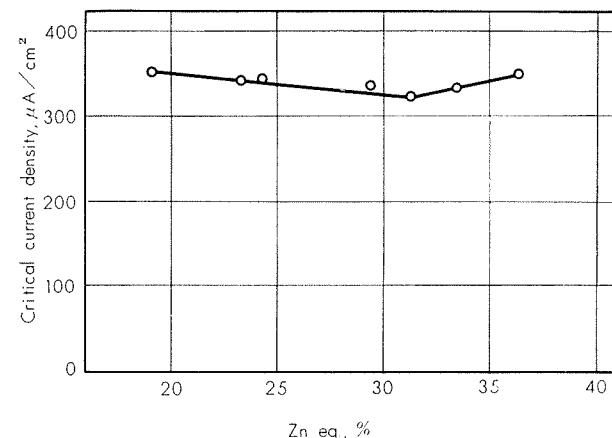


Fig. 6 Relation between cathodic critical current density and Zn eq. chanded by Zn content.

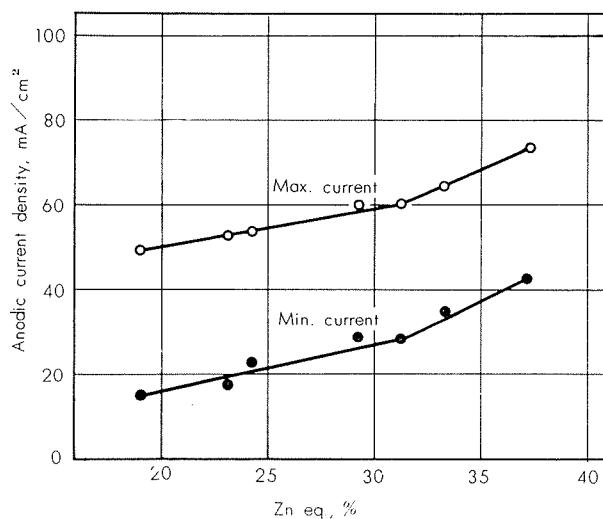


Fig. 7 Relation between anodic current density and Zn eq. changed by Zn content.

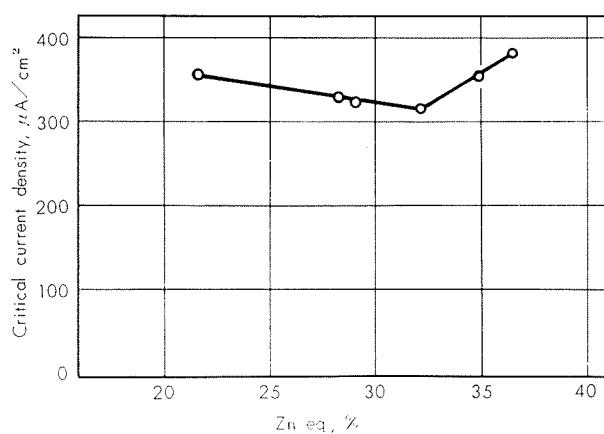


Fig. 10 Relation between cathodic critical current density and Zn eq. changed by Al content.

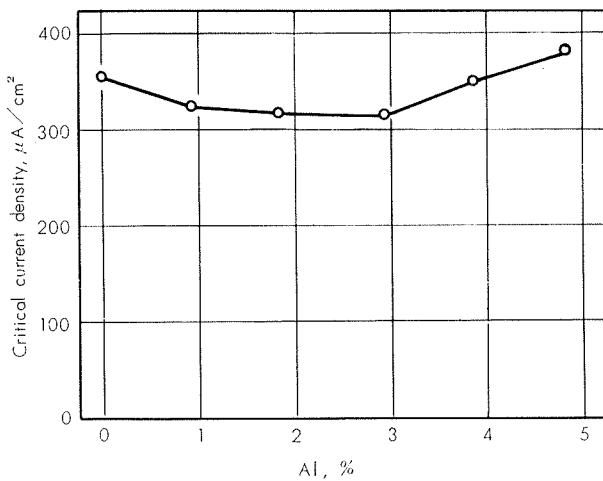


Fig. 8 Relation between cathodic critical current density and Al content.

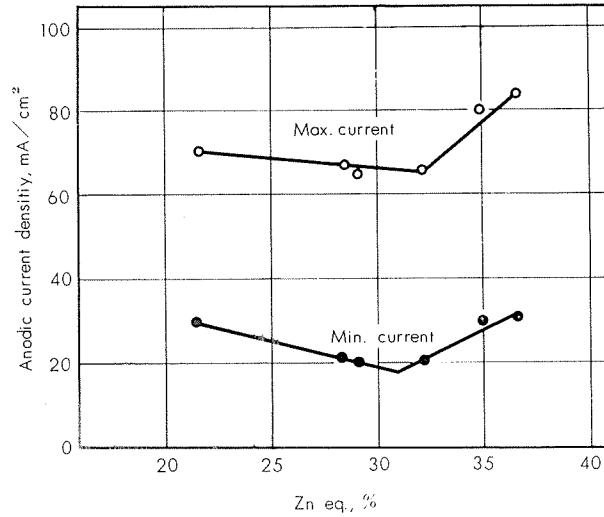


Fig. 11 Relation between anodic current density and Zn eq. changed by Al content.

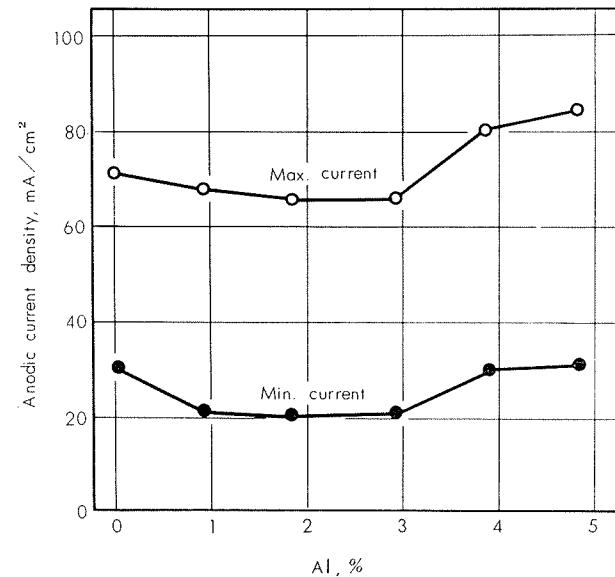


Fig. 9 Relation between anodic current density and Al content.

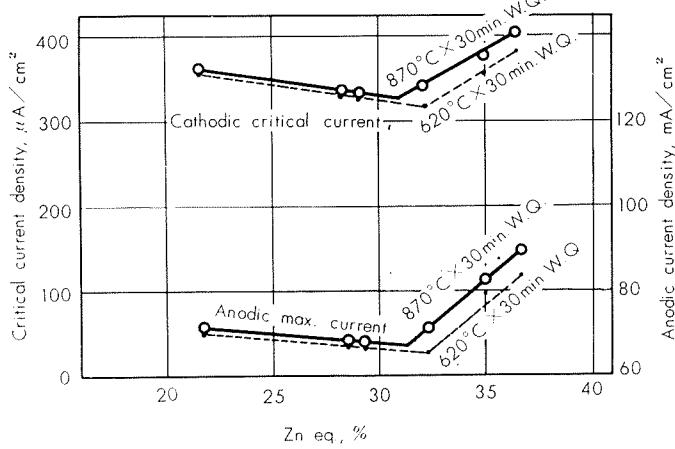
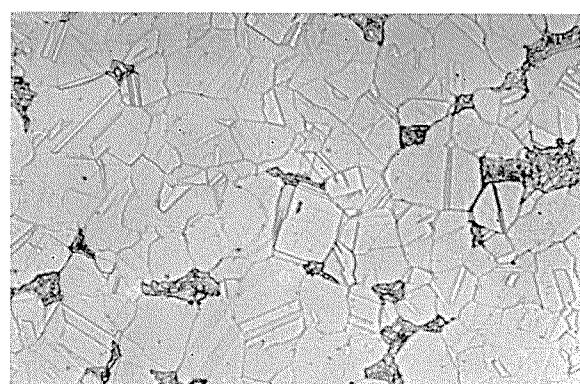
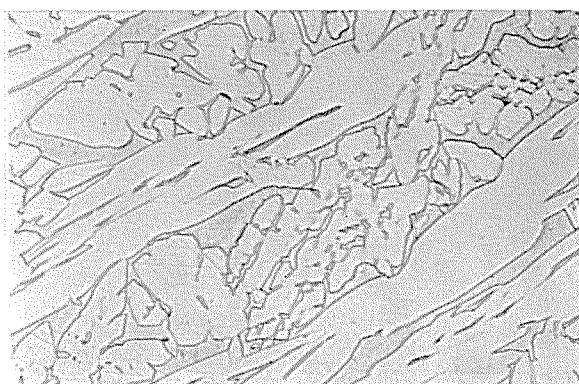


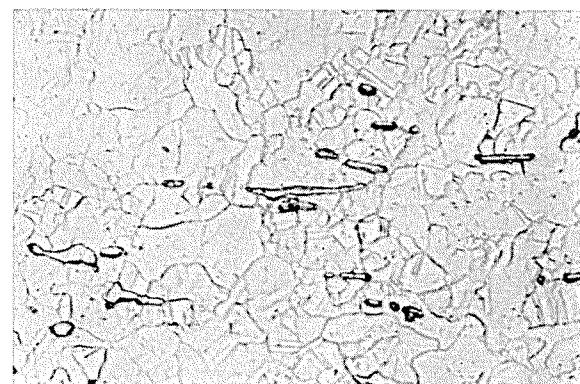
Fig. 12 Effect of heat-treatment on cathodic and anodic current density.



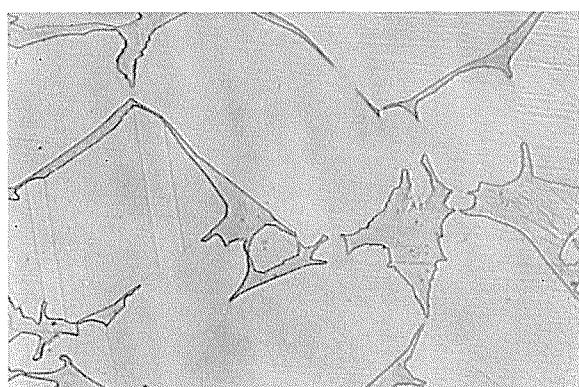
(1) No. b-5 37.0%Zn eq.



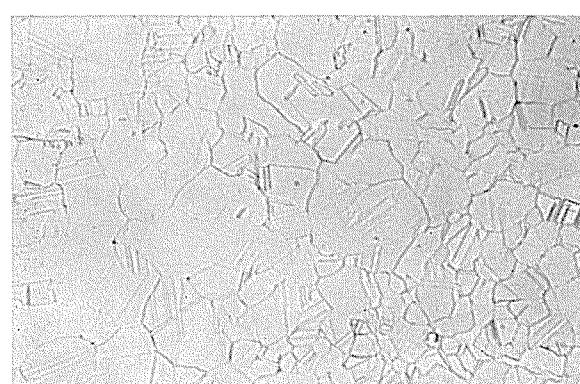
(1) No. b-5 37.0%Zn eq.



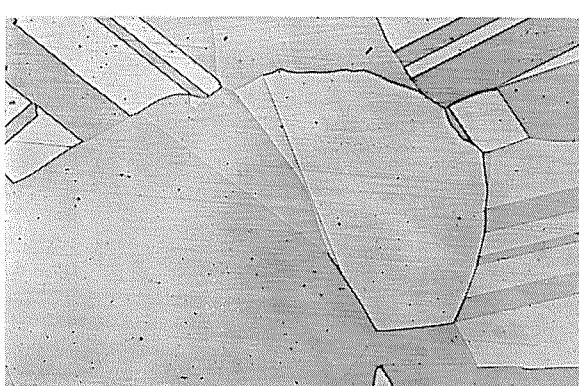
(2) No. a-7 36.5%Zn eq.



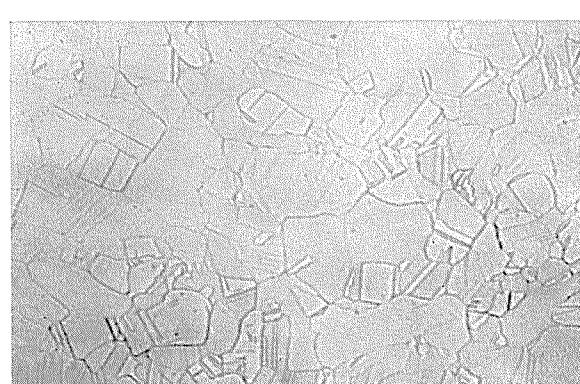
(2) No. b-4 35.0%Zn eq.



(3) No. b-4 35.0%Zn eq.



(3) No. b-3 32.2%Zn eq.



(4) No. a-6 33.5%Zn eq.

Photo 1 Microstructures of specimens ($620^{\circ}\text{C} \times 30\text{min.} \rightarrow \text{W.Q.}$) ($\times 400$)**Photo 2** Microstructures of specimens ($870^{\circ}\text{C} \times 30\text{min.} \rightarrow \text{W.Q.}$) ($\times 400$)

4. まとめ

シスチンを含む 3 % NaCl 水溶液中においてアルミニウム黄銅の分極測定をおこない次のような結果をえた。

(1) シスチンは主として陰極反応速度を増加する作用をし、嫌気性雰囲気中においてはその増加の割合が大きい。

(2) 合金成分としての Zn および Al 含有量の変化による電気化学的性質の変化は亜鉛当量と直線的な関係にあって、 β 相の析出より少し低い亜鉛当量の点のところまでは陰極限界拡散電流は亜鉛当量の増加に従って減少する。陽極電流は Zn の増加に従って増加し Al の増加に従って減少する。陽極電流は Zn の増加に従って減少する。しかし

ながらこの点を屈曲点としてこれ以上亜鉛当量が増加する
といずれの場合も増加する。

(3) この点における屈曲は β 相の析出によるものではないが β 相と同じような電気化学的挙動をする何らかの異状によっておこるものと考えられる。

文 献

- 1) T.H. Rogers : J. Inst. Metals **75** (1948~49) 19
- 2) U.R. Evans : ibid **75** (1948~49) 998
- 3) 下平：用水と廃水 **3** (1961) 643
- 4) J.O'M. Bockris, D. Drazic : Electrochimica Acta **7** (1962) 293
- 5) 下平, 菅原, 佐藤：住友軽金属技報 **4** (1963) 36
- 6) 岡本, 久保田, 永山：電気化学 **22** (1954) 213
- 7) Chem. Metal. Eng. **24** (1921) 177
- 8) L. Guillet : Revue de Metallurgie **3** (1906) 243
- 9) L. Guillet : ibid **10** (1913) 1130
- 10) L. Guillet : ibid **17** (1920) 494
- 11) H.M. Otte : J. Apply. Phys. **33** (1962) 1436
- 12) 田部, 下平：日本金属学会誌 **26** (1962) 612
- 13) J.C. Rowlands : Corrosion Science **2** (1962) 89

P

94

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 5, No. 1, Jan. 1964

螢光X線による定量分析の研究（第2報）
銅—ニッケル合金の主成分の定量について

沢 田 敏 夫
一 柳 昭 成

住友軽金属工業株式会社

論文

螢光X線による定量分析の研究(第2報)

銅ニッケル合金の主成分の定量について*

沢田敏男** 一柳昭成**

Investigation of Quantitative Analytical Method with X-Ray Fluorescence (Rep. 2)

Determination of Main Components in the Copper-Nickel Alloys

by Toshio Sawada and Akinari Ichiryu

On the fluorescent X-ray analysis, it is necessary to evaluate the matrix effect for the accurate determination. Iron, manganese and the other elements in the cupronickel and nickel-copper alloys have the absorption effect on the intensity of CuK α and NiK α . With the plain binary copper-nickel alloy as a standard sample, a method was developed in which the intensity of copper or nickel in the sample was theoretically corrected in the presence of small other components, by using their mass absorption coefficients. Postulating linearity between the intensity and concentration of the standard sample in the small range of content, equation (7) was obtained.

As the results of determining nickel in the cupronickel and copper in the nickel-copper alloy (monel metal), the standard deviation of the difference from chemical value was less than 0.2%. For the much concentration (about 10%) of the third element, the deviation was great, but the accuracy will be more improved by the selection of k-sample for evaluating correction coefficient.

The effective wavelength of a polychromatic X-ray beam for CuK α and NiK α was estimated with k-value. This wavelength was not appreciably affected by applied voltage and amperage, although an intensity distribution of the primary X-ray was varied with voltage, and amperage was related to the intensity. This phenomenon was certified by comparison between measured and estimated calibration curves for the plain binary copper-nickel alloy (refer to Fig. 4 and 5). On NiK α , there was great difference between both curves. Calculation for NiK α was not valid, because there were the excitations by CuK β , WL α and continuous X-ray from the absorption edge of CuK to that of NiK in addition to shorter primary continuous X-ray than CuK edge, and so these all effects were not put in the estimation for its difficulty. CuK α by estimation was not so much affected by applied voltage, but CuK β was appreciably affected, on account of the absorption effect by nickel. Measured calibration curves at 15 and 30 KV nearly coincided with estimated one, which was estimated by the effective wavelength. From these facts it was interpreted that excitation for the fluorescent X-ray was greatly depended on the absorption coefficient of element, but not on the intensity distribution of primary X-ray.

1. 緒 言

迅速分析として直読式発光分光分析と並び称せられる螢光X線分析は、前者に比して含有率の高い試料を対象にした時、その特質が生かされるといわれている。しかし、螢光X線分析といえども、試料のマトリックスによる影響を

受け、これを考慮することなくして高い精度は期待できない。

螢光X線分析におけるマトリックス効果の補正には、①実験的に検量線を作成して補正曲線を得る方法、②螢光X線強度と含有率の関係式をもとに補正式を導く方法、③溶液にしてマトリックスを均一化し、その効果を少なくする方法、④目的成分を分離する方法などがある。金属試料を対象にする場合、できることなら前処理をすることな

* 分析化学誌に投稿中

** 研究部

く分析したい。この要求には①か②の方法によらねばならない。①の方法では、検量線作成のために数多くの標準試料を必要とする欠点がある。②について、蛍光X線の発生機構は発光スペクトルの場合に比してより物理的であり、マトリックス効果に対する考え方も比較的簡単に処理できる場合がある。しかし、一般には補正式の導入にあたって種々の仮定を設けているために、補正式の適用範囲が不明確である場合が多い。蛍光X線分析の工業的利用の一つに品質管理がある。この品質管理としての分析の特徴は試料中の成分が明らかであり、その含有率もある範囲内に規定されているという点である。従ってマトリックスの影響もこの観点に立てば、比較的簡単に補正できるものと思われる。

銅—ニッケル合金に対する蛍光X線分析の適用について^{10,11,12)}はすでに報告したが、主成分である銅、ニッケルを精度良く求めるためには、少量成分である鉄、マンガンなどの影響を補正する必要がある。銅—ニッケル2元合金を標準試料として用い、鉄、マンガンなどの元素による吸収効果(absorption effect)のみを考慮し、より仮定の少い補正式を導いて、白銅およびニッケル銅合金中の銅、ニッケルの定量を検討した。

なお、本法においては少量成分の含有率が判明していないければならないが、鉄、マンガンは材質にかかわらず検量線が直線となること、¹³⁾コバルト、亜鉛については材質によって検量線を異にするが、これらについても簡単に蛍光X線によって定量することができる。^{11,12), 14)}

2. マトリックスの補正式

蛍光X線強度と含有量との関係は、Sherman¹⁵⁾によって理論式が導かれ、励起効果(enhancement effect)が無視できる場合にはBeattie⁴⁾らが示したように蛍光X線強度Iは次式の関係にある。(附記参照)

$$I = \frac{I_0 Q N A d\omega}{\mu_e \alpha + \mu_f c s c \varphi} \quad (1)$$

但し I_0 は入射X線強度、Qは1次X線が分析元素を励起する確率、Nは試料中の分析元素の原子密度、A, $d\omega$, α , $c s c \varphi$ は装置に関する定数、 μ_e は1次X線に対する試料の線吸収係数、 μ_f は分析元素の蛍光X線に対する試料の線吸収係数を示す。この関係式は1次X線が単色光であること、 I_0 および I は試料表面上での強度であることなど¹⁶⁾の種々の仮定のもとに導かれたものであることに注意する必要がある。本報で使用した1次X線は連続X線であり、この場合の理論式は複雑となるので、連続X線の場合でもある有効波長を考えれば(1)式が成り立つものと仮定する。

前述の励起効果については、銅—ニッケル合金中で、銅、ニッケルより原子番号の高い元素に亜鉛があるが、含有量が少く、また励起効果は吸収効果に比し弱いことを考慮すれば無視できる。ニッケルは $CuK\beta$ による励起効果

を受けるが、後述するように銅とニッケルの2元合金を標準試料として吸収効果の補正を行なうわけだから問題とならない。

主成分である銅、ニッケルの原子番号は隣り合っているから、1次X線に対する質量吸収係数に大差のないこと、および主成分のある含有率範囲のみを考えれば、1次X線に対する試料の吸収係数の項 μ_e は一定と仮定することができる。この場合、(1)式は単に(2)式の関係で示される。

$$I = \frac{\gamma W}{\alpha' + \beta (\mu/\rho)_f} \quad (2)$$

但し、 $(\mu/\rho)_f$ は分析元素の蛍光X線に対する試料の質量吸収係数、 α' , β , γ は定数を示す。

銅—ニッケル合金には主成分のほか、マンガン、鉄、コバルト、亜鉛、鉛、ケイ素などが少量または微量含まれているので、標準試料として銅—ニッケルの2元合金を使用することにし、これを S, 分析試料を X であらわし、おのおのの質量吸収係数を考えると次式になる。

$$(\mu/\rho)_{f,s} = W_{Cu,s} (\mu/\rho)_{Cu} + W_{Ni,s} (\mu/\rho)_{Ni} \quad (3)$$

$$\begin{aligned} (\mu/\rho)_{f,x} = & W_{Cu,x} (\mu/\rho)_{Cu} + W_{Ni,x} (\mu/\rho)_{Ni} \\ & + W_{Mn,x} (\mu/\rho)_{Mn} + W_{Fe,x} (\mu/\rho)_{Fe} \\ & + W_{Co,x} (\mu/\rho)_{Co} + W_{Zn,x} (\mu/\rho)_{Zn} + \dots \end{aligned} \quad (4)$$

但し、 W_i は元素 i の含有率を示す。銅の定量においては $CuK\alpha$ の蛍光X線を使用するものとして、各元素の質量吸収係数と含有率を考慮すれば、(4)式の亜鉛以下の項は無視することができる。 $CuK\alpha$ に対する銅、ニッケルの質量吸収係数は 52.7 と 49.3 で大差がない。従って主成分のある含有率範囲内での吸収効果は一定とみなすことができる。マンガン、鉄、コバルトの質量吸収係数はそれぞれ 284, 324, 354 と大きく、これらの含有率 1 % の吸収効果は主成分である銅、ニッケルの 6 ~ 7 % にも相当するものであり、主成分の含有率変化より、これらの元素の含有率変化が $CuK\alpha$ の蛍光X線の吸収に大いに関与していることを示す。従って主成分である銅、ニッケルの数 % の含有率の変化は無視することができるので、(3)と(4)式から近似的に(5)式が導かれる。

$$(\mu/\rho)_{f,x} = (\mu/\rho)_{f,s} + X \quad (5)$$

但し $X = \sum_i W_{i,x} (\mu/\rho)_i$ で i は Mn, Fe, Co を示す。分析試料と 2 元合金である標準試料について蛍光X線の強度比をとれば、(2)式より

$$\frac{I_x}{I_s} = \frac{1}{1+kX} \cdot \frac{W_x}{W_s} \quad (6)$$

但し $k = \beta / \{\alpha' + \beta (\mu/\rho)_{f,s}\}$ で定数。(6)式はマンガン、鉄、コバルトの共存元素によって $CuK\alpha$ の強度が $1/(1+kX)$ 倍になることを示すものである。

蛍光X線強度と含有率の関係は一般に直線的でないが、ある含有率範囲のみを考えれば直線関係が成立するものと考えることができる。2 個の標準試料 s_1 と s_2 を用い、(6)

式の共存元素の補正を行なえば次式が得られる。

$$W_s = \left\{ (1+kX)I_x - \frac{W_{s_1}I_{s_2} - W_{s_2}I_{s_1}}{W_{s_1} - W_{s_2}} \right\} \times \frac{W_{s_2} - W_{s_1}}{I_{s_2} - I_{s_1}} \quad (7)$$

この式により実測値 I_x の強度より含有率 W_s を算出することができる。

以上の補正式は銅について考えたものであるが、ニッケルについても同様の補正式を用いて検討した。ニッケルは銅の場合と同じく CuK 吸収端より短波長の連続 X 線による励起のほかに、① CuK 吸収端より NiK 吸収端のエネルギー範囲に入る連続 X 線による励起、② タングステン対陰極を使用した X 線管を用いると、タングステンの特性 X 線 WL α による励起、③ CuK β による励起効果 (enhancement effect) があり、かなり複雑な考察が必要となる。しかし、銅-ニッケルの 2 元合金を標準試料として少量成分による吸収効果を補正しようとする場合には、上述の励起による螢光 X 線強度は標準試料の強度中に含まれていて、補正すべきである。勿論、少量成分によって①、②の効果に、また銅の含有率によって①～③の効果に変動をきたすであろうが、これらの影響はほとんど無視できるものとして検討した。

なお、共存元素として補正項にとりあげた元素は、含有率の関係とにらみ合わせてニッケル銅合金 (30%Cu) の場合はマンガン、鉄、コバルト、白銅 (10%および 30%Ni) の場合はマンガン、鉄、亜鉛である。

3. 装置および測定条件

装置は前報と同じで、試料は旋盤削りのまま使用した。照射面積は装置に付属しているアルミ製マスクを使用したので開口部面積は 20mm × 15mm である。¹³⁾

測定条件は種々の場合について行なったが、主として 25KV, 15mA, Integral 方式, Gain 32, Base Line Voltage 5V を用いた。なお、この条件では CuK α , NiK α の強度が大であるので、カウンターの前にアルミ箔の吸収板を置いて強度を下げ、最大カウント数が約 128×10^3 cpm になるように調節した。この理由は螢光 X 線強度の再現性が吸収端のエネルギーの 2 倍以上の電圧で発生する X 線を使用した場合に安定していると思われたからである。また最大カウント数は日常分析の操作上、作業を単純化するために定時法で 60 秒間の強度を測定し、Register を 128 とした時、EIT に入るカウント数が約 1000 になるようにして、EIT の計数のみで強度を求めるようにした。

4. 再現性について

4.1 k 値の再現性

ニッケル銅合金の銅の場合には 2 個の標準試料として、28.13% Cu と 39.02% Cu を用い、適当なニッケル銅合金試料を選んで(7)式により k の値を求めた。なおバックグランドは、ゴニオメーターの移動による誤差、および試料

ホルダー、マスク、対陰極などに混在しているかもしれない銅による誤差を消去するため、純ニッケル金属を用いて測定した。

白銅 1 種では 9.06% Ni と 10.69% Ni, 白銅 3 種では 27.11% Ni と 33.18% Ni の 2 元合金の標準試料で、銅と同様にして k の値を求めた。但し、バックグランドの測定には純銅を用いた。Table 1 にこれらの値を示す。

k の値は 5 回の測定結果から求めたもので、その標準偏差はかなり大きい。これは少量成分による補正項が小さいことに原因し、計測数のゆらぎからやむを得ない現象である。換言すれば k の値が多少変動しても定量値には大差がないことを意味する。例えばニッケル銅合金の銅の定量において k を 6×10^{-5} とした場合と 4×10^{-5} とした場合の定量値の差は 0.39% である。

k の値は定数として導いたものであるが、測定条件が異なる時は必ずしも定数とみなしてよいか疑問である。なぜならば、 $k = \beta / \{\alpha(\mu/\rho)_{e,s} + \beta(\mu/\rho)_{f,s}\}$ で $(\mu/\rho)_{e,s}$ は 1 次 X 線の試料による吸収である。この値は、特に X 線発生のための電圧を変化することにより連続 X 線の強度分布が異なるので、変動する可能性がある。また、 α, β も 1 次 X 線強度が強まれば、螢光 X 線に関与する試料の層は深部におよぶはずであるから、厳密には一定と考えられない。このような事情を検討するために、X 線発生のための電圧、電流と k 値の関係をみたのが Table 2 である。おのおのの条件で 5 回測定し、その平均値と標準偏差を示した。この結果は、おのおのの数値の間には有意差がなく、電圧、電流によって k 値は影響されないと結論することができる。

Table 1 k-Value

Sample	Composition, %						k-Value
	Cu	Ni	Fe	Mn	Co	Zn	
10% Cupronickel	R	10.02	1.34	0.21	—	0.61	$(4.52 \pm 0.58) \times 10^{-5}$
30% Cupronickel	R	30.64	0.56	0.64	—	0.48	$(3.26 \pm 0.55) \times 10^{-5}$
70% Nickel-copper	32.22	R	0.92	0.86	0.11	—	$(5.58 \pm 0.79) \times 10^{-5}$

Table 2 Effect of applied voltage and amperage on the k-value.

At constant voltage : 25 KV

Sample	k × 10 ⁵				
	5mA	7.5mA	10mA	15mA	20mA
10% Cupronickel	3.9 ± 0.9	4.7 ± 0.9	4.6 ± 0.5	4.5 ± 0.6	4.4 ± 0.6
30% Cupronickel	4.6 ± 0.9	3.6 ± 2.5	4.0 ± 1.4	3.3 ± 0.6	3.6 ± 0.7
70% Nickel-copper	5.5 ± 0.5	5.3 ± 0.9	5.9 ± 0.6	5.6 ± 0.8	5.0 ± 0.4

At constant amperage : 10mA

Sample	k × 10 ⁵				
	15 KV	17.5 KV	20 KV	25 KV	30 KV
10% Cupronickel	5.3 ± 0.9	5.8 ± 1.4	6.0 ± 0.7	5.2 ± 0.7	4.8 ± 0.3
30% Cupronickel	5.0 ± 0.7	4.7 ± 0.7	5.3 ± 1.0	4.0 ± 1.0	3.4 ± 0.9
70% Nickel-copper	3.9 ± 1.5	4.5 ± 0.7	4.3 ± 1.3	5.6 ± 0.6	5.7 ± 0.6

4・2 定量値の再現性

定量値の再現性におよぼす要因としては、試料表面の状態、X線発生のための加電圧および加電流の変動、計測数のゆらぎが考えられる。特に本法では、標準試料を2個、バックグラウンド測定用試料、k値決定用試料、被分析試料各1個の計5個の強度を測定しなければならないので、計測数のゆらぎによる要因がかなり大きく影響する。しかし、日常分析作業を考慮して3に記したように、すべて60秒の定時法によって測定した。日をかえ、測定条件をかえて、同一試料につき30個の測定結果をまとめるとTable 3になる。変動率は0.4%で日常分析への適用に十分である。

5. 定量結果

螢光X線分析値と化学分析値を比較して、Table 4にその一例を示す。また検量線と試料の強度関係をFig. 1, 2, 3に示す。

化学分析値を真の値として、螢光X線分析値との差の標準偏差を求めるTable 5になる。検討した少量成分の範囲をも明記した。

以上により銅ニッケル合金中の銅、ニッケルを、少量成分による吸収効果を補正して、変動率1%以内の精度で定量できることがわかった。

Table 4-1 Determination of nickel in 10% cupronickel.

Sample No.	Chemical analysis, %				X-ray analysis, %		Difference, %
	Fe	Mn	Zn	Ni	Ni	Not corrected*	
11	1.20	0.70	0.61	9.96	9.96	9.30	0.00
12	1.26	0.50	0.53	9.93	9.94	9.32	+0.01
13	2.23	0.01	0.67	9.92	9.89	9.04	-0.03
14	0.54	2.80	0.52	10.33	10.38	9.32	+0.05
15	0.71	0.01	0.00	13.93	13.81	13.59	-0.12
16	0.60	0.13	0.00	11.15	11.28	11.04	+0.13
17	0.62	0.08	0.00	9.36	9.44	9.21	+0.08
18	0.65	0.11	0.00	7.77	7.87	7.62	+0.10

Table 4-2 Determination of nickel in 30% cupronickel.

Sample No.	Chemical analysis, %				X-ray analysis, %		Difference, %
	Fe	Mn	Zn	Ni	Ni	Not corrected*	
31	0.56	0.52	0.61	28.77	28.78	27.88	+0.01
32	0.80	0.72	0.58	30.46	30.44	29.29	-0.02
33	0.19	0.00	0.45	30.28	30.34	30.11	+0.06
34	0.70	1.02	0.55	30.01	29.86	28.46	-0.15
35	0.59	0.87	0.47	30.15	30.14	28.97	-0.01
36	0.78	1.05	0.47	34.77	34.87	33.24	+0.10
37	0.58	0.64	0.37	29.87	29.96	28.95	+0.09
38	0.59	0.58	0.60	30.42	30.22	29.21	-0.20

Table 4-3 Determination of copper in 70% nickel-copper.

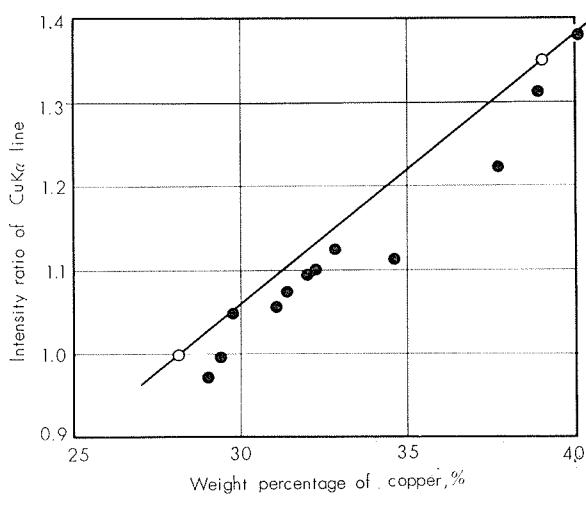
Sample No.	Chemical analysis, %				X-ray analysis, %		Difference, %
	Fe	Mn	Co	Cu	Cu	Not corrected*	
71	1.33	1.20	0.14	31.87	31.91	30.84	+0.04
72	1.19	1.10	0.12	31.94	31.99	31.03	+0.05
73	1.21	0.96	0.13	31.98	31.97	31.04	-0.01
74	1.42	1.02	0.72	33.25	33.04	31.67	-0.21
75	0.57	0.00	0.12	32.88	32.77	32.45	-0.11
76	3.42	0.94	0.45	30.54	30.31	29.06	-0.23
77	1.32	0.70	0.45	26.54	26.26	25.40	-0.28
78	1.85	1.05	0.48	34.31	34.26	32.78	-0.05

* Without correction for the absorption effect.

Table 5 Accuracy of X-ray values.

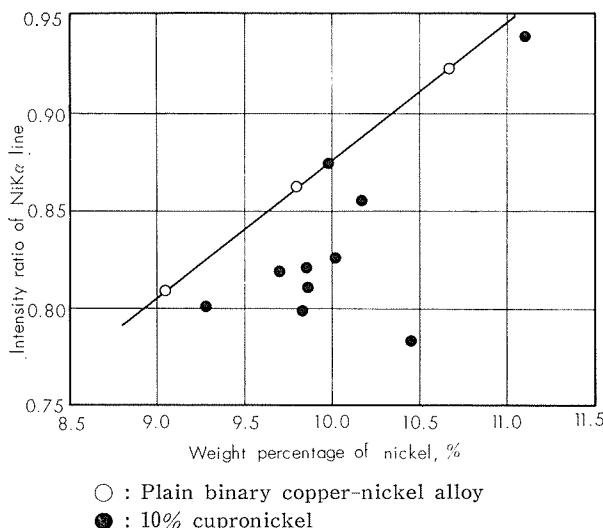
Material	Range of composition, %					$\sigma^*, \%$
	Fe	Mn	Co	Zn	Ni (Cu)	
10% Cupronickel	0.5-2.2	0-2.8	—	0-1.2	1.8-13.9	0.10
30% Cupronickel	0.2-0.8	0-1.0	—	0.4-0.6	28.8-34.8	0.19
70% Nickel-copper	0.5-3.4	0-1.2	0.1-0.7	—	(26.5-34.3)	0.20

* Standard deviation for the difference of chemical and X-ray results.



○ : Plain binary copper-nickel alloy
● : 70% nickel-copper alloy (monel metal)

Fig. 1 Calibration curve for copper in 70% nickel-copper alloy.



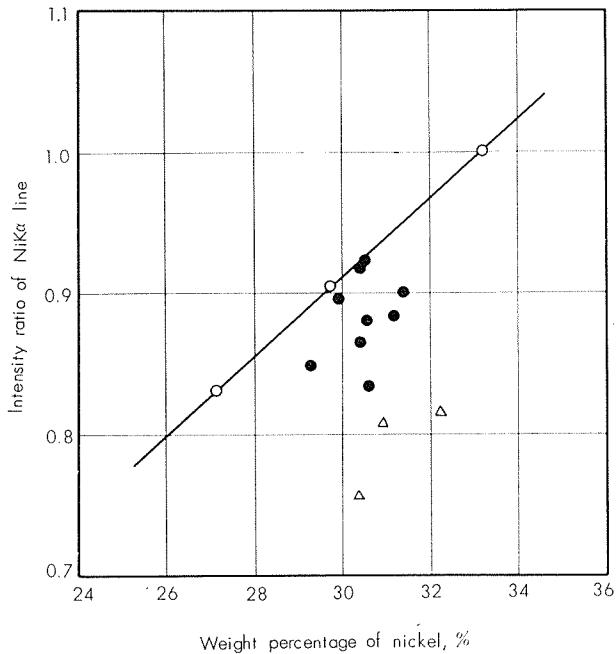
○ : Plain binary copper-nickel alloy
● : 10% cupronickel

Fig. 2 Calibration curve for nickel in 10% cupronickel.

6. 考察

前述したように、(1)の理論式は1次X線が単色光である場合に導き出された式であって、連続X線の場合には波長に関して積分を行なう必要があり、これは簡単に解くことができない。しかし、2においてはある有効波長を仮定して連続X線をとり扱った。この有効波長についてk値から考察してみる。

$k = \beta / \{\alpha(\mu/\rho)_{e,s} + \beta(\mu/\rho)_{f,s}\}$ において $(\mu/\rho)_{f,s}$ は計算により算出できる。 α , β は装置条件によってきまるはずであるが、本報で用いた装置では容易にきめ難い。なぜならば、1次X線にはひろがりがあって平行X線を照射しているわけではなく、また螢光X線はコリメーターによって平行X線のみを測定しているが、正確にはきめ難い。そこで、この α と β を近似的に等しいと仮定する。以上により k の値から $(\mu/\rho)_{e,s}$ が算出できる。この値を波長と質量吸収係数の対数関係のグラフから波長に変換できる。



○ : Plain binary copper-nickel alloy
● : 30% cupronickel
△ : Iron high content sample

Fig. 3 Calibration curve for nickel in 30% cupronickel.

このようにして得られた有効波長は k 値の変動が大きいために正確な数値でなく、また上述の仮定も入ることであり、参考値程度にとどまる。

連続X線の強度分布において、強度が最大になる波長 λ_{max} は Kulenkampff の近似式で $\lambda_{max} = 3\lambda_0/2$ で求めた。但し λ_0 は最短波長を示す。この最短波長、強度分布最高の波長と併記して有効波長を Table 6 に示した。有効波長の計算において、 k が 4×10^{-5} の時約 1.18\AA , 6×10^{-5} の時約 0.92\AA が得られた。

Table 6 からわかるように、 λ_{max} は加電圧によってかなり変動するにもかかわらず、有効波長はほぼ一定である。従って、螢光X線の発生は単に1次X線のみの問題ではなく、元素の吸収係数が大きいに関与しているものと考えられる。

Table 6 Effective wavelengths of polychromatic X-ray beams.

Applied voltage Wavelength Å	15KV	17.5KV	20KV	25KV	30KV
λ_0 ,	0.826	0.108	0.620	0.478	0.413
λ_{max} ,	1.239	1.062	0.929	0.718	0.620
λ_e ,			0.92 ~ 1.18		

λ_0 : Short-wavelength limit.

λ_{max} : Wavelength of maximum intensity in the continuous spectrum

λ_e : Effective wavelength for exciting of CuK α or NiK α , which is calculated from the k-value.

次に銅ニッケルの2元合金について Sherman の導いた理論式による計算値と実測値の比較を行なってみると Fig. 4, 5 になる。CuK α は励起効果 (enhancement

effect) を受けることなく、また吸収効果は銅、ニッケルともほぼ等しいので、加電圧による計算値の変化は僅少である。CuK β ではニッケルによる吸収効果が大きいために下に凸なる検量線となるが、吸収効果は計算式が簡単化でき、比較的物理定数や仮定の入る余地が少ないので信頼できる数値が得られる。一方 NiK 系列は CuK β の励起効果を受けること、CuK の吸収端と NiK の吸収端との間の連続X線によっても励起されること、ターゲットの特性X線 WL α による励起があることなどにより複雑な考察が必要であり計算値の信頼性は乏しい。NiK β は WL α と重なり、正確な強度測定が困難であること、および NiK α と同じ挙動を示すことのために実測しなかった。

計算値は 15KV と 30KV の λ_{max} について求めて示した。CuK α は前述したように吸収効果は自己吸収程度であるので検量線はほぼ直線となり、また加電圧による変化も少い。CuK β は吸収効果が大きいために加電圧による計算値は大きく変化し、k 値から求めた有効波長の 0.929Å を用いると実測値とかなり一致する。k 値から求める有効波長は、その再現性からある範囲内であることは推定できるが有意差がなく、従って一定と考えられたのであるが、CuK β の実測値からみて有効波長は加電圧によって多少変化することがわかる。NiK α は CuK β による励起効果（但し、CuK β の強度は CuK α の 10 分の 1 と仮定）を含めた場合と、WL α のみによる励起の場合について求めた。これらの計算に用いた数値を明記すると次の通り。

①質量吸収係数の求め方

吸収端 (absorption edge) の両側においては、質量吸収係数は波長と対数関係が成立するものと仮定する。ある特定の波長に対する既知の質量吸収係数を数個用いて、最小二乗法で関係式をきめる。

Ni の $\lambda > 1.488\text{\AA}$ については CuK α (1.54\AA), NiK α , CoK α , FeK α , MnK α (2.10\AA) を用いて

$$\log(\mu/\rho) = 2.750 \log \lambda + 1.178$$

Ni の $\lambda < 1.488\text{\AA}$ では AgK α (0.56\AA), RhK α , MoK α (0.711\AA) から

$$\log(\mu/\rho) = 2.697 \log \lambda + 2.077$$

Cu の $\lambda > 1.38\text{\AA}$ では ZnK α (1.44\AA), CuK α , NiK α , CoK α , FeK α (1.94\AA) から

$$\log(\mu/\rho) = 2.845 \log \lambda + 1.182$$

Cu の $\lambda < 1.38\text{\AA}$ では AgK α , RhK α , MoK α から

$$\log(\mu/\rho) = 2.663 \log \lambda + 2.092$$

ここに用いた質量吸収係数の値は Sagel¹⁸⁾ より引用した。

②その他の物理定数について

Fluorescence yield : ω , K Jump ratio : r について多くの測定結果が報告されているが、それらの間にはかなり差がみられる。例えばニッケルの ω について 0.34~0.42 とひらいて正確な計算が困難である。ここでは Compton らの数値を用い Ni の ω を 0.37, Cu の ω を 0.38, Ni の r を 8.4, Cu の r を 8.3 として計算した。¹⁹⁾

このようにして計算した NiK α の CuK β による励起効果ははなはだ小さく、ニッケル 20% の場合、励起効果を無視した値の 7%, 80% では 1.5% に相当するのみであつ

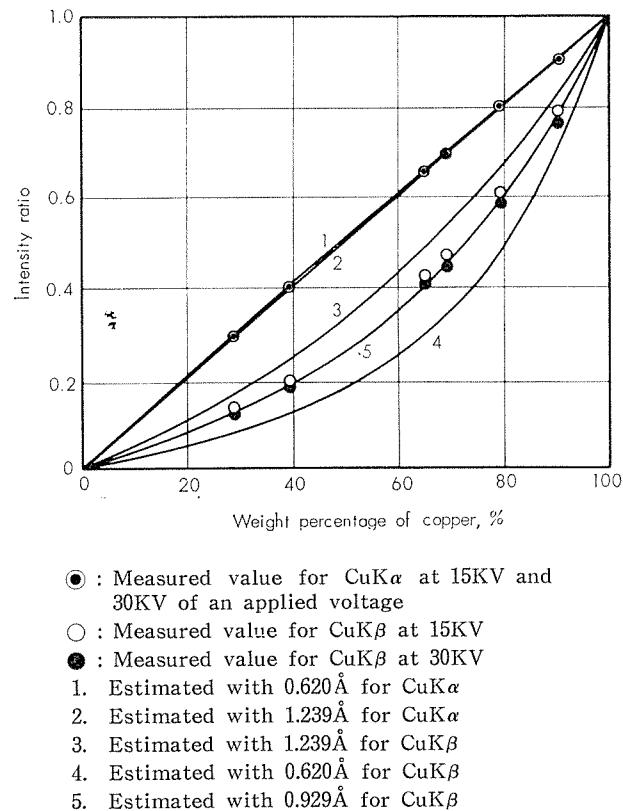


Fig. 4 Measured and estimated calibration curves for copper in the plain binary Cu-Ni alloy.

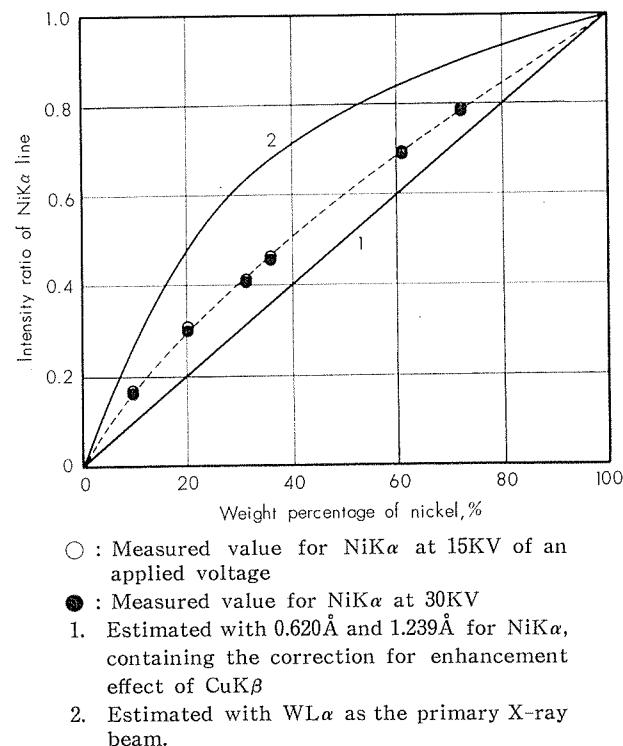


Fig. 5 Measured and estimated calibration curves for nickel in the plain binary Cu-Ni alloy.

た。従って CuK_β の励起効果を計算に入れても、 $\text{CuK}\alpha$ と同様加電圧による強度の変化は少ない。またこの場合の検量線はほぼ直線となる。 $\text{WL}\alpha$ の単色X線によって励起されたものとして計算すると上に凸なる検量線となり、実測値はこの両者の中間にある。この結果は前述の3つの効果がそれぞれ影響し合うものと考えることができる。

以上により、2元合金の検量線について理論値と実測値とを比較した結果、有効波長は加電圧によってたいした変化はしないことがわかった。これは k 値から得られた結論と一致する。

次に本定量法で、少量成分である鉄、マンガンなどの含有率が多くなった場合について検討してみる。鉄の含有率が多い試料のニッケルについて化学分析値と比較した結果が Table 7 である。この螢光X線分析値は、白銅によって求めた k 値を使用して算出した。

第三元素が多量含まれる場合は、その試料を用いて k 値を求めれば更に精度よく定量ができる。しかし、本試料の場合偏析の問題があつて詳細な検討は行なわなかつた。白銅1種の場合、鉄6%以内で1%以内の精度、白銅3種の場合は、鉄11%以内で3%以内の精度により定量することができた。

Table 7 Determination of nickel in high iron content samples.

Sample No.	Chemical composition, %		X-ray, %	Difference, %
	Fe	Ni		
10-1	0.00	9.95	10.04	+0.09
10-2	0.70	10.17	10.25	+0.08
10-3	2.25	10.22	10.17	-0.05
10-4	4.78	10.43	10.45	+0.02
10-5	6.42	10.50	10.42	-0.08
30-1	2.75	29.50	30.16	-0.66
30-2	6.25	30.81	30.56	-0.25
30-3	8.20	30.66	29.85	-0.81
30-4	11.05	29.38	29.18	-0.20

7. 結語

銅ニッケル合金の主成分を螢光X線で定量した。このさい、鉄、マンガンなどによる共存元素の影響を受けるので補正する必要がある。励起効果を補正することは正確さに欠けるので、銅ニッケルの2元合金を標準試料に用い、吸収効果のみを補正した理論式を導き、これによって定量した。その結果、白銅中のニッケル、ニッケル銅合金中の銅を0.2%以内の精度で定量することができた。第三元素が多量に含まれた場合は少々精度が悪くなつたが、補正定数 k を決定するための試料を選定すればより良い精度が期待できる。

連続X線を照射した場合、螢光X線を発生するために有効な波長を補正定数 k 値から推定した。この結果、加電圧

による1次X線の強度分布の変動があるにもかかわらず、有効波長の変化は認められなかつた。銅ニッケル2元合金の検量線について実測値と理論値とを比較した結果、加電圧による有効波長の変化は僅少であることが確認できた。従つて螢光X線の発生には、1次X線の強度分布より、元素の吸収係数が大いに関与しているものと思われる。

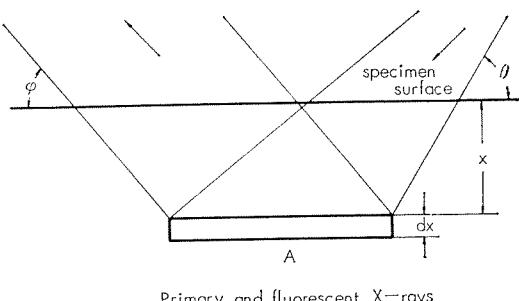
本研究に際し、終始御指導下さつた名古屋大学武内教授並びに深沢博士に感謝の意を表します。

文献

- 1) B. J. Mitchell : Anal. Chem., 30 (1958), 1894.
- 2) 桃木弘三, 平野四藏, 小泉武二, 沢井富美雄 : 鉄と鋼, 46 (1960), 988.
- 3) H. J. Lucas-Tooth, B. J. Price : Metallurgia, 64 (1961), 149.
- 4) H. J. Beattie, R. M. Brissey : Anal. Chem., 26 (1954), 980.
- 5) K. Hirokawa, H. Goto : Z. anal. Chem., 185 (1962), 124.
- 6) 杉本正勝 : 分析化学, 12 (1963), 475.
- 7) B. J. Mitchell, H. J. O'hear : Anal. Chem., 34 (1962), 1620.
- 8) W. J. Campbell, M. Leon, J. W. Thatcher : U. S. Bur. Mines, Rept. Invest., No. 5497 (1959).
- 9) 武内次夫, 深沢力, 関谷恒人 : 分析化学, 10 (1961), 868.
- 10) 深沢力, 武内次夫, 一柳昭成 : 分析化学, 10 (1961), 1070.
- 11) 同上 : 分析化学, 10 (1961), 1077.
- 12) 同上 : 分析化学, 10 (1961), 1195.
- 13) 沢田敏男, 一柳昭成 : 住友軽金属技報, 3 (1962), 90.
- 14) 投稿準備中。
- 15) J. Sherman : Spectrochimica Acta, 7 (1955), 283.
- 16) J. Sherman : Norelco Reporter, 3 (1956), 86.
- 17) H. A. Liebhafsky, H. G. Pfeiffer, E. H. Winslow, P. D. Zemany : *X-ray Absorption and Emission in Analytical Chemistry*, p. 100 (1960), John Wiley and Sons. Inc.
- 18) K. Sagel : *Tabellen zur Röntgen spektral analyse* (1959), Springer.
- 19) A. H. Compton, S. K. Allison : *X-rays in Theory and Experiment* (1935).

附記

螢光X線強度 I と含有率 W の関係について、Beattie⁴⁾ らの導いた理論式をここに示す。



Primary and fluorescent X-rays

波長 λ と $\lambda + d\lambda$ の範囲にある照射X線強度を $I_0(\lambda)d\lambda$ とする。この照射X線が図のように試料面から x の深さに入った時の強度は

$$I_0(\lambda)d\lambda \exp[-\mu_e(\lambda)x\alpha]$$

で示される。但し $\mu_e(\lambda)$ は照射X線の波長 λ に対する試料の線吸収係数であり、 α は装置の幾何学的定数である。 $\alpha = \csc \theta$ と近似することができるが、厳密には照射X線は平行光線でなく、ひろがりをもつて複雑となる。

試料の照射面積を A とし、元素 a の原子密度を N_a とした時、図の $A dx$ の体積から発生する螢光X線強度は

$$I_0(\lambda)d\lambda \exp[-\mu_e(\lambda)\alpha x] Q_a(\lambda)N_a A dx$$

となる。 $Q_a(\lambda)$ は波長 λ のX線によって元素 a の螢光X線に変換できる割合を示す。この螢光X線が試料表面に出るまでに

$$\exp(-\mu_f x \csc^2)$$

の係数で強度は弱まる。 μ_f は螢光X線に対する試料の線吸収係数。従って試料面より深さ x で厚さ dx の部分より発生した螢光X線の試料表面での強度は

$d^2 I_a = I_0(\lambda) Q_a(\lambda) N_a A d\omega \exp[-\mu_e(\lambda)\alpha + \mu_f \csc^2] x] dx d\lambda$

但し、 $d\omega$ は螢光X線の測定方向のみに発生した割合を示す。上式を x について 0 から ∞ まで積分し、照射X線が単色光である場合に(1)式が得られる。

この式は吸収のみを考慮したものであり、励起効果を受ける時は Sherman¹⁵⁾の式によらなければならない。

P

95

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 5, No. 1, Jan. 1964

浅い切欠をつけた工業用純チタニウムの 疲労強度について

竹内勝治

住友軽金属工業株式会社

論文

浅い切欠をつけた工業用純チタニウムの 疲労強度について*

竹内勝治**

On the Fatigue Strength of Shallow-Notched Specimens of Commercially Pure Titanium

by Katsuzi Takeuchi

The notched fatigue strengths of titanium and its alloy have been published^{1~3)}, and it is well known that the fatigue strength decreases remarkably in sharpness of notch above 1.8 theoretical stress concentration. In the case of commercially pure titanium, however, the fatigue strength of comparatively shallow-notched specimen often shows higher value than that of unnotched specimen.

The chemical compositions and mechanical properties of two grades of commercially pure titaniuns are given in Table 1 and 2, respectively. The fatigue tests are conducted on an Ono's rotating-beam fatigue tester (1,700 rpm) and the fatigue strengths are measured at 10^7 cycles. A notched-fatigue specimen is made to have a circular groove (up to 1.89 theoretical stress concentration according to the calculation system of Neuber) or a 60° -V shaped annular notch.

When an unnotched specimen is loaded on the rotating-beam fatigue tester, a phenomenon of internal heating can be recognized. Therefore, the tests are made with or without coolant, and a temperature of the bottom of notch due to generated heat in absence of coolant is measured by "Thermo-chrom".

The notched fatigue strength increases beyond that of unnotched specimen as it increases remarkably in sharpness of notch until the theoretical stress concentration for the notch reaches 1.2 and decreases gradually with further notching. The notched fatigue strength for theoretical stress concentration of about 2.0 or less is higher than that of the unnotched specimen, as shown in Fig. 3.

In the case of shallow-notched specimens with theoretical stress concentration less than 1.2, an internal heating phenomenon same as in the case of unnotched specimen is observed. The temperatures due to generated heat are shown in Table 5 and 6. When those specimens are tested in water, the increase in fatigue strength is not exhibited on account of the cooling effect.

It is considered that the increase in fatigue strength of shallow-notched specimen is related to the internal heating phenomenon, and the same result is obtained with 18-8 stainless-steel.

1. 緒言

工業用純チタニウムおよびその合金の切欠疲労強度については二、三の実験があり、疲労強度は形状係数 α_K が1.8以上になると α_K につれて低くなることが知られている。しかし、工業用純チタニウムについて切欠が比較的浅い場合における疲労強度を測定すると、疲労強度は平滑試験片の値より高くなることがある。きわめて興味ある現象であり、また、鉄鋼に浅い切欠をつけた場合と異なっている。⁴⁾

* 昭和36年11月12日 日本機械学会第39期全国大会（名古屋）において発表

** 研究部 工学博士

本報は工業用純チタニウム2材質(ST-40ならびにST-60)について α_K が1.07ないし3.1の範囲における切欠疲労強度を検討し、その原因を探究した。

2. 供試材および実験方法

供試材は18または20mmφ鍛造棒であり、700°Cで焼鈍したのち試験に供した。各供試材の化学成分と機械的性質はそれぞれTable 1とTable 2に示す。

疲労試験は小野式回転曲げ疲労試験機（繰返速度1,700 rpm）を用いて行ない、実験は大気中ならびに水中の2条件で繰回事数 10^8 ないし 2×10^7 の範囲にわたって疲労強度を測定した。⁵⁾ 水中における疲労試験方法は流下式であり、

Table 1 Chemical compositions of specimens.

Mark	Material	Chemical composition, %							
		N	O	C	H	Fe	Si	Mn	Ti
A	ST-40	0.006	0.098	0.011	0.004	0.06	0.02	—	99.801
B	ST-60	0.006	0.100	0.017	0.005	0.13	0.01	0.02	99.712
C	ST-40	0.007	0.090	0.010	0.004	0.05	0.01	—	99.829
D	ST-40	0.005	0.100	0.012	0.004	0.09	0.01	—	99.779

流量は主として 200~400cc/min とした。

つぎに、平滑試験片は疲労試験を大気中で行なうと応力^{1),6)}が高いう場合に発熱することが知られているが、切欠が浅い場合も後述するように切欠底に同様な現象が見受けられるのでその発熱温度を測定した。測定は温度鉛筆 (A. W. FABER 社製 Thermo-chrom) を用いて行なった。温度鉛筆による測定値はかなりあらいものであるが、各温度の鉛筆を使いわけることによっておおよその温度は測定できる。予備実験として長さ 70×幅 45×厚さ 10mm の鉄板の表面の中心部に熱電対を埋込んでそれを溶接し、その表面に厚さ 1mm の工業用純チタニウム板を被覆したサンプルを用い、工業用純チタニウム板の表面に各温度で使用する温度鉛筆を塗布した後、鉄板の裏面をガスで加熱し、加熱温度と温度鉛筆の変色の関係を測定した。測定結果は Table 3 に示すように、500°C 以下では温度鉛筆の指定温度より 10ないし 20% 低い加熱温度から変色が始まり、加熱温度が指定温度前後になると変色が終了し、指定温度と加熱温度の差はおよそ 4% 以下であった。指定温度 600°C の温度鉛筆の場合は加熱温度 520ないし 530°C, 670°C の温度鉛筆の場合は 580ないし 590°C で変色がそれぞれ終了し、変色した温度は指定温度より低い。500°C 以上の実験は温度を上昇させるためにガスの火力をかなり強くしたので熱電対の位置と工業用純チタニウム板の表面との間に温度差がかなり生じたのかも知れない。本実験では温度鉛筆の指定温度を発熱温度とみなすこととした。つぎに、サンプルの加熱温度が温度鉛筆の指定温度に到達した後、温度鉛筆を塗布してから変色が終了するまでの時間を測定した。所要時間は 300°C 以下の場合が 2ないし 8sec, 400°C 以上では 25sec 程度もかかる場合があった。本実験では疲労試験前に温度鉛筆を試験片に塗布した。

平滑試験片は平行部の直径 10mm ϕ の標準寸法のもので

Table 3 Calibrated results of thermo-pencil.⁽¹⁾

Temperature or designate temperature of thermo-pencil, °C	Change of colour ⁽²⁾		Time for change of colour ⁽³⁾ , sec.
	Beginning, °C	Terminated, °C	
100	80~85	99~100	2~3
200	180~185	199~202	3~7
300	270~280	300~307	4~8
410	345~360	390~400	20~25
450	390~400	435~450	9~14
500	450~470	500~520	9~25
600	490~500	520~530	—
670	570~570	580~590	—

(1) Thermo-pencil used the Therm-chrom (in German).

(2) The temperature raised from room-temperature.

(3) Thermo-pencil painted at the testing temperatures.

あり、平行部の仕上はエメリー研磨紙 4/0 仕上とした。切欠試験片は半円型または 60°-V 型環状切欠 ($D=12\text{mm}\phi$, $d=10\text{mm}\phi$, $t=1\text{mm}$) であり、切欠底の丸ミ ρ はそれぞれ 20, 10, 7.5, 5, 3, 2, 1 (以上半円型)、0.5 および 0.25 mm (以上 60°-V 型) とした。⁷⁾ Neuber の計算式によると、 α_K がそれぞれ 1.07, 1.15, 1.18, 1.25, 1.39, 1.54, 1.89, 2.4 および 3.1 に相当する切欠である。切欠部は旋削のままでその形状を投影器で 50 倍または 20 倍に拡大して検査し、標準寸法と比較して ±0.03mm の範囲にあるものを試験に供した。

3. 実験結果ならびに考察

3.1 試材 A と B の大気中における切欠疲労強度

S-N 曲線は Fig. 1 と Fig. 2 に示し、それより疲労強度ならびに切欠係数 β_K を求めると Table 4 のようになる。Fig. 3 は縦軸に繰返回数 10^7 の疲労強度 $\sigma_w'(10^7)$ をとり、横軸に α_K をとって両者間の関係を示す。また、Fig. 4 は縦軸に繰返回数 10^7 の β_K の逆数をとり、横軸に α_K をとって切欠感度を示したものである。得られた結果について検討するとつぎのようである。

1) 切欠試験片の $\sigma_w'(10^7)$ は Fig. 3 に見られるように切欠が浅いと平滑試験片の値より高くなる。すなわち、 α_K が 1 より大きくなると $\sigma_w'(10^7)$ はかなり急激に高くなり、 α_K が 1.1 ないし 1.2 付近で最高値に達したのちだいに低くなり、 $\alpha_K=2.0$ 付近を越えると平滑試験片の値より低くなる。したがって、 α_K が 2 度以下の場合、 $\beta_K(10^7)$ は 1 より小さい。以上の結果は試材 A と B、すなわち、純度の異なるものでも全く類似であった。

Table 2 Mechanical properties of specimens.⁽¹⁾

Mark	Size and manufacture	Heat treatment	Mechanical properties					
			Yield strength (0.2% offset), kg/mm ²	Tensile strength, kg/mm ²	True breaking stress, kg/mm ²	Elongation, %	Reduction of area, %	Brinell hardness number, (10/3000/30)
A	20mm ϕ , forged	700°C × 0.5hr, air cooled	18.9	33.9	—	45	—	109
B	18mm ϕ , forged	700°C × 0.5hr, air cooled	35.4	49.8	77.6	23	49	(Hv 167)
C	18mm ϕ , forged	700°C × 0.5hr, air cooled	26.6	38.9	75.3	34	64	120
D	18mm ϕ , forged	700°C × 0.5hr, air cooled	25.0	38.1	—	33	—	120

(1) Tensile test specimen size: JIS Z 2201 (Diameter of parallel section is 14mm ϕ and gauge length is 50mm)
Testing speed: Approximately 0.5%/min.

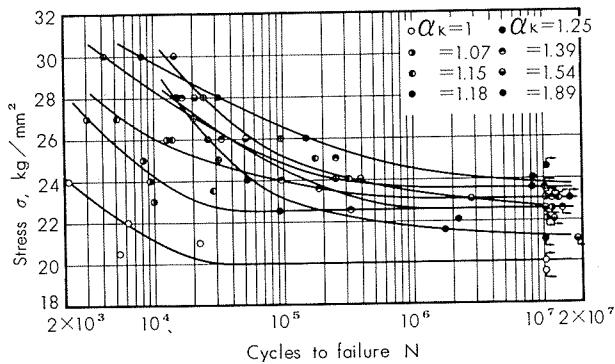


Fig. 1 S-N curves of specimen A.

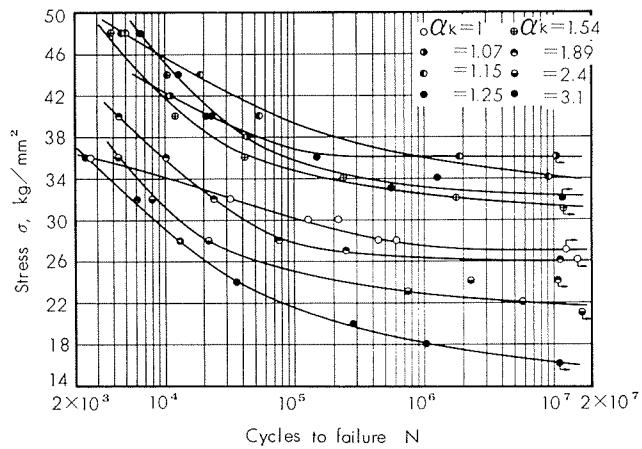


Fig. 2 S-N curves of specimen B.

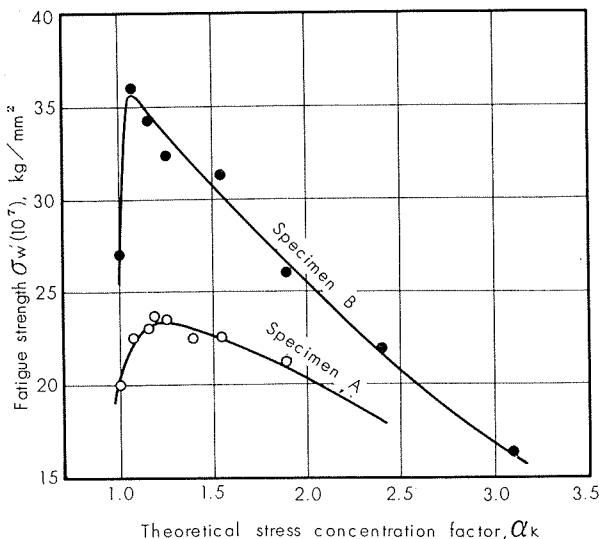
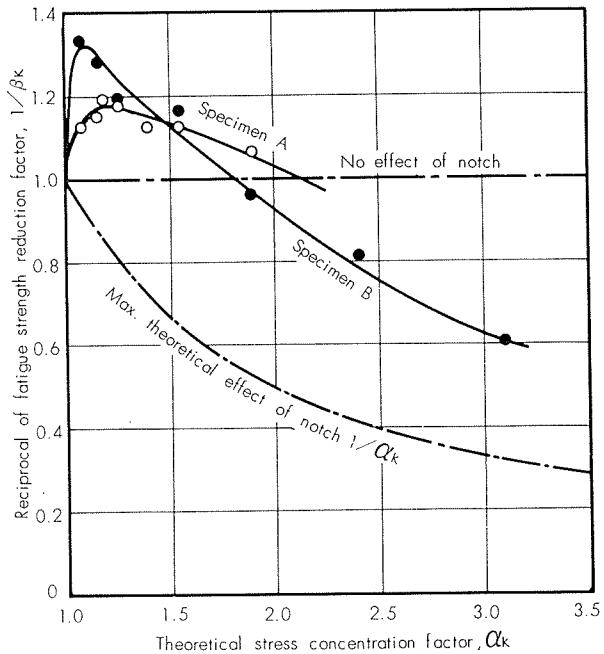
Fig. 3 Relations between theoretical stress concentration factor and fatigue strength at 10^7 cycles of specimens.Fig. 4 Comparative notch sensitivity data for specimens subjected to rotary-bending stress at 10^7 cycles.

Table 4 Fatigue strengths and fatigue strength reduction factors of specimen A and B.

Mark	Notch root radius, ρ , mm	Theoretical stress concentration factor, α_k	Fatigue strength, σ_w' kg/mm ²				Fatigue strength reduction factor, β_k			
			10 ⁴ cycles	10 ⁵ cycles	10 ⁶ cycles	10 ⁷ cycles	10 ⁴ cycles	10 ⁵ cycles	10 ⁶ cycles	10 ⁷ cycles
A	∞	1	21.1	20.0	20.0	20.0	1	1	1	1
	20	1.07	24.2	22.5	22.5	22.5	0.87	0.89	0.89	0.89
	10	1.15	26.0	24.0	23.0	23.0	0.81	0.83	0.87	0.87
	7.5	1.18	29.7	26.5	24.5	23.7	0.71	0.76	0.82	0.84
	5	1.25	28.3	24.8	23.6	23.5	0.75	0.81	0.85	0.85
	3	1.39	—	24.5	22.6	22.5	—	0.82	0.89	0.89
	2	1.54	—	25.1	23.4	22.6	—	0.80	0.86	0.89
B	1	1.89	—	23.1	21.7	21.2	—	0.87	0.92	0.94
	∞	1	34.1	30.1	27.4	27.0	1	1	1	1
	20	1.07	42.3	36.8	36.0	36.0	0.81	0.82	0.76	0.75
	10	1.15	45.7	39.3	35.9	34.2	0.75	0.77	0.76	0.79
	5	1.25	45.2	35.8	33.2	32.3	0.75	0.84	0.83	0.84
	2	1.54	41.8	34.7	32.4	31.3	0.82	0.87	0.85	0.86
	1	1.89	35.9	27.8	26.3	26.0	0.95	1.08	1.04	1.04
	0.5	2.4	31.3	25.1	22.9	21.9	1.09	1.20	1.20	1.23
	0.25	3.1	29.2	21.5	18.2	16.3	1.17	1.40	1.51	1.66

2) つぎに、Fig. 1 をみると切欠試験片の S-N 曲線は α_K が大きくなるにつれて平滑試験片のそれよりしだいに上方に位置し、 α_K が 1.18 を越えると逆に低下し始めるが、 $\alpha_K=1.89$ では平滑試験片のそれよりも上方に位置している。Fig. 2 の試材 B の場合もほぼ同様な傾向をもつが、 $\alpha_K=1.89$ 以上の試験片の S-N 曲線は平滑試験片のそれより下方に位置する。したがって、繰り返し回数 $10^4, 10^5$ および 10^6 の疲労強度と切欠係数も前項と同様な傾向をもつ。

3) 平滑試験片の平行部ならびに破面を調べると発熱したことが見受けられ、また、切欠がある場合も α_K が小さいと高応力で試験したものは切欠底に発熱していた。発熱の程度は破面近傍における変色の状況によって判定できる⁸⁾が、250°C 以下の発熱温度では変色しないのでわからない。本実験では α_K が 1.39 (試材 A) または 1.25 (試材 B) 以上の各試験片の変色はなかった。以上のように試験片の破面の状況から検討すると、浅い切欠がある場合の疲労強度の上昇は発熱温度と関係があるらしいから、切欠底における発熱温度を測定した結果をつぎに示す。

3・2 切欠底の発熱温度

試材 B および C の疲労試験結果と発熱温度はそれぞれ Table 5 および 6 に示し、後者の S-N 曲線は Fig. 5 に示す。得られた結果について検討するとつぎのようである。

1) 平滑試験片の場合、試材 B、C とも $\sigma_u'(10^7)$ よりわずか 1 kg/mm² 上の応力まで 670°C 以上の発熱をした。切欠試験片の場合、 α_K が大きくなるにつれて発熱温度が低くなり、 α_K が 1.25 以上になると 65°C 以下になる。たとえば、試材 B の応力 40 kg/mm² の場合、 $\alpha_K=1.07$ では 300°C 以上 (500°C 以下)、1.15 ではおよそ 65°C、1.25 では 65°C 以下であった。また、同じ α_K では応力が大きいほど発熱温度が高い。

2) 以上のようなであるから、疲労強度が $\alpha_K=1.2$ 附近まで平滑試験片の値よりも高くなるのは発熱温度と関係があることがわかる。換言すると、 $\alpha_K=1.2$ 以上では発熱が少なくなるから疲労強度は α_K につれて低下するが、 α_K がそれより小さい場合は試験片が発熱によって損傷を受け、その

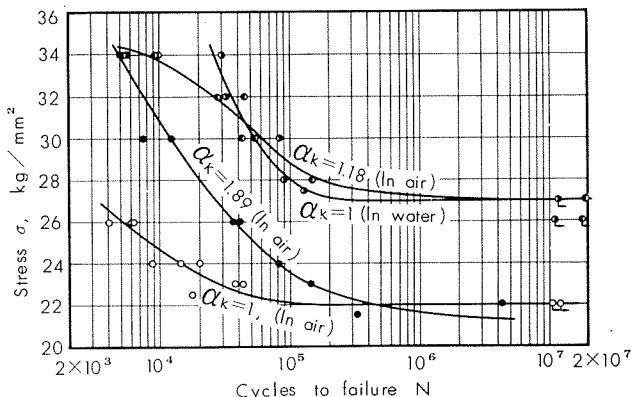


Fig. 5 S-N curves of specimen C.

Table 5 Fatigue test results of specimen B.

Notch root radius, ρ , mm	Theoretical stress concentration factor, α_K	Hardness number of specimen, HRA	Stress, σ , kg/mm ²	Cycles to failure, N	Temperature of generated heat, °C
∞	1	50.6	40.0	0.12×10^4	> 670
		50.5	36.0	0.26	> 670
		51.5	32.0	3.2	> 670
		50.6	30.0	21.4	> 670
		50.7	30.0	12.6	> 670
		50.5	28.0	60.9	Not determined
		50.4	28.0	43.7	> 670
		49.0	27.0	>1300.0	> 65
		52.0	26.0	>1510.0	Not determined
20	1.07	50.5	42.0	1.1×10^4	≈ 500
		51.8	40.0	2.3	Not determined
		51.2	38.0	4.4	≈ 300
		52.7	36.0	>1025.0	< 65
10	1.15	50.2	48.0	0.46×10^4	≈ 200
		51.4	48.0	0.50	≈ 200
		50.2	44.0	1.9	≈ 120
		50.0	40.0	5.3	≈ 65
		50.2	36.0	188.8	< 65
5	1.25	50.8	34.0	907.5	< 65
		49.9	48.0	0.65×10^4	≈ 65
		50.2	44.0	1.3	< 65
		49.9	40.0	2.0	< 65
		50.6	36.0	14.9	< 65
		50.7	34.0	125.9	< 65
		50.9	33.0	54.7	< 65
		50.0	32.0	>1250.0	< 65

Table 6 Fatigue test results of specimen C.

Notch root radius, ρ , mm	Theoretical stress concentration factor, α_K	Hardness number of specimen, HRA	Stress, σ , kg/mm ²	Cycles to failure, N	Temperature of generated heat, °C
∞	1	41.7	26.0	0.40×10^4	> 670
		41.6	26.0	0.60	> 670
		43.3	24.0	0.87	> 670
		43.1	24.0	1.4	≈ 670
		41.7	23.0	4.3	> 670
		42.2	22.0	>1136.0	< 65
7.5	1.18	41.2	34.0	0.92×10^4	> 100
		41.5	34.0	0.52	> 150
		42.0	34.0	0.96	≈ 200
		42.2	32.0	2.8	≈ 90
		41.7	32.0	4.5	< 150
		41.2	30.0	4.3	< 100
		40.6	30.0	5.3	> 75
		41.3	28.0	14.7	≈ 65
		42.6	27.0	1969.4	< 65
		41.0	26.0	>1822.0	< 65
1.0	1.89	43.1	34.0	0.6×10^4	< 65
		44.7	34.0	0.5	< 65
		44.4	30.0	0.7	< 65
		45.7	30.0	1.2	< 65
		43.5	26.0	4.1	< 65
		44.5	26.0	3.6	< 65
		44.9	24.0	8.0	< 65
		43.7	23.0	14.4	< 65
		41.9	22.0	428.7	< 59
		42.2	21.5	32.5	< 65

割合は α_K が小さいほど著しいのである。比較のため、試材 C の平滑試験片の水中における疲労試験結果を Fig. 5 に示したが、その $\sigma_w'(10^7)$ は 27.0 kg/mm^2 であって $\alpha_K=1.18$ の大気中における値と同程度であった。すなわち、平滑試験片は発熱によって 5 kg/mm^2 ほど損傷を受けたわけである。

3) 深い切欠の場合に発熱しないのは応力が局部化して切欠底に集中するので、切欠底に発熱してもその周囲は応力が低いため熱の発生量が少ないはずであるから、発生した熱が逃げやすいのである。⁶⁾ しかし、平滑試験片の場合は熱の発生する表面積と熱が蓄積される体積が大きく疲労強度に影響することがわかっているから、浅い切欠の場合はこれに近い考え方で上述の結果を説明できよう。

3・3 水中における疲労試験結果

つぎに、大気中で発熱現象によって損傷されるものならば、水中で疲労試験すると防ぎ得るはずである。水中においては腐食の影響が現われるのが通常であるが、工業用純チタニウムはそのような影響が現われない。試材 D について大気中ならびに水中における疲労試験結果は Table 7 に示し、S-N 曲線は Fig. 6 ないし 7 に示す。Fig. 8 と 9 は α_K と $\sigma_w'(10^7)$ または $1/\beta_K(10^7)$ の関係をそれぞれ示す。得られた結果について検討するとつぎのようである。

- 1) α_K と大気中における $\sigma_w'(10^7)$ または $\beta_K(10^7)$ の関係は 3・1 項と全く類似であった。
- 2) 水中における $\sigma_w'(10^7)$ は $\alpha_K=1.15$ 付近まで平滑試験片の値より若干高くなり、さらに α_K が大きくなると Fig. 8 に見られるようにしたいに低下するが、大気中の値よりおよそ 1 kg/mm^2 ほど高い。
- 3) 3・1 項の実験結果では省略したが、試材 A および B の各平滑試験片の水中における $\sigma_w'(10^7)$ はそれぞれ 23.5 および 34.8 kg/mm^2 であった。これらの試材の大気中における $\alpha_K=1.15$ の $\sigma_w'(10^7)$ は 23.0 または 34.2 kg/mm^2 であるから、平滑試験片の水中における $\sigma_w'(10^7)$ より低い。2) 項で述べたように切欠試験片の水中における $\sigma_w'(10^7)$ は大気中より 1 kg/mm^2 程度高くなるとすれば、

$\alpha_K=1.15$ の水中における $\sigma_w'(10^7)$ は平滑試験片の水中における値とほぼ同程度になろう。

4) 前項の実験結果からみると水中における場合、 $\alpha_K=1$ ないし 1.15 の範囲では $\sigma_w'(10^7)$ がほとんど変わらないことになるが、2) 項の場合は $\alpha_K=1.15$ のほうが平滑試験片より $\sigma_w'(10^7)$ が若干高い。平滑試験片と $\alpha_K=1.15$ とでは発熱量が異なるから、前者のほうが後者より冷却しづらいことも考えられよう。冷却効果のみが $\sigma_w'(10^7)$ に影響をおよぼす主因子でないかも知れないが、現段階においては平滑試験片の水による冷却が不充分であったともみなされる。

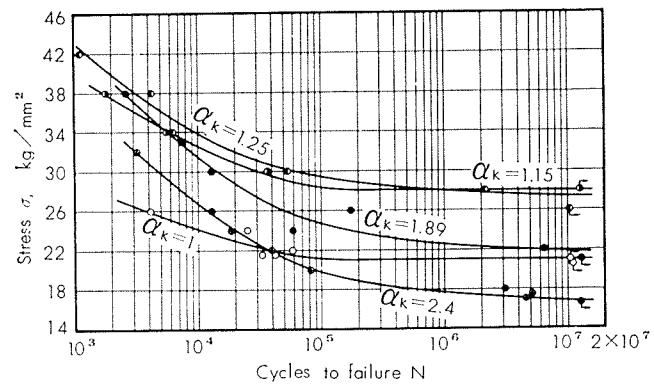


Fig. 6 S-N curves of specimen D in air.

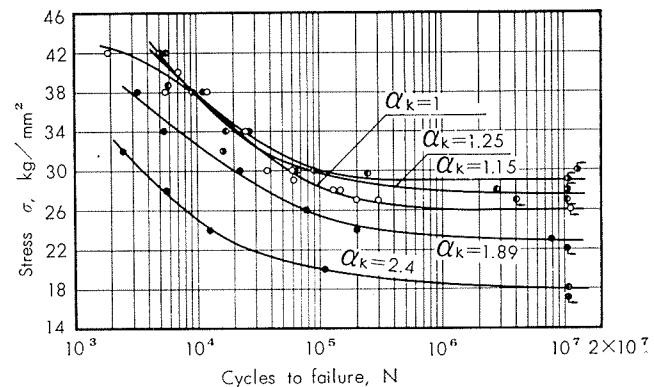


Fig. 7 S-N curves of specimen D in water.

Table 7 Fatigue strengths and fatigue strength reduction factors of specimen D.

Coolant	Notch root radius, ρ mm	Theoretical stress concentration factor, α_s	Fatigue strength, σ_w' , kg/mm ²				Fatigue strength reduction factor, β_K			
			10^4 cycles	10^5 cycles	10^6 cycles	10^7 cycles	10^4 cycles	10^5 cycles	10^6 cycles	10^7 cycles
Without	∞	1	24.2	21.1	21.0	21.0	1	1	1	1
	10	1.15	32.5	28.2	28.0	28.0	0.75	0.75	0.75	0.75
	5	1.25	33.8	29.4	28.0	27.4	0.72	0.72	0.75	0.77
	1	1.89	31.5	24.7	22.6	21.8	0.77	0.85	0.93	0.96
	0.5	2.4	26.7	19.9	17.7	16.8	0.91	1.06	1.19	1.25
With (Water(1))	∞	1	37.7	28.4	26.1	26.0	1	1	1	1
	10	1.15	37.8	30.1	29.0	29.0	1.00	0.94	0.90	0.90
	5	1.25	37.7	29.7	28.0	27.6	1.00	0.96	0.93	0.94
	1	1.89	32.7	25.4	23.4	22.9	1.15	1.12	1.12	1.14
	0.5	2.4	25.1	20.0	18.5	18.0	1.50	1.42	1.41	1.44

(1) 200~400 cc/min.

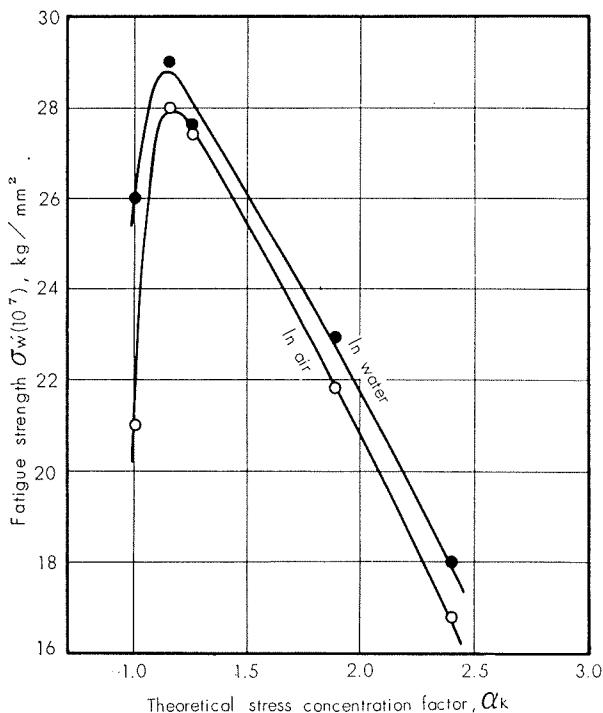


Fig. 8 Relations between theoretical stress concentration factor and fatigue strength at 10^7 cycles of specimen D.

4. 結 語

工業用純チタニウム2材質について浅い切欠をつけた場合における疲労強度を検討し、つぎの結果を得た。

- 1) 疲労強度は α_K が 1 より 1.2 程度までは平滑試験片の値よりだいに高くなるが、 α_K がそれ以上になると低下し始める。
- 2) 切欠が浅い場合は平滑試験片における時と同様に発熱現象を示した。
- 3) 水中で試験すると $\alpha_K=1$ の場合の疲労強度の低下が少ない。
- 4) したがって、1)項の結果は発熱現象と関係がある。

Table 8 Chemical composition and mechanical properties of 18-8 stainless steel. ⁽¹⁾

C	Ni	Cr	Mn	Si	S	P	Cu	Yield strength (0.2% offset), kg/mm ²	Tensile strength, kg/mm ²	Elongation, %	Reduction of area, %	Brinell hardness number, 10/3000/30
								(kg/mm ²)	(kg/mm ²)	(%)	(%)	
0.06	9.98	18.90	1.33	0.53	0.01	0.028	0.26	21.7	56.4	63	79	142

(1) 24mmφ hot forged and 1100°C×0.5hr water quenched.

Table 9 Fatigue strengths and fatigue strength reduction factors of 18-8 stainless steel.

Coolant	Notch root of radius, r mm	Theoretical stress concentration factor, α_k	Fatigue strength σ_w , kg/mm ²				Fatigue strength reduction factor, β_k			
			10^4 cycles	10^6 cycles	10^8 cycles	10^7 cycles	10^4 cycles	10^5 cycles	10^6 cycles	10^7 cycles
Without	∞	1	26.8	22.4	22.0	22.0	1	1	1	1
	10	1.15	34.1	29.2	26.5	26.0	0.79	0.77	0.83	0.85
	0.25	3.1	(30.9)	26.2	22.6	20.7	0.87	0.86	0.97	1.06
With (Water ⁽¹⁾)	∞	1	—	28.9	26.5	26.0	—	1	1	1
	10	1.15	—	30.6	28.2	28.0	—	0.94	0.94	0.93

(1) 200~450 cc/min.

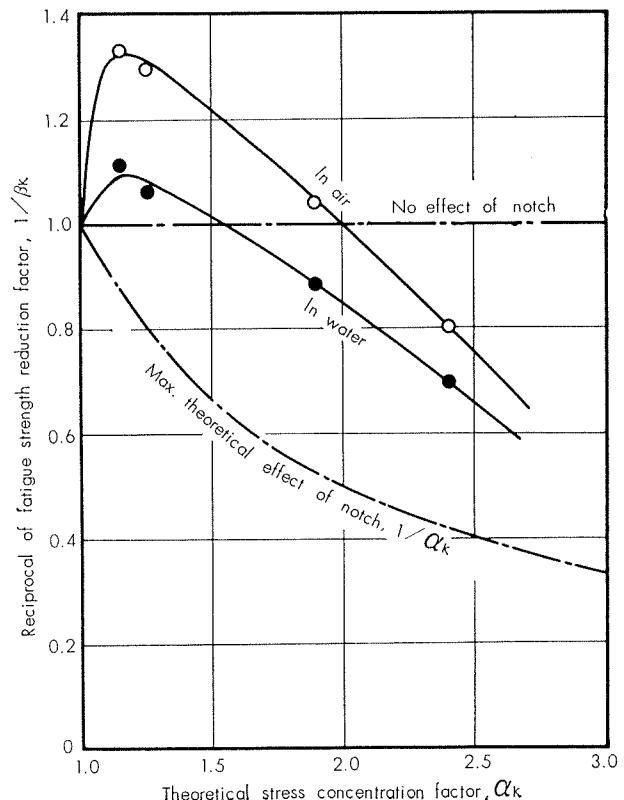


Fig. 9 Comparative notch sensitivity data for specimen D subjected to rotary-bending stress at 10^7 cycles.

5. 追 記

工業用純チタニウムにおける発熱現象は試験片が塑性域の繰返応力を受けることと熱伝導度が低いことに起因するものと考えられている。したがって、チタニウムと同程度の熱伝導度をもつ 18-8 不锈鋼について浅い切欠をつけると、本報と類似な結果を得ることが予測される。

Table 8 は実験に用いた 18-8 不锈鋼の化学成分と機械的性質を示す。実験方法は工業用純チタニウムの場合と全く同じであり、疲労試験結果は Table 9 に、S-N 曲線は

Fig. 10 にそれぞれ示す。

大気中における $\alpha_K=1$ の $\sigma_w'(10^7)$ は 22 kg/mm^2 であり、 $\alpha_K=1.15$ の場合は 26 kg/mm^2 を示して前者より 4 kg/mm^2 ほど高い。前者の応力 23 kg/mm^2 以上の試験片は発熱のために破面近傍が変色しており、後者も応力 28 kg/mm^2 以上では同様な傾向が見受けられた。 $\alpha_K=3.1$ の $\sigma_w'(10^7)$ は 20.7 kg/mm^2 であり、破面近傍の変色はなかった。水中における $\sigma_w'(10^7)$ は $\alpha_K=1$ の場合が 26 kg/mm^2 、 $\alpha_K=1.15$ では 28 kg/mm^2 を示して大気中の値よりそれぞれ 4 kg/mm^2 または 2 kg/mm^2 ほど高い。以上のようにあるから、18-8 不鉄鋼は工業用純チタニウムと類似な傾向をもつものとみなして差支えなかろう。

なお、工業用純チタニウムの結果と合わせて検討すると、水中における $\alpha_K=1$ と $\alpha_K=1.15$ の $\sigma_w'(10^7)$ はいずれも後者の方が前者より高いから、3・3 項の(4)で述べたように冷却効果が不充分であるとみなすのは疑わしい点もある。冷却効果も重要な因子であるが、さらに他の因子の影響についても考慮する必要があろう。追記するしだいである。

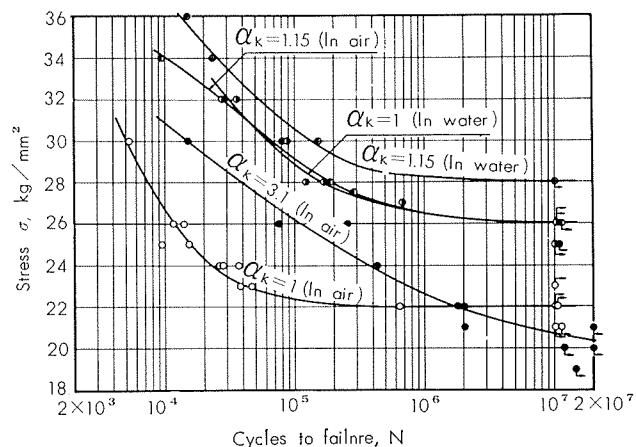


Fig. 10 S-N curves of 18-8 stainless steel.

文 献

- 1) J. G. Kaufman, E. G. Grum, E. D'Appolonia, WAL Rep. No. 40/68-47. Contract No. DA-36-061-ORD-362, (1954).
- 2) 竹内：軽金属，No. 24(昭32-5)，82.
- 3) S. Hukai, K. Takeuchi : Proc. 2nd Japan Congr. Test. Mater., (1959), 22.
- 4) 河本, 広恵, 前川, 増居: 材料試験, 2 (昭28-1), 25.
- 5) 竹内：軽金属，No. 16 (昭30-8), 110.
- 6) 竹内：軽金属，No. 19 (昭31-5), 90.
- 7) H. Neuber : *Kerbspannungslehre*, (1937).
- 8) 深井, 竹内: 材料試験, 9 (昭35-2), 147.
- 9) 中村: 鉄道業務研究資料, 13, 1 (昭31-1), 2.

P

96

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 5, No. 1, Jan. 1964

Al-Mg-Si 系合金の研究 (第4報)

Al-Mg-Si 3元合金の機械的性能と電気伝導度におよぼす ジルコニウム、鉄、銅およびカドミウムの微量添加の影響

寺 井 史 郎
馬 場 義 雄

住友軽金属工業株式会社

Al-Mg-Si 系合金の研究 (第4報)

Al-Mg-Si 3元合金の機械的性能と電気伝導度におよぼす
ジルコニウム、鉄、銅およびカドミウムの微量添加の影響

寺井士郎* 馬場義雄**

Study on the Aluminium-Magnesium-Silicon Alloy (Rep. 4)

Effect of the Small Addition of Zirconium, Iron,
Copper and Cadmium on the Mechanical Properties
and Electrical Conductivity of Al-Mg-Si Ternary Alloy

by Shiro Terai and Yoshio Baba

This is the report on the study of the effect of the small addition of zirconium, iron, copper and cadmium on the mechanical properties and electrical conductivity of Al-Mg-Si ternary alloys with different Mg/Si weight ratio.

The findings are summed up as follows:

(1) The addition of zirconium gives the largest effect of all the additional elements on the increase in strength of Al-Mg-Si alloy as extruded. When the specimens containing zirconium are extruded and treated by the precipitation-heat-treatment at 230°C for 2 hours, the following mechanical properties and electrical conductivity can be easily obtained:

Conductivity; (IACS at 20°C)	57%
Ultimate tensile strength;	22 kg/mm ²
Tensile yield strength;	17 kg/mm ²

(2) By the addition of iron, the strength of as-extruded Al-Mg-Si alloy is slightly increased. But, iron does not give any effect on the enhancement of mechanical properties of the alloy after the precipitation-heat-treatment.

(3) Addition of copper increases the strength of Al-Mg-Si alloy after precipitation-heat-treatment and the decrease in electrical conductivity is comparatively small.

Only after the precipitation-treatment, "excess silicon alloy" containing 0.2~0.4% copper shows the following mechanical properties and electrical conductivity:

Conductivity; (IACS at 20°C)	58-56%
Ultimate tensile strength;	22-25 kg/mm ²
Tensile yield strength;	17-20 kg/mm ²

From this experiment, it is found that the Al-Mg-Si alloy containing small amount of copper is quite suitable for electric conductor, if the environment is not so corrosive.

(4) Addition of cadmium increases the mechanical properties of Al-Mg-Si alloy after solution-and precipitation-heat-treatment. But in case the T-5 treatment is given to the metal, such effect is not so remarkable as in the case of the addition of copper.

1. 緒 言

Al-Mg-Si 系合金を電気伝導材として使用する場合、種々の性質が要求されるが、その一つは機械的性質と電気伝導度のかねあいであろう¹⁾。そこで、前報²⁾では、機械的性質を劣化させず、電気伝導度を向上せしめる添加元素として、ほう素について、電気伝導度の改善効果およびそ

の機構について検討を行なった次第であるが、工業的生産においては、不純物として含有される鉄、マンガン、クローム、亜鉛および、銅など、またこの合金系の電気伝導度をあまり低下させることなく機械的性質の改善が予測され得る元素として、例えはジルコニウム、カドミウム、ベリリウムあるいはカルシウムなどの元素添加の効果についても調査しておく必要があろう。

本報においては、上述の添加元素のなかで、ジルコニウム、鉄、銅ならびにカドミウムが本系合金の機械的性質お

* 研究部 工学博士

** 研究部

Table 1 Chemical compositions of test specimens.

Specimen	No.	Chemical composition, %						
		Mg	Si	Zr	Fe	Cu	Cd	
Basal Al-Mg-Si Alloy	1	0.75	0.37	Nil	0.20	0.01	Nil	Excess Mg
	2	0.70	0.48	Nil	0.19	0.03	Nil	Balanced Mg ₂ Si
	3	0.62	0.51	Nil	0.19	0.02	Nil	Excess Si
	4	0.75	0.36	Nil	0.11	0.01	Nil	Excess Mg
	5	0.69	0.45	Nil	0.11	0.01	Nil	Balanced Mg ₂ Si
	6	0.55	0.56	Nil	0.11	0.01	Nil	Excess Si
Al-Mg-Si + Zirconium	7	0.78	0.35	0.14	—	—	—	Excess Mg
	8	0.75	0.36	0.34	—	—	—	
	9	0.75	0.39	0.49	—	—	—	
	10	0.70	0.48	0.12	—	—	—	Balanced Mg ₂ Si
	11	0.70	0.48	0.33	—	—	—	
	12	0.68	0.46	0.48	—	—	—	
	13	0.58	0.58	0.12	—	—	—	Excess Si
	14	0.62	0.55	0.36	—	—	—	
	15	0.62	0.58	0.51	—	—	—	
Al-Mg-Si + Iron	16	0.78	0.39	—	0.27	—	—	Excess Mg
	17	0.79	0.36	—	0.54	—	—	
	18	0.78	0.39	—	0.65	—	—	
	19	0.67	0.47	—	0.29	—	—	Balanced Mg ₂ Si
	20	0.70	0.48	—	0.48	—	—	
	21	0.71	0.47	—	0.68	—	—	
	22	0.59	0.57	—	0.28	—	—	Excess Si
	23	0.59	0.56	—	0.47	—	—	
	24	0.57	0.59	—	0.70	—	—	
Al-Mg-Si + Copper	25	0.79	0.36	—	—	0.14	—	Excess Mg
	26	0.79	0.34	—	—	0.26	—	
	27	0.78	0.34	—	—	0.56	—	
	28	0.65	0.47	—	—	0.12	—	Balanced Mg ₂ Si
	29	0.66	0.48	—	—	0.27	—	
	30	0.67	0.45	—	—	0.57	—	
	31	0.58	0.59	—	—	0.12	—	Excess Si
	32	0.57	0.56	—	—	0.27	—	
	33	0.56	0.56	—	—	0.57	—	
Al-Mg-Si + Cadmium	34	0.78	0.35	—	—	—	0.06	Excess Mg
	35	0.78	0.34	—	—	—	0.25	
	36	0.75	0.36	—	—	—	0.45	
	37	0.66	0.46	—	—	—	0.08	Balanced Mg ₂ Si
	38	0.67	0.43	—	—	—	0.30	
	39	0.67	0.45	—	—	—	0.45	
	40	0.55	0.54	—	—	—	0.09	Excess Si
	41	0.57	0.55	—	—	—	0.23	
	42	0.55	0.52	—	—	—	0.48	

—; Not added

より電気伝導度におよぼす影響について研究した結果を報告する。

2. 実験材料

実験材料として、鉄以外の元素添加の効果を検討するためには純度 99.7% アルミニウム地金を基材に、鉄の影響を調査するためには、純度 99.9% アルミニウム地金を基材に使用し、ジルコニウム添加には Al-5%Zr 中間合金を、鉄の添加には Al-5% Fe の中間合金を、銅の添加には Al-50% Cu 合金を、カドミウムの添加には純度 99.98% のカドミウムを使用した。

3. 実験方法

2. に述べた実験材料を使用して含有するマグネシウムとケイ素の合計を 1.15% に調整した Al-Mg-Si 合金を、それぞれ、過剰マグネシウム合金 (Al-0.8%Mg-0.35% Si 合金) - Balanced Mg₂Si 合金 (Al-0.7%Mg-0.45% Si 合金) ならびに過剰ケイ素合金 (Al-0.6%Mg-0.55% Si 合金) の 3 合金に分け、そのそれに上記添加元素を 0~0.6% の範囲で加え、Table 1 に分析結果を示した試料を Table 2 に示した溶解条件で溶製した。以上のようにして得た小型押出シ用ビレットは、第 1 報に述べた研究押出シ用 300ton 水圧押出機で、Table 3 に示した条件で押出した。かくて得た押出シ材について、1) 押出シのまま、2) 押出シ後焼なまし、3) 押出シ後析出処理のみ (230°C × 2hr), 4) 押出シ溶体化処理後室温時効 (520°C × 1hr W.Q. → 2 週間室温時効)、5) 溶体化処理後 (520°C × 1hr W.Q.) 直ちに析出処理 (170°C × 8hr, 230°C × 2hr) の 5 通りの条件について、上述の添加元素の効果を調査した。

4. 実験結果

4.1 押出シのままの性質について

Al-1.15%(Mg+Si) 合金の押出シのままの機械的性質および電気伝導度におよぼす上述の添加元素の影響を Fig. 1 に示した。Fig. 1 によると、Mg/Si の量比の異なる各合金の耐力はジルコニウムの添加によりもっとも上昇効果が大きく、ジルコニウム以外の添加元素は Mg/Si 量比

によって、効果が若干異なっている。また引張り強さについては、ジルコニウムの添加は耐力における場合と同様に Mg/Si 量比に左右されず上昇効果を認めるが、他の添加元素は Mg/Si 量比によって効果がことなり、過剰ケイ素合金への添加が、ややその効果が大きいことが認められた。伸縮については、ジルコニウムの添加は、伸縮の減少を認めるが、他の添加元素は伸縮に關してはほとんど影響がないようである。電気伝導度は、いずれの添加元素も、添加量の増加に伴なって減少することが認められる。

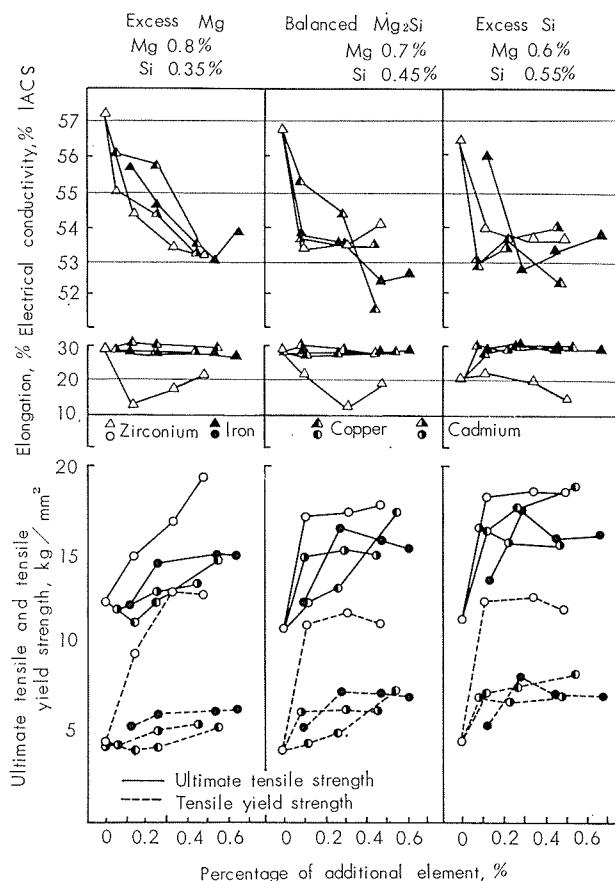


Fig. 1 Effects of some additional element on the electrical conductivity and tensile properties of Al-Mg-Si ternary alloys as extruded condition.

Table 2 Melting and casting conditions of the test ingots.

Melting temperature, °C	Chlorination temperature, °C	Casting temperature, °C	Dimension of mold, mm	Temperature of mold, °C
760	730	720	68φ × 170ℓ	100

Table 3 Extruding conditions of the test specimens.

Temperature of billet, °C	Temperature of container, °C	Temperature of dies, °C	Dimension of dies hole, mm	Extruding speed, m/min
480	350	350	10φ × 3 holes	10

4・2 押出シ後の熱処理による性質の変化

4・2・1 热凍シ材の性質

4・1 に述べたと同様の結果を焼ナマシ材について、Fig. 2 に示した Mg/Si 量比のことなる各合金の耐力はジルコニウムの添加によりもっとも上昇効果が大きく、ジルコニウム以外の添加元素の添加は上昇効果にほとんど差が認められない。また、引張り強さについても、ジルコニウムの添加による増加は大きいが、他の元素添加による増加は少ない。伸びに関しては、ジルコニウムの添加は若干伸びの減少を示すが、他の元素を添加した場合には、そのような現象は認められていない。さらに電気伝導度についてはいずれの元素も添加に伴なって、減少の傾向を示す。特に減少の傾向の著しいものは、過剰マグネシウム合金に各元素を添加した場合で、この場合、ジルコニウムの添加は他の元素の添加よりもさらに、電気伝導度の低下が著しいことが認められた。

4・2・2 押出シ後析出処理した場合の性質

押出シ材を、溶体化することなく析出処理を行なった場合の性質について調べた結果を、Fig. 3 に示した。まず耐力は、各添加元素を、過剰ケイ素合金に添加したもののがいずれも、増加は大きく、添加元素の種類では、銅の添加による耐力の増加が大きく、鉄の添加は耐力の増加にはほとんど効果のないことが認められた。押出シのままで耐力の増加にかなりの効果のあったジルコニウムは、カドミウムの効果とほとんど同程度になっている。引張り強さにお

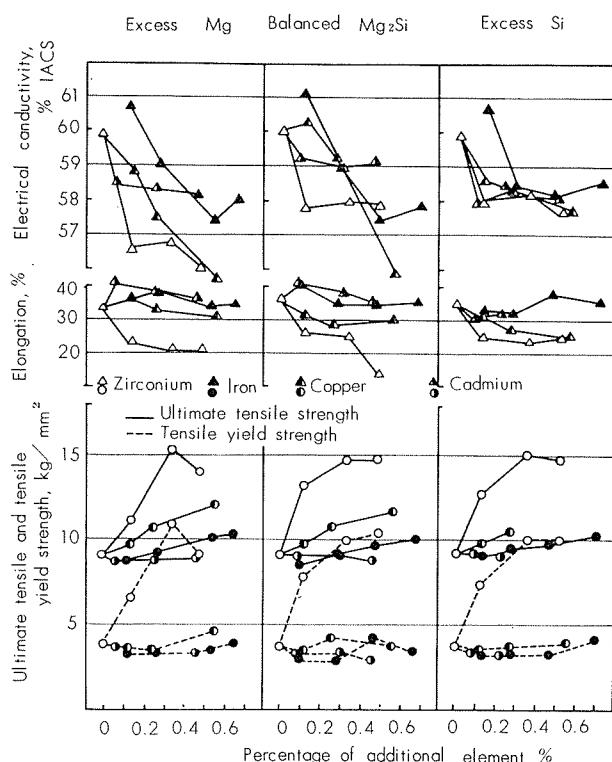


Fig. 2 Effects of some additional elements on the electrical conductivity and tensile properties of Al-Mg-Si ternary alloys after annealing at 410°C for 2 hrs.

いても耐力とほぼ同様の傾向が認められ、過剰ケイ素合金に銅を添加したものは、押出シ後の析出処理のみで20~25kg/mm²程度の引張り強さを得ることができる。伸びについては特に Mg/Si 量比との関連性も添加元素の種類による相異も認められなかった。電気伝導度については、析出処理により当然押出シのままの状態より回復を示すが、その傾向は過剰ケイ素の試料に大きく現われており、電気伝導度57%程度のもので、25kg/mm²程度の引張り強さを有するものが微量の銅を添加したものには得られることがわかる。

4・2・3 溶体化処理後室温時効した場合の性質

溶体化処理後室温時効の性質を Fig. 4 に示した。Fig. 4 によると、溶体化処理後の室温時効によりジルコニウムを添加した試料では、耐力ならびに引張り強さが、Mg/Si の量比に関係なく著しい向上をみせ、その他の添加元素は、引張り強さの増加に対して銅がやや効果がある以外は、特に目立った効果は認められなかった。ジルコニウムおよび銅は電気伝導度を低下させるが、その他の元素はそのような傾向を示さなかった。

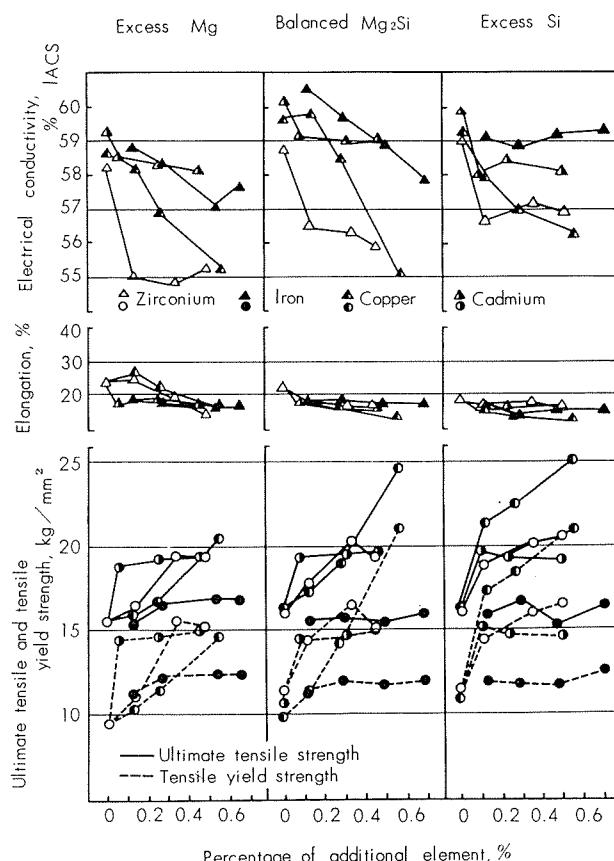


Fig. 3 Effects of some additional elements on the electrical conductivity and tensile properties of Al-Mg-Si ternary alloys precipitated at 230°C for 2 hrs. after extrusion.

4.4.4 溶体化処理後析出処理した場合の性質

520°Cで1時間溶体化処理した後直ちに170°Cで8時間の高温時効処理を行なった試料についての結果をFig. 5に示した。Fig. 5によれば、耐力ならびに引張り強さに対するジルコニウムの影響は、過剰ケイ素合金に添加した場合以外はきわめて微少である。また鉄の影響は本系合金の溶体化処理後の高温時効に対しては減少の傾向を示し、特に過剰マグネシウム合金またはbalanced Al-Mg₂Si合金においては、その傾向は著しい。それとは反対に銅ならびにカドミウムを添加した試料は耐力ならびに引張り強さを著しく増加させている。Mg/Si量比との関係については、過剰ケイ素合金への添加が、時効後の強度増加に著しい効果を示すことが認められた。またジルコニウムの添加は、電気伝導度の低下を示すが特に0.1%~0.2%程度添加で著しく低下する。ジルコニウム以外の元素は、どの元素も添加量の増加にしたがって、電気伝導度を低下させるが、その影響は比較的少ないことが認められた。

以上の結果は、溶体化処理後直ちに析出処理を行なった場合の結果であるが、溶体化処理後、2週間の室温時効を行なった後に析出処理を行なった場合の結果を、Fig. 6に示した。Fig. 5とFig. 6を比較することによって、溶体

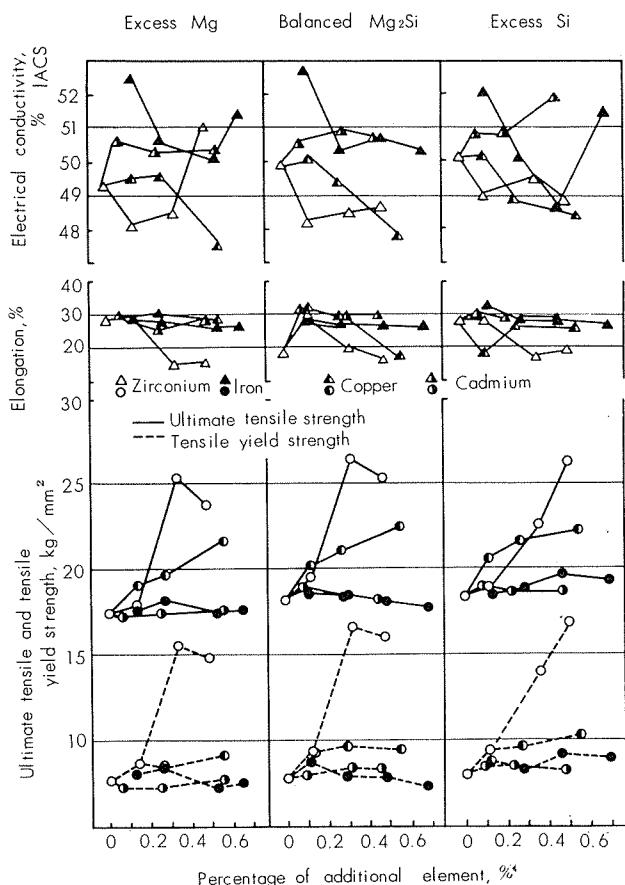


Fig. 4 Effects of some additional elements on the electrical conductivity and tensile properties of Al-Mg-Si ternary alloys solution heat treated at 520°C for 1 hr. and aged at room temperature for 2 weeks.

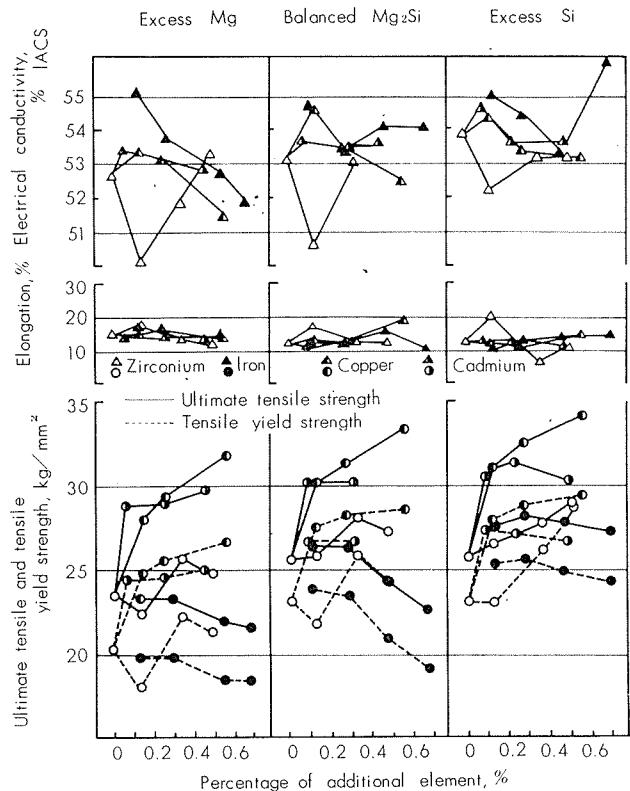


Fig. 5 Effects of some additional elements on the electrical conductivity and tensile properties of Al-Mg-Si ternary alloys solution treated at 250°C for 1 hr. and immediately precipitated at 175°C for 8 hrs.

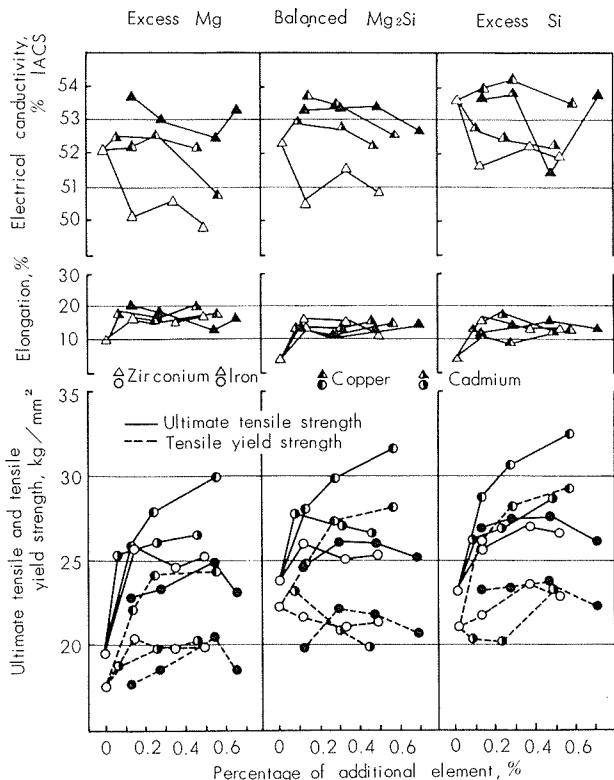


Fig. 6 Effects of some additional elements on the electrical conductivity and tensile properties of Al-Mg-Si ternary alloys solution-heat-treated at 250°C for 1 hr and precipitated at 175°C for 8 hr after aging at room temperature for 2 weeks.

化処理後の室温時効が析出処理後の性質におよぼす影響がわかるが、これについては後述することにして溶体化処理後室温時効を行なった後の析出処理材について結果を見ると、添加元素の Al-1.15% (Mg+Si) 系合金への影響はしばしば前述の溶体化処理後直ちに析出処理を行なった場合の結果と似ている。すなわち、引張り強さおよび耐力は銅を含有せるものが最も時効後の増加が大きくカドミウムがこれにつき、ジルコニウムおよび鉄は時効後の増加量はもっとも少ないことが認められる。電気伝導度についてはジルコニウムを添加した材料は、伝導度低下の傾向が強いが、その他の元素は、特に著しい低下が認められなかつた。Fig. 7 は、溶体化処理後、2週間室温時効を行なつた後、230°Cで2時間時効処理した場合の結果で、引張り強さおよび耐力は銅を添加したもののがもっともすぐれ、ついでカドミウムまたはジルコニウムを添加したものがすぐれており、鉄を添加したものは耐力を低下させることが認められた。電気伝導度は、銅またはジルコニウムを添加した合金がもっとも低下の程度が大きく、他の元素は低下の傾向が比較的少ない。強度および電気伝導度の両者を考慮すれば、カドミウムを添加した合金によるものがもっとも安定した性質を示している。

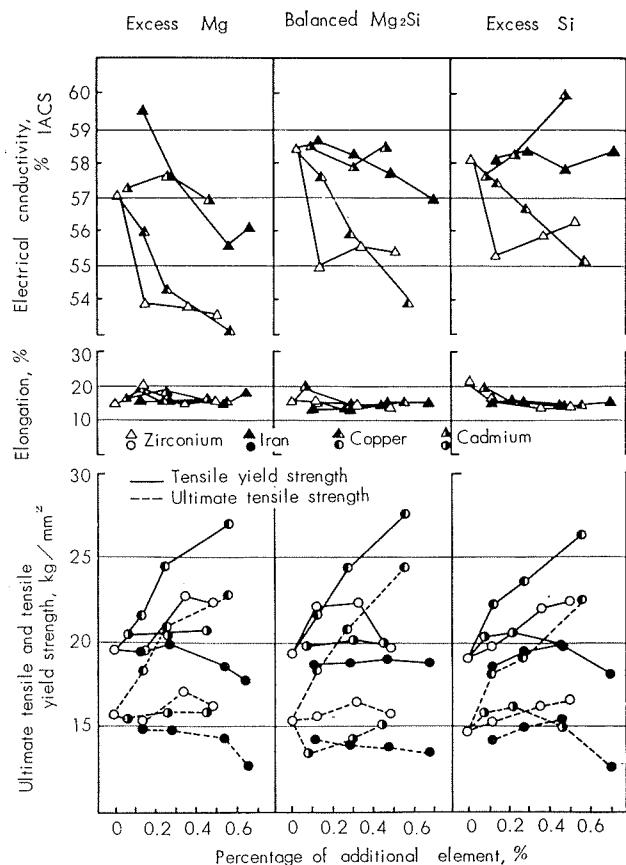


Fig. 7 Effects of some additional elements on the electrical conductivity and tensile properties of Al-Mg-Si ternary alloys solution-heat-treated at 520°C for 1 hr and precipitated at 230°C×2 hr after aging at room temperature for 2 weeks.

以上の結果を、それぞれ下に示す算式によって、計算し、時効による変化率を計算してみた。

軟質材における引張り強さを σ_{BO} 、耐力を $\sigma_{0.20}$ 、電気伝導度を K_0 とし、室温時効を完了した時のそれらの性質を、 σ_{BT4} 、 $\sigma_{0.2T4}$ 、 K_{T4} とし、溶体化処理後直ちに高温時効処理をしたもの、 σ_{BWT6} 、 $\sigma_{0.2WT6}$ 、 K_{WT6} とし室温時効2週間実施してから高温時効処理をしたもの、 σ_{BT46} 、 $\sigma_{0.2T46}$ 、 K_{T46} とした場合、溶体化処理後室温時効完了試料の引張り強さの変化率を $\frac{\sigma_{BT4} - \sigma_{BO}}{\sigma_{BO}} \times 100 (\%)$ で表わし、以下それにならって、完全焼ナマシ材を基点としてそれぞれの熱処理条件による変化率を表わすこととした。

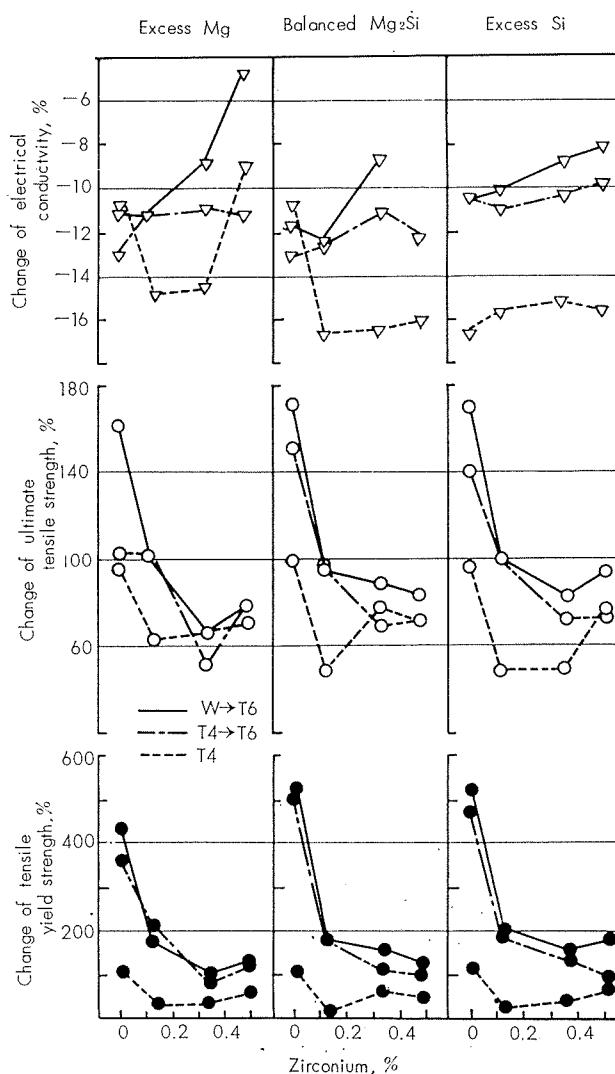


Fig. 8 Effect of zirconium addition on the electrical conductivity and tensile properties of Al-Mg-Si ternary alloys aged by three methods and annealed

W→T6: Solution-heat-treated and immediately precipitated.

T4→T6: Solution-heat-treated and precipitated after aging at room temperature for 2 weeks.

T4: Solution-heat-treated and aged at room temperature for 2 weeks

Fig. 8 は、ジルコニウムを添加した場合の結果で、いずれも、引張り強さおよび耐力に対しては、添加量の増加とともに変化率は、減少する傾向が認められ、特に 0.3%程度の添加範囲で減少の割合が多いことが認められる。変化率の熱処理方法の相異による影響は、溶体化処理直後に析出処理したものがもっとも強く、溶体化処理後 2 週間の室温時効を行なった後、析出処理をした試料はそれにつぐが、両者における差はほとんど認められなかった。溶体化処理後室温時効処理した試料は、もっとも変化率は少ない。Mg/Si 量比と変化率の関係は、耐力については、過剰マグネシウム合金に添加した場合、その変化率は他の量比の成分合金に添加した場合より少ない。つぎに、電気伝導度は、ジルコニウムの添加により溶体化処理後の高温時効処理によって、変化率は増大する傾向があるが、室温時効の場合には逆に減少をきたしている。Fig. 9 は、鉄を添加した場合の結果で、鉄は引張り強さおよび耐力に対しては、添加量の増加とともに変化率を減少する傾向を示す。

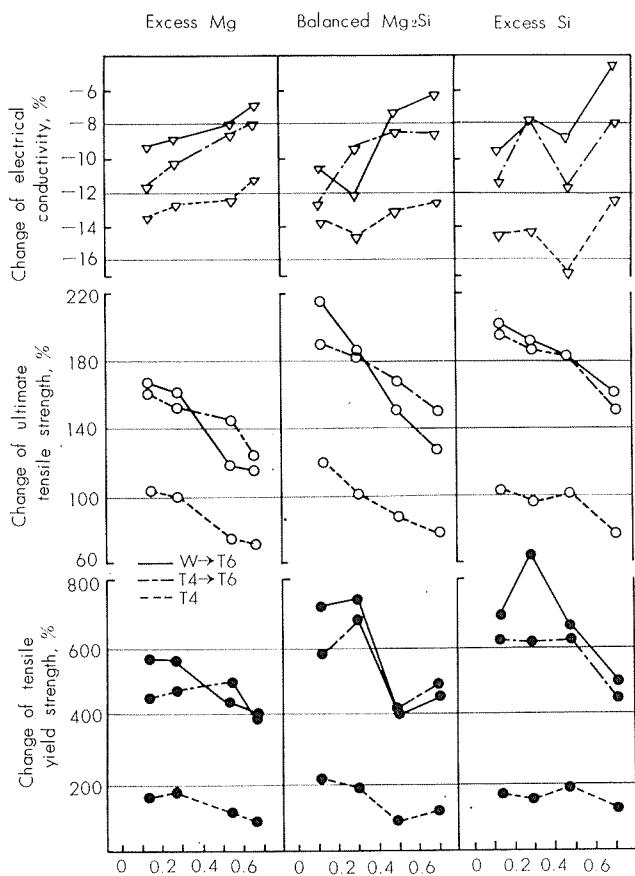


Fig. 9 Effect of iron addition on the electrical conductivity and tensile properties of Al-Mg-Si ternary alloys aged by three methods and annealed

W→T6: Solution-heat-treated and immediately precipitated.

T4→T6: Solution-heat-treated and precipitated after aging for 2 weeks.

T4: Solution-heat-treated and aged for 2 weeks.

す。溶体化処理後の高温時効に対する室温時効の影響については、ジルコニウムを添加した場合と同様、あまり著しい結果は認められなかった。電気伝導度の変化率の減少に対しては、鉄の添加は減少を抑制する傾向が認められた。

Fig. 10 は、銅を添加した場合の結果で、銅の添加は引張り強さおよび耐力に対しては、添加量の増加とともに変化率を著しく増大させる。この傾向は特に過剰ケイ素合金に添加した場合に大きくなることが認められた。電気伝導度については、溶体化処理後室温時効させた場合には減少の傾向が強いが、溶体化処理後高温時効処理した試料においては逆に時効による減少の変化率は少なくなる傾向を示している。

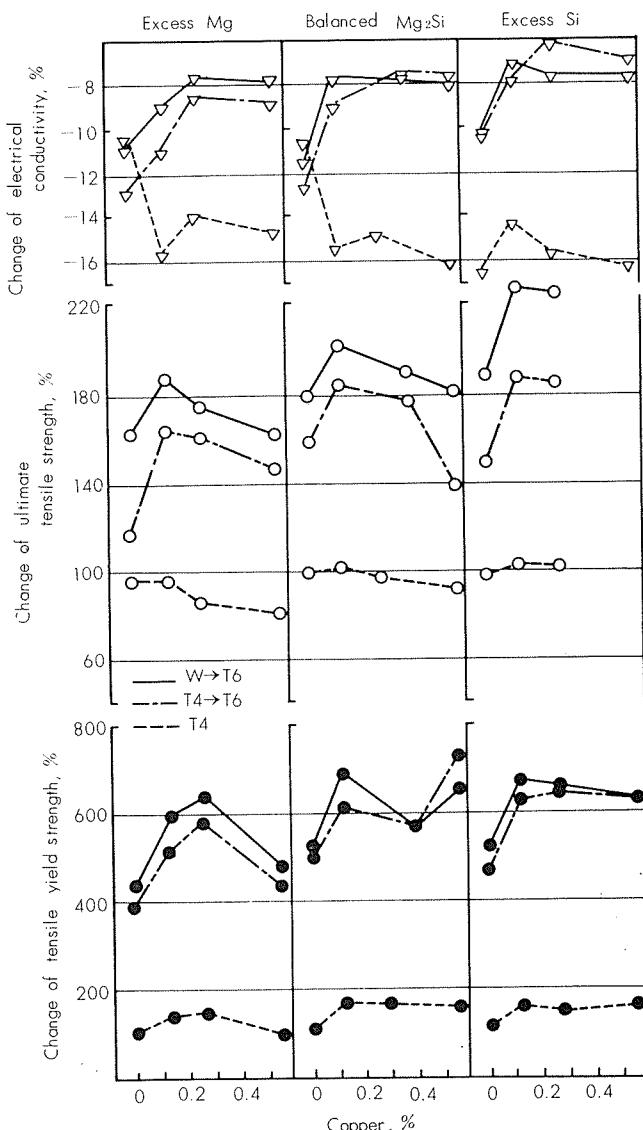


Fig. 10 Effect of copper addition on the electrical conductivity and tensile properties of Al-Mg-Si ternary alloys aged by three methods and annealed

W→T6: Solution-heat-treated and immediately precipitated.

T4→T6: Solution-heat-treated and precipitated after aging for 2 weeks.

T4: Solution-heat-treated and aged for 2 weeks.

Fig. 11 は、カドミウムを添加した場合の結果でカドミウムの添加は、溶体化処理後の、変化率を著しく増加させている。この場合、銅を添加した場合とは逆に過剰マグネシウム合金での変化率が大きくなる傾向を示す。

電気伝導度に対しては、溶体化処理後、室温時効の状態では、低下の割合が大きいが、析出処理を行なった場合には、伝導度の変化率は比較的少ない。

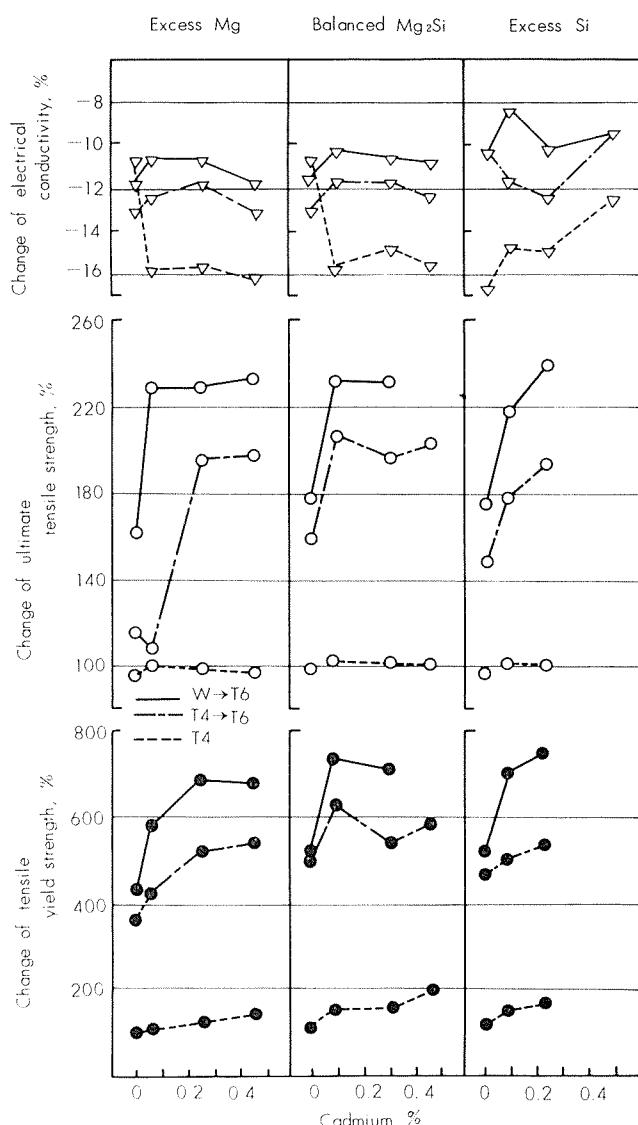


Fig. 11 Effect of cadmium addition on the electrical conductivity and tensile properties of Al-Mg-Si ternary alloys aged by three methods and those of annealed one.

W → T6: Solution heat treated and immediately precipitated.

T4 → T6: Solution heat treated and precipitated after aging for 2 weeks.

T4: Solution heat treated and aged for 2 weeks.

5. 結果に対する考察

以上得られた結果、本報告にて調査した各添加元素がAl-Mg-Si系合金の性質に対する効果について若干の考察を行なってみよう。

まず、ジルコニウムは、押出しのままの強さの上昇に特にすぐれた効果を示すが、その原因として再結晶温度の上昇³⁾が考えられ、押出しのままの組織は、完全な加工組織であると思われる。押出しのままの組織を Photo. 1 に示したが、ジルコニウムの添加量 0.3% の程度で完全な加工組織を示している。他の添加元素ではいづれも再結晶組織であって、ジルコニウムを添加した試料に認められる程度の加工組織は認められなかった。

この試料を、410°C で 2 時間加熱し炉冷した場合の再結晶の進行程度を X 線背面反射によってしらべて見ると、Photo. 2 のごとく、410°C で 2 時間の加熱によっても、ジルコニウムの 0.16% を含んだものにおいてもわずかのスポットが認められる程度で、再結晶は完了していない。したがって前節に述べた、熱処理による変化率の算定式でジルコニウムに関して、410°C で 2 時間加熱炉冷によってもなお加工組織でジルコニウムの添加に関する限り、410°C で 2 時間加熱炉冷の状態を基礎とすることは不合理のように思われる。

そこで 540°C で 2 時間加熱し空冷した場合および本実験において溶体化処理温度として選んだ 520°C × 1hr 加熱水冷の両者の X 線写真を調べてみると Photo. 3 および Photo. 4 に示したごとく、再結晶に対応するスポットの数はかなり増加しているが、完全に再結晶を完了するまでは至っていない。しかし機械的性質の面では 540°C で 2 時間加熱炉冷したものは Table. 4 に示したごとくしばしば安定した結果を示しているので、この数値を用いて、時効に伴う変化率を算出すると、Fig. 12 に示すように 410°C で 2 時間加熱炉冷の状態を基礎とした変化率に比べてジルコニウムの添加量によら変化率は低下の傾向は少ないことが認められなかった。したがって、実験の結果に述べたジルコニウムの添加による、変化率の減少は、ジルコニウム自体の直接的な影響ではなくて、ジルコニウム添加による再結晶温度の上昇が間接的に作用したものと考えられる。

鉄が Al-Mg-Si 系合金の時効におよぼす影響については、あまり文献に詳述されたものがないが、われわれが本実験を行なった範囲では、鉄の添加は、Al-Mg-Si 系合金の機械的性質の時効にもとづく変化に対しては、時効能力を低下させる影響を与えるか、電気伝導度に対しては、あまり影響を与えない点から考えて、Al-Mg-Si 系における鉄は、Al-Fe-Si 系の金属間化合物を形成し⁴⁾、Al-Mg-Si 系の硬化要素と考えられる Mg₂Si 量を減少させる傾向に働くため、上述のごとき現象を示したものと考えられる。

銅の添加による時効硬化量の増大は、Al-Mg-Si 系合金

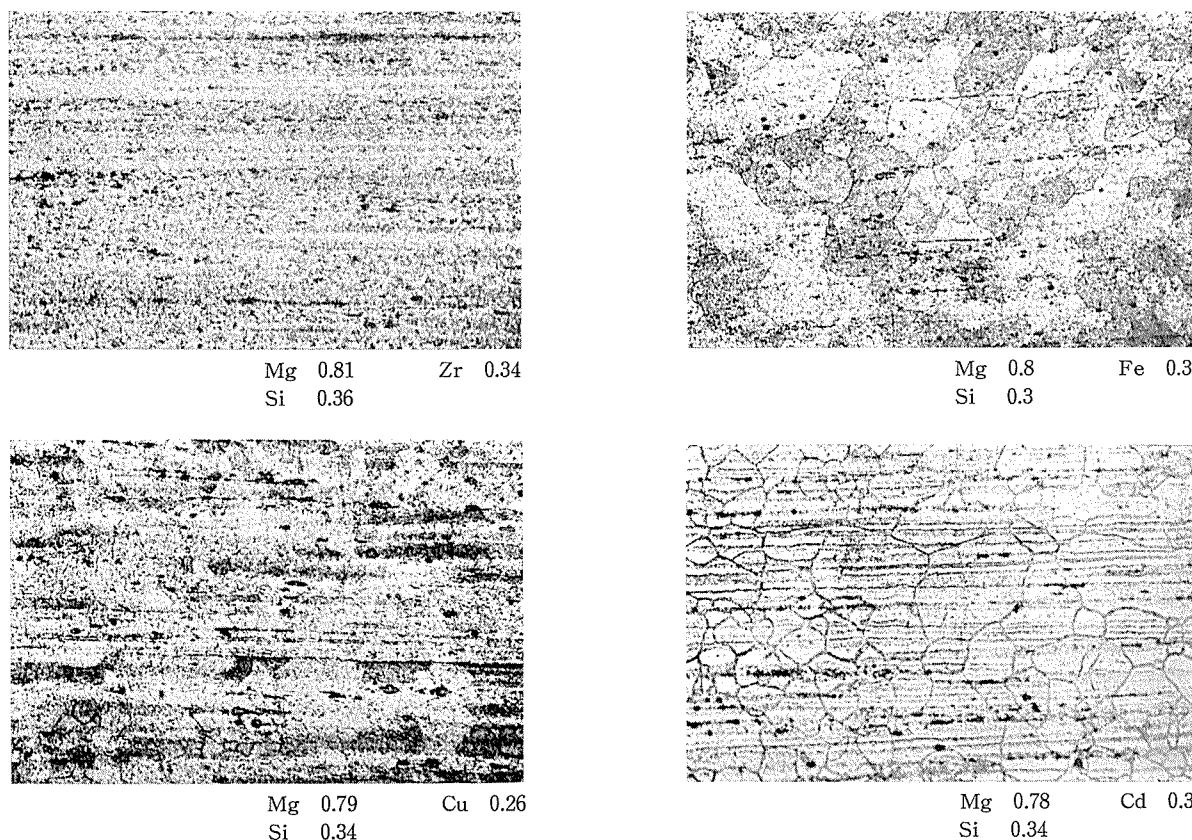


Photo. 1 Micro structures of as-extruded Al-Mg-Si alloys containing 0.3% each of zirconium, iron, copper and cadmium. ($\times 100$)

Table 4 Variation of mechanical properties of Al-Mg-Si alloy by different annealing conditions.

Composition, %			Mechanical Properties					
Mg	Si	Zr	410°C×2hr annealed			540°C×2hr annealed		
			σ_{Bkg}/mm^2	$\sigma_{0.2}, kg/mm^2$	$\delta, \%$	σ_{Bkg}/mm^2	$\sigma_{0.2}, kg/mm^2$	$\delta, \%$
0.75	0.37	—	9.0	3.8	33			
0.78	0.35	0.14	11.1	6.5	23	10.7	4.4	33
0.81	0.36	0.34	15.1	10.9	21	12.0	5.6	30
0.75	0.39	0.49	14.0	9.1	21	11.8	5.3	28
0.70	0.48	—	9.2	3.7	36			
0.70	0.48	0.12	13.2	7.8	26	10.7	3.9	32
0.70	0.48	0.33	14.9	10.0	25	11.3	4.7	34
0.67	0.46	0.48	14.8	10.5	14	11.0	4.6	37
0.62	0.51	—	9.3	3.7	35			
0.58	0.58	0.12	12.8	7.5	25	10.8	3.9	32
0.62	0.55	0.36	15.2	10.1	24	11.3	4.9	31
0.62	0.58	0.51	14.9	10.1	25	11.6	5.7	31

All specimens containing zirconium were not recrystallized after 410°C×2 hr annealing.

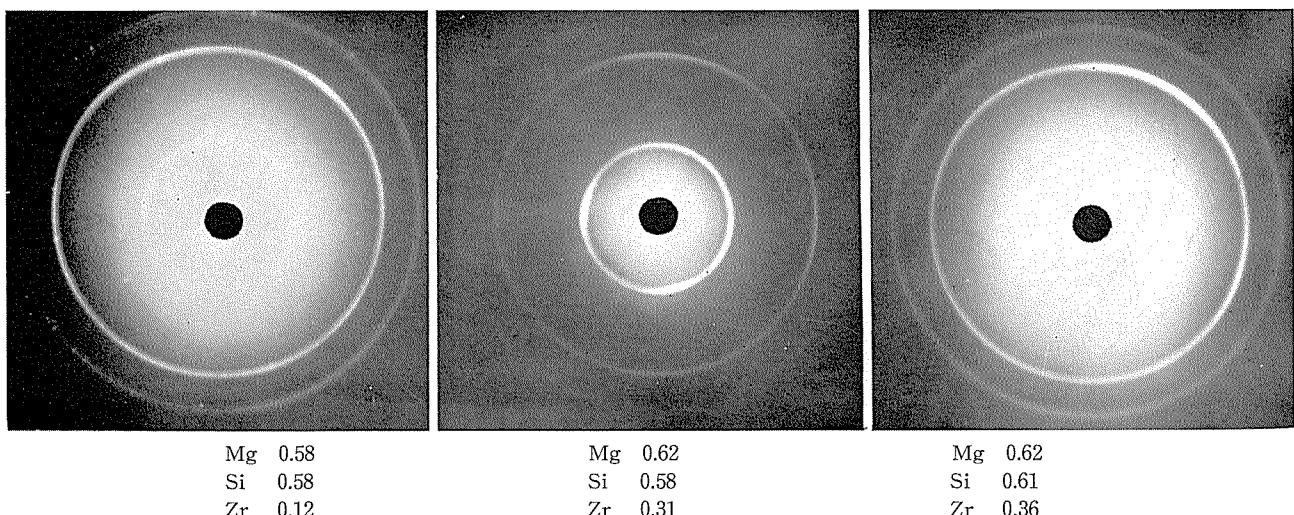


Photo. 2 X-ray diffraction patterns of Al-Mg-Si alloys containing zirconium. Furnace cooled after heating at 410°C for 2 hr.

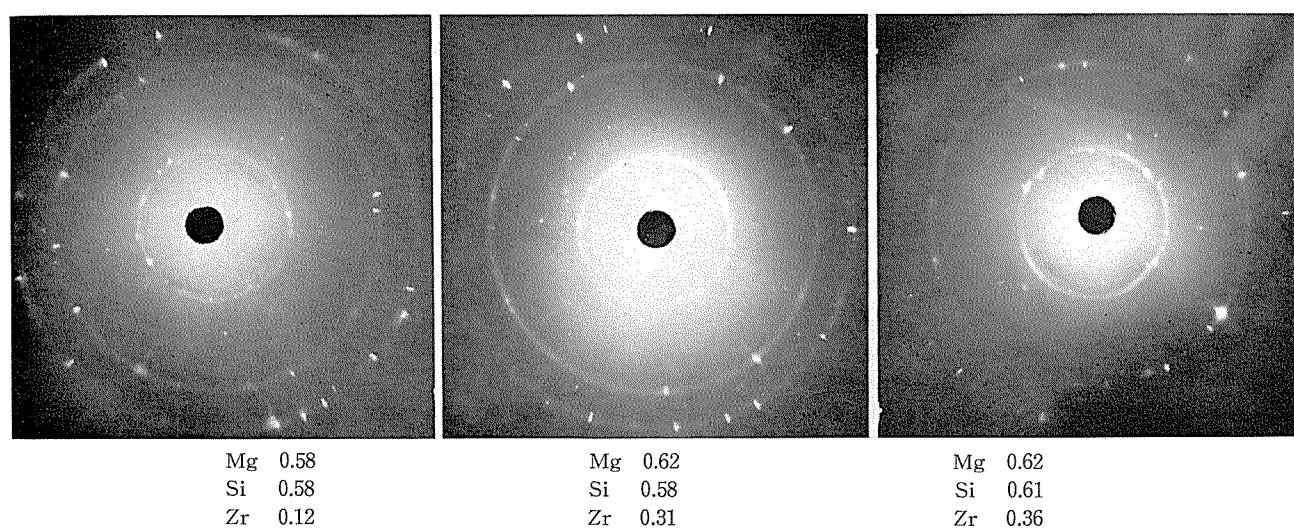


Photo. 3 X-ray diffraction patterns of Al-Mg-Si alloys containing zirconium. Water quenched after heating at 520°C for 1 hr.

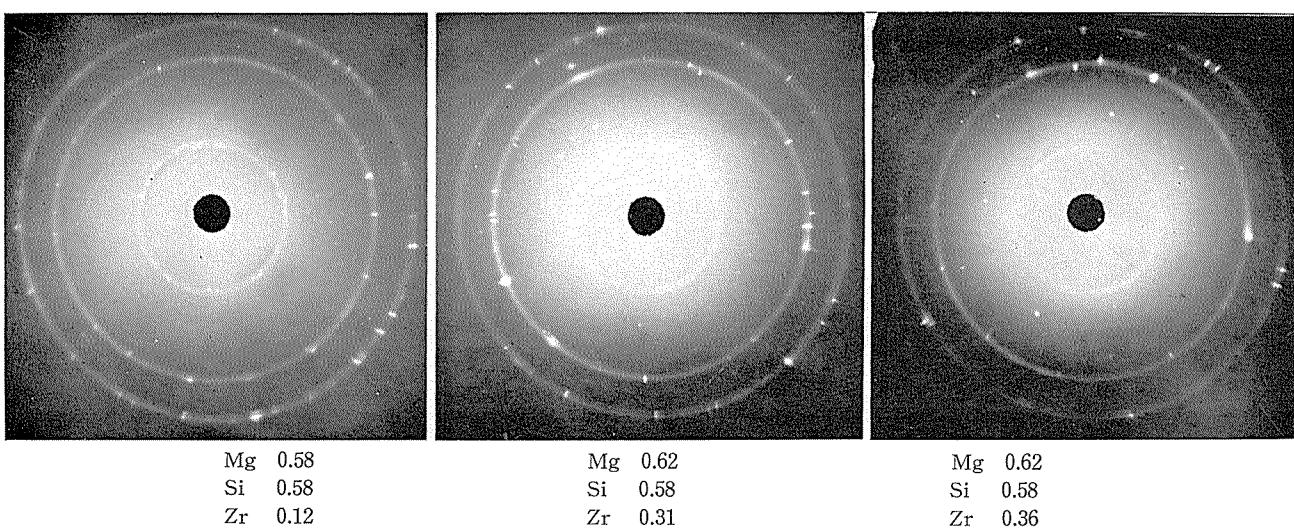


Photo. 4 X-ray diffraction patterns of Al-Mg-Si alloy containing zirconium. Furnace cooled after heating at 540°C for 2 hr.

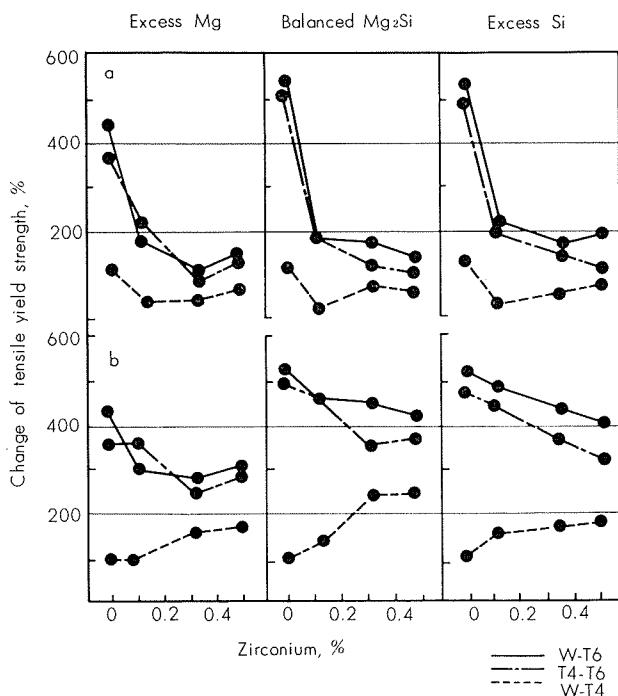


Fig. 12 Effect of zirconium addition on the tensile yield strength of Al-Mg-Si ternary alloys aged by three methods and annealed one.
 a: based on $410^{\circ}\text{C} \times 2\text{hrs}$. heating as annealed condition.
 b: based on $540^{\circ}\text{C} \times 2\text{hrs}$. heating as annealed condition.

において、ジュラルミン系の硬化要素と考えられている Al-Mg-Cu よりなる S 化合物による時効硬化が、Mg₂Si による時効硬化よりもすぐれているからと考えられよう。

カドミウムの添加は H.K. Hardy⁵⁾ が Al-Cu 系合金の時効の研究において、GP[2] の生成を容易ならしめることを見出しているが、Al-Mg-Si 系合金の場合においても、高温における時効による性質の変化がカドミウムを添加することによって増大されるのは、Al-Cu 系合金の時効によく似たカドミウムの効果と現象的には同様な過程をふむものと考えてもよいのではなかろうか。

6. 結 言

本研究において、Al-Mg-Si 系合金に対する添加元素の効果として、ジルコニウム、鉄、銅ならびにカドミウム添加の効果について調査し次の結果を得た。

1. ジルコニウムの添加は Al-Mg-Si 系合金の押出し材の押出しのまま強度の増加に今回調査した添加元素の中では最も効果が大きい。押出し後 230°C で 2 時間焼もどした場合には、引張り強さ 22kg/mm^2 で電気伝導度 57% 程度の材料が得られる。
2. 鉄の添加は、押出しのままの状態では若干機械的性質の増加を示すが、析出処理後の機械的性質の向上に対する効果を有しない。

3. 銅の添加は、微量でも Al-Mg-Si 系合金の時効による硬化を著しく増加させまた比較的電気伝導度を低下させることも少なく、銅を 0.2~0.4% 程度過剰ケイ素合金に添加した場合押出し後の焼もどし処理のみで引張り強さ $22\sim 25\text{kg/mm}^2$ 、電気伝導度 58~56% 程度の材料を得ることができる。

耐食性の問題が特になければ、微量の銅を添加した Al-Mg-Si 系合金の利用は十分考えられる。

4. カドミウムの添加は、高温における時効による性質の変化に有望であることが認められる。しかし押出しのままの状態のものを高温で時効するのみでは銅の添加におけるようにはいかない。

参考文献

- 1) 寺井、馬場: 軽金属, 53 (1962), 151
- 2) 寺井、馬場: 軽金属, 57 (1963), 5
- 3) R. H. Harrington: Trans. A.S.M., Vol. 41 (1949), 443
- 4) H. W. L. Phillips: J. Inst. Metals, Vol. 72 (1946), 151
- 5) H. K. Hardy: J. Inst. Metals, Vol. 80 (1951~52), 843

P

97

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 5, No. 1, Jan. 1964

Effect of the Second Phase on the“ Work Softening” Phenomenon of Aluminium Alloys

Shiro Terai
Yoshio Baba

住友軽金属工業株式会社

論文

Effect of the Second Phase on the "Work Softening" Phenomenon of Aluminium Alloys

By Shiro Terai* and Yoshio Baba**

Experiments were carried out to study the effect of the second phase of metallic compounds on the "Work Softening" phenomenon in Al-Fe, Al-Si, Al-Mn and Al-Li alloys.

When particles of metallic compounds were dissolved by quenching after solution-treatment so that the ingot was in the state of super-saturated solid solution or eutectics, the "Work Softening" phenomenon was not observed in the sheet obtained from this ingot.

On the other hand "Work Softening" phenomenon was observed in the sheet produced by a process of preheating the ingot followed by an intermediate heat-treatment to precipitate a large amount of metallic compounds, when lightly rolled after final annealing at the softening stage temperature. The finer the precipitated particles were, the more distinctively the "Work Softening" phenomenon was observed and had no connection with natural or artificial aging after light rolling.

Regarding the process of "Work Softening" phenomenon, it cannot be explained by the Cottrell mechanism. Therefore a more thorough investigation in the light of the sub-grain formation by dislocation rearrangement may be required.

1. Introduction

In the previous investigation of the "Work Softening" phenomenon of aluminium, the authors pointed out that a light rolling (pre-strain) at room temperature decreased the strength and increased the elongation of commercially pure aluminium sheet annealed at a temperature of softening stage (approximately 240°C), and it was found that this phenomenon was not observed in high purity aluminium but only in commercially pure aluminium when the ingot had been preheated to precipitate the second phase of metallic compounds minutely.¹⁾

The present experiments were carried out to study the effect of the second phase on the "Work Softening" phenomenon in Al-Fe, Al-Si, Al-Mn and Al-Li alloys.

2. Experimental Procedure

The specimens used for the experiments were all prepared with high purity materials by melting them in a graphite crucible and casting in a metal mould (30×180×180mm). The chemical compositions of the five ingots are shown in Table 1.

After cutting the surface of the ingots and reducing the thickness to 25 mm, each ingot was heat-treated and rolled in one direction to 1.0mm thickness as shown in Table 2.

All specimens were finally annealed at 180 to 400°C for 30 minutes and then lightly rolled by a reduction of 1 to 10% before tensile testing.

Tensile testings for the as-annealed sheets and the lightly rolled sheets were performed by the Amsler testing machine, and the relations between the effects of light rolling on the tensile properties and the temperature of final annealing were investigated.

Table 1 Chemical compositions of test specimens.

Alloy	Chemical composition, %								
	Cu	Fe	Si	Mg	Mn	Cr	Zn	Ti	Li
Al-1.0% Fe	0.002	0.985	0.034	Tr	0.002	Tr	0.02	0.01	—
Al-0.02% Fe	0.002	0.021	0.004	Tr	Tr	Tr	0.01	Tr	—
Al-2.3% Si	0.002	0.008	2.34	Tr	Tr	0.02	Tr	Tr	—
Al-1.3% Mn	0.001	0.002	0.008	Tr	1.28	Tr	Tr	Tr	—
Al-3.0% Li	0.001	0.002	0.025	Tr	Tr	Tr	Tr	Tr	3.0

* Research Department. Dr., Eng.

** Research Department.

3. Experimental Results

Annealing curves for Al-1.0% Fe alloy are shown in Fig. 1. The difference between tensile strength and proof stress of the sheet finally annealed at the temperature of 220 to 260°C is very small in the case of the ingot preheated fully at low temperature.

Relations between the "Work Softening" phenomenon for Al-1.0% Fe alloy sheets and the temperature of final annealing are shown Fig. 2. The differences of mechanical properties between the as-annealed and the lightly rolled sheets are plotted against the temperature of final annealing. The "Work Softening" phenomenon is observed in the sheet produced by the B process when lightly rolled about 3 to 5% after annealing at 240°C; namely, a decrease of proof stress of about 1 to 1.5 kg/mm² and an increase of elongation of about 5% are observed. This phenomenon is observed most remarkably in the sheet annealed at 240°C, but not in the as-cold rolled sheet and in the sheet annealed at 340°C.

In Fig. 3, The "Work Softening" phenomenon for Al-0.02% Fe alloy is plotted against the final annealing temperature. This phenomenon is also observed in the sheet annealed at about 240°C, even though the iron content is less than its solubility limit in aluminium.

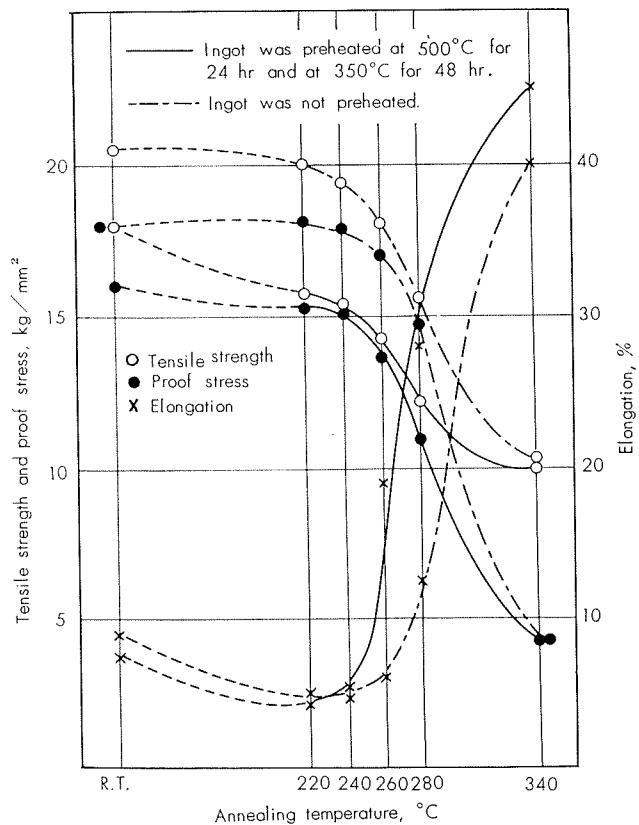


Fig. 1 Annealing curves of an Al-1.0% Fe alloy.

Table 2 Preparation of test specimens.

Alloy	Process	Preheating	Hot rolling	Intermediate annealing	Cold rolling	Final annealing	Light rolling
Al-1.0% Fe	A	No	No	No	25→1mm	220°~340°C for 30min	1~5%
	B	500°C for 24hr A.C. →350°C for 48hr A.C.	No	No			
Al-0.02% Fe	B	500°C for 24hr A.C. →350°C for 48hr A.C.	No	No	25→1mm	220°~340°C for 30min	1~5%
Al-2.3% Si	A	550°C for 24hr W.Q.	550°C 25→5mm	550°C for 10hr W.Q.	5→1mm	180°~340°C for 30min	1~5%
	B	550°C for 24hr W.Q. →200° for 48hr A.C.	200°C 25→5mm	200°C for 10hr A.C.			
Al-1.3% Mn	A	650°C for 30hr W.Q.	420°C 25→5mm	650°C for 1hr W.Q.	5→1mm	200°~340°C for 30min	1~10%
	B	650°C for 30hr W.Q. →450°C for 38hr A.C.	420°C 25→5mm	450°C for 1hr A.C.			
Al-3.0% Li	A	No	420°C 25→mm	520°C for 1hr W.Q.	5→1mm	200°~400°C for 30min	1~5%
	B	No	420°C 25→5mm	520°C for 1hr F.C.			
	C	No	420°C 25→5mm	520°C for 1hr W.Q. →340°C for 3hr A.C.			

W.Q. : Water quenched F.C. : Furnace cooled A.C. : Air cooled

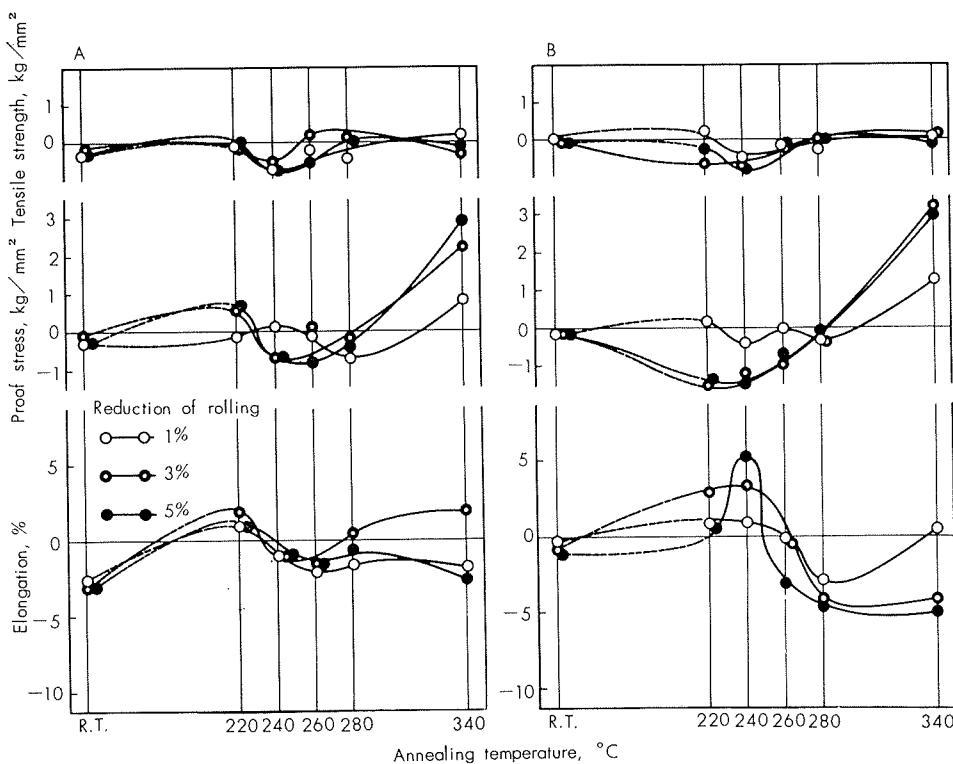


Fig. 2 "Work Softening" of Al-1.0% Fe alloy.
A: Not preheated (As cast)
B: Preheated at 500°C for 24 hr and then 350°C for 48 hr.

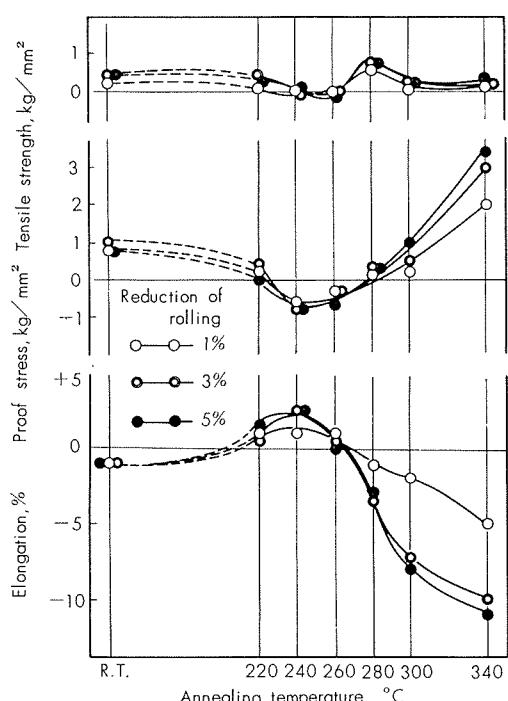


Fig. 3 "Work Softening" of an Al-0.02% Fe alloy.
Preheated at 500°C for 24 hr and then at 350°C for 48 hr.

In Fig. 4, the "Work Softening" phenomenon for Al-2.3%Si alloy is plotted against the final annealing temperature. This phenomenon is observed distinctively in the sheet produced by the B process when lightly rolled after annealing at 280°C, but not in the annealed sheet produced by the A process.

The "Work Softening" phenomenon for Al-1.3% Mn alloy is shown in Fig. 5. This phenomenon is also observed in the sheet produced by the B process when lightly rolled about 1 to 3% after annealing at 290°C. However, this phenomenon is not observed in the sheet annealed below 280°C or at 340°C nor in the sheet produced by the A process.

Relations between the "Work Softening" phenomenon for Al-3.0% Li alloy and the final annealing temperature of the sheet are shown in Fig. 6. This phenomenon is observed prominently in the sheet produced by the C process when lightly rolled 1 to 5% after annealing at 220 to 260°C. In the sheet produced by the B process, this phenomenon is also faintly observed, but it is not observed in the A processed sheet.

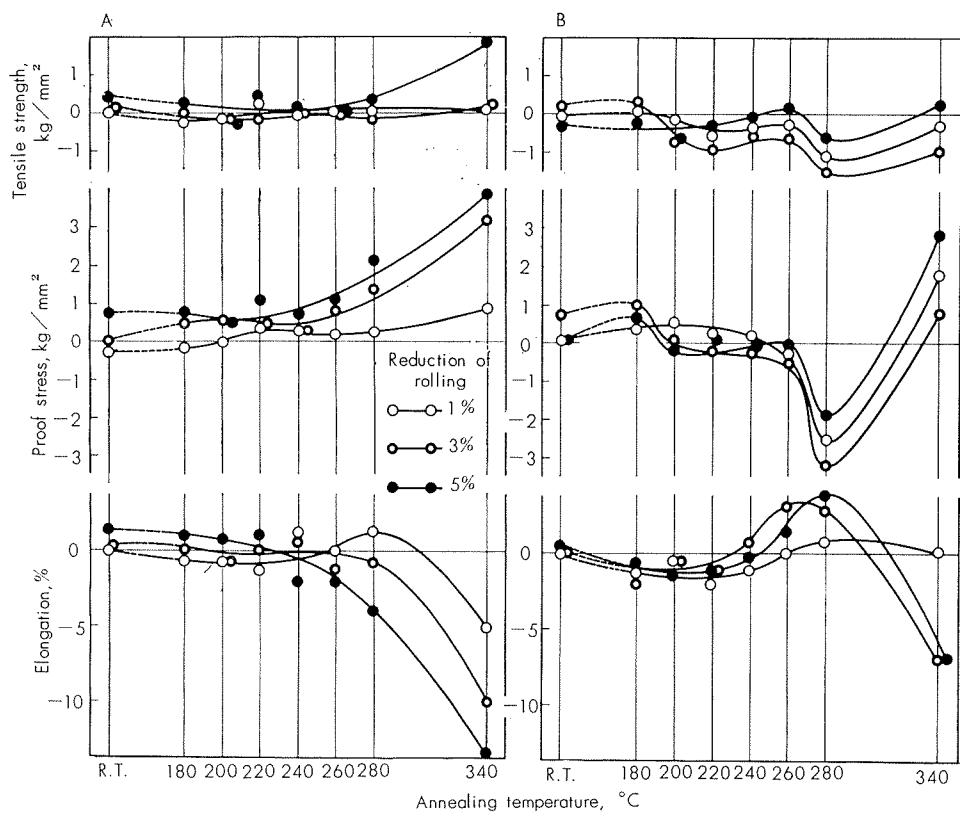


Fig. 4 "Work Softening" of Al-2.3% Si alloy.
 A : Solution heat-treated at 550°C.
 B : Precipitated at 200°C for 48 hr after
 solution-heat-treatment.

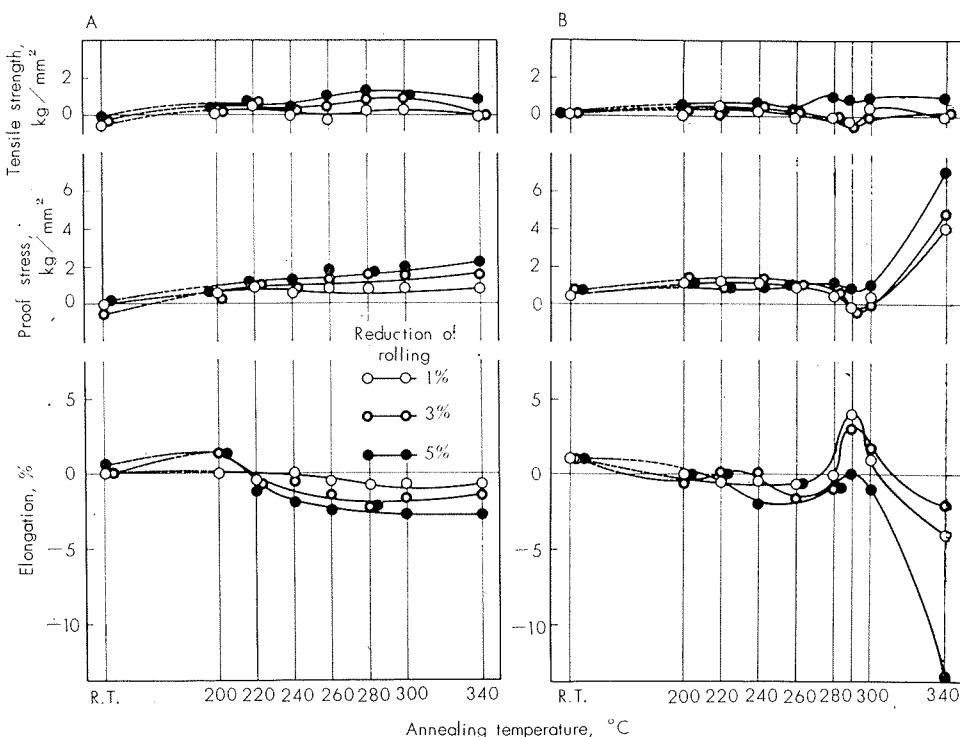


Fig. 5 "Work Softening" of Al-1.3% Mn alloy.
 A : Solution heat-treated at 650°C.
 B : Precipitated at 450°C after solution-heat-treatment.

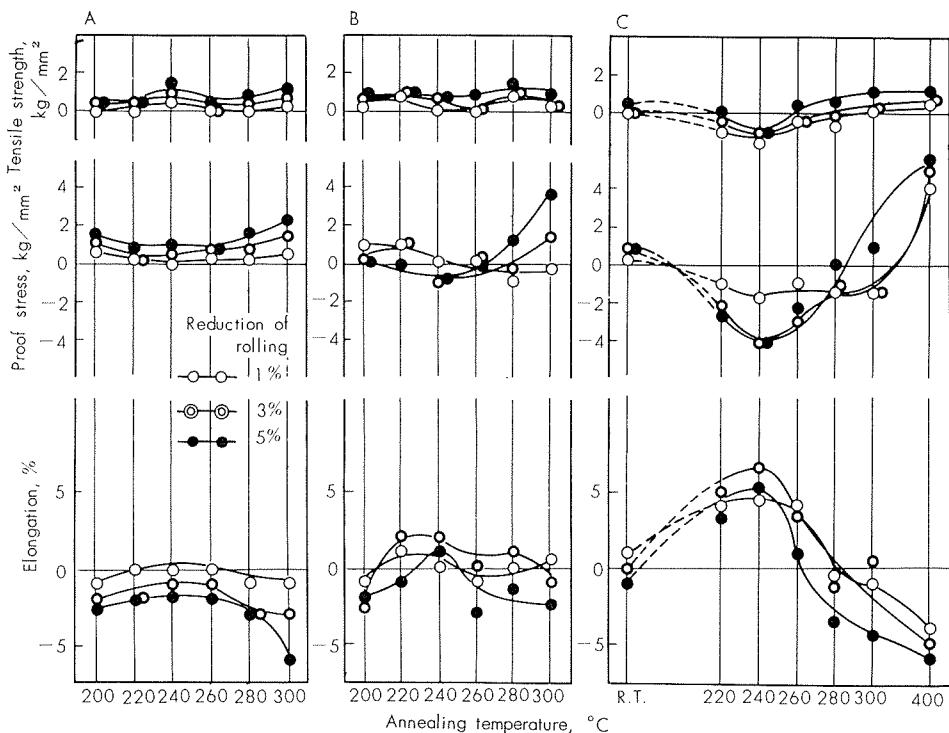


Fig. 6 "Work Softening" of Al-3.0% Li alloy.

A : Solution-heat-treated at 520°C.
 B : Furnace cooled from 520°C.
 C : Precipitated at 340°C after solution-heat-treatment.

4. Discussion

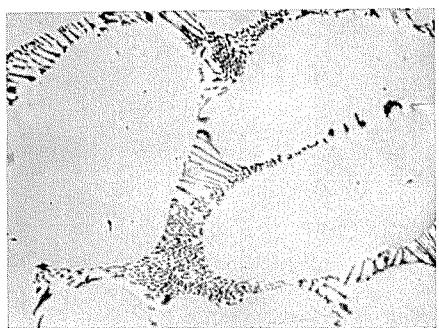
It has been found that the "Work Softening" phenomenon for aluminium alloys was observed only in the sheet produced by preheating the ingot followed by an intermediate heat-treatment to precipitate a large amount of the second phase of metallic compounds, when lightly rolled after final annealing at the softening stage temperature.

Microstructures of the Al-1.0%Fe and Al-2.3% Si alloy ingot are shown in Photo 1 and Photo 2. They suggest that the fine particles precipitated from a supersaturated solid solution at low temperature have more influence upon the "Work Softening" phenomenon than the eutectics from the melt.

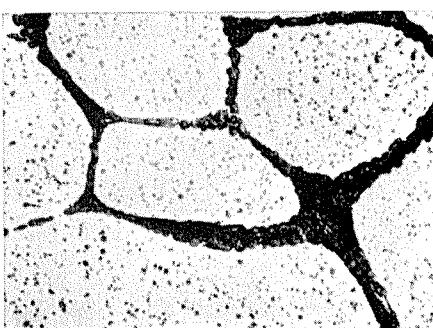
Microstructures of the Al-1.3%Mn alloy ingot are shown in Photo. 3. Very fine precipitates exist in the grains of the ingot preheated at 450°C.

Photo. 4 shows the microstructures of sheet Al-1.3% Mn alloy. As the sheet was finally annealed at 290°C, small precipitates exist in the grains of the sheet obtained from the ingot solution-treated at 650°C, but these precipitates are much less than those in the grains of an ingot preheated at 450°C.

Therefore it is concluded that the "Work Softening" phenomenon in the Al-1.3%Mn alloy is also

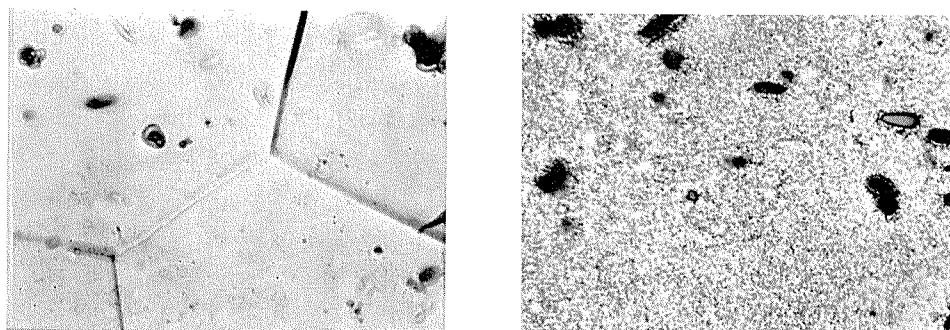


A : Not preheated (as cast)

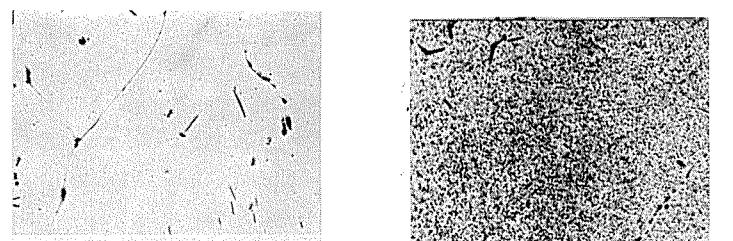


B : Preheated at 500°C for 24 hr and then at 350°C for 48 hr.

Photo. 1 Microstructures of an ingot of Al-1.0% Fe alloy. ($\times 100 \times 3/4$)

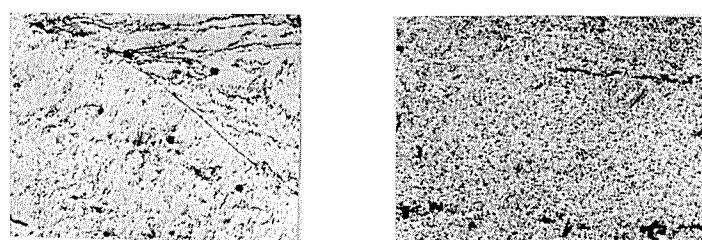


A : Solution-heat-treated at 550°C,

B : Precipitated at 200°C for 48 hr
after solution-heat-treatment.Photo. 2 Microstructures of an ingot of Al-2.3% Si alloy. ($\times 100 \times 3/4$)

A : Solution-heat-treated at 650°C.

B : Precipitated at 450°C after solution.

Photo. 3 Microstructures of an ingot of Al-1.3% Mn alloy. ($\times 100$)

A : Intermediate annealing at 650°C.

B : Intermediate annealing at 450°C.

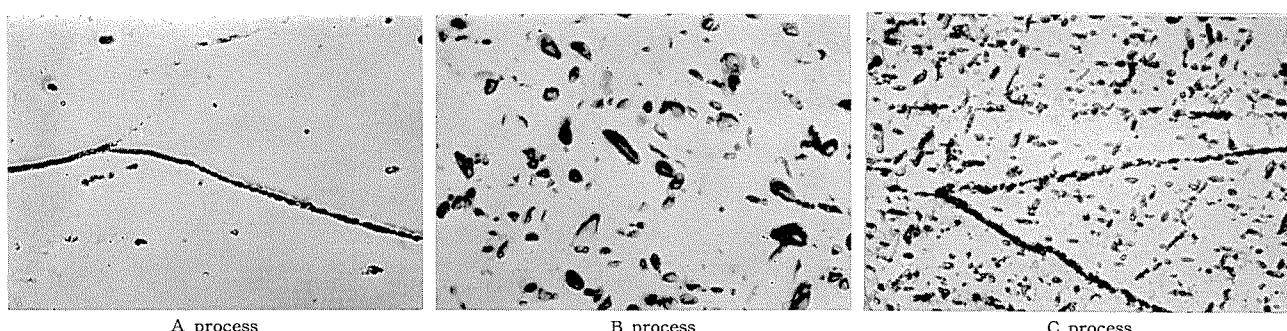
Photo. 4 Microstructures of sheet Al-1.3% Mn alloy annealed at 290°C. ($\times 100$)

due to the amount and the distribution of fine particles precipitated from a supersaturated solid solution.

Photo. 5 shows the microstructures of sheet Al-3.0% Li alloy. The finer the precipitated particles are, the more distinctively the "Work Softening" phenomenon is observed.

If a primary factor for the "Work Softening" phenomenon is the existence of fine precipitates, an additional factor for this phenomenon is the

final annealing. Regarding the relations between the "Work Softening" phenomenon and the temperature of final annealing, the stress-strain curves for sheets of Al-3.0% Li alloy, as-cold rolled, annealed at 240°C and 400°C and also the sheets followed by light rolling are shown in Fig. 7. Stress-strain curves for the sheet as-cold rolled and annealed at 400°C show the state of work-hardening where the stress increases with deformation. On the other hand, the curves for the sheet annealed at 240°C,

Photo. 5 Microstructures of 1 mm sheet Al-3.0% Li alloy produced by A, B and C processes ($\times 400$)

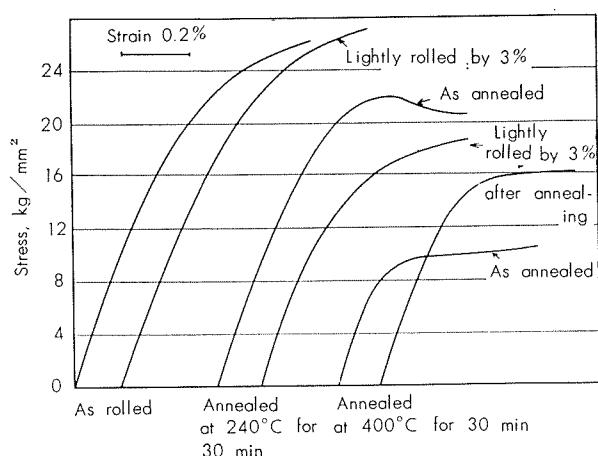


Fig. 7 Stress-strain curves of Al-3.0% Li alloy annealed intermediately at 340°C.

which show the "Work Softening" phenomenon, seem to be associated with the yield point phenomenon. However, it is clear that this "Work Softening" phenomenon is not the same as the yield

point phenomenon in steel²⁾ and Al-Mg alloys³⁾, because, as can be seen from Table 3, proof stress and tensile strength of the sheet not having been recrystallized are nearly equal, so the work-hardening is hardly observed after the lower yield point, and also the "Work Softening" phenomenon observed in the sheet annealed at 240°C has no connection with natural or artificial aging after light rolling. (Fig. 8 and Fig. 9.)

Regarding the process of the "Work Softening" phenomenon, the followings may be considered from the above experiment. The density and the arrangement of dislocations or point-defects are influenced by the fine particles of the second phase, the cold rolling and the final annealing, and also "Work Softening" by light rolling cannot be explained by the escape of dislocation from their Cottrell atmosphere. Therefore a more thorough investigation in the light of sub-grain formation by dislocation rearrangement may be required.

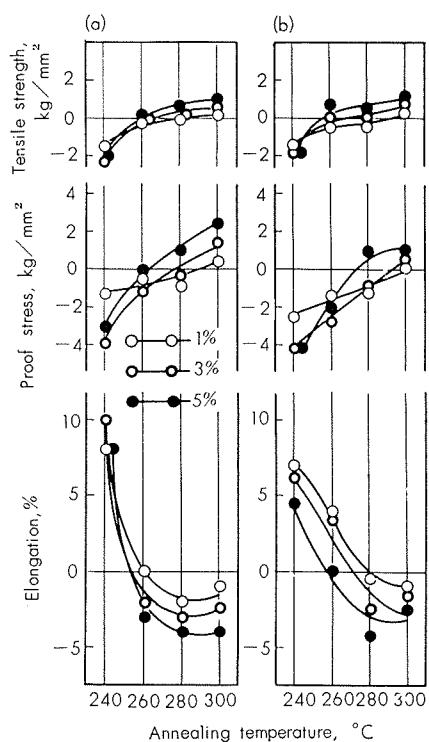


Fig. 8 Effect of natural aging after light rolling on "Work Softening" of Al-3.0% Li alloy.
 (a) Not aged.
 (b) Aged at room temperature for 2 weeks.

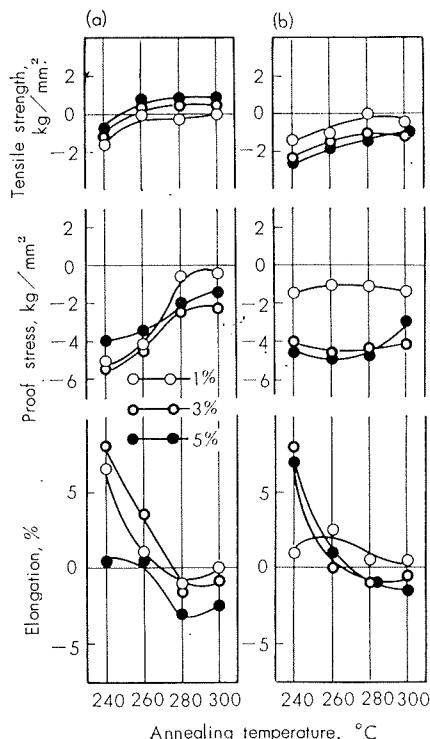


Fig. 9 Effect of artificial aging after light rolling on "Work Softening" of Al-3.0% Li alloy.
 (a) Aged at 130°C for 1 hr.
 (b) Aged at 130°C for 48 hr.

Table 3 Mechanical properties of as-annealed and lightly rolled sheets of Al-3.0%Li alloy.

Treatment	As rolled			Annealed at 240°C for 30 min			Annealed at 400°C for 30 min		
	$\sigma_{0.2}$, kg/mm ²	σ_B , kg/mm ²	$\delta, \%$	$\sigma_{0.2}$, kg/mm ²	σ_B , kg/mm ²	$\delta, \%$	$\sigma_{0.2}$, kg/mm ²	σ_B , kg/mm ²	$\delta, \%$
As annealed	25.6	29.7	3	22.2	22.3	6	10.3	20.0	20
Light rolling 3% after annealing	24.6	30.0	3	17.9	20.6	14	16.0	21.1	15

5. Conclusion

The present work has shown that the "Work Softening" phenomenon in sheets of Al-Fe, Al-Si, Al-Mn and Al-Li alloys annealed at the softening stage temperature was strongly influenced by the second phase of metallic compounds. It can be summed up as follows:

(1) The "Work Softening" phenomenon in Al-Fe and Al-Si alloys is observed only in the state of the existence of fine precipitates from the super saturated solid solution, but not in the state of supersaturated solid solution or eutectics.

(2) This phenomenon of "Work Softening" in Al-Mn alloy is also observed in the state of precipitation-heat-treatment but not in the state of solid solution.

(3) In Al-Li alloy, the finer the precipitated particles are, the more distinctively the "Work Softening" phenomenon is observed and this phenomenon has no connection with natural or artificial aging after light rolling.

Regarding the process of the "Work Softening" phenomenon, it cannot be explained by the Cottrell mechanism. Therefore a more thorough investigation in the light of sub-grain formation by dislocation rearrangement may be required.

Reference

- 1) S. Terai and Y. Baba : J. Japan Inst. Metals, **27** (1963), 79
- 2) B. Migaud : Mem. Sci. Rev., **57** (1960), 125
- 3) V.A. Phillips : Sheet Met. Ind., **30** (1953) 977

R-35

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 5, No. 1, Jan. 1964

熱交換器用銅合金（特に復水器管）の発達について

大津武通

住友軽金属工業株式会社

熱交換器用銅合金管（特に復水器管）の 発達について

大津 武通*

1. 序

本邦における火力発電のめざましい発達は広く一般の驚異と関係技術者の努力に対する賞讃とをかち得ているが、発電設備としての蒸気タービンに付属する復水器の材料である復水器管についても国産復水器管の誕生以来、すでに50年を越える歴史があり、その品質向上、復水器管事故の解決と新耐食復水器管の開発などに多年の努力がはらわれている。

火力発電の発達はもちろん、火力発電設備の運営管理や機器の改良の努力におうところが大であるが、他面機器の粗材たる金属材料の発達にも大いに関係している。住友軽金属工業株式会社は住友金属工業株式会社と共に非鉄と鉄鋼の管材を国内で始めて生産し、その後も現在まで主要生産メーカーとしてそだって来た。復水器管の生産を担当せる住友軽金属工業株式会社は、明治42年黄銅復水器管の国産化に先鞭をつけて以来50年を越える技術開発の歴史を有し、現在は月産 1,000 ton を越す非鉄銅合金管の生産をしており、国内発電設備の復水器管の 80~90 % を供給している。復水器管はこの間に、多年の研究成果に基きアドミラルティー黄銅から、耐食性の一段とすぐれたアルブラック（住友軽金属工業株式会社特許製品）へかわるなど、豊富な実績と多年の各種の研究の成果を有し、以下に述べるがごとき発達の経過をたどり次の発展へと努力を積みかねている。

2. 摺籃期（明治末期）

本邦における復水器管の誕生は非鉄金属製造技術の近代化にはじまっている。すなわち復水器管はその伝熱性能と耐食性の両面から銅合金が使用されている。本邦は古くから產銅国として知られているように300年以前においては世界第一の銅生産国であった。このようなわが国の工業技術は徳川時代にすでに板や箔などの伸銅工業を発達せしめている。しかし近代的伸銅工業は明治14年大阪製銅株式会社の設立に始まる。この会社は明治30年に出来た住友軽金属工業株式会社と、住友金属工業株式会社との前身たる住友伸銅場の一分工場となっている。このように本邦における近代的伸銅工業の草分けの住友伸銅場では銅、黄銅、アルミニウムなどの棒や板の生産が軌道にのると、当時の海軍艦艇の国産化の一端としての復水器用黄銅管の製作が強く望まれた事態を重視し、明治41年に製管工場を設け、翌

42年7月には多大の技術的困難を克服して本邦で始めての黄銅管の製品化に成功した。このようにして誕生した住友の黄銅管は直ちに帝国海軍艦艇の復水器管として使用され量産に入った。明治末年には海軍の八八艦隊の建造などで需要も増大し、著しい発展をとげる基盤が確立された。

本期間の国産復水器管は明治20年代に英國海軍で発明された錫入り七・三黄銅、いわゆるアドミラルティー黄銅（現日本工業規格、復水器用継目無黄銅管第1種）を主としており、製管方式も英國に範をとっていた。

当時の製管方式は石炭坩堝炉で溶解した合金を特殊な中子を入れて作った砂型に流して中空円筒形の铸物をつくり、この竹輪形の铸物を内外面を削り、冷間抽伸と加熱軟化をくりかえし長く細く延ばして復水器管としていた。なお冷間抽伸にはマンドレルといわれる長いテーパー付芯金を管に押入し抽伸して管径を細く肉厚を薄くし、抽伸後マンドレルを引き抜いて管を得るという方法がとられていた。この抽伸法による管は芯金となるマンドレルの径が長手方向でことなるため出来た管の肉厚も一端が薄く他端がやや厚くなっていることと、長さに限りがあるなどの点で近代製管方式の管とはことなっていた。しかしこの抽伸法では出来た管に残留する内応力が少なく、現在のごとき応力腐食を防止するための低温軟化、応力除去熱処理が知られていないこともあったが、この熱処理を行わなくてもほとんど応力腐食は生じない利点があった。従って保守的な英國においては、現在もこのマンドレル抽伸法による復水器管を硬質管として生産しているが、本邦や米国などでは全くくなっている。当時の製管技術は近代的製管技術からみると品質上も、生産能率上も改良の余地がかなりあったが、当時の製管方式としては唯一の方法であり、また当時の蒸気タービンの復水器管としては充分満足される管をつくり得たものと認められている。

3. 成長期（大正年間）

國力の増大、第一次世界大戦の影響などで火力発電所設備も徐々に増加し、また海軍艦艇の国産化は蒸気タービン原動機の国産化への努力がはらわれるに至り、復水器管も数量・品質共に発展を遂げるに至った。

復水器管の発展にとって、本期はとくに水管式ボイラの発達にともなう給水塩分の制限が一つの主要誘因となっている。すなわち復水器管漏洩は從来より問題であったが、遂にボイラーとタービンにとってその破壊を来たすほどの重要問題となり、例えは英國においては復水器漏洩問

* 研究部 工学博士

題を解決するための復水器管腐食研究委員会が1910年英国非鉄金属学会に設けられるなど、各国においても科学的探査の対象にとりあげられるに至った。

第一次大戦下では、英独共に復水器管漏洩に悩まされ、英國海軍の記録からみると、アドミラルティー黃銅復水器管が、艦艇の高速戦闘行動中にエロージョンによる腐食穿孔で漏洩し、機関の停止をよぎなくされ、戦闘能力を失うと共に、予定外の入港停泊で管の取換を行うなどの事態が頻発したということである。かかる事態から英國の復水器管に対する研究活動はとくに激しくなった。

米国においても冷却水が河川湖水などの腐食性の少ない淡水を主としているために、事故も少ないともかかわらず、機械学会で復水器専門委員会がつくられ系統的調査を開始している。

本邦では帝国海軍がこのような諸外国情勢にいち早く関心を示し、復水器管の腐食問題の研究と耐食復水器管の開発に手をつけると共に、当時唯一の復水器管生産メーカーであった住友にも研究の推進を要望された。

一方、火力発電設備も大正始めには、230,000kwの総出力となり、その多くは輸入機器であったが、国内にても機器の試作が始まり、第一次大戦後の電力需要増大期には、春日出発電所などの国産機器が稼動するに至った。これらの輸入機器でも住友のアドミラルティー黃銅復水器管を装備するものが増えてきた。従って本期末には輸入復水器管は全く駆逐されるに至った。

本期の前半における復水器管の技術上の問題は誕生期に続き主として品質向上、生産能率向上にかかっていた。しかし先に述べたアドミラルティー黃銅の本質的な耐食性欠如に関する解決は、住友における研究上の最重点問題としてとりあげられ研究室試験が開始された。また実際の復水器における腐食事故もいろいろ認められ、特に復水器により腐食事故の頻度と形態をことにしてことなどがあきらかになり、復水器管の耐食性が本質的なものからはずれて、製造上の欠陥と誤解される場合も多くなつた。大正10年には600,000kwと総出力も増加し、復水器管の使用量も約1,000tonと増大している。

大正後半期には各電力会社においても復水器管腐食問題が発電技術上の重要問題として知られるに至り、防食手段と耐食材料の選択に意を用いられるに至つた。住友においても電力会社の要望にそい、大正初期よりの研究室試験の成果を実地復水器において試験し、問題解決に対処することになった。当時の実地試験の概況は次のとくである。

(1) 今津発電所

大正15年来同発電所 10,000kw 用復水器は工場排水の混入せる河海水を冷却水として使用しているため復水器管の腐食激しく、銅、K.S.青銅（住友特許製品）、アドミラルティー黃銅などの試験管と、それらの内面に錫メッキせる試験管とを、数次にわたり挿入し実地比較試験を開始した。更にその後耐食合金として10%キュプロニッケル、15

%キュプロニッケル、燐青銅なども試験に供された。

(2) 九州電気軌道会社小倉発電所

同所 G.E. 製 10,000kw タービンのアルバーガー製復水器は大正13年来アドミラルティー黃銅が使用され、冷却水入口側にて激しい腐食が生じていた。大正15年にこの腐食対策の一つとして、今津発電所に使用せるものと同一試験管が挿入実地試験されていた。

以上の試験よりみると当時英米において推奨され、米国海軍で採用された内面錫メッキ復水器管は小倉発電所の復水器管のごとく冷却水の乱流によるエロージョンにはかなり耐食性があるが、今津発電所の復水器におけるがごとき化学腐食には必ずしも充分な耐食性を有していないことがわかつてき。

更に住友の発明になる K.S. 青銅（ニッケルとコバルトを含有する特殊青銅）が腐食に対しかなりの耐食性を有していることなどがあきらかになった。これらの実地試験の成果は復水器管の新時代化への第一歩ともなり、また復水器管腐食問題の近代科学的解明への足掛りともなつて次期に、その成果がかがやかしく発揮される。

大正元年より昭和35年までの約50年間に本邦の事業用火力発電所設備に使用された復水器管についての住友の記録から各期間別に、また使用復水器管合金別に統計してみると第1表の結果となる。

第2表はさらに設備出力、復水器および復水器管の性能の変遷を表わしたものである。

4. 発達期（昭和元年～昭和20年まで）

4・1 前期（昭和10年まで）

昭和年代に入り、国産タービン発電装置も模倣時代をさり、実用期に入ると共に火力発電所も増加し出力総計百万kwを越すに至つた。復水器管も前期につづき新耐食復水器管の誕生への努力とその実用化への時代に移行すると共に、管の製造技術にも新しい革命的方法がとられるに至つた。

まず前期後半にはじまる復水器管腐食研究の面はつぎのごとくである。

(1) 山口県電気局宇部発電所

昭和2年同発電所 4,000kw A.E.G. 復水器のアドミラルティー黃銅復水器管が漏洩事故頻発し、これの対策の一つとして K.S. 青銅、および製管方式をかえたアドミラルティー黃銅の実地試験を開始した。しかし本復水器の腐食は復水器管の取替えではなく、陰極防食法の採用により解決された。このように復水器管の腐食問題が復水器管の材質的検討以外にカンバーランド法などの陰極防食技術によつても解決が得られるという貴重な研究例を与えている。

(2) 中国合同電力 宇野発電所

昭和2年 5,000kw ユングストロームタービン付属復水器に使用せる錫メッキアドミラルティー黃銅復水器管に激しいエロージョンが生じた。本復水器管の事故が復水器装置

全般の構造に関するいわゆるエロージョンによることが冷却水の空気測定、水路ポンプなどの点検からあきらかになつたが、根本的対策は簡単にはとれないで挿入本数の8割が16ヶ月で漏洩をきたした状況であった。従つて数次にわたる各種耐食材料の実地比較試験が行われた。実地試験には研究試験室試験により耐食性優良と認められたK.S.青銅、各種アルミニウム黄銅、ニッケル入りアルミニウム黄銅、燐青銅、20%キュプロニッケル、30%キュプロニッケル、洋白、四・六黄銅(マンツメタル)、アルミニウム青銅などが選ばれた。エロージョンに関するこれらの実地試験は欧米にも例をみない有意義な試験であり、これらの試験からキュプロニッケルおよびアルミニウム黄銅が特に耐エロージョン性がすぐれていることなどが判明した。この結果から本復水器には経済的にも有利なアルミニウム黄銅

系の復水器管(アルブラックの初期のもの)が採用されて、ついに本復水器腐食問題も解決をみた。これは耐食材料による復水器管腐食問題解決の輝しい一例である。

(3) 南海電気鉄道 堺発電所

昭和4年、コングストローム5,000kwの復水器の七・三黄銅復水器管が脱亜鉛腐食をともなうDeposit Attackでかなりの漏洩事故を生じた。これが解決のためアルミニウム青銅、洋白、20%および30%キュプロニッケル、K.S.青銅などが実地試験管として試験された。これらの試験管の実績からアルブラックが採用されて問題の解決をみた。

以上の諸実地試験以外にも単純なる黄銅やアドミラルティー黄銅にかわるこれらの新時代の耐食復水器管の実用性をみいださんとする実地試験が、昭和4、5年頃東邦電力名島発電所、エロージョンによる腐食事故を生じていた日本

第1表 大正元年より昭和35年までの50年間に日本事業用火力発電所に設備された復水器管期間別設備本数/比率

管材 △ 期 間	大正 元年~10年	大正 11~15年	昭 和 元年~5年	昭 和 6~10年	昭 和 11~15年	昭 和 16~20年	昭 和 21~25年	昭 和 26~30年	昭 和 31~35年	総 計
アドミラルティー黄銅	324.38 (100.0)	75,186 (83.5)	128,505 (94.3)	59,205 (42.2)	144,483 (49.3)	—	—	9,612 (5.0)	—	449,429 (28.8)
マンツメタル	—	11,962 (13.2)	2,680 (2.0)	—	—	—	—	—	—	14,642 (1.0)
ネーパル黄銅	—	3,043 (3.3)	5,000 (3.7)	10,300 (7.4)	—	—	—	—	—	18,343 (1.3)
アルミニウム黄銅 (輸入)	—	—	—	—	—	—	—	12,707 (6.7)	40,482 (8.1)	53,189 (4.3)
アルミニウム黄銅 (国産)	—	—	—	6,570 (4.7)	—	—	—	20,091 (10.5)	55,416 (11.0)	82,077 (5.6)
アルブラック	—	[5,720]	[20,926]	64,030 (45.7)	147,893 (50.7)	53,610 (100.0)	26,392 (1000)	147,744 (77.8)	406,002 (80.9)	845,671 (59.0)
合 計	32,438 (100.0)	90,191 (100.0)	136,113 (100.0)	140,105 (100.0)	292,376 (100.0)	53,610 (100.0)	26,392 (100.0)	190,154 (100.0)	501,900 (100.0)	1,463,351 (100.0)

注: () 内は比率

[] 内は昭和10年までにアドミラルティー黄銅、マンツメタルおよびネーパル黄銅の換装にもちいられたアルブラック

第2表 50年間の設備出力、復水器管諸性能の変遷

	大正 10年まで	大正 15年まで	昭 和 5年まで	昭 和 10年まで	昭 和 15年まで	昭 和 20年まで	昭 和 25年まで	昭 和 30年まで	昭 和 35年まで	総 計
設備出力, kw	88,750 (0.9)	292,850 (2.8)	451,180 (4.5)	603,080 (10.3)	1,194,500 (14.0)	248,000 (2.5)	104,000 (1.1)	1,175,000 (12.2)	5,064,000 (51.7)	9,221,360
発電設備数	11	20	30	27	42	10	3	22	48	213
発電設備 1基当たり (平均)	出力, kw	8,070	14,600	15,000	22,300	28,400	28,400	34,700	53,400	105,500
	復水器管 本数	2,950	4,510	4,540	5,190	6,960	5,360	8,800	8,640	10,450
出力, 1,000kw 当り (平均)	冷却面積, m ²	165	140	135	115	110	110	100	90	70
	復水器管 重量, kg	1,600	1,500	1,400	1,100	900	880	910	700	600
	復水器管 本数	370	310	290	240	215	215	250	155	100
復水器管 重量, kg/1本		4.5	4.9	4.9	4.6	4.2	4.1	3.6	4.5	6.1

郵船上海丸と長崎丸などでも行われた。これらは主としてアルミニウム黄銅、キュプロニッケル、アルミニウム青銅などが使用された。

これらの実用試験より得られた成果は現在でも有益であり、間違いないものと認められるものである。
すなわち、

A. 米国機械学会復水器管腐食調査委員会の結論と同じく、復水器管の腐食は同一冷却水、同一復水器管を使用しても復水器管の設計と運転条件がもっとも大きく影響することが認められ、腐食の解決が復水器管の材質変更のみでは困難な場合が多いことなどあきらかになった。

B. 復水器管腐食防止にもカンバーランド法などの陰極防食方法が効果がある場合が多いことも明きらかになった。

C. 欧米にて推奨されている復水器管の錫メッキはエロージョンには効果が認められるが、鍍金の欠陥などにより化学的腐食には耐食性が少ないことが明らかになり、昭和初期以後実用されなくなった。

D. 海水にあらかじめ浸漬せしめて人工的にスケールをつけたアドミラルティー黄銅管は耐食性幾分良好であるが、エロージョンには効果が認められないこともあきらかになった。

E. アドミラルティー黄銅では製管方式の相違、管の硬軟と結晶粒度などの物理的状態の相違、内面状況の相違などは腐食には影響が認められず、耐食性は材料の化学的性質に支配されることが明らかになった。

F. 黄銅にアルミニウムを加えたアルミニウム黄銅系の各種合金は耐食性、耐食性共に従来からの標準復水器管として使用されているアドミラルティー黄銅に比較して非常にすぐれていることがあきらかになった。

G. ニッケルと銅の合金、キュプロニッケルはNi10%、15%、20%、30%などの内、Niの多いものほど耐食性と耐食性がすぐれていることがあきらかになった。なお実地試験成績からはアルミニウム黄銅がキュプロニッケル、磷青銅およびK.S.青銅などよりわずかにすぐれているように認められた。

これらの研究に基づき、耐食性復水器管として住友キュプロニッケル(Ni 30%)が大阪商船うらる丸の復水器管に採用された。またアルミニウム黄銅については各種試作合金による耐食性改善の実験室研究から銅70~80%、アルミニウム1.5~3.0%、残部亜鉛の合金にニッケル(0.5~1.0%)および硅素(0.2~0.5%)を添加した2種のアルミニウム黄銅、アルブラックの特許申請をすると共に、帝国海軍において比較試験が行われた。昭和7年に至り硅素と脱亜鉛腐食抑制のための砒素を添加した特殊アルミニウム黄銅、アルブラックの特許認可が得られ、同時にこの硅素入りアルブラックが海軍復水器管として正式に採用されるに至った。

これを契機として火力発電所復水器管も新時代にうつ

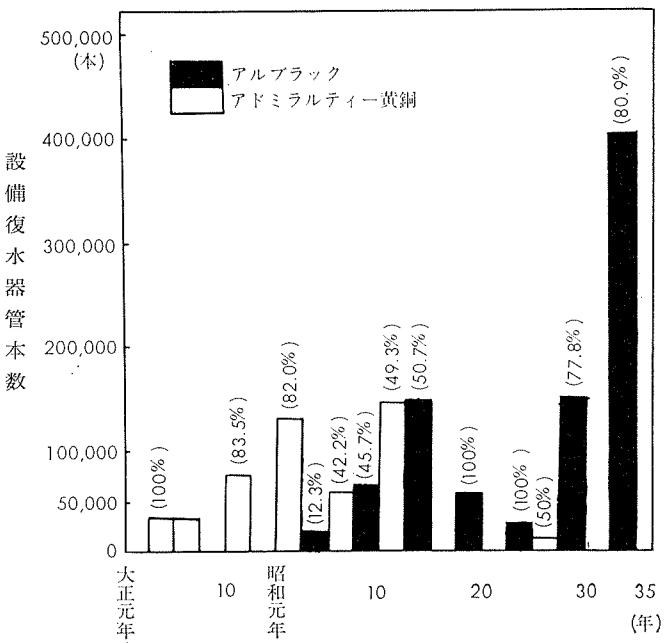
り、アルブラック(現日本工業規格復水器用継目無黄銅管第2種)がアドミラルティー黄銅にかわり標準復水器管となつた。この間の関係は第1図に示すアルブラックとアドミラルティー黄銅の比較から明瞭にうかがわれる。

昭和年代に入り、復水器管の製造技術上の進歩も特筆に値する。すなわち明治末年の国産化に始まり、昭和初期までの復水器管はさきに述べたごとき竹輪型鋸物のマンドレル冷間抽伸法によって製管されており、品質と生産能率上多くの問題をかかえていた。しかし昭和年代には機械工業の進歩は水圧装置にもおよび、水圧穿孔方式が製管に採用されるに至つた。この方式は従来の非能率で铸造欠陥を内部に残すおそれのある中空鋸物の冷間抽伸にかわり、高能率な丸棒鋸物を高温で水圧プレスにより穿孔し、铸造欠陥のない素材から冷間抽伸が能率よく出来ることになり、本邦製管史上始めての大革新が行われ、製品性能の飛躍的向上がみられるに至つた。

更に昭和5年以降は水圧プレスの性能向上から、高温加熱した丸棒鋸物を穿孔だけでなく、押出加工により一度に細径の素管に加工することが可能となり、近代製管方式が実用化されることになった。この押出加工方式はきわめて高能率であると共に、品質も均一なものが得られる。これらの熱間加工技術の著しい近代化と共に冷間抽伸加工技術も進歩し、芯金として従来のマンドレル方式から玉抽きといわれるプラグ方式が本期間に実用されるに至つた。

本期間に従来の両端フエルールによる復水器管取付方式から冷却水入口側のみ拡管する取付方式、更には両端とも拡管する取付方式へと変革期にあたり、拡管作業のため管端部のみ軟かくする管端軟化方式が広く採用されるに至つた。

第1図 50年間における事業用火力発電所復水器管の変遷
(アルブラックとアドミラルティー黄銅の比較)



本期においては膨大なる研究によりつくられた耐食性復水器管アルブラックの実用化と、本邦金属加工業界においてはじめての近代製管方式、すなわち水圧押出、プラグ冷間抽伸および熱処理方式など当時諸外国においても実用化が困難視されていたものを、多額の経費と多大の技術的努力により実地に採用出来たなど復水器管の歴史においても輝しいものであった。

なお、これらの研究と製管方式の近代化は住友の特殊高級材料に対する全社的熱意と海軍をはじめ電力、造船など各界の有形、無形の援助のたまものであり、発電設備としては単なる一素材にすぎないが、当時の世界技術水準をこえる復水器管を提供出来た。

4・2 後期（昭和20年まで）

世界情勢の緊迫と共に工業水準の向上著しく、電力需要の増大も著しいものがあった。新設発電設備はほとんどが、25,000kw以上となり、昭和12年には75,000kwと当時の世界水準を抜く発電設備がつくられた。

復水器管においても需要が増大し、アドミラルティー黄銅管は14万本、アルブラックは20万本も装備されるに至った。特に昭和16年以降はアドミラルティー黄銅を装備する発電所は皆無となり、復水器管の耐食性が重要視されるに至った経過がわかる。また当社の有する特許アルブラックの復水器管としての優秀性が認められたこともうかがわれる。

本期における復水器管腐食問題の研究活動は第2次世界大戦への影響で全般的に繁忙にあけられたため、昭和初期のごとき発電所実地試験などの直接的研究活動は行えず、研究室的活動に終った。この内住友伸銅所構内に昭和6年建設された写真1に示すモデルコンデンサー（外径19mm、長さ1,000mm管100本装備）で腐食研究が開始され、昭和13年までに多くの外国製復水器管や試作耐食合金の実地規模での試験が行われ、多くの優れた成果が得られた。

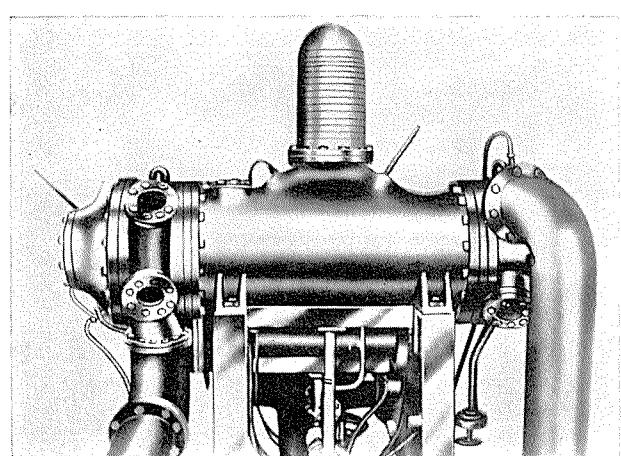


写真1 大阪安治川、住友伸銅所に設けられた
モデルコンデンサー（昭和6年）

A. 英国製不銹鋼復水器管（13Cr鋼）が耐食性もっともよくないことがわかった。

B. ニッケル、クロム、錫や多量の硅素などを含むアルミニウム黄銅管（試作管および英米製品）はアルブラックに比し、優れたものでないことがわかった。

C. 外国製30%キュプロニッケルおよび特殊なアルミニウム青銅の内にはアルブラックよりやや優れた耐食性を示すものもあるが、価格や製品品質安定性など考えると必ずしも実用復水器管としての利点はないことがわかった。

D. 各種復水器管に人工疵をつけて試験したが、疵が腐食を促進せしめていない事が明らかになった。

以上のごとき実地復水器では得難い諸結果が得られ、次代復水器管腐食問題の解決への有力な手掛りを与えた。復水器管の製管技術面では前期末以来の水圧押出機による熱間加工法とプラグ抽伸による冷間加工法が確立され、更に近代的鋳造方式の開発とあいまって、アルブラック復水器管に対する当時の膨大な軍需、民需をまかなう事が出来た。

5. 躍進期

5・1 前期（昭和30年まで）

第2次世界大戦の終末による経済的混乱下に発電設備の復旧につとめた前半期と、その後の景気の伸張による発電設備の近代化の後半期とに分けられる。

前半期においては復水器管の需要もなく、技術的にも空白に等しい時期であった。しかし後半期の九州電力築上発電所に始まる発電所設備の近代化、すなわち蒸気温度、蒸気圧力の向上は復水器管にも従来以上の高能率化が要求されるに至った。しかし本期間ににおいても復水器管はアルブラック約17万本が設備されており、技術上の問題はほとんど無かった。

しかし製管技術上では発電設備の近代化への発達にそなえる製管設備の新設と改造がはじまった。すなわち復水器の冷却面積を、復水器管の単長を従来の7m以下から9m、更には15mを越すように長くすることで増大せしめる傾向が著しいから工場の生産設備、運搬設備は新方式、長尺化に改造された。例えば従来の抽伸機にかかる高能率のピルガロールなる管の圧延方式の冷間加工機（写真2）や従来からのバッチタイプ電気炉にかかる連続光輝焼鉄炉（写真3）などの新設備がつくられた。特に前者は抽伸加工では得られない高度の冷間加工を行い、品質の均一性が更に向上了。また光輝焼鉄炉の採用は熱処理時間の短縮による高能率化と、従来とかく問題であった性能のバラツキを少なくする画期的進歩であると共に、中性ないしは還元性雰囲気下に加熱するため酸化スケールが出来なく、酸洗浄工程を省略出来るなど著しい製管方式近代化となった。復水器管の性能については昔からかなり硬質に仕上げ、抜管取付のための管端軟化が通常行われたものであったが米国規格によると本邦より軟質であり、管端軟化が行われない全

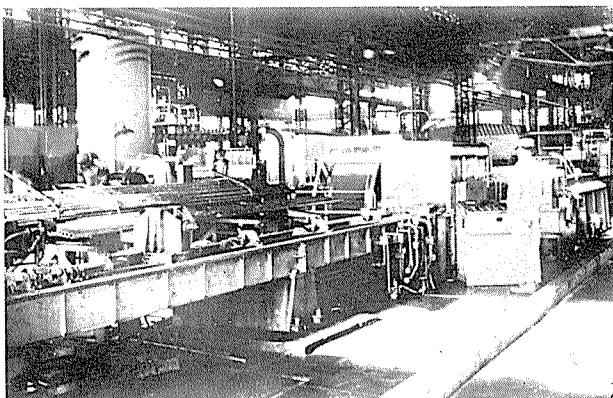


写真 2 近代的圧延方式製管機ピルガーロール

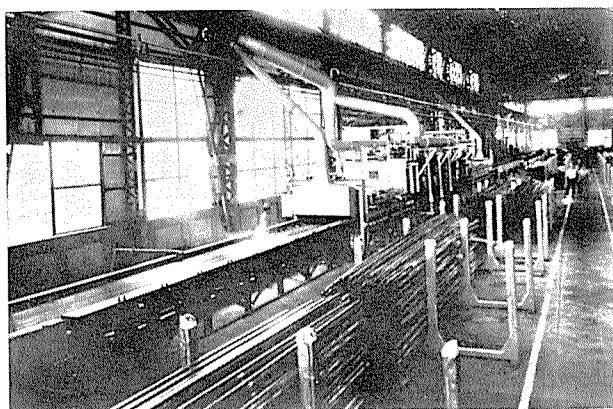


写真 3 近代的連続光輝焼鈍炉

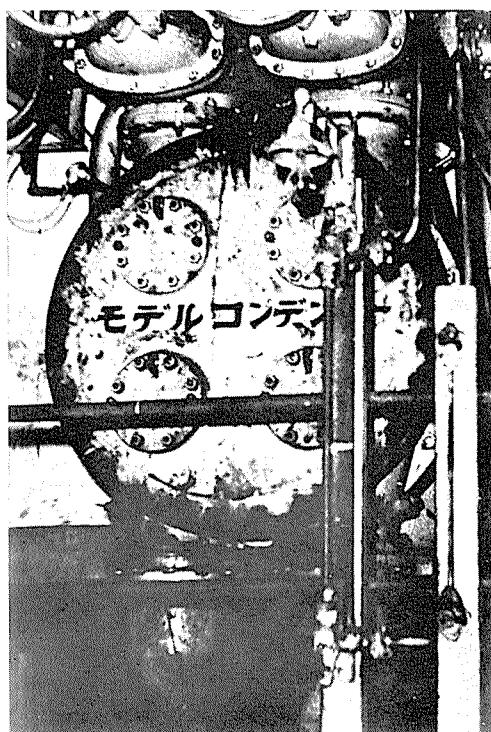


写真 4 中部電力名港発電所に設けられた実用モデルコンデンサー (昭和29年)

長焼鈍管が用いられており、本邦新鋭設備においてもこれらの軟質管が採用される傾向が生じ、この面の技術的研究にとりかかった。

つぎに復水器管と同じく銅合金管を使用している給水加熱器管は抽気温度上昇、給水温度上昇および給水圧力増大により、従来のアドミラルティー黄銅やアルブラックなどでは高温強度がやや不足するため新たにキュプロニッケルが使用された。これらの管は住友においては昭和初期に生産実績を有しており、多くの製管技術上の問題を解決し、再び国産化に成功して75,000kw、80kg/cm²級以上の発電設備の給水加熱器管に住友のキュプロニッケルが使われるに至った。

復水器管腐食問題はアルブラックの採用でほとんど皆無となったが、復水器管の高能率化、近代化にそなえ、あらたに昭和29年中部電力(株)名港発電所の一号所内機に併設せる実用モデルコンデンサー(写真4)で諸外国規格復水器管の比較試験を開始した。これらの試験管のうちには住友が昭和初期に開発し、経済的事情から広く採用されなかったニッケル10%と30%を含有するキュプロニッケルがあり、このキュプロニッケルは第2次大戦中英米で艦船復水器管に採用され、また戦後米国では海水を冷却水とする復水器管に採用された。

このモデルコンデンサーは外径19mm、長さ2,000mm管、470本が装備されて流速2~3m/secにて約6,300時間運転され、次の成果が得られた。

A. アドミラルティー黄銅が激しい漬食を呈した以外にキュプロニッケルやアルブラックはほとんど腐食しない。

B. アドミラルティー黄銅にはインレットアタックや局部漬食その他実用復水器管に認められるものと同じ各種腐食形態のものが生じたが、いずれも漬食現象と類似しており、復水器管の腐食は流速に支配されることが大きいことがあきらかになった。

C. アルブラック、10%キュプロニッケル、アドミラルティー黄銅などの最終熱処理温度の相違、硬さの相違、微量不純物の量的差異および製管上の内面欠陥などは復水器管の腐食に関係しない事もあきらかにした。

これらの腐食問題の研究成果は製管設備の近代化と共に次期の発電設備の飛躍的近代化にそなえる布石となっていた。

5・2 後期（昭和31年以降）

本期においては経済の伸張著しく、電力需要の急激なる増大は水力発電にかわり火力発電をもって対処するに至り、火力発電所の大容量化はますます進んで来た。66,000kwにはじまる新鋭火力設備は順次容量の増大をきたし、75,000kw、125,000kw、175,000kw、220,000kwと増大し、350,000kwの発電設備も稼動するという盛況を呈するに至った。

復水器管の需要も著しく伸び、1年に10万本以上の使用をみるに至った。復水器管も単長9mが標準化し、東京電

力横須賀発電所においては 18.2m 長さのものが採用された。管の材質はアルブラックが 81% を占めて本邦の標準復水器管となっており、アドミラルティー黄銅は全く使用されていない。

復水器管の腐食問題としては新鋭火力発電所の大都市周辺集中のため、新たな腐食問題が生じて来た。すなわち、東京の隅田川口、目黒川口、名古屋港、大阪の木津川口などの都市排水の混入せる河海水を冷却水としている復水器管に使用せるアルブラックやアルミニウム黄銅などが、年間 0.2~0.4mm 深さの点食を生じ、2~3 年で復水器管の換装を要する事態が生じつつある。隅田川水系の新東京火力発電所のアルブラックや英國製ヨーカルプロ（英國製アルミニウム黄銅）の例からみると河川の汚濁の年々の進行と共に腐食速度も昭和 31~32 年には 0.05mm/year、昭和 33~34 年には、0.2mm/year、昭和 35 年以降では 0.4mm/year 以上と増大し、今後の進行が心配されている。

このような都市下水、工業廃水による公共水域の冷却水有機物汚染は英米においても復水器管腐食問題に関係する未解決の重要課題となって研究されており、結局排水処理による水質浄化以外に適当な対策がない現状である。本邦における冷却水の汚染は都市周辺では避けられず、大容量発電所の都市集中により年々問題も大きく、水質浄化対策も中々とり得ないので復水器管の検討以外には簡単な対策がない状況である。かかる新しい事態に対して住友では電力会社の援助により、いちはやく昭和 33 年関西電力（株）、大阪火力発電所構内に木津川汚染水用モデルコンデンサーを、また昭和 34 年東京電力（株）新東京火力発電所構内に隅田川汚染水用モデルコンデンサーを設置し、汚染水耐食材料の開発と汚染水腐食機構とその防止対策の研究を開始した。

これらの研究は現在も引続いて行われているが、現在までの研究成果はつぎの諸点であり、問題解決へ一步づつ前進している。

A. アルブラック、アルミニウム黄銅、アルミニウム青銅、あるいは各種不銹鋼のごとき表面被膜による耐食材料は点食型腐食を生じ、汚染冷却水には概して適していない。

B. キュプロニッケル、モネルなどの合金自体の化学的性質による耐食材料は概して均一腐食を生じ、被膜型合金よりはすぐれているが完全な耐食性は期待出来ない。

C. 腐食は硫酸塩還元性バクテリヤによる硫化物が主として作用し、復水器管内のバクテリヤの繁殖基盤となり、また腐食性硫化物を含む有機質汚泥を掃除して除き、管内に長期間沈着せしめないようにすると腐食は少なくなる。また陰極防食法によっても防止出来るが、実際の適用はきわめて困難である。

これらの研究成果と数百種にもおよぶ試作復水器管用銅合金の各種試験結果とから得られた新耐食性復水器管採用と、管内沈着汚泥を除くための特殊スponジボール掃除方

式（タブロゲー法）の採用により、汚染水腐食問題の解決も近いものと考えられる。現在実用復水器において、新耐食合金とスponジボール防食法が試験されており、近くアルブラックにかわる汚染水用耐食新合金（例えば SK-8 合金）により現在最大の復水器管腐食問題も解決されるものと期待されている。

次に復水器管腐食問題としてとりあげられている潰食問題がある。近年の大容量発電所の復水器は往時に比べ、出力に対する冷却面積が著しく少くなり、大正年代の 1/2 ないし 1/3 になっている。もちろんこれは復水器構造の進歩とアルブラックのごとき耐食材料の使用から來たものであるが、他面冷却水速の増大も起きたしている。更に冷却水ポンプ、水室構造の変化や冷却水の塩素処理などから少数の復水器に、昭和初期の宇野発電所にみられるごときエロージョンが生じ対策が求められている。また清浄な海水においては水路に貝類の繁殖をきたし、貝殻が復水器管内に充塞し局部的乱流を生じて潰食のため漏洩をきたすことも多くなり、この面からも潰食対策が求められている。

発電所設備の高温高圧化はボイラー給水処理においても著しい変革が生じ、給水処理剤も揮発性の各種アミンやヒドラジンのごとき窒素有機化合物が使用されている。これらの給水処理剤がボイラーにて一部分解して生じたアンモニアによる復水器管の外面腐食も新しい復水器管腐食問題となってきた。

同様に給水加熱器も高温高圧のため、先期に用いられたキュプロニッケルでは 100 kg/cm^2 以上では高温強度が不足することと、起動停止とともに酸化現象により、漸次ニッケル銅合金（商品名モネル相当品）にかわってきた。

この合金は従来の銅合金とはことなったニッケルを主体とする合金で製管技術上種々の困難がある。しかし住友においては全社技術者の総力をあげてこれの解決に努力し、昭和 33 年、新式のユージン法熱間押出機、特殊熱処理炉などの採用で国産化に成功し、新鋭火力発電所の給水加熱器管として御使用頂いている。

全般的な製管技術については、前期末の新鋭製管方式が軌道にのり、先に述べた 18.2m のアルブラック管も生産された。またかかる長尺管の検査方式の開発の努力も実を結び、昭和 31 年以降電磁渦電流を利用した非破壊検査器も実用出来るようになり、従来以上の精密な検査が行われ、製品品質の向上も得られるに至った。

火力発電設備はその単機出力の著しい増大に示されるごとく、著しい飛躍、進歩がみられたが、復水器管においても本期は製管設備の著しい近代化により年間 5,000ton におよぶ生産が可能となると共に品質均一化も得られた。しかし発電設備の革新は復水器管に従来経験しない過酷な使用条件を与え、先に述べた新たな腐食問題を生ずる場合も出てきた。従って使用環境の面からもこの過酷化をへらす努力がござれているが、また万能な高級復水器管の開発の必要性も増大し次期の復水器管の進歩へとたゆまざる努力

がはらわれている。

6. 結 び

火力発電設備の進歩はとどまるところがなく、これにともなう復水器も性能向上が著しく、復水器管もその製管技術の改良や、過酷な条件に耐えるより良き耐食性復水器管の開発と進歩もとどまるところがない。

明治42年にはじめて復水器管の国産化に成功した住友軽金属工業株式会社はそれ以来50年をこえる復水器管の製造と耐食合金の研究開発、復水器管の腐食事故の解明に対する努力によりアルブラック、キュプロニッケル、ニッケル銅合金とつぎつぎ現在の火力発電設備に使用される標準熱交換器管を生み出し、その需要の過半をまかなわせもらっている。しかし復水器管にしても給水加熱管にても発電設備の進歩変革にともない、多くの問題がつぎつぎ生じてくる現状からみて、生産技術の改良、品質向上と新製品などとさらに多くの研究課題があり、過去において一步一歩とその解決を得たごとく、現在も改良研究がつづけられており、時代の要求に答えられるべく努力が行われている。

R-36

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 5, No. 1, Jan. 1964

アルミニウム合金製テーパ型照明柱アルポールの
強度について

竹内勝治
中村

住友軽金属工業株式会社

アルミニウム合金製テーパ型照明柱アルポールの 強度について

竹内勝治* 中村授**

On the Strengths of Aluminium Lighting Columns

by Katsuzi Takeuchi and Sazuku Nakamura

Recently, lighting columns of steel and aluminium alloy have been used for throwing light on high-ways, streets and others. With the aesthetic appearance of roads coming ever more into our consideration, aluminium tapering columns are required, and they resist strongly to surface corosions. It means that they keep always the fine views of themselves without making up.

In this report, the authors have studied on the static bending strength of "Al-pole SA8" and the characteristics in the dynamic motion, that is, free vibration and forced vibration, of "Al-pole SAR7B", and the obtained results are, for example, as follows :

- (1) When the both Al-poles have been subjected to static load on equal terms of standing against 60m/sec wind, any kinds of failure are not detected.
- (2) The characteristic frequencies in bending or torsional motions of Al-pole SAR7B having 17kg weight illuminator are:

Fundamental frequency in bending motion: 1.7 c/sec

Secondary frequency in bending motion: 4.5 c/sec

Natural frequency in torsional motion: 1.6 c/sec

- (3) The excited vibration of Al-pole SAR7B would not occur unless it subjected to the alternating forces with limited range close to its own characteristic frequency. In practice, the frequency of these alternating forces is determined by the natural frequency of which lighting columns are built on. The stress on every portion and the displacement at top of the column are out of the question on account of negligible small except that it excute a excited vibration.

1. 緒 言

最近、高速道路をはじめとして一般道路、商店街、公園工場、学校などにおける照明が重要となり、外観上の美しさが要求されるにつれて従来の段付き照明柱に代ってテーパ型照明柱が使用されるようになった。しかも、欧米各国における近代的な照明柱はほとんどアルミニウム合金によって製作されている。¹⁾ アルミニウム合金製照明柱は同程度の強度をもつ鉄鋼製のものと比べて重量がおよそ1/2ないし2/3になるので建設工事費が安くなり、また、その表面が光沢をもち、かつ、腐食のおそれが少ないので塗装する必要があまりない。これは維持費が非常に安いことを意味しており、海岸付近その他の腐食を受けやすい環境に設置した場合はアルミニウム合金製照明柱が鉄鋼製のものよりも格段と優れている。

本報は耐食アルミニウム合金1種熱間圧延上り板を用いて製作したテーパ型照明柱「アルポール SA8 および SAR

7B」の2種類について、風速60m/secの条件下で強度的に耐えうるか検討するために静的曲げ試験を行ない、また、橋梁などに設置するとおこりやすい振動の問題に関する資料を得るため行なった自由振動および強制振動の各実験結果を述べる。

2. アルポールの材質ならびに構造

実験に供したアルポール SA 8 および SAR7B の各寸法はそれぞれ第1図と第2図に示す。照明柱の素材は JIS H4104、耐食アルミニウム合金1種熱間圧延上り板、厚さ6mmであり、成形加工した後 MIG溶接（溶接芯線は同

第1表 引張性質¹⁾

試験片	耐力, kg/mm ²	引張強度, kg/mm ²	伸長率,%
非溶接部 ²⁾	18.4	22.9	18
溶接部 ³⁾	10.3	19.7	18

1) JIS Z2201, 12号試験片(継方向に採取)

2) 引張性質に曲げ加工の影響が現われている。

3) 片面は肉盛部がついている。

* 研究部 工学博士

** 研究部

材質線材)によって照明柱を製作した。第1表は後述する実験を終了した後、照明柱の溶接部および非溶接部から試験片を採取して引張性質を測定した結果の1例を示す。

なお、アルポール SA8 はその先端にアームおよび灯具をつけて使用するわけであるが、本実験ではそれらをつけてないで静的曲げ試験に供した。SAR7B は重さ 17kg のハイウェイ型灯具をつけた完全な姿で振動試験を行なった。

3. 実験方法

3.1 静的曲げ試験

実験は前述の第1図に示す位置①～⑥、計6ヶ所に金属抵抗線ヒズミゲージ S₂₁ (新興通信工業(株)製)を軸方向に貼りつけたアルポール SA8 を水平にして、その底部を治具にボルトで固定し、先端に 20kg おきに 350kg まで負荷した場合における各位置のヒズミを静ヒズミ計で、同じくタワミ量はカセットメータ (精度 0.01mm) を用いてそれぞれ測定した。負荷の状況は写真1に示す。なお、使用した計器はつきのようである。

- 1) 静ヒズミ計 PS7-L型 (新興通信工業(株)製)
- 2) 交流電源装置 PS7-E型 (同上)

本実験のように片持チ架とすると、無負荷の場合でも供試材の自重が作用する。計算した結果によると自重による底部の最大応力はおよそ 2.1kg/mm²、先端のタワミ量は 33.6mm となる。実験は自重による影響がないものとして

行なった。

3.2 振動試験

3.2.1 ヒズミ測定位置と使用計器 ヒズミ測定位置は前述の第2図に示す。抵抗線ヒズミゲージ S₂₁ の①ないし④は軸方向に、⑤と⑥は軸に対して 45° 方向にそれぞれ貼付し、加速度計は灯具上の2方向に設置した。主な使用計器はつきに示す。

- 1) 動ヒズミ計 DS6-MTH型 (新興通信工業(株)製)
- 2) 直流増幅器 DS6-PAT型 (同上)
- 3) ペン書きオシログラフ 特EO-6型 (渡辺測器(株)製)
- 4) 加速度計 VA-10G-120型 (新興通信工業(株)製)
- 5) 電接時計 EC型 (梅北製作所製)

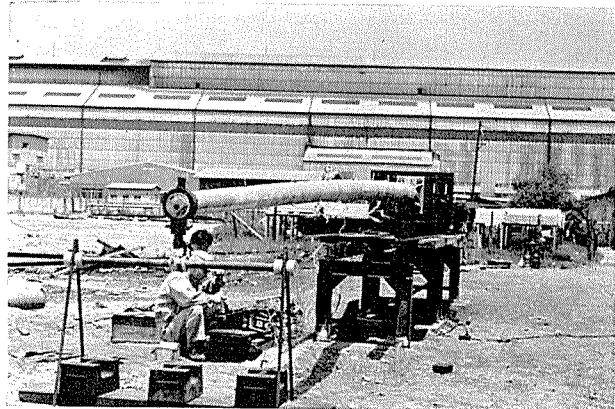
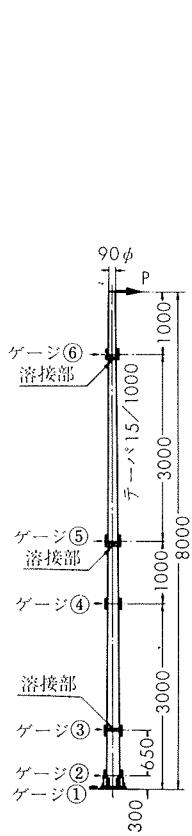
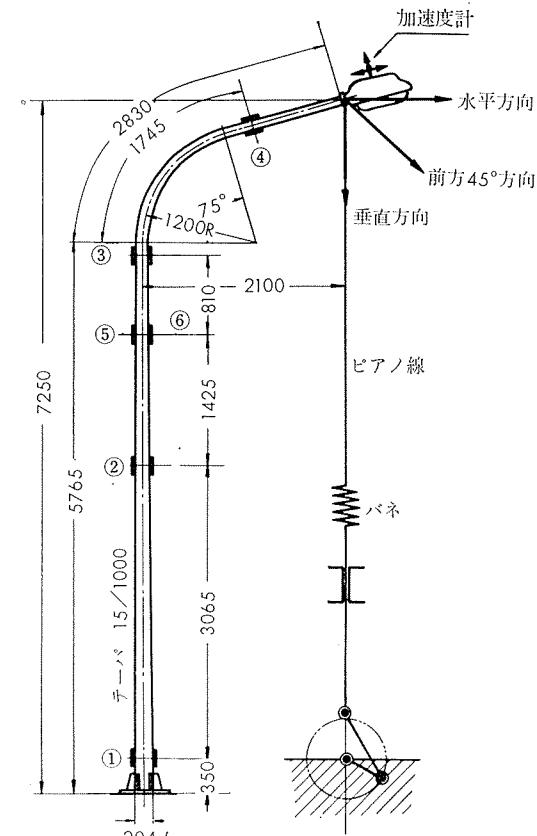


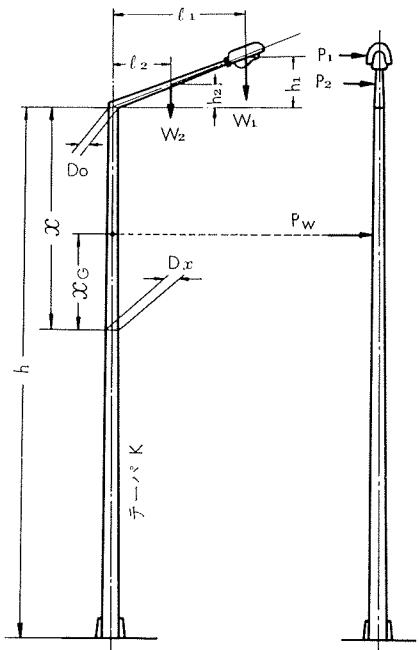
写真1 静的曲げ試験



第1図 アルポールSA8の寸法と抵抗線ヒズミゲージの位置



第2図 アルポール SAR7Bの寸法、抵抗線ヒズミゲージ、加速度計位置および負荷方法
(○印は抵抗線ヒズミゲージを示す)



第3図 記号の説明

3・2・2 自由振動 実験は灯具の付け根に対してそれぞれ垂直方向、前方45°方向、水平横方向に静荷重をピアノ線を通じて与え、つぎにピアノ線を切断して照明柱に自由振動をおこさせた。その際におけるヒズミおよび灯具の加速度を時間の経過とともに記録した。なお、静荷重としては10kgおよび20kgをえらんだ。

3・2・3 強制振動 加振装置の概略は第2図にあわせて示す。すなわち、クランク機構を用い、灯具の付ヶ根をピアノ線およびバネ常数の小さいバネを介して垂直方向に振幅±20mmの振動を照明柱に与えた。実験は振動速度を無断变速機によって1ないし9c/secの範囲に変え、自由振動の場合と同様に各位置のヒズミおよび灯具の振動加速度を測定した。

4. テーパ型照明柱が風圧によって受ける応力ならびに生じるタワミ量の解析

記号はつぎのように定める(第3図参照)。

h ;	照明柱の垂直部の高さ、mm
h_1, h_2 ;	高さ h からそれぞれ灯具の重心およびアーム部の重心までの高さ、mm
D_o, D_i ;	高さ h における外径および内径、mm
D_x ;	高さ h から x mmの位置における外径、mm
K ;	テーパ度
l_1, l_2 ;	照明柱の中心軸からそれぞれ灯具の重心およびアーム部の重心までの距離、mm
W_1, W_2 ;	灯具およびアーム部の重量、kg
P_1, P_2 ;	灯具およびアーム部に作用する各風圧、kg
P_w ;	高さ h から x mmまでの間ににおける全風圧、kg
χ_G ;	高さ h から x mmの位置と P_w の風圧中心との間隔、mm ただし、 $\chi_G = (3D_o + Kx)x / 3(2D_o + Kx)^2$
風速 Vm/s のもとにおける速度圧 q kg/mm ² は	

$$q = \frac{V^2}{16} \times 10^{-6} \quad (1)$$

であるから、風力係数を C 、受圧面積を A mm² とすると高さ h mmから x mmまでの間に作用する P_w は(2)式で示される。

$$\begin{aligned} P_w &= C \cdot q \cdot A \\ &= C \cdot q (D_o + D_x) x / 2 \end{aligned} \quad (2)$$

h から x の位置における曲げおよびねじりモーメント、すなわち、 M_x および T_x は

$$\begin{aligned} M_x &= W_1 l_1 + W_2 l_2 + P_1 (h_1 + x) + P_2 (h_2 + x) \\ &+ P_w \cdot \chi_G = (W_1 l_1 + W_2 l_2 + P_1 h_1 + P_2 h_2) \\ &+ (P_1 + P_2) x + C \cdot q (3D_o + Kx) x^2 / 6 \end{aligned} \quad (3)$$

* $E = 7000$ kg/mm²として計算した。

$$T_x = P_1 l_1 + P_2 l_2 \quad (4)$$

となる。 x における断面係数を Z_x mm³ とすると、最大表皮応力 σ_{max} kg/mm² は(5)式のようになる。

$$\sigma_{max} = (M_x + \sqrt{M_x^2 + T_x^2}) / 2Z_x \quad (5)$$

断面2次モーメント I_x mm⁴ は

$$\begin{aligned} I_x &= \frac{\pi (D_o + D_i) K^3}{16} \left(x + \frac{D_o + D_i}{2K} \right) \left\{ \left(x + \frac{D_o + D_i}{2K} \right)^2 \right. \\ &\quad \left. + \left(\frac{D_o - D_i}{2K} \right)^2 \right\} \end{aligned}$$

であるから、タワミ曲線の式 $d^2y/dx^2 = -M_x/EI_x$ に周辺条件を入れてタワミ量 y mm を求めると(6)式を得る。

$$\begin{aligned} y &= -Q \left[\frac{1}{2} (h-x)^2 + (M+L)(h-x) \right. \\ &\quad \left. + L(x+m) l_n \frac{h+m}{x+m} + \frac{1}{2} \{ N - M(x+m) \} \right. \\ &\quad \left. \times l_n \frac{(h+m)^2 + n^2}{(x+m)^2 + n^2} - \left\{ \frac{N}{n} (x+m) + nM \right\} \right. \\ &\quad \left. \times \left(\tan^{-1} \frac{h+m}{n} - \tan^{-1} \frac{x+m}{n} \right) \right] \end{aligned} \quad (6)$$

ただし

$$Q = 8Cq / 3\pi E(D_o - D_i)K^2$$

$$L = -(m^3 - am^2 + bm - c) / n$$

$$M = (m^3 - am^2 + bm - c) / n + a - 3m$$

$$N = 3m^2 - 2am - n^2 + b$$

$$a = 3D_o / K$$

$$b = 6(P_1 + P_2) / CqK$$

$$c = 6(P_1 h_1 + P_2 h_2 + W_1 l_1 + W_2 l_2) / CqK$$

$$m = (D_o + D_i) / 2K$$

$$n = (D_o - D_i) / 2K$$

5. 実験結果および考察

5・1 静的曲げ試験

アルボール SA8について測定したヒズミまたはそれより算出した応力*を第4図に、タワミを第5図にそれぞれ測定位置との関係において示す。各図に破線で示したヒズミならびにタワミは風速60m/secの場合(Cは0.8とする)における計算値であり、(5)および(6)式においてアルボールSA8に

$$W_1 = 10\text{kg}, \quad W_2 = 7\text{kg/mm}^2, \quad P_1 = 25\text{kg/mm}^2,$$

$$P_2 = 15\text{kg}, \quad l_1 = 2000\text{mm}, \quad l_2 = 1000\text{mm},$$

$$h_1 = 730\text{mm}, \quad h_2 = 365\text{mm}$$

のアームおよび灯具をつけたものとして求めたものである。

以上の結果から明らかなように、アルボールSA8は風速60m/secの条件に充分たえ得る。すなわち、風速60m/secにおける応力およびタワミ量は先端 h に100kgの負荷を与えた場合にはほぼ等しく、その際の応力はおよそ6kg/mm²以下で素材の耐力の1/3、溶接部の耐力の2/3程度以下の値である。割れは350kgまで負荷しても見受けられなかった。

つぎに、実験値と計算値は第4図および第5図に見られるようにほぼ一致したが、負荷が200kg以上になると溶接

部に若干の塑性変形がおこり、そのために測定位置③、⑤および⑥におけるヒズミが計算値より大きい。また、底部の補強リブの先端の溶接部付近（測定位置②）は応力集中がおきるのでヒズミが計算値より大きい。

以上のようにアルポール SA8 は風速 60m/sec の条件に対して充分な静的強度をもつが、実際にどの程度の風速が照明柱に作用するか考えてみる必要があろう。風速 60m/sec は日本照明器具工業会の設計基準 JIL1001(1962)に基づいたものであるが、このような風圧が作用することはきわめてまれである。すなわち、第 2 表は1925年から1954年に至る間の本邦における 10 分間平均風速の測定結果を示し、第 6 図は30年以上の記録から統計的に処理して求めた再現期間 (Return Period) 30 年または 50 年の瞬間最大風速の分布を示す。再現期間 T 年の年最大風速 $X \text{ m/sec}$ とは T 年間に平均 1 回の割合で年最大風速が $X \text{ m/sec}$ を超えることが期待されるものであり、この場合の 1 回とは風速の 1 サイクルを意味するものではなく、1 日、すなわち、24hr 内における瞬間最大風速 1 つを表わしている。以上の文献からみて、照明柱が受ける風速は 40 ないし 50m/sec を予想しておけば実用上は差支えないものと思われる。

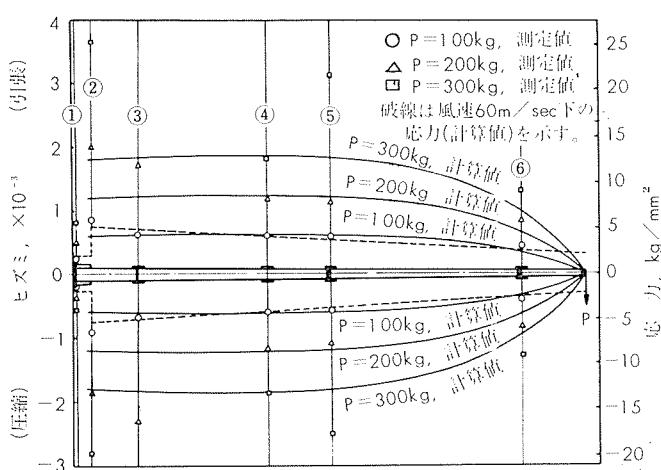
5・2 振動試験

5・2・1 自由振動試験 実験結果は第 3 表に示す。このような実験においては、最初に 1 次と 2 次の固有振動数の

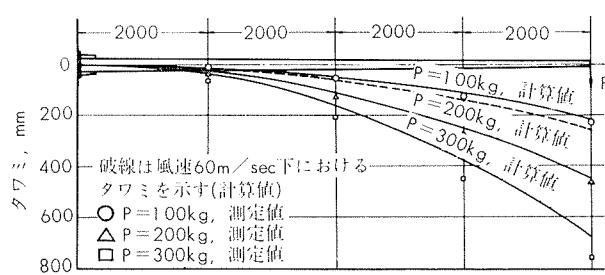
合成した波形が得られるが、2 次波は早期に消滅し、1 次固有振動数の波形のみになる。第 7 図は 1 例として垂直方向（静荷重 20kg）に実験した場合の応力波形と灯具加速度波形を示し、第 8 図はその減衰を示す。

第 2 表 30 年間における 10 分間平均風速の観測例 (斎藤³⁾)

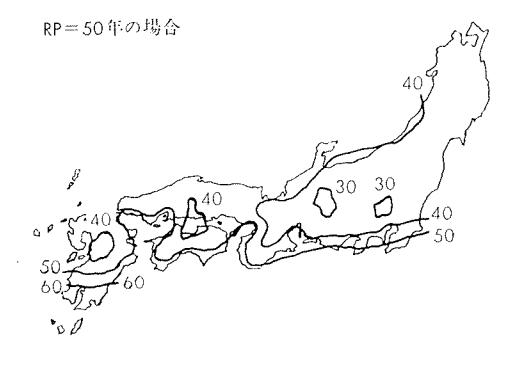
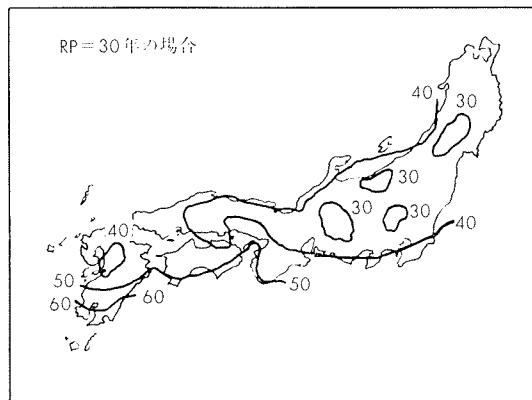
分類		風速, m/sec	
順位 1	山岳	富士山頂	66.7
		伊吹山	56.2
順位 2	太平洋の島々	鳥島	55.3
		屋久島	43.8
順位 3	太平洋に突出する岬	銚子岬	44.3
		室戸岬	43.6
順位 4	関東以西の大西洋岸	勝浦	42.8
		高知	38.2
順位 5	北海道の日本海岸	寿都	49.8
		留萌	36.7



第 4 図 先端負荷時の応力



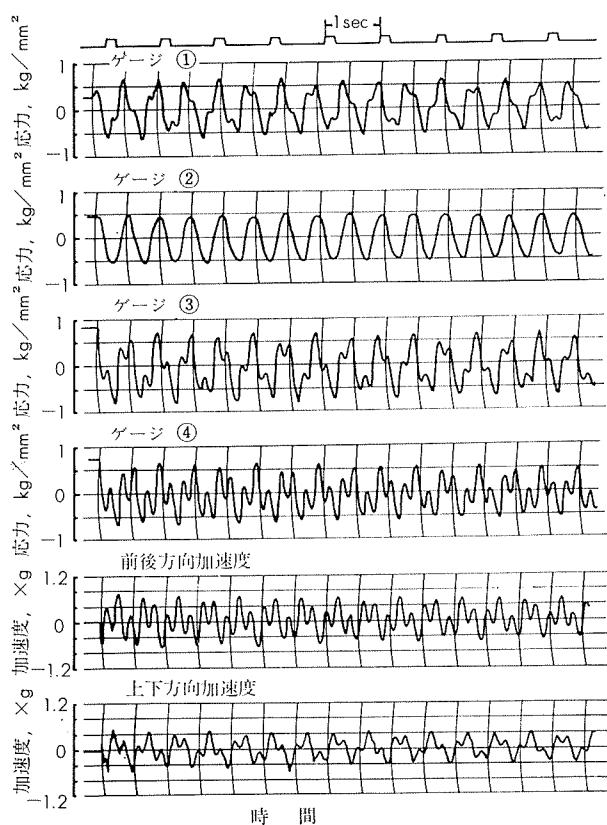
第 5 図 先端負荷時のタクミ量



第 6 図 再現期間 30 年および 50 年に対する瞬間最大風速 (斎藤³⁾) (数字は風速 m/sec を示す)

以上の結果からみると、アルポール SAR7B の 1 次固有振動数は振動方向によって若干の相違があるがおよそ 1.7 c/sec であり、その際に照明柱各部におこる応力は 1 kg/mm² 以下できわめて低い。

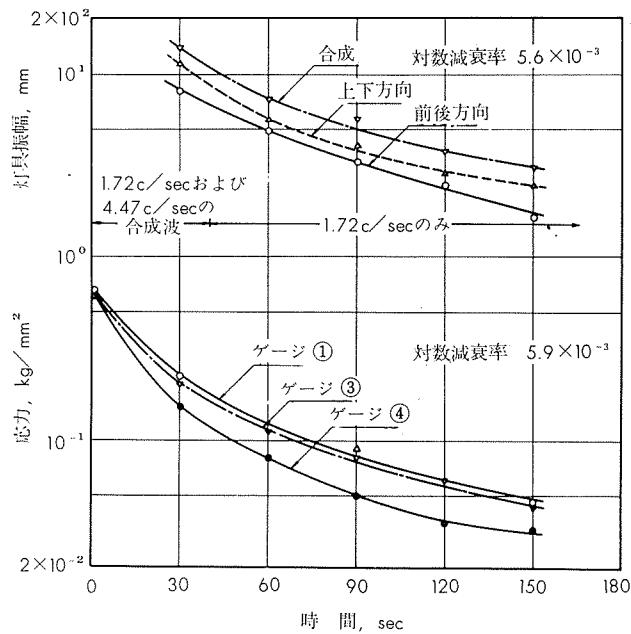
灯具のタワミの対数減衰率は静荷重 10kg で垂直方向に振動させた場合がおよそ 4×10^{-3} 、同じく 20kg の場合が 5.6×10^{-3} であった。応力の対数減衰率はそれぞれ 3.4×10^{-3} (静荷重 10kg) または 5.9×10^{-3} (静荷重 20kg) 程度であった。すなわち、最初のタワミ振幅が小さい方が減衰が小さいわけであり、これは火力発電所の煙突について測定した結果と傾向が類似している。⁵⁾



第7図 静荷重20kg、垂直方向自由振動の波形

5・2・2 強制振動試験 実験結果は第4表に示す。第9図は1次共振と2次共振の場合における照明柱各部の応力振幅を、第10図は振動速度と応力振幅の関係をそれぞれ示した。また、第11図は振動速度と灯具のタワミ振幅の関係を示したものであり、後者は灯具が単振動するものとみなして測定した灯具の加速度から算出した。

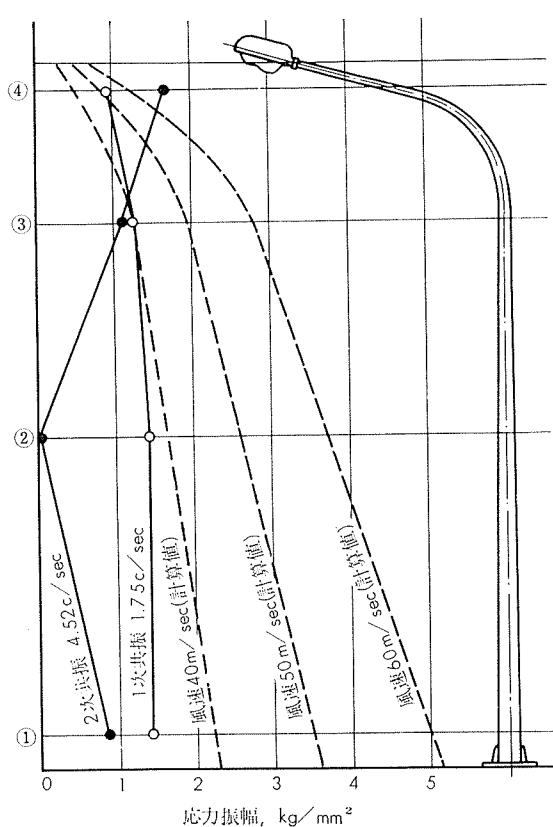
以上の結果からみると、共振は照明柱の固有振動数にきわめて近い振動速度で加振した場合にのみおこり、1次共振は 1.7c/sec、2次共振は 4.5c/sec である。その場合の最高応力は第9図に示したように 1.4kg/mm^2 または 1.7kg/mm^2 程度であった。灯具のタワミ振幅は1次共振の方が2次共振にくらべてかなり大きいが、これは第12図に示すように共振モードが異なるためである。なお、共振の場合以外における応力とタワミは問題とならないほど小さい。



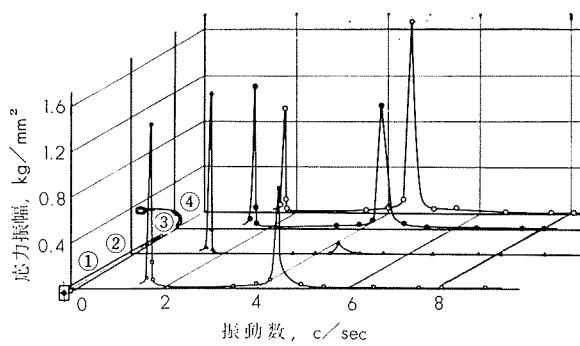
第8図 静荷重 20kg 垂直方向自由振動における減衰

第3表 自由振動試験結果

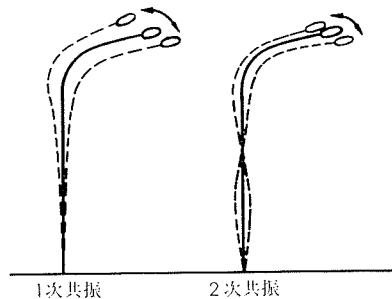
振動方向	静荷重, kg	初タワミ, mm	応 力, kg/mm ²						灯具の 加速度 振幅, ×g				振動数, c/sec
			①	②	③	④	⑤	⑥	上 下	前 後	左 右	合 成	
垂直方向	10	21	0.34	0.27	0.40	0.35	—	—	0.44 0.36	0.31 0.25	—	0.54 0.44	1.72(1次) + 4.47(2次)
	20	41	0.65	0.54	0.76	0.68	—	—	0.79 0.63	0.56 0.48	—	0.97 0.79	
前方 45° 方向	10	53	0.40	0.43	0.42	0.26	—	—	0.30 0.23	0.31 0.25	—	0.43 0.34	1.73
	20	100	0.76	0.81	0.80	0.52	—	—	0.52 0.41	0.52 0.45	—	0.74 0.61	
水 平 横 方 向	10	56	—	—	0.04	0.02	0.20	0.46	0.04 0.02	—	0.58 0.41	0.58 0.41	1.61
	20	98	—	—	0.07	0.05	0.38	0.94	0.10 0.03	—	0.99 0.73	1.00 0.74	
	(手動による)		—	—	0.06	0.03	0.47	1.10	0.03	—	0.80	0.81	



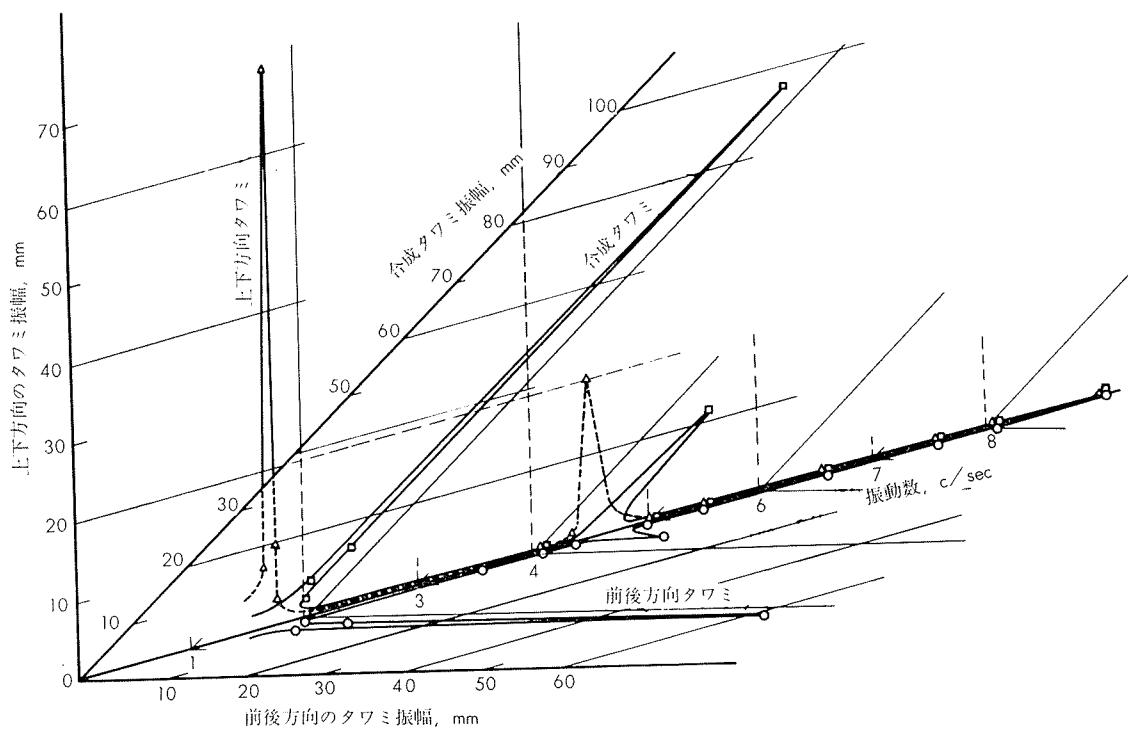
第9図 強制振動時の応力



第10図 振動数と各位置の応力の関係



第12図 共振モード



第11図 振動数と灯具のタワミの関係

第4表 強制振動試験における応力ならびに灯具の加速度とタツミ

振動数, c/sec	応力, kg/mm ²				灯具 加速度, ×g			灯具タツミ振巾,* mm		
	①	②	③	④	前後	上下	合成	前後	上下	合成
1.64	0.084	0.056	0.084	0.063	0.042	0.073	0.085	3.87	6.73	7.84
1.75	1.435	1.400	1.243	0.910	0.760	0.873	1.157	61.4	70.5	93.6
1.76	0.224	0.210	0.186	0.112	0.114	0.134	0.176	9.11	10.7	14.1
1.765	0.074	0.035	0.049	0.035	0.042	0.043	0.060	3.34	3.42	4.77
3.52	0.018	0	0.021	0.021	0.022	0.010	0.024	0.44	0.20	0.48
4.03	0.032	0	0.039	0.042	0.030	0.043	0.052	0.46	0.65	0.79
4.32	0.067	0	0.067	0.109	0.063	0.111	0.129	0.84	1.48	1.71
4.52	0.872	0.092	1.078	1.667	0.751	1.635	1.800	9.13	19.9	21.9
5.00	0.028	0	0.049	0.035	0.017	0.071	0.073	0.17	0.70	0.73
5.50	0.011	0	0.018	0.046	0.009	0.104	0.104	0.07	0.85	0.85
6.58	0.011	0	0.011	0.011	0.004	0.043	0.043	0.02	0.25	0.25
7.58	0.011	0	0.011	0.007	0.004	0.043	0.043	0.02	0.19	0.19
8.09	0.011	0	0.007	0.007	0	0.053	0.053	0	0.20	0.20
9.03	0.014	0	0.005	0.007	0.013	0.025	0.028	0.04	0.08	0.09

* タツミ振巾は、正弦波形を描くものとし、加速度振巾より計算した。

5・2・3 振動の問題についての考察 前項の結果からアルポール SAR7B は 1.7 および 4.5c/sec で加振すると共振をおこすことがわかる。橋梁の固有振動数はその形状によって異なり、詳しい測定値はないが 2 ないし 5 c/sec の場合もあるらしい。このような橋梁に照明柱を設置すると共振をおこす恐れがあるが、その場合の応力は前述したように 1.7kg/mm² 程度であるから強度的には差支えない。しかし、強制加振されやすい場所に照明柱を設置する場合、たとえば橋梁などはその固有振動数を測定して照明柱の固有振動数と離れていることを確認するか、照明柱に防振処置をすることが望ましい。すなわち、強度的には問題がなくても照明柱が振れるという外観上の印象をさけるために必要であろう。なお、アルポール SAR7B と類似の外観形状をもつ鉄鋼製照明柱の固有振動数は前者よりも 1 次、2 次ともにわずかながら大きいようである。

つぎに、照明柱が風圧によってどのような振動するか考えると、一般に風の方向に対して直角に振れる。これはカルマンの渦によるもので、風速を V、円筒の直径を Φ、ストローハル数を S とすると、レイノルズ数 R が $10^3 \sim 10^5$ の間ではカルマンの渦発生数 N は(7)式で与えられる。この発

$$N = SV/\Phi \quad (7)$$

生数と円筒の固有振動数とが一致したときに共振するわけであるが、実際には風速が刻々変化するし、とくにテーパ型照明柱の場合は直径が長手方向に沿って変っているので発生数も場所によって異なるから共振しづらいものと考えられる。火力発電所の煙突はいずれの風速の場合でもその固有振動数で振動しており、共振はおこらない。また、風速が 22.4 m/sec をこえると風の周期が非定常となるから共振はおこらないといわれている。⁵⁾ したがって、風圧によっておこる共振は考える必要がなかろう。

最悪の条件として照明柱の基礎が振動し、そのために共

振をおこしている時に高い風圧が作用した場合を考えるとつぎのようである。すなわち、照明柱が本実験で行なった程度の共振をおこしており、第 6 図から 50 年間に 60m/sec の風が例えれば 12hr 吹いたとして、風の周期が短かくて照明柱の減衰が追いつかないとする。その場合は風速 60m/sec 下で生じる応力と共振によっておこる応力が重なることになる。SAR7B について計算した風速 60m/sec の場合の応力は前述の第 9 図にあわせて示した。これと共振の応力の和はつぎのようになり、最大応力は照明柱の底部に発生する。

$$1 \text{ 次共振 } \sigma_{1,max} = 5.2 + 1.4 = 6.6 \text{ kg/mm}^2$$

$$2 \text{ 次共振 } \sigma_{2,max} = 5.2 + 1.0 = 6.2 \text{ kg/mm}^2$$

また、 $\sigma_{1,max}$ または $\sigma_{2,max}$ の繰り返し回数 N_1 および N_2 はつぎのようになる。

$$N_1 = 1.75 \text{ c/sec} \times 3600 \text{ sec} \times 12 \text{ hr} = 7.6 \times 10^4$$

$$N_2 = 4.52 \text{ c/sec} \times 3600 \text{ sec} \times 12 \text{ hr} = 2.0 \times 10^5$$

つまり、50 年間に 6.6kg/mm² の応力が 7.6×10^4 回、または 6.2kg/mm² の応力が 2×10^5 回繰り返されるわけである。そこで、照明柱の疲労試験を行なうのが望ましいことになるが、小型試験片についての S-N 曲線から検討するとなつぎのようになる。

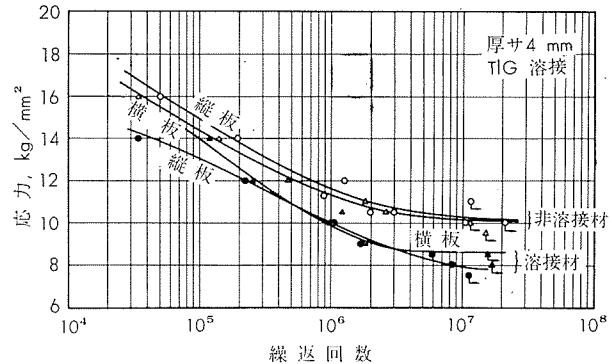
第 13 図は耐食アルミニウム合金 1 種の軟質、4mm 板の TIG 溶接材（溶接等級 JIS 1 級、肉盛部は削除）とその母材についてシンク型振動疲労試験機（3,500cpm）を用いて求めた S-N 曲線を示す。照明柱は MIG 溶接なので本試験材と溶接方法が異なるが、強度的には差がないものとみなすこととする。溶接材の繰り返し回数 7.6×10^4 および 2.0×10^5 における疲労強度は 13.6 または 12.2kg/mm² であり、 $\sigma_{1,max}$ または $\sigma_{2,max}$ に対して充分なる値をもつ。また、繰り返し回数 10^7 の疲労強度 7.9kg/mm² から求めた耐久限度線図において風圧による応力 5.2kg/mm² を平均応力

とみなしても充分に安全側にある。したがって、最悪の条件を考慮しても照明柱の強度は差支えなかろう。ただ、前述の疲労強度はきわめて条件がよい場合の結果であって、肉盛部があると疲労強度が若干低くなる（縦板が繰返回数 10^7 で 7.6kg/mm^2 、同じく横板が 8.2kg/mm^2 ）ことも考慮する必要があり、また、溶接等級が悪くなると疲労強度の低下をまねくことになるから良好な溶接部を得ることが必要である。なお、溶接材の疲労強度については別の機会に詳細を述べることといたしたい。

6. 結 語

耐食アルミニウム合金1種熱間圧延上り板を用いて製作したテーパ型照明柱アルポール SA8 および SAR7B について静的曲げ試験および振動試験を行なってつぎの結果を得た。

- 1) 両照明柱とも風速 60m/sec 風圧に対して充分な静的強度をもつ。
- 2) アルポール SAR7B の1次固有振動数は振動方向によって若干の相違がみられるがおよそ 1.7c/sec であり、2次固有振動数はおよそ 4.5c/sec （垂直方向）である。
- 3) 照明柱の共振はその固有振動数に近い振動速度で加振された場合におこり、共振する振動速度の範囲はきわめてせまい。
- 4) 共振した場合におこる最高応力は1.4（1次共振）および 1.7kg/mm^2 （2次共振）であり、共振をおこしていないときの応力は問題としなくてもよいほど低い。
- 5) 風速 60m/sec 下で共振をおこしても強度的には差支えないようである。



第13図 耐食アルミニウム合金1種、軟質板のS-N曲線

なお、振動試験は住友金属工業㈱中央技術研究所車輌研究室で実施して頂いた。ここに、調査室次長小田尚輝博士、車輌研究室主任西岡邦夫博士および西村誠一氏に感謝の意を表す。また、風速その他について御教示頂いた名古屋地方気象台服部満夫技官にお礼申し上げる。

文 献

- 1) 例えば Light Metals, 26 (1963), 303, 32.
- 2) 日本照明器具工業会 : JIL 1001, 照明用テーパポール（钢管）, (1962).
- 3) 斎藤, 井上 : 気象庁研究時報, 9 (1957), 3
- 4) 斎藤, 菊地原, 井上 : 同上, 9 (1957), 1
- 5) M.S. Ozker, J.O. Smith : Trans. ASME, 78 (1956), 6, 1381.
- 6) ALCAN : The Strength of Aluminum, 61.

R-37

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 5, No. 1, Jan. 1964

アルミニウムの表面処理について（第6報）
陽極酸化皮膜の仕上げ方法（着色と封孔）

西 鈴 邑 木 敏 弘
鈴 木 夫

住友軽金属工業株式会社

技術資料

アルミニウムの表面処理について（第6報）

陽極酸化皮膜の仕上げ方法（着色と封孔）

西邑 弘* 鈴木 敏夫**

1. まえがき

第3報第4報において工業的陽極酸化法の設備、および加工方法について解説した。¹⁾ ²⁾

アルミニウムの陽極酸化において電解諸条件が皮膜の生成率に影響するとともに皮膜性質に対しても大きい影響があり、電解諸条件の十分な管理が必要であることを述べた。電解生成した皮膜の構造は第1報に述べたように多数の気孔を有するCell構造を形成し、これが皮膜の特長ともなり欠点にもなる。陽極酸化膜の仕上げとしてはこの皮膜の構造を利用しての染色処理、およびこの皮膜構造からくる耐食性の欠点を改良する封孔処理(Sealing)の2つに大別される。よってこの皮膜仕上げ方法は皮膜の美麗、外観、耐食性に対しては電解条件同様重要な因子である。

2. 着色

染色は陽極酸化膜の多孔性（吸着性）を利用して行うものでありその方法として第1表の方法がある。

第1表 染色方法

着色法	適用染料	備考
浸漬法	酸性直接媒染料 または無機薬品	0.1~0.5%の染料液 40~90°C 3~20分浸漬染色液はpH調整する。
吹付法	塩基性・オイル染料その他	染色するものの上から型紙を当て、スプレーガンで染料剤を吹きつける。あるいは筆で塗る。
抜き染め法	全染料	染め残したい場所を脂肪性、印刷用ワニス・ラッカーなどの適当な防染材で保護し、浸漬法または吹付法を行う。文字や絵は酸化膜の色が残る。
印画法 (捺染法)	吹付法と同じ	抜き染め法の逆で文字、絵をゴム印刷その他の方法で捺染する。背景は酸化膜の色で残る。
印刷法	オイル染料	ロール印刷法
写真法	感光物質	酸化膜に感光物質を染着した後通常の現像焼付を行う。

染色仕上げを行うにあたってまずベース陽極酸化膜の調整が必要でこの良否が仕上げを決定する。

染色されるべき陽極酸化皮膜の条件は

(i) 皮膜が適当な厚さであること、

薄色から中程度の色は5~10μ、濃色では10~15μ、黒色10~20μが適当。

- (ii) 皮膜自身が適当な色調であること、
一般に調色に最適なものは透明皮膜を得る H₂SO₄、D.C.電解法であり、電解研磨と併用することにより光輝性をもたせ Gold, Bronze などの金属色にも着色することができる。
- (iii) 表面キズ、ピンホール、冶金的にムラのないこと。
装飾仕上げにはとくに良質な材料の選定が必要であり、仕上げ種類から見た材料の適応性は第2表に示す通りである。

第2表 アルミニウム、アルミニウム合金の陽極処理適応性

材 料	防食性陽極酸化	染色性陽極酸化	電解研磨陽極酸化
1090	E	E	E
1080	E	E	E
1050	E	VG	VG
1030	VG	G	G
3003	VG	G	M
5052	VG	VG	G
5056	G	G	M
5050	E	VG	G
6051	VG	G	M
6063	VG	G	M
2017	M	M	U
2014	M	M	U
2024	M	M	U
4043	G	M*	U

E:秀 VG:優 G:良 M:可 U:不可 ※黒色のみに適応

- (iv) 皮膜が多孔性で吸着性を有すること
皮膜の多孔性、吸着性から見て H₂SO₄ 法が適当であり、H₂C₂O₄ 法、CrO₃ 法による皮膜は着色性がよくない、但し、CrO₃ 法皮膜を着色することにより膜の不透明さを利用してパステル調に着色することができる。

- (v) 皮膜に汚物、油脂、電解液など染色に有害なものが付着しないこと。
電解後の十分の水洗、および慎重な取扱いが必要である。とくに縁巻き製品、鉢付け、Spot溶接製品には十分な水洗を必要とする。

* 開発部技術サービス課

** 研究部

2・1 染料および染色条件

陽極酸化膜の着色仕上げとしては作業性の容易、色調が豊富な点で有機染料による着色の利用が多い。

使用される染料は酸性、塩基性各種の染料が使用される。その他アリザリン染料、復金属染料、インヂュ染料、ジアゾ染料なども用いられる。

各染料によって得られる色は染料の拡散程度と陽極酸化膜の機能によって決る。使用する染料は吸着性よく、且つ耐候性のよいものを選択する必要があり、とくに欧州ではアルミニウム陽極酸化膜用の染料を製造販売している。現在の主要陽極酸化膜用染料の種類およびそのメーカーには第3表のものがある。

第3表 代表的な染料製造会社例

会社名	おもな染料
日本化学 (日本)	水溶性染料
三菱化成 (フ)	〃
保土ヶ谷化学 (フ)	〃
三井化学 (フ)	〃
オリエント化学 (フ)	油性染料
池田化学 (フ)	〃
Ciba Limited (スイス)	水溶性染料
Durand & Huguenin (フ)	〃
Francalor (フランス)	〃
アロクサン (フ)	〃
I. C. I. (イギリス)	〃
Alimax (フ)	〃
Bayer (ドイツ)	水溶油溶性染料
B. A. S. F. (フ)	〃
Riedel (フ)	〃

染料の耐候性は染料の種類とともに皮膜生成条件およびSealing条件によって決定され、染料の吸着は主として皮膜の性質とともに染色液のpHによって決定する。染料の耐候性で最も重要なものは日光堅牢度で、アルミニウム染色の日光堅牢度の査定は現在繊維工業で用いられている。

第4表 Blue Scale 染料

grade	濃度, %	染料名	メーカー
1級	0.8	Acilan Brilliant Blue FFR	(Bayer)
2級	1.0	Acilan Brilliant Blue FFB	(Bayer)
3級 または	1.2	Supranolcyanine 6B	(Bayer)
	1.2	Brilliantcyanine 6B	(Ciba)
4級	1.2	Supramine Blue EG	(Bayer)
	1.1	Polar Blue G-Conc	(Geigy)
5級	1.0	Acilan Fast Blue RX	(Bayer)
	1.6	Alizarine Light Blue R	(Sandoz)
6級	3.0	Alizarine Light Blue 4GL	(Sandoz)
7級	3.0	Anthrasol 0.6B	(Hoechst)
	3.0	Indigosol 0.6B	(Durand)
8級	3.0	Anthrasol Blue AGG	(Hoechst)
	3.0	Indigosol Blue AGG	(Durand)

“Blue Scale”法がそのまま採用され、1~8級の8gradeに分けられている(Blue Scale染料第4表)。

陽極皮膜の一般染色としては6級以上のもの、また屋外使用的製品には7~8級の堅牢度染料の使用が必要である。

(第5表) 染色物の日光堅牢度試験として日光曝露試験およびFedio meter試験が行われる。

第5表 染料耐候性

1年後の変化	耐候性	等級
10%以下	秀	8
20%以下	優	7.6
30%以下	良上	5
40%以下	良中	4
50%以下	可	3
50%以上	不可	2.1

人工光線による試験は短時間で染色物の耐候性を決定するに有効であるが太陽光線と多少光線エネルギーを異にする。Carbon arc lampと太陽光線の関係は第6表に示す通りである。

第6表 Carbon lampと日光の比較

東京における年間倍率(東洋理化)

	紫外 (310~400mμ)	近紫外 (330~500mμ)	可視 (480~700mμ)
Weather lamp 1ヶ	約20倍	約15倍	約1.3倍
〃 2ヶ	〃40〃	〃30〃	〃2.5〃
Fede-O-meter	〃48〃	〃36〃	〃3.0〃

現在わが国で市販されている代表的染料の染色条件および性質は第7~第8表に示す通りである。

染色浴の作成は染料濃度により色調が変化する。仕上げ色調によりつぎの濃度が適当している(第9表)。

染色浴は毎日新規に作るのでなければ純水を使用すべきでとくに重金属塩の含有は染色性が悪く、また染色浴に沈殿を生ずることがある。なお染色浴は染料の種類により最適pHがあり、酢酸、炭酸ソーダで浴のpHを調整することが必要で、pHはガラス電極で測定する。また染料濃度はLovibond, Nesslerの比色法で標準濃度液で測定管理することができる。

染色温度: 染色温度は20~80°Cであるが一般には60°Cが適当である。鋳物材では20~30°Cの低温の方が染色むらがなく好ましい。80°C以上では染色中にSealing効果が加わるため原則としてこの温度以下で染色することが望ましい。

染色時間: 一般に10~15分で染め上げることが適当で短時間染色(1分以内)では堅牢度が低下する。

染色槽: 染色タンクはステンレス鋼、ホウロウ鉄器、陶器またはポリエチレン内張りタンクがよく、加熱は蒸気、電熱またはガス加熱が使用される。

混合染色：2種または3種の染料を混合して使用する場合は混合染料各々の酸化皮膜との親和性が同じであること、また染色pHが同じであることが必要である。

染色物の脱色：染色作業において色調の不揃い、またはムラが生じた場合ほとんど染料はSealing前に脱色し再染色することができる。脱色としては1+1HNO₃、常温で3~30秒で行われる。

第7表 Oxanal アルミニウム染料の性質
(Ciba社 data)

染 料	染色剤のpH	*染色剤の安定度		耐光性	耐熱性	耐候性
		何も加え ない場合	酢酸を加 えた場合			
Oxanal Yellow T	4.5~5.5	5	5	6~7	××	
〃 O	4.5~5.5	5	5	7	×	
〃 GR	5.5~6.5	4	3	5	×	
〃 Gold L	5.0~5.5	5	5	8	×	××
〃 RL	5.0~6.0	5	5	8	×	××
〃 Orange AR	4.5~5.5	4	4	5	×	
〃 G	5.5~7.0	5	5	6	×	
〃 R	5.0~6.5	4	4	5	××	
〃 Bronze L	5.0~5.5	5	5	7	×	××
〃 GL	5.0~5.5	5	5	6	×	×
〃 AF	3.5~4.5	4	4	4	×	
〃 Brown 2B	5.0~6.0	4	3	3		
〃 Red BRE	6.0~7.0	4	4	6	××	
〃 SW	3.5~4.5	4	5	3	××	××
〃 Scarlet A	4.5~5.5	5	5	4~5		
〃 Red 3B	6.0~7.5	5	5	4	×	
〃 Violet 3RB	7.0~8.5	4	3	5~6	×	
〃 Violet Brown B	5.0~6.5	5	5	7	××	
〃 Blue R	5.0~6.5	5	4	5~6		
〃 G	5.5~7.5	4	4	8	××	××
〃 CB	5.5~6.5	4	4	6~7	××	
〃 Turquoise						
〃 Blue FGLL	5.5~6.0	5	5	8	××	
〃 2G	5.0~6.5	4	4	6		
〃 Violet 4BS	4.5~5.5	4	4	6		
〃 Green EBN	4.5~5.5	4	4	8		
〃 BL	5.5~6.5	5	5	4		
〃 Black 2G	4.5~5.5	5	5	8	×	
〃	4.5~5.5	5	5	6~7		
〃 D	5.0~6.0	5	5	8	××	

注 Ciba社 A.G にて造られた Clayton Dyestuffs Co. にて供給された
*: 1g/lの染色液 (ただし, Black D のときは 20g/l) をまず静置、つぎに70°C
に加熱したときに

5.は溶液がきれいなままであったもの

4.はやや濁ったが加熱によって容易に元にもどった

3.は少し沈殿したが加熱によって容易に元にもどった

2.は短時間使用のみ適するが再熱できないもの

×: 3~6ヶ月曝露後もあまり変わらない

××: 12ヶ月曝露も全然または気づかないほどしか変わらない

・(S. Wernick and R. Pinner: Finishing of Aluminium p359)

2-2 無機物による着色

無機物による着色は有機染料によるように多くの色調を得ることが出来ず色調に限界があり、また作業性が悪いが仕上った色は有機染料に比較して耐光性、耐熱性が強く安定している。

この方法については浸漬法、電解法と多くの方法、特許があるが現在工業的に使用されているものはシュウ酸鉄アンモンによる金色、酢酸コバルトと過マンガン酸カリの重複浸漬によるブロンズ着色で、これらが耐光性の良い点で建材の着色に使用される。

(i) Gold

薄い金色: シュウ酸鉄アンモン
 $(\text{NH}_4)_3\text{Fe}(\text{C}_2\text{O}_4)_3 \cdot 3\text{H}_2\text{O}$ 10g/l

濃い金色: ク フ 25g/l
pH 5.5~6.5 温度 40~60°C

(ii) Bronze 色

酢酸コバルト $\text{Co}(\text{CH}_3\text{COO})_2 \cdot 4\text{H}_2\text{O}$ と過マンガニ酸カリ KMnO_4 の2液に交互浸漬 (10~30sec づつを数回繰返す)

その他皮膜の中での化学反応を利用して着色する方法としてつぎのものがある。

Yellow: 酢酸鉛+クロム酸カリ
 $\text{Pb}(\text{CH}_3\text{COO})_2 + \text{K}_2\text{CrO}_4$
 $= \text{PbCrO}_4 + 2\text{K}(\text{CH}_3\text{COO})$

Red Brown: 硫酸銅+フェロシアン化カリ
 $2\text{CuSO}_4 + \text{K}_4[\text{Fe}(\text{CN})_6]$
 $= \text{Cu}_2[\text{Fe}(\text{CN})_6] + 2\text{K}_2\text{SO}_4$

Brown Red: 硝酸銀+クロム酸カリ
 $2\text{AgNO}_3 + \text{K}_2\text{CrO}_4 = \text{Ag}_2\text{CrO}_4 + 2\text{KNO}_3$

Brown: 硝酸コバルト+過酸化水素+アンモニア
 $2\text{Co}(\text{NO}_3)_2 + \text{H}_2\text{O}_2 + \text{NH}_4\text{OH}$
 $= 2\text{Co}(\text{OH})_3 + 4\text{NH}_4\text{NO}_3$

Red: 酢酸ウラニウムあるいは硝酸ウラニウム+フェロシアン化カリ
 $\text{UO}_2(\text{CH}_3\text{COO})_2, \text{UO}_2(\text{NO}_3)_2 + \text{K}_4[\text{Fe}(\text{CN})_6]$

Orange: アンチモン酒石酸カリ+硫化水素
 $\text{K}(\text{SbO})\text{C}_4\text{H}_4\text{O}_6 + \text{H}_2\text{S}$

Blue: 塩化第2鉄+フェロシアン化カリ
 $4\text{FeCl}_3 + 3\text{K}_4[\text{Fe}(\text{CN})_6]$
 $= \text{Fe}_4[\text{Fe}(\text{CN})_6]_3 + 12\text{KCl}$

Green: 硫酸銅+亜砒酸ソーダー
 $\text{CuSO}_4 + \text{Na}_2\text{HAsO}_3$

第9表 染 料 濃 度

色 調	濃 度, g/l
極 淡 色	0.1 ~ 0.3
淡 色	1
濃 色	5
極 濃 色	10

第8表 Durand アルミニウム染料の性質 (Durand社data)

染 料	染色剤のpH	シーリング法	耐 光 性	耐熱性, 200°C×6hr	耐熱性, 250°C×1hr
Aluminium yellow G3LW	5-6.5	水	7-8	淡くなる	不 良
" yellow LLW	5-7	水	7-8	良 好	良 好
" Golden yellow GLW	6-8	水	6	"	"
" Golden Orange 2RL	6-8	水	7	"	わずかに淡くなる
" Orange RL	5-10	水	6-7	"	良 好
" Orange GL	5-8	水	6-7	"	淡くなる
" Brass yellow MGW	6-8	水	6	淡くなる	"
" gold MO	5.5-6.5	水	4	わずかに淡くなる	淡くなる
" Old gold MRW	6-9	水	5-6	淡くなる	淡くなる
" Copper 2RLW	5.5-6	水 鉛塩	7-8	やゝ淡くなる	やゝ淡くなる
" Red RLW	5-8.5	水	7	良 好	良 好
" Red GLW	5-8.5	水	7	"	"
" Fast Red B3LW	5.5-6	水	8	"	淡くなる
" Fiery Red ML	4.5-6	水	6-7	わずかに淡くなる	大分淡くなる
" Deep Red LW	5.5-6	水	7	やゝ淡くなる	わずかに淡くなる
" Bordeaux RL	4-6	金属塩	6-7	淡くなる	大分淡くなる
" Rubine BLLW	3-3.5	水, 鉛塩, Ni/Co 塩	7-8	良 好	やゝ青味
" Violet CLW	3.3-4	水	6-7	"	良 好
" Violet BLLW	6-9	水, 鉛塩, Ni/Co 塩	7-8	不 良	不 良
" Blue RL	4-5	水, 鉛塩	6-7	弱 い	"
" Blue LLW	3-4.5	水	8	暗くなる	暗くなり鈍る
" Turquoise PLW	5.5-6	水	8	わずかに淡くなる	わずかに淡くなる
" Bluish green MLW	3.5-4.5	水	7	良 好	わずかに暗くなる
" Bluish green L2W	4	水, 鉛塩	7-8	淡くなる	不 良
" green GLW	4.5-5.5	水	7	わずかに暗くなる	わずかに暗くなる
" green LWN	4-5	水, 鉛塩, Ni/Co 塩	6-8	弱 い	不 良
" Olive Brown 2RW	5.5-6	金属塩	6	大分淡くなる	大分淡くなる
" Brown RL	4-5	金属塩	6-7	わずかに淡くなる	わずかに淡くなる
" yellow Brown 2G	3.5-4.5	金属塩	5-6	淡くなる	大分淡くなる
" Red Brown RW	6-9	水	5-6	橙 色	黄 色
" Red Brown RLLW	3.5-4.5	水	7-8	良 好	良 好
" Bronze G	2.8-4	金属塩	6-7	大分淡くなる	大分淡くなる
" Bronze L1W	5.5-6	水	7-8	弱い(赤味)	不 良
" Steel grey BM	4.5-5.5	水	5	薄い赤	大分淡くなる
" Fast grey 3LW	6-8	水, 鉛塩, Ni/Co 塩	8	不 良	不 良
" Black LLW	3.5-4.5	金属塩	8	鈍いボルドー	薄いボルドー
" Black CL	2.7-3.5	金属塩	7	"	"
" Black LCR	3-3.5	金属塩	8	良 好	
" Deep Black MLW	3.5-4.5	水	8	鈍いボルドー	薄いボルドー
" Fast Black A2W	5-5.5	水, Ni/Co 塩	8	良 好	茶味になる

2・3 模様着色

陽極酸化膜に一色または多色での模様づけは、陽極酸化後適当な方法で Masking して染色、または染色後 Masking して脱脂の 2 方法がある。

Masking の方法としてつぎの方法が利用される。

- (i) 型紙を利用する方法 (Oil 染料に使用)
- (ii) Silk screen 法 (印刷インク、合成樹脂で Masking)

(iii) オフセット印刷法

(iv) 感光膜の利用 (Glue 感光膜、T.R.R., S.P. R etc. の良質感光材が市販されている。工程は第1図)

これらの方法は着色のみならず食刻にも使用され、これらを組合せ美しい name plate, 化粧板が作られている。(写真 1, 2)

第1図 感光材利用 模様食刻、着色工程1例

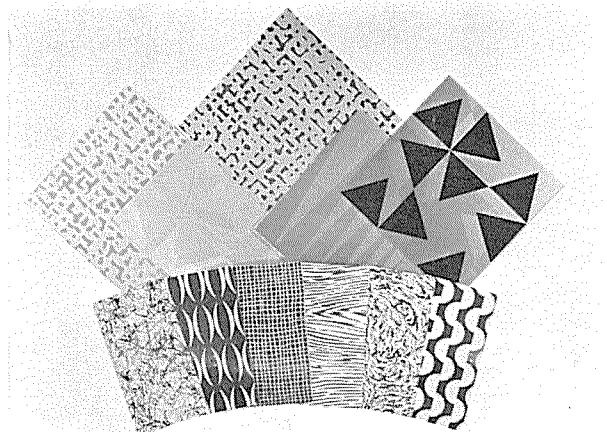
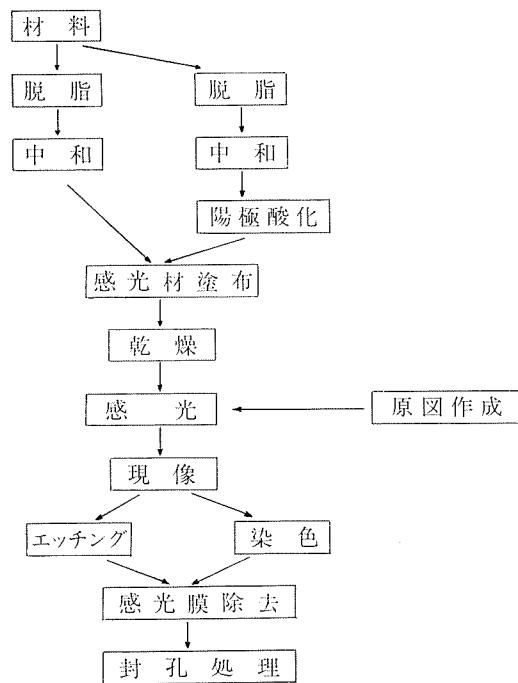
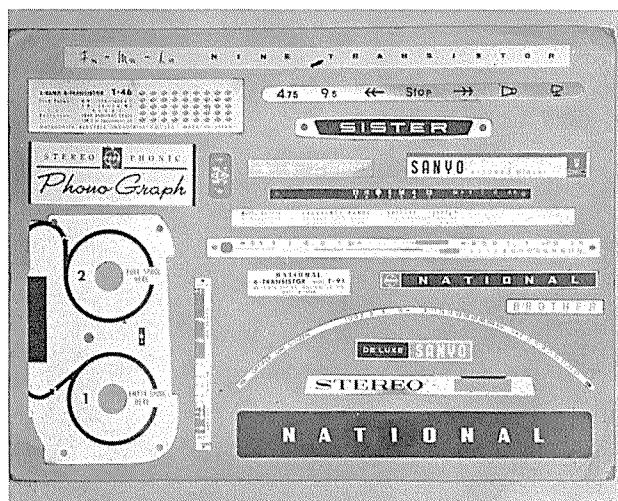
写真 1 エッティングおよび染色による化粧板
(メタルピー、アルアート)

写真 2 染色により仕上げた各種ネームプレート

3. 封孔処理 (Sealing)

3.1 封孔処理の機構

アルミニウムの陽極酸化膜は写真3,4および第2図に見られるように多孔質である。これを高圧蒸気で処理することによりこれらの気孔は封孔され吸着性を失うことが瀬藤、宮田らによって発見された。⁴⁾またこれと同様の処理が海外では沸騰水で行われている。

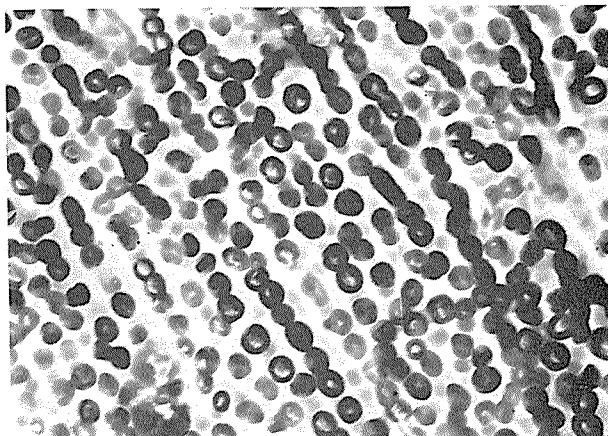


写真 3 シュウ酸電解による皮膜表面

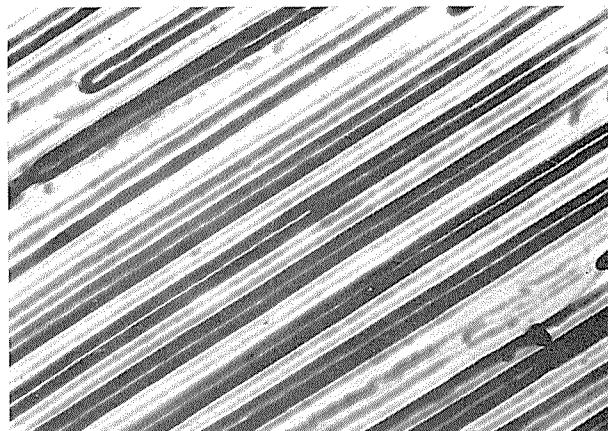


写真 4 シュウ酸電解による皮膜の断面

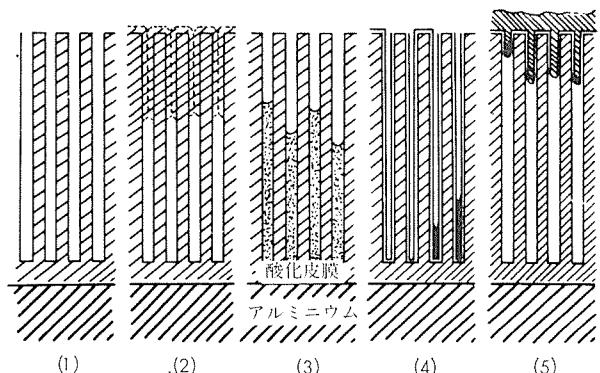


写真 2 図 封孔処理、染色、塗装による酸化皮膜の孔の状態

生成した皮膜の性質および多孔性（吸着性）は被処理材料の種類および電解諸条件によって異なるがいずれも γ' - Al_2O_3 であり、これを高温で水と反応することにより結晶水が付着し $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{H}_2\text{O}$ (Boemite) または $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 3\text{H}_2\text{O}$ (Bayerite) の形になり膨脹し孔質が失われる。

この変化により膜自体の耐食性および弾性は改良されるが硬度、耐摩耗は減少する傾向がある。

封孔処理の方法としてはこの他クロム酸塩、硅酸塩およびニッケル、コバルト塩などを使用し、皮膜中で加水分解を生じ金属酸化物、水酸化物を生成しこれで封孔する方法、および有機物、ラッカ、ワニス、合成樹脂などで封孔する方法がある。

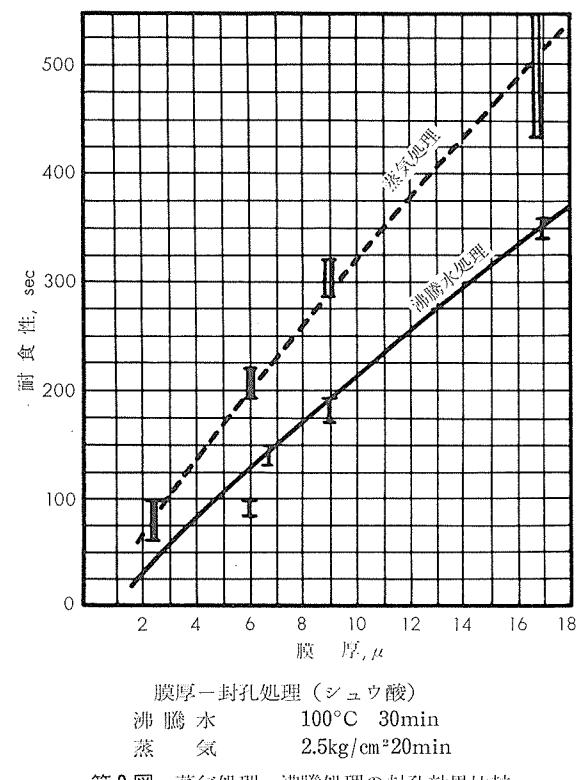
3・2 蒸気および沸騰水による方法

この方法は封孔効果よく、また皮膜を着色しない利点があり現在の陽極酸化膜の仕上げ処理として非常に多く採用されている。

蒸気による封孔処理はとくに耐食性が良好なため我国ではかなり多く採用されている。しかし最近建材その他大型製品の封孔処理、および連続陽極処理の封孔処理が多くなり沸騰水処理が着目検討され、かなり利用されるようになった。

(i) 蒸気封孔法

蒸気封孔法は一般に沸騰水法に比較して封孔効果が良好である（第3図）。

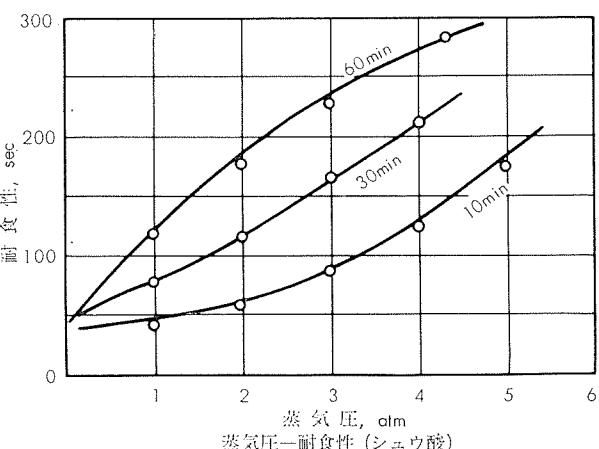


第3図 蒸気処理、沸騰水処理の封孔効果比較

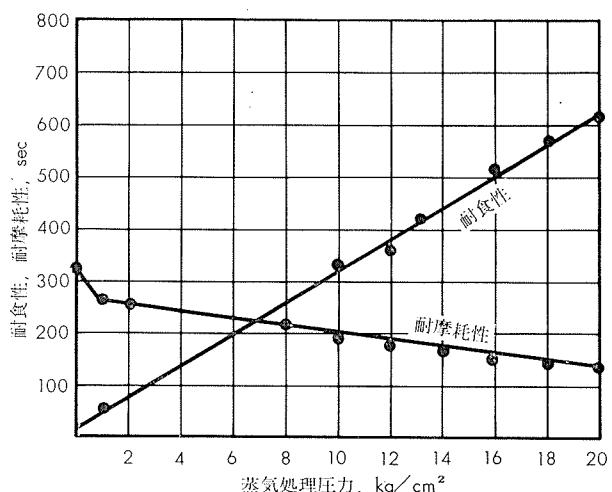
⁵⁾ 最近の赤堀、福島らの研究によれば電子顕微鏡および顕微鏡解析の結果封孔深さが沸騰水処理より蒸気処理が深いことを確認し、あわせて封孔が $\gamma'-\text{Al}_2\text{O}_3 \rightarrow \gamma-\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{H}_2\text{O}$

の変化によって起っていることを明らかにした。

蒸気処理による封孔効果は蒸気圧力および時間によって変化し、圧力が大、時間が長いほど封孔効果が大きく従つて耐食性が良好となる（第4図）（第5図）。



第4図 蒸気処理圧力と封孔効果の関係



第5図 蒸気処理圧力と耐食、耐摩耗 (JIS) の関係
硫酸法 8.0μ 封孔時間 20min

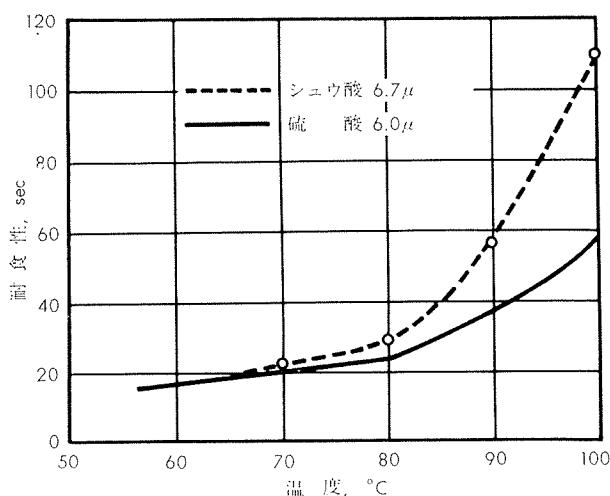
実用封孔条件として 3~5kg/cm², 20~40min が採用されている。

(ii) 沸騰水処理

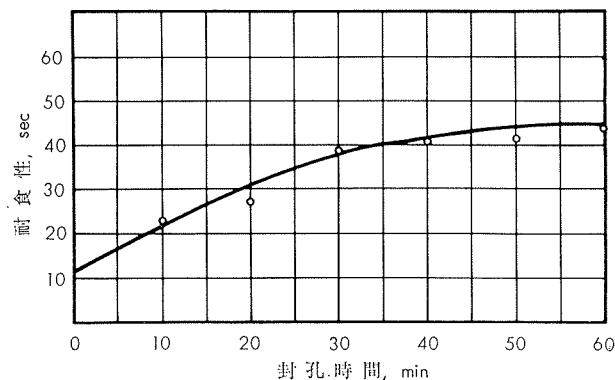
沸騰水による封孔は蒸気法に比較して若干劣るが設備、および連続作業性の点で最近かなり利用されるようになつた。

沸騰水処理による封孔は処理温度および時間によって封孔効果が変化し、温度 90°C、時間 20min 以上が必要であり、とくに封孔時間は膜厚に比例して大きくする必要があり 6μ で 20min, 10μ で 40min 程度が適当である（第6図）（第7図）。

なおこの処理に使用する水質がかなり封孔に影響があり、金属塩の多い水は封孔効果を低下させ、また処理中皮膜表面が汚染される傾向がある（第10表）。



第6図 沸騰水処理による封孔効果（純水30分処理）

第7図 沸騰水処理（純水による）時間と耐食性（JIS）の関係
硫酸法 6.0μ 封孔温度 (95~100°C)第10表 封孔方法と封孔効果
(アンスラキノンバイオレットRによる染着試験)

封孔処理	1050	1100	5052	6063
沸騰水処理(脱塩水)	○	○	○	○
〃(淀橋上水)	△	△	△	△
〃(金町上水)	○	○	△	△
湯気蒸し	○	○	○	○
水蒸気処理	○	○	○	○
無処理	×	×	×	×

○染着なし(完全封孔) △染着あり(封孔不十分)
×染着多い(封孔なし)

このため純水の使用が推められ、pH6~7が最適である。この処理において電解条件により（比較的液温が高い場合）封孔後表面に粉末残渣が生ずることがある。これは仕上げバフまたは布で拭い取り得るが、封孔処理浴に適當な助剤を加えることによりこれを防止することができる。現在市販の Durand 社 Albacline WL Conc 4~5g/l の添加はかなりこの粉状防止に効果がある。

3・3 化学薬品による封孔処理

化学薬品による封孔は酢酸ニッケル、酢酸コバルト法が一部染色製品の封孔に利用されている以外あまりわが国では利用されていないが、海外では第11表の方法がかなり採用されている。

第11表 化学薬品による封孔処理

	1	2	3	4
処理浴, g/l	酢酸ニッケル 5~5.8 酢酸コバルト 1 硼酸 8~8.4	重クロム酸カリ 100 炭酸ソーダ 18	重クロム酸カリ 15 炭酸ソーダ 4	硅酸ソーダ 50
pH	5~6	6~7	6.5~7.5	
温度, °C	70~90	90~95	90~95	90~100
時間, min	15~20	2~10	2~10	20~30
備考	染色製品封孔に適する	封孔処理で及膜が黄色化する	Na ₂ O:SiO ₂ 1:3 またはこれ以上がよい	

これらの化学薬品により封孔は蒸気処理法に比較して劣るが沸騰水処理と同等もしくはそれ以上の効果があり、とくに海外では防食目的として重クロム酸カリ法をかなり採用している。これらの化学薬品法採用の場合はとくに pH 値の管理が大切で、浴組成が悪いと十分なる封孔を得ることができない。この他薬品による封孔として有機物、ワックス、ワニス、ラッカーなどを用いて行う方法がありまた最近のシリコン油などによる封孔は艶出しと撥水に有効である。

3・4 封孔効果

封孔処理が完全に行われたかどうかの試験方法として、耐食性測定による試験、および染料の染着の有無による試験⁸⁾の2通りがある。前者は JIS 耐食試験（カ性ソーダによる溶解時間測定）また後者は ASTM 染着試験が推められる。

染着試験 清浄な皮膜上に Anthraquinon Violet R 水溶液 (1g/500cc) を滴下し、室温 5 分後水洗し、石ケン水で洗滌、封孔処理が正常であれば染料は除かれ染らない。

4. 陽極酸化皮膜の剥離再生

電解作業および仕上げ作業において不良を生じた場合、つぎの方法で皮膜を溶解し再生することができる。

とくに(i)は生地荒れが少なく皮膜溶解ができるのでとくに勧められる。

- (i) $H_3PO_4 (d=1.75)$ 35ml/l
 CrO_4 20g/l 沸点
- (ii) H_2SO_4 (Conc) 100ml/l
KF 4g/l 常温
- (iii) H_2SO_4 (Conc) 100ml/l
HF (50~60%) 10ml/l 常温
- (iv) NaOH 50~100g/l 60~80°C

5. 仕上研磨

装飾品、染色製品は封孔処理後仕上バフを行うことにより艶付けを行うことができる。

この研磨は普通軟かいモスリン、アランネルバフ（バラバフ）を用いライム、マチレスなどの研磨材を使用して磨かれる。この場合被研磨製品は乾燥し約80°Cに加熱することにより艶出し効果がある。

文 献

- 1) 西邑、鈴木：住友軽金属技報 4 (1963), No. 2, 53.
- 2) 西邑、鈴木：住友軽金属技報 4 (1963), No. 3, 50.
- 3) 池田、網谷：住友軽金属技報 3 (1962), No. 1, 82.
- 4) 宮田：特許公報 No. 83043 (昭 4).
- 5) 赤堀、福島：金属表面技術学術講演会, 1963, 11.
- 6) 中山、山田：軽金属 (1952), No. 2, 125.
- 7) 相沢：東京都立工業奨励館アルミニウム表面処理研究会, Vol. 41, (1958).
- 8) J.I.S. H8601, (1952).
- 9) A.S.T.M. B136~45 (1952).

R-38

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 5, No. 1, Jan. 1964

アルミニウム合金 5457, X5557, 5657, 5757, 5857 および
5957 の機械的性質（データーシート）

竹内勝治
田中英司

住友軽金属工業株式会社

TECHNICAL DATA SHEET (5-1.1)

アルミニウム合金 5457, X5557, 5657, 5757, 5857

および 5957 の機械的性質 (1)

本資料はアルミニウム合金 5457, X5557, 5657, 5757, 5857 および 5957 の 6 材質について機械的性質、すなわち、引張性質、カタサ、衝撃値、セン断力、疲労強度、 180° 曲げ試験内側半径およびエリクセン値などを測定した結果をまとめたものである。

棒材は大型鋳塊より製造したものであり、板材は小型鋳塊 (2 kg) を圧延して製作した。各機械的性質の測定方法

は主として JIS 規格によるものであり、疲労強度は小野式回転曲げ疲労試験機を用いて測定した。各表における疲労強度以外の機械的性質は試験片各 4 本の平均値であり、各応力一伸び線図は 1 例を示した。なお、板材についてカタサを測定すると、試験の種別によっては厚さが充分でないため試験片の裏面に圧痕の影響が認められたものもある。それらは参考値として示した。

1. 棒

第 1 表 化 学 成 分 ¹⁾

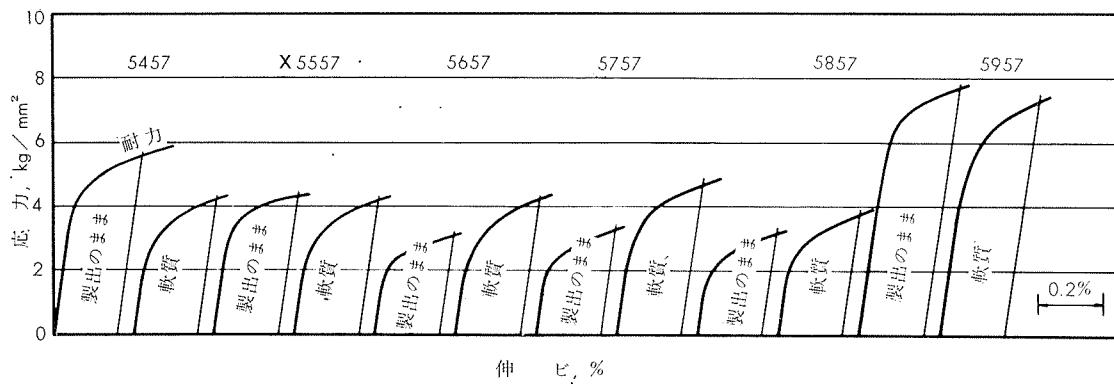
材 質	成 分 範 囲	化 学 成 分, %								
		Mg	Mn	Cu	Cr	Si	Fe	Ti	Zn	Al
5457	成 分 範 囲 ¹⁾	0.8~1.2	0.15~0.45	<0.20	—	<0.08	<0.10	—	—	残
	試 材 ²⁾	0.99	0.33	0.003	<0.001	0.014	0.013	0.004	0.002	残
X5557	成 分 範 囲 ¹⁾	0.40~0.8	0.10~0.40	<0.15	—	<0.10	<0.12	—	—	残
	試 材 ³⁾	0.53	0.29	0.01	<0.01	0.05	0.06	<0.01	0.01	残
5657	成 分 範 囲 ¹⁾	0.6~1.0	<0.03	<0.10	—	<0.08	<0.10	—	<0.03	残
	試 材 ³⁾	0.81	0.002	<0.001	<0.001	0.04	0.08	<0.001	0.006	残
5757	成 分 範 囲 ¹⁾	0.6~1.0	—	0.05~0.15	0.05~0.15	<0.08	<0.10	<0.02	—	残
	試 材 ³⁾	0.79	0.002	0.11	0.11	0.07	0.09	0.008	0.009	残
5857	成 分 範 囲 ⁴⁾	0.65	0.15	0.08	—	0.08	0.12	—	—	残
	試 材 ³⁾	0.69	0.17	0.07	<0.01	0.06	0.09	<0.01	0.01	残
5957	成 分 範 囲 ¹⁾	0.40~0.8	0.10~0.50	<0.25	<0.15	<0.40	<0.7	—	<0.25	残
	試 材	0.64	0.30	0.02	<0.01	0.14	0.50	0.01	0.02	残

1) 成分範囲は Reynolds 社の Al Data Book (1961)に記されている値を示す。

2) Al 地金は純度 99.99% のものを使用した。

3) Al 地金は純度 99.9% のものを使用した。

4) 中央値を示す。



第 1 図 応 力 一 伸 ピ 線 図

(昭和39年1月)

◆ 住友軽金属工業株式会社

竹内勝治
研究部
田中英司

TECHNICAL DATA SHEET (5-1.2)

アルミニウム合金 5457, X5557, 5657, 5757, 5857 および 5957 の機械的性質 (2)

第2表 機械的性質

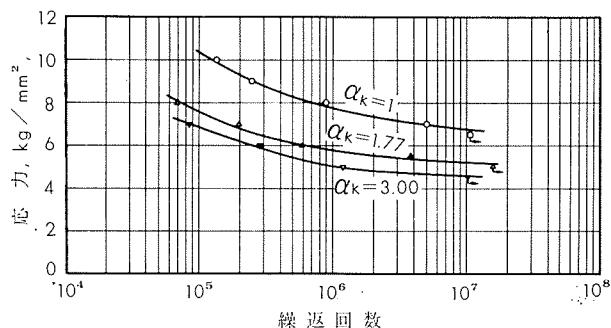
材 質	寸 法, mm ϕ	処 理	引張性質 ¹⁾			カタサ ²⁾		シャルビー 衝撃値 ³⁾ (JIS3号), kg-m/cm ²	せん断力 ⁴⁾ (13mm ϕ), kg/mm ²
			耐 力, kg/mm ²	引張強さ, kg/mm ²	伸 び, %	ブリネル, 10/500/30	ビックカース, 10kg		
5457	製出のまま	20	押出のまま	5.5	12.7	35	29	37	10.4
	軟質	17	28%抽伸後360°C焼純	4.2	11.7	40	28	37	10.3
X 5557	製出のまま	20	押出のまま	4.2	9.9	42	27	35	10.0
	軟質	17	28%抽伸後360°C焼純	4.1	10.3	43	28	36	9.6
5657	製出のまま	20	押出のまま	2.9	9.6	39	26	31	9.2
	軟質	17	28%抽伸後360°C焼純	4.0	10.5	37	26	36	9.5
5757	製出のまま	20	押出のまま	3.2	10.7	39	28	34	10.1
	軟質	17	28%抽伸後360°C焼純	4.6	10.7	39	27	36	10.1
5857	製出のまま	20	押出のまま	3.1	9.7	39	27	33	9.3
	軟質	17	28%抽伸後360°C焼純	3.6	10.6	40	27	37	9.5
5957	製出のまま	20	押出のまま	7.8	15.0	29	34	40	11.0
	軟質	17	28%抽伸後360°C焼純	7.2	12.9	30	32	38	10.0

1) JIS Z 2201, 4号試験片。

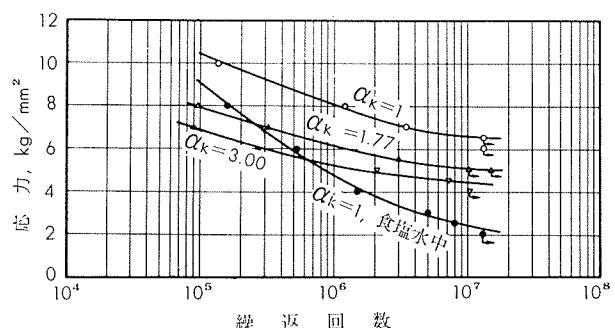
2) 断面のカタサを示す。

3) 試験片は破断せず。

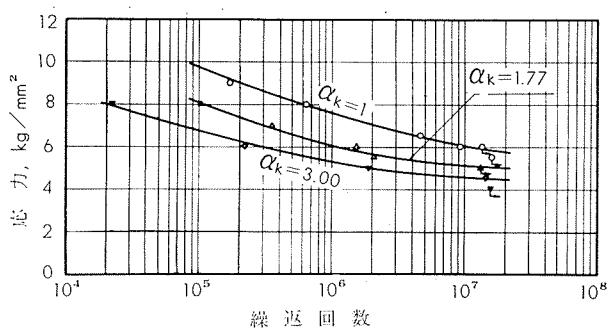
4) セン断ジグは JIS H 4167, 2面セン断ジグに準じたものを用いた。



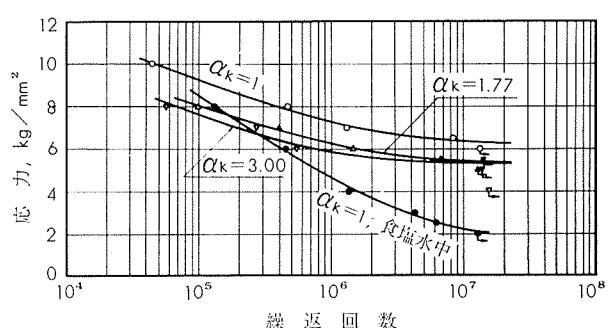
第2図 5457(製出のまま)のS-N曲線



第3図 5457(軟質)のS-N曲線



第4図 X 5557(製出のまま)のS-N曲線



第5図 X 5557(軟質)のS-N曲線

(昭和39年1月)



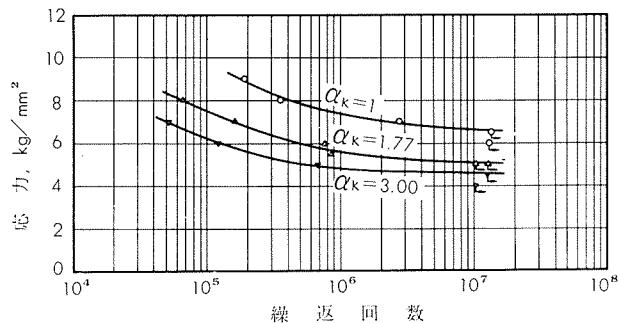
住友軽金属工業株式会社

竹内勝治
研究部
田中英司

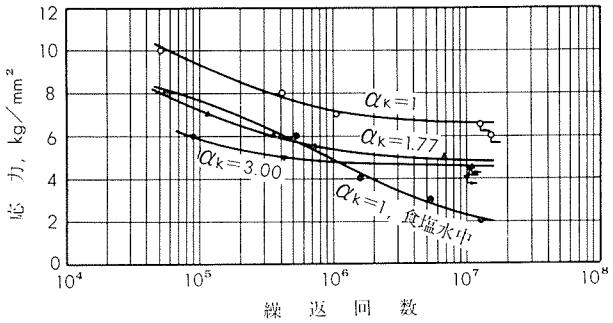
TECHNICAL DATA SHEET (5-1.3)

アルミニウム合金 5457 X5557, 5657, 5757, 5857

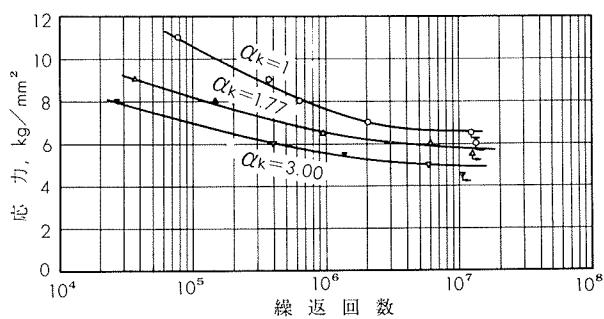
および 5957 の機械的性質 (3)



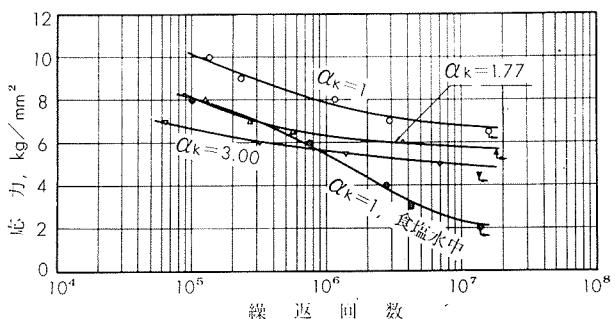
第6図 5657(製出のまま)のS-N曲線



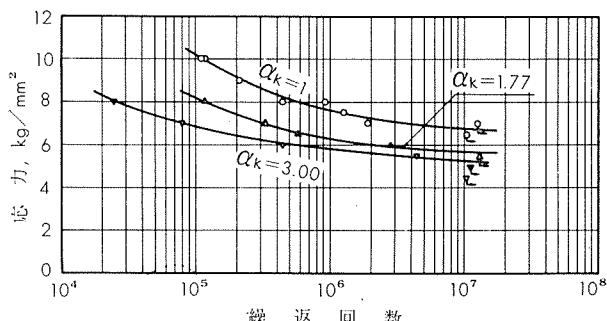
第7図 5657(軟質)のS-N曲線



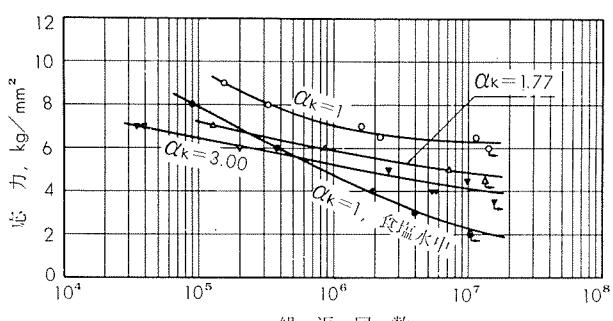
第8図 5757(製出のまま)のS-N曲線



第9図 5757(軟質)のS-N曲線



第10図 5857(製出のまま)のS-N曲線



第11図 5857(軟質)のS-N曲線

(昭和39年1月)

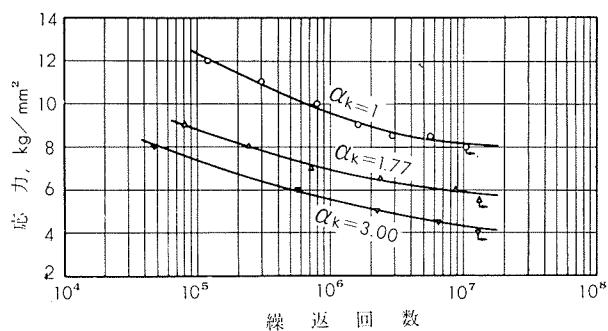


住友軽金属工業株式会社

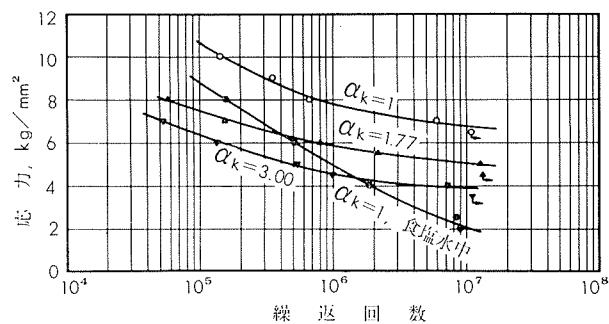
研究部 竹内勝治
田中英司

TECHNICAL DATA SHEET (5-1.4)

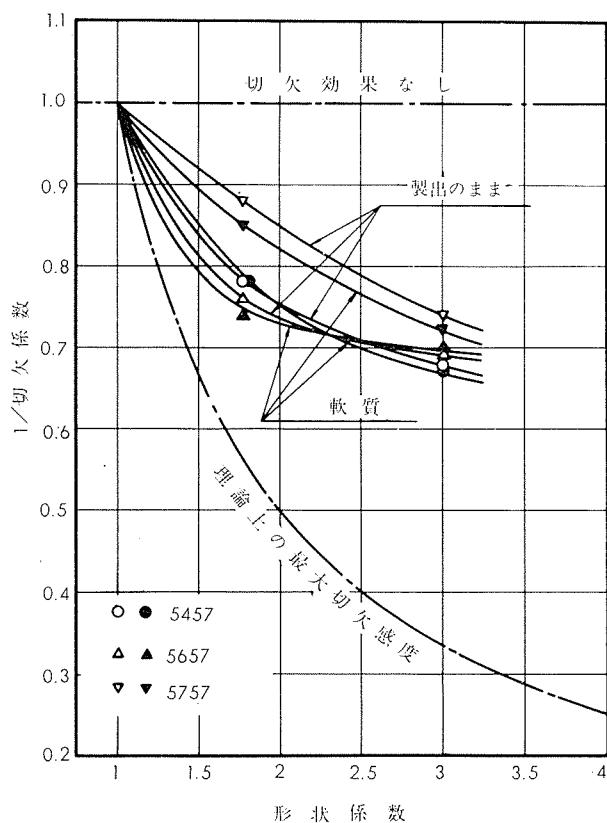
アルミニウム合金 5457, X5557, 5657, 5757, 5857 および 5957 の機械的性質 (4)



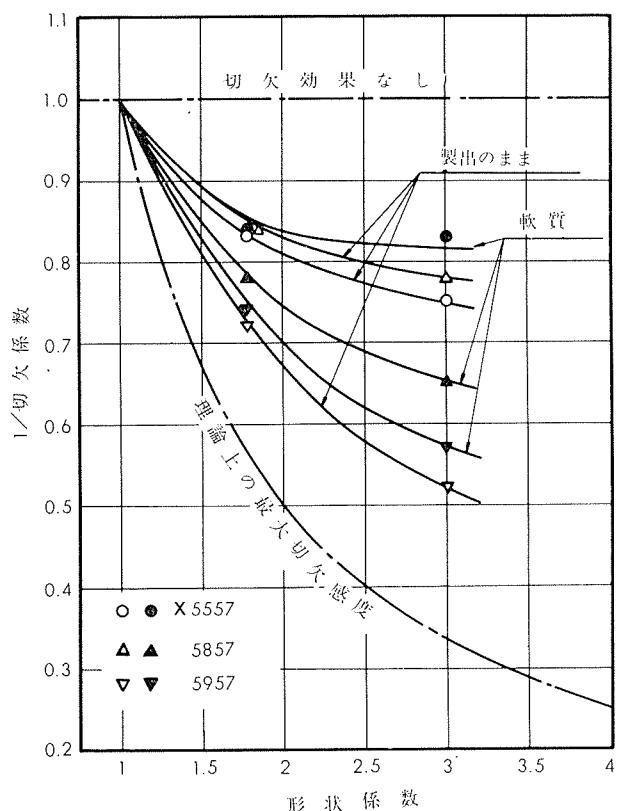
第12図 5957 (製出のまま) の S-N 曲線



第13図 5957 (軟質) の S-N 曲線



第14図 切欠感度の比較 (繰り返し数 10^7)



第15図 切欠感度の比較 (繰り返し数 10^7)

(昭和39年1月)

住友軽金属工業株式会社

竹内勝治
研究部
田中英司

TECHNICAL DATA SHEET (5-1.5)

アルミニウム合金 5457, X5557, 5657, 5757, 5857 および 5957 の機械的性質 (5)

第 3 表 切欠疲労強度、切欠係数および 3% 食塩水中の腐蝕疲労強度

材 質	切欠底の 丸 ミ, ρ , mm	形状係数, α_k	疲労強度 ¹⁾ , kg/mm ²			切欠係数, β_k			3%食塩水中の疲労強度 ¹⁾⁵⁾ , kg/mm ²			
			10 ⁵ 回	10 ⁶ 回	10 ⁷ 回	10 ⁵ 回	10 ⁶ 回	10 ⁷ 回	10 ⁵ 回	10 ⁶ 回	10 ⁷ 回	
5457	製出のまま	∞	1 ²⁾	10.3	7.8	6.8	1	1	1	—	—	—
		1.25	1.77 ³⁾	7.6	5.8	5.3	1.36	1.35	1.28	—	—	—
		0.30	3.00 ⁴⁾	6.9	5.0	4.6	1.49	1.56	1.48	—	—	—
	軟 質	∞	1 ²⁾	10.4	8.1	6.6	1	1	1	9.1 (12.5)	4.8 (40.7)	2.4 (63.9)
		1.25	1.77 ³⁾	8.0	6.2	5.1	1.30	1.31	1.29	—	—	—
		0.30	3.00 ⁴⁾	6.8	5.3	4.4	1.53	1.53	1.50	—	—	—
X5557	製出のまま	∞	1 ²⁾	9.7	7.6	6.1	1	1	1	—	—	—
		1.25	1.77 ³⁾	8.1	6.1	5.1	1.20	1.25	1.20	—	—	—
		0.30	3.00 ⁴⁾	6.7	5.3	4.6	1.45	1.43	1.33	—	—	—
	軟 質	∞	1 ²⁾	9.2	7.3	6.4	1	1	1	8.5 (7.6)	4.7 (35.6)	2.2 (65.6)
		1.25	1.77 ³⁾	8.0	6.3	5.4	1.15	1.16	1.19	—	—	—
		0.30	3.00 ⁴⁾	7.6	5.9	5.3	1.21	1.24	1.21	—	—	—
5657	製出のまま	∞	1 ²⁾	—	7.4	6.7	—	1	1	—	—	—
		1.25	1.77 ³⁾	7.5	5.6	5.1	—	1.32	1.31	—	—	—
		0.30	3.00 ⁴⁾	6.2	4.9	4.6	—	1.51	1.46	—	—	—
	軟 質	∞	1 ²⁾	9.3	7.2	6.6	1	1	1	7.5 (19.3)	4.9 (31.9)	2.3 (65.2)
		1.25	1.77 ³⁾	7.2	5.4	4.9	1.29	1.33	1.35	—	—	—
		0.30	3.00 ⁴⁾	5.9	4.8	4.6	1.58	1.50	1.43	—	—	—
5757	製出のまま	∞	1 ²⁾	10.6	7.7	6.6	1	1	1	—	—	—
		1.25	1.77 ³⁾	8.2	6.5	5.8	1.29	1.18	1.14	—	—	—
		0.30	3.00 ⁴⁾	7.0	5.5	4.9	1.51	1.40	1.35	—	—	—
	軟 質	∞	1 ²⁾	10.1	7.9	6.8	1	1	1	8.1 (19.8)	5.4 (31.6)	2.3 (66.2)
		1.25	1.77 ³⁾	8.1	6.3	5.8	1.25	1.25	1.17	—	—	—
		0.30	3.00 ⁴⁾	6.7	5.6	4.9	1.51	1.41	1.39	—	—	—
5857	製出のまま	∞	1 ²⁾	10.2	7.6	6.8	1	1	1	—	—	—
		1.25	1.77 ³⁾	8.2	6.3	5.7	1.24	1.21	1.19	—	—	—
		0.30	3.00 ⁴⁾	6.8	5.8	5.3	1.50	1.31	1.28	—	—	—
	軟 質	∞	1 ²⁾	9.6	7.0	6.3	1	1	1	7.9 (17.7)	4.7 (32.8)	2.3 (63.5)
		1.25	1.77 ³⁾	7.2	5.9	4.9	1.33	1.19	1.29	—	—	—
		0.30	3.00 ⁴⁾	6.4	5.2	4.1	1.50	1.35	1.54	—	—	—
5957	製出のまま	∞	1 ²⁾	12.4	9.6	8.2	1	1	1	—	—	—
		1.25	1.77 ³⁾	8.8	6.9	5.9	1.41	1.39	1.39	—	—	—
		0.30	3.00 ⁴⁾	7.4	5.5	4.3	1.68	1.75	1.91	—	—	—
	軟 質	∞	1 ²⁾	10.6	7.8	6.8	1	1	1	8.8 (17.0)	4.9 (37.2)	2.1 (69.1)
		1.25	1.77 ³⁾	7.5	5.8	5.0	1.41	1.35	1.36	—	—	—
		0.30	3.00 ⁴⁾	6.4	4.5	3.9	1.66	1.73	1.74	—	—	—

1) 小野式回転曲げ疲労試験機 (1,700rpm) による。 2) 10mmφ 標準試験片。

3) 半円型環状切欠試験片 (D=12.5mmφ, d=10mmφ, t=1.25mm)。 4) 60°-V型環状切欠試験片(同左)。

5) 3%人造食塩水 (比重1.02~1.03), 流量は150~250cc/min, 液温は20±3°C, ()内の数値は大気中の疲労強度と比較した場合の減少率を示す。

TECHNICAL DATA SHEET (5-1.6)

アルミニウム合金 5457, X5557, 5657, 5757, 5857

および 5957 の機械的性質 (6)

2. 板（軟質板、冷間圧延板、安定化処理板、厚さ各 1 mm）

第4表 化学成分¹⁾

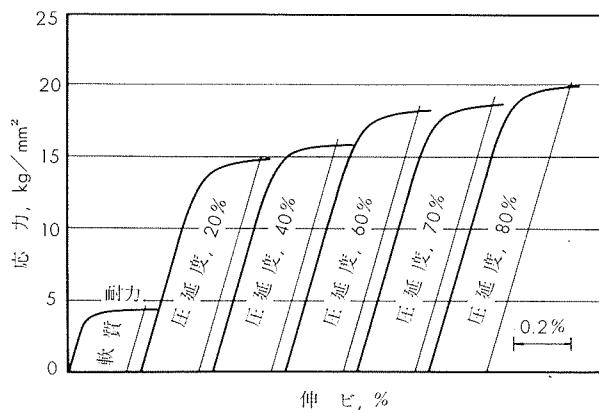
材 質		化 学 成 分, %								
		Mg	Mn	Cu	Cr	Si	Fe	Ti	Zn	Al
5457	成 分 範 囲 ¹⁾	0.8~1.2	0.15~0.45	<0.20	—	<0.08	<0.10	—	—	残
	試 材 ²⁾	0.93	0.32	0.002	<0.001	0.014	0.014	0.004	0.003	残
X5557	成 分 範 囲 ¹⁾	0.40~0.8	0.10~0.40	<0.15	—	<0.10	<0.12	—	—	残
	試 材 ³⁾	0.58	0.29	<0.01	<0.01	0.04	0.06	<0.01	<0.01	残
5657	成 分 範 囲 ¹⁾	0.6~1.0	<0.03	<0.10	—	<0.08	<0.10	—	<0.03	残
	試 材 ³⁾	0.83	0.002	0.002	0.002	0.07	0.09	0.005	0.005	残
5757	成 分 範 囲 ¹⁾	0.6~1.0	—	0.05~0.15	0.05~0.15	<0.08	<0.10	<0.02	—	残
	試 材 ³⁾	0.88	0.002	0.09	0.11	0.07	0.08	0.01	0.014	残
5857	成 分 範 囲 ¹⁾	0.65	0.15	0.08	—	0.08	0.12	—	—	残
	試 材 ³⁾	0.62	0.14	0.09	<0.001	0.07	0.08	0.006	0.02	残
5957	成 分 範 囲 ¹⁾	0.40~0.8	0.10~0.50	<0.25	<0.15	<0.40	<0.7	—	<0.25	残
	試 材	0.62	0.30	0.02	<0.01	0.15	0.55	<0.01	0.03	残

1) 成分範囲は Reynolds 社の Al Data Book (1961) に記されている値を示す。

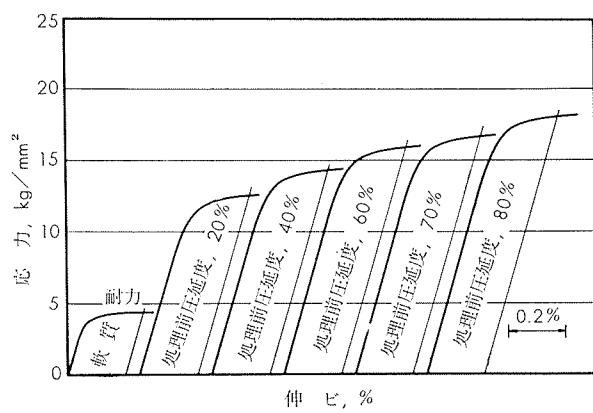
2) Al地金は純度 99.99% のものを使用した。

3) Al 地金は純度 99.9% のものを使用した。

4) 中央値を示す。



第16図 5457軟質および冷間圧延板の応力一伸び線図



第17図 5457安定化処理板 (150°C × 3hr) の応力一伸び線図

(昭和39年1月)

住友軽金属工業株式会社

竹内勝治
研究部
田中英司

TECHNICAL DATA SHEET (5-1.7)

アルミニウム合金 5457, X5557, 5657, 5757, 5857 および 5957 の機械的性質 (7)

第 5 表 軟質および冷間圧延板の機械的性質

材 質	圧延度, %	引張性質 ¹⁾			力 タ サ						180°曲げ試験 内側半径 ³⁾	エリクセ ン値 ⁴⁾	
		耐力, kg/mm ²	引張強さ, kg/mm ²	伸ビ, %	ピッカース, 5kg	ロックウェル ²⁾			スーパーヒシャル ロックウェル				
5457	軟質 (焼鈍)	4.4	(11.2~15.5) 11.9	(>18) 23	(—) 34	(—) —	(—) —	(—) 55	(—) 31	(—) —	(—) 密着	(—) 10.1	
	圧延	20	14.7	15.2	4	55	50	29	87	61	—	厚サの 1.5倍	7.8
		40	16.1	16.6	3	59	56	39	90	66	—	厚サの 3倍	7.3
		60	18.2	18.8	3	64	64	48	93	69	—	厚サの 4倍	6.9
		70	18.8	19.5	3	65	66	50	94	70	—	厚サの 6倍	6.6
		80	20.0	20.5	3	68	68	54	95	70	—	厚サの 6.5倍	6.7
X5557	軟質 (焼鈍)	4.4	10.5	25	28	—	—	50	23	—	密着	8.9	
	圧延	20	13.5	13.6	4	48	40	14	85	59	—	厚サの 1倍	7.7
		40	14.1	14.5	4	51	46	24	86	60	—	厚サの 1.5倍	6.9
		60	16.8	17.2	4	55	56	38	90	64	—	厚サの 3倍	6.7
		80	18.2	18.4	3	60	63	47	94	68	—	厚サの 5倍	6.1
5657	軟質 (焼鈍)	3.4	10.8	27	29	—	—	55	27	—	密着	10.4	
	圧延	15	15.0	15.2	5	50	50	31	87	62	—	厚サの 2倍	7.8
		30	16.7	16.8	4	55	56	38	90	66	16	厚サの 2.5倍	7.1
		50	17.8	17.9	2	59	61	44	93	68	21	厚サの 4倍	6.6
		70	19.0	19.1	2	62	63	48	94	69	24	厚サの 5倍	6.4
		80	19.2	19.3	2	63	64	49	94	70	25	厚サの 5倍	6.1
5757	軟質 (焼鈍)	4.7	12.5	27	32	—	—	57	33	—	密着	9.9	
	圧延	20	14.5	15.0	5	53	48	31	85	61	—	厚サの 1.5倍	7.8
		40	17.3	7.6	3	61	60	48	92	68	20	厚サの 3倍	7.1
		60	19.4	19.7	2	67	68	58	96	72	30	厚サの 6倍	6.4
		70	20.1	20.2	2	68	70	59	96	72	31	厚サの 6.5倍	6.3
		80	21.0	21.5	2	72	71	60	97	71	33	厚サの 6.5倍	6.1
5857	軟質 (焼鈍)	4.6	11.2	25	30	—	—	52	28	—	密着	9.9	
	圧延	20	14.8	14.8	4	51	47	29	86	60	—	厚サの 2倍	7.4
		40	16.3	16.3	3	56	55	39	90	64	13	厚サの 2.5倍	6.9
		60	17.8	17.8	3	59	62	47	93	67	21	厚サの 3.5倍	7.0
		70	18.3	18.5	3	62	65	49	94	68	23	厚サの 5倍	6.6
		80	19.4	19.7	3	63	67	54	95	69	25	厚サの 5倍	6.4
5957	軟質 (焼鈍)	4.7	12.8	27	36	—	—	—	41	—	厚サの 1倍	9.7	
	圧延	20	15.4	15.9	6	54	54	33	—	63	12	厚サの 1.5倍	7.7
		40	18.1	18.5	3	59	63	44	—	67	21	厚サの 2.5倍	7.0
		60	20.1	20.5	3	65	68	52	—	70	28	厚サの 4.5倍	6.6
		70	20.6	21.3	3	67	71	57	—	71	31	厚サの 5倍	6.1
		80	21.0	21.9	3	69	73	60	—	73	34	厚サの 6倍	5.5

1) 試験片は FED. TEST METHOD STD. No.151 の Method 211, F2 (平行部幅 0.5", 標点距離 2"), 圧延方向に平行に採取した。

2) 参考値。

3) JIS Z 2204, 4号試験片。

4) JIS B 7777, 2号試験片。

(昭和39年1月)



住友軽金属工業株式会社

竹内勝治
研究部
田中英司

TECHNICAL DATA SHEET (5-1.8)

アルミニウム合金 5457, X5557, 5657, 5757, 5857 および 5957 の機械的性質 (8)

第 6 表 5457, X5557 および 5657 安定化処理板の機械的性質

材 質	処理温度, °C×3hr	処理前 圧延度, %	質 別	引 張 性 質 ¹⁾			力 タ サ					180°曲げ試験 内側半径 ³⁾	エリクセ ン値 ⁴⁾		
				耐 力, kgmm ²	引張強さ, kg/mm ²	伸 長, %	ピッカ ース, 5kg	ロックウェル ²⁾	スーパーヒシャル ロックウェル	Eスケール	Fスケール	Hスケール	15T	30T ²⁾	
5457	(焼 鍋)	(一)	(軟質)	(4.4)	(11.9)	(23)	(34)	(一)	(一)	(55)	(31)	(一)	(密 着)	(10.1)	
		20	H32	13.3	14.6	7	54	44	26	84	57	—	厚サの 1倍	7.6	
		40	H34	14.9	16.0	6	57	54	35	89	63	—	厚サの 1倍	7.5	
		125	H34	16.5	17.7	5	62	61	45	92	66	—	厚サの 2.5倍	7.0	
		70	H36	17.3	18.5	5	64	64	48	93	68	—	厚サの 3倍	6.6	
		80	H38	18.6	19.8	5	66	66	52	95	70	—	厚サの 4倍	6.8	
		20	H32	12.4	14.4	7	52	44	25	83	57	—	厚サの 1倍	7.8	
		40	H34	14.2	15.9	6	57	52	34	88	62	—	厚サの 1倍	7.5	
	150	60	H34	15.8	17.5	5	62	60	45	92	66	—	厚サの 2.5倍	7.1	
		70	H36	16.8	18.3	5	63	62	46	93	67	—	厚サの 2.5倍	6.8	
		80	H38	18.0	19.5	5	66	66	51	94	70	—	厚サの 4倍	6.9	
		20	H32	11.8	14.3	8	52	42	23	82	57	—	厚サの 1倍	8.0	
		40	H34	13.6	15.6	6	56	51	33	87	62	—	—	7.5	
		175	H34	—	—	—	60	58	43	90	65	—	厚サの 2.5倍	7.2	
		70	H36	16.1	18.1	5	61	61	46	92	67	—	—	6.8	
		80	H38	17.2	19.2	6	65	64	51	94	68	—	厚サの 4倍	6.9	
	X5557	(焼 鍋)	(一)	(軟質)	(4.4)	(10.5)	(25)	(28)	(一)	(一)	(50)	(23)	(一)	(密 着)	(8.9)
		20	—	12.0	12.9	7	48	44	19	85	58	—	厚サの 1倍	7.7	
		40	—	13.7	14.6	5	50	48	22	14	59	—	厚サの 1.5倍	7.3	
		125	—	16.0	16.8	5	55	56	37	90	64	—	厚サの 2.5倍	6.8	
		60	—	17.7	18.3	4	59	63	45	93	68	—	厚サの 3.5倍	6.1	
		20	—	11.8	12.7	7	46	—	—	85	58	—	厚サの 1倍	7.8	
		40	—	13.4	14.4	5	49	44	20	84	60	—	厚サの 1.5倍	7.3	
		150	—	15.7	16.8	5	53	55	36	90	65	—	—	6.8	
		60	—	18.0	18.3	4	59	63	45	93	68	—	—	6.2	
		20	—	11.0	12.7	9	44	37	19	80	54	—	厚サの 1倍	7.8	
		40	—	12.4	14.0	6	48	42	21	83	57	—	厚サの 1.5倍	7.3	
		175	—	14.9	16.5	5	53	52	32	88	63	—	—	6.4	
		60	—	16.9	17.8	5	57	60	43	92	67	—	—	6.4	
5657	(焼 鍋)	(一)	(軟質)	(3.4)	(10.8)	(27)	(29)	(一)	(一)	(55)	(27)	(一)	(密 着)	(10.4)	
		15	—	12.3	13.9	11	47	44	25	83	58	—	厚サの 1.5倍	8.0	
		30	—	13.7	15.2	8	52	50	31	86	61	—	厚サの 2倍	7.5	
		125	—	15.4	16.7	6	55	55	39	90	65	16	厚サの 3倍	6.9	
		50	—	16.4	17.9	5	58	59	44	92	67	19	厚サの 3倍	6.6	
		70	—	16.8	18.1	4	59	61	47	93	67	21	厚サの 3倍	6.3	
		20	—	11.5	14.0	12	47	42	22	82	58	—	厚サの 1.5倍	8.2	
		40	—	13.0	15.0	8	51	47	30	85	61	—	厚サの 2倍	7.6	
	150	—	14.6	16.1	6	55	54	37	88	64	14	—	厚サの 2.5倍	7.1	
		50	—	15.5	17.2	6	56	55	41	90	65	16	厚サの 2.5倍	6.8	
		70	—	15.6	17.2	6	57	58	44	91	66	18	厚サの 2.5倍	6.5	
		15	—	11.3	13.8	11	54	40	22	81	57	—	厚サの 1.5倍	8.2	
		30	—	12.6	14.6	8	50	46	30	85	60	—	厚サの 2倍	7.8	
		175	—	14.1	15.9	6	53	51	35	87	63	11	厚サの 2.5倍	7.2	
		50	—	15.0	16.9	6	55	54	39	89	64	14	厚サの 2.5倍	7.0	
		70	—	15.2	16.9	6	56	57	41	90	65	16	厚サの 2.5倍	6.7	

1) 試験片は FED. TEST METHOD STD. No.151のMethod 211, F2(平行部幅0.5", 標点距離 2")、圧延方向に平行に採取した。

2) 参考値。

3) JIS Z2204, 4号試験片。 4) JIS B7777, 2号試験片。

(昭和39年1月)

住友軽金属工業株式会社

竹内勝治
研究部
田中英司

TECHNICAL DATA SHEET (5-1.9)

アルミニウム合金 5457, X5557, 5657, 5757, 5857 および 5957 の機械的性質 (9)

第 7 表 5757, 5857 および 5957 安定化処理板の機械的性質

材質	処理温度, °C×3hr	処理前 圧延度, %	質別	引張性質 ¹⁾			力 タ サ					180°曲げ試験 内側半径 ²⁾	エリクセ ン値 ⁴⁾	
				耐力, kg/mm ²	引張強さ, kg/mm ²	伸長率, %	ロックウェル ²⁾			スープーハイシャル ロックウェル				
							ピッカース, 5kg	Eスケール	Fスケール	Hスケール	15T	30T ²⁾		
5757	(焼鈍)	(一)	(軟質)	(4.7)	(12.5)	(27)	(37)	(一)	(一)	(57)	(33)	(一)	(密着) (9.9)	
		20	—	12.4	14.9	6	50	46	30	84	59	—	厚さの 1.5倍 7.8	
		40	—	15.9	17.6	5	58	60	48	92	66	19	厚さの 3.5倍 7.2	
		60	—	17.9	19.7	5	64	67	56	95	71	28	厚さの 4.5倍 6.6	
		70	—	18.6	20.5	5	65	70	59	96	71	30	厚さの 5倍 6.6	
		80	—	19.7	21.6	5	68	71	61	97	72	33	厚さの 5.5倍 6.9	
	150	20	—	12.3	15.4	7	51	46	33	85	59	—	厚さの 1.5倍 7.9	
		40	—	15.2	17.6	5	59	59	48	91	65	18	厚さの 3.5倍 7.1	
		60	—	17.6	20.0	5	65	68	58	95	70	29	厚さの 4.5倍 6.6	
		70	—	18.3	20.5	5	67	69	60	96	71	30	厚さの 4.5倍 6.4	
		80	—	19.4	21.7	5	69	71	63	97	72	32	厚さの 4.5倍 6.3	
	175	20	—	11.9	15.5	8	51	49	35	86	50	—	厚さの 1.5倍 7.9	
		40	—	15.2	18.4	6	60	62	50	92	67	20	厚さの 3.5倍 7.3	
		60	—	17.4	20.4	6	67	70	60	97	71	31	厚さの 3.5倍 6.7	
		70	—	17.8	20.6	6	67	71	62	97	72	31	厚さの 3.5倍 6.7	
		80	—	18.8	21.5	6	69	72	64	98	73	32	厚さの 3.5倍 6.5	
5857	(焼鈍)	(一)	(軟質)	(4.6)	(11.2)	(25)	(30)	(一)	(一)	(52)	(28)	(一)	(密着) (9.9)	
		20	—	13.2	14.7	5	50	46	29	85	60	—	厚さの 1倍 7.4	
		40	—	15.2	16.4	5	55	55	40	89	64	13	厚さの 2倍 7.2	
		60	—	15.7	17.4	5	58	53	48	92	66	13	厚さの 4.5倍 7.1	
		70	—	16.5	18.1	5	61	62	49	92	68	20	厚さの 4.5倍 7.0	
		80	—	17.7	19.3	4	61	66	55	94	68	26	厚さの 5倍 6.6	
	150	20	—	13.0	15.0	6	51	46	27	84	60	—	厚さの 1倍 7.5	
		40	—	15.0	16.7	5	56	56	42	89	65	16	厚さの 2倍 7.0	
		60	—	15.4	17.4	5	58	60	48	92	66	16	厚さの 4.5倍 6.8	
		70	—	16.1	18.1	5	61	61	48	92	67	21	厚さの 4.5倍 6.9	
		80	—	17.3	19.4	5	61	65	53	94	69	25	厚さの 4.5倍 6.5	
	175	20	—	13.0	15.4	7	51	48	32	85	59	—	厚さの 1.5倍 7.6	
		40	—	14.6	16.9	6	57	58	41	91	64	16	厚さの 2倍 7.0	
		60	—	15.0	17.2	6	59	59	45	91	65	16	厚さの 4.5倍 7.1	
		70	—	15.6	17.8	6	59	62	50	93	66	19	厚さの 4.5倍 6.9	
		80	—	16.5	18.9	6	60	66	55	95	68	24	厚さの 4.5倍 6.4	
5957	(焼鈍)	(一)	(軟質)	(4.7)	(12.8)	(27)	(36)	(一)	(一)	(41)	(一)	厚さの 1倍 (9.7)		
		20	—	14.0	15.6	8	55	54	33	—	63	12	厚さの 1倍 7.8	
		40	—	16.6	17.9	6	59	62	45	—	67	21	厚さの 2.5倍 7.1	
		60	—	18.3	19.6	5	63	67	51	—	70	27	厚さの 3倍 6.8	
		70	—	18.8	20.6	5	66	71	58	—	72	31	厚さの 3倍 6.4	
		80	—	19.8	21.6	5	68	73	60	—	73	34	厚さの 3.5倍 6.3	
	150	20	—	13.8	15.7	9	54	53	34	—	63	11	厚さの 1倍 7.8	
		40	—	16.0	17.9	6	58	62	45	—	67	20	厚さの 2倍 7.1	
		60	—	17.7	19.5	5	62	67	53	—	70	27	厚さの 2倍 6.9	
		70	—	18.6	20.4	5	65	70	57	—	71	30	厚さの 3倍 6.4	
		80	—	18.8	20.9	5	66	73	60	—	73	33	厚さの 3倍 6.2	
	175	20	—	13.1	15.5	10	53	50	33	—	62	9	厚さの 1倍 7.8	
		40	—	15.3	17.4	7	58	60	44	—	66	18	厚さの 2倍 7.5	
		60	—	16.5	18.6	6	61	65	51	—	70	25	厚さの 2倍 7.0	
		70	—	17.3	19.4	6	65	68	55	—	71	28	厚さの 2.5倍 6.5	
		80	—	18.0	20.1	5	65	70	58	—	72	31	厚さの 2.5倍 6.3	

1) 試験片は FED. TEST METHOD STD. No.151 の Method 211, F2(平行部幅 0.5", 標点距離 2"), 圧延方向に平行に採取した。

2) 参考値。

3) JIS Z2204, 4号試験片。

4) JIS B7777, 2号試験片。

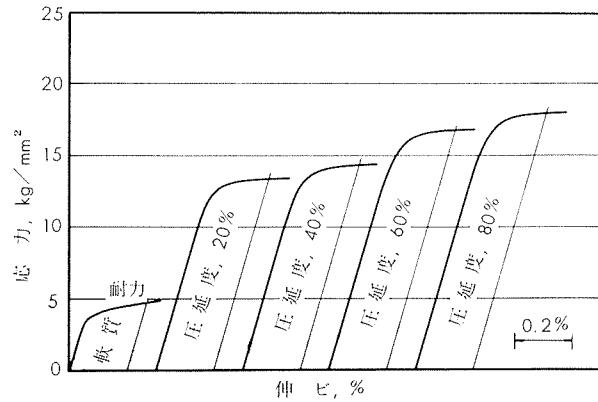
(昭和39年1月)

 住友軽金属工業株式会社

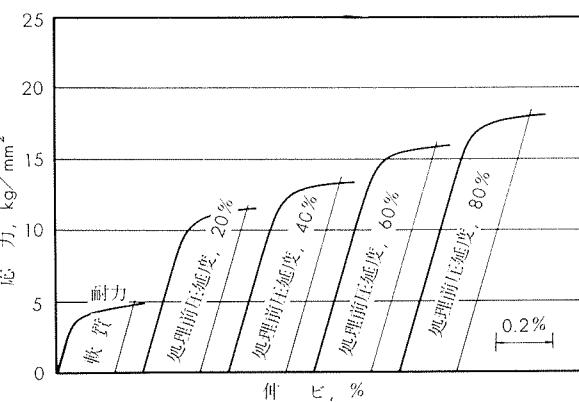
研究部 竹内勝治
田中英司

TECHNICAL DATA SHEET (5-1.10)

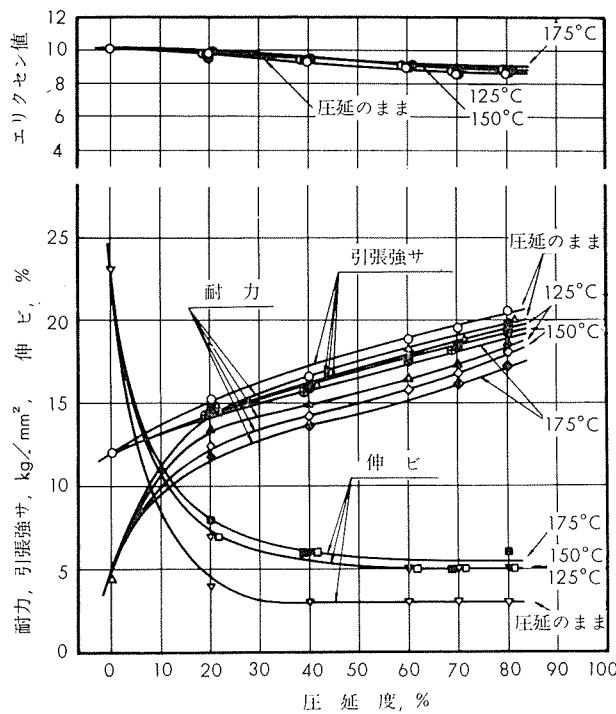
アルミニウム合金 5457, X5557, 5657, 5757, 5857 および 5957 の機械的性質 (10)



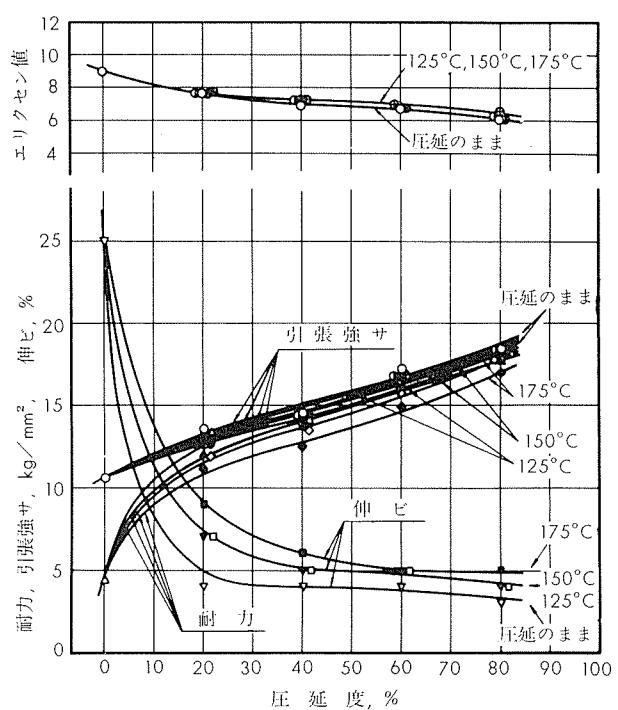
第18図 X 5557 軟質および冷間圧延板の応力一伸び線図



第19図 X 5557 安定化処理板 (150°C × 3hr) の応力一伸び線図



第20図 5457板の圧延度と機械的性質の関係



第21図 X 5557板の圧延度と機械的性質の関係

(昭和39年1月)

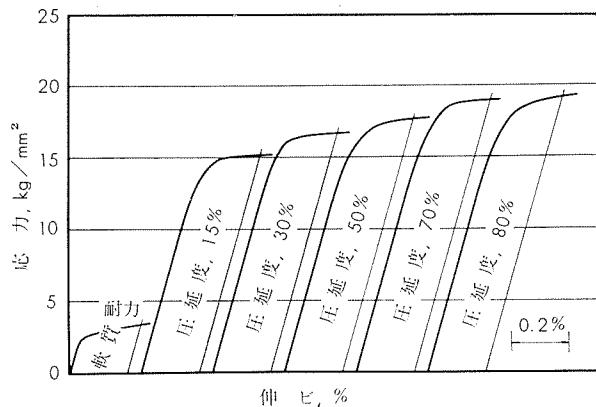
住友軽金属工業株式会社

竹内勝治
研究部
田中英司

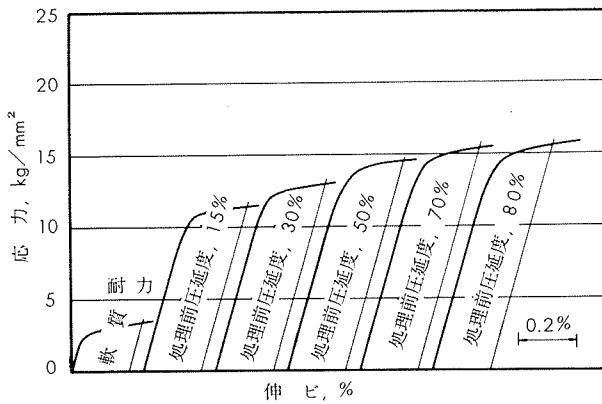
TECHNICAL DATA SHEET (5-1.11)

アルミニウム合金 5457, X5557, 5657, 5757, 5857

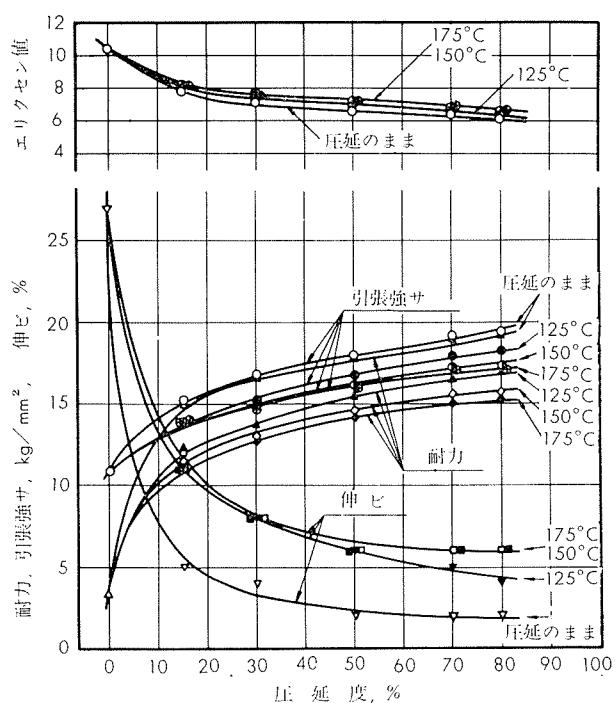
および 5957 の機械的性質 (11)



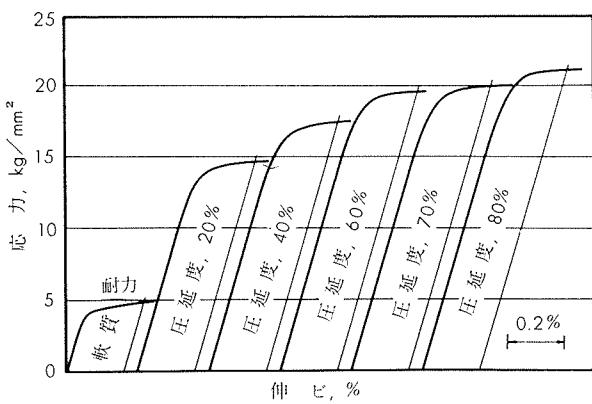
第22図 5657軟質および冷間圧延板の応力ー伸び線図



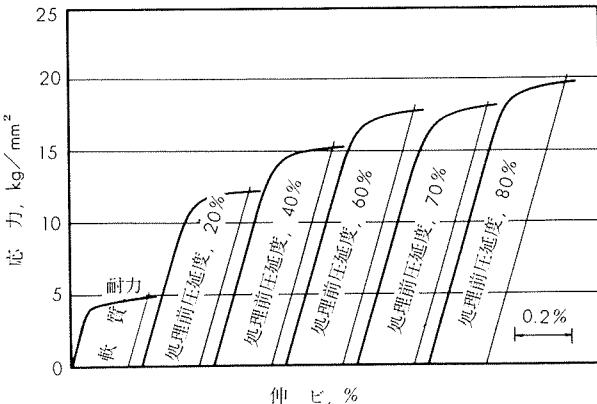
第23図 5657安定化処理板 (150°C×3hr) の応力ー伸び線図



第24図 5657板の圧延度と機械的性質の関係



第25図 5757軟質および冷間圧延板の応力ー伸び線図



第26図 5757安定化処理板 (150°C×3hr) の応力ー伸び線図

(昭和39年1月)

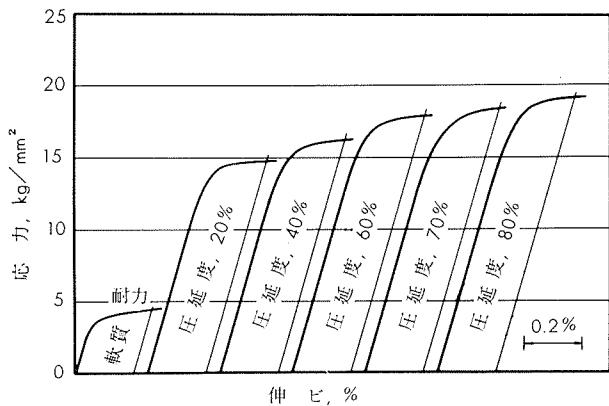
住友軽金属工業株式会社

研究部 竹内勝治
田中英司

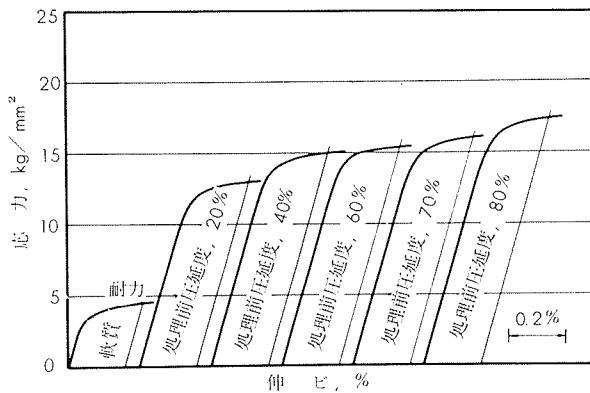
TECHNICAL DATA SHEET

(5.1.12)

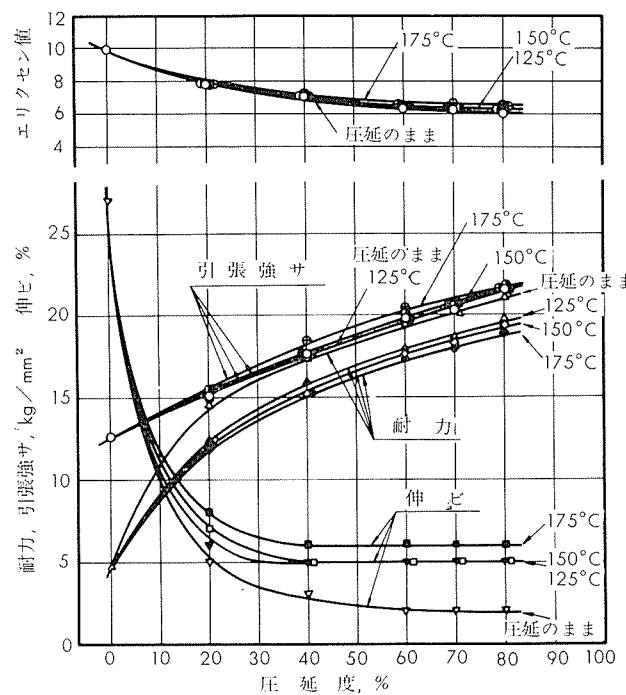
アルミニウム合金 5457, X5557, 5657, 5757, 5857 および 5957 の機械的性質 (12)



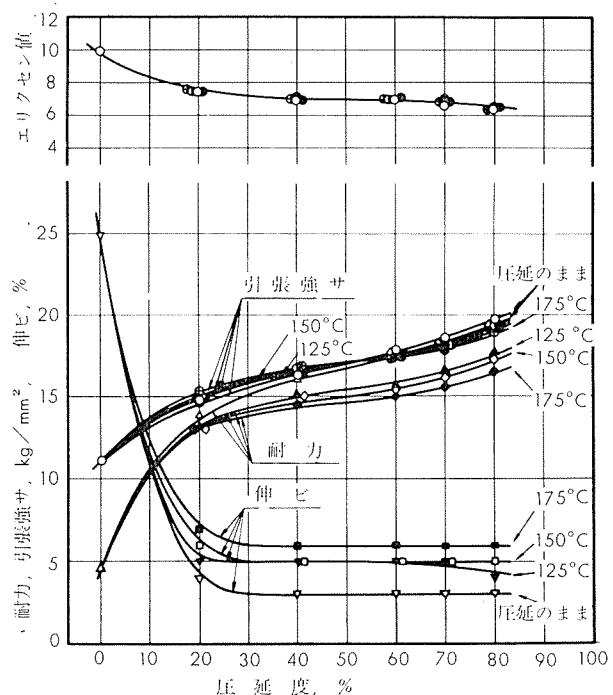
第27図 5857軟質および冷間圧延板の応力一伸び線図



第28図 5857安定化処理板(150°C×3hr)の応力一伸び線図



第29図 5757板の圧延度と機械的性質の関係



第30図 5857板の圧延度と機械的性質の関係

(昭和39年1月)

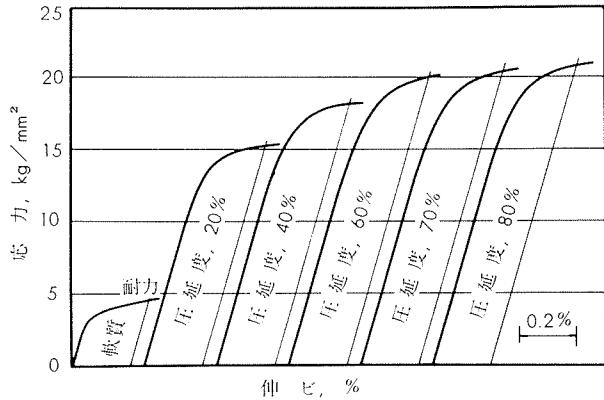
住友軽金属工業株式会社

竹内勝治
研究部
田中英司

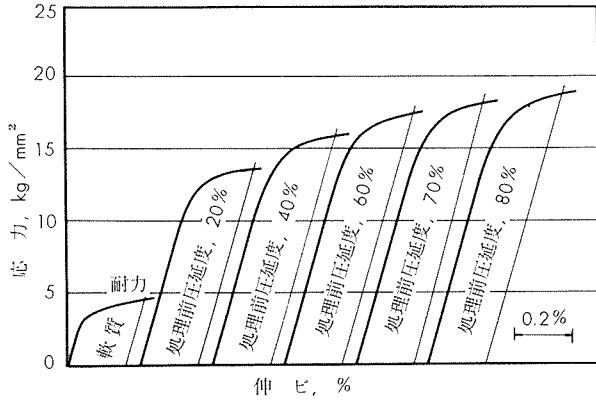
TECHNICAL DATA SHEET (5.1.13)

アルミニウム合金 5457, X5557, 5657, 5757, 5857

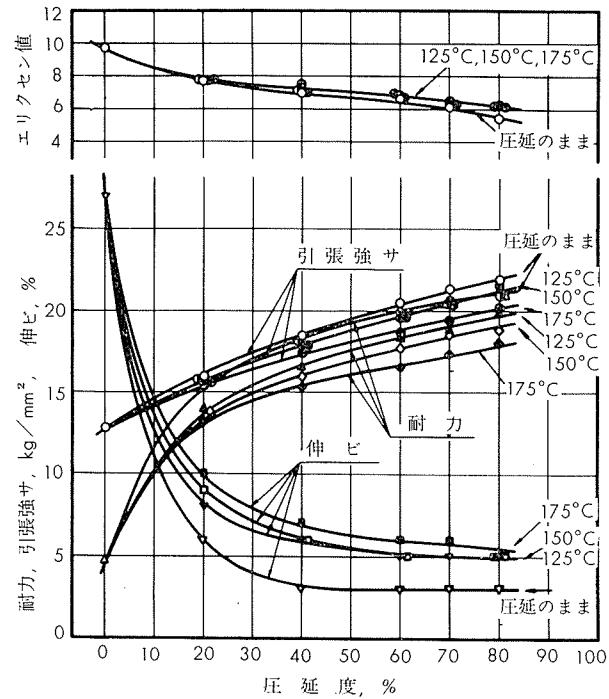
および 5957 の機械的性質 (13)



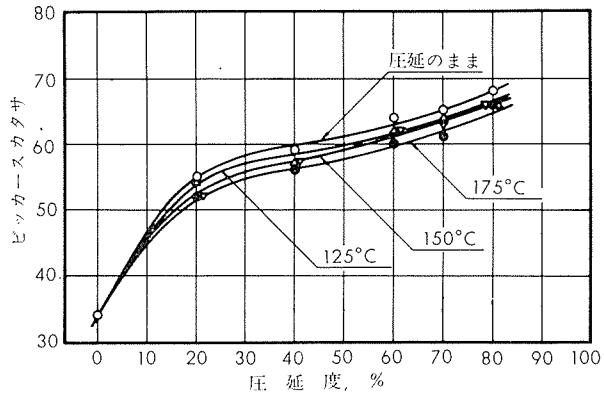
第31図 5957軟質および冷間圧延板の応力一伸び線図



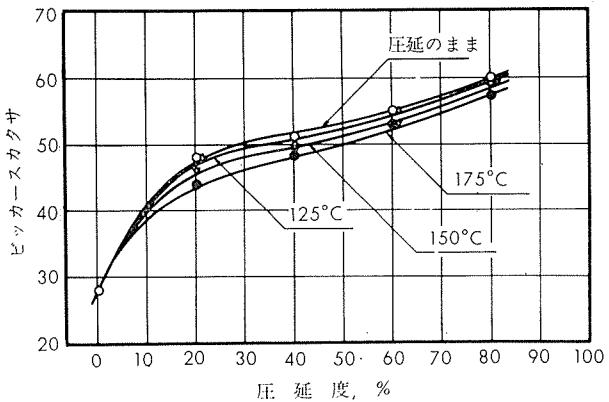
第32図 5957安定化処理板 (150°C×3hr) の応力一伸び線図



第33図 5957板の圧延度と機械的性質の関係



第34図 5457板の圧延度とピッカースカタサの関係

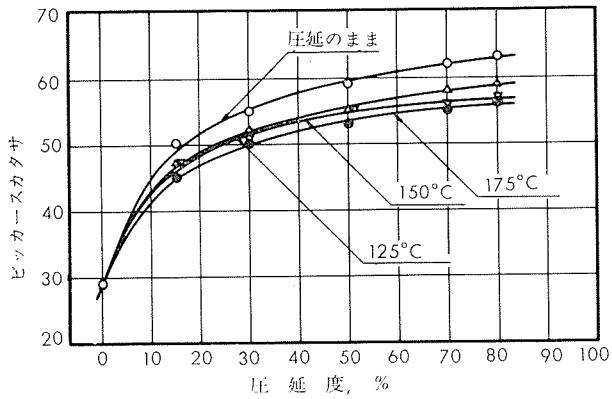


第35図 X 5557板の圧延度とカタサの関係

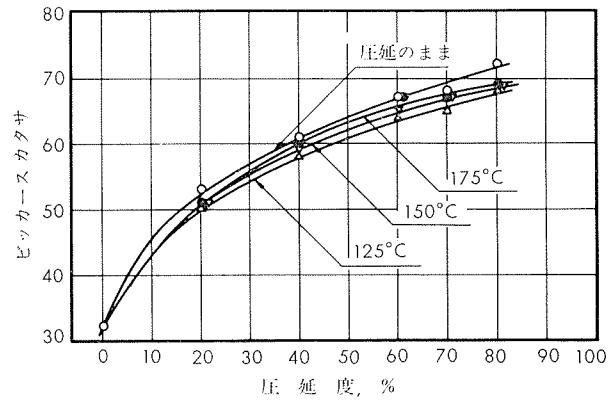
TECHNICAL DATA SHEET (5-1.14)

アルミニウム合金 5457, X5557, 5657, 5757, 5857

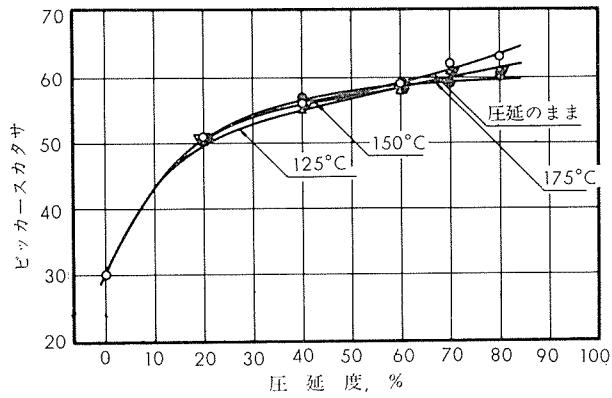
および 5957 の機械的性質 (14)



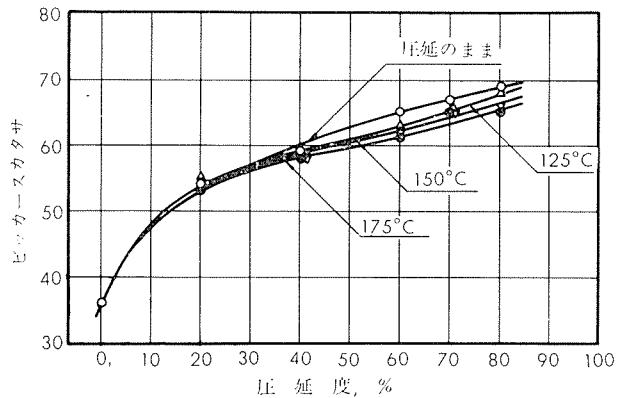
第36図 5657板の圧延度とカタサの関係



第37図 5757板の圧延度とカタサの関係



第38図 5857板の圧延度とカタサの関係



第39図 5957板の圧延度とカタサの関係