

アルミニウム合金の組織の相違が疲労強度に
およぼす影響について

深井 誠吉 竹内 勝治

On the Difference of Grain Structure in Fatigue Properties
of Aluminium Alloys

by Seikiti Hukai and Katsuzi Takeuchi

住友軽金属工業株式会社研究部

論文

アルミニウム合金の組織の相違が疲労強度に およぼす影響について*

深井誠吉** 竹内勝治***

On the Difference of Grain Structures in the Fatigue Properties of Aluminium Alloys.

by Seikiti Hukai and Katsuzi Takeuchi

Aluminium alloys often have coarse grain structure in the extruded end under certain extrusion conditions. This report deals with notched and unnotched fatigue strengths of coarse- and fine-grain structures of extruded 61S, 17S and forged 14S as well as with the effect of grain direction of extruded 75S aluminium alloy which affect the fatigue strength. The crack initiation under cyclic stressing of 61S aluminium alloy was also studied by the microscopic examination. The specimens for this purpose have a complex constitution as shown in Photo. 6.

The examinations of fatigue properties regarding to the grain size and the grain directions effect were conducted on an Ono's rotating-beam fatigue tester. The tests on the forged material and on the microscopic examination were carried out by using the Schenck's vibrating fatigue tester.

The static strengths, such as, yield- and tensile strengths in fine grain structure show higher values than that in coarse grain structure, and the structure parallel to extruded direction shows also higher values than that in perpendicular direction.

As for the fatigue properties, the notched (3.2 theoretical stress concentration) and unnotched fatigue strengths in fine grain structure of 61S aluminium alloy show higher values than that in coarse grain structure, but the difference of the fatigue strengths in both structures of 17S aluminium alloy was not detected. In the case of 14S aluminium alloy, the coarse grain structure shows lower fatigue strength at lower cycles, but shows higher value than that of fine grain structure on increasing cycles. The effect of the grain directions on the fatigue properties of 75S aluminium alloy is of no significance.

Those results show that the grain sizes and the grain directions are unimportant factors for fatigue properties and this agrees with R.L. Templin's conclusion.

The results of microscopic examination of the complex constitute structure show that the crack under cyclic stressing proceeds in the coarse grain structure and initiated in the intermetallic compound.

The authors considered that the difference of grain sizes is not so important a factor, but the distribution and sizes of those intermetallic compounds are related to the fatigue strengths.

1. 緒 言

アルミニウム合金は押出の条件によってその尾部に粗粒組織を生じることがある。従来までの研究によると粗粒組織は細粒組織よりも静的強度が劣るが、疲労強度は必ずしも劣らないようである。例えば P. L. Teed⁽¹⁾ は結晶粒度が疲労強度に影響すると述べているが、R. L. Templin の実験結果では両組織間に差がみられない。また、最近の研究

によると、粗粒組織が細粒組織よりも高い疲労強度をもつことも報告されている。⁽³⁾しかし、実際には設計者と我々材料製造者の間に粗粒組織がしばしば問題となるので、さらに詳しい研究が必要である。

本報は耐食アルミニウム合金 61S-T6, 高力アルミニウム合金 17S-T4 各押出材および 14S-T6 鍛造材について細粒組織と粗粒組織の相違が静的強度並びに疲労強度に及ぼす影響を検討すると共に、高力アルミニウム合金 75S-T6 押出材について押出纖維の流れの方向の相違が及ぼす

* 昭和34年4月、日本機械学会第36期通常総会講演会に一部を発表

** 研究部 工学博士 *** 研究部

Table 1 Typical chemical compositions of specimens.

Material	Mark	Chemical composition, %								
		Cu	Mg	Mn	Si	Fe	Cr	Ti	Zn	Al
61S (extruded)	F	0.27	1.05	0.02	0.57	0.26	0.22	0.01	—	Bal
17S (extruded)	X1	3.95	0.48	0.52	0.16	0.24	Tr	0.01	0.02	Bal
14S (forged)	—	4.29	0.55	0.77	0.84	0.26	Tr	0.01	0.07	Bal
75S (extruded)	—	1.58	2.50	0.02	0.12	0.20	0.29	0.01	5.65	Bal

影響も同様に検討した。さらに、細粒並びに粗粒組織をもつ 61S-T6 材について繰返応力下における疲労ワレの発生も比較した。

2. 供試材および実験方法

2.1 供 試 材

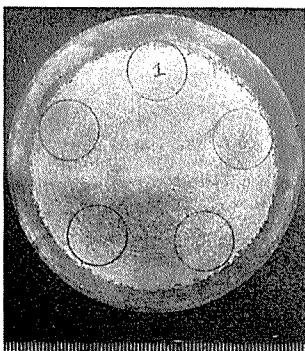
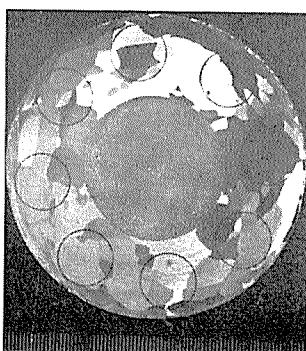
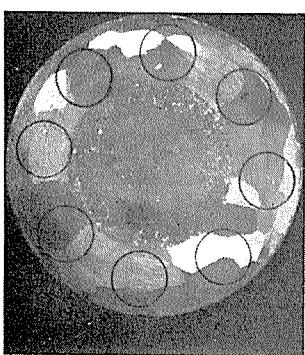
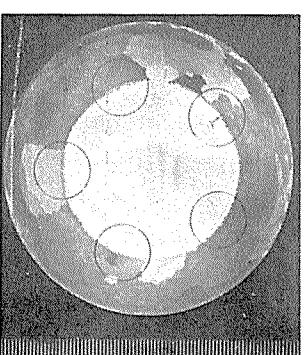
供試材は 61S-T6, 17S-T4, 75S-T6 (以上は押出材) および 14S-T6 (鍛造材) の 4 材質であり、その代表的化学成分は Table 1 に示す。

61S は 80mmφ 押出棒、17S は 20~150mmφ の押出棒、75S は底辺の長さ 126mm の凸型押出材および 14S は 70×150×205mm の鍛造材である。

供試材は東京計器製 UR-I 型超音波探傷器を用い、学振 II 型標準試験片の欠陥がパルスの高さ 14mm になるような探傷条件で内部欠陥の有無を調べ、欠陥がないことを確かめて試験に供した。

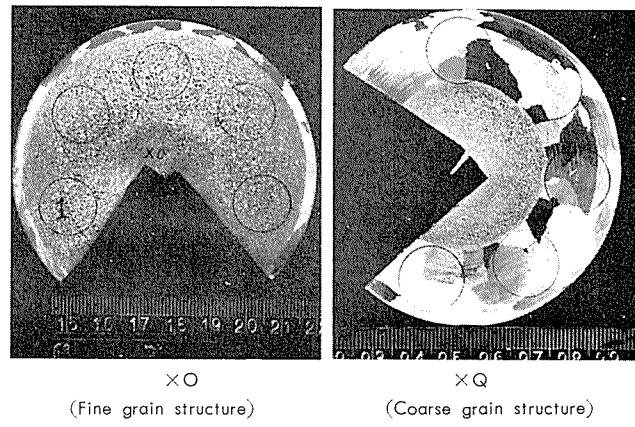
2.2 供試材のマクロ組織並びに試験片採取方法

各押出材は長さ 150~200mm に切断し、その両端のマ

F
(Fine grain structure)M
(Medium grain structure)C
(Coarse grain structure)CM
(Complex constitute structure)

Circles show the locations of test specimens.

Photo 1 Macro-structures of extruded 61S-T6 aluminium alloys.

X○
(Fine grain structure)XQ
(Coarse grain structure)

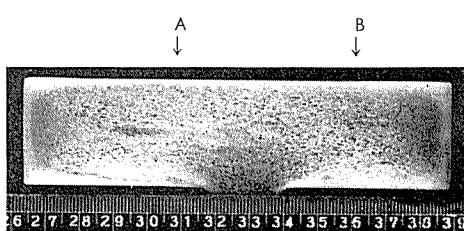
Circles show the locations of test specimens.

Photo. 2 Macro-structures of extruded 17S-T4 aluminium alloys.

クロ組織を検出した。

61S 並びに 17S のマクロ組織の 1 例はそれぞれ Photo. 1 および 2 に示す。各試験片は細粒または粗粒組織の部分より採取し、61S は細粒組織と粗粒組織の境界の部分（以下複合組織と称す）からも試験片を採取した。

75S のマクロ組織の 1 例は Photo. 3 に示し、試験片は底辺の部分から押出方向に平行またはそれに直角の 2 方向より採取した。



a) Perpendicular section to extruded direction.



b) Parallel sections to extruded direction.

Photo. 3 Macro-structures of extruded 75S-T6 aluminium alloy.

14S はマクロ組織の程度によって細粒または粗粒組織の試験と区別し、同程度のマクロ組織をもつ試験 2 箇を 1 組として試験に用いた。マクロ組織の 1 例は Photo. 4 に示す。

す。試験片は試材の長手方向（以下縦板と称す）並びにそれに直角方向（以下横板と称す）から採取し、その採取要

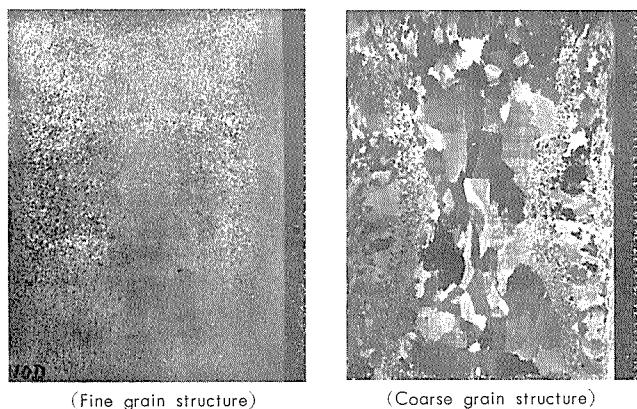


Photo. 4 Macro-structure of forged 14S-T6 aluminium alloys.

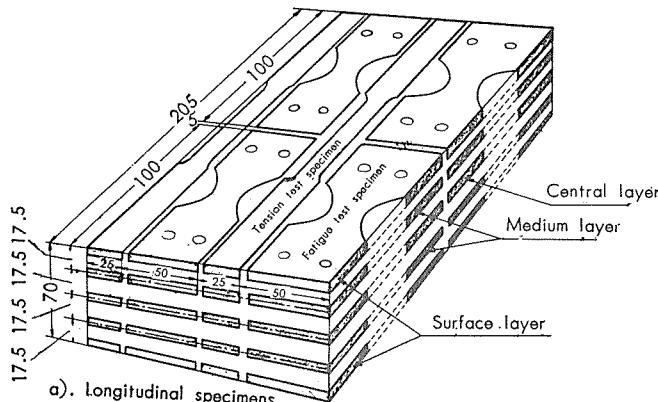


Fig. 1 The locations of specimens of forged 14S-T6 aluminium alloy.

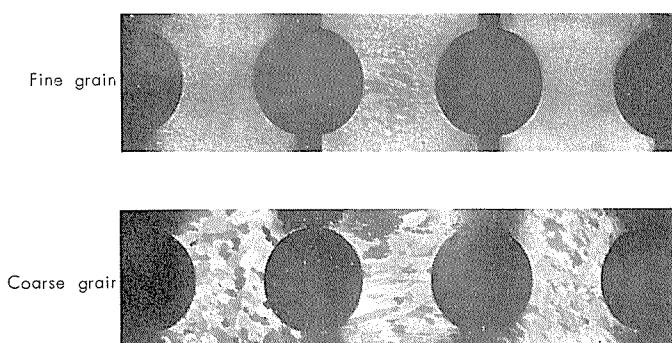


Photo. 5 Macro-structures of fatigue test specimens (Transverse direction) of forged 14S-T6 aluminium alloys.

領を Fig. 1 に示す。引張試験片は厚さ 3 mm、疲労試験片は 4 mm とし、後者のマクロ組織の 1 例を Photo. 5 に示す。

61S について疲労割れの発生を比較する試験片は前述の複合組織試験片と同様に採取し、厚さ 1 mm の板とした。試験片のマクロ組織の 1 例は Photo. 6 に示す。

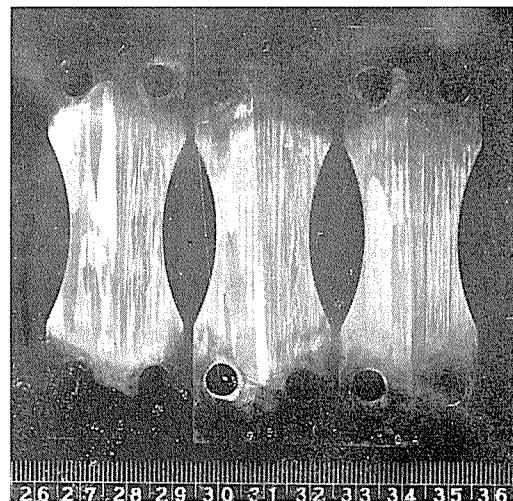


Photo. 6 Complex constitution structure specimens of 61S-T6 aluminium alloy.

2・3 供試材の結晶粒度

押出材細粒組織の結晶粒度は後述する疲労試験終了後の各試験片について測定した。測定方法は押出方向に平行な断面についてそれに直角な一定長さの線を横切る結晶粒の数を測定し、結晶粒の数でその長さを除した値を結晶粒度とした。粗粒組織の結晶粒度の測定方法は Fig. 2 に示す。

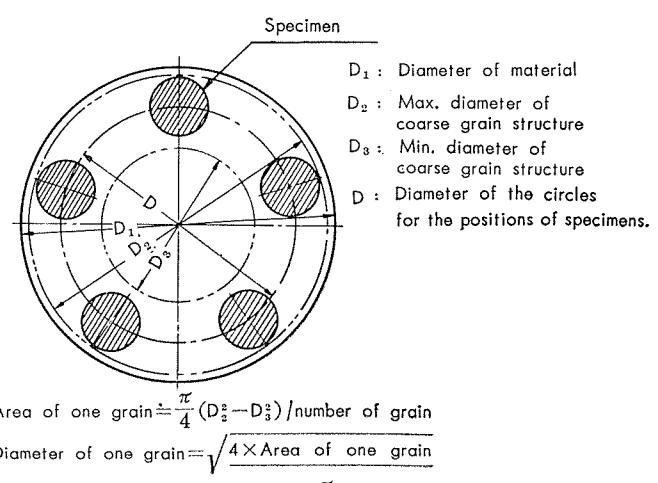


Fig. 2 The grain size determination method of coarse grain structure specimen of extruded alloys.

61S 並びに 17S の平均結晶粒度は Table 2 に示し、17S 大径棒で弱加工組織（マクロ組織は細粒を示した）のもの並びに 75S は結晶粒度を測定しなかった。

Table 2 Average grain sizes of extruded specimens.

Material	Structure	Mark	Average grain size, mm	Remark	
				Dia. of material, mm	Positions of specimen from the center of material, mm
61S-T6	Fine grain	F	0.24	80	25 (Radius)
	Medium grain	M	4.68	80	30 (Radius)
	Coarse grain	C	6.18	80	30 (Radius)
	Complex constitute structure *	CM	Fine 0.20 Coarse 5.43	80	—
17S-T4	Fine grain	XL	(Semi-extruded) structure	85	25 (Radius)
		XO	(")	85	30 (Radius)
		XP	(")	130	50 (Radius)
		XZ	(")	150	50 (Radius)
		X 1	0.08	20	0
	Coarse grain	XR	3.81	150	55 (Radius)
		XQ	7.54	80	30 (Radius)
		XY	4.40	55	20 (Radius)
		X 2	5.13	20	0

* Specimens taken from the boundary between the coarse and fine grain structure.

14S の結晶粒度は疲労試験終了後の試験片についてその破壊部より 5 mm 内側の断面中央部について測定した。測定方法は前述の細粒組織の場合と同様であり、結晶粒の縦並びに横方向の長さの平均値を求め、それをかけた値の平方根を結晶粒度とした。平均結晶粒度は Table 3 に示す。

Table 3 Average grain sizes of forged 14S-T6 aluminium alloys.

Position of specimen	Longitudinal specimen		Transverse Specimen	
	Fine grain structure, mm	Coarse grain structure, mm	Fine grain Structure, mm	Coarse grain structure, mm
Surface layer	0.19	0.71	0.43	1.35
Medium layer	0.16	0.60	—	—
Central layer	0.06	1.01	0.22	1.26

2・4 試験方法

引張試験はアムスラー式引張試験機を用いて行い、試験片は米国連邦規格の R1 (61S, 17S および 75S) 並びに F2 (14S) とした。カタサ試験はブリネル、ピッカースまたはロックウェルカタサ試験機を用いて行った。

疲労試験は小野式疲労試験機 (1,700 rpm) またはシェンク型振動試験機 (容量 4 kg-m, 3,500 cpm) を用い、実験は繰り返し回数 10^7 における疲労強度を測定した。前者は 61S, 17S 並びに 75S に、後者は 14S の試験に用いた。小野式疲労試験片は平行部の直径 $10 \text{ mm} \phi$ の標準試験片 (以下平滑試験片と称す) 並びに形状係数が Neuber の計算式によると 3.2 に相当する 60°-V 型環状切欠試験片 ($D=12 \text{ mm} \phi$, $d=10 \text{ mm} \phi$, $\rho=0.25 \text{ mm}$) の 2 種類とした。平滑試験片の平行部の仕上げはエメリーリング紙 4/0 仕上げとした。切欠試験片は旋削のままとし、その切欠部は投影器で 50 倍に拡大し、標準寸法と比較して $\pm 0.02 \text{ mm}$ の範囲内にあるもののみを試験に供した。シェンク型疲労試験片は Fig. 3 に示し、試験片はマクロ組織検出のままとした。

ワレの発生を比較する試験はシェンク型振動試験機 (容量 0.5 kg-m, 1,700 cpm) を用い、実験は繰り返し応力 22, 19, 18, 16, 14.5, 13 および 10.4 kg/mm^2 の 7 段階について

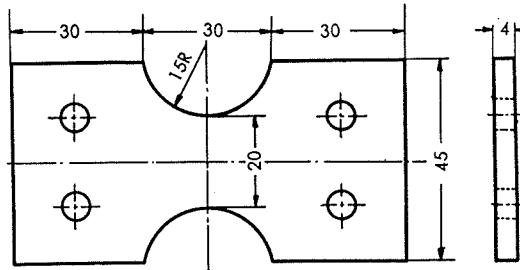


Fig. 3 Form and dimensions of Schenck's vibrating fatigue test specimen for forged 14S-T6 aluminium alloy.

行った。ワレの検出は顕微鏡を用い、倍率 100~700 でつぎのように行った。すなわち、応力 22 kg/mm^2 の場合はワレが検出されるまで繰り返し回数 10^3 ごとに、それから後のワレの成長は 5×10^3 回ごとに検鏡した。応力 16 kg/mm^2 の場合は 10^4 回ごとに、 10.4 kg/mm^2 の場合は 5×10^4 ごとにワレの検出ならびにその成長を破壊に至るまで検鏡した。その他の応力の場合は主として 10^5 回ごとにワレが検出されるまで検鏡した。試験片は Fig. 4 に示し、試験片は顕微鏡組織を検出した状態 (腐食したまゝ) とした。

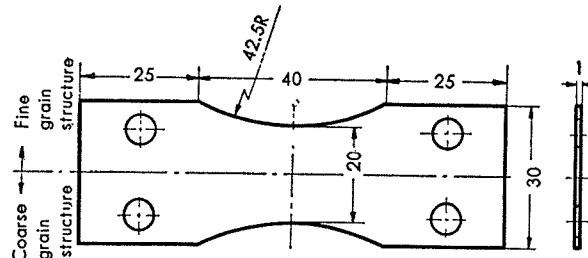


Fig. 4 Form and dimensions of Schenck's vibrating fatigue test specimen of the complex constitution structure.

3. 実験結果および考察

3・1 静的強度の相違

3・1・1 押出材

機械的性質は Table 4 に示す。得られた結果について検討すると

Table 4 Mechanical properties of extruded specimens.

Material	Structure	Mark	Mechanical properties						
			Elastic limit, kg/mm ²	Yield strength (0.2%), kg/mm ²	Tensile strength, kg/mm ²	True breaking stress, kg/mm ²	Elongation, %	Reduction of area, %	Brinell hardness (10/500/30)
61S-T6	Fine grain	F	23.8 (100)	31.1 (100)	36.1 (100)	49.7 (100)	16 (100)	40 (100)	—
	Medium grain	M	19.1 (80.3)	23.0 (73.9)	28.3 (78.4)	—	16 (100)	—	—
	Coarse grain	C	17.7 (74.3)	20.8 (66.9)	25.2 (69.9)	—	24 (150.0)	—	—
	Complex structure	CM	18.6	28.6	33.2	—	14	—	—
17S-T4	Fine grain	XL	—	33.3 (100)	47.2 (101.5)	—	18 (112.5)	—	104 (98.0)
		XO	25.4 (100)	33.3 (100)	46.5 (100)	59.7 (100)	16 (100)	21 (100)	106 (100)
		XP	11.4 (44.9)	25.4 (76.2)	42.5 (91.4)	61.2 (102.5)	24 (150.0)	33 (157.0)	102 (96.2)
		XZ	21.2 (83.5)	30.8 (92.4)	47.1 (101.3)	59.2 (99.2)	15 (93.7)	17 (81.0)	110 (103.8)
		X 1	29.5 (116.5)	38.8 (116.6)	51.6 (111.0)	62.2 (104.1)	17 (106.2)	20 (95.3)	113 (106.6)
	Coarse grain	XR	—	22.6 (66.1)	36.5 (78.5)	—	29 (181.2)	—	101 (95.2)
		XQ	—	37.7 (113.2)	52.3 (112.5)	—	18 (112.4)	—	111 (104.7)
		XY	20.1 (79.2)	25.9 (77.8)	35.7 (76.7)	—	20 (125.0)	—	102 (96.2)
		X 2	21.7 (85.4)	28.9 (86.8)	35.7 (76.7)	—	24 (150.0)	—	109 (102.9)

*Values in () show the percentage for F and XO as 100 percent.

(1) 細粒組織と粗粒組織を比較すると、一般に前者は後者よりも静的強度が高く伸び率が小さい傾向がある。すなわち、61Sの場合、前者を100%とすると後者の静的強度はおよそ70%であり、その伸び率は逆に150%の値をもつ。17Sも61Sと同様な傾向がみられる。細粒組織試材XOの静的強度を100%とすると粗粒組織のそれは(XQのような例外はあるが)80%程度である。なお61S-T6の応力-ヒズミ線図の1例をFig. 5に示す。

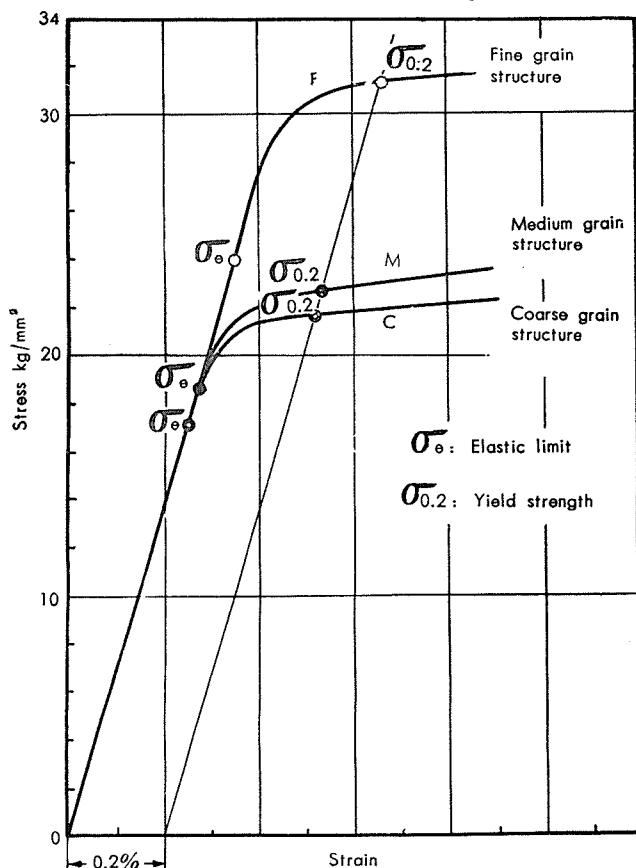


Fig. 5 Stress-strain curves of extruded 61S-T6 aluminium alloys.

(2) Fig. 6は同様に断面のカタサ分布の1例を示す。その結果によるとカタサは結晶粒の大きさによって変ることが判る。すなわち、Photo. 1と比較して検討すると、最外層は結晶粒が比較的細かいのでカタサが高く、ついで粗粒組織の範囲になると低くなり、中心部の細粒組織では再び高くなる。

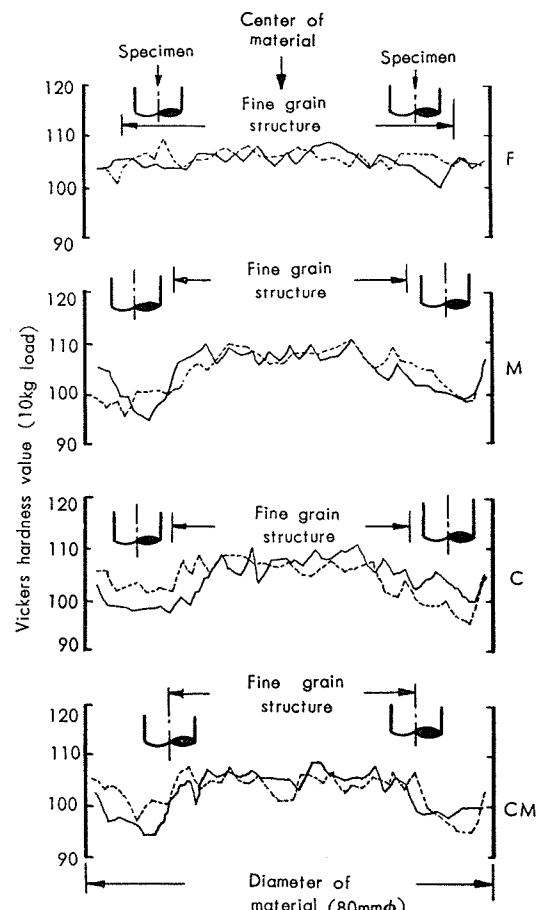


Fig. 6 Vickers hardness of the cross-section of extruded 61S-T6 aluminium alloys.

Table 5 Mechanical properties of forged 14S-T6 aluminium alloys.

Specimen	Structure	Surface layer				Medium layer				Central layer						
		Elastic limit, th (0.2%), kg/mm ²	Yield strength, th (0.2%), kg/mm ²	Elongation, %	Rockwell hardness (B scale)	Elastic limit, th (0.2%), kg/mm ²	Yield strength, th (0.2%), kg/mm ²	Elongation, %	Rockwell hardness (B scale)	Elastic limit, th (0.2%), kg/mm ²	Yield strength, th (0.2%), kg/mm ²	Elongation, %	Rockwell hardness (B scale)			
Longitudinal	Fine grain	30.9	43.9	50.7	9	84	31.0	44.2	50.6	9	85	30.8	43.3	49.9	8	84
	Coarse grain	28.3	40.4	47.2	8	85	29.9	41.7	49.2	9	85	30.4	41.6	49.3	8	85
Transverse	Fine grain	29.1	44.5	50.2	7	83	—	—	—	—	—	29.0	42.3	48.0	10	82
	Coarse grain	27.4	42.4	47.8	6	85	—	—	—	—	—	27.8	41.9	48.3	8	85

3・1・2 鍛造材

14S の機械的性質は Table 5 に示す。得られた結果について検討すると

(1) 静的強度は押出材の場合と同様に細粒組織の方が粗粒組織よりも高いが、その差は 3.5kg/mm² 以下である。伸び率も同程度もしくは後者の方が前者よりも 1~2% 低い。

(2) 表面層と内部との静的強度の差は比較的少なく、内部になるに従って静的強度が高くなる場合と逆に低くなる場合があり、これは試験片の結晶粒度の相違の影響が現われたとは見受け難い。また、縦板と横板の相違による静的強度の差も極めて小さい。

(3) 各試験片のマクロ組織の相違から静的強度は両組織間にかなりの差があるのではないかと考えていたが、以上のようにその差は小さく、しかも、この程度の結晶粒度の相違ならば実用上差支えないことが判る。

3・1・3 押出纖維の流れの方向の相違

75S の機械的性質は Table 6 に示す。

静的強度は押出方向に平行方向がそれに直角方向よりも高い。したがって、結晶粒の流れの方向によって静的強度が変ることが判る。しかも、直角方向の伸び率は平行方向よりも低く、その破面は脆性破壊のような状況を呈してい

Table 6 Mechanical properties of extruded 75S-T6 aluminium alloy.

Direction of specimen	Mechanical properties					
	Elastic limit, th (0.2%), kg/mm ²	Yield strength, th (0.2%), kg/mm ²	Tensile strength, th (100), kg/mm ²	True breaking stress, th (100), kg/mm ²	Elongation of area, %	Reduction of area, %
Parallel	45.4 (100)	55.7 (100)	61.8 (100)	71.5 (100)	10 (100)	14 (100)
Perpendicular	32.9 (72.5)	49.1 (88.2)	55.7 (90.1)	—	8 (80)	—

* Values in () show the percentage for the specimen (parallel to extruded direction) as 100 percent.

た。

3・2 疲労強度の相違

3・2・1 押出材

各繰返し回数における疲労強度は Table 7 に示し、S-N 曲線は 1 例を Fig. 7 (61S) 並びに Fig. 8 (17S 試材 1 および X2) に示す。得られた結果について検討すると（以下とくに断わらない限り疲労強度は繰返し回数 10⁷ の値を用いる）

(1) 粗粒組織の疲労強度は細粒組織のそれと同程度もしくはやや低いようである。すなわち、61S の場合は平滑並びに切欠材とも粗粒組織の方が細粒組織よりも 10~20% 低い。17S 平滑材は両組織間に疲労強度の差が殆どないが、切欠材は粗粒組織の方が細粒組織よりもやや低いようである。Fig. 9 は 17S について S-N 曲線上の点をまとめ

Table 7 Fatigue strengths of extruded specimens.

Material	Structure	Mark	Fatigue strength, kg/mm ²						Fatigue strength reduction factor (N=10 ⁷)	
			Unnotched			Notched *				
			10 ⁶ cycles	10 ⁶ cycles	10 ⁷ cycles	10 ⁵ cycles	10 ⁶ cycles	10 ⁷ cycles		
61S-T6	Fine grain	F	24.1 (100)	18.6 (100)	14.6 (100)	11.8 (100)	7.3 (100)	5.5 (100)	2.66	
		M	19.7 (81.7)	15.7 (84.4)	12.8 (87.7)	10.9 (92.4)	6.8 (93.2)	4.9 (89.1)	2.61	
		C	19.8 (82.2)	15.4 (82.8)	11.9 (81.5)	12.2 (103.4)	7.1 (97.3)	4.7 (85.5)	2.53	
		CM	20.3	15.8	13.1	—	—	—	—	
17S-T4	Fine grain	XL	—	—	—	13.2	9.4	6.7	—	
		XO	24.4 (100)	17.6 (100)	13.7 (100)	—	—	—	—	
		XP	25.8 (105.7)	15.8 (89.8)	12.1 (88.3)	—	—	—	—	
		XZ	29.4 (120.5)	21.6 (122.7)	17.0 (124.1)	—	—	—	—	
		X 1	26.0 (106.6)	18.2 (103.4)	15.2 (110.9)	—	9.9	7.2	2.11	
		XR	18.6 (76.2)	15.9 (90.4)	14.0 (102.2)	—	—	—	—	
		XQ	—	—	—	11.7	8.0	6.1	—	
		XY	19.8 (81.1)	16.0 (90.9)	12.2 (89.1)	—	—	—	—	
		X 2	22.3 (91.4)	16.7 (94.9)	14.1 (102.9)	13.3	9.0	6.1	2.31	
		Coarse grain	—	—	—	—	—	—	—	

* 3.2 theoretical stress concentration.

** Values in () show the percentage for F and XO as 100 percent.

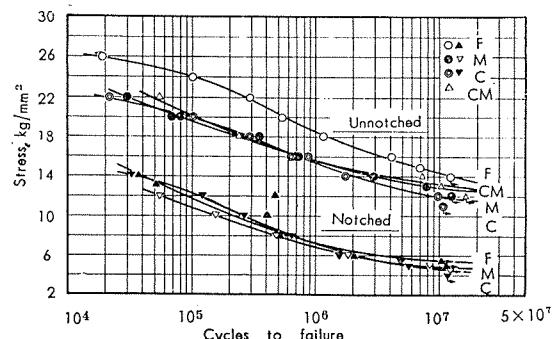


Fig. 7 S-N curves of extruded 61S-T6 aluminium alloys.

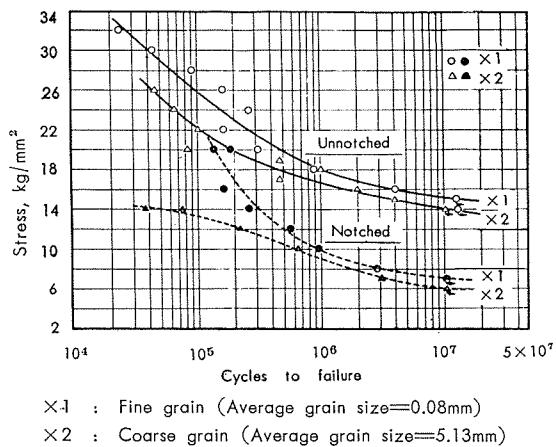


Fig. 8 S-N curves of extruded 17S-T4 aluminium alloys.

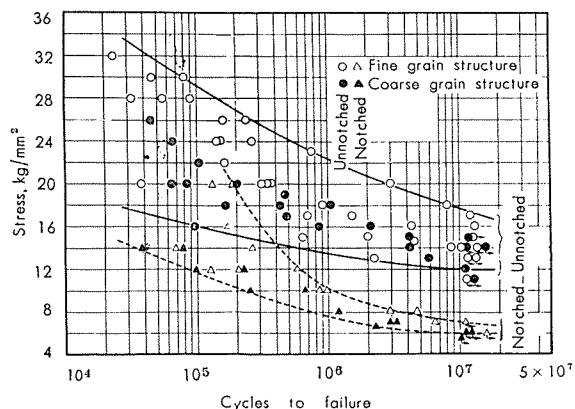


Fig. 9 Scatter-bands of extruded 17S-T4 aluminium alloys.

図示したものであり、繰返回数が多くなると両組織間における疲労強度の差は小さくなることが判る。なお、17Sについての実験結果は R.L.Templin のそれと傾向がほぼ一致している。

(2) 61S 細粒組織平滑材の疲労強度 14.6 kg/mm^2 はやや高すぎる値である。静的強度が高いのでこのような値を示したのかも知れないが、通常は 12 kg/mm^2 程度である。

3.2.2 鍛造材

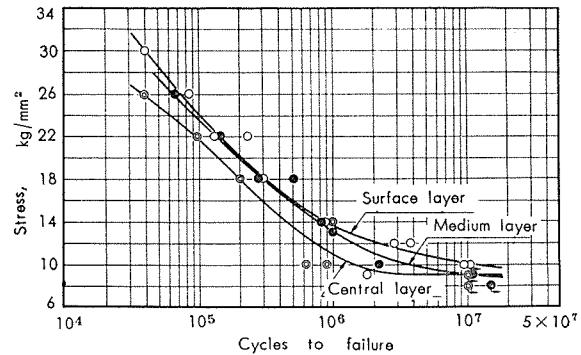


Fig. 10 S-N curves of fine grain structure of longitudinal specimens of forged 14S-T6 aluminium alloys.

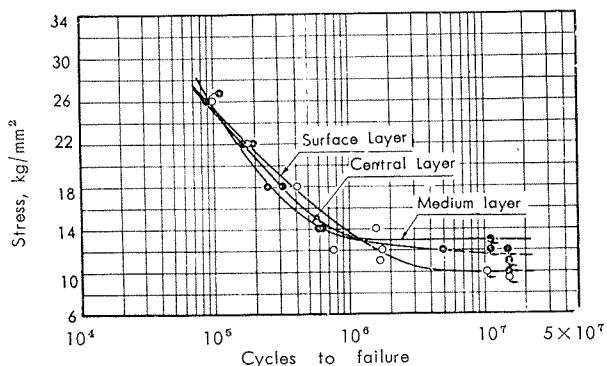


Fig. 11 S-N curves of coarse grain structure of longitudinal specimens of forged 14S-T6 aluminium alloys.

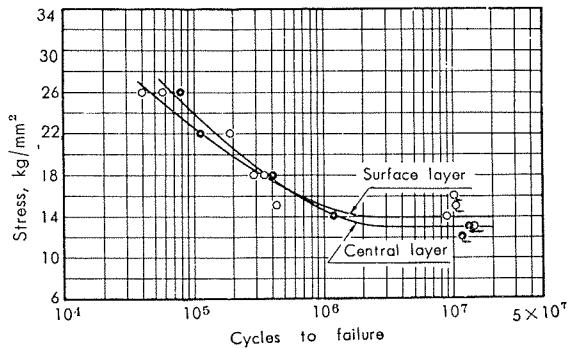


Fig. 12 S-N curves of fine grain structure of transverse specimens of forged 14S-T6 aluminium alloys.

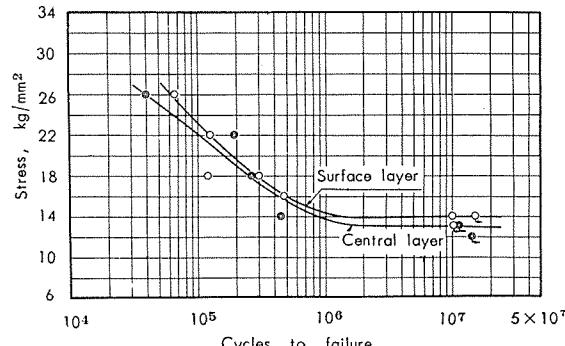


Fig. 13 S-N curves of coarse grain structure of transverse specimens of forged 14S-T6 aluminium alloys.

S-N曲線は Fig. 10~13 に示し、各繰り返回数における

Table 8 Fatigue strengths of forged 14S-T6 aluminium alloys.

Specimen	Location	Fatigue strength, kg/mm ²					
		Fine grain structure			Coarse grain structure		
		10 ⁵ cycles	10 ⁶ cycles	10 ⁷ cycles	10 ⁵ cycles	10 ⁶ cycles	10 ⁷ cycles
Longitudinal	Surface layer	24.4 (100)	13.6 (100)	10.0 (100)	25.4 (104.1)	13.5 (99.3)	10.0 (100)
	Medium layer	23.8 (97.5)	13.0 (95.5)	9.0 (91.0)	25.0 (102.5)	13.1 (96.3)	13.0 (130.0)
	Central layer	21.8 (89.4)	10.7 (78.7)	9.0 (90.0)	25.4 (104.1)	13.3 (97.8)	11.6 (116.0)
Transverse	Surface layer	22.5 (92.2)	14.9 (109.5)	13.9 (139.0)	23.0 (94.3)	14.2 (104.4)	14.0 (140.0)
	Central layer	23.8 (97.6)	14.5 (106.6)	13.0 (130.0)	21.9 (89.8)	13.7 (100.7)	13.0 (130.0)

* Values in () Show the percentage for the Specimen (surface layer with fine grain structure) as 100 percent

疲労強度は Table 8 並びに結晶粒度との関係において Fig. 14 に示す。得られた結果について検討すると

(1) 疲労強度と結晶粒度の関係は Fig. 14 に示すように繰り返し数 10⁵ では結晶粒が細かいと疲労強度が高い傾向をもつが、繰り返し数 10⁷ の場合には逆の傾向をもつ。

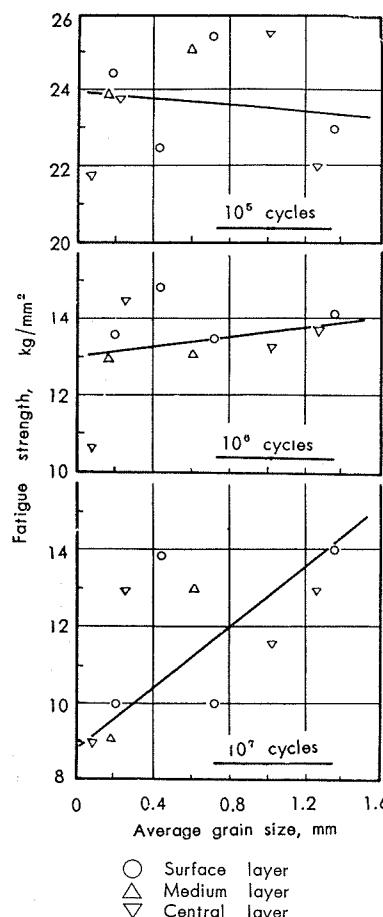


Fig. 14 Relations between grain size and fatigue strength of forged 14S-T6 aluminium alloys.

(2) 繰り返し数 10⁷ の疲労強度を詳細に比較すると、細粒組織縦板の場合、内部になるに従って結晶粒は細かくなるが疲労強度は低くなり、粗粒組織縦板のそれは中間層の結晶粒が最も細かく疲労強度も高い。両者を試験片の採取位置によって比較すると、細粒組織の疲労強度は粗粒組織のそれと同程度もしくはそれよりも低い。

横板の場合は両組織とも中心層の結晶粒が表面層よりも細かいが疲労強度が低く、また、試験片の採取位置によって疲労強度を比較すると両組織間に差はみられない。

(3) 以上の実験結果は前項の押出材についての結果とやや異なっており、むしろ、G.V. Bennet が 24S について行った実験結果と同様な傾向をもつ。したがって、押出材の実験結果と併せて考えると、疲労強度は結晶粒度のみに影響されるものではないようである。

3・2・3 押出纖維の流れの方向の相違

S-N 曲線は Fig. 15 に示し、各繰り返し数における疲労強度は Table 9 に示す。得られた結果について検討する

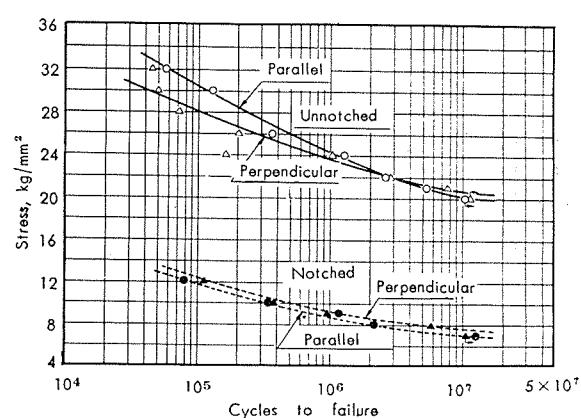


Fig. 15 S-N curves of extruded 75S-T6 aluminium alloy.

Table 9 Fatigue strengths of extruded 75S-T6 aluminium alloy.

Direction of specimen	Fatigue strength, kg/mm ²						Fatigue strength reduction factor (N=10 ⁷)	
	Unnotched			Notched *				
	10 ⁵ cycles	10 ⁶ cycles	10 ⁷ cycles	10 ⁵ cycles	10 ⁶ cycles	10 ⁷ cycles		
Parallel	30.4 (100)	24.2 (100)	20.3 (100)	11.7 (100)	8.8 (100)	7.2 (100)	2.82	
Perpendicular	28.0 (92.1)	23.5 (97.1)	20.6 (101.5)	12.2 (104.3)	9.2 (104.6)	7.4 (102.8)	2.78	

* 3.2 theoretical stress concentration.

** Values in () show the percentage for the specimen (parallel to extruded direction) as 100 percent.

(1) 疲労強度は平滑材および切欠材とも試験片採取方向の相違による差が極めて小さい。すなわち、平滑材の場合、繰回国数 10^5 の疲労強度は押出方向に平行に採取した試験片の方が直角方向に採取したものよりも 2.4 kg/mm^2 高いが、 10^7 回では後者の方が逆に 0.3 kg/mm^2 高い。また、切欠材の場合は両者間の各繰回国数における疲労強度の差が 0.5 kg/mm^2 以下である。

(2) 押出方向に直角に採取した試験片は押出纖維の流れの方向（すなわち、metal flow）を横切るので、押出方向に平行に採取したものよりも疲労強度が低いのではないかと考えていたが、そのような傾向はないようである。前項の鍛造材の場合は鍛造纖維の流れの方向が本実験のように明瞭でなかったが、本実験結果より結晶粒の流れの方向が疲労強度に及ぼす影響は殆どないと云えよう。

3・2・4 ワレ発生の比較

つぎに、Photo. 6 に示した細粒組織と粗粒組織の複合する試験片について疲労ワレの検出を行った結果をつぎに述べる。

(1) 応力 22 kg/mm^2 の場合、繰回国数 3×10^4 で粗粒組織側加応力部中央の端（以下端部と称す）よりおよそ 3 mm の位置に長さ 74.6μ のワレ（マーク A6）を検出した。このワレは Photo. 7（繰回国数 3.5×10^4 のワレを示す）

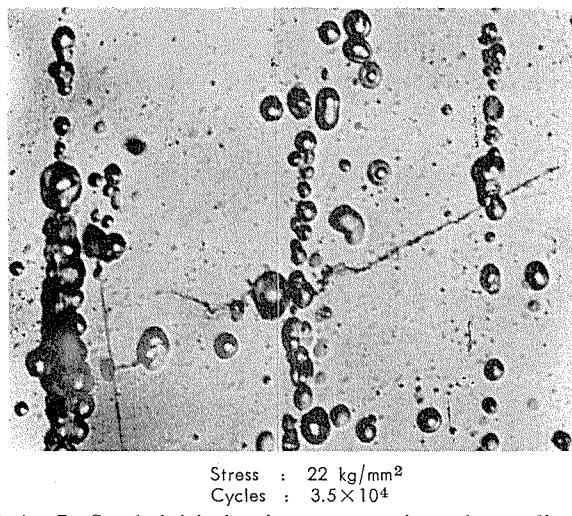


Photo. 7 Crack initiation in coarse grain under cyclic stressing. $\times 700$ ($\times \frac{1}{2}$)

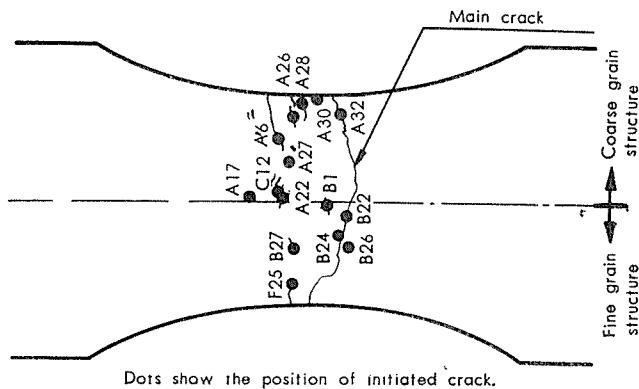


Fig. 16 The positions of crack initiation under cyclic stressing (22 kg/mm^2) of complex constitution structure of 61S-T6 aluminium alloy.

に示すように溶入化していない金属間化合物の存在する場所をつらねているが、それから発生したか否かは明らかではなかった。繰回国数 3.5×10^4 になるとワレが 7 カ所に検出され、その内の 4 カ所 (A32, A28, A30, A26) は端部近くに、その他 (A27, A17 および A22) は比較的内部にあった。これらのワレの発生位置は Fig. 16 に示す。また、細粒組織では中央部の細粒と粗粒の境目近くにワレが 1 カ所検出 (B1) され、そのワレは Photo. 8a に

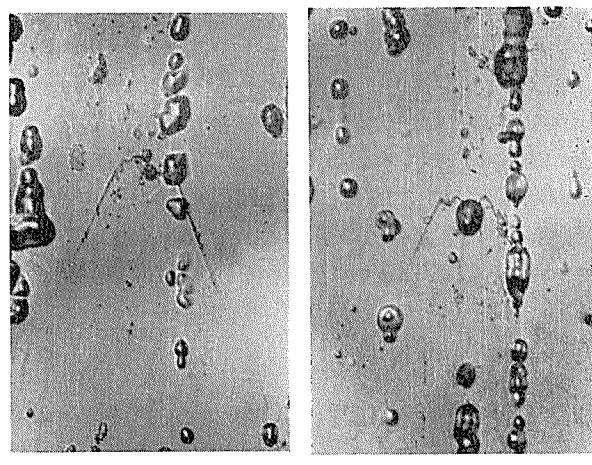


Photo. 8 Crack initiation in fine grain under cyclic stressing. $\times 700$ ($\times \frac{1}{2}$)

示すように金属間化合物よりワレが出発しているように見受けられた。繰回国数 4×10^4 になると、粗粒組織側には多くのワレが検出され、また、すでに検出したワレは成長を開始してその方向は同一結晶粒内では一定であった。細粒組織ではワレが 4 カ所 (B22, B24, B26 および B27) に検出され、Photo. 8b にその 1 例を示すように B1 と同様な状況を示していた。その後は繰回国数の増加に伴ってワレが次第に成長し、また、両組織ともワレが数多く発生した。ワレの進行状況は著者らの 1 人がかって 7 : 3 黄銅その他について行った実験結果と全く同様である。すなわち、ワレは隣りのワレとつながったりして次第に大きくなるが結晶粒界に至って方向を変え、繰回国数 $6.5 \sim 7 \times 10^4$ になると粗粒組織側より細粒組織側に主ワレが進行した。しかも、その進行方向に当る部分に細かいワレが数多く発生し、それらのワレは金属間化合物より発生しているようにみられた。主ワレはそれらをつらねるように進行し、試験片は繰回国数 7.24×10^4 で破壊した。

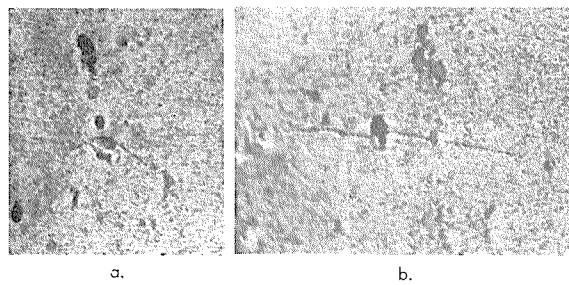
(2) 応力 19 kg/mm^2 の場合は繰回国数 10^5 , 18 kg/mm^2 の場合は 2.7×10^5 , 16 kg/mm^2 の場合は 2.3×10^5 , 14.5 kg/mm^2 の場合は 5×10^5 , 13 kg/mm^2 の場合は 6.3×10^6 でワレを検出した。ワレはいずれも粗粒組織側に最初に検出され、同様に金属間化合物よりワレが発生していたものがあった。応力 10.4 kg/mm^2 の場合は繰回国数 10^7 まで検鏡したが、ワレは検出されなかった。

(3) 以上の実験結果によると、ワレは粗粒組織側に細粒

組織側よりも早く発生し、しかも、主ワレは前者から後者に進行した。したがって、同一応力条件下では細粒組織の方が粗粒組織よりも強く、この実験結果は3・2・1項の61S押出材についての実験結果と傾向がよく一致した。

(4) しかし、ここで問題となるのは溶入化していない金属間化合物からワレが開始していることである。本試験片のように応力が集中するような場合はその端部附近に最初のワレが発生するのが当然であり、実験結果もそのようになっているが、しかし、応力集中が端部よりも比較的小さい中央部附近にもワレがやゝ遅れて同様に金属間化合物より発生した例も見受けられた。この事実は金属間化合物が疲労破壊のワレの発生に大きな役割りをなしていることを暗示するものであろう。したがって、結晶粒度も疲労強度に影響を及ぼすであろうが金属間化合物の多少、またはその大きさも同様に影響を及ぼすであろう。

なお、前述の各顕微鏡写真における金属間化合物は丸みを帯びている。Photo. 9 は顕微鏡組織を検出しない、す



a. Non etched specimen (as polished).

Stress : 22 kg/mm²

Cycles : 4 × 10⁴

Photo. 9 Crack initiation in coarse grain under cyclic stressing. ×700 (×½)

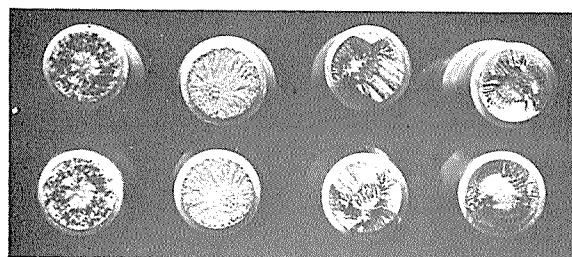
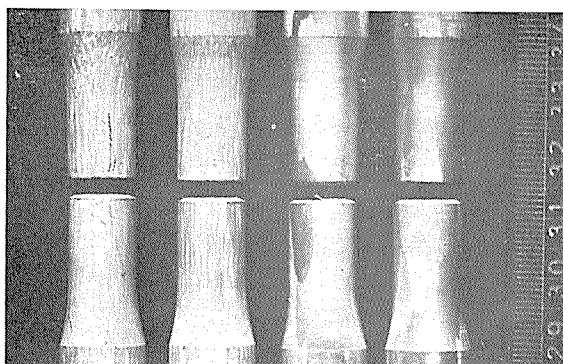
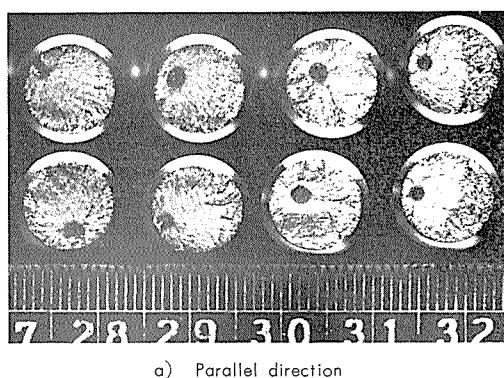


Photo. 10 Fractured surface after notched fatigue test of extruded 61S-T6 aluminium alloys.

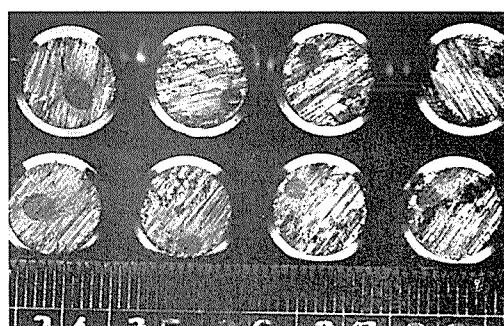
なわち、研磨したままの試験片について応力 22kg/mm²、繰返し数 4 × 10⁴ で粗粒組織側に発生したワレの 1 例を示す。ワレの発生並びに進行状況は前述の場合と全く同様であった。したがって、前述のような金属間化合物の丸みは過度の腐食によりその角がとれて丸みを帯びたものと考えられよう。

3・2・5 疲労破壊の破面について

疲労破壊の破面は Photo. 10 にその 1 例を示すように粗粒組織のそれは通常の破面であるが粗粒組織は大きな凹凸を生じている。75S の押出方向に直角に採取した試験片の破面も一見したところ通常の破面と異なっており、その 1 例を Photo. 11 に示す。前述したように疲労破壊のワレは辺り線の方向に沿って進み、結晶粒界で方向を変えるので、粗粒組織または押出方向に直角に採取した試験片はこのような破面を明瞭に生じたのであろう。



a) Parallel direction



b) Perpendicular direction.

Photo. 11 Fractured surface after notched fatigue test of extruded 75S-T6 aluminium alloy.

3・3 考 察

以上の実験結果をまとめるとつぎのようである。すなわち、静的強度は粗粒組織が細粒組織よりも一般に低いが、疲労強度は静的強度の傾向と一致するとは限らない。61S 並びに 17S などにみられるように粗粒組織の方が細粒組織よりも静的強度がおよそ 30%ほど低いが、疲労強度は前者が後者よりも 10~20% 低い (61S) かもしくは同程度 (17S) である。また、14S のように静的強度の差は小さいが前者が後者よりも高い疲労強度をもつ場合もある。R. L. Templin⁽²⁾ は「結晶粒度の相違は疲労強度に大きな影響を与える、むしろ、結晶粒度以外の他の因子が疲労強度に

影響を及ぼしているのに偶々結晶粒が異なると云う理由のためにその影響とみなされる」と指摘しているが、それは妥当なようである。著者らは前述の実験において結晶粒度以外の因子として結晶粒の流れの方向並びに溶入化していない金属間化合物をとりあげたが、前者は殆ど影響を及ぼさず、後者は金属間化合物よりワレが開始することから結晶粒度以外の一因子として金属間化合物にも留意する必要があることを述べた。著者らの1人がかって超々デュラルミン(ESD)について疲労試験を行った際に、組織的には差がなくても金属間化合物の比較的多いものは低い疲労強度を示す結果を得たこともある。本実験における14Sの場合、細粒並びに粗粒組織間に金属間化合物の著しい差はないが、疲労強度の比較的高い横板並びに粗粒組織縦板は金属間化合物の分布が比較的均一であり、疲労強度の低い細粒組織縦板のそれは前者よりも僅かながら大きいように見受けられる部分もあった。本実験のみでは金属間化合物が疲労強度に重要な影響を及ぼすとは断定し難いが、このような点に関してはさらに今後の検討が必要であろう。

4. 結 語

61S 並びに 17S 押出材、14S 鍛造材について細粒組織と粗粒組織の相違が静的強度並びに疲労強度に及ぼす影響と、75S について押出纖維の流れの方向の相違が及ぼす影響も検討した。さらに、61S の細粒並びに粗粒組織について疲労破壊におけるワレの発生も比較した。得られた結果

はつきのようである。

- (1) 静的強度は細粒組織の方が粗粒組織よりも一般に高い。押出纖維方向に平行な静的強度はそれに直角方向よりも高い。
- (2) 61S の疲労強度は平滑材および切欠材とも細粒組織の方が粗粒組織よりも 10~20 %高いが、17S は両組織間に差が余り見受けられない。14S の疲労強度は一般に繰回事数が少ないと細粒組織の方が粗粒組織よりも高く、繰回事数が多くなると逆の傾向をもつ。
- (3) 75S は押出纖維の流れの方向の相違が疲労強度に余り影響を及ぼさない。
- (4) ワレの発生は粗粒組織の方が細粒組織よりもやゝ早いようである。

文 献

- (1) P. L. Teed: **The Influence of Metallographic Structure of Fatigue** (Edited by W. M. Murray), 1952.
- (2) R. L. Templin : Proc. ASTM, 54 (1954), 641.
- (3) G. V. Bennet : Metal Prog. 72 (1957), 6, 102,
- (4) Federal Test Method Standard, Test Method No. 211.
- (5) H. Neuber : **Kerbspannungslehre**, 1937.
- (6) 五十嵐, 深井 : 住友金属研究報告, 4 (昭15), 3, 192.
- (7) 深井, 竹内 : 材料試験, 7 (昭33), 61, 527.
- (8) 五十嵐, 深井 : 機械学会論文集, 9 (昭18), 37, I 161.
- (9) 五十嵐, 深井 : 住友金属研究報告, 4 (昭17), 6, 843.

アルミニウム合金の組織の相違が疲労強度に
およぼす影響について

深井誠吉 竹内勝治

On the Difference of Grain Structure in Fatigue Properties
of Aluminium Alloys

by Seikiti Hukai and Katsuzi Takeuchi

住友軽金属工業株式会社研究部

論文

アルミニウム合金の組織の相違が疲労強度に およぼす影響について*

深井誠吉** 竹内勝治***

On the Difference of Grain Structures in the Fatigue Properties of Aluminium Alloys.

by Seikiti Hukai and Katsuzi Takeuchi

Aluminium alloys often have coarse grain structure in the extruded end under certain extrusion conditions. This report deals with notched and unnotched fatigue strengths of coarse- and fine-grain structures of extruded 61S, 17S and forged 14S as well as with the effect of grain direction of extruded 75S aluminium alloy which affect the fatigue strength. The crack initiation under cyclic stressing of 61S aluminium alloy was also studied by the microscopic examination. The specimens for this purpose have a complex constitution as shown in Photo. 6.

The examinations of fatigue properties regarding to the grain size and the grain directions effect were conducted on an Ono's rotating-beam fatigue tester. The tests on the forged material and on the microscopic examination were carried out by using the Schenck's vibrating fatigue tester.

The static strengths, such as, yield- and tensile strengths in fine grain structure show higher values than that in coarse grain structure, and the structure parallel to extruded direction shows also higher values than that in perpendicular direction.

As for the fatigue properties, the notched (3.2 theoretical stress concentration) and unnotched fatigue strengths in fine grain structure of 61S aluminium alloy show higher values than that in coarse grain structure, but the difference of the fatigue strengths in both structures of 17S aluminium alloy was not detected. In the case of 14S aluminium alloy, the coarse grain structure shows lower fatigue strength at lower cycles, but shows higher value than that of fine grain structure on increasing cycles. The effect of the grain directions on the fatigue properties of 75S aluminium alloy is of no significance.

Those results show that the grain sizes and the grain directions are unimportant factors for fatigue properties and this agrees with R.L. Templin's conclusion.

The results of microscopic examination of the complex constitute structure show that the crack under cyclic stressing proceeds in the coarse grain structure and initiated in the intermetallic compound.

The authors considered that the difference of grain sizes is not so important a factor, but the distribution and sizes of those intermetallic compounds are related to the fatigue strengths.

1. 緒 言

アルミニウム合金は押出の条件によってその尾部に粗粒組織を生じることがある。従来までの研究によると粗粒組織は細粒組織よりも静的強度が劣るが、疲労強度は必ずしも劣らないようである。例えば P. L. Teed⁽¹⁾ は結晶粒度が疲労強度に影響すると述べているが、R. L. Templin の実験結果では両組織間に差がみられない。また、最近の研究

によると、粗粒組織が細粒組織よりも高い疲労強度をもつことも報告されている。しかし、実際には設計者と我々材料製造者の間に粗粒組織がしばしば問題となるので、さらに詳しい研究が必要である。

本報は耐食アルミニウム合金 61S-T6, 高力アルミニウム合金 17S-T4 各押出材および 14S-T6 鍛造材について細粒組織と粗粒組織の相違が静的強度並びに疲労強度に及ぼす影響を検討すると共に、高力アルミニウム合金 75S-T6 押出材について押出纖維の流れの方向の相違が及ぼす

* 昭和34年4月、日本機械学会第36期通常総会講演会に一部を発表

** 研究部 工学博士 *** 研究部

Table 1 Typical chemical compositions of specimens.

Material	Mark	Chemical composition, %								
		Cu	Mg	Mn	Si	Fe	Cr	Ti	Zn	Al
61S (extruded)	F	0.27	1.05	0.02	0.57	0.26	0.22	0.01	—	Bal
17S (extruded)	X1	3.95	0.48	0.52	0.16	0.24	Tr	0.01	0.02	Bal
14S (forged)	—	4.29	0.55	0.77	0.84	0.26	Tr	0.01	0.07	Bal
75S (extruded)	—	1.58	2.50	0.02	0.12	0.20	0.29	0.01	5.65	Bal

影響も同様に検討した。さらに、細粒並びに粗粒組織をもつ 61S-T6 材について繰返応力下における疲労ワレの発生も比較した。

2. 供試材および実験方法

2.1 供 試 材

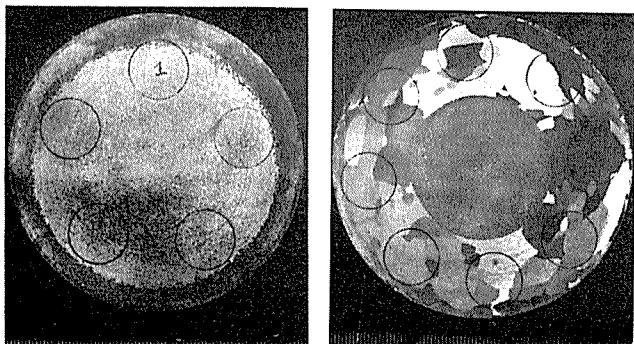
供試材は 61S-T6、17S-T4、75S-T6（以上は押出材）および 14S-T6（鍛造材）の 4 材質であり、その代表的化学成分は Table 1 に示す。

61S は 80mmφ 押出棒、17S は 20~150mmφ の押出棒、75S は底辺の長さ 126mm の凸型押出材および 14S は 70×150×205mm の鍛造材である。

供試材は東京計器製 UR-I 型超音波探傷器を用い、学振 II 型標準試験片の欠陥がパルスの高さ 14mm になるような探傷条件で内部欠陥の有無を調べ、欠陥がないことを確かめて試験に供した。

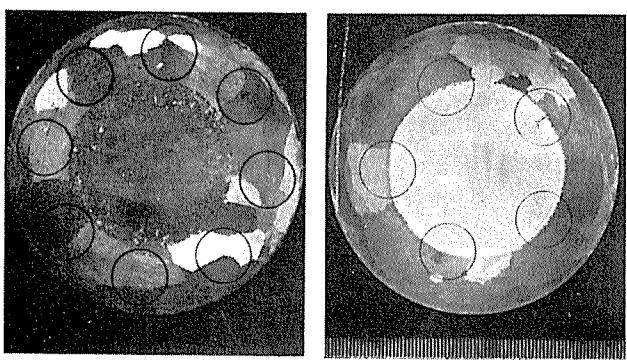
2.2 供試材のマクロ組織並びに試験片採取方法

各押出材は長さ 150~200mm に切断し、その両端のマ



F
(Fine grain structure)

M
(Medium grain structure)

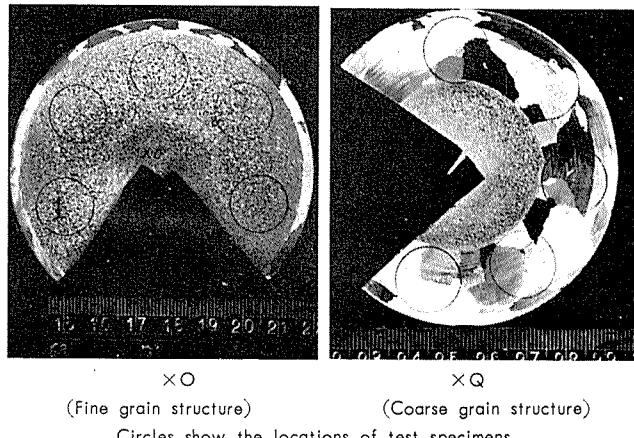


C
(Coarse grain structure)

CM
(Complex constitute structure)

Circles show the locations of test specimens.

Photo 1 Macro-structures of extruded 61S-T6 aluminium alloys.



X○
(Fine grain structure)
XQ
(Coarse grain structure)

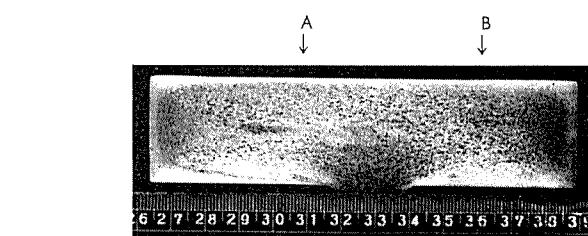
Circles show the locations of test specimens.

Photo. 2 Macro-structures of extruded 17S-T4 aluminium alloys.

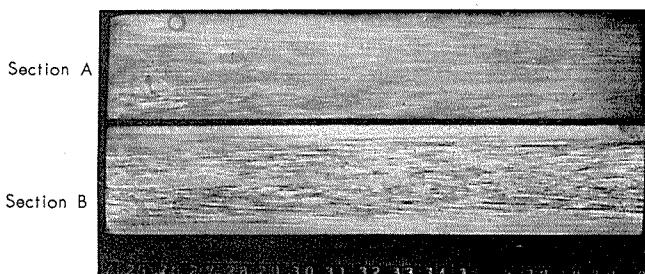
クロ組織を検出した。

61S 並びに 17S のマクロ組織の 1 例はそれぞれ Photo. 1 および 2 に示す。各試験片は細粒または粗粒組織の部分より採取し、61S は細粒組織と粗粒組織の境界の部分（以下複合組織と称す）からも試験片を採取した。

75S のマクロ組織の 1 例は Photo. 3 に示し、試験片は底辺の部分から押出方向に平行またはそれに直角の 2 方向より採取した。



a) Perpendicular section to extruded direction.



b) Parallel sections to extruded direction.

Photo. 3 Macro-structures of extruded 75S-T6 aluminium alloy.

14S はマクロ組織の程度によって細粒または粗粒組織の試材と区別し、同程度のマクロ組織をもつ試材 2 箇を 1 組として試験に用いた。マクロ組織の 1 例は Photo. 4 に示

す。試験片は試材の長手方向（以下縦板と称す）並びにそれに直角方向（以下横板と称す）から採取し、その採取要

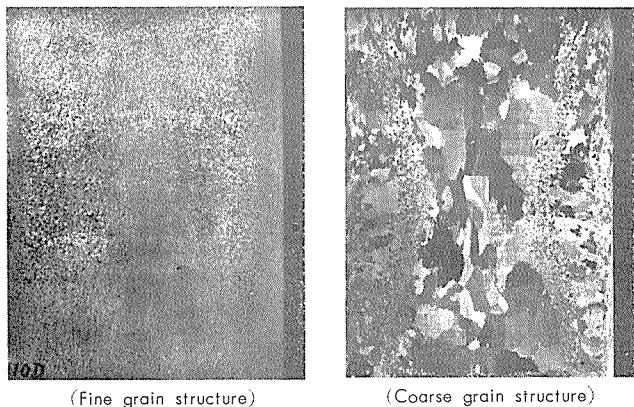


Photo. 4 Macro-structure of forged 14S-T6 aluminium alloys.

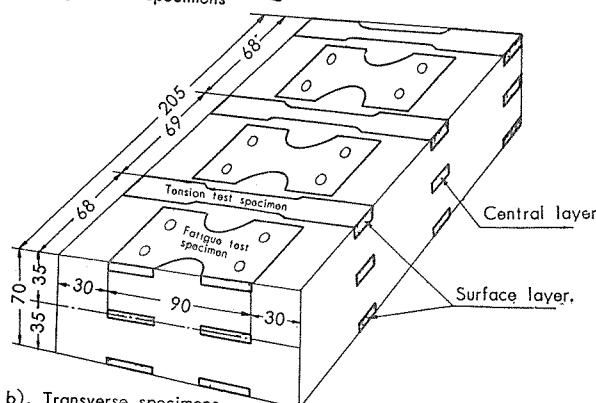
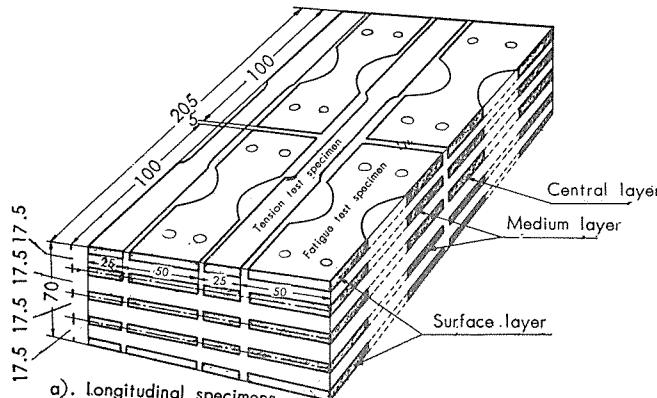


Fig. 1 The locations of specimens of forged 14S-T6 aluminium alloy.

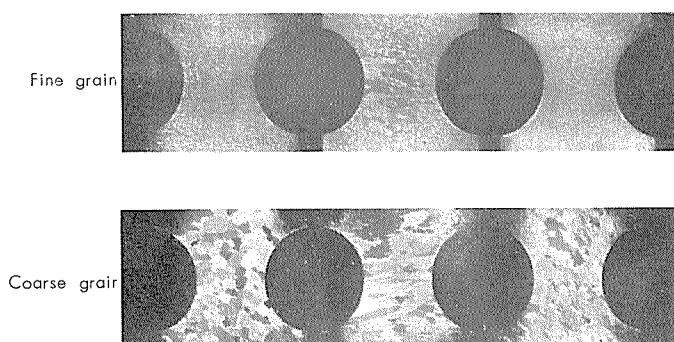


Photo. 5 Macro-structures of fatigue test specimens (Transverse direction) of forged 14S-T6 aluminium alloys.

領を Fig. 1 に示す。引張試験片は厚さ 3 mm、疲労試験片は 4 mm とし、後者のマクロ組織の 1 例を Photo. 5 に示す。

61S について疲労割れの発生を比較する試験片は前述の複合組織試験片と同様に採取し、厚さ 1 mm の板とした。試験片のマクロ組織の 1 例は Photo. 6 に示す。

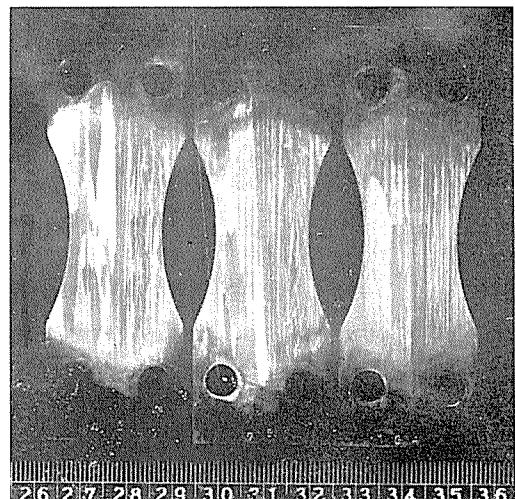


Photo. 6 Complex constitution structure specimens of 61S-T6 aluminium alloy.

2・3 供試材の結晶粒度

押出材細粒組織の結晶粒度は後述する疲労試験終了後の各試験片について測定した。測定方法は押出方向に平行な断面についてそれに直角な一定長さの線を横切る結晶粒の数を測定し、結晶粒の数でその長さを除した値を結晶粒度とした。粗粒組織の結晶粒度の測定方法は Fig. 2 に示す。

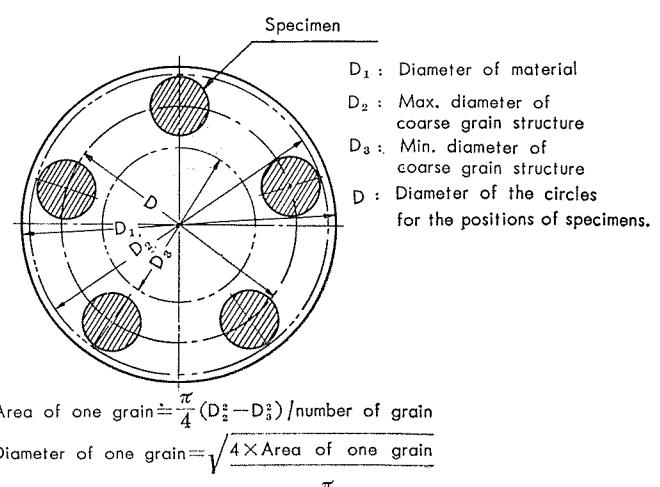


Fig. 2 The grain size determination method of coarse grain structure specimen of extruded alloys.

61S 並びに 17S の平均結晶粒度は Table 2 に示し、17S 大径棒で弱加工組織（マクロ組織は細粒を示した）のもの並びに 75S は結晶粒度を測定しなかった。

Table 2 Average grain sizes of extruded specimens.

Material	Structure	Mark	Average grain size, mm	Remark	
				Dia. of material, mm	Positions of specimen from the center of material, mm
61S-T6	Fine grain	F	0.24	80	25 (Radius)
	Medium grain	M	4.68	80	30 (Radius)
	Coarse grain	C	6.18	80	30 (Radius)
	Complex constitute structure *	CM	Fine 0.20 Coarse 5.43	80	—
17S-T4	Fine grain	XL	(Semi-extruded) structure	85	25 (Radius)
		XO	(")	85	30 (Radius)
		XP	(")	130	50 (Radius)
		XZ	(")	150	50 (Radius)
		X 1	0.08	20	0
	Coarse grain	XR	3.31	150	55 (Radius)
		XQ	7.54	80	30 (Radius)
		XY	4.40	55	20 (Radius)
		X 2	5.13	20	0

* Specimens taken from the boundary between the coarse and fine grain structure.

14S の結晶粒度は疲労試験終了後の試験片についてその破壊部より 5 mm 内側の断面中央部について測定した。測定方法は前述の細粒組織の場合と同様であり、結晶粒の縦並びに横方向の長さの平均値を求め、それをかけた値の平方根を結晶粒度とした。平均結晶粒度は Table 3 に示す。

Table 3 Average grain sizes of forged 14S-T6 aluminium alloys.

Position of specimen	Longitudinal Specimen		Transverse Specimen	
	Fine grain structure, mm	Coarse grain structure, mm	Fine grain Structure, mm	Coarse grain structure, mm
Surface layer	0.19	0.71	0.43	1.35
Medium layer	0.16	0.60	—	—
Central layer	0.06	1.01	0.22	1.26

2・4 試験方法

引張試験はアムスラー式引張試験機を用いて行い、試験片は米国連邦規格の R1 (61S, 17S および 75S) 並びに F2 (14S) とした。カタサ試験はブリネル、ピッカースまたはロックウェルカタサ試験機を用いて行った。

疲労試験は小野式疲労試験機 (1,700 rpm) またはシェンク型振動試験機 (容量 4 kg-m, 3,500 cpm) を用い、実験は繰回事数 10^7 における疲労強度を測定した。前者は 61S, 17S 並びに 75S に、後者は 14S の試験に用いた。小野式疲労試験片は平行部の直径 10 mm ϕ の標準試験片 (以下平滑試験片と称す) 並びに形状係数が Neuber の計算式によると 3.2 に相当する 60°-V 型環状切欠試験片 ($D=12\text{mm}\phi$, $d=10\text{mm}\phi$, $\rho=0.25\text{mm}$) の 2 種類とした。平滑試験片の平行部の仕上げはエメリー研磨紙 4/0 仕上げとした。切欠試験片は旋削のままでし、その切欠部は投影器で 50 倍に拡大し、標準寸法と比較して $\pm 0.02\text{mm}$ の範囲内にあるもののみを試験に供した。シェンク型疲労試験片は Fig. 3 に示し、試験片はマクロ組織検出のままでした。

ワレの発生を比較する試験はシェンク型振動試験機 (容量 0.5 kg-m, 1,700 cpm) を用い、実験は繰回事力 22, 19, 18, 16, 14.5, 13 および 10.4kg/mm^2 の 7 段階について

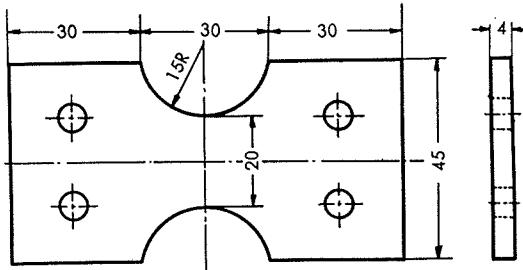


Fig. 3 Form and dimensions of Schenck's vibrating fatigue test specimen for forged 14S-T6 aluminium alloy.

行った。ワレの検出は顕微鏡を用い、倍率 100~700 でつぎのように行った。すなわち、応力 22kg/mm^2 の場合はワレが検出されるまで繰回事数 10^3 回ごとに、それから後のワレの成長は 5×10^3 回ごとに検鏡した。応力 16kg/mm^2 の場合は 10⁴ 回ごとに、 10.4kg/mm^2 の場合は 5×10^4 ごとにワレの検出ならびにその成長を破壊に至るまで検鏡した。その他の応力の場合は主として 10⁵ 回ごとにワレが検出されるまで検鏡した。試験片は Fig. 4 に示し、試験片は顕微鏡組織を検出した状態 (腐食したまゝ) とした。

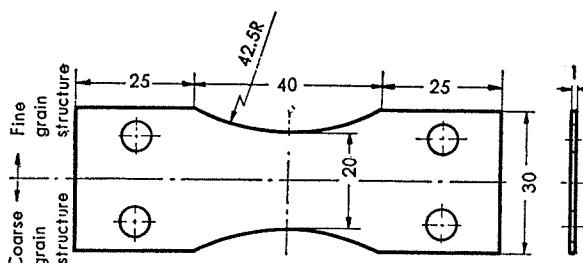


Fig. 4 Form and dimensions of Schenck's vibrating fatigue test specimen of the complex constitution structure.

3. 実験結果および考察

3・1 静的強度の相違

3・1・1 押出材

機械的性質は Table 4 に示す。得られた結果について検討すると

Table 4 Mechanical properties of extruded specimens.

Material	Structure	Mark	Mechanical properties						
			Elastic limit, kg/mm ²	Yield strength (0.2%), kg/mm ²	Tensile strength, kg/mm ²	True breaking stress, kg/mm ²	Elongation, %	Reduction of area, %	Brinell hardness (10/500/30)
61S-T6	Fine grain	F	23.8 (100)	31.1 (100)	36.1 (100)	49.7 (100)	16 (100)	40 (100)	—
	Medium grain	M	19.1 (80.3)	23.0 (73.9)	28.3 (78.4)	—	16 (100)	—	—
	Coarse grain	C	17.7 (74.3)	20.8 (66.9)	25.2 (69.9)	—	24 (150.0)	—	—
	Complex structure	CM	18.6	28.6	33.2	—	14	—	—
17S-T4	Fine grain	XL	—	33.3 (100)	47.2 (101.5)	—	18 (112.5)	—	104 (98.0)
		XO	25.4 (100)	33.3 (100)	46.5 (100)	59.7 (100)	16 (100)	21 (100)	106 (100)
		XP	11.4 (44.9)	25.4 (76.2)	42.5 (91.4)	61.2 (102.5)	24 (150.0)	33 (157.0)	102 (96.2)
		XZ	21.2 (83.5)	30.8 (92.4)	47.1 (101.3)	59.2 (99.2)	15 (93.7)	17 (81.0)	110 (103.8)
		X1	29.5 (116.5)	38.8 (116.6)	51.6 (111.0)	62.2 (104.1)	17 (106.2)	20 (95.3)	113 (106.6)
	Coarse grain	XR	—	22.6 (66.1)	36.5 (78.5)	—	29 (181.2)	—	101 (95.2)
		XQ	—	37.7 (113.2)	52.3 (112.5)	—	18 (112.4)	—	111 (104.7)
		XY	20.1 (79.2)	25.9 (77.8)	35.7 (76.7)	—	20 (125.0)	—	102 (96.2)
		X2	21.7 (85.4)	28.9 (86.8)	35.7 (76.7)	—	24 (150.0)	—	109 (102.9)

*Values in () show the percentage for F and XO as 100 percent.

(1) 細粒組織と粗粒組織を比較すると、一般に前者は後者よりも静的強度が高く伸び率が小さい傾向がある。すなわち、61Sの場合、前者を100%とすると後者の静的強度はおよそ70%であり、その伸び率は逆に150%の値をもつ。17Sも61Sと同様な傾向がみられる。細粒組織試材XOの静的強度を100%とすると粗粒組織のそれは(XQのような例外はあるが)80%程度である。なお61S-T6の応力-ヒズミ線図の1例をFig. 5に示す。

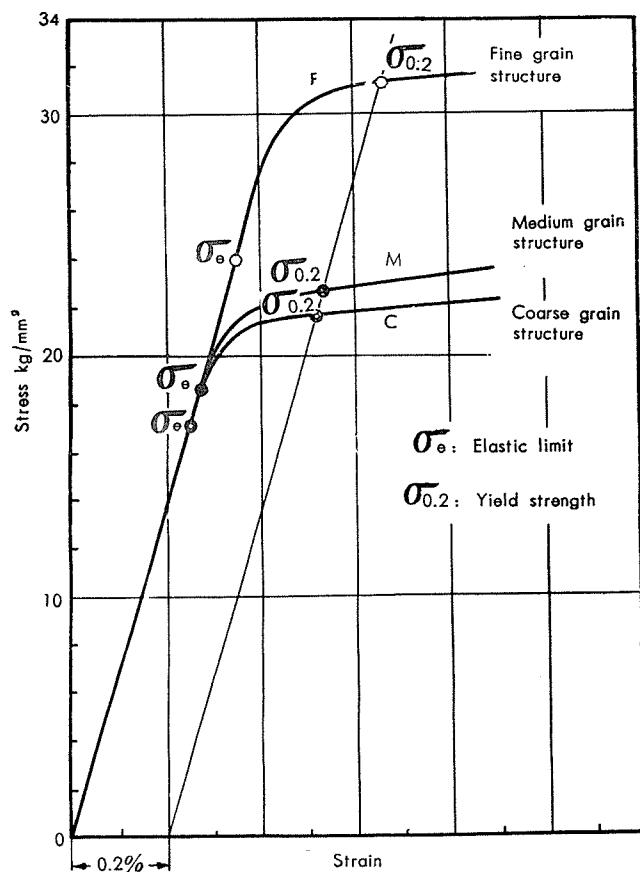


Fig. 5 Stress-strain curves of extruded 61S-T6 aluminium alloys.

(2) Fig. 6は同様に断面のカタサ分布の1例を示す。その結果によるとカタサは結晶粒の大きさによって変ることが判る。すなわち、Photo. 1と比較して検討すると、最外層は結晶粒が比較的細かいのでカタサが高く、つぎに粗粒組織の範囲になると低くなり、中心部の細粒組織では再び高くなる。

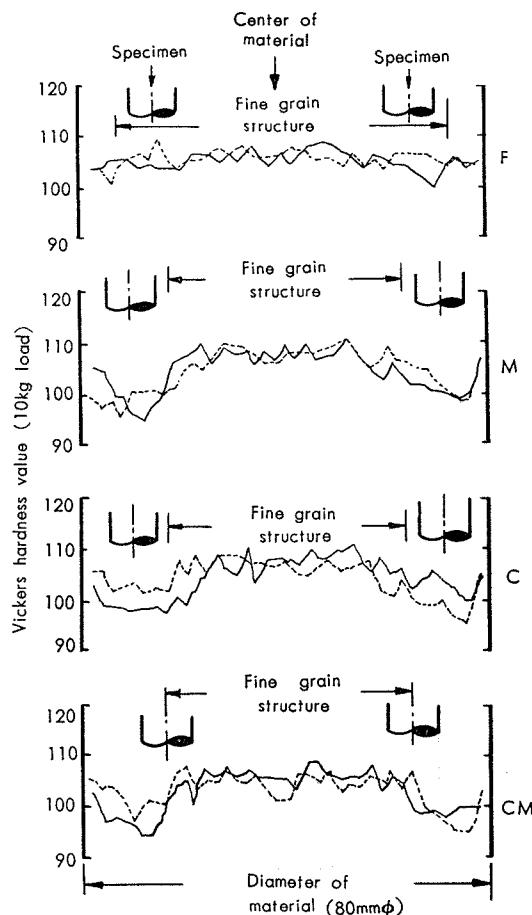


Fig. 6 Vickers hardness of the cross-section of extruded 61S-T6 aluminium alloys.

Table 5 Mechanical properties of forged 14S-T6 aluminium alloys.

Specimen	Structure	Surface layer				Medium layer				Central layer			
		Yield limit, th (0.2%), kg/mm ²	Tensile strength, kg/mm ²	Elongation, %	Rockwell hardness (B scale)	Yield limit, th (0.2%), kg/mm ²	Tensile strength, kg/mm ²	Elongation, %	Rockwell hardness (B scale)	Yield limit, th (0.2%), kg/mm ²	Tensile strength, kg/mm ²	Elongation, %	Rockwell hardness (B scale)
Longitudinal	Fine grain	30.9	43.9	50.7	9	84	31.0	44.2	50.6	9	85	30.8	43.3
	Coarse grain	28.3	40.4	47.2	8	85	29.9	41.7	49.2	9	85	30.4	41.6
Transverse	Fine grain	29.1	44.5	50.2	7	83	—	—	—	—	29.0	42.3	48.0
	Coarse grain	27.4	42.4	47.8	6	85	—	—	—	—	27.8	41.9	48.3

3・1・2 錫造材

14S の機械的性質は Table 5 に示す。得られた結果について検討すると

(1) 静的強度は押出材の場合と同様に細粒組織の方が粗粒組織よりも高いが、その差は 3.5kg/mm² 以下である。伸び率も同程度もしくは後者の方が前者よりも 1~2% 低い。

(2) 表面層と内部との静的強度の差は比較的少なく、内部になるに従って静的強度が高くなる場合と逆に低くなる場合があり、これは試験片の結晶粒度の相違の影響が現われたとは見受け難い。また、縦板と横板の相違による静的強度の差も極めて小さい。

(3) 各試験片のマクロ組織の相違から静的強度は両組織間にかなりの差があるのではないかと考えていたが、以上のようにその差は小さく、しかも、この程度の結晶粒度の相違ならば実用上差支えないことが判る。

3・1・3 押出纖維の流れの方向の相違

75S の機械的性質は Table 6 に示す。

静的強度は押出方向に平行方向がそれに直角方向よりも高い。したがって、結晶粒の流れの方向によって静的強度が変ることが判る。しかも、直角方向の伸び率は平行方向よりも低く、その破面は脆性破壊のような状況を呈してい

Table 6 Mechanical properties of extruded 75S-T6 aluminium alloy.

Direction of specimen	Mechanical properties					
	Elastic limit, kg/mm ²	Yield strength (0.2%), kg/mm ²	Tensile strength, kg/mm ²	True breaking stress, kg/mm ²	Elongation, %	Reduction of area, %
Parallel	45.4 (100)	55.7 (100)	61.8 (100)	71.5 (100)	10 (100)	14 (100)
Perpendicular	32.9 (72.5)	49.1 (88.2)	55.7 (90.1)	—	8 (80)	—

* Values in () show the percentage for the specimen (parallel to extruded direction) as 100 percent.

た。

3・2 疲労強度の相違

3・2・1 押出材

各繰り返し数における疲労強度は Table 7 に示し、S-N 曲線は 1 例を Fig. 7 (61S) 並びに Fig. 8 (17S 試材 X1 および X2) に示す。得られた結果について検討すると(以下とくに断わらない限り疲労強度は繰り返し数 10⁷ の値を用いる)

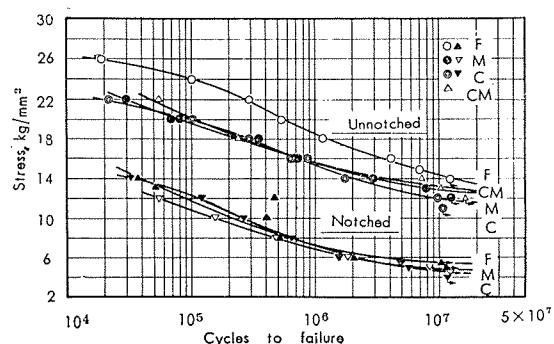
(1) 粗粒組織の疲労強度は細粒組織のそれと同程度もしくはやや低いようである。すなわち、61S の場合は平滑並びに切欠材とも粗粒組織の方が細粒組織よりも 10~20% 低い。17S 平滑材は両組織間に疲労強度の差が殆どないが、切欠材は粗粒組織の方が細粒組織よりもやや低いようである。Fig. 9 は 17S について S-N 曲線上の点をまとめ

Table 7 Fatigue strengths of extruded specimens.

Material	Structure	Mark	Fatigue strength, kg/mm ²						Fatigue strength reduction factor (N=10 ⁷)	
			Unnotched			Notched *				
			10 ⁵ cycles	10 ⁶ cycles	10 ⁷ cycles	10 ⁵ cycles	10 ⁶ cycles	10 ⁷ cycles		
61S-T6	Fine grain	F	24.1 (100)	18.6 (100)	14.6 (100)	11.8 (100)	7.3 (100)	5.5 (100)	2.66	
		M	19.7 (81.7)	15.7 (84.4)	12.8 (87.7)	10.9 (92.4)	6.8 (93.2)	4.9 (89.1)	2.61	
		C	19.8 (82.2)	15.4 (82.8)	11.9 (81.5)	12.2 (103.4)	7.1 (97.3)	4.7 (85.5)	2.53	
		CM	20.3	15.8	13.1	—	—	—	—	
17S-T4	Fine grain	XL	—	—	—	13.2	9.4	6.7	—	
		XO	24.4 (100)	17.6 (100)	13.7 (100)	—	—	—	—	
		XP	25.8 (105.7)	15.8 (89.8)	12.1 (88.3)	—	—	—	—	
		XZ	29.4 (120.5)	21.6 (122.7)	17.0 (124.1)	—	—	—	—	
		X 1	26.0 (106.6)	18.2 (103.4)	15.2 (110.9)	—	9.9	7.2	2.11	
	Coarse grain	XR	18.6 (76.2)	15.9 (90.4)	14.0 (102.2)	—	—	—	—	
		XQ	—	—	—	11.7	8.0	6.1	—	
		XY	19.8 (81.1)	16.0 (90.9)	12.2 (89.1)	—	—	—	—	
		X 2	22.3 (91.4)	16.7 (94.9)	14.1 (102.9)	13.3	9.0	6.1	2.31	

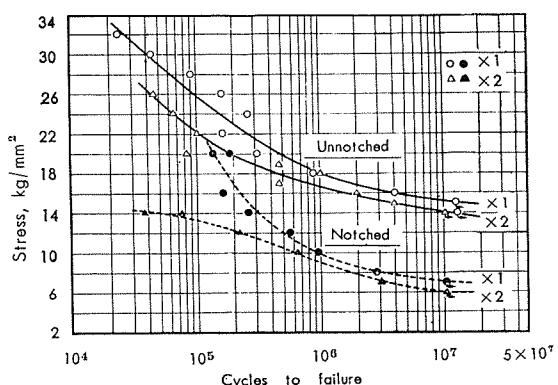
* 3.2 theoretical stress concentration.

** Values in () show the percentage for F and XO as 100 percent.



F : Fine grain
M : Medium grain
C : Coarse grain
CM : Complex constitute structure

Fig. 7 S-N curves of extruded 61S-T6 aluminium alloys.



X-1 : Fine grain (Average grain size=0.08mm)
X-2 : Coarse grain (Average grain size=5.13mm)

Fig. 8 S-N curves of extruded 17S-T4 aluminium alloys.

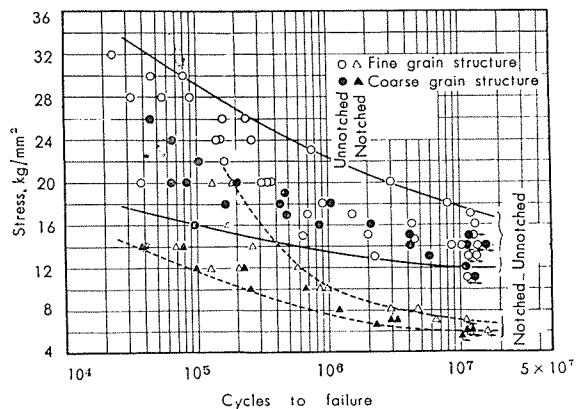


Fig. 9 Scatter-bands of extruded 17S-T4 aluminium alloys.

図示したものであり、繰返回数が多くなると両組織間における疲労強度の差は小さくなることが判る。なお、17Sについての実験結果は R.L.Templin のそれと傾向がほぼ一致している。

(2) 61S 細粒組織平滑材の疲労強度 14.6kg/mm^2 はやや高すぎる値である。静的強度が高いのでこのような値を示したのかも知れないが、通常は 12kg/mm^2 程度である。

3・2・2 鍛造材

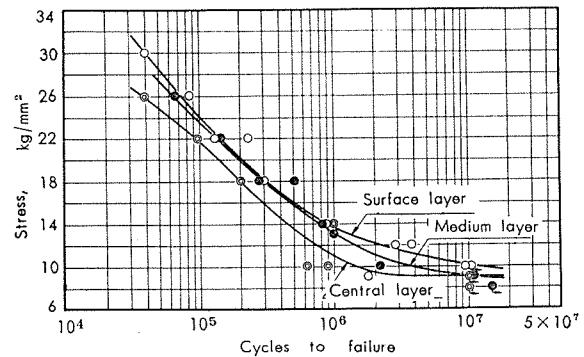


Fig. 10 S-N curves of fine grain structure of longitudinal specimens of forged 14S-T6 aluminium alloys.

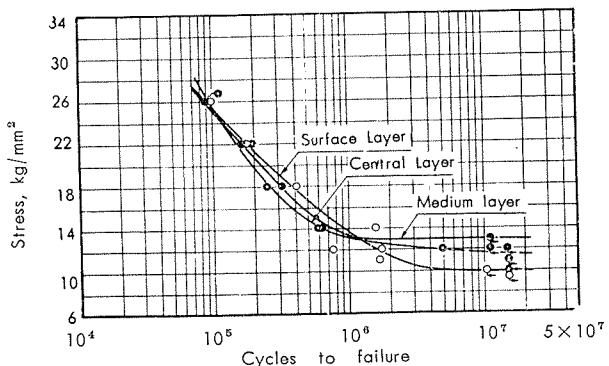


Fig. 11 S-N curves of coarse grain structure of longitudinal specimens of forged 14S-T6 aluminium alloys.

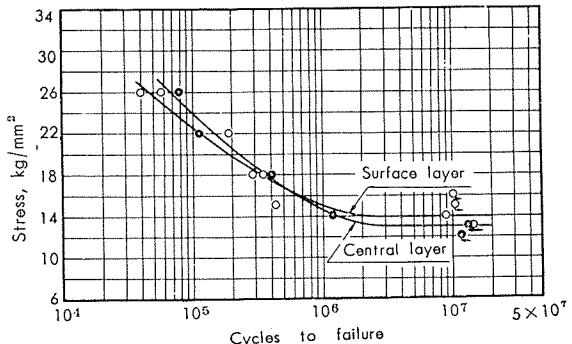


Fig. 12 S-N curves of fine grain structure of transverse specimens of forged 14S-T6 aluminium alloys.

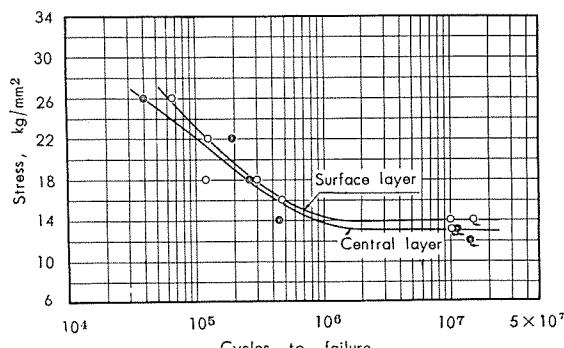


Fig. 13 S-N curves of coarse grain structure of transverse specimens of 14S-T6 aluminium alloys.

S-N曲線は Fig. 10~13 に示し、各繰返回数における

Table 8 Fatigue strengths of forged 14S-T6 aluminium alloys.

Specimen	Location	Fatigue strength, kg/mm ²					
		Fine grain structure			Coarse grain structure		
		10 ⁵ cycles	10 ⁶ cycles	10 ⁷ cycles	10 ⁵ cycles	10 ⁶ cycles	10 ⁷ cycles
Longitudinal	Surface layer	24.4 (100)	13.6 (100)	10.0 (100)	25.4 (104.1)	13.5 (99.3)	10.0 (100)
	Medium layer	23.8 (97.5)	13.0 (95.5)	9.0 (91.0)	25.0 (102.5)	13.1 (96.3)	13.0 (130.0)
	Central layer	21.8 (89.4)	10.7 (78.7)	9.0 (90.0)	25.4 (104.1)	13.3 (97.8)	11.6 (116.0)
Transverse	Surface layer	22.5 (92.2)	14.9 (109.5)	13.9 (139.0)	23.0 (94.3)	14.2 (104.4)	14.0 (140.0)
	Central layer	23.8 (97.6)	14.5 (106.6)	13.0 (130.0)	21.9 (89.8)	13.7 (100.7)	13.0 (130.0)

* Values in () Show the percentage for the Specimen (surface layer with fine grain structure) as 100 percent

疲労強度は Table 8 並びに結晶粒度との関係において Fig. 14 に示す。得られた結果について検討すると

(1) 疲労強度と結晶粒度の関係は Fig. 14 に示すように繰り返し数 10^5 では結晶粒が細かいと疲労強度が高い傾向をもつが、繰り返し数 10^7 の場合には逆の傾向をもつ。

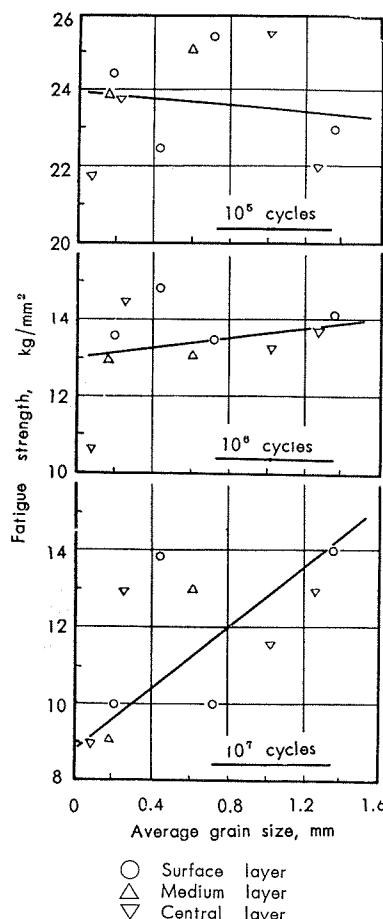


Fig. 14 Relations between grain size and fatigue strength of forged 14S-T6 aluminium alloys.

(2) 繰り返し数 10^7 の疲労強度を詳細に比較すると、細粒組織縦板の場合、内部になるに従って結晶粒は細かくなるが疲労強度は低くなり、粗粒組織縦板のそれは中間層の結晶粒が最も細かく疲労強度も高い。両者を試験片の採取位置によって比較すると、細粒組織の疲労強度は粗粒組織のそれと同程度もしくはそれよりも低い。

横板の場合は両組織とも中心層の結晶粒が表面層よりも細かいが疲労強度が低く、また、試験片の採取位置によって疲労強度を比較すると両組織間に差はみられない。

(3) 以上の実験結果は前項の押出材についての結果とやや異なっており、むしろ、G.V. Bennet が 24S について行った実験結果と同様な傾向をもつ。したがって、押出材の実験結果と併せて考えると、疲労強度は結晶粒度のみに影響されるものではないようである。

3.2.3 押出纖維の流れの方向の相違

S-N 曲線は Fig. 15 に示し、各繰り返し数における疲労強度は Table 9 に示す。得られた結果について検討すると

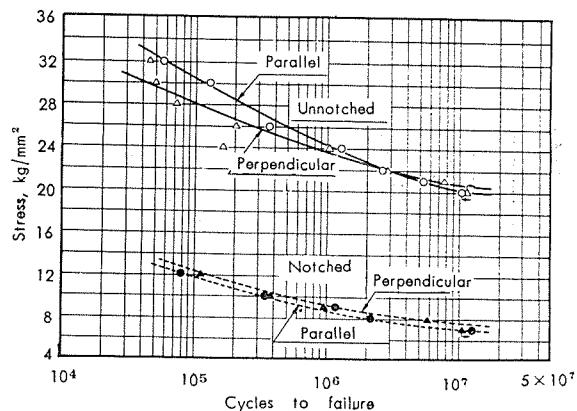


Fig. 15 S-N curves of extruded 75S-T6 aluminium alloy.

Table 9 Fatigue strengths of extruded 75S-T6 aluminium alloy.

Direction of specimen	Fatigue strength, kg/mm ²						Fatigue strength reduction factor (N=10 ⁷)	
	Unnotched			Notched *				
	10 ⁵ cycles	10 ⁶ cycles	10 ⁷ cycles	10 ⁵ cycles	10 ⁶ cycles	10 ⁷ cycles		
Parallel	30.4 (100)	24.2 (100)	20.3 (100)	11.7 (100)	8.8 (100)	7.2 (100)	2.82	
Perpendicular	28.0 (92.1)	23.5 (97.1)	20.6 (101.5)	12.2 (104.3)	9.2 (104.6)	7.4 (102.8)	2.78	

* 3.2 theoretical stress concentration.

** Values in () show the percentage for the specimen (parallel to extruded direction) as 100 percent.

(1) 疲労強度は平滑材および切欠材とも試験片採取方向の相違による差が極めて小さい。すなわち、平滑材の場合、繰回国数 10^5 の疲労強度は押出方向に平行に採取した試験片の方が直角方向に採取したものよりも 2.4 kg/mm^2 高いが、 10^7 回では後者の方が逆に 0.3 kg/mm^2 高い。また、切欠材の場合は両者間の各繰回国数における疲労強度の差が 0.5 kg/mm^2 以下である。

(2) 押出方向に直角に採取した試験片は押出纖維の流れの方向（すなわち、metal flow）を横切るので、押出方向に平行に採取したものよりも疲労強度が低いのではないかと考えていたが、そのような傾向はないようである。前項の鍛造材の場合は鍛造纖維の流れの方向が本実験のように明瞭でなかったが、本実験結果より結晶粒の流れの方向が疲労強度に及ぼす影響は殆どないと云えよう。

3・2・4 ワレ発生の比較

つぎに、Photo. 6 に示した細粒組織と粗粒組織の複合する試験片について疲労ワレの検出を行った結果をつぎに述べる。

(1) 応力 22 kg/mm^2 の場合、繰回国数 3×10^4 で粗粒組織側加応力部中央の端（以下端部と称す）よりおよそ 3 mm の位置に長さ 74.6μ のワレ（マーク A6）を検出した。このワレは Photo. 7（繰回国数 3.5×10^4 のワレを示す）

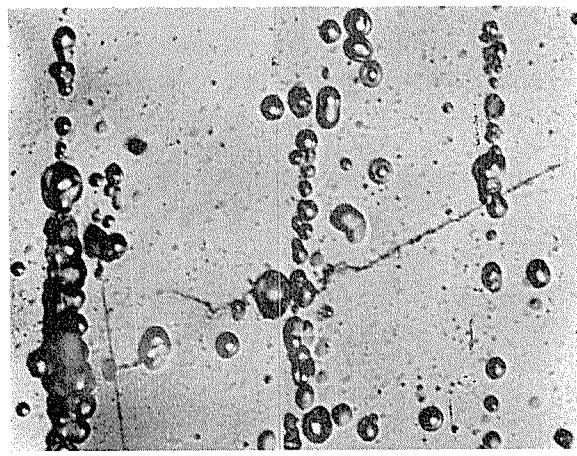


Photo. 7 Crack initiation in coarse grain under cyclic stressing. $\times 700$ ($\times \frac{3}{5}$)

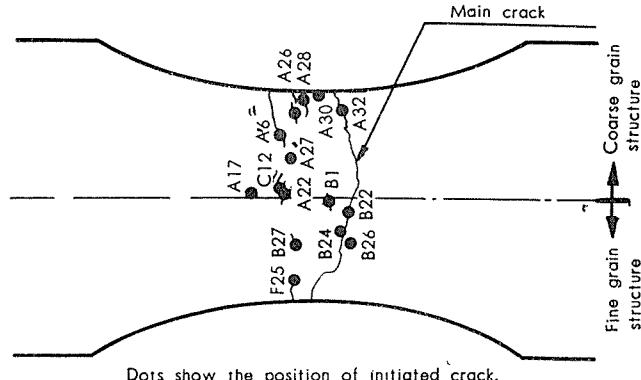


Fig. 16 The positions of crack initiation under cyclic stressing (22 kg/mm^2) of complex constitution structure of 61S-T6 aluminium alloy.

に示すように溶入化していない金属間化合物の存在する場所をつらねているが、それから発生したか否かは明らかではなかった。繰回国数 3.5×10^4 になるとワレが 7 カ所に検出され、その内の 4 カ所 (A32, A28, A30, A26) は端部近くに、その他 (A27, A17 および A22) は比較的内部にあった。これらのワレの発生位置は Fig. 16 に示す。また、細粒組織では中央部の細粒と粗粒の境目近くにワレが 1 カ所検出 (B1) され、そのワレは Photo. 8a に

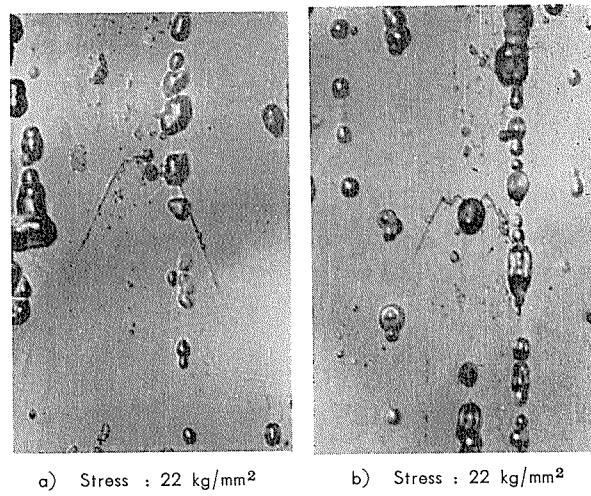


Photo. 8 Crack initiation in fine grain under cyclic stressing. $\times 700$ ($\times \frac{1}{2}$)

示すように金属間化合物よりワレが出発しているように見受けられた。繰回国数 4×10^4 になると、粗粒組織側には多くのワレが検出され、また、すでに検出したワレは成長を開始してその方向は同一結晶粒内では一定であった。細粒組織ではワレが 4 カ所 (B22, B24, B26 および B27) に検出され、Photo. 8b にその 1 例を示すように B1 と同様な状況を示していた。その後は繰回国数の増加に伴ってワレが次第に成長し、また、両組織ともワレが数多く発生した。ワレの進行状況は著者らの 1 人がかって 7 : 3 黄銅その他について行った実験結果と全く同様である。⁽⁸⁾ すなわち、ワレは隣りのワレとつながったりして次第に大きくなるが結晶粒界に至って方向を変え、繰回国数 $6.5 \sim 7 \times 10^4$ になると粗粒組織側より細粒組織側に主ワレが進行した。しかも、その進行方向に当る部分に細かいワレが数多く発生し、それらのワレは金属間化合物より発生しているようにみられた。主ワレはそれらをつらねるように進行し、試験片は繰回国数 7.24×10^4 で破壊した。

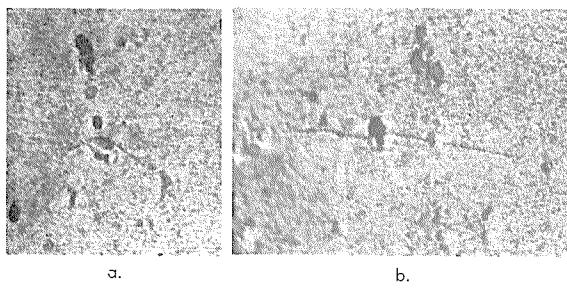
(2) 応力 19 kg/mm^2 の場合は繰回国数 10^5 、 18 kg/mm^2 の場合は 2.7×10^5 、 16 kg/mm^2 の場合は 2.3×10^5 、 14.5 kg/mm^2 の場合は 5×10^5 、 13 kg/mm^2 の場合は 6.3×10^6 でワレを検出した。ワレはいずれも粗粒組織側に最初に検出され、同様に金属間化合物よりワレが発生していたものがあった。応力 10.4 kg/mm^2 の場合は繰回国数 10^7 まで検鏡したが、ワレは検出されなかった。

(3) 以上の実験結果によると、ワレは粗粒組織側に細粒

組織側よりも早く発生し、しかも、主ワレは前者から後者に進行した。したがって、同一応力条件下では細粒組織の方が粗粒組織よりも強く、この実験結果は3・2・1項の61S押出材についての実験結果と傾向がよく一致した。

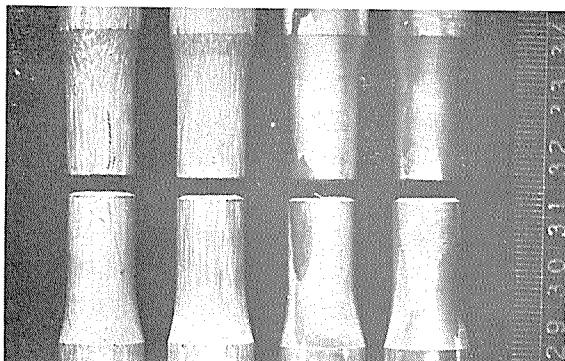
(4) しかし、ここで問題となるのは溶入化していない金属間化合物からワレが開始していることである。本試験片のように応力が集中するような場合はその端部附近に最初のワレが発生するのが当然であり、実験結果もそのようになっているが、しかし、応力集中が端部よりも比較的小さい中央部附近にもワレがやゝ遅れて同様に金属間化合物より発生した例も見受けられた。この事実は金属間化合物が疲労破壊のワレの発生に大きな役割りをなしていることを暗示するものであろう。したがって、結晶粒度も疲労強度に影響を及ぼすであろうが金属間化合物の多少、またはその大きさも同様に影響を及ぼすのであろう。

なお、前述の各顕微鏡写真における金属間化合物は丸みを帯びている。Photo. 9は顕微鏡組織を検出しない、す



a.
Non etched specimen (as polished).
b.
Stress : 22 kg/mm²
Cycles : 4 × 10⁴

Photo. 9 Crack initiation in coarse grain under cyclic stressing. ×700 ($\times \frac{1}{2}$)

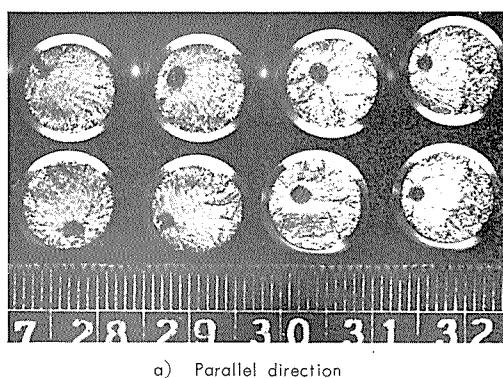


Fine grain Coarse grain
Photo. 10 Fractured surface after notched fatigue test of extruded 61S-T6 aluminium alloys.

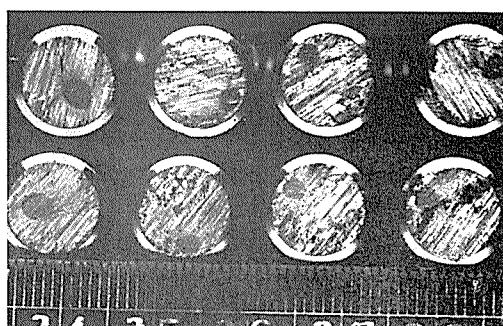
なわち、研磨したままの試験片について応力 22kg/mm²、繰回国数 4×10^4 で粗粒組織側に発生したワレの1例を示す。ワレの発生並びに進行状況は前述の場合と全く同様であった。したがって、前述のような金属間化合物の丸みは過度の腐食によりその角がとれて丸みを帯びたものと考えられよう。

3・2・5 疲労破壊の破面について

疲労破壊の破面は Photo. 10 にその1例を示すように細粒組織のそれは通常の破面であるが粗粒組織は大きな凹凸を生じている。75S の押出方向に直角に採取した試験片の破面も一見したところ通常の破面と異なっており、その1例を Photo. 11 に示す。前述したように疲労破壊のワレは辺り線の方向に沿って進み、結晶粒界で方向を変えるので、粗粒組織または押出方向に直角に採取した試験片はこのような破面を明瞭に生じたのであろう。



a) Parallel direction



b) Perpendicular direction.

Photo. 11 Fractured surface after notched fatigue test of extruded 75S-T6 aluminium alloy.

3・3 考 察

以上の実験結果をまとめるとつきのようである。すなわち、静的強度は粗粒組織が細粒組織よりも一般に低いが、疲労強度は静的強度の傾向と一致するとは限らない。61S 並びに 17S などにみられるように粗粒組織の方が細粒組織よりも静的強度がおよそ 30%ほど低いが、疲労強度は前者が後者よりも 10~20% 低い (61S) かもしくは同程度 (17S) である。また、14S のように静的強度の差は小さいが前者が後者よりも高い疲労強度をもつ場合もある。R. L. Templin⁽²⁾ は「結晶粒度の相違は疲労強度に大きな影響を与える、むしろ、結晶粒度以外の他の因子が疲労強度に

影響を及ぼしているのに偶々結晶粒が異なると云う理由のためにその影響とみなされる」と指摘しているが、それは妥当なようである。著者らは前述の実験において結晶粒度以外の因子として結晶粒の流れの方向並びに溶入化していない金属間化合物をとりあげたが、前者は殆ど影響を及ぼさず、後者は金属間化合物よりワレが開始することから結晶粒度以外の一因子として金属間化合物にも留意する必要があることを述べた。著者らの1人がかって超々デュラルミン(ESD)について疲労試験を行った際に、組織的には差がなくても金属間化合物の比較的多いものは低い疲労強度を示す結果を得たこともある。本実験における14Sの場合、細粒並びに粗粒組織間に金属間化合物の著るしい差はないが、疲労強度の比較的高い横板並びに粗粒組織縦板は金属間化合物の分布が比較的均一であり、疲労強度の低い細粒組織縦板のそれは前者よりも僅かながら大きいように見受けられる部分もあった。本実験のみでは金属間化合物が疲労強度に重要な影響を及ぼすとは断定し難いが、このような点に関してはさらに今後の検討が必要であろう。

4. 結 語

61S 並びに 17S 押出材、14S 鍛造材について細粒組織と粗粒組織の相違が静的強度並びに疲労強度に及ぼす影響と、75S について押出纖維の流れの方向の相違が及ぼす影響も検討した。さらに、61S の細粒並びに粗粒組織について疲労破壊におけるワレの発生も比較した。得られた結果

はつぎのようである。

- (1) 静的強度は細粒組織の方が粗粒組織よりも一般に高い。押出纖維方向に平行な静的強度はそれに直角方向よりも高い。
- (2) 61S の疲労強度は平滑材および切欠材とも細粒組織の方が粗粒組織よりも 10~20 %高いが、17S は両組織間に差が余り見受けられない。14S の疲労強度は一般に繰返回数が少ないと細粒組織の方が粗粒組織よりも高く、繰返回数が多くなると逆の傾向をもつ。
- (3) 75S は押出纖維の流れの方向の相違が疲労強度に余り影響を及ぼさない。
- (4) ワレの発生は粗粒組織の方が細粒組織よりもやゝ早いようである。

文 献

- (1) P. L. Teed: **The Influence of Metallographic Structure of Fatigue** (Edited by W. M. Murray), 1952.
- (2) R. L. Templin : Proc. ASTM, 54 (1954), 641.
- (3) G. V. Bennet : Metal Prog. 72 (1957), 6, 102,
- (4) Federal Test Method Standard, Test Method No. 211.
- (5) H. Neuber : **Kerbspannungslehre**, 1937.
- (6) 五十嵐, 深井 : 住友金属研究報告, 4 (昭15), 3, 192.
- (7) 深井, 竹内 : 材料試験, 7 (昭33), 61, 527.
- (8) 五十嵐, 深井 : 機械学会論文集, 9 (昭18), 37, I 161.
- (9) 五十嵐, 深井 : 住友金属研究報告, 4 (昭17), 6, 843.

高周波燃焼法によるニッケル—銅合金中の炭素
およびイオウの定量法について

橋 本 鹿 雄 田 中 礼 次

Rapid Determination of Carbon and Sulfur in Nickel-Copper Alloy
by High Frequency Combustion Method

by Shikao Hashimoto and Reizi Tanaka

住友軽金属工業株式会社研究部

論文

高周波燃焼法によるニッケルー銅合金中の炭素 およびイオウの定量法について*

橋本鹿雄** 田中礼次**

Rapid Determination of Carbon and Sulfur in Nickel-Copper Alloy by High Frequency Combustion Method

by Shikao Hashimoto and Reizi Tanaka

Determination of carbon and sulfur in nickel-copper alloy by high frequency combustion method have been investigated, and obtained successful result in the following conditions:

(1) Determination of carbon.

Sample is burned in oxygen with pure iron flux. The time of combustion and removing of carbon dioxide is 3 minutes each, and oxygen flow rate is 400 ml per minute.

(2) Determination of sulfur.

Sample is burned in oxygen with pure iron and pure tin flux. Although pure copper can be used as the accelerator, iron and tin is better for the contamination of silica tube.

The time of combustion and removing of sulfur dioxide is 3 minutes each and oxygen flow rate is 1000 ml per minute.

Analytical time of carbon and sulfur is about 9 minutes each and agrees with electrical resistant heating furnace method.

1. 緒 言

ニッケルー銅合金は耐食性の良好なことでよく知られている。この種の合金中の炭素およびイオウの定量は従来電気抵抗炉を用いて試料を酸素気流中で約1400°Cに加熱し、炭酸ガスまたは亜硫酸ガスなどとして放出させる方法で進めてきた。高周波燃焼法による炭素およびイオウの定量は鉄鋼その他について多数の報告があり、迅速な分析ができるので鉄鋼の作業分析にはかなり広く採用されているようである。しかしこの燃焼方法は高周波の磁界中で試料自身の加熱を行なうものであるため、助燃剤その他燃焼条件が問題である。実験の結果、炭素の定量に対しては助燃剤として純鉄を用い、またイオウの定量に対しては純鉄と純ズズを用いて好結果の得られる条件が明かになったので報告する。

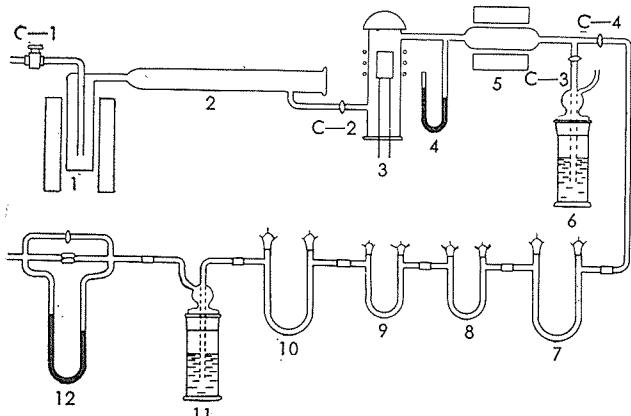
2. 装 置

炭素の定量に対しては鉄鋼などに関する文献を参考にしてFig. 1に示す重量法で定量する装置を製作した。イオウの定量に対してはFig. 2に示すようにJIS H1201銅製品分析方法を参考にし主として燃焼炉の部分のみを高周波炉に改良したものを用いた。

また使用した高周波燃焼装置の性能は次に示すものである。

* 日本国金属学会昭和35年春期(第46回)大会に一部発表

** 研究部



1 : Platinum asbestos tube about 600°C

2 : Mg (Cl O₄)₂ + NaOH + P₂O₅ tube

3 : High frequency combustion furnace

4 : Mercury manometer

5 : Copper oxide tube about 400°C

6 : Concentrated sulfuric acid

7 : P₂O₅ tube

8 : CO₂ absorption tube (NaOH + P₂O₅)

9 : CO₂ absorption tube (NaOH + P₂O₅)

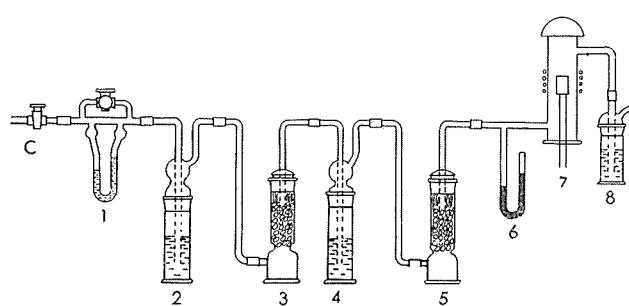
10 : NaOH + P₂O₅ tube

11 : Concentrated sulfuric acid

12 : Flow meter

C-1~C-4 : Stopcock

Fig. 1 Apparatus for determination of carbon



1 : Flow meter
2 : Sulfuric acid saturated chromic trioxide
3 : Sodium hydroxide
4 : Sulfuric acid
5 : Glass wool
6 : Mercury manometer
7 : High frequency combustion furnace
8 : Absorption bottle
C : Stop-cock

Fig. 2 Apparatus for determination of sulfur

- (1) 型式 HFT-V型 (国際電気製)
- (2) 高周波出力 1.3KW
- (3) 周波数 約 14MC
- (4) 入力 1.2KW 以内、最高 1.3KW
- (5) 同調切替 3 タップ
- (6) 燃焼管 透明石英管 (外径43mm、内径34mm、全長220mm)
- (7) 燃焼ルツボ フリケンタイトルツボ
小型 外径 23mm、高さ 24mm
大型 外径 32mm、高さ 30mm

3. 炭素の定量

3・1 助燃剤

ニッケル-銅合金の試料は助燃剤を用いないで燃焼させることもできるが、通常未燃焼の部分が残り炭素の定量値は再現性に乏しい。また試料を細かく切断して装入すると全く燃焼しない。鉄鋼などの場合燃焼し難い試料に対し助燃剤としてスズおよび無水クロム酸が用いられ、前者は燃

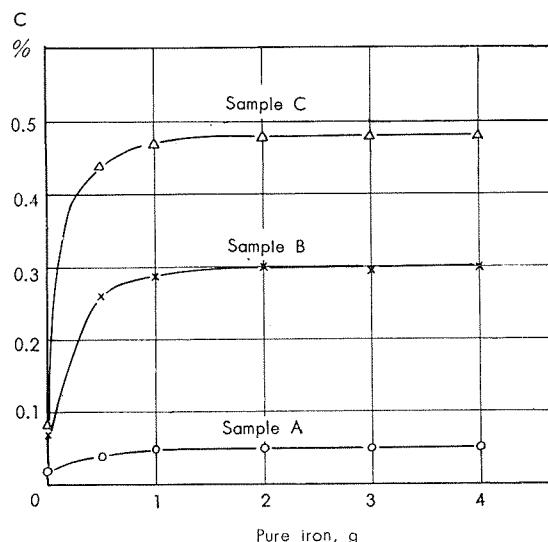


Fig. 3 Effect of iron flux

焼時間を長く保ち後者は高温を得るのに有効であると云はれている。しかしスズは揮散して燃焼～定量系の装置を汚染するので使用量を最少限にする必要のあることが指摘されている。

ニッケル-銅合金に対しては助燃剤として純鉄または純銅を用いることが考えられ、後者は飛散した酸化銅が燃焼管を侵食するので主として純鉄を用いて調べてみた。Fig. 3 は試料 0.5~2g に対し純鉄 0~3g を加えて燃焼させた結果であって、助燃剤がないときは殆んど炭素を放出しなかったが純鉄 2~3g を加えたとき好結果が得られた。燃焼状況は純鉄 0.5g のとき試料の一部が未燃焼状態で残り、純鉄 1~2g では融解されているが、融体表面は平滑ではなく気泡のあとが残り、純鉄 3g のとき融体は平滑になるがルツボの侵食が激しい。

これらの結果から助燃剤純鉄の添加量は試料採取量に関係なく 2g とした。なほ純鉄とともに純スズ 0.5~1g、無水クロム酸 0.1~0.2g を加えることも試みたが、Table 1 に示すように殆んど差が見られなかった。

Table 1 Effect of tin and CrO₃.

Sample	Taken, g	Pure iron added, g	Pure tin added, g	CrO ₃ added, g	C determined, %
A	2	2	1	0.2	0.046
B	0.5	2	1	0.2	0.300
A	2	2	0.5	0.1	0.048
B	0.5	2	0.5	0.1	0.295

3・2 同調回路と燃焼時間

燃焼時のプレート電流の変化は Fig. 4 に示し、燃焼は発

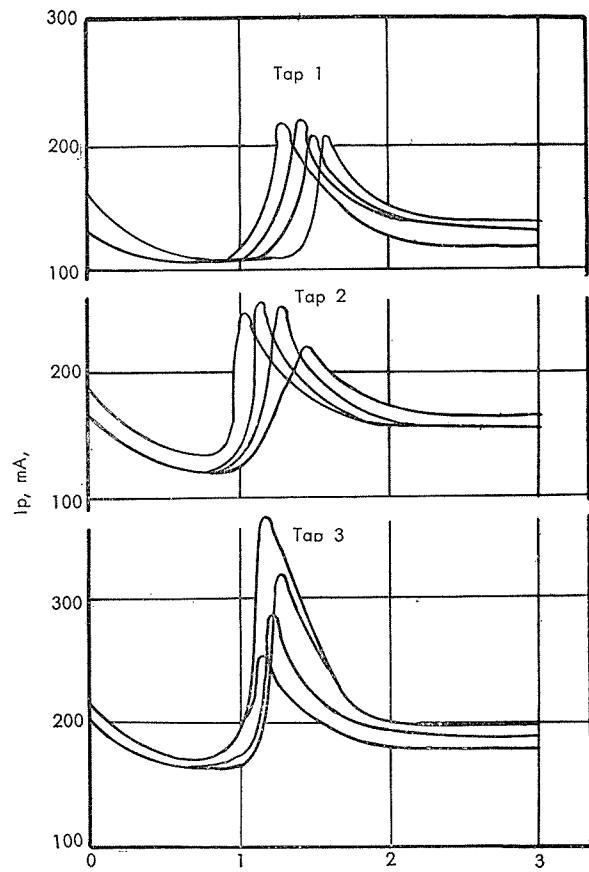


Fig. 4 Plate current-time curve each added 2g of pure iron

振装置のスイッチを入れてから50~70秒で始り通常120秒以内に終る。同調回路の切替タップを1から3に変えたとき負荷の増加に伴ってプレート電流が増し、また燃焼開始時間も若干速くなるようである。しかしタップ3では燃焼が激しくルツボの侵食が著しいのでタップ2を用いることにした。なほ燃焼時のプレート電流は試料の多い方が高いが大きな差ではなく、主として純鉄の量に影響されるが純鉄の量が一定であっても装入条件によってかなり差がある。炭素の定量値に対しては燃焼時間2~5分の間で始んど一定の値が得られ、また同調回路のタップを切替えたときも差が見られなかった。これらの結果はTable 2に示す。

Table 2 Effect of combustion time.

Sample	Taken, g	Combustion time, min	Tap	C determined, %
B	0.5	2	2	0.295
B	0.5	5	2	0.289
B	0.5	3	1	0.289
B	0.5	3	3	0.295
C	0.5	2	2	0.484
C	0.5	3	2	0.487
C	0.5	4	2	0.480
C	0.5	5	2	0.480

3・3 炭酸ガスの追い出し時間

助燃剤の電解鉄を2g、燃焼時間を3分にし炭酸ガスの追い出し時間を見て調べた結果をFig. 5に示す。追い出

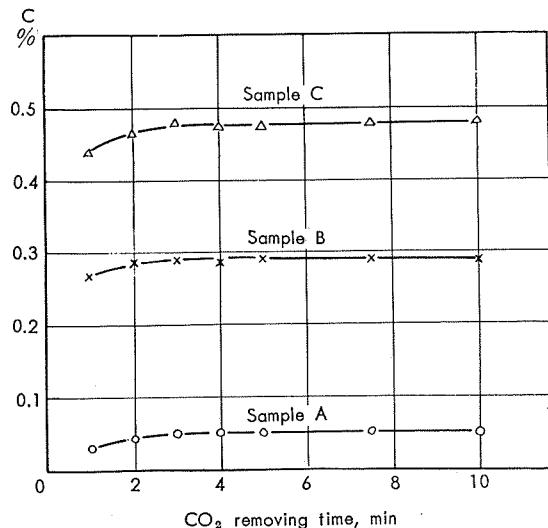


Fig. 5 Effect of carbon dioxide removing time

し時間2分ではやゝ低い値が得られるが3~10分では殆んど一定値が得られる。したがってこの条件では3~4分炭酸ガスの追い出しを行へば充分である。

3・4 酸素の流速

これまで酸素の流速は約200ml/minで調べたが、Table 3に示すように400または600ml/minに増しても

Table 3 Effect of oxygen flow rate.

Combustion, min	CO ₂ removing, min	C determined, %		
		Oxygen flow rate, ml/min	200	400
3	4	0.300	0.300	0.295
3	2	0.272	0.300	0.300
2	2	—	0.284	0.295

同様な結果が得られ、流速の増加によってむしろ炭酸ガスの追い出し時間を短縮することができる。即ち約400ml/minの流速では燃焼追い出し時間合計5分で、また600ml/minでは約4分で殆んど完全に炭酸ガスを回収することが可能である。

しかし定量装置の試薬充填状況からあまり流速を大きくできない場合もあるのでこのあと酸素の流速約400ml/min、燃焼時間3分、炭酸ガス追い出し時間3分とした。なほ燃焼時は減圧になるので流速計を装置の末尾に取付け吸収装置にはほぼ一定の流速で酸素が導入されるようにバルブで調節することとした。

3・5 試料の形状と助燃剤の装入方法

試料は厚さ0.3~0.5mmの削り片から約3mmに切って用いたが、その1/4程度に切ったときも5mm程度にした場合も殆んど一定値が得られた。しかし一般に大きい試片はその一部が未燃焼のまゝ残ることがあるので細かくした方がよい。助燃剤は試料と混合して入れると燃焼がやゝゆるやかになり低値の得られることがある。また試料の上に入れたときも燃焼不完全になって低値を示すことがある。通常助燃剤純鉄の上に試料を層状に入れるのが最も安全である。

3・6 燃焼ルツボ

燃焼後のフリケンタイトルツボの侵食はかなり激しいが、試料0.5~2gを燃焼するとき大型のルツボでは純鉄4gまで、小型のルツボでは2gまでが使用できる。これまでの実験では大型ルツボを用いたが小型のルツボを用いてもTable 4に示すように同様の結果が得られる。しかし助燃

Table 4 Effect of small crucible.

Sample	Taken g	C determined, %		
		Pure iron added, g	0.5	1
A	2	0.041	0.046	0.048
B	0.5	0.224	0.278	0.295
C	0.5	0.367	0.474	0.484

剤の量を少くすることは困難で、純鉄1gのとき大型ルツボの場合より寧ろ低い値が得られる。空試験値は電気抵抗炉を用いてポートで燃焼した場合より高く0.8mg程度であるが、ルツボの空焼時間などに関係なくかなり安定した値を示した。またルツボを空焼しない場合も空試験値に差がなかったが有機物で汚染されている場合もあるので1000°Cで10時間空焼することとした。

3・7 試料採取量

これまで実験に用いた試料はA、B、C、それぞれ炭素含有量約0.05、0.3、および0.5%のもので吸収管の秤量精度からAは2g、BおよびCは0.5gを用いた。こゝでは試料B

Table 5 Effect of sample weight. used sample B

Sample taken, g	C determined, %		
	0.5	1	2
0.5	0.300	0.300	0.295
1	0.300	0.295	0.295
2	0.284	0.295	0.290

を用い 0.5、1 および 2g をとて燃焼させ定量値を比較してみた。この結果 Table 5 に示し殆んど一定値を得た。ただし試料 2g のときは僅かに低い値も出たが、一般に試料 2g を用いるのは炭素含有量の低い試料であって、この程度の収率であれば作業分析としては差支えないと思はれる。

3・8 炭酸ガスの吸収

炭酸ガスの吸収には Fig. 1 に示すように小型の U 字管 2コを用い、吸収剤として新しく碎いた 20 メッシュ程度の水酸化ナトリウムをつめ、一端に少量の五酸化リンを入れた。この U 字管 1 コによる定量的な吸収能力は炭酸ガス 200~250mg 程度であって、そのあと第 2 の U 字管に炭酸ガスの一部または大半吸収されるようになる。吸収剤のつめ変えを行った直後は 4~8 時間酸素を通じて安定化させたのち使用した。

3・9 分析方法

ニッケルー銅合金の削り片（厚さ 0.3~0.5mm）を 3mm^(a) 程度に切断し 2g はかりとする。また別に電解鉄 2g をはかっておく。装置 (Fig. 1) の気密性を調べたのち、白金アスペスト炉を約 600°C に、また酸化銅炉を約 400°C に加熱し、酸素を約 200ml/min の流速で通し、20 分後に U 字管の重量変化（2 コの合計）が 0.2mg 以下になれば次の操作に移る。

コック 3 を開いてルツボの受け台を下げる、あらかじめ空焼したルツボに純鉄と試料を入れて受け台にのせ、燃焼管にとりつける。酸素の流速を約 400ml/min に調節し約 1 分間酸素を導入して装置内の空気を追い出す。ついでコック 3 を閉じて吸収系のコックを開き、高周波発振装置のスイッチを入れる。燃焼は 1 分前後で始めて減圧になるのでバルブを調節する。3 分後に発振装置のスイッチを切り、炭酸ガスを追い出すためさらに 3 分間酸素の導入を続ける。コック 4 およびバルブ、吸収系のコックを閉じ U 字管を外して秤量し、次式によって炭素の含有量を算出する。

$$\frac{\text{U字管の重量増加 (g)} - \text{空試験値 (g)}}{\text{試料 (g)}} \times 27.27 = C (\%)$$

注 (a) 炭素含有量が 0.3% 以上とのときは試料 0.5g を用いる。

(b) この操作は 1 日のうち初めの 1 回についてのみ行ふ。

(c) 純鉄ついで試料の順序に層状に入れる。

(d) 空試験値は純鉄のみを装入し本文と同様に操作して求める。

3・10 電気抵抗炉による方法との比較

Table 6 は電気抵抗炉による方法（2 回の分析値の平均）とこの方法による結果を比較したもので、両者はよく一致した。また試料 A、B、および C について高周波燃焼装置で 10 回の分析を行った結果、平均それぞれ 0.047、0.295 および 0.484% を示し、 σ はそれぞれ 0.001、0.004 および 0.004% であった。

Table 6. Comparison with electrical resistance heating furnace method.

Sample	Taken, g	C determined, %	
		High frequency combustion method	Electrical resistance heating furnace method
A	2	0.05	0.05
B	0.5	0.30	0.30
C	0.5	0.48	0.49
D	2	0.09	0.09
E	2	0.03	0.03
F	2	0.01	0.01
G	2	0.06	0.07
H	0.5	0.14	0.41
I	0.5	0.50	0.49
J	0.5	0.55	0.56

3・11 結 言

高周波燃焼装置を用いニッケルー銅合金中の炭素の定量法を検討した結果、試料 0.5~2g を用い、助燃剤として純鉄 2g を加え、酸素の流速を 400ml/min とし、燃焼および炭酸ガスの追い出し時間それぞれ 3 分で好結果の得られることが判った。またこの結果は電気抵抗炉による方法とよく一致した。

4. イオウの定量

4・1 助燃剤

炭素の定量のときと同様助燃剤として純鉄を用いて調べた結果、試料は融解されるにも拘らず電気抵抗炉の場合に比し極めて低い値を得た。つぎに助燃剤として純スズを用いて調べた結果 1g では燃焼が不完全であったが 2~4g 加えたときは融解することができた。しかしこの場合もイオウの収率は低く、且つ純スズの添加量の増加とともに一層低い結果を得た。助燃剤として純銅を加えたとき少量では燃焼が不完全であるが 2~3g の添加によって燃焼も完全になり且つイオウの定量値も良好であった。また純銅 4g を加えたときは燃焼が極めて激しく、ルツボが損傷して融体が浸み出すこともあった。これらの助燃剤を用いてイオウを定量した結果は Fig. 6 に示す。

純銅を助燃剤として用いたとき一般に燃焼が激しく、また飛散した酸化銅が石英管を汚染または侵食するので助燃

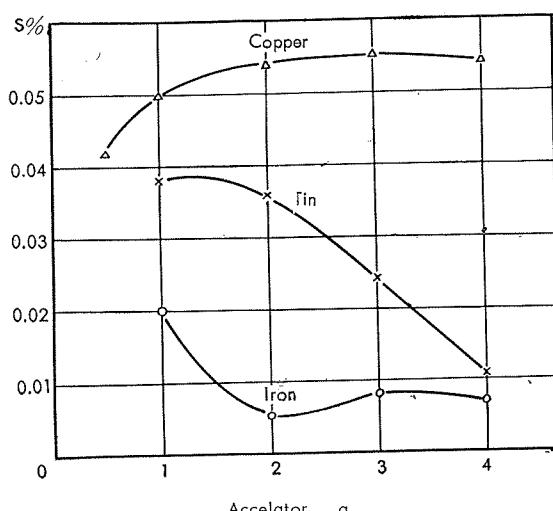


Fig. 6 Effect of accelerator, iron, tin and copper

剤として好ましいものではない。そこで純鉄と純スズを併用することによってイオウを放出する条件があるかどうかを調べてみた。Fig. 7 はニッケル-銅合金の試料 2g に純

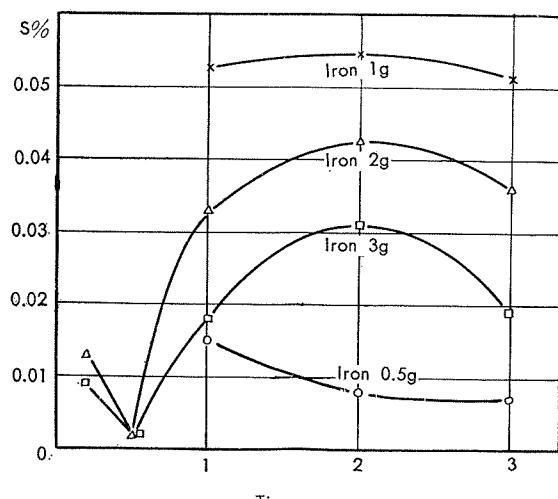


Fig. 7 Effect of tin and iron flux

鉄および純スズの種々量を加えて焼燃させた結果であって、助燃剤として純鉄 1g および純スズ 1~3g を加えたときが比較的良好なことが判った。つぎに純スズを 2g に規定し純鉄の種々量を加えて調べた結果、Fig. 8 に示すように純

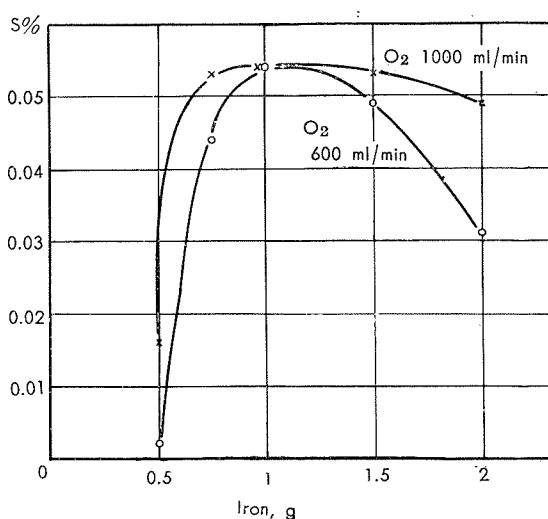


Fig. 8 Effect of iron with 2g of tin as accelerator oxygen flowrate; 600 ml, and 1000 ml per minutes

鉄は 0.75g または 1.5g としてもやゝ低い値が得られ、かなり正確に規定する必要のあることが明かになった。なほ実験では酸素の流速 600ml/min にしたが 1000ml/min 程度にするとやゝ良好な範囲が広くなるようである。これらの結果からイオウの定量に対しては助燃剤として純鉄 1g と純スズ 2g を用いることにし、また必要に応じて純銅 2~3g を用いて確認することにした。

4・2 燃焼時間と同調回路

同調回路はタップ 2 のときスイッチを入れてから 50~70 秒で燃焼が始り、90~140 秒でプレート電流が下る。タップ 1 では負荷がやゝ低いため燃焼開始がやゝ遅れ、燃焼時

間も長い。またタップ 3 では多少早く燃焼するが反応が激しいため石英管の汚染が大である。燃焼時間は Table 7

Table 7. Effect of combustion time.
used sample C.

Combustion, min	SO ₂ removing, min	S determined, %
2	4	0.052 0.054
3	3	0.054 0.054
4	3	0.054 0.055
5	3	0.055 0.054

に示すように 2~5 分の間で始んど一定値を得たが、2 分のときはやゝ低値を与える場合もある。これらの結果から同調回路はタップ 2 を用いることにし、また燃焼時間は 3 分とした。

4・3 垂硫酸ガスなどの追い出し時間

酸素の流速 600ml/min、燃焼時間 3 分にした場合、垂硫酸ガスなどの追い出し時間は 2~10 分で同一結果が得られた。従って炭素の定量のときと同様 3 分追い出しを行へば充分である。これらの結果は Table 8 に示す。

Table 8 Effect of SO₂ removing time.
used sample C.

Combustion, min	SO ₂ removing, min	S determined, %
3	2	0.054 0.055
3	3	0.055 0.054
3	4	0.054 0.054
3	5	0.055 0.054
3	10	0.053 0.054

4・4 酸素の流速

鉄鋼中のイオウの定量には酸素の流速を 200ml/min にしているものもあるが、一般に 800~1500ml/min を用いているものが多い。Fig. 9 は酸素の流速を 400~1400ml/min に調節して定量した結果で 600ml/min 以上の流速では何れも良好な結果を得た。しかし Fig. 8 から見ても酸素の流速は大きい方が安全であるので 1000ml/min に調節することにした。

4・5 試料の形状と助燃剤の装入方法

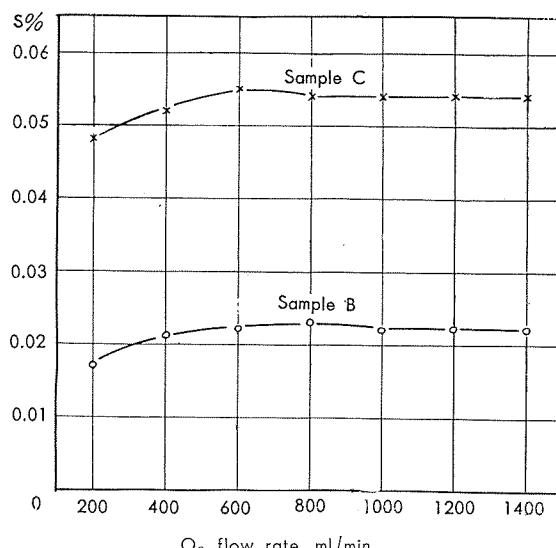


Fig. 9 Effect of oxygen flow rate

ニッケル-銅合金の試料は厚さ 0.3~0.5mm の削り片を用い 5mm 以下に切ったときは炭素の定量のときと同様一定の結果が得られた。また助燃剤も試料の下に層状に入れるのがよいが、純鉄と純スズは何れを先に入れた場合も差は見られなかった。

4・6 燃焼ルツボ

実験は小型のルツボを用いて行ったが大型ルツボを用いたときも同様な条件で燃焼させることができた。また sulfur cap は使用しなかったが石英管の汚染は少く、少くとも 10~15 コの試料を続けて燃焼させることができる。

4・7 分析方法

試料の削り片（厚さ 0.3~0.5mm）を 3mm 程度に切断し 2g ばかりとする。別に純鉄 1g および純スズ 2g をはかつておく。装置 (Fig. 2) に吸収瓶を連結し、ルツボの受け台を下げ、あらかじめ空焼したルツボに純鉄、純スズおよび試料を層状に入れて受け台にのせ、燃焼管にとりつける。酸素の流速を約 1000ml/min に調節して 1 分通し装置内の空気を追い出したのち、発振装置のスイッチを入れ 3 分後にスイッチを切る。この間燃焼が始まると減圧になるので酸素の流速を調節する。さらに亜硫酸ガスなどを追い出すため 3 分酸素の導入を続けたのち、コック、バルブなどを

閉じて吸収瓶を外し、メチルロート溶液を指示薬として $\frac{N}{100}$ 水酸化ナトリウム溶液で滴定する。助燃剤の純鉄および純スズを用いて全操作の空試験を行い、次式によってイオウ含有量を算出する。

$$\left\{ \frac{N/100 \text{ 水酸化ナトリウム消費量 (ml)} - \text{空試験値 (ml)}}{\text{試料 (g)}} \right\} \times 0.016 = S (\%)$$

注 (a) 吸収液は中和した過酸化水素溶液 (0.1%) 60ml に塩化第二銅溶液 (0.00085%) 10ml を加えて用いる。
 (b) メチルロート 0.2g をアルコール 100ml に溶解して用いる。
 (c) 水酸化ナトリウム 4g を水 500ml に溶解し、1000 ml メスフラスコに移し入れ、水酸化バリウム飽和溶液 1ml を加えたのち標線までうすめてふりまぜ、スルファミン酸で力価を定める。この溶液を正しく 10 倍にうすめ $\frac{N}{100}$ 水酸化ナトリウム溶液を調製する。

4・8 電気抵抗炉による方法との比較

Table 9 は電気抵抗炉による方法 (2 回の分析値の平均)

Table 9. Comparison with electrical resistance heating furnace method.

Sample each 2g	S determined, %	
	High frequency combustion method	Electrical resistance heating furnace method
A	0.010	0.010
B	0.024	0.024
C	0.055	0.053
D	0.007	0.006
E	0.008	0.008
F	0.012	0.013
G	0.018	0.018
H	0.022	0.021
I	0.036	0.036
J	0.039	0.040

とこの方法による結果を比較したもので、高周波燃焼法によるものが僅かに高い傾向があったが両者は殆んど一致した。また試料 A、B および C について高周波燃焼装置で 10 回の分析を行った結果平均それぞれ 0.010、0.024 および 0.056 % を示し、σ はそれぞれ 0.0003、0.0004 および 0.006 % であった。

4・9 結 言

高周波燃焼装置を用いニッケル-銅合金中のイオウの定量法を検討した結果、試料 2g を用い、助燃剤として純鉄 1g と純スズ 2g を加え、酸素の流速を約 1000ml/min とし、燃焼および亜硫酸ガスなどの追い出し時間それぞれ 3 分で好結果の得られることが判った。またこの結果は電気抵抗炉による方法とよく一致した。

5. 分析所要時間について

高周波燃焼装置を用いるときは迅速な分析のできること ^(1,5) が知られている。Table 10 は分析所要時間を電気抵抗炉

Table 10 Time required for determination of carbon and sulfur,

		Time, min	
		High frequency combustion method	Electrical resistance heating furnace method
Carbon	Sampling	1 min	1
	Setting and air removing	1	2
	Preheating	—	3
	Combustion	3	} 20
	CO_2 removing	3	
	Weighing	1	1
	Total	9	26
Sulfur	Sampling	1	1
	Setting and air removing	1	2
	Preheating	—	3
	Combustion	3	} 30
	SO_2 removing	3	
	Titration	1	1
	Total	9	36

による方法と比較したもので、電気抵抗炉では炭素の定量において約 26 分、イオウの定量において約 36 分を必要とするが、この高周波燃焼装置では炭素、イオウともに約 9 分で分析可能である。即ちニッケル-銅合金の場合も電気抵抗炉による方法に比し、分析所要時間が遙かに短く、作業分析に効果的に使用できるものと思はれる。

文 献

- 荒川、安井、藤江；住友金属、7 (1955), 32.
- 池上、神森、天野；鉄と鋼、44, 247.
- R.B. Numema Ker, S.A. Shrader; Anal. Chem., 28 (1956), 1040.
- 三井；日本金属学会誌、7 (1943), 498.
- 大竹；軽金属、8 (1958), 59.
- L.P. Repkowitz, W.D. Moak; Anal. Chem., 26 (1954), 1022.

関西電力株式会社大阪発電所におけるモデルコンデンサー
による復水管の腐食試験（第1報）

大津武通 佐藤史郎

Corrosion Testing on Condenser Tubes by Model Condenser
at Osaka Power Station (Rep. 1)

by Takemichi Otsu and Shiro Sato

住友軽金属工業株式会社研究部

関西電力株式会社大阪発電所における
モデルコンデンサーによる復水器管の腐食試験（第1報）

大津武通* 佐藤史郎**

Corrosion Testing on Condenser Tubes by
Model Condenser at Osaka Power Station (Rep. 1)

by Takemichi Otsu and Shiro Sato.

Using model condenser, a corrosion test has been conducted on condenser tubes since March 1958 in co-operation with Kansai Electric Company.

Model condenser which was installed at Osaka Power Station (165,000 KW×4) of Kansai E.Co. used brackish water from the estuary of the Kizu River near Osaka Bay.

Following procedures were taken;

1) Six of each alloy tubes which include aluminium brass, Albrac¹⁾, Alumi-Brass²⁾ and 10% cupronickel were set in the model condenser on March 1958.

2) Two of the each alloy tubes were taken out on September 1958 and were inspected.

3) Immediately after 2) the new replacement tubes of the same composition were installed.

4) And then, the deposits of fixed and vibration types were set in some of the tubes in the model condenser.

Also in some of the tube, inlet end were covered with plastic insert.

5) On September 1959, newly installed tubes along with the originally installed tubes were taken out and tested.

6) During this period analysis of water were performed.

Following results were obtained;

1) By the analysis of brackish water:

- a) The concentration of sea water was more than eighty percent.
- b) Pollution due to NH₃, NO₃⁻, Fe⁺⁺+Fe⁺⁺⁺, Cu⁺⁺ and organic substances was prominent.

c) In summer chlorine demand increased.

d) At ebb-tide chlorine demand increased.

e) Degree of pollution of water has gradually increased towards the end of the period of this test. The evidence is that biological activity has ceased during this period.

2) By the inspection of tubes:

a) Corrosion was severe compared with that due to clean sea water.

b) Among four different types of tubes corrosion was most severe in 10% cupronickel.

3) By the inspection of the tubes equipped with deposit:

a) Local corrosion due to fixed type deposit were slight in the originally installed - and later deposit inserted - tubes and severe in the new ones. This difference may be due to the fact that on the surface of originally installed tube a protective film has already been formed when a deposit is inserted but the above phenomenon was not observed for newly installed tubes.

b) Local corrosion due to the fixed type deposit did not occur at the portion of contact but around the area of the contact.

c) Local corrosion due to the vibration type deposit occurred severely at the portion of contact and aluminium brass and Alumi-Brass tubes were perforated.

d) Corrosion due the vibration type deposit might be independent of hardness of deposit.

4) Installation of the insert was effective to the protection of the inlet attack, but some of the tubes suffered corrosion slightly around the end of insert.

1) Albrac: Special aluminium brass alloy modified with Si and Sb; patented product of Sumitomo Light Metal Ind., Ltd. JIS H 3632 BsTF-2 (Spec. for Copper Alloy Seamless Condenser Tubes)

2) Alumi-Brass: Special aluminium brass alloy modified with Ni.

* 研究部 工学博士 ** 研究部

本研究は関西電力（株）と住友軽金属（株）との協力による“大阪発電所におけるモデルコンデンサーによる復水器管の実地腐食試験”第1報（昭和33年11月）および第2報（昭和35年3月）を基としてまとめたものである。

原報告は関西電力（株）火力試験所、山本、川辺、真居、住友軽金属（株）研究部、大津、佐藤、により原案がつくられ、関西電力（株）火力部、大阪火力事務所、大阪発電所、火力試験所、技術研究所および住友軽金属（株）のそれぞれの関係者の検討を経て作成されたものである。

緒　　言

火力発電所に於ける蒸気復水器管は耐食性の良好な銅合金管が古くから使用されている。

銅合金復水器管は使用される冷却水の水質や復水器の設計⁽¹⁾により各種の耐食合金が使われている。

しかし、近年世界各国共淡水以外を冷却水とする場合にはアルミニウム黄銅系合金が使われており、本邦に於てもアルブラック（特許、特殊アルミニウム黄銅管）が主として使用されている。

これらの耐食性の良好な復水器管に於ても、時により使用条件の苛酷化にともなう腐食事故が生ずる。

又最近の大容量新鋭火力発電所は電力需要の局地性、送電損失その他の理由により大都市の中央部、あるいは周辺部につくられている。

しかるに大都市に於ける港湾或いは河川はいずれも都市下水或は工業廃水により年々著しい汚染を来しつつある。

従って前述の火力発電所に於てはやむを得ずして汚染河海水を冷却水とするために、従来の様に清浄な海水を冷却水とした場合とことなった腐食が生じ、復水器管の漏洩事故⁽²⁾を生ずる傾向がみとめられた。

以上の如き復水器管の使用条件の苛酷化による腐食事故あるいは冷却水汚染にともなう異常腐食等はまだ研究が少なく、その対策も必ずしも確立したとは云えない現状である。

かかる状況にある為に関西電力（株）及び住友軽金属（株）では昭和32年秋、當時建設中の大阪火力発電所構内にモデルコンデンサーを設けて、木津川尻汚染河海水を用いて復水器管の実地腐食試験を行ない、これらの問題の解決をはかることとした。

本論文は前述の計画に基き協同して昭和33年2月に製作し、同3月より運転を開始したモデルコンデンサーによる実地試験のうち第1期及び第2期試験結果をまとめて報告するものである。

これらの試験は先ず冷却水の精密なる水質分析（関西電力（株）、火力試験所担当）に基き、3種のアルミニウム黄銅復水器管及び10%キュプロニッケル管の汚染水腐食の実体を明らかにすることと共に、最近に於ける復水器管早期漏洩事故の主要因子としての管内異物充塞の腐食に及ぼす影響を明らかにすることを目的とした。

また、本論文には現実の復水器管にみとめられる inlet attack（管入口部に於ける潰食）の防止手段としてのインサートの挿入効果も明らかにした。

なお、汚染水腐食に対する防止手段その他、復水器管腐食事故に対する対策確立のための諸試験を継続して行っており、つきの機会に報告したいと考えている。

以下、第1部において管内にデポジットを挿入することなく行なった通水腐食試験の結果を報告し、第2部において、管内に2、3のデポジットを挿入して行なった通水腐食試験の結果を報告する。

第1部 管の通水腐食試験

1. はじめに

昭和33年2月モデルコンデンサーに次の復水器管を各6本総計24本とりつけた。

アルミニウム黄銅管……多奈川発電所で使用している米国製のもの

アルブラック管……住友軽金属製

改良アルミプラス管……国産某社製

10%キュプロニッケル管……住友軽金属製

33年3月に運転を開始し、最初2ヶ月間は大阪発電所の復水器の管内流速と同じ速度（2.2 m/sec）で試験を行ない、それ以後は流速を3 m/secにあげた。

33年9月10日試験開始後6ヶ月を経過したので各材質の管を復水器の上下より各1本計8本抜取り調査した。

34年9月8日、同じく8本の管を抜取り調査した。

33年9月10日までの試験期間を第1期とし、その後34年9月までの期間を第2期とした。

以下、第1期と第2期に分けてその間の運転の状況、水質分析結果、および抜取管の調査結果について報告を行う。

2. 試験材料

今回の試験材料として次記の4種の材料を用いることとした。

A. アルミニウム黄銅管；米国製、ASTM. B111, アルミニウム黄銅 Type B, 外径7/8" (22.2mm), 肉厚1.3mm

B. アルブラック管；住友軽金属製、JIS. H.3632復水器管用継目無黄銅管2種、外径25mm, 肉厚1.2mm

C. 改良アルミプラス管；某社製、外径25mm, 肉厚1.2mm

D. 10%キュプロニッケル管；住友軽金属製、JIS.H.3632・復水器用継目無白銅管1種、外径25mm, 肉厚1.2mm

これら各試験材料はいずれも全長焼鈍管である。それらの化学成分をTable 1に示す。

Table 1 Chemical composition of specimens.

	Cu	Al	Si	As	Sb	Ni	Fe	Pb	Zn	Mn
A. Aluminium brass	77.4	2.1	—	0.04	—	—	0.02	0.03	R	—
B. Albrac	78.0	2.0	0.24	0.05	0.01	—	0.02	Tr.	R	—
C. Alumi-Brass	78.4	1.9	—	0.07	—	0.5	0.01	Tr.	R	—
D. 10% cupronickel	R	—	—	—	—	10.0	1.20	Tr.	—	0.43

この4種の材料のうち、A. BおよびCの3種の材料はいずれもヒ素入りアルミニウム黄銅系の材料として同系統の材料である。

Aのアルミニウム黄銅管は多奈川発電所で使用している管の予備品である。

Bのアルブラック管はアルミニウム黄銅に、更に少量のケイ素とアンチモンを添加した事により耐漬食性を改善したもので、昭和7年に特許となり、以来、我が国火力発電設備の復水器管の大部分に使用せられている。

Cの改良アルミプラス管はアルミニウム黄銅に、更にニッケルを少量添加して耐食性の改善をはかった管である。

Dの10%キュプロニッケル管はCu-10%Ni合金に鉄を約1%添加して耐食性——特に耐漬食性——を改良した管であって、わが国の使用実績はアルブラック管に比較して少ないが、復水器管として優秀なものであることが知られている。

3. 装置および方法

装置は大阪発電所（大阪市住吉区平林北之町）内の木津川岸壁に設置した。(Fig. 1 参照)

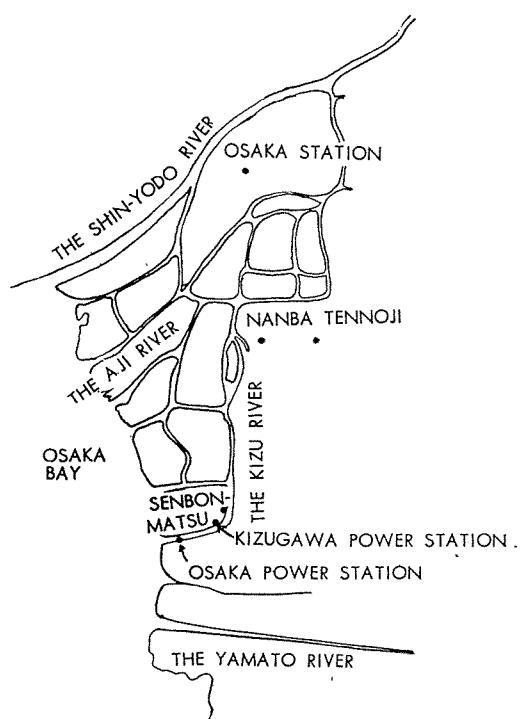


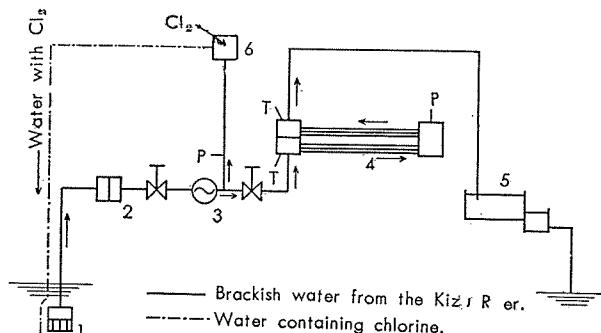
Fig. 1 Situation of Osaka Power Station.

使用した水は前面の木津川尻河海水でこれをポンプでくみあげてモデルコンデンサーへ通し、モデルコンデンサー

を出た水は同じ木津川（取水口より約2m下流）へ放流した。

大阪発電所は木津川の河口、即ち大阪港より約1km上流のところにあり河巾は約200mである。

装置の流路図をFig. 2に示す。



1. Foot valve 2. Strainer 3. Pump 4. Model condenser 5. Triangle dam to measure flow 6. Chlorinator
P. Pressure gauge T. Thermometer

Fig. 2 Schematic diagram of model condenser.

水は木津川の水面下よりポンプ3で取水するが、取水口のフートバルブ1のわくで大きいごみを除き、ついでストレーナー2によってごみを除いた後、モデルコンデンサー4へ送る。

モデルコンデンサーを出た水は流量測定槽へ送り直角三角セキ5により流量を測定し木津川へ排出した。

なおポンプ出口より水を一部分岐して塩素処理機（水道機工式OHS型）6へ導びき、ここで塩素ガスを混合して塩素水とし、これをフートバルブ1の下へ導き塩素処理を行なった。

ストレーナーにはフルイ目の開きが約5mmのステンレス網を用い、適宜掃除してごみを除いた。

モデルコンデンサーの概略はPhoto. 1に示す。

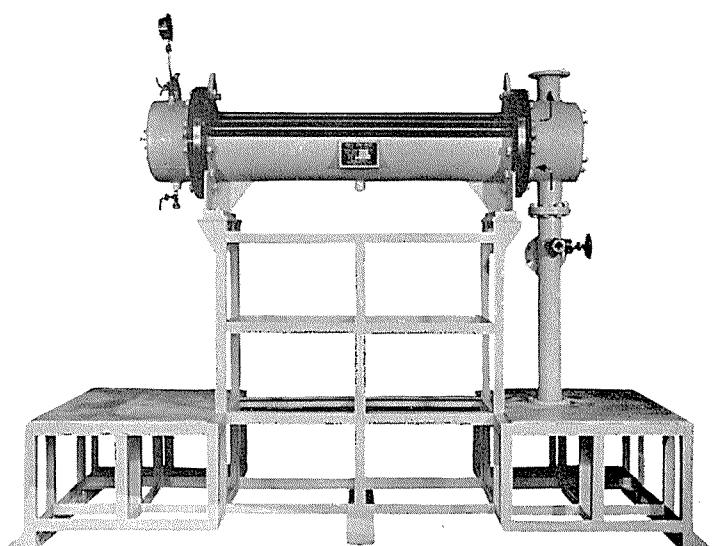


Photo. 1 General view of model condenser used in this test.

モデルコンデンサー（筒倉機械製）は2通路式で、各通路共長さ1.5mの管12本（各材質について3本ずつ）を挿入した。

管の配置は Fig. 3 の通りである。

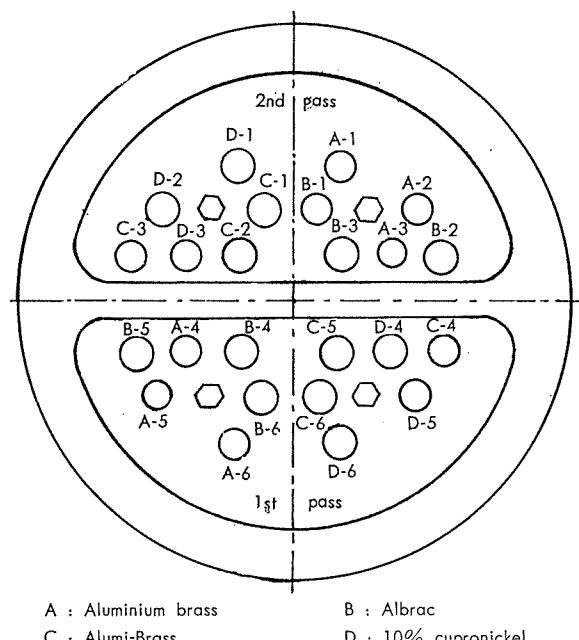


Fig. 3 Installation of test tubes in model condenser.
(1st period of test)

入口側は拡管し、出口側はフェルールでとめた。
水室カバー内面はネオプレンをコーティング（5回塗り、
計0.5mm厚）した。

4. 運転状況

4.1 第1期運転状況（33年3月3日～33年9月10日）

(1) 初期運転 3月3日～3月6日、運転時間；32時間
まず大阪発電所復水器の初期運転と同じ条件で運転を開始することとし、流速2.2m/secで塩素処理をしつつ運転した。
夜間は塩素処理機の運転ができないので試験装置の運転をとめた。
塩素処理は残留塩素が0.7～0.8ppmになるように調節した。
このために2～3ppmの塩素を注入せねばならなかつた。Fig. 4 参照

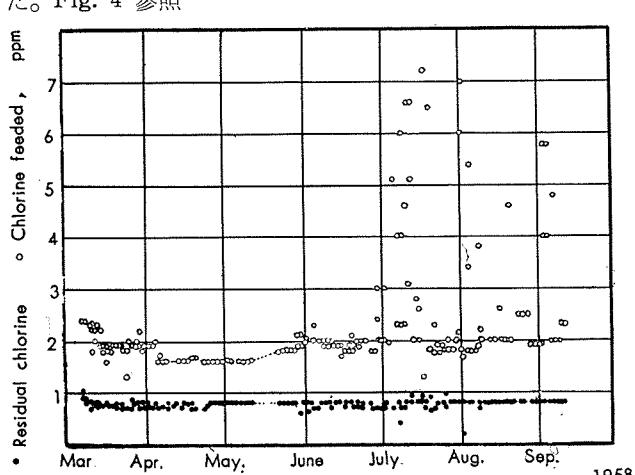


Fig. 4 Variation of quantity (ppm) of chlorine feeded to brackish water to obtain residual chlorine of 0.7～0.8 p.p.m. during 1958.

(2) 通常運転（その1）3月7日～5月11日

初期運転終了後、引き続いて通常運転に入った。

通常運転は次の要領で行った。

a. 試験装置の点検、記録

1日2回、午前（大体9時～10時）及び午後（大体15時～16時）

b. 塩素処理

1日2回（午前および午後）各1時間ずつ。

塩素処理開始時間は大体9時～10時および15時～16時。

残留塩素が0.7～0.8ppmになるように塩素注入量を調節した。

c. 管内流速

大阪発電所復水器の管内流速と同じ2.2m/secにした。

d. ストレーナーの掃除

必要に応じて行った。

この期間の運転状況は概略次記のごとくであった。

運転開始：3月7日 9時40分

運転停止：5月11日 13時20分

運転時間：1,411時間45分

管内流速：2.2～2.3m/sec

残留塩素：0.7～1.0ppm

塩素注入量：1.3～2.3ppm

水温：3月は7.5～12°C

4月は10～15.5°C

5月は14～15.5°C

春から夏に向うに従い水温は上昇した。

数回の停止を除いて連続運転を行った。

(3) 通常運転（その2）5月23日～9月10日

5月11日まで大阪発電所復水器と同じ管内流速の2.2m/secで2ヶ月間試験した後、管内検査を行なったが腐食は認められずスケールはついているが内面はきれいな状況であったので以後は管内流速を3m/secに増加させた。

その他の運転条件はこれまでと同じ。

この期間の運転状況は概略次のごとくであった。

運転開始：5月23日 10時

運転停止：9月10日 10時

運転時間：2,410時間

3月7日よりの延運転時間：3,822時間

管内流速：2.2～3.1m/sec

残留塩素：0.4～0.9ppm

塩素注入量：1.4～8.2ppm

塩素注入量はFig. 4にみるよう概して2ppm前後の場合が多かったが7月以降は時によって異常に高い場合があった。

このような時は午後に干潮がある日に、干潮後、しばらくしてから塩素処理をした時で、満潮から干潮にかけてのひき潮の時に流れてきた汚水がよどんだり、あるいは干潮後のあげ潮にのって逆流したためであろう。

そしてこれが午後に特有なのは、午後の方が汚水の量と

その汚染がひどいためではなかろうか。

またこのように塩素注入量の多い時は、水は黒濁しており、悪臭（下水のそれ）があった。

水温；5月は 18~21°C

6月前半は 18.5~21°C

6月後半は 19.5~24.5°C

7月は 25~29°C

8月は 27~31°C

春から夏に向うに従って水温は上昇した。

数回の停止を除いて連続運転を行なった。

4.2 第2期運転状況 (33年10月7日~34年9月8日)

10月7日より流速 3 m/sec を目標として直ちに通常運転に入り、34年9月8日に第2期試験を終了した。

この一ヶ年の運転期間はポンプ等の故障により運転時間が少く、連続運転を目標としたにも拘わらず、途中で約10回の停止を行わねばならなかった。また、流速はほぼ 3 m/sec を出し得たがポンプの故障等により、それを下廻ることも多かった。

34年7月22日に C-3' 管（震動型デポジットを挿入したアルミプラス管）が入口より 300mm のところに腐食孔を生じたので直ちに盲栓をして運転を継続した。また、同8月10日に A-3' 管（震動型デポジットを挿入したアルミニウム黄銅管）が腐食孔を生じたので運転を停止した。

塩素処理は第1期の通常運転と同様に行った。注入塩素量および残留塩素量を Fig. 5 に示す。注入塩素量は冬期

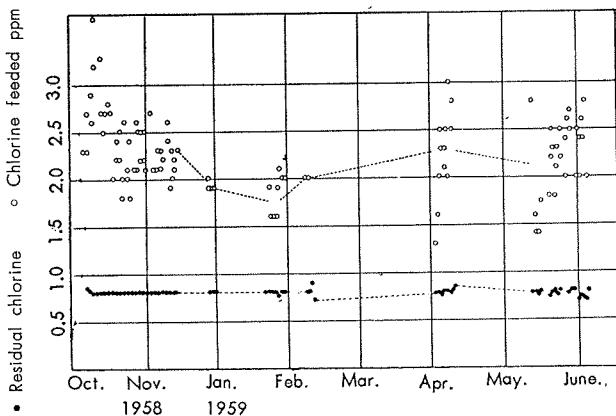


Fig. 5 Variation of quantity (ppm) of chlorine feeded to brackish water to obtain residual chlorine of 0.7~0.8 p.p.m. during Oct. 1958~June 1959.

に低く秋および春から夏にかけて高くなっている。このことは秋および春から夏にかけて水の汚染が激しくなったことを示しているものと考えられる。

また、33年夏まで、流量測定槽に水ゴケ、ムラサキイ貝、フヂツボ、クダムシ等が附着し、生育していたが、34年度に入ってからは生物の附着はなくなっていた。このことは34年度に水質が前年より悪くなつたことを示しているものと思われる。

第2期における運転状況の概略を次に示す。

運転開始：33年10月7日 14時

停止：34年8月10日 14時

運転時間：2107時間

管内流速 1.2~3.0m/sec

残留塩素：0.7~0.9ppm

塩素注入量：1.6~4.0ppm

途中穿孔管：C-3' 管，延運転時間 1,988時間

A-3' 管，延運転時間 2,107時間

5. 水質試験

5.1 はじめに

復水器管の腐食は使用した冷却水質によって大きく影響される。

従って、本試験の期間中、使用水の質およびその変化に対して相当詳細な試験を継続した。

使用水は木津川河口の約 1 km 上流のもので、海水と河水の混合した、いわゆる河海水である。

木津川は淀川から分れた支流で大阪市内を通る間に非常に汚染されている。

従って汚染の度合および海水と河水の混合の実態を知ることも水質試験の一つのねらいとした。

5.2 水質試験

水質試験は毎月 1 回行なった。

分析試料の採取は午前10時頃から午後5時頃迄の間で、干潮時、満潮時を含めて適当な時刻に 3~5 回採取した。

試料水は流量測定槽の表面から、プラスチック瓶で気泡が混じないように注意しながら採取した。

分析は次の各項目について行った。

- 1) 電気伝導度
- 2) pH
- 3) 濁度
- 4) 比重
- 5) アルカリ度
 - (Mアルカリ度
 - (Pアルカリ度
- 6) 硬度
- 7) 全硬度
- 8) カルシウム硬度
- 9) 蒸発残留物
- 10) 懸濁固形物
- 11) 溶解固形物
- 12) 塩素イオン
- 13) シリカ
- 14) アンモニウムイオン
- 15) 硝酸イオン
- 16) 全鉄イオン
- 17) 銅イオン
- 18) 全硫化物
- 19) 硫酸イオン
- 20) 塩素要求量
- 21) 酸素消費量
- 22) カルシウムイオン
- 23) マグネシウムイオン

このうち塩素要求量は次の方法で求めた。

試料100ccに種々の量の塩素標準液(100ppm)を加える。

5分後に、O₂-トリジンを加え、試料の残留塩素を塩素比色計で求め、残留塩素が1.0ppmを示す試料への塩素標

準溶液添加量から1ccを差引いて塩素要求量とした。

5.3 試験結果

第1期および第2期における試験結果をTable. 2およびTable. 3に示す。

Table 2 Chemical analysis of water used in model condenser from March until September in 1958.

Items	Date		Mar. 11		Apr. 28		May 29		June 24		July 15		Aug. 6		Sep. 3	
	Tide		flood	Ebb	flood	Ebb	flood	Ebb	flood	Ebb	flood	Ebb	flood	Ebb	flood	Ebb
1 Water temp. °C.		9	9	9	14.5	14	14	20	21	20		23		27	18	18.5
2 Turbidity, ppm SiO ₂							8	10	10	4	5		23	22	11	10
3 pH		7.5	7.1	7.1			7.9	7.7	7.7	7.9	7.8		7.5	7.5	7.6	7.5
4 Electrical conductivity, mho															0.028	0.032
5 Specific gravity															1.022	1.021
6 P-alkalinity, ppm as CaCO ₃		0	0	0	8.0	8.0	6.0	1	2	2	5	4	0	0	0	10
7 M-alkalinity, //		196	196	194	109	111	111	103	106	107	107	112	115	106	107	109
8 Total hardness, ×10 ³ ppm		6.63	6.31	6.63				3.89	3.67	4.75					5.43	5.43
9 Ca hardness, ppm as CaCO ₃		856	776	803											1,100	886
10 Mg hardness, //		5.8	5.5	5.8											4.3	4.5
11 Evaporation residue %		3.17	2.90	3.03				3.08	2.85	2.97	3.33	3.21		2.29	2.56	2.60
12 Dissolving solid %								3.08	2.84	2.97	3.32	3.20		2.29	2.56	2.60
13 Suspension solid, ppm								38	40	35	87	120		21.2	15.6	11.2
14 Cl ⁻ , %		1.77	1.59	1.56	1.64	1.75	1.76	1.59	1.49	1.46	1.69	1.64		1.22	1.29	1.36
15 SiO ₂ , ppm															6.3	4.7
16 NH ₄ ⁺ , ppm		0.0	0.0	0.0				0.05	0.05	0.05	0.02	0.02				0.05
17 NO ₃ ⁻ , ppm		Tr.	0.5	0.5				0.2	0.1	0.1	0	0				0.05
18 Fe ⁺⁺ +Fe ⁺⁺⁺ , ppm		1.7	0.5	1.4				0.5	0.95	0.8	0.3	0.3				0.2
19 Cu ⁺⁺ , ppm															0.03	0.04
20 Sulfide, ppm		0.0	0.0	0.0				0.0	0.0	0.0		0.0			0.0	0.0
21 SO ₄ ⁻⁻ , %		0.30	0.26	0.31				0.20	0.21	0.26	0.61	0.55				0.46
22 Chlorine demand, ppm		1.6	2.3	2.7	2.8	2.8	2.8	2.9	3.0	3.2	1.2	2.2	3.1	3.8	3.7	3.4
23 Oxygen demand, ppm		8.8	6.5	5.5				3.0	3.0	4.9	3.4	4.8				11.4
24 Ca ⁺⁺ , ppm		340	310	320											440	350
25 Mg ⁺⁺ , ×10 ³ ppm		1.4	1.4	1.4											1.1	1.1

Table 3 Chemical analysis of water used in model condenser from October in 1958 until August in 1959.

Items	Date		Oct. 27		Nov. 18		Feb. 9, 59'		Apr. 24		June. 8		Aug. 21	
	Tide		Flood	Ebb	Flood	Ebb	Flood	Ebb	Flood	Ebb	Flood	Ebb	Flood	Ebb
1 Turbidity, ppm SiO ₂			3				4.0			4	4		6	6
2 pH			7.5		8.0	7.9		7.8		7.7	7.7		7.6	7.8
3 Specific gravity			1.023		1.023	1.023								
4 P-alkalinity, ppm as CaCO ₃			0		20	20		11		0	5		0	0
M-alkalinity, //			120		111	112		108		108	104		102	104
5 Total hardness, ×10 ³ ppm			6.5		5.83	5.64								
6 Evaporation residue %			2.98		3.36	3.30		2.94					3.25	3.03
7 Dissolving solid %			2.98		3.36	3.30		2.94					3.03	2.41
8 Suspension solid, ppm			10.0					Tr	Tr				2	2
9 Cl ⁻ , %			1.59		1.71	1.67		1.52		1.93	1.94		1.75	1.58
10 SO ₄ ⁻⁻ , %			0.52		0.70	0.46		0.26		0.22	0.22			
11 SiO ₂ , ppm			11.5		4.7	5.5		2.4		2.0	1.6		1.7	2.3
12 NH ₃ , ppm			0.06		0.1	0.1		0.1					0.0	0.0
13 NO ₃ ⁻ , ppm			0.5		0.1	0.2		0.9					0.1	0.3
14 Fe ⁺⁺ +Fe ⁺⁺⁺ , ppm			0.23		0.10	0.52		0.74		0.05	0.05		0.40	0.70
15 Cu ⁺⁺ , ppm			0.14		0.22	0.12		0.04		0.07	0.07		0.1	0.10
16 Chlorine demand, ppm			2.6		1.4	1.7		2.3		3.0	3.6		3.0	3.2
17 Oxygen demand, ppm			7.7		3.1	2.1		7.0			2.9		2.2	1.6

Table 4 Comparison of analysis of various water.

	Kizugawa P. S.	Kizugawa Senbon matsu	Water used in model condenser			Sea water (standard)
			Range	Mean	Medium	
Turbidity, ppm	8~30	25.1	3~130	—	—	—
pH,	7.1~7.3	7.42	7.1~8.0	7.5	7.5	8.0~8.3
Electrical conductivity,	—	—	—	—	—	23
Specific gravity,	1.007~1.015	—	1.007~1.023	—	—	1.02~1.03
P-alkalinity, ppm CaCO ₃ , as	0	—	0~25	4	1	—
M-alkalinity, " "	72~98	—	72~196	114	108	—
Total hardness, $\times 10^3$ ppm as CaCO ₃	—	—	3.67~6.67	—	—	—
Ca hardness, ppm as CaCO ₃	—	—	766~1100	—	—	—
Mg hardness, $\times 10^3$ ppm as CaCO ₃	—	—	4.1~5.8	—	—	—
Evaporation residue, %	—	—	1.42~3.36	2.76	2.97	3.47
Suspension solid, ppm	—	27.8	Tr.~130	—	—	—
Cl ⁻ , %	0.74~1.43	—	0.80~1.94	1.50	153	1.91
SiO ₂ , ppm	—	—	1.6~11.8	—	—	0.02~2.7
NH ₄ ⁺ , ppm	—	—	0.0~2.0	0.07	0.08	0.005~0.05
NO ₃ ⁻ , ppm	—	—	0~1	0.4	0.3	0.003~1.6
Fe ⁺⁺ +Fe ⁺⁺⁺ , ppm	—	—	0.05~1.7	0.46	0.33	0.002
Cu ⁺⁺ , ppm	—	—	0.03~0.61	—	—	0.005
Sulfide, ppm	—	—	0.0	—	—	—
SO ₄ ²⁻ , %	—	—	0.1~0.7	—	—	0.266
Chlorine demand, ppm	3.4~11.0	—	1.2~4.4	—	—	—
Oxygen demand, ppm	—	5.43	2.1~22	—	—	—
Ca ⁺⁺ , ppm	—	—	260~480	—	—	403
Mg ⁺⁺ , %	—	—	0.083~0.14	—	—	0.128

Table. 4 には試験結果の範囲と平均値及び中央値とを示し、あわせて木津川千木松渡しの河水(試験装置より約1.5km 上流、Fig. 1 参照) と木津川発電所取水口の河水(試験装置の 1 km 上流) と標準の海水の性状をも示した。

しかし分析回数の少ないものと試験日によって変化のはげしいもの等については、平均値、中央値を算出しなかった。

月1回行った分析結果がその月の水質の代表値とは考えられないが、今回の水質試験の範囲内において比較的明瞭に認められたことは次の諸点である。

1) 濁 度

第1期試験では3~23ppm、第2期では3~130ppmであるが、1日のうちの時刻による変化は小さい。

試験日が異なると非常に相違がある。

2) pH

7.1~8.0 であり、海水に比べてやや低い。

午前と午後とでは差はないが、干潮と満潮と比べると満潮の方がやや高い。

3) 比 重

1.007~1.023 で海水よりやや小さい。

4) アルカリ度

Pアルカリ度は0~25ppm、Mアルカリ度は72~196ppmである。

Pアルカリ度とMアルカリ度との間には相関関係は見ら

れない。

5) 蒸発残留物および溶解固形物

1.42~3.36% で満潮時に最高となり、干潮時に最低値を示す。

6) 懸濁固形物

微量~130ppm で、1日のうちでは変化は小さいが、日が異なると大きな変化がある。

濁度とは相関関係はないが、これは粗大な懸濁固形物は濁度には現われないためであろう。

7) 塩素イオン

0.80~1.94% で、海水より小さい場合が多い。

8) アンモニウムイオン

第1期では0.0~0.06ppm であったが、第2期では0.0~2.0ppm であり、特に34年の夏季には高い値を示した。

9) 硝酸イオン

0.0~1.0ppm で、1日のうちでは変化は小さいが、日が異なると、大きな変化がある。

10) 全鉄イオン

0.05~1.7ppm で標準の海水より非常に大きく、試験日による変化も大きいし、また時刻による変化の大きい場合もある。干潮時に高い値を示す。

11) 銅イオン

0.03~0.61ppm で、標準の海水よりは非常に大きい。

12) 硫化物

いつも0である。第2期では測定せず。

13) 塩素要求量

1.2~4.4ppm であるが、夏に向うに従って高くなり、8月が最高である。

大阪発電所では夏期特に8月には塩素注入量は所要量に対して大巾に増しても復水器出口では残留塩素を認めないという現象を起していた。

また干潮時に高い値を示していることが多い。
この例を Fig. 6 に示す。

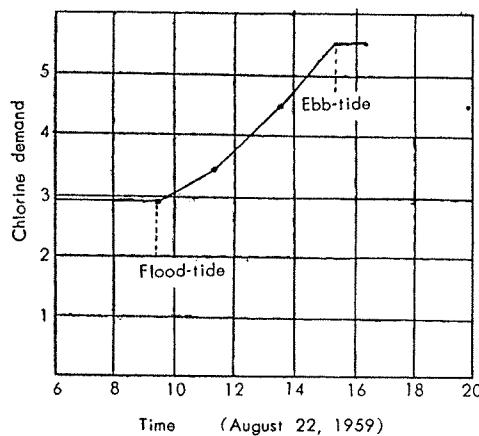


Fig. 6 Variation of chlorine demand of brackish water used in model condenser.

14) 酸素消費量

2.1~22.0ppm で、1日のうちでは時刻による変化はないが、日が異なると大きく変動する。

15) カルシウムイオン

260~480ppm で、最高値は海水中の含有量より大きいが、これは汚染河水の影響によるものと思われる。

16) マグネシウムイオン

0.083~0.14% で、最高値は海水中の含有量よりも大きいがこれは汚染河水の影響によるものと思われる。

次に水質の変化の状態を分類してみる。

a) 季節により変化するもの

塩素要求量が夏季に高い。

b) 潮位によりはっきり変化するもの

塩素要求量、全鉄イオンは干潮時に高い値をとる。

蒸発残渣物、溶解固形物は満潮時に高く、干潮時に低い値をとる。

また塩素イオンも干潮時に低く、満潮時に高い。

淀川水系の河水の塩素イオン量及び溶解固形物量は相当な汚染を受けてもそれぞれ 100ppm 以下及び 500ppm 以下であり、一方標準の海水の塩素イオン量は 19,000ppm、溶解固形物量は 34,700ppm である。

使用水のそれらの濃度は海水のそれに近いので、それらの数値は海水のみからもたらされたと考えて海水と河水の混合の割合を計算し、その度数分布を求めたところ Fig. 7 の様であった。

Fig. 7 から海水と河水の混合度はほとんど 80~89% にあることが分る。

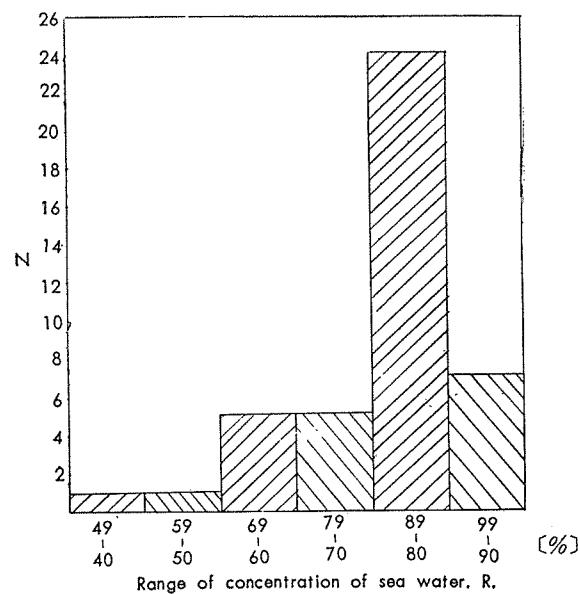


Fig. 7 Histogram of mixing ratio of sea water and river water in brackish water used in model condenser, calculated from water analysis of Cl^- .

5.4 まとめ

今回の試験より明白になったことは次の諸点である。

- 1) 潮位により変化するもののうち、全鉄イオン、塩素要求量は1日のうち干潮時に高くなり、蒸発残渣物、溶解固形物は満潮時に高くなる。
- 2) 塩素要求量は割合で高い値で特に夏期に向って上昇する。
- 3) アンモニアはかなり認められている。
- 4) 硝酸イオンは常に存在している。
- 5) 鉄と銅が多量に含まれている。
- 6) 使用水は海水に河水の混合したもので、海水の占める割合は80%以上の場合が多い。
- 7) 海水の占める割合が多いにもかかわらず、相当汚染した水であることは注目される。
- 8) 汚染が海水に起因しない木津川上流よりの河水によるものであることは、塩素要求量等の潮位による変化から明瞭である。

6. 抜取管の調査

昭和33年9月10日および、34年9月8日にそれぞれ管を抜取り調査を行った。以下その状況について述べる。

6.1 第1期抜取管の調査

4種の各材質につき第1通路より各1本、第2通路より各1本、計8本を抜取管とした。

マーク	通路	外径(mm)	材質
A-3管	第2通路	22.2	アルミニウム黄銅管
A-5管	第1通路	22.2	アルミニウム黄銅管
B-1管	第2通路	25.0	アルブラック管
B-6管	第1通路	25.0	アルブラック管
C-3管	第2通路	25.0	改良アルミプラス管
C-4管	第1通路	25.0	改良アルミプラス管

D-3管 第2通路 25.0 10%キュプロニッケル管

D-5管 第1通路 25.0 10%キュプロニッケル管

(1) アルミニウム黄銅管(米国製、多奈川発電所予備品)

A-3管(第2通路)

6.1.1 各管の状況

洗浄前の管内面状況を Photo. 2 に示す。



Photo. 2 Scales formed on aluminium brass tube.

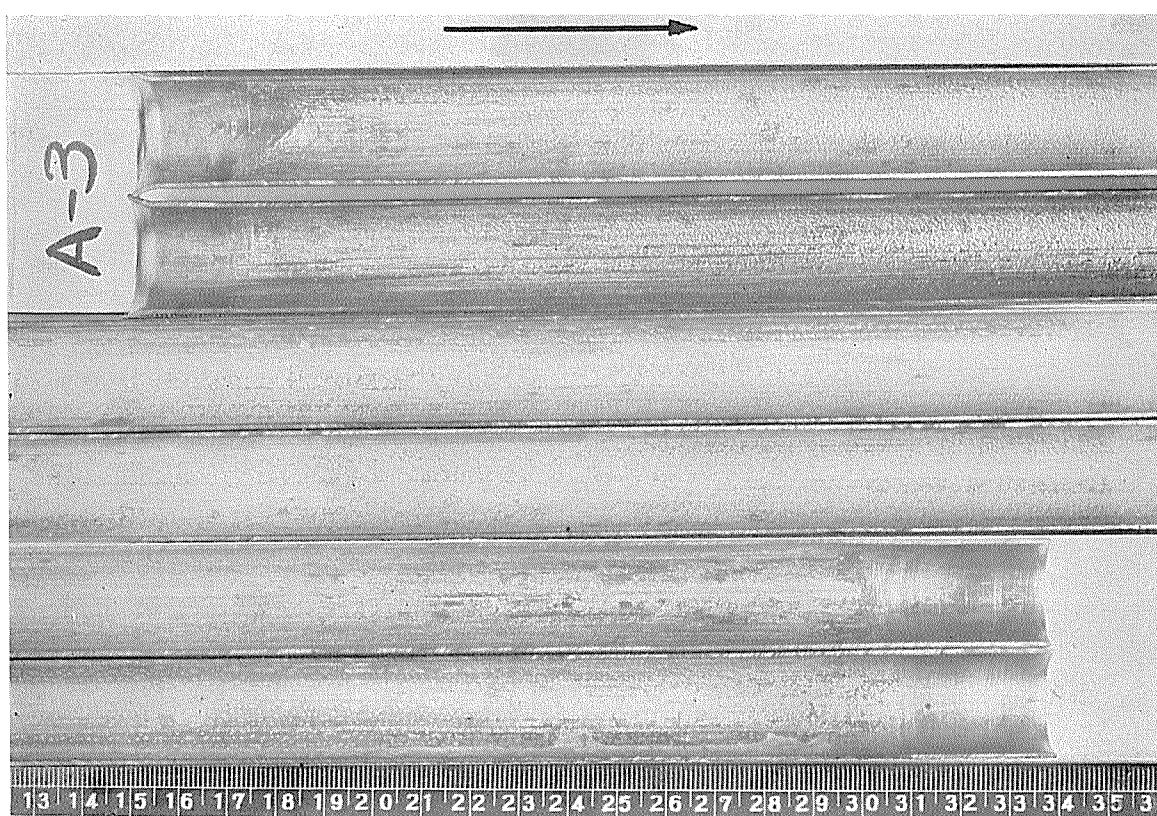


Photo. 3 Corrosion of aluminium brass tube.

管内面は全長にわたって褐色を主とするスケールで覆われており、ところどころ斑点状に緑色を呈している部分も見受けられた。スケールはかなり厚いものであった。スケールが剥離している部分も見られたが使用中に剥離していた部分に加えて、抜取時または抜取後縦割りまでの期間に剥離したものもあると考えられる。洗浄後の管内面状況を Photo. 3 に示す。

管内面は全面に肌荒れが見受けられた。肌荒れは入口側 100mm の位置より 300mm の範囲と、出口側 100mm 近傍において激しい。出口部 150mm より中央部には全面的

肌荒れ部は存在しないが、班点状に腐食を受けている部分が見られた。

入口部、中央部、出口部の長手方向および円周方向断面状況を調査したところ概して入口部は出口部、中央部に比較して凹凸が激しく腐食の進行が激しかったものようである。各管各部の長手方向断面状況を Photo. 4 に示す。

局部腐食部についてみれば、中央部に点状腐食痕が長手方向に沿って一直線上に認められた。この部分の内面状況及び断面状況を Photo. 5 に示す。この局部腐食部は全面的な肌荒れによる肉厚方向への侵食深さに比較すればより



Photo. 4 Longitudinal cross sections of test tube. (duration of test: March~September 1958, 3822h) ×8

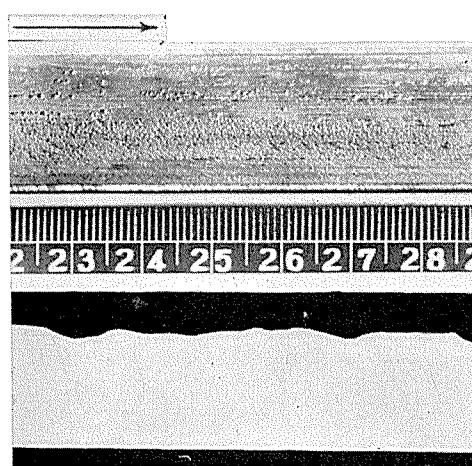


Photo. 5 Corrosion of aluminium brass tube and its cross section.

深いものと見受けられる。この個々の点食が数コまたはそれ以上も長手方向にそって一直線上に並んで生じていることからみて、抽伸時の僅かなきず（例えばプラグマーク）を起点にして生じたものと考えられないこともない。この形態は多奈川発電所に於て生じた腐食例と極めてよく似ている。

A-5 管（第1通路）

管内面状況は A-3 管と大差なく全面が褐色のスケールで覆われていた。

スケール除去後の管内面には、入口部と出口部とに肌荒れが見受けられた。各部の断面状況は概して平滑であり、A-3 管よりやや腐食は軽いようにも認められた。

A-5 管入口部には Photo. 6 に示すごとく、円周方向に沿った凹みが認められた。この凹みは肉厚方向には極めて浅いものであった。

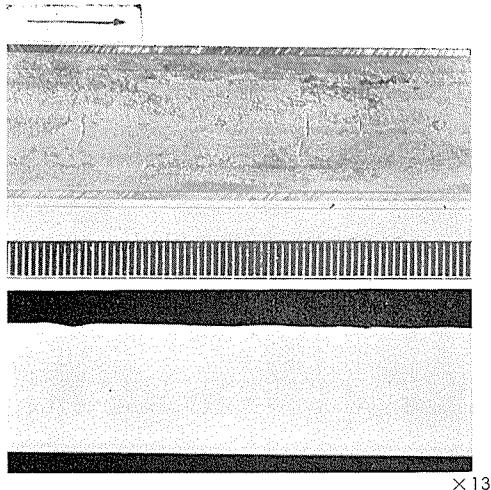


Photo. 6 Corrosion of aluminium brass tube and its cross section.

(2) アルブラック管

B-1管（第2通路）

スケールは全面にかなり厚く付着していたが、A管と大差ない。

洗浄後の管内面には入口部、出口部に軽い肌荒れが見受けられるのみで、中央部はほとんど腐食を受けていなかった。断面状況から入口部と出口部に 0.03mm 程度の凹凸（肉厚方向）が認められるものもあった。

中央部には Photo. 7 に示すとき点食痕が生じている

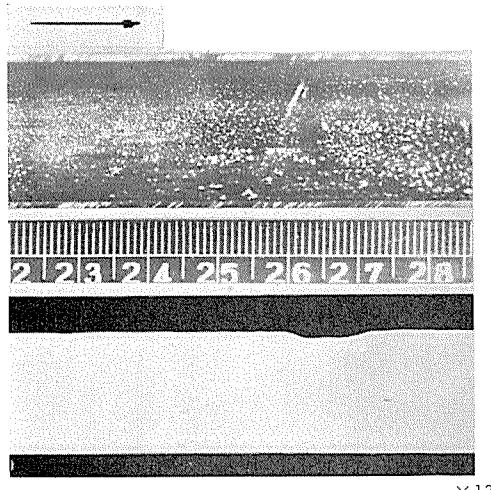


Photo. 7 Corrosion of Albrac tube and its cross section.

部分も認められた。この点食の肉厚方向に対する侵食深さは 0.05mm 程度以下のようである。

B-6管（第1通路）

スケール付着状況は A 管と大差ない。

B-6管は B-1管に比較すれば、より激しい腐食を受けていて、全面に肌荒れが見受けられた。しかしその肌荒れはいずれもシャープなものではなく、比較的なだらかな肌荒れとなっていた。腐食の進行程度は入口部と出口部において激しかったが、中央部では軽微であった。入口の肌荒れ部を Photo. 8 に示す。

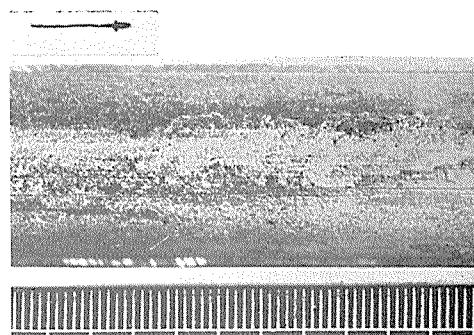


Photo. 8 Corrosion of Albrac tube.

(3) 改良アルミプラス管

C-3管（第2通路）

スケール付着状況は A 管、B 管とほとんど同様であった。内面腐食状況は概して軽微であったが、入口部、出口部には全面的な肌荒れが見受けられた。中央部は小さな点状の腐食痕が多数認められたが極めて軽いものであった。入口肌荒れ部のうち比較的激しい部分の内面及び断面状況を Photo. 9 に示す。肉厚方向に深いものではない。

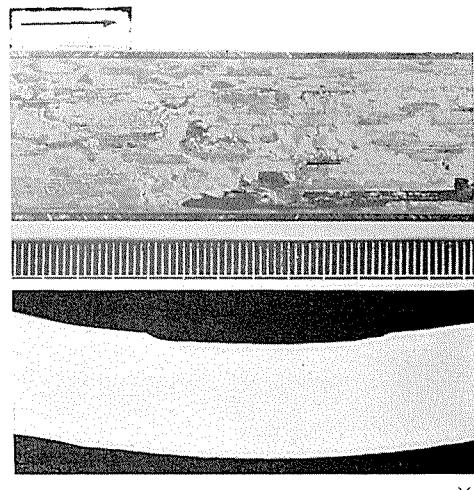


Photo. 9 Corrosion of Alumi-Brass tube and its cross section.

C-4管（第1通路）

スケール付着状況は A 管、B 管と大差ない。

洗浄後の内面には入口部 100~250mm の間に特に激しい腐食部を認めた。中央部はやや軽いが全面にモザイク模様状の腐食部を認めた。これを Photo. 10 に示す。

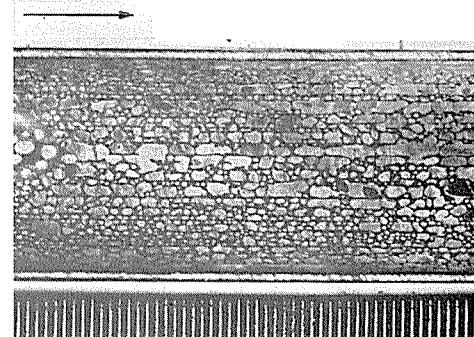


Photo. 10 Corrosion of Alumi-Brass tube.

入口部の特に腐食の激しい部分の内面及び断面状況を Photo. 11 に示す。深さ 0.1mm 程度のかなり激しい凹凸を認めた。

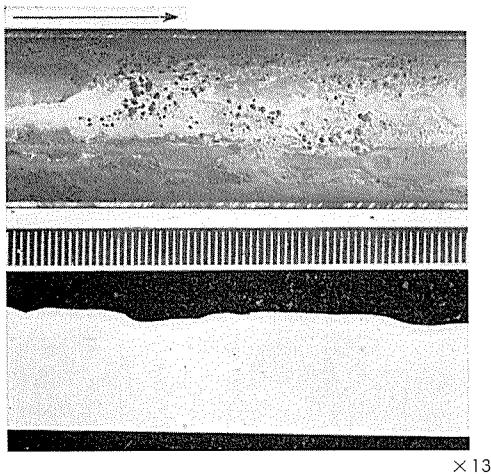


Photo. 11 Corrosion of Alumi-Brass tube and its cross section.

(4) 10%キュプロニッケル管

D-3 管（第2通路）

スケールの厚みは A、B および C 管と大差ないが剥離部分が多くかった。

入口部には A、B および C 管よりもやや激しい全面的肌荒れが生じていた。中央部、出口部においても入口部より程度はかなり軽いが、全面的な肌荒れを生じていた。

各部断面状況は各部とも凹凸が認められるが特に入口部は凹凸が激しかった。入口肌荒れ部の内面及び断面状況を Photo. 12 に示す。出口部には点状の腐食痕がところどころ見られた。

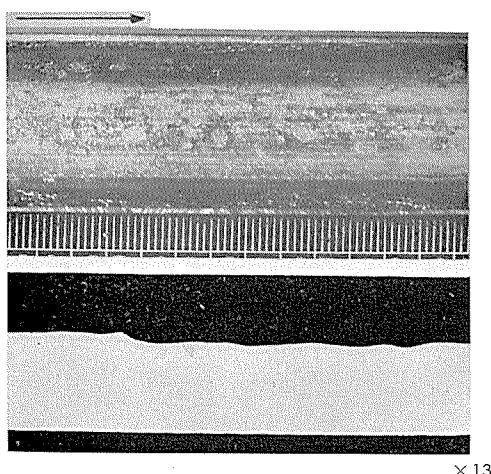


Photo. 12 Corrosion of 10% cupronickel tube and its cross section.

D-5 管（第1通路）

スケール付着状況は A 管、B 管および C 管と大差ない。管内面には肌荒れが見受けられ、入口部は特に激しかった。特に激しい部分を Photo. 13 に示す。

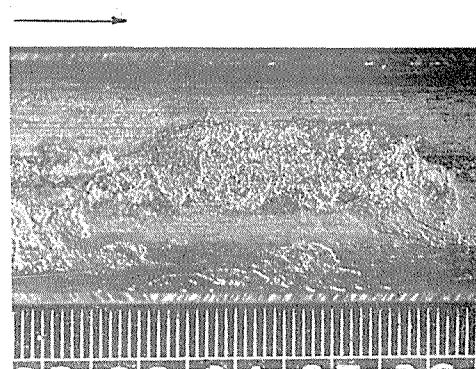


Photo. 13 Corrosion of 10% cupronickel tube.

入口部上部には点状の腐食痕が認められる部分もあった。その内面及び断面状況を Photo. 14 に示す。この点食痕はあまり深いものと考えられない。

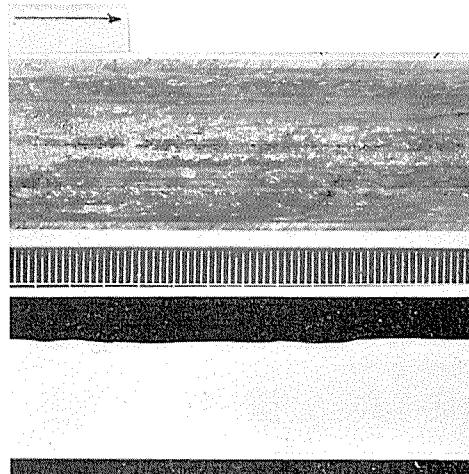


Photo. 14 Corrosion of 10% cupronickel tube and its cross section.

全体にみて 10%キュプロニッケル管は、アルミニウム黄銅管、アルブラック管、改良アルミプラス管等に比較してより激しい腐食を受けているようであった。特に入口部が激しいようであった。

6.1.2 引張試験

引張試験結果を Table. 5 に示す。

Table 5 Effect of corrosion on the tensile strength and elongation of test tubes.
(Duration of test: 3822h)

Mark	As prepared		After the corrosion test	
	Tensile strength, σ_{kg/mm^2}	Elongation, δ %	Mark	Tensile strength, σ_{kg/mm^2}
A	42.0	62	A-3	43.1
			A-5	43.9
B	44.0	61	B-1	40.3
			B-6	41.7
C	43.1	60	C-3	40.4
			C-4	41.4
D	35.9	42	D-3	35.0
			D-5	35.1

A, BおよびCの3種の管6本は何れも使用前のものと大差なく、腐食による引張強さ、伸びの低下となって表われていない。

しかしD管のみは伸びの低下がやゝ認められる。このことはこの管に生じていた腐食の影響によるものと考えられる。

6.1.3 スケールの分析

管内面スケールをブラシで採取し化学分析を行った。化学分析は次の方法で行なった。

試料を110°Cにて乾燥後、秤量し、約800°Cで灼熱し、灼熱減量を求める。残分は王水で溶解後、蒸発乾固し、塩酸にてシリカ以外を抽出し、残分についてシリカ(SiO_2)を求めた。抽出液は塩酸性で、硫化水素を通じ、硫化銅をロ別し、酸化銅(CuO)として秤量した。ロ液はアンモニア水で沈殿させ水酸化鉄(Fe_2O_3)+酸化アルミニウム(Al_2O_3)として秤量した。ロ液はアルカリ性にて硫化水素を通し、生じて硫化亜鉛の沈殿を灼熱後酸化亜鉛(ZnO)として秤量した。

分析結果はTable 6に示す。

Table 6 Chemical composition of scales formed on the surface of tubes.

	Aluminium brass		Albrac		Alumi-Brass		10% cupronickel	
	A-3	A-5	B-1	B-6	C-3	C-4	D-3	D-5
Ignition loss	16.2	14.2	19.3	14.7	17.3	11.3	14.2	14.1
SiO_2	6.5	3.1	10.0	2.6	3.8	1.9	1.3	1.2
CuO	38.2	35.9	27.1	32.1	31.5	32.5	38.6	34.7
$\text{Fe}_2\text{O}_3 + \text{Al}_2\text{O}_3$	36.6	34.2	32.4	32.1	36.6	38.0	35.2	36.5
ZnO	1.4	1.8	0.16	4.1	1.1	1.3	2.8	1.8
Total	88.9	87.9	88.9	85.5	90.3	85.0	92.0	88.3

全体を通じて灼熱減量が相当あり、主成分は銅(Cu)、鉄+アルミニウム(Fe+Al)である。

ケイ素(Si)、亜鉛(Zn)も数%以下存在している。ただ、本分析では鉄とアルミニウムは含量で出したので、その内訳は分らないが、沈殿の状態よりみて、アルミニウムに比べ鉄の方がはるかに多いと思われる。

6.2 第2期抜取管の調査

4種の各材質につき第1通路より各1本、第2通路より各1本、計8本を抜取管とした。

マーク	通路	材質
A-1管	第2通路	アルミニウム黄銅管
A-6管	第1通路	アルミニウム黄銅管
B-3管	第2通路	アルブラック管
B-5管	第1通路	アルブラック管
C-1管	第2通路	改良アルミプラス管
C-6管	第1通路	改良アルミプラス管
D-1管	第2通路	10%キュプロニッケル管
D-6管	第1通路	10%キュプロニッケル管

6.2.1 各管の状況

(1) アルミニウム黄銅管(米国製、多奈川発電所予備品)
A-1管(第2通路)

管内面状況をPhoto. 15に示す。全面が厚い褐色のスケールで覆われており、その色調は両端部では濃く、中央部では薄かった。スケールのところどころに緑色の斑点部があった。管を縦割りする時に生じたスケールの剥離部は緑色を呈している部分が多くあった。

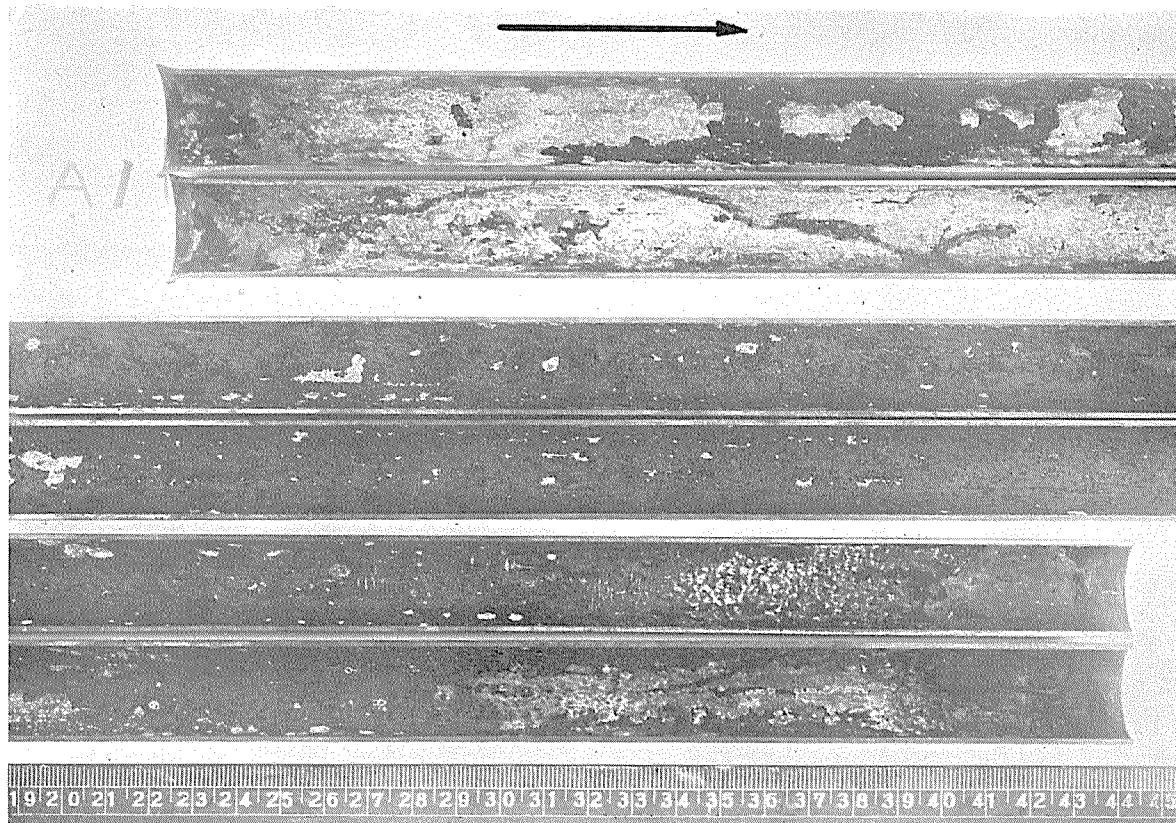


Photo. 15 Scale formed on aluminium brass tube. A-1.

洗浄後の内面状況を Photo. 16 に示す。

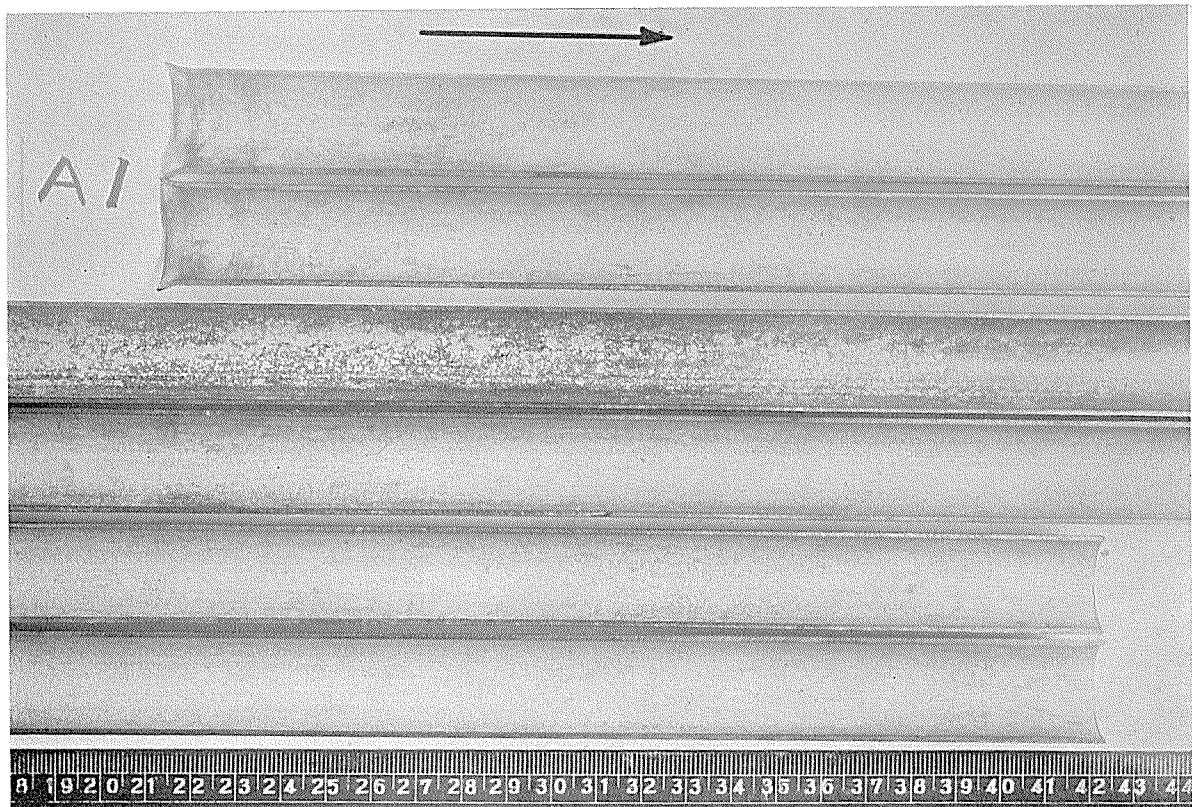


Photo. 16 Corrosion of aluminium brass tube. A-1

管内面全域に軽い肌荒れが認められ、ほとんどの部分が梨肌状になっていた。また部分的には小さな点状（針孔状、径 1mm 以下）の腐食部も認められた。この点状の腐食部は入口部 100mm より中央部にかけて多く発生しており、長手方向に連って生じているものもあった。この点状の腐食部の状況は Photo. 17 の如くであり、進行深さは極めて軽いものと見なされた。

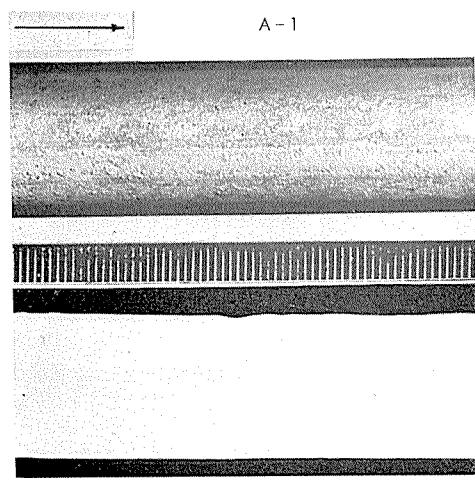


Photo. 17 Corrosion of aluminium brass tube and its cross section.

この状況は第 1 期抜取管の Photo. 5 と類似していた。
各管各部の長手方向の断面状況を Photo. 18 に一括して示す。

A-6 管（第 1 通路）

管内面状況は A-1 管とはほぼ同様であるが、緑色斑点部が A-1 管よりはかなり多く生じており、特に中央部には多く分布していた。

洗浄後の管内面は全域に軽い肌荒れが見受けられ、中央部の緑色斑点状腐食部の下層は、やや激しい肌荒れ部となっていた。この肌荒れの深さは最も深い部分でも 0.05mm 程度のものとみなされた。（Photo. 19 参照）

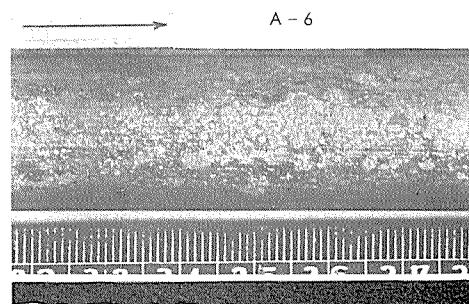


Photo. 19 Corrosion of aluminium brass tube and its cross section.

(2) アルブラック管

B-3 管（第 2 通路）

管内面は全域に厚い黒褐色スケールで覆われており、そ



Photo. 18 Longitudinal cross sections of test tube. (duration of test: March 1958~September 1959, 5,929h) $\times 8$

の状況は A-1 管とほぼ同様であった。

洗浄後の管内面は全域に軽く肌荒れが見受けられた。このうち、入口より 150 ~ 350mm の範囲は比較的肌荒れが激しい様であり、小さな凹部が多数アバタ状に生じていた。このアバタ状の肌荒れ部は Photo. 20 の如くであり、深さは 0.05mm 以下程度のものであった。

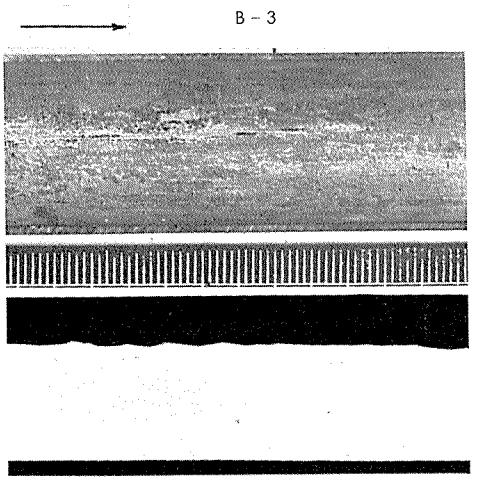


Photo. 20 Corrosion of Albrac tube and its cross section.

B-5 管（第 1 通路）

洗浄前の状況は A-1 管とほぼ同様であった。入口端よ

り 50 ~ 300mm の範囲内には緑色の部分がかなり見られたが、その他の部分はほとんど均一であった。

洗浄後の内面は入口端より 50 ~ 300mm および出口端より 50 ~ 250mm の範囲内に軽いアバタ状の全面的な肌荒れが見受けられたが、これらは概して軽かった。中央部では光沢のある金属面が見られる部分もあった。

出口部における肌荒れ部の状況を Photo. 21 に示す。輕

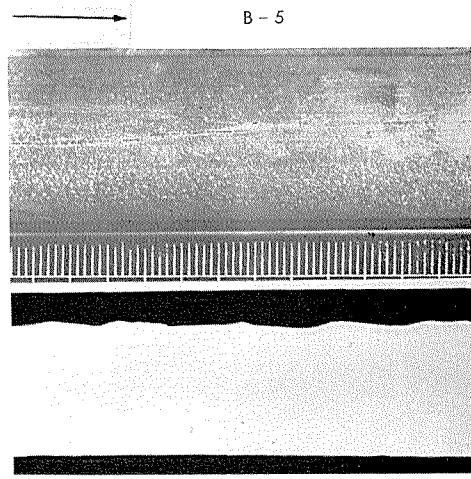


Photo. 21 Corrosion of Albrac tube and its cross section.

い凹凸が認められるがあまり激しいものではなかった。

(3) 改良アルミプラス管

C-1管（第2通路）

管内面全域には厚いスケールが見受けられたが、その色調は A-1 管に比較すればやや黒味を帯びていて入口部にはスケールの剥離部が多く、この部分は薄い黒紫色を呈していた。

洗浄後の管内面は入口端より 100~300mm の範囲内が全域にやや激しい肌荒れを受けており、この腐食は特に上側に激しかった。管の中央部には入口部と同程度の肌荒れ部は存在しない様であったが、管の上側には“mosaic”模様状の腐食が全面に生じていた。この“mosaic”模様状の腐食部は Photo. 22 の如くであり、この腐食部の深さは浅いものであった。

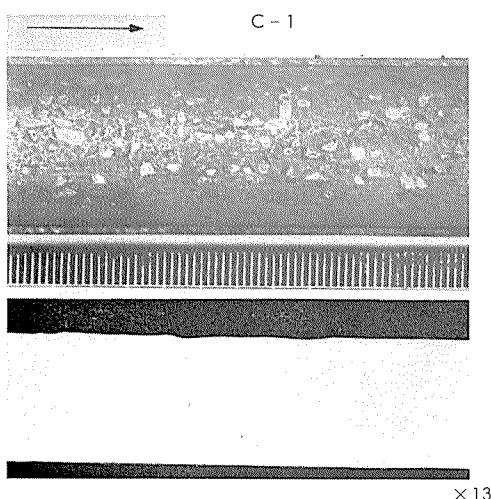


Photo. 22 Corrosion of Alumi-Brass tube and its cross section.

C-6管（第1通路）

管内面は全面に褐色のスケールが生じていたが入口部より 50~200mm の範囲（特に上側）には褐色スケールの剥離部が存在し、この部分は黒青色を呈していた。

洗浄後の管内面は入口部より 50~350mm の範囲内が全面に梨肌状の腐食を受けており、部分的に点状の腐食部（凹部）が生じていた。（Photo. 23 参照）

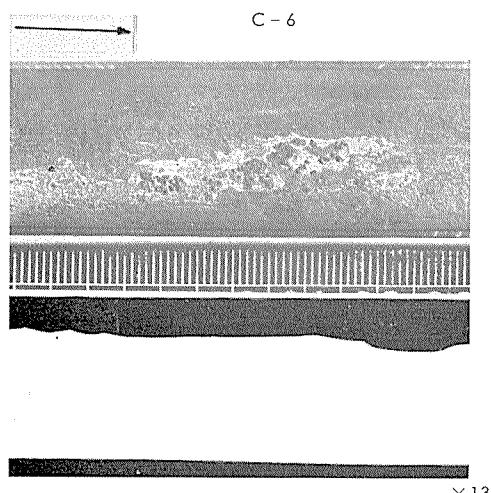


Photo. 23 Corrosion of Alumi-Brass tube and its cross section.

その点食部の深さは 0.1mm 程度であったがその腐食面は不規則な鋸歯状であり粒界に選択的な腐食が進行している傾向もあった。

(4) 10% キュプロニッケル管

D-1管（第2通路）

管内面は厚い茶褐色のスケールによって覆われてスケールの剥離部がかなり多かった。入口部、出口部のスケールの剥離部は濃い黒紫色を呈しているものが多かったが、中央部のスケールの剥離部はかなり色も薄く、白茶色を呈していて、部分的に緑色の点食部を生じていた。

洗浄後の管内面は全域に軽い肌荒れが見受けられ、更に入口部 100~350mm の範囲内には部分的に層状（階段状）の乱れた凹部が見受けられた。この部分はかなり激しい腐食を受けていた。また部分的には、点状の腐食部が連っているところも認められた。（Photo. 24 参照）

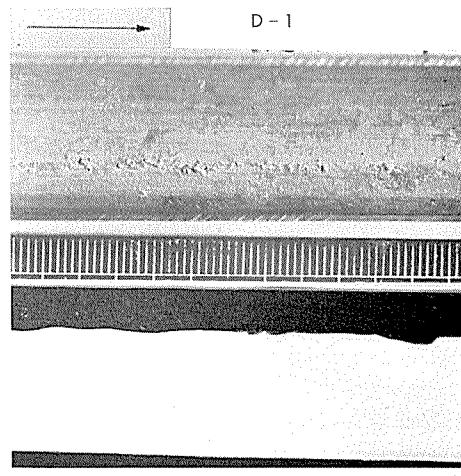


Photo. 24 Corrosion of 10% cupronickel tube and its cross section.

この部分は最も深いところでは 0.1mm 程度が既に腐食されているようであった。

D-6管（第2通路）

管内面は厚いスケールが全域に生じていたが D-1 管と同様に剥離部が多く見受けられた。

入口部 50~350mm の範囲のスケール剥離部には地肌が露出している部分と厚い緑色の腐食生成物が附着している部分とがあり、地肌露出部は管の上側に、緑色腐食生成物の付着部は管の下側に多く見られたが、概して平滑であった。

洗浄後の管内面には入口部の緑色腐食生成物の下部に乱れた層状（階段状）の凹部が見受けられ、かなり激しい腐食を受けていた。中央部、出口部は軽い肌荒れ部が局部的に分布している程度であった。

入口部近傍の層状の腐食部は Photo. 25 の如くであり、腐食部の範囲（面積）はかなり広いが、深さはあまり深くはない様であった。

各部の断面は入口部の腐食が中央部および出口部に比較して、激しいものである事を示していた。（Photo. 18 参照）

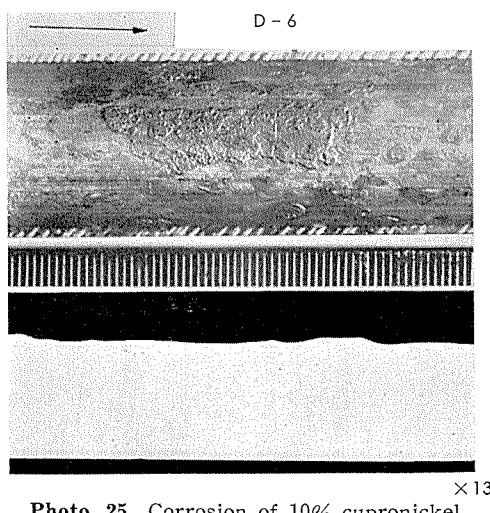


Photo. 25 Corrosion of 10% cupronickel tube and its cross section.

6.2.2 引張試験

引張試験の結果を Table. 7 に示す。第 1 期とほとんど

Table 7 Results of tensile tests on test tubes.
(Duration of test: 5,929h.)

Mark	Tensile strength, σ kg/mm ²	Elongation, δ %
A 1	42.9	5.6
A 6	43.9	5.1
B 3	43.6	5.6
B 5	41.5	6.6
C 1	40.8	5.8
C 6	40.7	5.6
D 1	35.3	3.8
D 6	35.3	3.7

同様であった。即ち A、B、C 3 種の管 6 本は何れも使用前の管に比して、引張強さ、伸びに差が認められなかった。しかし D 管のみは伸びの低下が見受けられた。この事は、管に生じていた腐食の状況よりも明らかに如く、D 管がある程度の腐食を受けた事によるものと考えられる。

6.2.3 スケールの分析

内面スケールをブラシで採取した。

定量分析の結果を Table. 8 に示す。

Table 8 Chemical composition of scales formed on the surface of tubes.

	Aluminium brass		Albrac		Alumi-Brass		10% cupronickel	
	A-1	A-6	B-3	B-5	C-1	C-6	D-1	D-6
Ignition loss	24.0	26.1	25.4	31.5	23.2	21.9	28.2	30.2
SiO ₂	5.8	6.0	16.8	4.1	7.4	10.2	11.9	9.3
Fe ₂ O ₃	44.1	41.7	27.2	36.1	35.9	40.7	28.7	28.8
CuO	21.5	17.0	25.7	17.4	26.2	23.8	23.1	22.3
ZnO	2.1	2.4	2.0	0.9	1.3	1.6	0.7	0.5
Total	97.5	93.2	97.1	90.0	94.0	98.2	92.6	91.1

全体に灼熱減量が相当な割合を占めている。主成分は鉄と銅でありシリカおよび亜鉛がこれらについていた。

6.3 まとめ

以上 2 回の抜取管の調査の範囲内において比較的明瞭に認められたことはつきの諸点である。

1) 第 1 通路の管の方が第 2 通路の管よりも腐食が激しい様であり、特に管の中央部の腐食についてこの傾向が明瞭に認められる。

2) 各管とも冷却水の入口部 50~300mm の範囲内の腐食が激しく、この部分は全面的に腐食を受けていた。これは入口部における冷却水の乱流化による潰食によるものと考えられる。中央部は腐食が軽く全面的な軽い肌荒れと部分的にある程度の腐食痕が見受けられる程度であった。出口部は入口部と中央部の腐食の中間程度の腐食を受けていた。

3) 管の上側と下側の腐食程度の間には、大差は見受けられなかった。

4) アルミック管は全面的に肌荒れ程度の腐食が見受けられたが、いずれもその深さが比較的浅く特に問題とする点は見られなかった。

5) 改良アルミック管は全面に軽い肌荒れを受けており、入口部には肌荒れと共に、点状の腐食部も生じていた。

6) 10 キュプロニッケル管は全面にかなりの腐食を受けており、更に部分的に（特に入口部では階段状に）局部腐食を受けており、他のアルミニウム黄銅系の 3 種の管に比較してやや劣る様であった。

7) 各管の引張強さと伸びの試験では、10% キュプロニッケル管にのみ、伸びの低下が見られた。他の管には変化が認められなかった。

8) 第 1 期抜取管と比較して第 2 期抜取管に特に腐食が激しく進行したと考えられるものは存在しなかった。このことは 33 年 9 月の抜取り調査後 34 年 9 月の抜取り時までの期間の通水時間が短かく 2,107 時間にすぎず、更にうち大半 (1,775 時間) が 33 年 10 月より 34 年 5 月までの間に運転されたものであって、特に腐食が最も激しいと考えられる夏期の運転時間が極めて短かかったことによるものであろう。

これらの比較的短期間に生じた腐食は冷却水の汚染によるものと考えられる。一般に清浄海水に於ては、この程度の流速および試験期間ではいづれの管も腐食を来すことはほとんどない。

第 2 部 デポジットおよびインサートを 插入した管の通水腐食試験

1. はじめに

33 年 9 月に 8 本の管の第 1 期の抜取りを行った後、直ちにその抜き取管の跡へ新しく同種の管を取付けた。この時

に引抜かなかった管（旧管と称することとする）の一部（4本）と新しく取付けた管（新管と称することとする）に固定型のデポジットまたは震動型のデポジットをつめて通水腐食試験を続行した。Fig. 8 参照。同時に震動型デボ

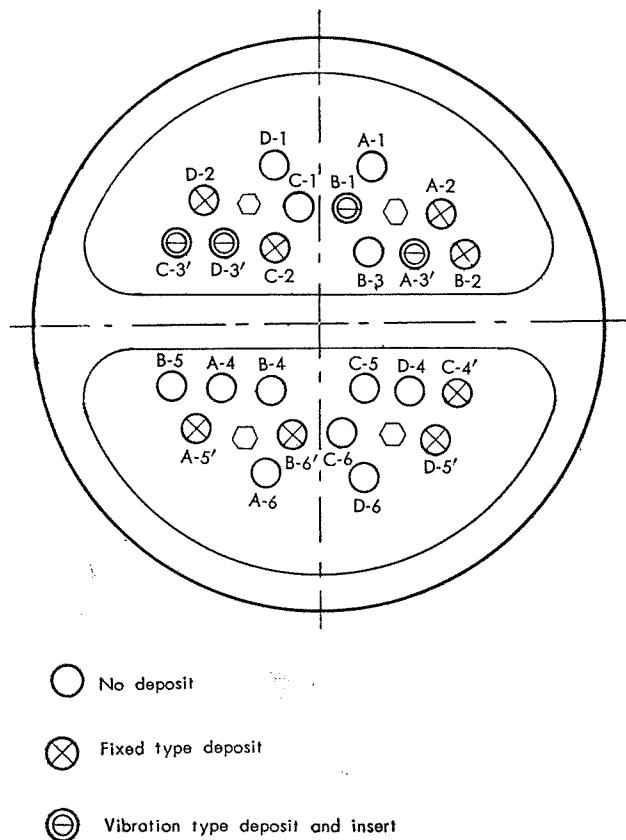


Fig. 8 Installation of test tubes in model condenser.
(2nd period of test)

ジットを詰めた管の入口端にはビニール製のインサートを挿入した。34年9月8日第2期試験終了時にこれらの管を全数抜取りその腐食状況を詳細に調査した。以下その状況を報告する。

従って、本通水試験期間内における運転状況、水質等は前述の第2期試験期間内のものと全く同一である。

2. 試験方法

2.1 固定型デポジットの挿入

復水器管内にしばしば付着するデポジットとしては、貝類、（カキ、フジツボ、ムラサキイ貝等）木片、石、コーカス、魚類等が経験せられており、これらのデポジットが管の腐食におよぼす影響については、形状はじめ多数の因子が考えられるが、その詳細は明らかにせられていない。

本試験では管内に容易に固着させ得る固定型のデポジットとして Fig. 9 に示す如き形状の木栓を用いる事とし、これを管の中央部に挿入した。

固定型デポジットを挿入した管は次の8本である。

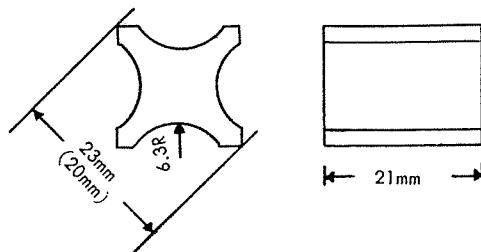


Fig. 9 Fixed type deposit made of wood.

旧管の中より4本、マーク、A-2、B-2、C-2、D-2（いずれも第2通路）。

新管の中より4本、マーク、A-5'、B-6'、C-4'、D-5'、（いずれも第1通路）'ダッシュは新管であることを示す。

2.2 震動型デポジットの挿入

復水器管内につまつたデポジットが流水によって震動をして、管内壁をこすっていた様な場合には、デポジットが静止していた場合よりも遙に激しい腐食を生ずるものである事が実験室における研究の結果により最近報告せられている。⁽⁵⁾

震動型のデポジットとしては纖維状のもの例えば、海藻類、ワラ屑等が先ず考えられるが、他に固形物例えは、貝殻、石等でもつまり方によつては震動をしている場合が考えられる。

これらの震動型デポジットによる腐食の状況を明らかにするために次の如き3種のデポジットを用いる事とした。

管より硬い固形物のデポジットとして……貝ボタン。

管より軟らかい固形物のデポジットとして……ビニールボタン。

纖維状のデポジットとして……麻ひも。

これらのデポジットは Fig. 10 に示す如くビニールひも

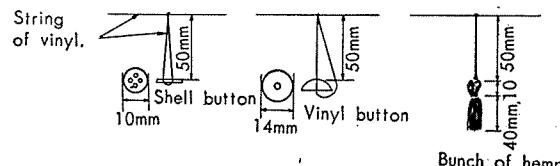


Fig. 10 Deposit of vibration type made of shell button, vinyl button and a bunch of hemp.

から分岐させた“枝”の先端にとりつけ、このビニールひもを管内に通し、両端を固定しデポジットが管内流水により容易に運動し、管内壁とすれ合い得る様にした。この状況を Fig. 11 に示す。

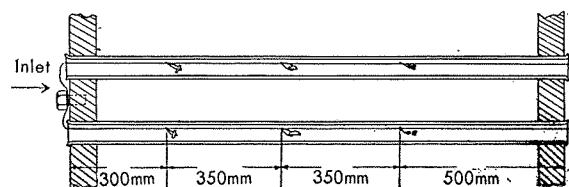


Fig. 11 Vibration type deposits set in tubes.

震動型デポジットを挿入した管は次の4本である。

A-3'、B-1'、C-3'、D-3'（いずれも第2通路）

2.3 インサートの挿入

復水器管に生ずる潰食は管の入口端近傍において生じ易く、このことは“inlet attack”としてよく知られている。

この入口端における潰食（inlet attack）を防止する方法の一つとして、管の入口端にインサート（insert）を挿入する方法があり、宮津発電所でも使用している。震動型デポジットを挿入した管の入口端にインサートを挿入し試験を行った。

使用したインサートは塩化ビニール製で長さ100mm、厚さ0.3mmおよび0.5mmのものをそれぞれ1本および3本製作した。これらのインサートをA-3'およびB-1'、C-3'、D-3'の各管に挿入しインサートの外面に接着剤を塗り管と接着させた。接着剤にはアラルダイト系エポキシ

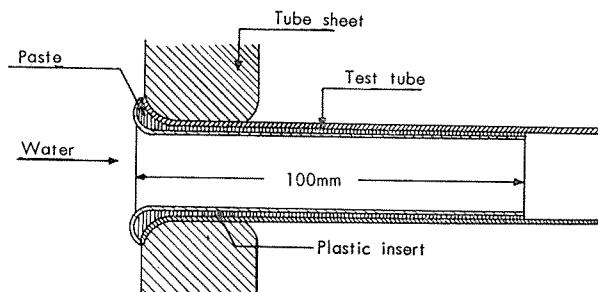


Fig. 12 Inlet end of tube covered with plastic insert.

樹脂（スイス、チバ社製）を用いた。

インサートの形状および取付状況をFig. 12に示す。

3. デポジットおよびインサート挿入管の調査

固定型のデポジットとして木栓を管内に詰めた管8本および震動型デポジットとして貝ボタン、ビニールボタン、麻ひも等をビニールひもに縛りつけて管内に挿入した管4本を全数抜取り調査した。なお、デポジット挿入と無関係に生じたと考えられる腐食部については、調査しなかった。

3.1 固定型デポジット挿入管

各管の固定型デポジット挿入部近傍の内面状況をPhoto. 26に示す。

(1) アルミニウム黄銅管

A-2管、A-5'管の木栓充塞部近傍以外の部分はいずれも部分的に剥離した茶褐色スケールによって覆われていたが、木栓充塞部近傍は濃い緑紫色の乱れた腐食生成物（スケール）が見受けられた。

洗浄後の内面状況をみれば、木栓充塞部近傍は凹凸が激しく、異常な局部腐食を生じているのが見受けられた。

局部腐食の程度はA-2管よりもA-5'管の方が激しかった。

局部腐食の状況は詳細にみればPhoto. 27の如くであり、異常腐食は木栓が直接管と接触していた部分には生じていなくて、その周辺部に生じているものである事がわかった。

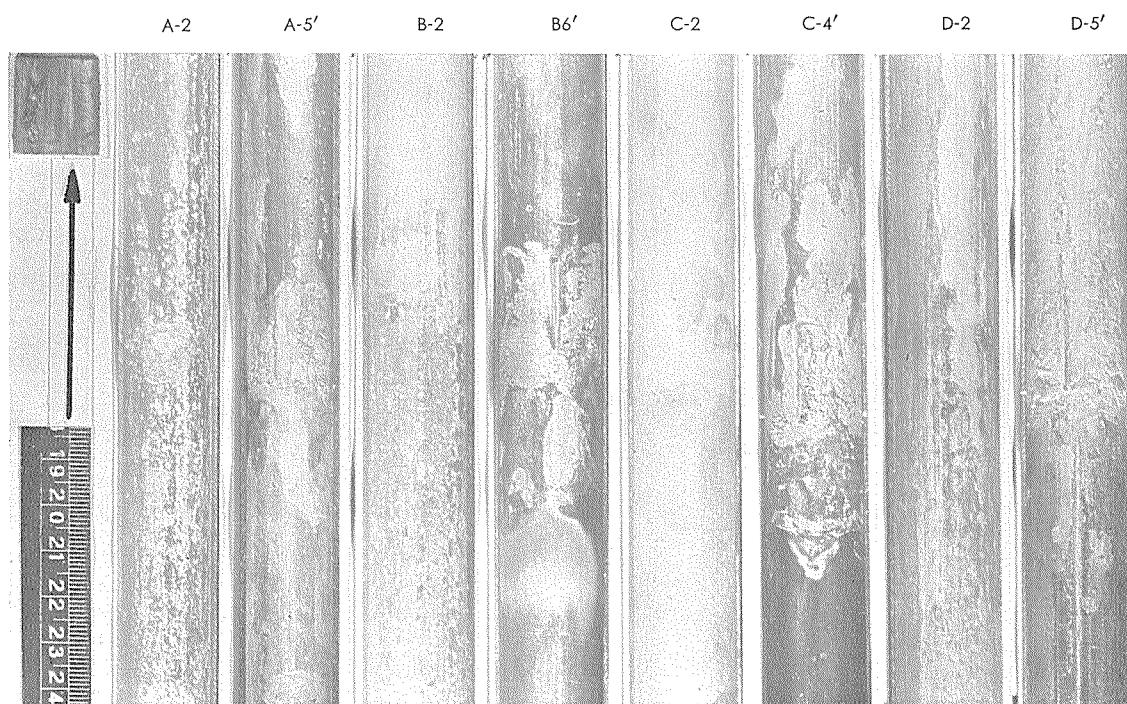


Photo. 26 Local corrosion caused by fixed deposit.

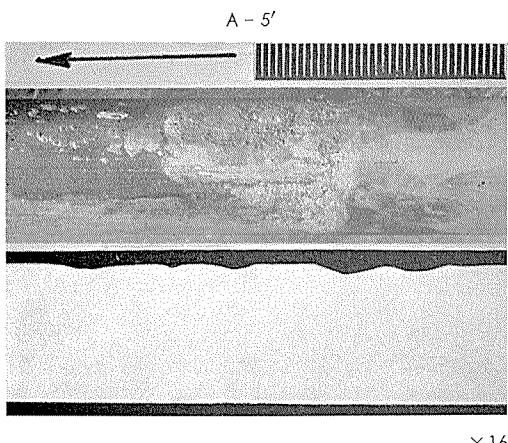


Photo. 27 Local corrosion of aluminium brass tube caused by fixed type deposit and its cross section.

更に A-5' 管について局部腐食の分布を見れば、Photo. 26で明らかなように、最も激しい腐食が見受けられる部分は木栓充塞部の極く近傍であるが上流側には局部腐食部はほとんど見受けられず、下流側には 60mm の範囲内に径 1 mm 以下程度の点状の局部腐食が不規則に分散して見受けられた。

(2) アルブラック管

B-2、B-6' 管の内面状況はそれぞれ A-2、A-5' 管の状況とほとんど同様であった。

洗浄後の内面状況は Photo. 26 の様であり、B-2 管木栓充塞部近傍には小さな点状の局部腐食部が見受けられたのみであるが B-6' 管には木栓充塞部近傍全域に全面的な腐食による凹凸が見受けられ、更に木栓充塞部より上流の部分 15mm の範囲には点状の局部腐食も見受けられた。

(Photo. 28 参照)

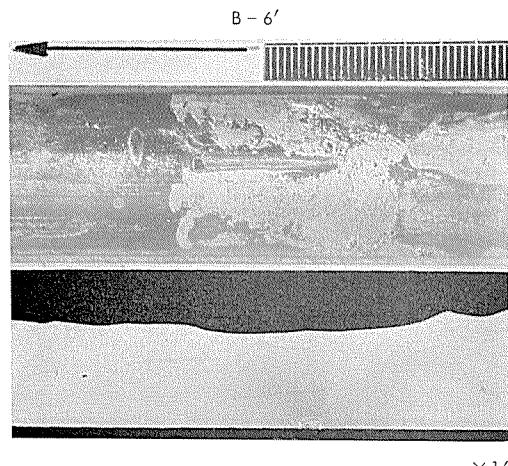


Photo. 28 Local corrosion of Albrac tube caused by fixed type deposit and its cross section.

(3) 改良アルミプラス管

C-2、C-4' 管の内面状況は A-2、A-5' 管の状況とほとんど同様であった。

洗浄後の内面状況は Photo. 26 の様で C-2 管には局部腐食部が木栓充塞部の上流側 150mm の範囲内に見受けられるが、その程度は概して軽かった。これに反し、C-4' 管は木栓充塞部にかなり激しい局部腐食部を生じており、特に木栓と管との接触部の先端部の両側には深い腐食部（深さ約 0.5mm）が生じていた。（Photo. 29 参照）

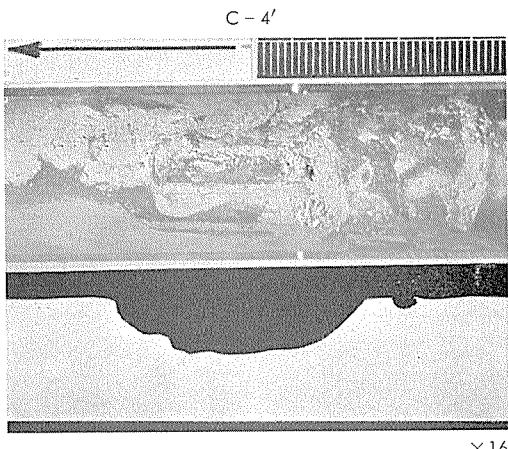


Photo. 29 Local corrosion of Alumi-Brass tube caused by fixed type deposit and its cross section.

(4) 10% キュプロニッケル管

D-2、D-5' 管の内面状況は A-2、A-5' 管とほとんど同様であった。

D-2 管は木栓充塞部の極く近傍に軽い局部腐食が見受けられたのみであった。D-5' 管の木栓充塞部近傍は木栓と管との直接接觸部を除けば全面的に乱れた凹凸部となつておらず、かなり激しい腐食が観察された。（Photo. 30 参照）

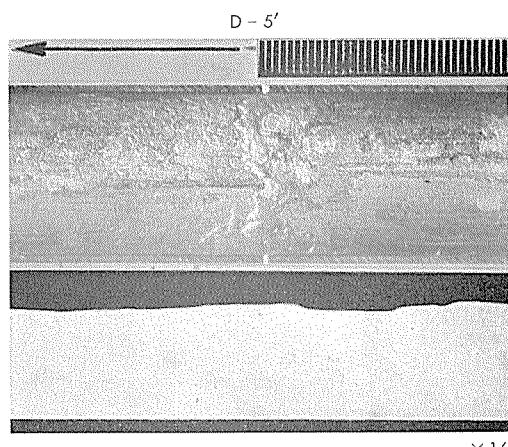


Photo. 30 Local corrosion of 10% cupronickel tube caused by fixed type deposit and its cross section.

しかし、この腐食は既述のアルミニウム黄銅系の 3 種の管に認められた鋭い局部腐食部よりも腐食部（凹部）の面積が広く、やや緩い局部腐食であると認められた。

3.2 震動型デポジット挿入管

各管の震動型デポジット挿入部近傍の状況を Photo. 31 に示す。

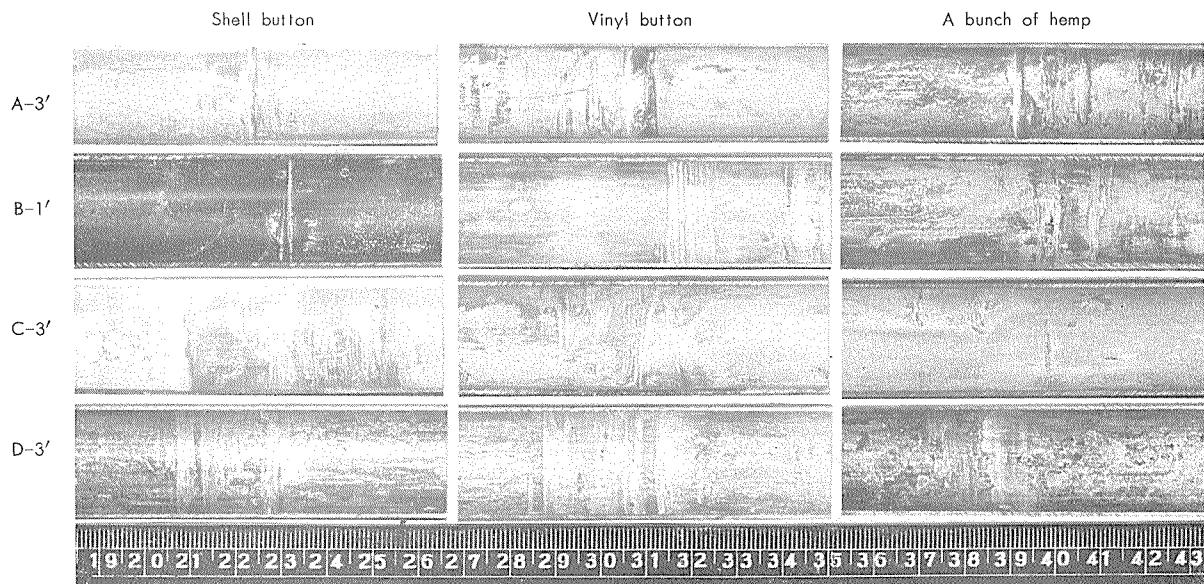


Photo. 31 Local corrosion caused by vibration type deposit—shell button, vinyl button and a bunch of hemp.

(1) アルミニウム黄銅管

各デポジット挿入部の近傍および下流側一帯は緑紫色の乱れたスケール（腐食生成物）の付着が多く見受けられた。

漏洩部（貝ボタン部）の状況を Photo. 32 に示す。

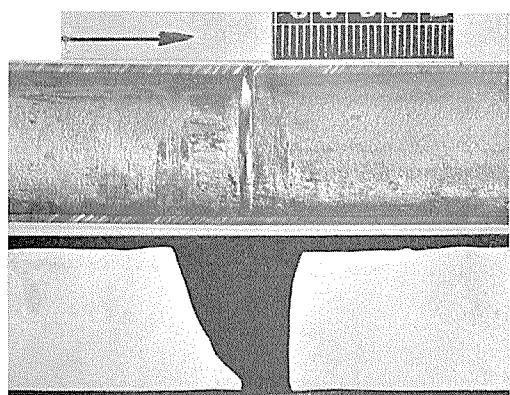


Photo. 32 Local corrosion of aluminium brass tube caused by vibration type deposit (shell button) and its cross section.

貝ボタン部は円周方向に溝状の鋭い腐食を受けて肉厚方向に貫通してしまっていた。

この溝状腐食部には金属光沢を有している部分も見受けられた。

ビニールボタン部は円周方向にビニールボタンの形状に沿って溝状の腐食を受けていた。

麻ひも部は管と麻ひもの接触部の腐食が軽く、これに反し麻ひもをビニールひもにしばりつけたビニールひもの結び目と管との接触部分において溝状に腐食を受けていた。

(2) アルミプラス管

デポジットと管との接触部にのみ円周方向に緑紫色のスケールが認められた。

各部ともデポジットと管との接触部には円周方向に腐食溝が生じていたがいずれも軽い様であり、ビニールボタン部 (Photo. 33 参照) および麻ひも部ではビニールひもの

結び目の部分にも腐食溝が認められた。

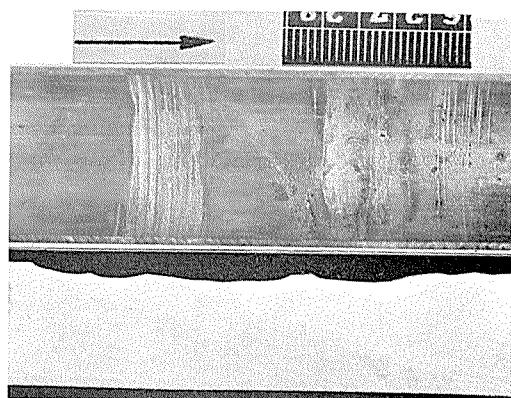


Photo. 33 Local corrosion of Alb'rac tube caused by vibration type deposit(vinyl button) and its cross section.

(3) 改良アルミプラス管

貝ボタン部に漏洩孔が見受けられその部分はかなり広い範囲にわたって激しく汚染されており、全域に緑紫色のスケールが見受けられた。

漏洩部の状況を Photo. 34 に示す。

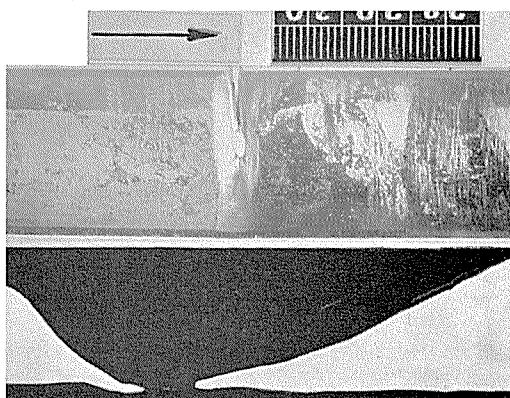


Photo. 34 Local corrosion of Alumi-Brass tube caused by vibration type deposit(shell button) and its cross section.

穿孔漏洩した部分は貝ボタンが管と接触した位置ではなくて、貝ボタンを縛ったビニールひもの結び目である。

これに比較してビニールボタン部、麻ひも部は腐食が軽い様であった。

(4) 10%キュプロニッケル管

デポジットと管の接触部の極く近傍にのみ緑紫色のスケールが見受けられた。

麻ひも部の内面状況を Photo. 35 に示す。

デポジットと管の接触部には円周方向に腐食溝が見受けられ、その中では貝ボタン部が最も深かったが、いずれも溝の巾は広く、深さは浅く、鋭いものではなかった。最も深い貝ボタン部では 0.4mm 程度の腐食溝が見受けられたが他の部分は軽い腐食を受けているのみであった。

3.3 インサート挿入管

インサートは震動型デポジットを挿入した管 4 本の入口端に挿入した。

これらの管全数について調査した。

インサートをはめたままで管を縦割りするとインサートは容易に管から離れた。インサートの内面側には薄く鉄錆状の物質の付着が見受けられたが、インサートには全く変化が見受けられなかった。(Photo. 36 参照)

インサートに覆われていた管内面側は極めて平滑であり、全く腐食していなかったが、インサートの末端部と管との境界部では、境界線に沿って極めて軽い溝状の腐食部らしいものが円周方向に見受けられた。

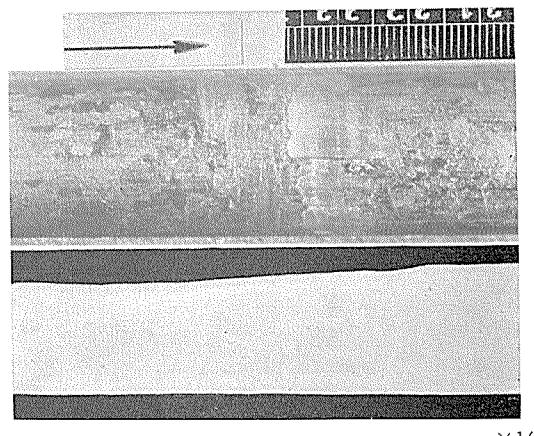


Photo. 35 Local corrosion of 10% cupronickel tube caused by vibration type deposit (a bunch of hemp) and its cross section.

各管のインサートの末端部近傍の長手方向断面を調査したところインサート挿入部およびその近傍はほとんど腐食していない事が明らかとなった。

3.4 まとめおよび考察

以上の試験結果について考察すれば次の如くである。

(1) 固定型デポジットを充塞した事によって生じた局部腐食は旧管には極めて軽く生じたのみであったが、新管(未使用管にデポジットを挿入した管)にはかなり激しく生じた。この事は通水開始後一定期間を経過している管と通水前の未使用管との表面状況の根本的な差異に基くものと

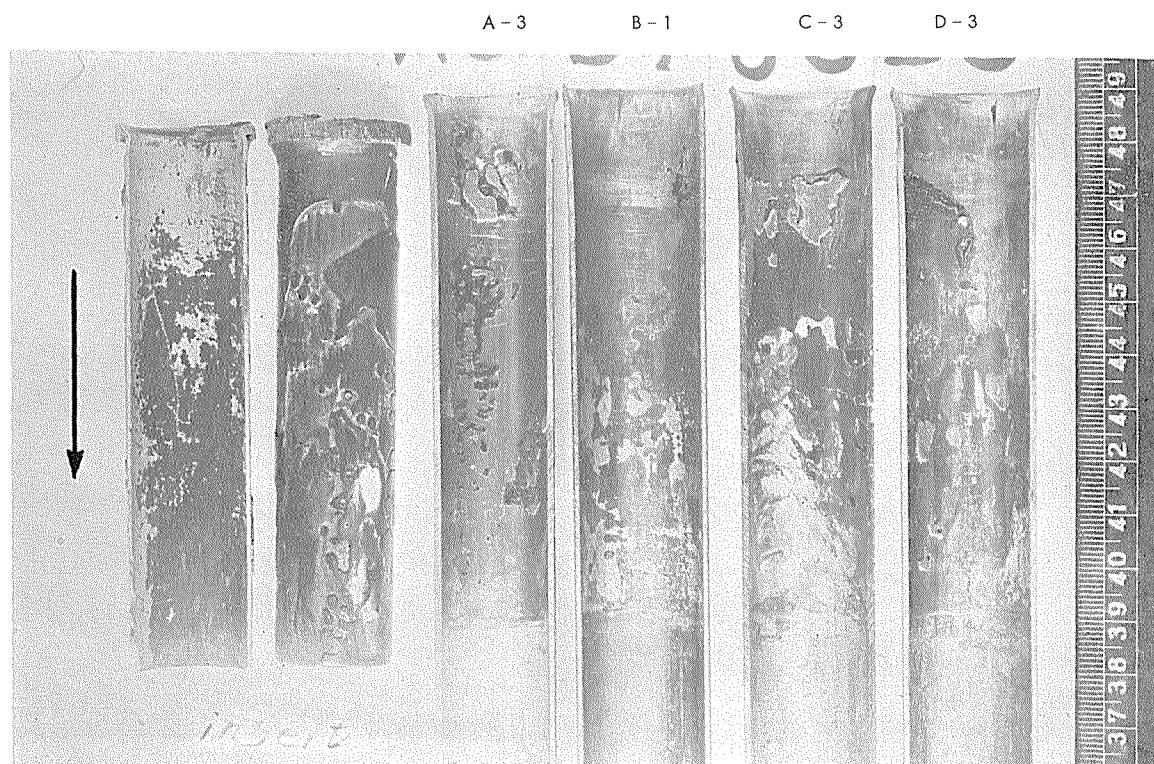


Photo. 36 Inlet part of tubes coverd with plastic insert.

考えられる。

即ちある期間の通水を経た管はいわゆる保護被膜が生成されていて、そのために、デポジットの付着に基く局部腐食に対する抵抗力が大きかった事を示すものであろう。

(2) 固定型デポジット充塞部に生じた局部腐食を詳細にみれば、腐食は木栓と管との直接々触部には生じていなくて、その周辺部に集中的に生じた。この事は、固定型デポジットの充塞に基く局部腐食が木栓と管との直接々触部 (Cu イオン濃度大) を陰極部とし、その周辺の乱流化部 (Cu イオン濃度小) を陽極部とする金属イオン濃淡電池の構成によって生じた腐食である事を示すものであろう。

(3) 震動型デポジットを挿入した事によって生じた局部腐食についてみれば、各デポジットおよびビニールひもの結び目等が管内壁と接し磨擦し合った位置において、管は異常に激しい腐食を受け、アルミニウム黄銅管とアルミプラス管は穿孔した。しかし、この実験は各種の管各1本についてのみ行われたものであり、穿孔が管の材質の違いによるものとは断定し難い。

(4) 震動型デポジットによる局部腐食はいずれも管とデポジットが磨擦し合った位置であり、この部分は金属地肌を露出していた事から、震動するデポジットが被膜を剥ぎ落し、その部分を陽極部とする金属イオン濃淡電池が構成されて腐食が生じたものと考えられる。

(5) 震動型デポジットの種類と管の腐食についてみると、貝ボタン、ビニールボタン、ビニールひもの結び目による腐食がいずれも激しく、麻ひもによる腐食は軽かった。

この事は麻ひもが直接管と磨擦し合わなかった事のみによるものと考えられ、ビニールボタン、ビニールひもの結び目による腐食も貝ボタン部に比較して同程度に激しい事から、デポジットのカタサと腐食の激しさとの間には直接的な関係は見受け難い。⁵⁾ この点は山口等が強調しているところと同じである。

(6) 10%キュプロニッケル管に生じたデポジット挿入部近傍の局部腐食部の形状は、アルミニウム黄銅系の管に見受けられたものに比較して凹部の面積が広くなだらかなものが多かった。

この事より10%キュプロニッケルの方が、アルミニウム黄銅系合金よりも、この種の腐食に対する感受性が多少鈍い様に見受けられた。

以上の如く、管内に充塞した固定型または震動型のデポジットは、いずれもかなり激しい局部腐食作用を有するものである事が明らかとなり、特に震動型デポジット部には激しい腐食が生じて、2個所の漏洩部が生じた。

主として、震動型デポジットによる腐食について詳細な実験を行った山口等によれば、固定型デポジットによるアルミニウム黄銅系の材料の腐食は震動型デポジットによる腐食に比較して極めて緩慢であり、この事から復水器管の早期漏洩はその大部分がデポジットの震動に起因するものである事が推察されている。

しかし、本試験結果によれば、上述の如く震動型のデポ

ジットによる激しい腐食と共に固定型のデポジットによる局部腐食もアルミニウム黄銅系の材料においてかなり激しく生ずることがあり得るものであること（管によっては0.5mmの深さの腐食孔が2,107時間で生じた）が明らかとされた。またその腐食形態は早期漏洩を生じた復水器管の腐食形態とよく似ていた。従って復水器管の早期漏洩の大部分が震動型デポジットのみによるものであるとすることには多分の疑問があり、固定型デポジットによる局部腐食も、早期漏洩の有力な原因の一つと考えられる。

結 言

昭和33年2月大阪発電所内に2通路式のモデルコンデンサーを設置し、米国製アルミニウム黄銅管、アルブラック管、改良アルミプラス管、10%キュプロニッケル管各6本を取り付け、翌3月より日に2回の塩素処理を行いつつ流速2~3m/secで木津川尻の汚染河海水を用いて通水腐食試験を開始した。

33年9月に第1回目の管の抜取りを行い、上下から各材質1本、計8本の管を抜取り調査した。（以上第1期試験）抜取管の跡へは直ちに同材質の新しい管を取付け同様の試験を続行すると共に一部の管内に固定型デポジットとして木栓を挿入し、また一部の管内には震動型デポジットとして、ビニールひもに縛った貝ボタン、ビニールボタン、麻ヒモ等を挿入し通水試験を行ってきた。更に、一部の管にはinlet attackを防止するためのビニール製のインサートを挿入し、インサートの効果についても試験を行った。

34年9月に継続して試験を行ってきた管8本とデポジットを挿入した管12本を抜取って調査を行った。

その間、運転の記録、水質の分析等も併せて行なった。

その結果、次の様なことが分った。

- 1) 水質分析から使用した木津川尻河海水について次のことが分かった。
 - a) 海水の濃度が高く80%以上である。
 - b) アンモニア、硝酸イオン、鉄イオン、銅イオン等が含まれ相当の汚染を示している。
 - c) 夏に向かって塩素要求量が高くなり濁りが増した。
 - d) 干潮時は塩素要求量が高くなり、水が黒濁し悪臭をもつ様になる。
 - e) 33年夏までは流量測定槽等に水ゴケ、ムラサキイ貝、フジツボ、クダムシ等が付着し生育したがそれ以後34年度中はこれらの生物の付着はなくなった。これは34年に水質が悪くなったことを示している。
- 2) 通水腐食試験を行った管の調査から次の様なことが分かった。
 - a) 腐食は全般的にみて清浄な海水による場合よりもかなり激しい。
 - b) 第1通路の管の腐食が第2通路よりもやや激しい。
 - c) 4種の管の中では10%キュプロニッケル管の腐食が最も激しい。
 - 3) デポジットを挿入して通水腐食試験を行った管の調査

から次のことが分かった。

- a) 固定型デポジット（木栓）を挿入したことによって
生じた局部腐食は旧管にかなり軽く新管には激しく生
じた。
 - b) 木栓充塞部に生じた局部腐食は木栓と管との接触部
の周辺に集中して生じ、接触部には生じなかつた。
 - c) 震動型デポジットにより各管がそれぞれかなりの腐
食を受けアルミニウム黄銅管とアルミプラス管はそれ
ぞれ 1,988 時間および 2,107 時間以内に穿孔した。
 - d) 震動型デポジットの種類と腐食の関係はよく分から
なかつたが、そのカタサとは無関係の様であった。
- 4) インサートの挿入は “inlet attack” の防止のために
有効な手段であることが分かったが、インサートの末端
部において管は極めて軽い腐食を受けているものがあつ
た。
以上

文 献

- 1) 小崎正秀、大津武通：住友金属、**6** (1954), 192.
- 2) H. A. Todhunter. Power, **100** (1956), March 85.
- 3) 庄司光他「大阪市内、各河水の汚染状況（第2報）」第8回、
上下水道研究発表会発表
- 4) 理科年表（丸善）
- 5) 山口秀夫、池村恭一、中村寿雄、松田正美：防蝕技術、**7** (19
58), 153.

Ti-2%Al-2%Mn 合金および工業用純チタニウムの 高温強度に関する研究

深井誠吉 竹内勝治 田中英司

A Study on the High Temperature Strengths of Ti—2%Al—2%Mn Alloys
and Some Commercially Pure Titanums

by Seikiti Hukai, Katsuzi Takeuchi and Eiji Tanaka

住友軽金属工業株式会社研究部

論文

Ti-2%Al-2%Mn 合金および工業用純チタニウムの 高温強度に関する研究*

深井 誠吉** 竹内 勝治*** 田中 英司***

A Study on the High-Temperature Strengths of Ti-2%Al-2%Mn Alloys and Some Commercially Pure Titanums.

by Seikiti Hukai, Katsuzi Takeuchi and Eiji Tanaka

Titanium and its alloy are widely used as structural materials because of their excellent corrosion- and heat-resistant properties, but the strengths, especially the fatigue and creep properties at high-temperatures, are not well studied owing to the fact that titanium is a comparatively new industrial material. There is a need of knowing their characteristics under static and dynamic stresses in order to develop and enlarge the high-temperature services. The authors studied the static tensile properties, hardness values, impact values, fatigue strengths and creep strengths of Ti-2%Al-2%Mn alloys and some commercially pure titanums at room- and high-temperatures up to 600°C.

The room- and high-temperatures fatigue tests were conducted on an Ono's high-temperature fatigue tester (3,000 rpm) and the fatigue strengths were determined at 10⁷ cycles. The creep tests were carried out using the lever type creep-rupture tester and the creep strengths were calibrated at 0.02 percent per 1,000 hours.

The high-temperature tensile properties, Vickers hardness and Charpy impact values of the materials are shown in Fig. 3-9. The yield- and tensile-strengths of Ti-2%Al-2%Mn alloys and commercially pure titanums decreased remarkably up to 200° and 300°C, respectively, from the value at room-temperature and they decreased further with increasing temperature but with smaller rate up to 500°C, and at higher temperature, they decreased rapidly again. The hardness values of those materials show the same behaviour at high-temperature. The Charpy impact values increased with temperature and the difference of impact values between Ti-2%Al-2%Mn alloy and commercially pure titanium can not be detected at temperature above 150°C.

The unnotched and notched (3.0 theoretical stress concentration) fatigue strengths of Ti-2%Al-2%Mn alloy decreased remarkably up to 100°C from the values at room-temperature and they decreased slowly in the range from 150° to 300°C, and in the case of higher temperature, those values decreased again quickly. The unnotched fatigue strengths of commercially pure titanums decreased remarkably with the increasing temperature up to 200-300°C and they decreased smoothly at higher temperatures. The higher purity specimen of commercially pure titanium shows lower fatigue strength than that of lower purity specimen. Those fatigue strengths are shown in Table 3 and Fig. 16, and the fatigue strength reduction factors of those materials are also shown in Table 5.

In the high-temperature fatigue tests, an unnotched specimens tested at higher stress levels induced internal heating and the specimen changed their colour due to generated heat. We detected the temperature of generated heat through the degree of their colouration of specimen and examined the modified S-N curves as shown in Fig. 20. The internal heating phenomenon in room-temperature fatigue test, which is recognized in the experiments of E.D'Appolonia as well as authors, is seen only for unnotched specimen but not for notched specimen. The high-temperature fatigue tests show the same results as we mentioned above. The phenomenon of internal heating seems to be associated with the increase of internal friction, for applied cyclic loading is higher than the static elastic limit or yield strength at high-temperatures, and titanium and its alloy are of lower thermal conductivity.

As for the creep properties, the creep strength of Ti-2%Al-2%Mn alloy decreased with the increasing temperature up to 200°C from the value at room-temperature, but the value at about 250°C increased, and at higher temperature, decreased again remarkably. The creep strength of commercially pure titanium tends to have similar tendency at high-

* 昭和34年9月14日、日本材料試験協会高温強度シンポジウム
並びに昭和35年5月15日、日本材料試験協会第9期総会講演

会に発表したものをまとめ、表題のように改題した。
** 研究部 工学博士 ***研究部

temperatures. Those creep strengths are shown in Fig. 35-36. It is considered that the increment of creep strengths at 250°C is owing to the strain aging as stated by W. R. Kiesel.

In comparing each strength, such as, yield-, unnotched-fatigue- and creep strengths, the values of fatigue strength of Ti-2%Al-2%Mn alloy show lower values from room-temperature to 400°C than those of other strengths, and at higher temperature range, the creep strength shows the lowest value compared with other strengths. In the case of commercially pure titaniums, the values of creep strength show the lowest values in the whole range of temperature tested.

The authors made the high-temperature stress limit diagram which might be recommended for the purpose of designing from the experimental results. The endurance limit diagram (Goodman's diagram), known so far, has not taken into account the creep strength, but our new "high-temperature stress limit diagram" has taken into account this factor and furnishes the limit of the dynamic (fatigue) and static (tensile and creep) stresses. The diagrams of those materials at different temperatures are shown in Fig. 43-48.

1. 緒 言

チタニウムおよびその合金はすぐれた耐熱性と耐食性によって構造用材として航空機関係、化学工業関係その他に使用されるようになったが、その歴史が浅いために高温における機械的性質がまだ充分に究明されていない。従来までの文献を調査しても2, 3の合金および純チタニウムについて常温並びに高温におけるクリープ強度もしくはクリープ破断強度が検討されている程度であり、また、疲労に関する実験は殆ど常温で行われている。したがって、これらの材料の特性を生かしてその需要を発展させるためには高温における静的並びに動的応力に対する性能を明らかにする必要があろう。

また、興味ある現象として E.D'Appolonia⁽⁸⁾⁽⁹⁾ら並びに著者らが指摘したように、純チタニウムは常温で平滑材(切欠なし)の疲労試験を行うと高応力の場合に内部発熱をおこすことがある。したがって、常温で試験しても試験片の

発熱のために高温で試験したのと結果的には同じことになるらしい。クリープ試験においては、純チタニウムは常温⁽³⁾でクリープするが、200°C附近ではクリープしないと文献にある。これらの点は他の工業用材料と異なるので、高温性能を検討する場合にはそれらに対する見解を明らかにしなければならない。

本報は Ti-2%Al-2%Mn 合金並びに工業用純チタニウムについて常温より 600°C の範囲に亘る静的強度、疲労強度およびクリープ強度を検討し、その実験結果にもとづいてこれらの材料の高温における静的並びに動的応力に対する性能を明らかにした。

2. 供試材並びに実験方法

2.1 供 試 材

供試材は Ti-2%Al-2%Mn 合金(以下チタニウム合金と称す)および工業用純チタニウム(以下純チタニウムと称す)

Table 1 Chemical compositions of specimens.

Mark	Material	Chemical composition, %							
		N	O	C	H	Al	Mn	Fe	Si
A	ST-A90 (Ti-2%Al-2%Mn alloy)	0.01	0.13	0.02	0.004	2.50	2.05	0.05	0.03
B	ST-A90 (Ti-2%Al-2%Mn alloy)	0.01	0.12	0.01	0.015	1.84	2.00	0.22	0.02
C	ST-40 (Commercially pure titanium)	0.01	0.10	0.03	0.006	—	0.01	0.02	0.01
D	ST-60 (Commercially pure titanium)	0.01	0.15	0.01	0.010	—	—	0.16	0.02
E	ST-60 (Commercially pure titanium)	0.01	0.15	0.02	0.006	—	—	0.20	0.03
									99.814
									99.640
									99.584

Table 2 Typical mechanical properties of specimens.

Mark	Size and manufacture	Heat treatment	Mechanical properties*						
			Elastic limit, kg/mm ²	Yield strength (0.2%), kg/mm ²	Tensile strength, kg/mm ²	True breaking stress, kg/mm ²	Elongation, %	Reduction of area, %	Rockwell hardness (A scale)
A	20mmφ, forged	730°C, air cooled	47.0	64.5	27.9	101.0	21	43	61
B	15mmφ, forged	730°C, air cooled	54.3	67.4	74.9	97.9	19	—	60
C	20 mmφ, forged	700°C, air cooled	9.6	21.9	36.1	—	43	—	40
D	15 mmφ, forged	700°C, air cooled	21.7	38.1	51.5	75.7	25	51	51
E	20 mmφ, forged	700°C, air cooled	27.6	46.4	57.9	86.7	26	47	54

* Specimen size : JIS-Z2241 (Diameter of parallel section is 14mm φ and gauge length is 50 mm).
Testing speed : Approximately 0.5%/min.

す)の2材質、5種類であり、その化学成分および機械的性質はそれぞれTable 1および2に示す。試材AおよびEは各高温試験に、Cは高温引張並びに高温疲労試験に、BおよびDは高温引張試験に用いた。

2・2 高温引張試験

高温引張試験は100°Cより600°Cの範囲に亘って行った。実験はアムスラー式引張試験機に加熱炉を取り付け、試験片を所要の各温度に0.5h保持した後、試材A、CおよびEは0.3%/min、他の試材は0.2および0.8または1.0%/minの各引張速度で試験した。高温における耐力の測定はBaldwin型荷重ヒズミ自記録装置とBaldwin PSH-8M型高温伸び計を用い、500倍の倍率で荷重ヒズミ線図を描いてoffset法を行った。同様に弾性限も測定したが、その値は参考値である。

試験片は平行部の直径6.4mmφ、標点間距離25.4mmの小型試験片であり、標点間の温度分布は±3°C以下とした。

2・3 高温カタサ試験

高温カタサ試験は島津製作所製高温用ビッカースカタサ試験機を用いて行った。実験は100°Cより500°Cの範囲にわたり、真空度 6×10^{-4} mmHgで試験温度に10~20min保持した後試験した。試験片は6×6×20mmの寸法のものである。

2・4 高温衝撃試験

高温衝撃試験はシャルピー衝撃試験機(30kg-m)を用い、実験は100°Cより500°Cの範囲に亘って行った。試験片の加熱は小型加熱炉中に試験片を10本づつ積み重ねて行い、100°Cの場合のみ沸騰水(98°C)中に試験片を投入して行った。試験片は所要温度に20min保持した後取り出して直ちに試験した。試験片はJIS-Z2202第4号試験片とした。

2・5 高温疲労試験

高温疲労試験は高温小野式疲労試験機IV型(3,000rpm)を用い、実験は常温(20°C)より500°Cの範囲にわたり繰り返し数 10^7 の疲労強度を測定した。

試験温度の測定方法は河本教授らの行なっている間接測定方法と同様である。⁽¹⁴⁾⁽¹⁵⁾すなわち、試験片表面温度と試験片表面より3mm離れた真横の位置の炉内空気温度とは一定の温度差があるとみなして運転中における試験片表面温度を推定し、その試験片表面温度を試験温度とした。試験機が静止している場合について試験片の表面に熱伝対をガラステープで固定し、さらに、3mm離れた位置の炉内空気の温度と試験片平行部30mm間に亘って各試験温度ごとに測定した結果は、前者が後者よりも温度が低いがその差は2%以下であった。試験機運転による炉内空気温度の上昇はほとんどなく、また、長時間運転中におけるその温度変動は±2°C以下であった。

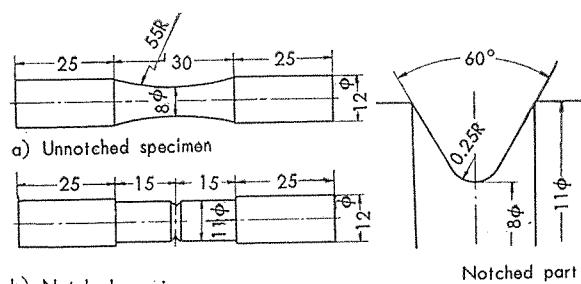


Fig. 1 Forms and dimensions of fatigue test specimens.

試験片はFig. 1に示す。平滑試験片の仕上はエメリ⁽¹⁶⁾研磨紙4/0仕上とした。切欠試験片はNeuberの計算式によると形状係数が3.0に相当する60°V型環状切欠であり、切欠部は旋削のままとした。

試験は試験片表面が試験温度に到達後1h無負荷運転した後負荷した。

2・6 高温クリープ試験

高温クリープ試験は横桿型クリープ試験機(容量3kg-Ton)を用い、実験は常温(20°C)より500°Cの範囲に亘って行った。

試験機の荷重精度は±0.5%以下であり、試験片の標点間の温度分布は±1°C以下とした。試験片の試験中における伸びの測定方法は試験片の各突起部(標点)にアームを固定し、その他端を加熱炉外に取り出し、その動きを最小目盛0.001mmのダイヤルゲージを用いて測定した。

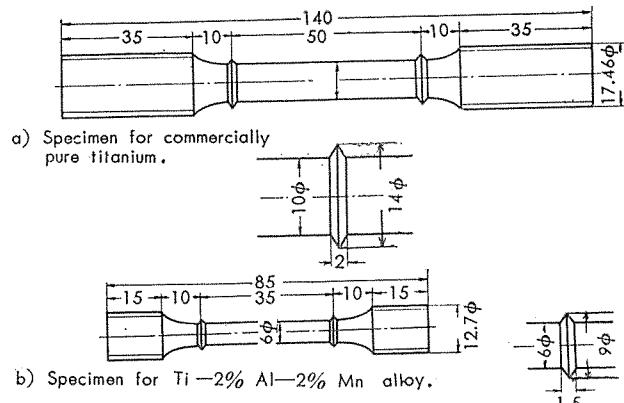


Fig. 2 Forms and dimensions of creep test specimens.

試験片はFig. 2に示す。平行部の直径10mmφのもの(標点距離50mm)は純チタニウムに、6mmφのもの(標点距離35mm)はチタニウム合金に用いた。

試験時間は500hを目標とし、クリープ速度はおよそ100~500hの範囲におけるクリープヒズミ(第2期クリープの範囲内)より算出し、1,000h当りのクリープ速度に便宜上換算した。クリープ強度はクリープ速度0.02%/1,000hの値を用いることにした。

3. 実験結果および考察

3・1 高温の静的強度並びに衝撃値

高温引張試験結果はFig. 3~7に温度との関係において試材別に示し、高温カタサ試験結果はFig. 8に、高温衝撃

試験結果は Fig. 9 に示す。得られた結果について検討す

るとつきのようである。

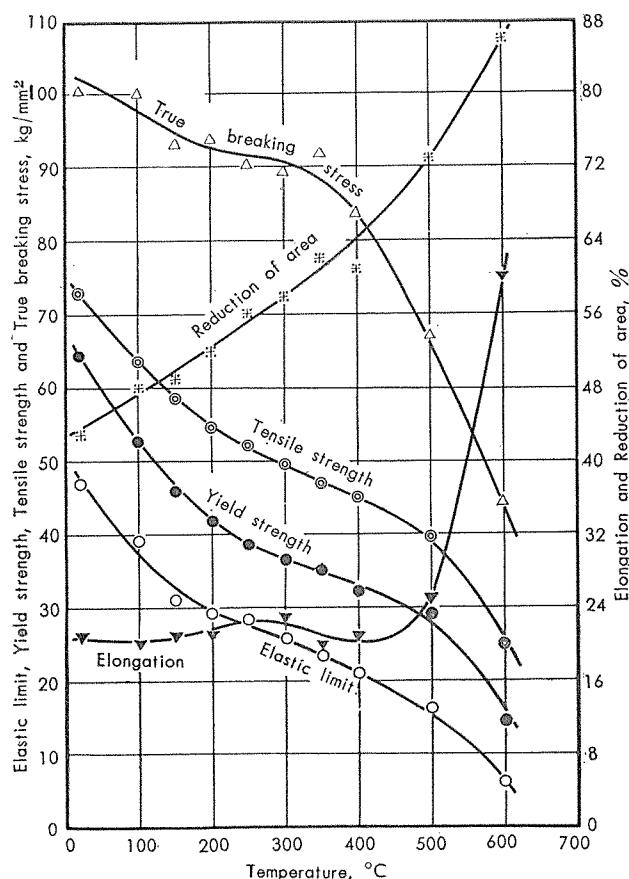


Fig. 3 High-temperature mechanical properties of specimen A.

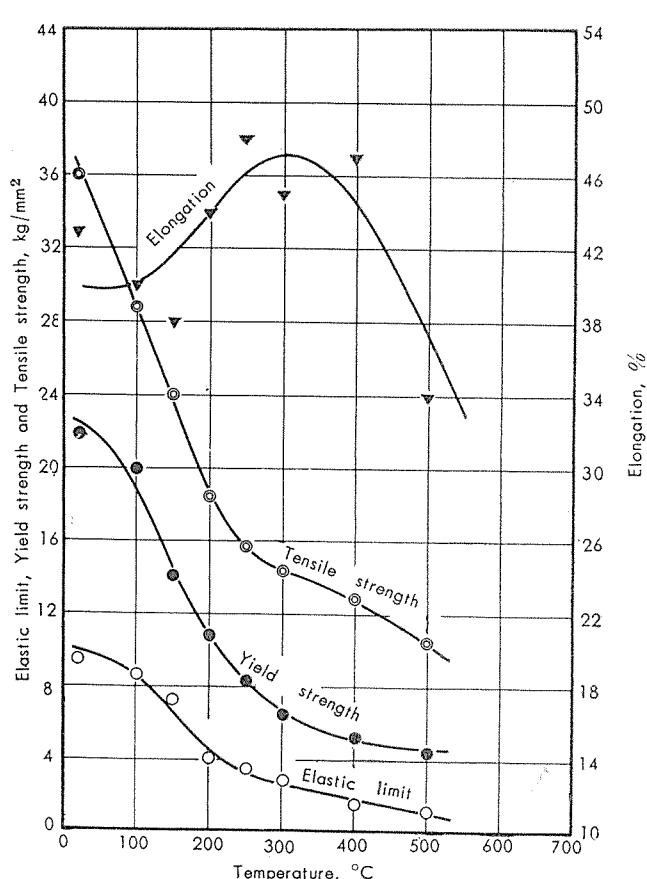


Fig. 5 High-temperature mechanical properties of specimen C.

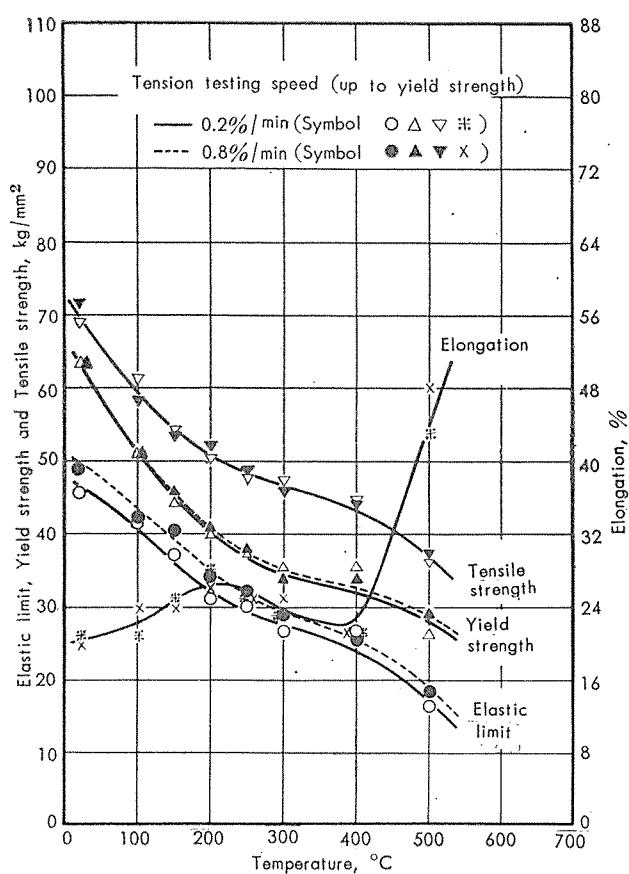


Fig. 4 High-temperature mechanical properties of specimen B.

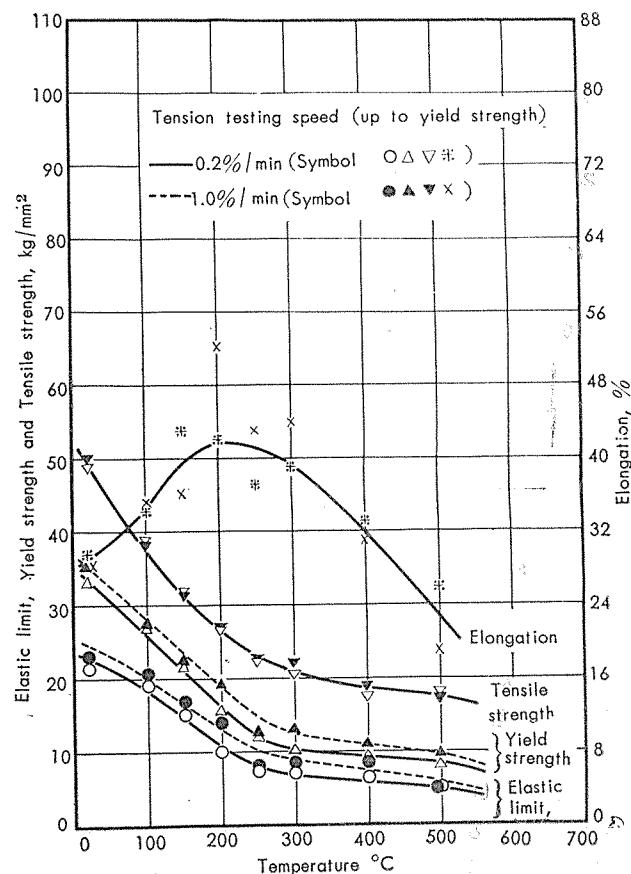


Fig. 6 High-temperature mechanical properties of specimen D.

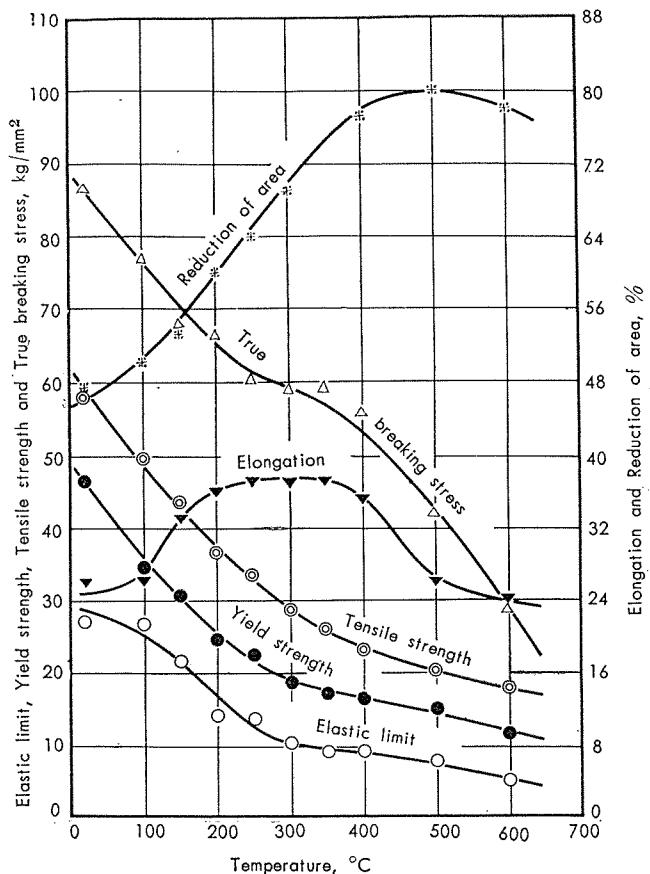


Fig. 7 High-temperature mechanical properties of specimen E.

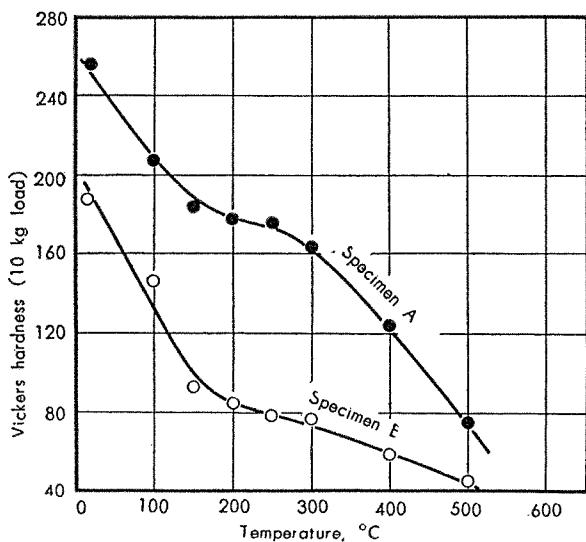


Fig. 8 High-temperature hardness values of specimens.

(1) チタニウム合金の静的強度は Fig. 3 および 4 に示したように常温より 200°C 附近まではかなり急激に常温の値より低下するが、それ以上の温度になるとその割合は小さくなり、500°C をこえると再び著しく低下する。その程度は 300°C で常温の値の 60~70%、500°C でおよそ 50%ほどである。純チタニウムの静的強度は Fig. 5~7 に示すように 300°C 附近までは常温の値より急激に低くなるが、それ以上の温度になるとその割合が小さくなる。

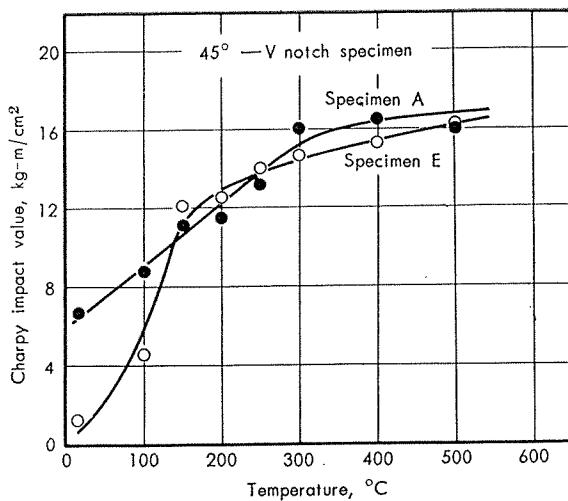


Fig. 9 High-temperature Charpy impact values of specimens.

試材 E の場合、その割合は 300°C で常温の値の約 50%、500°C で 30% 前後になる。また、静的強度は純度の高いものほど低い値をもつ。

(2) Fig. 4 および 6 はそれぞれの試材について弾性限並びに耐力測定の際における引張速度の相違がこれらの値に及ぼす影響も示す。引張速度の速いものは弾性限並びに耐力が高いが、引張速度 0.2%/min と 0.8 (チタニウム合金) または 1.0%/min (純チタニウム) との間における差は 2~3 kg/mm² 以下であり、しかも、チタニウム合金よりも純チタニウムの方が明らかにその差が現われている。常温の引張試験では耐力測定時における引張速度が 0.3~0.7%/min と規定されており、また、著者らが純チタニウム板材について引張速度 0.2~1.2%/min の範囲に亘って耐力を測定した結果は引張速度が速くなると耐力も向上するが、その差は 3 kg/mm² 程度であった。したがって、高温引張試験における引張速度の相違が耐力に及ぼす影響も常温におけるのとほど同程度とみなされよう。

(3) 伸び率と温度の関係はチタニウム合金と純チタニウムとは異なる傾向をもつ。すなわち、前者の値は 400°C まで常温の値と大差なく、500°C 以上になると急激に増加した。後者は温度の上昇に伴って常温の値よりも増加するが 300°C 前後で最高値を示し、それ以上の温度になると低下した。

(4) カタサと温度の関係は Fig. 8 に示すように静的強度の場合とその傾向が似ているが、チタニウム合金は 300°C 以上になるとカタサの低下がかなり著しい。

(5) 衝撃値は Fig. 9 に示すように温度の上昇に伴って両材質とも常温の値よりも増加し、150°C 以上になるとチタニウム合金と純チタニウムの間には衝撃値の差が殆どない。前者は 250°C 以上、後者は 150°C 以上になると試験片が破断しなかった。

3・2 高温疲労強度

S-N 曲線は試材別に Fig. 10~15 に示し、各線返回数

における疲労強度、疲労強度の減少率および切欠係数はそれ Table 3, 4 および 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。(以下とくに断わらない限り各値は繰り返し数 10^7 の値を用いる)。

Table 3 Fatigue strengths of specimens at high temperatures.

Mark	Temperature, °C	Fatigue strength, kg/mm ²							
		Unnotched				Notched			
		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	20	64.3	49.6	49.5	49.5	36.0	24.5	20.7	19.9
	100	55.5	43.5	40.9	39.7	33.0	23.5	19.6	17.8
	150	50.7	43.1	40.0	38.2	32.5	22.3	18.6	17.2
	200	50.6	42.3	38.5	36.3	32.3	21.7	18.2	16.0
	250	48.4	41.6	37.0	33.4	30.5	22.4	18.3	16.5
	300	43.8	37.9	35.5	34.1	29.0	20.7	15.6	13.4
	400	37.0	32.6	28.9	26.0	27.9	16.9	12.1	10.4
C	500	30.4	24.9	21.9	19.3	23.7	13.7	8.8	6.5
	20	21.9	20.8	20.0	20.0	25.7	19.3	15.9	13.7
	100	19.8	16.9	15.7	15.5	23.1	17.4	13.5	11.4
	200	18.8	15.5	13.0	12.0	17.4	13.2	10.7	9.4
E	300	15.7	13.5	11.6	11.0	16.3	11.9	8.9	7.1
	20	53.1	41.4	38.8	38.5	33.2	23.7	18.7	17.0
	100	39.3	30.7	30.0	30.0	30.5	20.1	15.4	14.1
	150	36.2	29.9	29.0	29.0	25.9	18.7	14.4	12.7
	200	35.5	28.1	25.0	25.0	25.5	18.4	14.0	12.5
	250	34.3	27.1	22.0	22.0	24.3	15.8	11.3	9.5
	300	28.7	23.2	20.6	20.1	23.3	17.4	13.0	10.5
E	400	23.0	19.7	17.7	17.1	19.8	14.7	10.9	8.9
	500	18.6	15.6	13.9	13.3	16.5	11.3	7.7	6.3

Table 4 Reduction percentages of fatigue strengths.

Mark	Temperature, °C	Reduction percentage,* %							
		Unnotched				Notched			
		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	100	13.6	12.3	17.3	19.8	8.3	4.1	5.3	10.6
	150	21.2	13.2	19.2	22.8	9.8	9.0	10.1	13.6
	200	21.3	14.8	22.2	26.7	10.3	11.4	12.1	19.6
	250	24.7	16.2	25.2	32.5	15.3	8.6	11.6	17.1
	300	31.9	23.6	28.3	31.1	19.5	15.5	24.6	32.7
	400	42.5	34.2	41.6	47.5	22.5	31.0	41.5	47.7
	500	52.7	49.8	55.8	61.0	34.2	44.1	57.5	67.4
C	100	9.6	18.7	21.5	22.5	10.1	9.8	15.1	16.7
	200	14.2	25.5	35.0	40.0	32.3	31.6	32.7	31.4
	300	28.3	35.1	42.0	45.0	36.5	38.3	44.0	48.2
E	100	26.0	25.8	22.3	22.1	8.1	15.2	17.7	17.1
	150	31.8	27.8	24.9	24.7	22.0	21.1	23.0	25.3
	200	33.1	32.1	35.2	35.1	23.2	22.4	25.1	26.5
	250	35.4	34.5	43.0	42.9	26.8	33.3	39.6	44.1
	300	46.0	44.0	46.6	47.8	29.8	26.6	30.5	38.3
	400	56.7	52.4	54.1	55.6	40.3	38.0	41.7	47.6
	500	65.0	62.3	64.0	65.5	50.3	52.3	58.8	62.9

* Reduction percentages show the fatigue strengths in room temperature (20°C) as 100 percent.

Table 5 Fatigue strength reduction factors at high-temperatures of specimens under 3.0 theoretical stress concentration.

Mark	Temper- ature, °C	Fatigue strength reduction factor			
		10^4 cycles	10^5 cycles	10^6 cycles	10^7 cycles
A	20	1.79	2.02	2.39	2.49
	100	1.68	1.85	2.09	2.23
	150	1.56	1.93	2.15	2.22
	200	1.57	1.95	2.12	2.27
	250	1.59	1.86	2.02	2.02
	300	1.51	1.83	2.27	2.54
	400	1.33	1.93	2.39	2.50
C	500	1.28	1.82	2.49	2.97
	20	0.85	1.08	1.26	1.46
	100	0.86	0.97	1.16	1.36
	200	1.08	1.18	1.21	1.28
E	300	0.96	1.13	1.30	1.55
	20	1.60	1.75	2.06	2.27
	100	1.29	1.53	1.95	2.13
	150	1.40	1.60	2.01	2.28
	200	1.39	1.53	1.79	2.00
	250	1.41	1.72	1.97	2.32
	300	1.23	1.33	1.58	1.91
E	400	1.16	1.34	1.62	1.92
	500	1.13	1.38	1.80	2.11

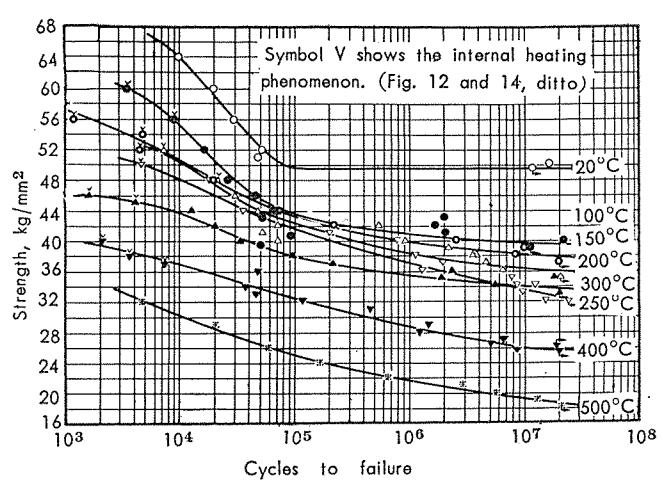


Fig. 10 S-N curves of unnotched specimen A.

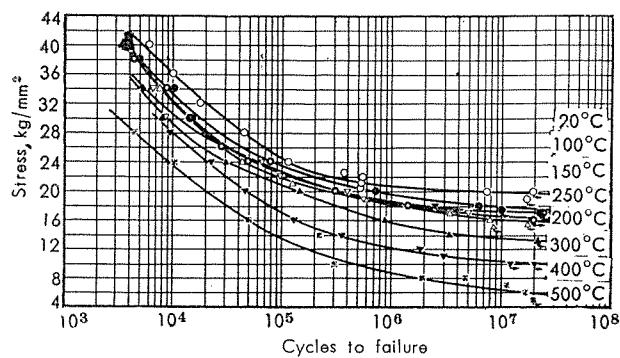


Fig. 11 S-N curves of notched specimen A.

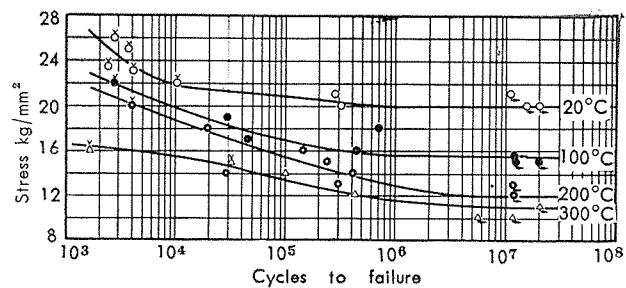


Fig. 12 S-N curves of unnotched specimen C.

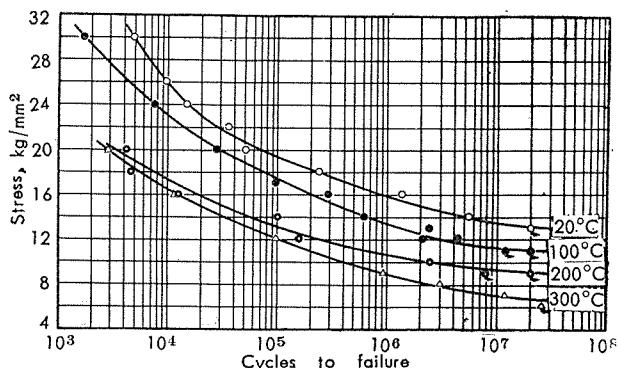


Fig. 13 S-N curves of notched specimen C.

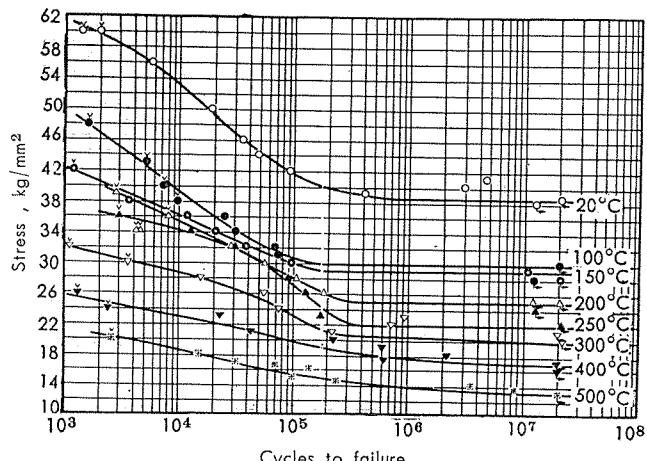


Fig. 14 S-N curves of unnotched specimen E.

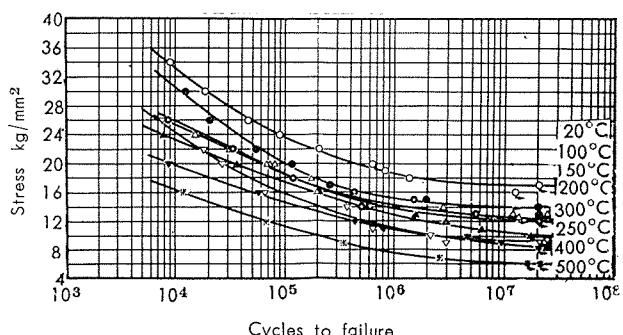
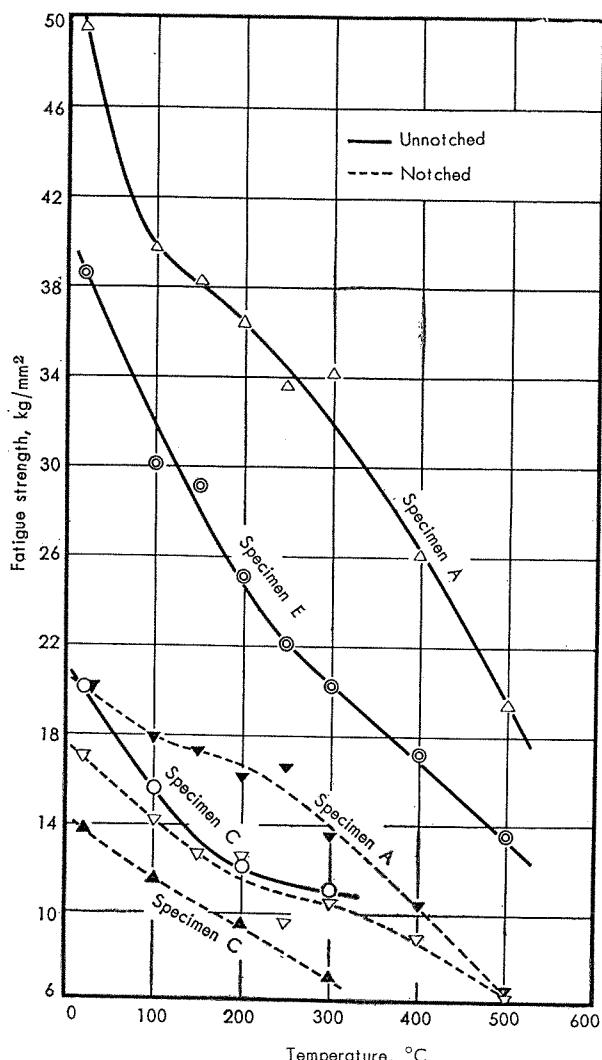


Fig. 15 S-N curves of notched specimen E.

Fig. 16 Fatigue strengths at 10^7 cycles of the specimens at high-temperature.

3・2・1 高温疲労強度

(1) 疲労強度は Fig. 16 に示すように平滑材および切欠材とともに試験温度の上昇に伴って常温の値より低くなる。チタニウム合金は常温より 100°C までは疲労強度が急激に低くなるが $150\sim 300^{\circ}\text{C}$ 間ではその割合が減少し、 300°C をこえると再び著しくなる。その傾向は平滑材、切欠材とも同じであるが、疲労強度の減少率は Fig. 17 に示すように後者の方が前者よりも小さい。純チタニウム平滑材の

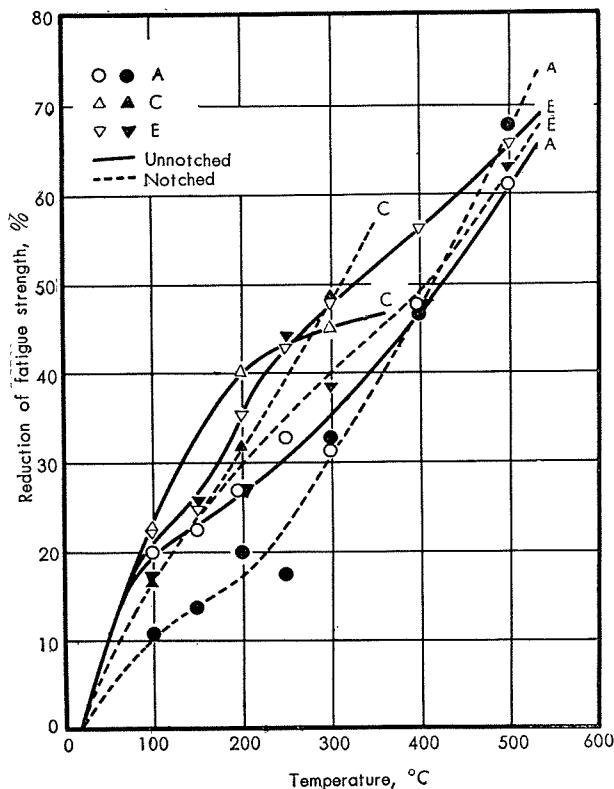


Fig. 17 Reduction percentage of the fatigue strengths at 10^7 cycles of specimens.

疲労強度は常温より $200\sim300^\circ\text{C}$ まで著しく低下するがそれ以上の温度になるとその割合が減少した。切欠材の疲労強度も同様な傾向をもつが、その減少率は平滑材よりも小さい。

(2) 疲労強度は試材 A > E > C の順に高い値をもつ。チタニウム合金と純チタニウム試材 E を比較すると、前者は後者よりも平滑材でおよそ 10kg/mm^2 、切欠材で 4kg/mm^2 ほど高い疲労強度をもつが、温度が高くなるとその差は小さくなる。しかも、疲労強度の減少率は $100\sim400^\circ\text{C}$ の範囲に亘って後者よりも小さい。純チタニウム試材 C と E の場合、純度の高い前者の方が純度の低い後者よりも疲労強度が低い。

3・2・2 切欠係数

(1) 切欠係数と温度の関係は Fig. 18 に示すようにチタニウム合金と純チタニウムとではやく異なる傾向をもつ。すなわち、前者の切欠係数は温度の上昇に伴って次第に小さくなるが 200°C 以上になると逆に大きくなる傾向があり、後者は温度が上昇しても常温の値と同程度もしくはやく小さくなる。

(2) 切欠係数は Table 5 に示したように繰り返し数の増加に伴って次第に大きくなる傾向がみられるが、試材 C の繰り返し数 10^4 および 10^5 の値は 1 もしくは 1 よりも小さい値が得られた。このような結果は極めて興味のある事実であり、平滑材を試験後詳細に調べると次項で述べるように高応力の場合に内部発熱をおこしたことが見出された。

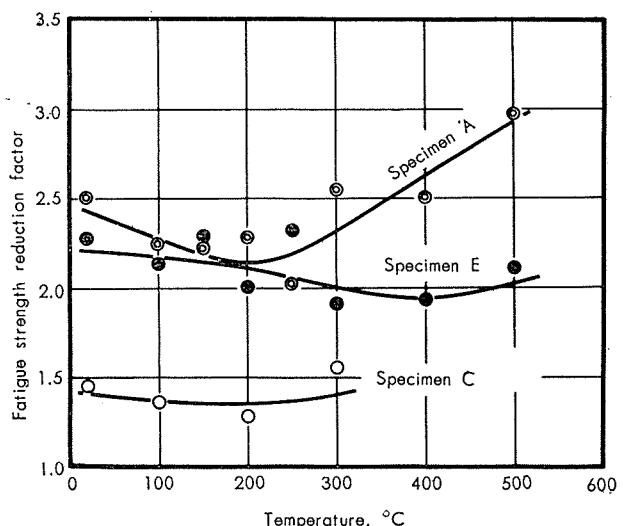


Fig. 18 Fatigue strength reduction factors at 10^7 cycles of the specimens.

3・2・3 内部発熱現象

(1) 平滑材の内部発熱現象を検討すると、Fig. 10、12 および 14 に示すように各試材とも繰り返し数 10^4 前後以下で破壊した高応力のものは著しい内部発熱をおこしたこと判った。すなわち、純チタニウムの場合は常温においても見受けられ、チタニウム合金は高温でみられる。内部発熱現象の有無は破壊した試験片の破面並びにその平行部の変色の状況で推定したものであり、また、 250°C 以下の発熱温度では試験片が変色しないことが判っている。⁽¹⁸⁾ したがって、繰り返し数 10^4 前後以下の高応力で破壊したものは試験片自体の発熱のために試験温度よりも高温で試験したことになろう。

(2) つぎに、発熱温度を推定するため試材 E について試験終了後の各試験片を Table 6 に示す基準にもとづいて区分した。Table 6 は試材 E を試験温度に 0.5h 保持した場合における温度と色の関係をマンセル記号によって表示したものである。たゞ、繰り返し数の増加、すなわち、時間の経過に伴って試験片が酸化し、そのため色が変ることが Table 6 のみでは判らない。このような時間の経過に伴う色の補正は切欠材の変色と比較して行った。すなわち、切欠材は切欠部の応力勾配とそれによって生じる温度分布⁽¹⁰⁾ の点より内部発熱をおこさないことが判っているので、そ

Table 6 Relations between the temperature and the colour of specimen E.

Temperature, °C	Discolouration	Colour	Munsell number	Mark of classification
20	Non	Pilgrim grey	N5.5/0	A
100	Non	Pilgrim grey	N5.5/0	A
150	Non	Pilgrim grey	N5.5/0	A
200	Non	Pilgrim grey	N5.5/0	A
250	Observed	Metallic grey	2.5Y5.5/1	B
300	Observed	Terrapin grey	2.5Y5/1	C
350	Observed	—	2.5Y4/1	D
400	Observed	—	7.5YR4/1	E
500	Observed	—	10PB2/3	F
600	Observed	—	2.5B6/2.5	G

の変色の程度が内部発熱をおこさない場合の時間の経過に伴う試験片の変色の標準となる。Fig. 19 は平滑並びに切欠材の変色の状況を時間並びに繰回国数の関係において示す。

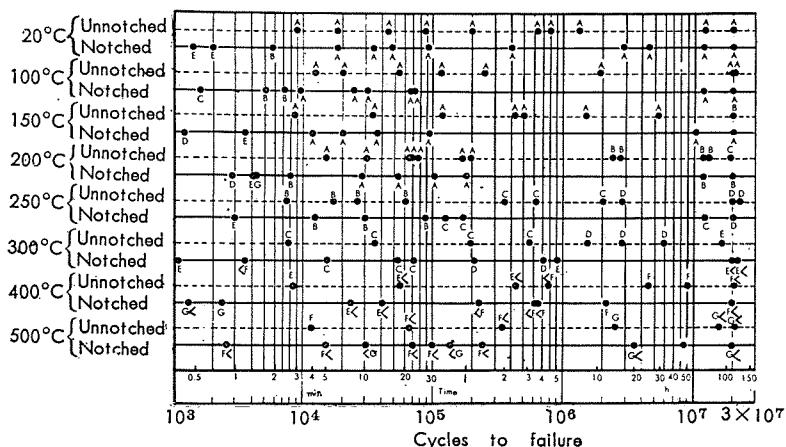


Fig. 19 Discolourations of fatigue tested specimen E.

(3) 以上のようにして修正 S-N 曲線を求めると Fig. 20 のようになり、内部発熱をおこさなければ Fig. 20 の点線で示すような S-N 曲線が得られるのであろう。両 S-N 曲線は繰回国数 10^5 附近において一致し、それ以前においては通常の S-N 曲線が下方に位置しており、繰回国数が小さい程その開きが大きくなる。したがって、発熱する場合は高応力側の値が低くなることが判る。なお、試験温度 500°C の場合、内部発熱した試験片は少ないように見受けられるが、これは内部発熱してもその温度が試験温度と同程度もしくはそれ以下なので試験片の変色からは見出しづらいのではないかろうか。

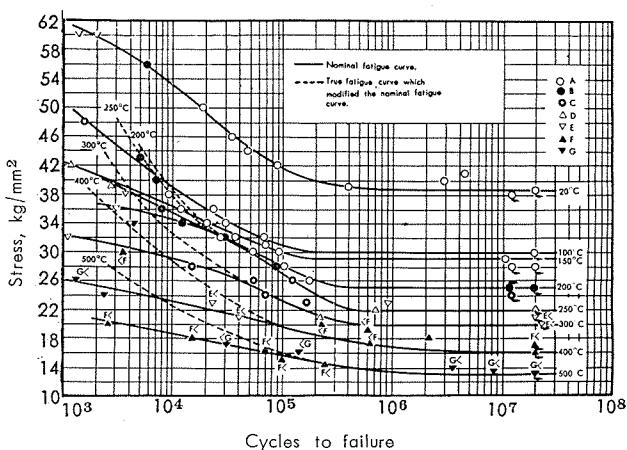


Fig. 20 Modified S-N curves of unnotched specimen E.

(4) 内部発熱現象は常温の場合と同様に試験片が塑性域の応力を受けること並びにチタニウムの熱伝導度が低いことに起因するものと考えられる。すなわち、各試験温度における繰回国数 10^7 の疲労強度は Fig. 3, 5 および 7 に示した弾性限と同程度もしくはそれよりも高いようである。

3・2・4 S-N 曲線の形状について

純チタニウム平滑材は常温より 200°C 附近までは繰回国数 10^6 を超えると S-N 曲線の傾きが水平になって疲労限が出やすい。チタニウム合金はこのような傾向が見受けられず、S-N 曲線の傾きは 100°C より 250°C まで温度の上昇に伴って峻しくなり、 300°C になると逆に滑らかになる傾向がみられる。切欠材の S-N 曲線の傾きは繰回国数が増加すると次第に滑らかになる傾向がある。

3・3 高温クリープ強度

クリープ曲線は材質並びに試験温度別にそれぞれ Fig. 21~34 に示す。クリープ速度線図は材質別に Fig. 35 および 36 に示し、クリープ強度は Table 7 に示す。試験温度 500°C の場合は両試材とも 500h 以内の短時間に破断したものが多かつ、低応力

でもクリープ速度がかなり大きいので $0.02\%/1,000\text{h}$ のクリープ強度が測定できなかった。これらの実験結果は Table 8 に示し、材質別に Fig. 37 および 38 (応力一破断線図) に示す。以下得られた結果について検討するとつぎのようである (以下とくに断わらない限りクリープ強度は $0.02\%/1,000\text{h}$ の値を用いる)。

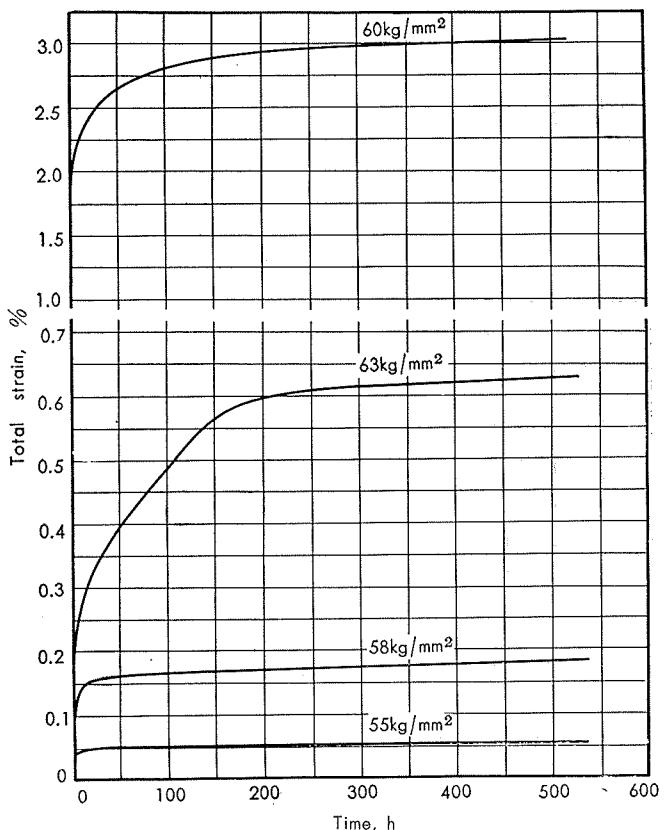


Fig. 21 Creep curves at 20°C of specimen A.

Table 7 Creep strengths of specimens.

Mark	Temperature °C	Creep strength, kg/mm ²			
		0.1%/1,000h	0.05%/1,000h	0.02%/1,000h	0.01%/1,000h
A	20	63.2	59.8	56.8	55.9
	150	—	—	44.0	—
	200	48.2	55.9	41.8	38.5
	250	—	—	46.0	—
	300	—	—	42.7	35.5
E	20	27.1	24.5	21.1	—
	150	26.1	23.8	21.0	—
	200	21.4	19.6	17.8	17.2
	250	24.9	23.1	20.2	17.6
	300	22.8	21.3	18.6	—

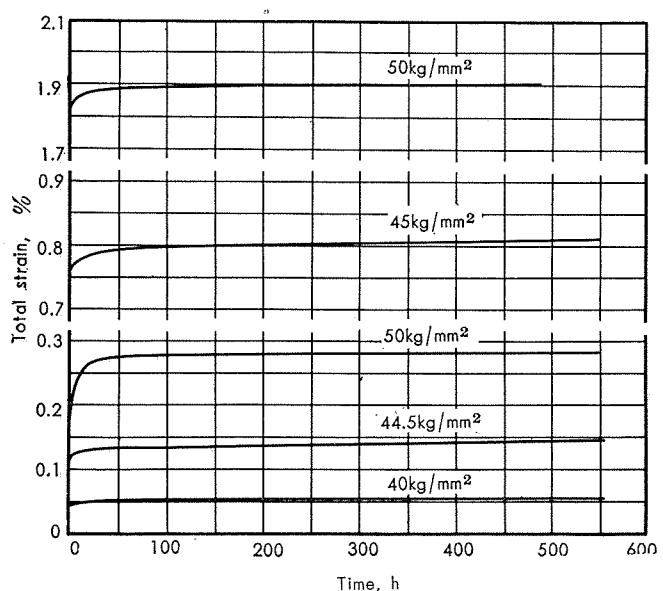


Fig. 22 Creep curves at 150°C of specimen A.

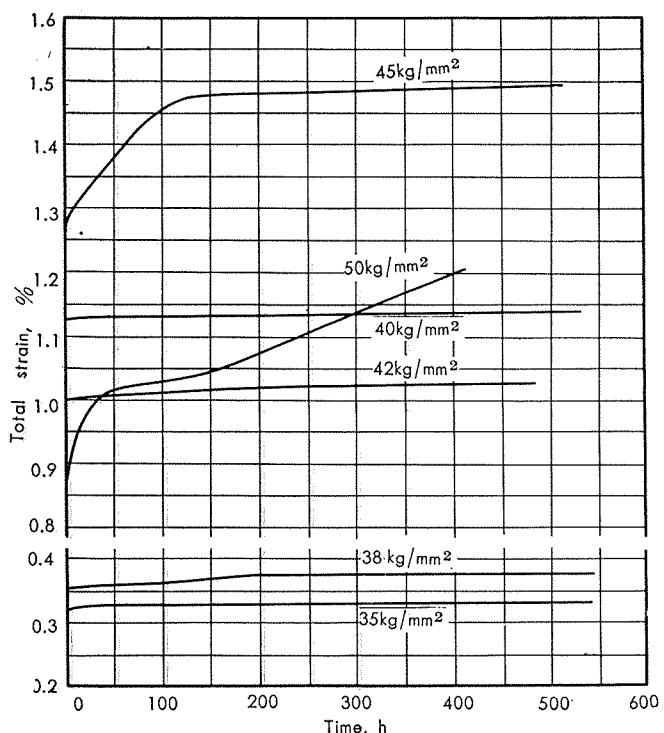


Fig. 23 Creep curves at 200°C of specimen A.

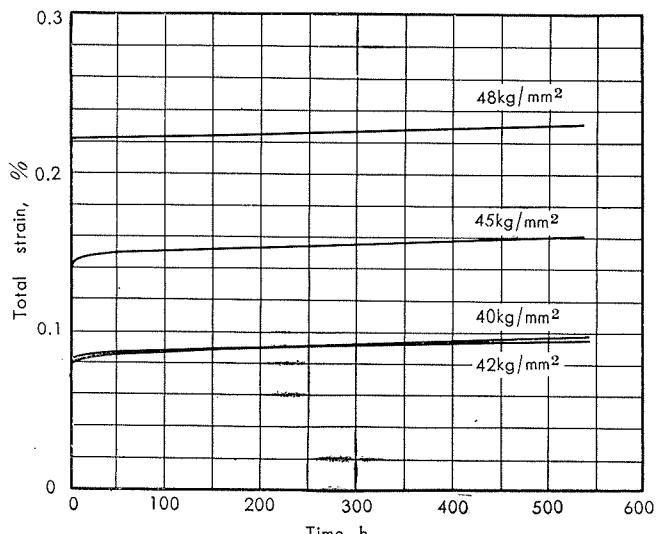


Fig. 24 Creep curves at 250°C of specimen A.

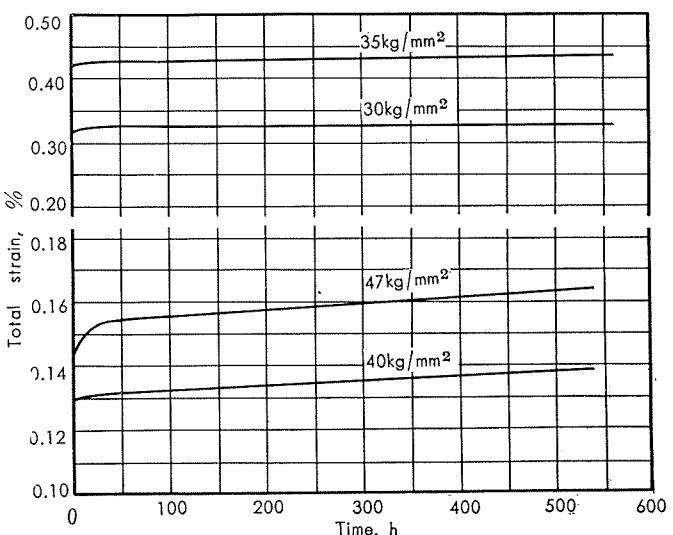


Fig. 25 Creep curves at 300°C of specimen A.

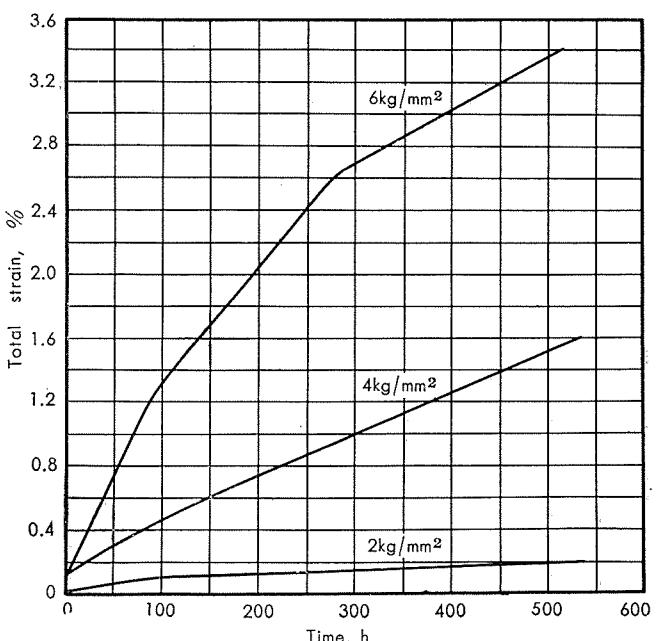


Fig. 26 Creep curves at 500°C of specimen A.

Table 8 Results of creep-rupture tests at 500°C of specimens.

Mark	Stress kg/mm ²	Instantaneous strain, %	Time, h							Elongation, %
			0.1%	0.5%	1 %	2 %	5 %	10%	Rupture	
A	29	1.156	—	—	—	—	0.08	0.2	0.3	24.2
	20	0.316	—	0.13	0.5	1.2	3.8	5.8	15.2	43.6
	15	0.029	—	5.6	8.5	13.7	25.5	37.0	45.3	39.7
	12	0.024	11.3	35.0	47.5	64.5	84.0	99.5	138.1	41.0
E	17	6.922	—	—	—	—	—	0.09	0.7	29.8
	15	2.024	—	—	—	—	0.56	1.1	1.5	22.6
	10	0.078	0.1	2.4	4.4	6.9	13.0	22.0	26.2	35.2
	8	0.014	0.6	4.3	9.0	18.0	35.0	48.0	70.0	35.0
	6	0.041	0.9	14.0	29.0	52.0	115.0	181.0	224.5	37.7

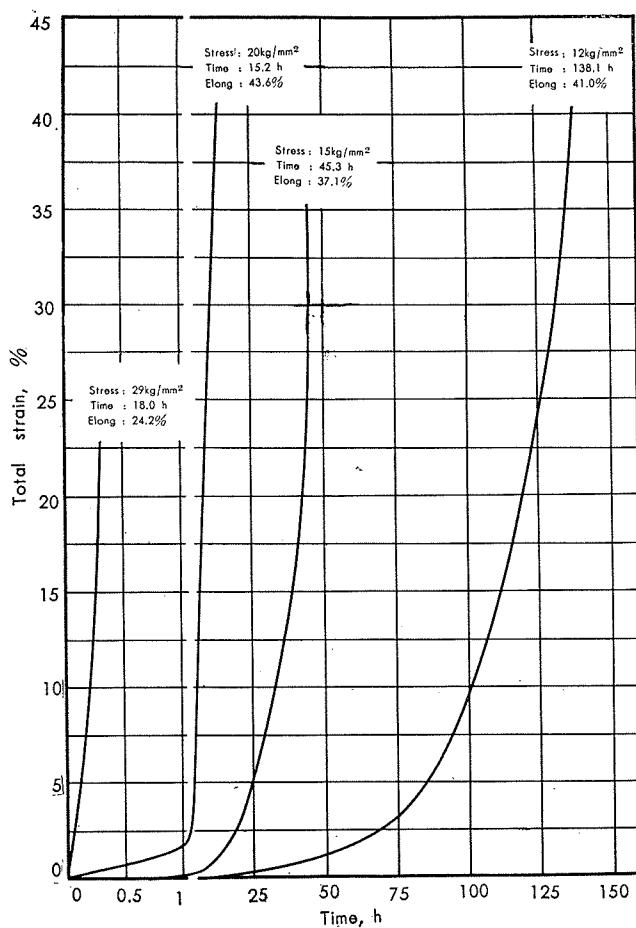


Fig. 27 Creep curves at 500°C of specimen A.

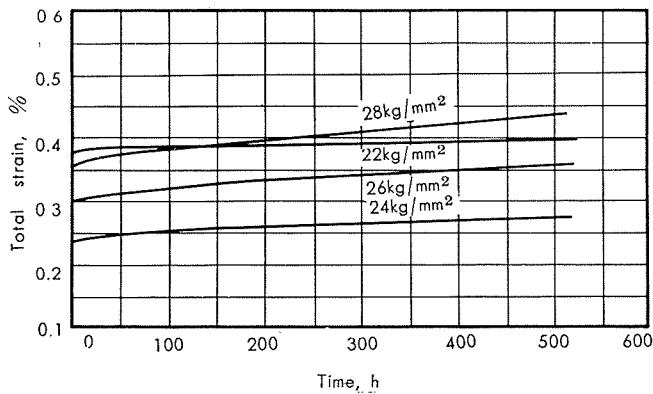


Fig. 28 Creep curves at 20°C of specimen E.

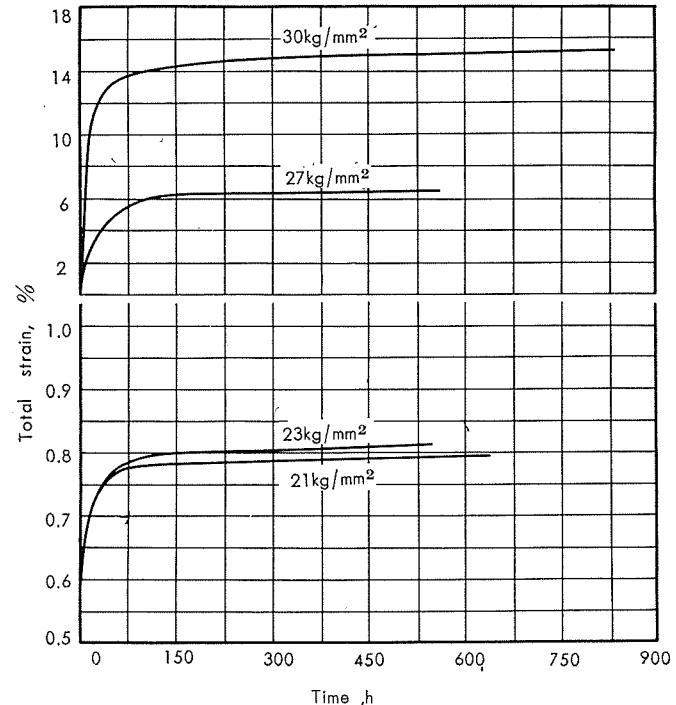


Fig. 29 Creep curves at 150°C of specimen E.

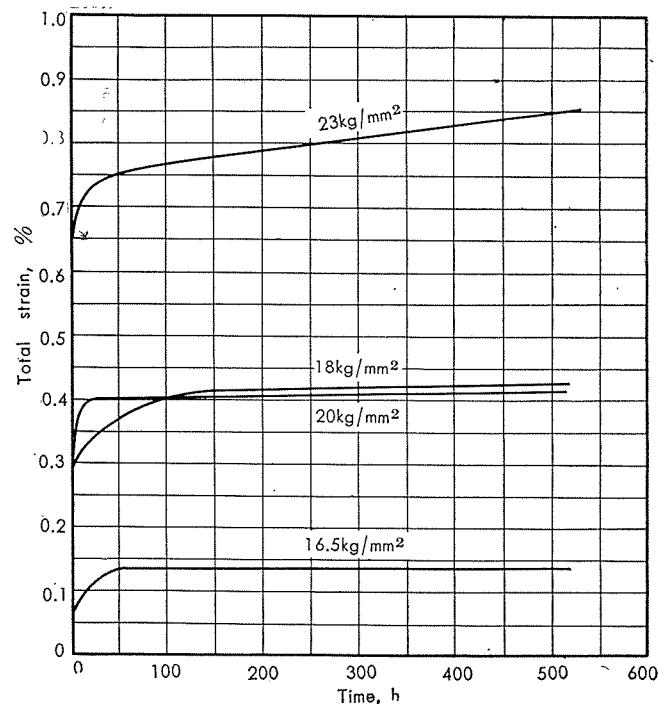


Fig. 30 Creep curves at 200°C of specimen E.

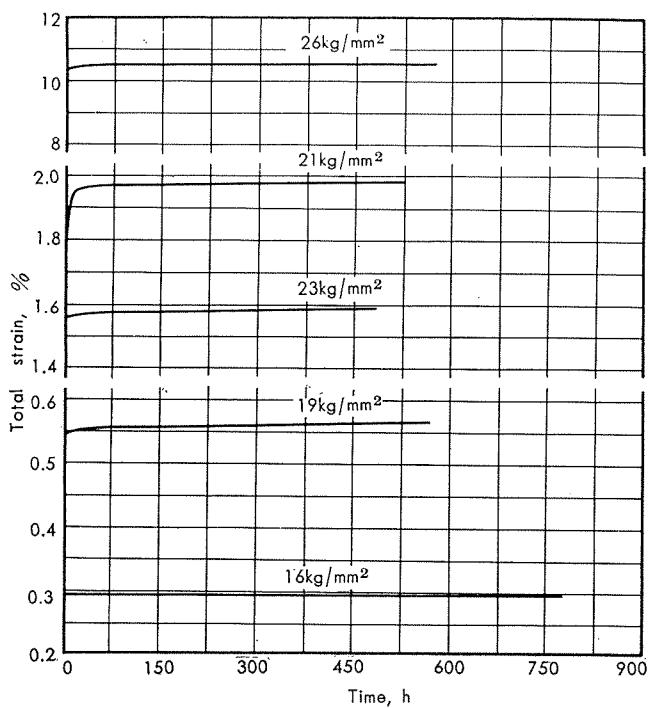


Fig. 31 Creep curves at 250°C of specimen E.

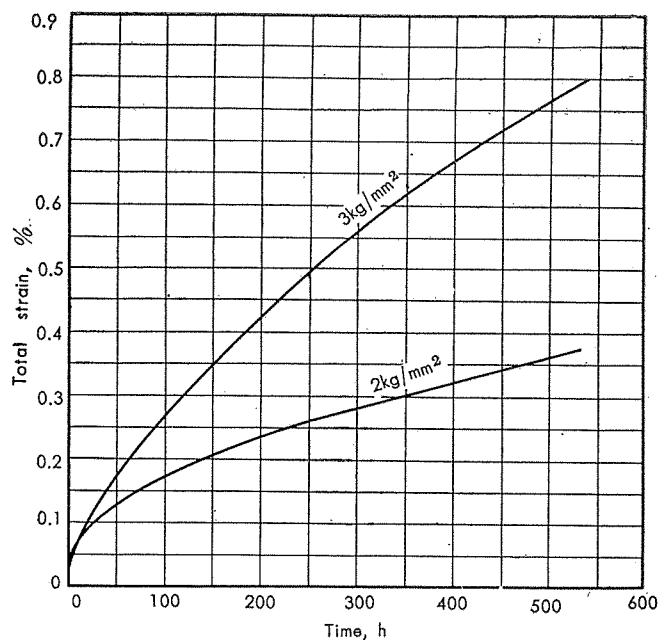


Fig. 33 Creep curves at 500°C of specimen E.

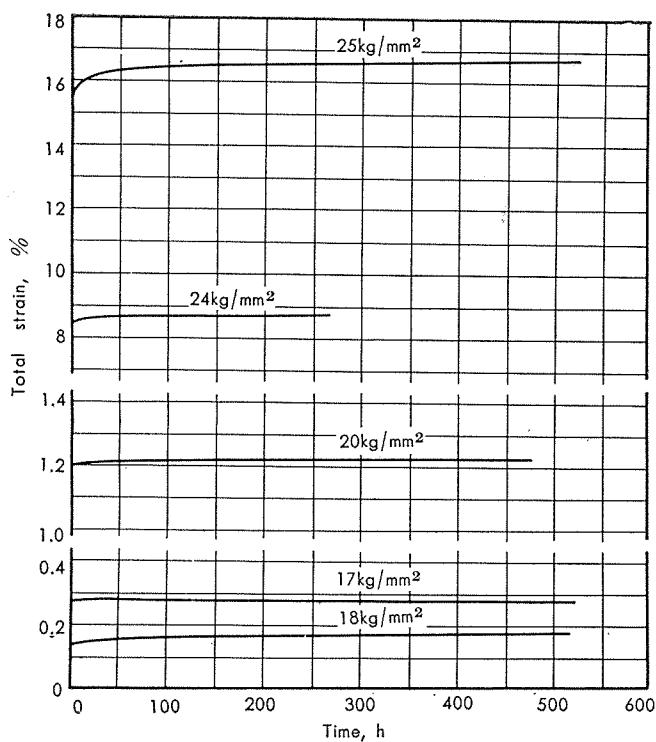


Fig. 32 Creep curves at 300°C of specimen E.

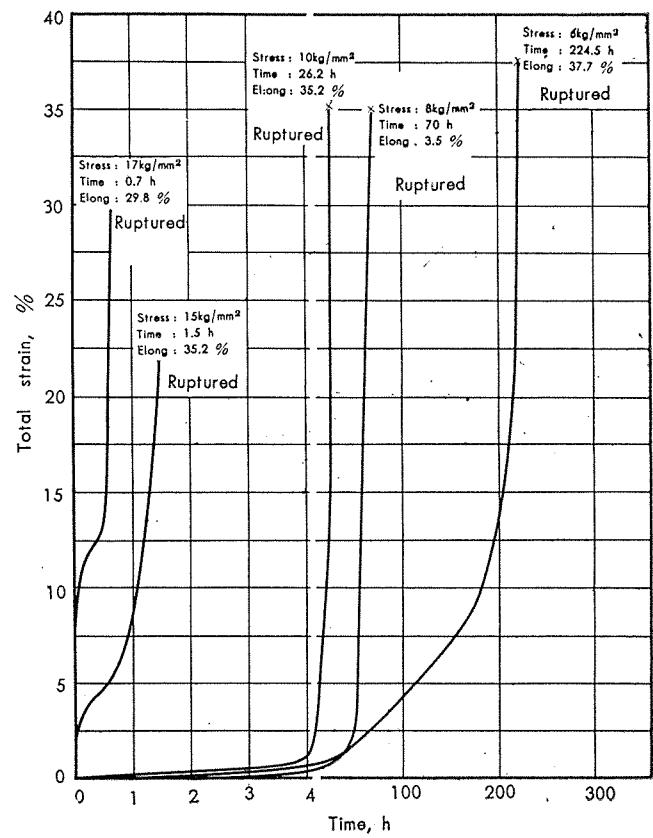


Fig. 34 Creep curves at 500°C of specimen E.

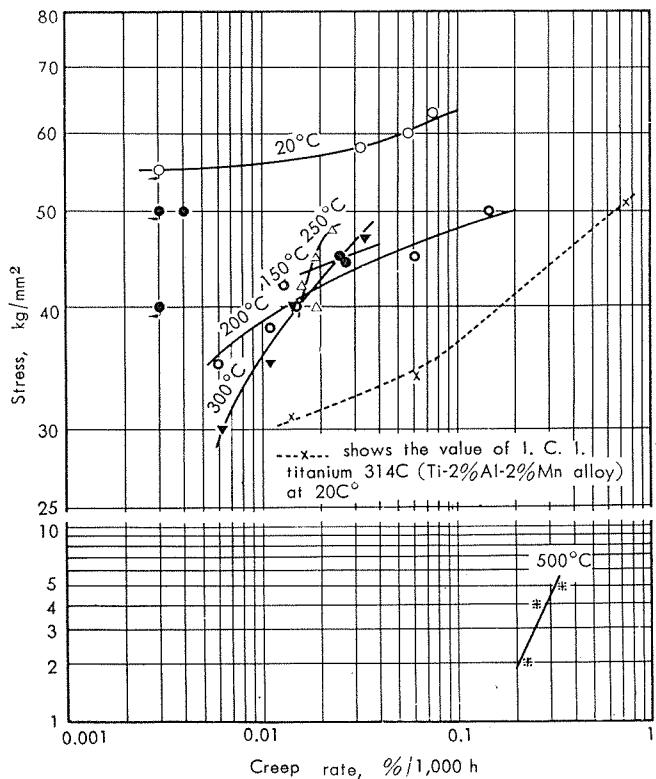


Fig. 35 Minimum creep rate curves of specimen A.

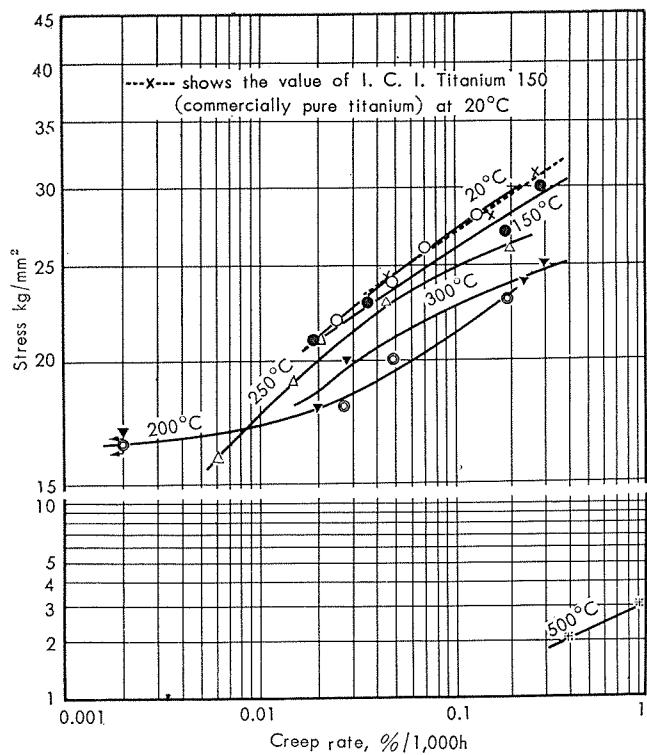


Fig. 36 Minimum creep rate curves of specimen E.

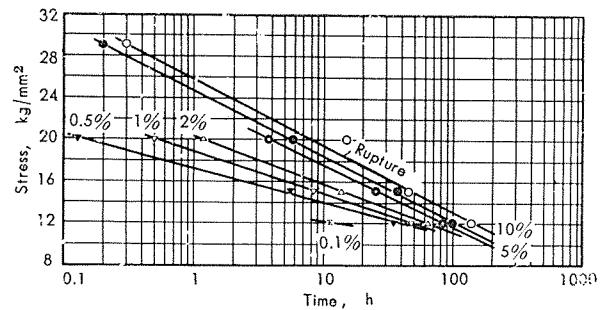


Fig. 37 Stress-rupture and -deformation curves at 500°C of specimen A.

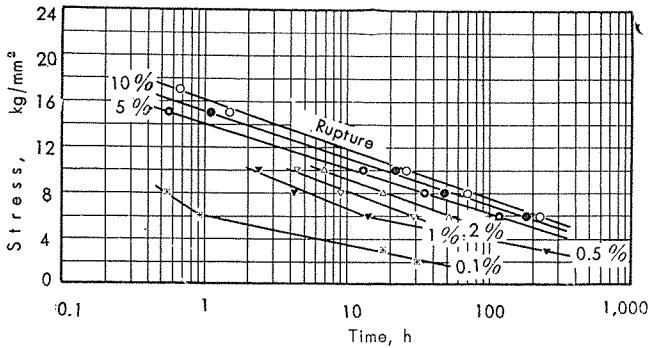


Fig. 38 Stress-rupture and -deformation curves at 500°C of specimen E.

(1) チタニウム合金のクリープ強度はFig.35に示すように温度の上昇に伴って常温の値よりも低下するが、250°Cになると逆に向上し、さらに温度が上昇すると再び低下して500°Cのそれは極めて低い。純チタニウムもほど同様な傾向をもつが、常温より150°Cに至るクリープ強度の低下は前者よりも著しくない。なお、後者の常温におけるクリープ速度曲線はI.C.I.の資料と全く一致しているが、前者のそれはI.C.I.の実験結果よりもかなり高い値をもつ。比較のためにI.C.I.の実験結果をFig.35および36にそれぞれ点線で示す。

(2) 以上の結果で興味深い現象は250°Cでクリープ強度が向上することであり、しかも、チタニウム合金および純チタニウムとも共通である。この場合にクリープ強度が向上、すなわち、材料が強化される因子としてはヒズミ硬化、析出現象、雰囲気の影響（高温におけるガス、主として酸素の溶入化）並びにヒズミ時効などが挙げられる。

(3) ヒズミ硬化によって材料が強化されることは3・1項で述べた静的強度と比較すると考えられるわけであり、クリープ強度が向上する温度範囲においてはチタニウム合金のクリープ強度は耐力よりも高く純チタニウムのそれは耐力と同程度である。したがって、塑性域の応力を受けているので他の温度よりもヒズミ硬化がこの温度範囲のみ大きいとも考えられ、山本らはクリープ破断試験結果にもとづいてかなり検討を加えている。しかし、一方においては加熱による逆の作用も受けているので単にヒズミ硬化のみで上述の現象を説明するのも不充分であろう。

つぎに、チタニウム合金は高温より水冷後低温で焼モド

シ処理を行うと析出硬化するので、析出による硬化説も妥当なように考えられよう。これに対して純チタニウムは析出処理による硬化は考え難い。

第3番目の雰囲気の影響であるが一般にチタニウムの静的強度に及ぼす含有ガスの影響は著しいと云われており、とくに酸素並びに窒素量の影響が大きい。クリープ試験終了後の各試験片について含有ガス量を測定した結果の1例はTable 9に示す。Table 9の20°Cの各値は比較のためにTable 1より引用した試験前の値である。両者を比較するとガス含有量は試験前と試験後において問題となる程の差がみられない。この場合にガスが溶入化したとしても試験片の極く表面の薄層の部分のみと考えられ、その部分よりガス分析の試料を採取するのが困難なのでその目的を達しなかったのかも知れない。

Table 9 Gas contents of specimen after creep tests.

Mark	Temperature, °C	Stress, kg/mm ²	Period of creep test, h	Amount of gas in specimen, %		
				N	O	H
A	20*	—	—	0.010	0.130	0.004
		45	452	0.013	0.132	0.004
		42	407	0.014	0.113	0.003
		40	501	0.014	0.113	0.003
	250	48	503	0.013	0.113	0.004
		45	503	0.013	0.114	0.004
		42	503	0.013	0.116	0.004
		40	502	0.015	0.103	0.003
	500	4	505	0.016	0.135	0.003
E	20*	—	—	0.010	0.150	0.006
		23	502	0.012	0.152	0.005
		20	500	0.012	0.141	0.005
		18	503	0.011	0.118	0.005
	250	26	509	0.011	0.152	0.006
		23	342	0.012	0.173	0.006
		21	503	0.011	0.155	0.006
		19	500	0.012	0.131	0.005
	500	3	504	0.011	0.193	0.006

* Amounts of gas show the typical values before the tests.

最後のヒズミ時効説であるが材質とも微量の不純物を含有しているので、鋼におけるように高温の応力下でヒズミ時効をおこすことが考えられる。鋼の場合、ヒズミ時効のある場合は高温引張試験において a) 降伏現象の存在、b) ヒズミ時効により強化される範囲内におけるヒズミ感受性の減少および c) 応力-ヒズミ線図に不連続現象が起きることなどが知られている。

3・1 項で高温引張試験を行った際に、材料が強化される温度範囲内において前述の a) の現象は見受けられず、c) はみられた。b) は試材B並びにDについて引張速度をそれぞれ2種類に変えて実験したが本実験の範囲内では明らかではなかった。W.R.Kiesel らは純チタニウム (Ti 75 A級) についてクリープ試験を行った結果、クリープ強度が200°C附近で前述のように向上することを見出し、さらに、高温引張試験で a), b) 並びに c) の現象を認めたので、クリープ強度の向上はヒズミ時効によるものと説明している。各材質とも微量の不純物を含有しているので Kiesel らの述べているようにヒズミ時効のために材料が

強化されたとみなすのが適切なようである。

(4) D.R.Luster らの実験によると、純チタニウムは200°C附近でクリープしないと述べられているが、本実験ではそのような傾向が見受けられなかった。前述のように耐力よりもクリープ強度が高い温度範囲においてはクリープ強度に重点をおく必要がないと云う意味に解すべきなのであろう。我々としては常温でこれらの材料がクリープすることに注意すると共に、前述のようにクリープ強度が耐力よりも高い温度範囲もあることを考えて、これらの材料の特性を生かすようにすべきであろう。

(5) チタニウム合金の場合、Fig. 35 にみられるようにクリープ速度 0.1%/1,000h 附近における実験値が少ない。これは各温度で試験した最高の応力が 500°C 以外はその温度の引張強さの90%程度以上に相当し、これ以上の応力の場合は短時間に破断がおきると考えられる。したがって、Fig. 35 において 20~300°C における最高試験応力より右側のクリープ速度曲線は横軸と殆ど平行になるであろう。Fig. 36 の純チタニウムの場合も 250 並びに 300°C の最高試験応力より右側のクリープ速度曲線も同様な傾向をもつであろう。なお、チタニウム合金の試験温度 150°C の場合、応力 50kg/mm² (実験は 2 点) では殆どクリープせず、応力 45 および 44.5kg/mm² ではクリープすると云う結果を得た。一般に高応力でクリープせず低応力でクリープすることは考え難いので、クリープ速度曲線は応力 44.5 と 45kg/mm² の中間に描いたが、さらに実験を必要としよう。

3・4 高温における強度

3・4・1 高温における各強度の比較

前項までの各実験より得られた静的強度、疲労強度 (10⁷回) およびクリープ強度 (0.02%/1,000h) をまとめて Table 10 に示す。Fig. 39~41 は材質別に温度との関係において各強度を示す。各強度を比較するとつぎのようである。

(1) チタニウム合金は Fig. 39 に見受けられるように常温 (20°C) より 400°C の範囲にわたり疲労強度 (平滑材) が耐力並びにクリープ強度よりも低く、それ以上の温度になるとクリープ強度が他よりも低くなる。

(2) 純チタニウム試材 C は Fig. 40 に見受けられるように常温より 200°C までは疲労強度 (平滑材) が耐力よりも低く、それ以上の温度になると前者が後者よりも高くなる。試材 E は Fig. 41 に示すようにクリープ強度が耐力並びに疲労強度 (平滑材) よりも低い。

(3) したがって、材料の実用に供される温度範囲について耐力、疲労強度 (平滑材) 並びにクリープ強度の 3 者の値にもとづいて検討すると、チタニウム合金は疲労強度、純チタニウムはクリープ強度に許容応力の基準をおく必要があることが判る。なお、弾性限は参考値なので各強度と比較しなかったが、各材質とも低い値をもつ。切欠疲労強

Table 10 High-temperature strengths of specimens.

Mark	Temperature, °C	Tensile properties			Fatigue strength, kg/mm ² (10 ⁷ cycles)		Creep strength, kg/mm ²	
		Elastic limit, kg/mm ²	Yield strength (0.2%), kg/mm ²	Tensile strength, kg/mm ²	Unnotched	Notched	Creep rate= 0.1%/1,000h	Creep rate= 0.02%/1,000h
A	20	47.0	64.5	72.9	49.5	19.9	63.2	56.8
	100	(39.2)	52.8	63.6	39.7	17.8	—	—
	150	(31.0)	45.8	58.6	38.2	17.2	48.2	44.0
	200	(29.1)	41.8	54.7	36.3	16.0	—	41.8
	250	(28.5)	38.7	52.1	33.4	16.5	—	46.0
	300	(25.6)	36.5	49.5	34.1	13.4	—	42.7
	400	(21.6)	32.1	45.0	26.0	10.4	—	—
	500	(16.3)	29.1	39.6	19.3	6.5	—	—
C	20	9.6	21.9	36.1	20.0	13.7	—	—
	100	(8.6)	19.9	28.9	15.5	11.4	—	—
	200	(4.0)	10.9	18.5	12.0	9.4	—	—
	300	(2.8)	6.4	14.4	11.0	7.1	—	—
E	20	27.6	46.4	57.9	38.5	17.0	27.1	21.1
	100	(26.6)	34.7	49.5	30.0	14.1	—	—
	150	(21.7)	30.6	43.4	29.0	12.7	16.1	21.0
	200	(14.0)	24.7	36.6	25.0	12.5	21.4	17.8
	250	(13.7)	22.3	33.3	22.0	9.5	24.9	20.2
	300	(10.2)	18.6	28.6	20.1	10.5	22.8	18.6
	400	(9.0)	16.5	23.2	17.1	8.9	—	—
	500	(7.8)	15.1	20.2	13.3	6.3	—	—

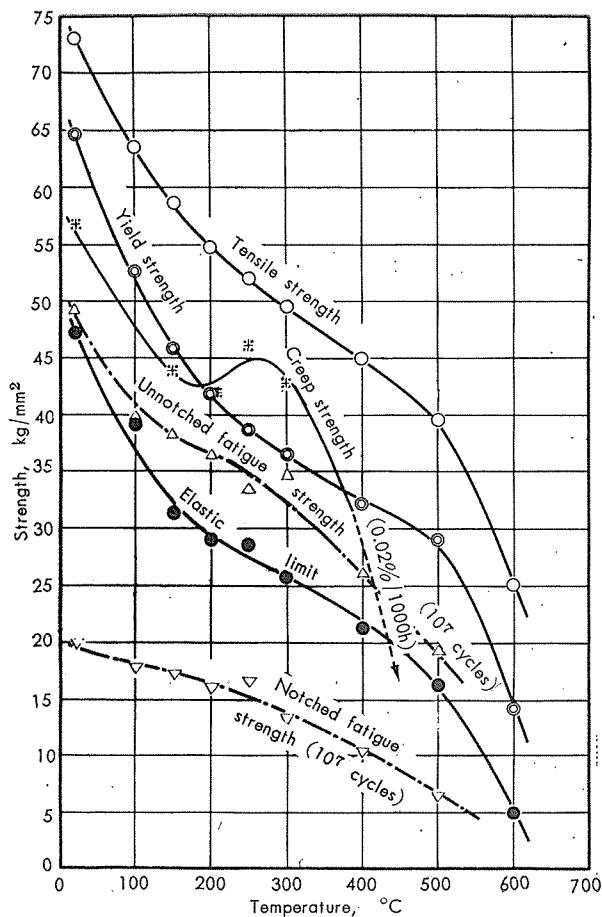


Fig. 39 High-temperature strengths of the specimen A.

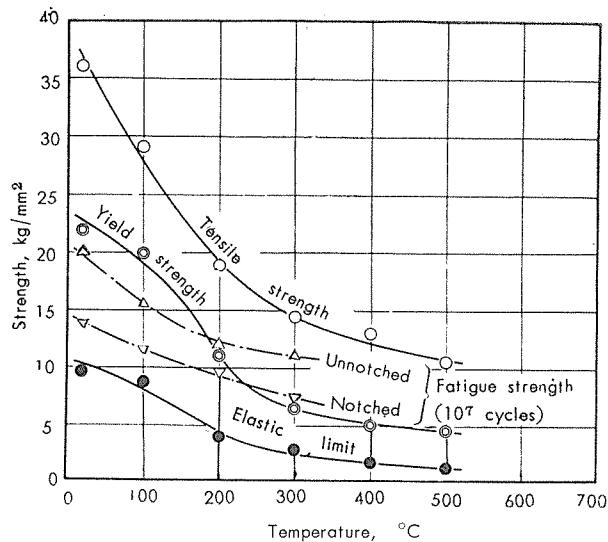


Fig. 40 High-temperature strengths of the specimen C.

度も同様に低い値をもつので、繰返応力下で切欠のある場合はその形状係数もしくは切欠疲労強度に注意する必要があろう。

3.4.2 高温における応力限度線図

以上の各実験値（耐力、平滑材の疲労強度並びにクリープ強度）より各材質（試材AおよびE）の動的並びに静的応力に関する性能とその関係を明らかにし、設計上の資料、すなわち、デザインデーターを得るため高温における応力限度を検討した。

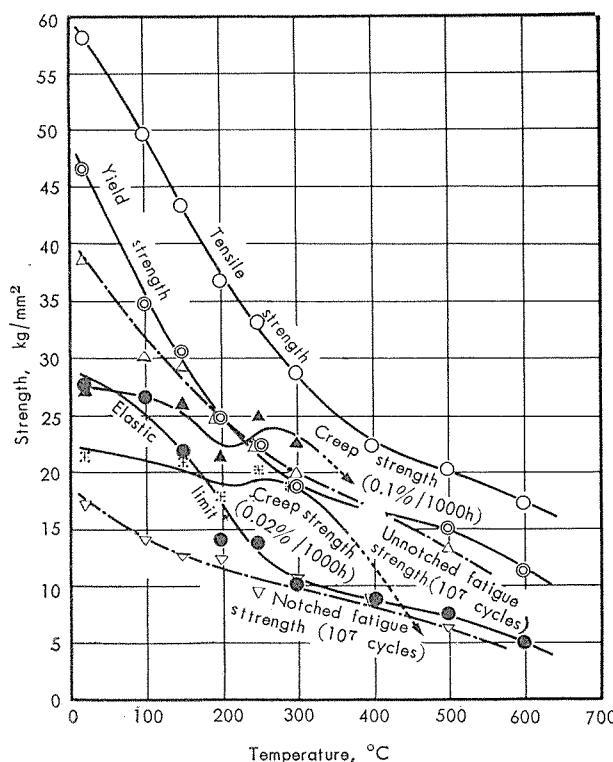


Fig. 41 High-temperature strengths of the specimen E.

Fig. 42において、縦軸は応力振幅、横軸は平均応力を示す。両軸上のA点は耐力、B点は両振疲労強度、C点は引張強さとする。 \triangle OBXAは耐久限度線図であり、BXAは繰返応力に対する許容限界を示す。なお、B点とC点を結ぶのは著者らがかって純チタニウムについて平均応力が疲労強度に及ぼす影響を検討した結果、各実験値は疲労強度（B点）と引張強さ（C点）を結ぶ線上にのることが判ったためである。

耐久限度線図はクリープ強度を考えていないわけであり、クリープ強度をどのように表示し、かつ、耐久限度と如何に組合せるかと云うことを考える必要がある。クリープ強度は耐力と同様に変形に対する限界の応力を示すもの

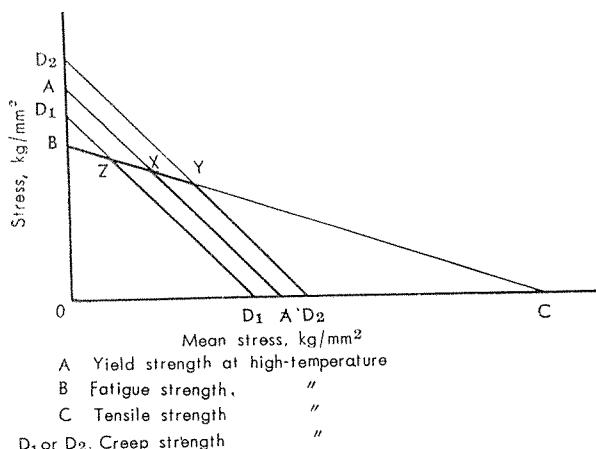


Fig. 42 Schematic representation of "high-temperature stress limit diagram".

とみなし、耐久限度線図の縦並びに横軸上にクリープ強度 D_1 （または D_2 ）点をとり、それを結ぶ線をクリープ限度線とする。すなわち、 D_1D_1 （または D_2D_2 ）はクリープに対する上限応力を示す。したがって $\triangle BZD_1O$ は疲労並びにクリープに対する安全範囲を示し、 \widehat{BZD} は応力の限界を示す。また、クリープ強度>耐力ならば \widehat{BXA} が応力限界になる。このような線図を著者らは応力限度線図と名付けることとした。

試材A並びにEについて応力限度線図を温度別にFig. 43~48に示す。この結果によると、疲労強度とクリープ強度で応力限界が定まるのは試材Aの常温（20°C）並びに150°Cであり、耐力と疲労強度で応力限界の定まるのは試材Aの200°、250°並びに300°Cである。クリープ強度で応力限界の定まるのは試材Eと試材Aの500°Cの場合である。

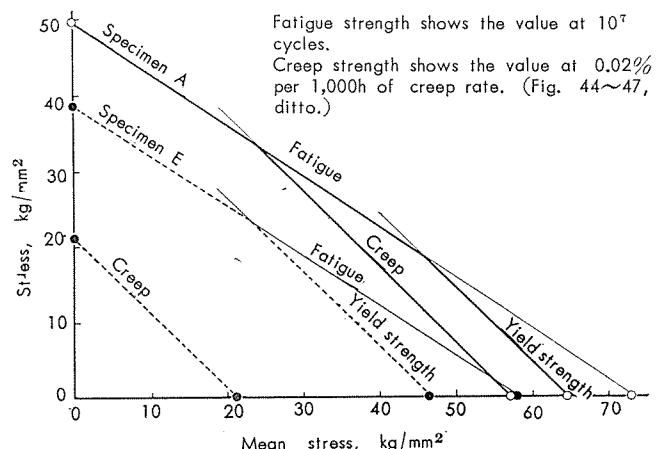


Fig. 43 Stress limit diagrams of specimen A and E at room temperature.

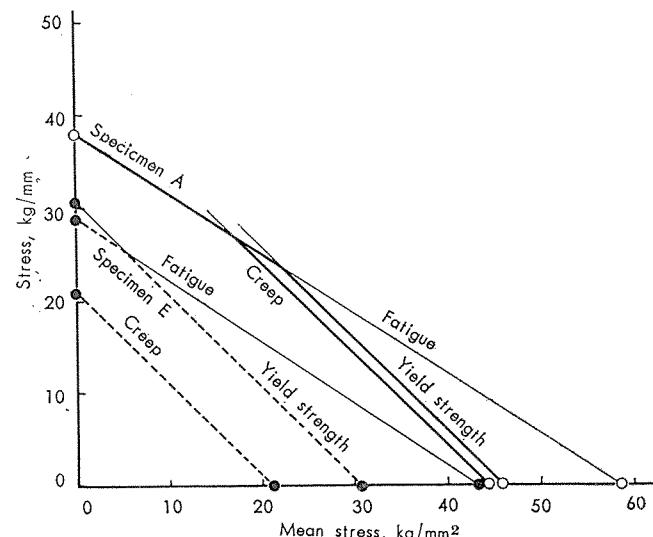


Fig. 44 Stress limit diagrams of specimen A and E at 150°C.

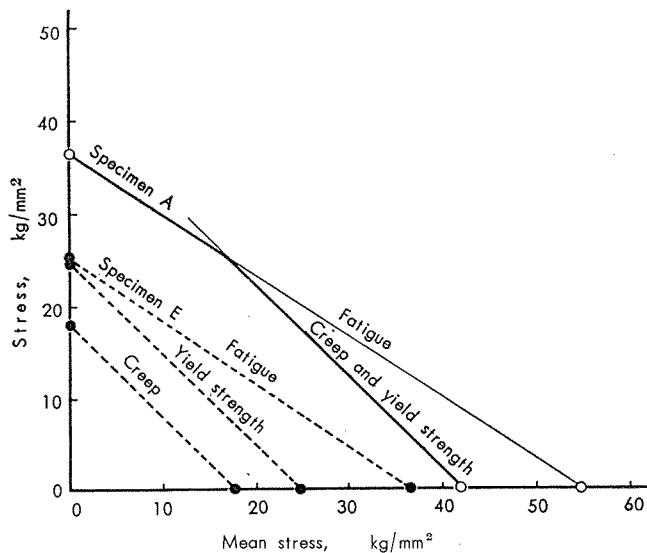


Fig. 45 Stress limit diagrams of specimen A and E at 200°C.

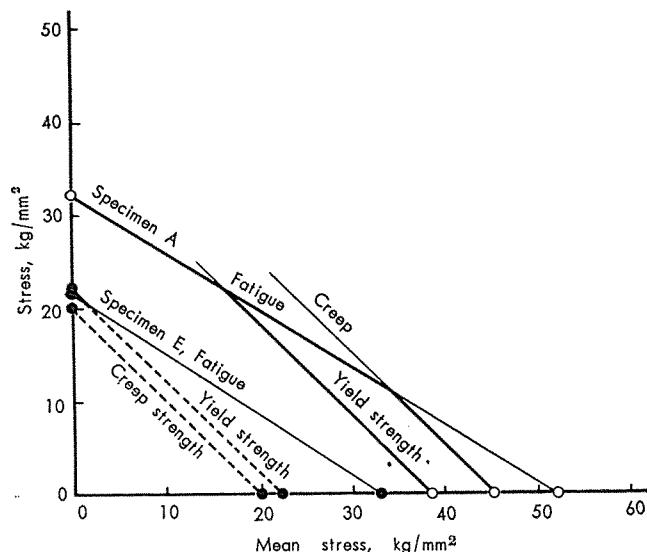


Fig. 46 Stress limit diagrams of specimen A and E at 250°C.

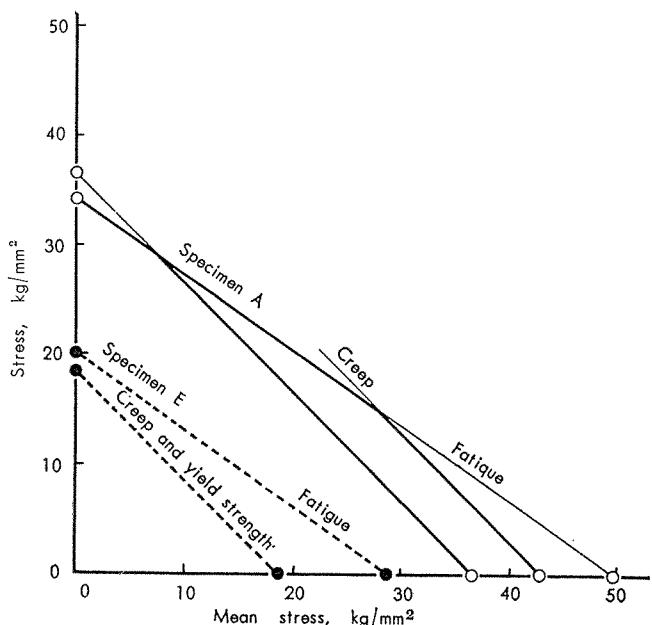


Fig. 47 Stress limit diagrams of specimen A and E at 300°C.

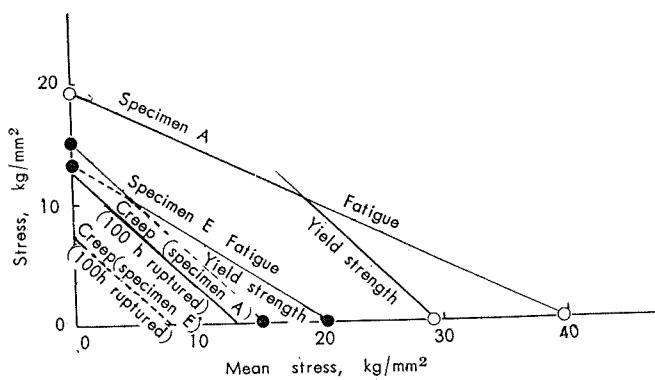


Fig. 48 Stress limit diagrams of specimen A and E at 500°C.

4. 結 語

Ti-2%Al-2%Mn合金並びに工業用純チタニウムの高温における静的な機械的性質、疲労強度並びにクリープ強度を検討した。得られた結果はつぎのようである。

(1) Ti-2%Al-2%Mn合金の静的強度は常温より200°C、工業用純チタニウムは300°Cまでかなり急激に常温の値よりも低くなるが、それ以上の温度になるとその割合は小さくなり、500°Cをこえると再び著しくなる。静的強度の低下率はTi-2%Al-2%Mn合金よりも工業用純チタニウムの方が大きく、また純度の低い工業用純チタニウムの方が純度の高いものよりも静的強度が高い。

(2) Ti-2%Al-2%Mn合金の高温疲労強度($N=10^7$ 回)は常温より100°Cまでは常温の値よりも急激に低くなるが150~300°C間ではその割合が減少し、300°Cをこえると再び増加した。その傾向は平滑、切欠材とも同様であり、疲労強度の減少率は平滑材の方が切欠材よりも大きい。工業用純チタニウム平滑材の高温疲労強度は常温より200~300°Cまで著しく低下するが、それ以上の温度になるとその割合が減少した。切欠材の疲労強度も同様な傾向をもつ。

(3) 高温疲労強度はTi-2%Al-2%Mn合金の方が工業用純チタニウムよりも高く、また、疲労強度の減少率も小さい。なお、純度の低い工業用純チタニウムは純度の高いものよりも疲労強度が高い。

(4) 切欠係数(形状係数3.0)は温度の上昇に伴って常温の値よりも小さくなるかまたは同程度の値をもつが、Ti-2%Al-2%Mn合金のそれは200°C以上になると逆に大きくなる。

(5) 高温疲労試験においても常温と同様に平滑材は内部発熱現象をおこした。試験片の内部発熱による変色の程度よりその発熱温度を推定し、その結果よりS-N曲線を修正した。

(6) Ti-2%Al-2%Mn合金のクリープ強度(クリープ速度=0.02%/1,000h)は温度の上昇に伴って常温の値よりも低下するが250°Cで逆に向上升し、さらに温度が上昇すると再び低下して500°Cのそれは極めて低い。工業用純チタニウムも同様な傾向をもつが、常温より150°Cに至る

クリープ強度の低下は前者よりも著るしくない。なお、
250°Cにおけるクリープ強度の向上はヒズミ時効によるものであろう。

(7) 各強度を比較すると、Ti-2%Al-2%Mn合金は常温より400°Cの範囲に亘り疲労強度(平滑)が耐力並びにクリープ強度よりも低く、それ以上の温度になるとクリープ強度が他よりも低い。工業用純チタニウムはクリープ強度が他よりも低い値をもつ。

(8) 以上の実験結果に基づいて各温度における応力限度線図を作成し、各材質の静的並びに動的応力に対する性能を明らかにした。

なお、本研究は通産省昭和33年度応用研究「チタニウムおよびチタニウム合金の高温疲労強度およびクリープ強度の研究」として行ったものであり、各関係方面に御礼を申上げる次第である。また、高温衝撃試験を実施していただいた東京工業大学冶金学教室森永研究室にも謝意を表する。

文 献

- (1) F.B. Cuff, N.G. Grant : The Iron Age, (1952), 134.
- (2) W.R. Kiesel, M.J. Sinnott : J. of Metals, 5 (1953), 331.
- (3) D.R. Ruster, W.W. Wentz, D.W. Kaufman : Materials and Method, 37 (1953), 6, 100.
- (4) Rem - Cru : Titanium Manual, 1954.
- (5) 山本, 湯河, 八木 : 材料試験, 6(昭32), 49, 676.
- (6) F.B. Fuler: Metal Progress, 56 (1949), 348.
- (7) J.W. Spretnak, M.G. Fontana, H.E. Brooks : Trans. ASM, 43 (1951), 547.
- (8) J.P. Romualdi, E.D'Appolonia : Proc. ASTM, 54 (1954), 798.
- (9) J.G. Kaufman, R.G. Grum, E. D'Appolonia : WAL Report No. 401/68~47, Contract No. DA-36-061-ORD-362, 1954.
- (10) 竹内, 軽金属 : No. 19 (1956), 90.
- (11) 竹内, 軽金属 : No. 24 (1957), 82.
- (12) G.M. Sinclair, H.T. Corton, T.J. Dolan: Trans. ASME, 79 (1957), 87.
- (13) S. Hukai, K. Takeuchi : Proc. 2nd JCTM, (1959), 22.
- (14) 河本, 石田, 覚前 : 材料試験, 5 (昭31), 30, 161.
- (15) 安藤, 加藤, 渡利 : 機械学会論文集, 22 (昭31), 123, 851.
- (16) H. Neuber: Kerbspannungslehre, (1937)
- (17) MIL-T-7993A, MIL-T-9047B
- (18) 深井, 竹内 : 材料試験, 9 (昭35), 77, 147.
- (19) 応用物理学会編 : 応用光学(下巻), 168, (昭29).
- (20) I.C.I : Wrought Titanium.
- (21) T. M. McKinly : J. Electrochem Soc., 103 (1956), 564.
- (22) G. Sachs : Practical Metallurgy, (1940), 472.
- (23) R. L. Kenyon: Trans. ASST, 21 (1933), 577.
- (24) 日本学振編 : 金属材料(応力論), (昭12).

R -7

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 1, No. 4, OCT., 1960

船舶とアルミニウム合金

福田政雄 寺井士郎

Aluminium Alloys in Ship Building

by Masao Hukuta and Shiro Terai

住友軽金属工業株式会社

船舶とアルミニウム合金

福田政雄* 寺井士郎**

1. 緒 言

約100年前にアルミニウムの工業生産が開始されており、造船界はアルミニウムの有利性をいち早く認識し、約70年前の1892年に写真1に示す様な殆ど純粋のアルミニウム製12mの蒸気エンジン付きヨット“Mignon”⁽¹⁾号がEscher Wyss & Co.（スイス、チューリッヒ）により建造されスイスの湖の如き淡水で使用され好成績をあげた。これはアルミニウムを造船に使用した世界最初のものである。⁽²⁾ 1895年には銅6%を含むアルミニウム合金で、仏国政府は16.8mの水雷艇を建造したが、今日容易に考えられるごとく材料が不適当なために腐食が起り失敗した。以後アルミニウム合金は使用されなかったが、1930年にAlcoa Research Laboratoryにより海水に対し高耐食性の非熱処理合金5052が開発され、同じ頃海水に対する耐食がよく、高強度の熱処理合金6053が開発され、1931年には英国で

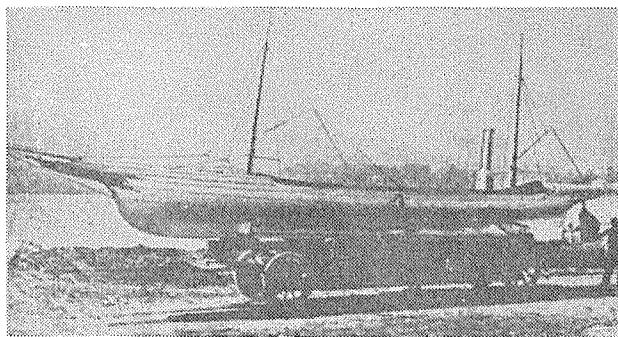


写真1. “Mignon”号(1892年)

Al-Mg-Mn合金が船舶用に開発され英海軍用の16.7m×3.66m×1.73m、2軸石油発動機付モーターポート“Diana二世”号が建造され、アルミニウム合金が船体主要部外板、肋骨、上部構造、燃料槽および清水槽等種々の艤装品に使用された。構造部材が冷間縫ビョウ接構造のこの船はロイドによって承認された最初の軽合金船であり、良く苛烈な就航に耐え、1955年6月に開催されたロンドンにおけるアルミニウム博覧会を機会に船体検査が行なわれたが殆ど1/4世紀使用された後もなお良好な状態を保持して居た。1944年に6053より強力なAl-Mg-Si合金6061が開発された。第2次大戦中にはアルミニウムは船にはあまり使用されなかったが戦後アルミニウムの船に対する使用は急激に増加し、1949年にロイド船級ポートとして建造されたヨット“Galvain”号とか最近スピットヘッドの観艦式で鋼製トロール船に衝突されても尚ほ水密を保つて有名となつた、“Four Freedom”号もアルミニウム造船史上には落としてはならないものである。以上述べた船は例外なく鉄

接構造であったが、1944年～1948年にアルゴンアーク溶接法によるアルミニウム及びその合金の溶接が実用されるに至り次第にビョウ接構造より溶接構造へと移行し、1956年にはアルミニウム合金全溶接製ケッチ帆装ヨット“Morag Mohr”号(21.96m)が建造された。大型船に於けるアルミニウムの使用例を挙げると1932年建造のノルウェー貨物船Fernplant号(8,800t)で約40tの鋼に代って上部構造、手摺、船室等に14tのアルミニウム合金を使用して26tの重量軽減を図った。商船の上部構造に使用されたアルミニウム合金の量は第2次大戦末期より次第に増加し幾隻かの大型客船の客室および数デッキ分がアルミニウム合金で作られる段階に到達した。即ち⁽³⁾

1952年 ベルギー船	アルミニウム使用量
S. S. Vera Cruz号 (21,750 G. T.)	約240t
S. S. Santa Maria号 (21,750 G. T.)	約240t
1952年 フランス	
Flandre号 (22,000 G. T.)	約180t
Antilles号 (22,000 G. T.)	約180t
1952年 アメリカ	
United States号 (52,000t)	約2,000t
1956年建造のノルウェーの客船 Bergensfjord号 (18,750t)	18,750t

は上部構造に420tのアルミニウム合金を使用し接合には他の方法は殆ど使用せず溶接を採用している点が注目される。

一方艦艇に対しては1922年のワシントン条約により新造戦艦の排水量が制限された結果艤装品等に軽合金が使用される様になり、1925年頃ジュラルミン系合金が駆逐艦Ambuscadeの艦橋に使用されたが、今日容易に想像される如く腐食の問題があいついで起つた。然し耐食性Al-Mg合金は海軍の多くの艦の改造、たとへば最近の艦の上部構造、掃海艇、巡視艇の木皮船肋骨および潜水艦上部構造の流線化に用いられ好成績をあげて居り、1941年に建造された潜水艦Marineは司令塔外板、空気取入口および出入口に5052合金の厚さ4mmの板を使用し室内の金具類は極力銅合金をアルミニウム合金に変更した。始終海水に浸るので鋼板との継目および鉄錆には特に留意し以来実用されること6年更に綿密な検査を行つたが全く異常が認められなかつた。第2次大戦後1945年米国アルコア社は年間150万屯のボーキサイトを輸送する為に鉱石輸送船として戦時標準貨物船Victory型を改造し排水量14,870t、全長139mの貨客船Corsair号、Clipper号およびCavolier号の3隻の姉妹船を建造し、重心の低下および室内装備の美化のためにアルミニウム合金を各々22t使用し煙突および上部構造を軽合金化した。米国の1946年建造の客船President Cleveland号及びWilson号(10,403t、全長

* 技術開拓サービス課 ** 研究部

212m、19ノット、1,800HP)は最上甲板の屋根、煙突および高級船員室一区のポートデッキから上の船橋構造及び外板、救命艇、吊柱の滑動金具、室内隔壁および家具等に約130tのアルミニウム合金を使用し、10年後の今日も尚活躍して居る。

吾国では1950年初めて耐食アルミニウム合金が海上保安庁巡視船“大王”(688.45 G.T.全長61m 15ノット)に使用されて以来漁船、ボート、魚雷艇および高速救命艇等の全アルミニウム合金船の外に天城山丸、日令丸、玻璃丸、サンウォーカー号および十和田丸などまた最近では1960年初頭竣工した瀬戸内海観光船“くれない丸”同姊妹船“むらさき丸”等に相当量のアルミニウム合金が使用されて居る。以上は主としてアルミニウムの使用の実例であるが、⁽⁴⁾最近の文献による英トロール船の鋼製とアルミニウム製煙突の経済性についての一例を示すと次の通りである。

	鋼製煙突	アルミニウム製煙突
耐用年数10年		耐用年数20年
建造費	\$ 140	\$ 358
塗装費	毎月 \$ 1,334	年2回 \$ 448
修繕費	\$ 140	
10年で	\$ 1,614	\$ 806
全費用20年で	\$ 3,228	\$ 806

これはアルミニウムは建造費こそ高価であるが長年月の後には如何に経済的であるかを如実に示す好例と言えよう。⁽⁵⁾尚ほ又最近の文献によれば米国造船業界では今後益々大量のアルミニウムが船舶の構造及び舾装用に使用されることを予想して居り30年前には実質的には零であったものが1939年頃には年間約5,000tの割合で使用量が増加し、現在では年間約3万tの割合に達し、艦艇は勿論小型船さらには商船にも使用されるに至り数年以内にはアルミニウム船体構造が普通になるであろうと合理的に予測し得る様な状況になって来居る。

2. アルミニウム合金使用による利点

鋼鉄に比較して重量が約1/3の軽量であることから次のような利点がある。

(1) 重量軽減

重量を決定する為に従来の軟鋼材とアルミニウム合金材の両者について一応静的強度を検討してみると、軟鋼の抗張力およびヤング率を夫々平均45.7kg/mm²および21,000kg/mm²とし、アルミニウム合金の夫々を26.8kg/mm²および7,000kg/mm²として比較してみると、アルミニウム合金材を鋼材と同等の強度を保たしめるには1.7倍の断面積が必要である。すなわち板なら1.7倍の厚さを必要とする。次に船舶の如きいわゆる張殻構造に於て最も問題となる板の挫屈に於ける安定強度を比較すると

短形板の等分布圧縮荷重を受ける場合の挫屈応力 σ_K は

$$\sigma_K = KE m^2 (t/b)^2 / 12(m^2 - 1) \quad (1)$$

で表わされる。

但し b =長方形板の巾 t =板の厚さ
 m =ポアソン数 K =縁辺の条件による係数
 E =縦弾性係数

短形板の剪断挫屈応力 τ_K は次式で表わされる。

$$\tau_K = kE(t/b)^2 / (1 - 1/m^2) \quad (2)$$

但し k =縁辺の条件による係数

(1)式の σ_K 及び(2)式の τ_K はいずれも E と t^2 に比例する。従ってアルミニウムに於ては

$$E_s/E_a = 21,000/7,000 = 3 \quad (3)$$

(添字 a =アルミニウム s =鋼 以下同じ)

同一の挫屈応力を保持するためにはアルミニウム板は鋼板に比して

$$t_a/t_s = \sqrt{E_s/E_a} = \sqrt{3} = 1.73 \text{ 倍の板厚を必要とする。}$$

次に柱の挫屈を検討すると挫屈荷重 P_k は Euler の式により次の式で表わされる。

$$P_k = n\pi^2 EI/l^2 \quad (4)$$

但し l =柱長 n =柱端の条件による係数

$$I=\text{断面 } 2\text{ 次モーメント}$$

従って同一の挫屈強度を保持するには EI を一定にすれば良いわけで、相似断面として其の断面積を A とすれば I は A^2 に比例するから $EA^2=$ 一定となる。

$$A_a/A_s = \sqrt{E_s/E_a} = \sqrt{3} = 1.73 \quad (5)$$

従って何れの場合においても体積において、アルミニウムが鋼の1.73倍とすれば充分であることが判る。然るに比重において $7.85/2.73 = 2.87$ であるので重量比は

$$W_a/W_s = 1.73/2.87 = 0.602 \quad (6)$$

すなわち約40%の重量軽減は最低限可能であることが判る。一方強度部材に於てもいわゆる弾性安定の問題にならぬ部材もあり、また引張り寸度の決定される部材もある訳で、更に強度の問題とならない舾装品等においては必ずしも1.73倍の肉度を必要としないものも多いと推定されるので結論的に総合して50~55%の重量軽減と考えられる。

(2) 重量軽減により積載重量が増加し、運搬能力が増大する。1例を沿岸航行鋼製貨物船(排水量1,077t、長さ49.5m、巾7.6m)に採ると同型船に軽合金を使用することにより第1表に示す様に変化する。これは全軽合金船の場合には船の利益になる動力は15%ふえることを意味している。

第1表 積荷空間、積載重量比較表

区分	積荷空間		積載重量、 t
	包装物、 立方呎/ t	被物、 立方呎/ t	
鋼製貨物船	45.9	48.9	731
上甲板以上軽合金船	44.2	47.2	757
全軽合金船	39.8	42.5	841

(3) ブロック係数の減少と排水量と長さの比の減少の結果として一定速度を要する動力が減少する。

(4) 同一速度および同一燃料搭載量では航続距離が増大する。

(5) 同一積載重量では吃水が減少する。

1例を前記の沿岸航行貨物船に採ると積載状態で船の25mm沈下する屯数は9である。軽合金を部分的に使用した場合には吃水の減少は76mmになり、全軽合金船では305mmの減少となる。同一積載量に対して吃水の減少は船を浅い河川や港へ乗り入れることが出来、特に小型船では浅い水面の航行が可能となる。

(6) 復原性の改善

重量軽減は主として船の上部において行われる為に、船の重心が下りメタセンターの高さが増大し復原性は増大する。

(7) 非磁性

羅針盤に及ぼす磁気の影響は極めて大きいので、従来は不必要に重い銅合金を使用したが、船橋に全てアルミニウムを使用すればこの問題は極めて有利に解決される。

(8) トロール船の魚艤に使用すると、魚の鮮度が落ちず、

永く良質の魚を貯蔵することが出来、木よりアルミニウムと接触していると氷が長持ちして少量ですみ、清潔で衛生的しかも無毒で木材より細菌数が70%少い。

(9) 救命ボートは1934年に初めてアルミニウム合金で製造

されたがその後そのすぐれた特徴により、木舟あるいは鉄舟に代って殆ど全て軽合金製となり、木舟独特の船虫や白蟻に食われることがなくまた日光によって乾燥し歪んで隙間を生じ水が侵入して来る様な欠陥もあるいは水が浸潤して重くなりかつ接触面における水との摩擦抵抗により速度の低下（約2涅位という）もない。北欧では構造の一部をアルミニウム合金で製作すべきことを法規化して居り特に今日の欧米の商船あるいは油輸送船等の救命艇は軽合金製が常識となって居る。

(10) 火災防止

内部艤装において、木材其の他の可燃性物質はアルミニウムに代替することにより重量軽減と同時に火災防止上有利である。

(11) 耐食性

寿命が長く表面は自然に出来る無色透明な酸化膜で保護されるので永く美観を保つが、更に陽極処理を施せば硬質の酸化膜に覆われ一層耐食性が増大し光沢等美観を長期にわたり保持し、鋼鉄の如く塗装や定期再塗装の必要がなくなり、従って保守費は不要か或は著しく軽減する。

(12) 良加工性

最近の船舶の傾向として船の速度増加の方策として、従来余り考慮されてない水面上の部分の空気抵抗の減少と美観の為に、これを流線化する傾向があるが、この為には加工が非常に面倒となつて来たが、この場合にヤング率、降伏点、伸びの点から冷間加工が容易であり、相当程度の絞り加工も可能であるので上部構造の流線化に最適の材料である。

(13) 良低温特性

低温用構造材として、金属材料を使用する場合に、要求

される性質の1つは低温脆性を起さぬことである。アルミニウム及びその合金は、その結晶構造が面心立方格子型に属している為に、鉄の様に体心立方格子型に属している金属に比して、低温に於て脆性を示さず引張強さ、衝撃値および伸びはむしろ増加する。したがつてLPG (Liquefied Petroleum Gas の略) 特にメタンの超低温の輸送および貯蔵用構造材には最適の材料である。

以上の各項目にのべた利点を総合すれば、燃料が少くてすみ、速くなり、荷物が多く積めるので最初の建造費は鋼鉄に比してかなり高くなるが建造した時からスクラップになる迄を計算すれば、結局非常に大きな利益が得られ經濟的である。

3. 船の何處にアルミニウムが使用されるか

アルミニウム及びその合金は小は救命ボートから大は高速艇に至るまでの船体に使用される外、大型船では上部構造および艤装品等種々な形で用いられており、その代表的なものを示すと次の通りである。

3.1 小型船：

- (1) 船体
- (2) 繩船器：繩船柱、フェアリーダー、止索栓、ソケット、チェインパイプ、通風装置、デリックポスト、船首延板、支柱、ドックフィラー、グーズネック、電気サイレン
- (3) 一般：船窓蓋、航行灯、繩船滑車、方向舵、水密扉杆操舵輪、センタボード、オールのクラッチ、ポートのかぎ
- (4) 機関室：ピストン、塗水溜、クランクケース、シリンダプロック、シリンダヘッド、バルブカバー、吸水管、排気管、ヘッダタンク、循環水取入口、蓋類、軸受、ロッカーム、ポンプ及付属品、燃料注入ポンプ、カム箱軸蓋と水密軸受、軸支え、プロペラ、舷外モーター部品歯車蓋、クランク軸箱、シリンダー止め金具、起動装置蓋等

3.2 大型船：

- (1) 船体：サイドライト、窓、船窓蓋、支台、ソケット、マンホール蓋、通信機、羅針儀部品、ハシゴ、サイレン通風装置、トップードファンインペラ、ファンブレードビームウキンチ（綱巻ドラム、捲上機フレーム）捲上機部品、操舵機部品、荷物室、炊事設備（炊事具、パンこね器、電気ガマ、皮むき器等）、テーブル、寝台、通風天窓、ハンドル、プラケット、ロッカ、机、椅子、煙突煙突マーク、救命イカダ、船灯、レーダー等
- (2) 機関室：クランクケースドア、減圧機蓋、掃除ポンプピストン、同本体、バルブ蓋、タービン歯車蓋、同点検蓋、給油器蓋、油汎過器、スラスト軸受蓋、軸受台蓋、ポンプ本体、同蓋、弁箱、燃料器、油受、油清浄装置箱電気機外装、電動機支台等

3.3 材料形状と使用個所

板：船体、上部構造、艤装品

管	: 手摺、手摺柱
棒	: 鋼材、ブスバー
線	: 溶接用心線、金網、電線
箔	: 断熱用
形材	: 構造材
鉄物	: 電機、計器、機関、補機部品、陽極
粉	: 塗料、始動薬
鍛造品	: ピストン等機関部品、武器

4. 船舶に使用される主なアルミニウム合金

4.1 材質

船舶用アルミニウム合金材料として必ず要求されることは、すでに述べたごとく

- (1) 適当な強度を有すること。
- (2) 耐食性の良好なこと。
- (3) 加工と溶接が容易であること。

等で、特に近時鋳接構造が次第に減少し溶接構造が主体となりつつあるので良好な溶接性をもつ合金が要望されている。

米国では、アルコア社が第2次大戦中耐食性のよい熱処理合金として Al-Mg-Si 系の 6061 合金を1944年に開発し、戦後6053合金に代って商船に用いた。この系統の合金は、熱処理合金であるため不活性ガスアーケ溶接法によても接合部は溶接熱の影響による強度損失が30%以上もあり、溶接構造材に適していないため、近時溶接構造を主体とする船舶用構造には余り用いられない。一方非熱処理合金としては、耐食性もよくかなりの強度を有し、しかも溶接性もよいとの立場から、Al-Mg 系合金および Al-Mg-Mn

系合金が開発され、5154、5454、5356、5456、5083 あるいは5086等の各合金が使用されるに至った。

これらの合金は、いづれも溶接部の溶接熱の影響による強度損失は約10%程度である。第2表に米国において主として使用される船舶用アルミニウム合金の ASTM による化学成分範囲を示した。

第2表 米国で使用される主な材質

材質記号	化 学 成 分、%									其の他	
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti	各々	合計
3003	<0.6	...	<0.20	1.0~1.5	<0.10	...	0.05	0.15
5052	Si+Fe	<0.45	<0.10	<0.10	2.2~2.8	0.18~0.35	...	<0.10	...	0.05	0.15
5056	<0.30	<0.40	<0.10	0.05~0.20	4.5~5.6	0.05~0.20	...	<0.10	...	0.05	0.15
5083	<0.40	<0.40	<0.10	0.5~1.0	4.0~4.9	<0.25	...	<0.25	<0.15	0.05	0.15
5086	<0.40	<0.50	<0.10	0.2~0.7	3.5~4.5	<0.25	...	<0.25	...	0.05	0.15
5154	Si+Fe	<0.45	<0.10	<0.10	3.1~4.5	0.15~0.25	...	<0.20	<0.20	0.05	0.15
6061	0.4~0.8	<0.7	0.15~0.4	<0.15	0.8~1.2	0.15~0.35	...	<0.25	<0.15	0.05	0.15
6063	0.20~0.6	<0.35	<0.10	<0.10	0.45~0.9	<0.10	...	<0.10	<0.10	0.05	0.15

第3表 英国で使用される主な材質

材質記号	化 学 成 分、%							
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti
N 3	<0.6	<0.7	<0.15	1.0~1.5	<0.1	<0.2
N 4	<0.6	<0.7	<0.10	<0.5	1.8~2.7	<0.5	<0.1	<0.2
N 5	<0.6	<0.7	<0.10	<1.0	3.0~4.0	<0.5	<0.1	<0.2
N 5/6	<0.6	<0.7	<0.10	<1.0	3.0~5.5	<0.5	<0.1	<0.2
N 6	<0.6	<0.7	<0.10	<1.0	4.5~5.5	<0.5	<0.1	<0.2
H 10	0.6~1.3	<0.6	<0.10	<1.0	0.4~1.5	<0.5	<0.1	<0.2
H 20	0.4~0.8	<0.7	0.15~0.40	0.2~0.8	0.8~1.2	0.15~0.35	<0.2	<0.2
H 30	0.6~1.3	<0.6	0.10	0.4~1.0	0.4~1.5	0.5	<0.1	<0.2

第4表 日本で使用される主な材質

材質	材質	化 学 成 分、%								相当合金名、() は旧名	用途	
		Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Al			
加工材	アルミニウム	3種	<1.0	<0.20	<0.10	<0.10	>99.0	1100 (2S)	耐食性、室内装飾用	
	耐食アルミニウム合金	1種	<0.45	...	<0.10	2.2~2.8	0.15~0.35	<0.10	R	5052 (52S)	耐食性を主体、応力の軽度の部分	
	ク	2種	<0.30	<0.40	<0.10	0.05~0.20	4.5~5.6	0.05~0.20	R	5056 (56S)	溶接用線材	
	ク	3種	<0.60	<0.70	<0.20	1.0~1.5	...	<0.10	R	3003 (3S)	耐食性を主体とし、応力の軽度の部分	
	ク	4種	0.40~0.80	<0.70	0.15~0.40	<0.15	0.8~1.2	0.15~0.35	R	6061 (61S)	管用、耐食性および温度を主体とする部分	
	ク	5種	0.20~0.60	<0.35	<0.10	<0.10	0.45~0.9	<0.10	R	6063 (63S)	サツシユ材料	
	ク	7種	<0.40	<0.40	<0.10	0.3~1.0	3.8~4.8	<0.50	Ti <0.20 R	5083 (LK183)	耐食性および強度を主体とする部分耐食	
	耐食アルミニウム合金鍛造品	6種	0.6~1.2	<1.0	<0.35	<0.2	0.45~0.8	0.15~0.35	<0.25	<0.15 R	6051 (51S)	耐食性を主体とする応力軽度の部分
	耐熱アルミニウム合金鍛造品	1種	<0.9	<1.0	3.5~4.5	<0.2	0.45~0.9	<0.10	Ti <0.05 Ni 1.7~2.3	2018 (18S)	機関用	
	合金鍛造品	2種	<0.9	<1.0	3.5~4.5	<0.2	1.2~1.8	<0.10	<0.25	... 1.7~2.3	2218 (B18S)	ピストン材
		5種	11.0~13.5	<1.0	0.5~1.3	<0.2	0.8~1.3	<0.10	<0.25	<0.05 0.5~1.3	4032 (32S)	ク
鋳物	アルミニウム	4種A	8.0~10.0	<0.7	<0.2	0.2~0.8	0.3~0.8	...	<0.2	Ti <0.2 R	ガルマーチルミン	
	合金鍛物	クC	6.5~7.5	<0.5	<0.2	<0.3	0.2~0.4	...	<0.3	<0.2 R	Alcoa 356, ASTM SAE 323, S G70A	
		5種A	<0.6	<0.8	3.5~4.5	<0.1	1.2~1.8	...	<0.1	<0.2 1.7~2.3R	Alcoa 142, SAE39	
		7種A	<0.3	<0.4	<0.1	<0.8	3.5~5.5	...	<0.1	<0.2 R	Y合金, ASTMCN42A	
		8種A	11.0~13.0	<0.8	0.8~1.3	<0.1	0.7~1.3	...	<0.1	<0.2 1.0~2.3R	Alcoa 214, SAE320 ヒドロナリウム, ASTM G4A	
		B	8.5~10.5	<1.2	2.0~4.0	<0.5	0.5~1.3	...	<0.5	<0.2 0.5~1.1R	ローラックス	
											Alcoa D132, SAE332	
											機関用ピストン材	

英国では、Al-Mg-Si 系に属する熱処理合金としては H-10、H-20 および H-30 が規格化されている。H-20 は銅の含有量が僅かに高く、しかもクロムあるいはマンガンが添加されている。H-30 はマンガンが含まれており、H-10 より製作が困難であるが引張強さは僅かに増加している。また一方非熱処理合金については、Al-Mg 合金例へば N4、N5、N5/6 および N6 等が規格化されている。これら各合金の英國規格 (British standard) による化学成分範囲を第 3 表に示した。

さて、我が国では戦後軽合金の船舶関係への基礎的研究、応用研究がすすめられ加工用合金としては、上述の Al-Mg-Si 系および Al-Mg 系を主体とした各合金が規格化され広く船舶用に使用されるに至り、機関用ピストン材としてそれぞれ Al-Cu-Mg-Ni 系および Al-Cu-Mg-Si-Ni 系の耐熱アルミニウム合金鍛造用合金あるいは鋳造用合金が、鋳造部品としては、Al-Si-Mg 系合金或は Al-Mg 系合金が規格化されている。第 4 表に我が国で船舶用に主として用いられる合金の JIS による化学成分範囲を示した。

4・2 各材質の機械的性質

4・2・1 常温における機械的性質

以上の各材質の中加工材は、それぞれ板、管、棒、押出型材あるいは鍛造品等に加工されて使用されるが、加工の方法或は寸度の相異により同一材質においても若干機械的性質の変化を伴ふ。

第 5 表に加工用合金の JIS 規格数値を、第 6 表に鋳物用合金の JIS 規格数値を示した。

これら合金中 Al-Mg-Si 系および Al-Cu-Si-Mg-Ni 系の合金の強度は、焼入常温時効 (T_4 処理)、或は焼入後焼モドシ処理 (T_6 処理)、又は押出後焼モドシ処理 (T_5 処理) によって強度を得ることが出来るが、Al-Mg 系合金においては軟質材（充分焼鈍したもの）を加工することによる加工硬化（1/4 硬質、半硬質、硬質）、或は硬質材（充分加工硬化したもの）を適当な温度で焼鈍することによってそれぞれ使用に適した（1/4 硬質、半硬質、）強度を得ることが出来る。

特に後者の焼鈍によって得られる調質材には、ナマシ半硬のごとくナマシの言葉を入れて加工硬質と区別することが多い。米国では加工硬化のみにより所定の硬さにしたものを H12 (1/4 硬質)、H14 (1/2 硬質)、H16 (3/4 硬質)、H18 (硬質) および H19 (特硬質) のごとく 10 代のマークを、加工後部分焼鈍により所定のカタサにするものには H22 (ナマシ 1/4 硬質)、H24 (ナマシ半硬質)、H26 (ナマシ 3/4 硬質) ごとき区別する。

さらに Al-Mg 系合金の硬質材にかぎり加工硬化後安定化処理を行う場合がある。この原因として Al-Mg 合金は加工後長時間室温に放置すると伸びが増加し、耐力が減少する傾向があるとされておりこれを低温で短時間焼鈍する

ことにより室温に長時間放置した場合と同様な安定状態とすることとなっておりこれを H_3 処理と称している。

4・2・2 高温における機械的性質

高温における機械的性質が要求されるのは、機関用ピストン材料がその主なものである。したがって上記材料の内より鍛造用ピストン材および鋳造用ピストン材の高温における機械的性質を第 7 表に示した。

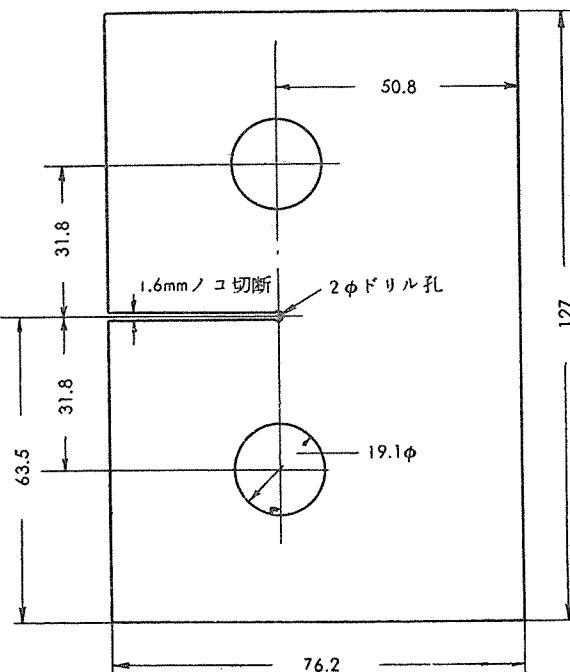
4・2・3 低温における機械的性質

近時、液化ガス運搬用の材料として低温においても脆性を示すことのないアルミニウム合金が脚光をあび、メタンパイオニア号の液化ガスタンクにアルミニウム合金を使用したものなどその代表的な例である。⁽⁷⁾

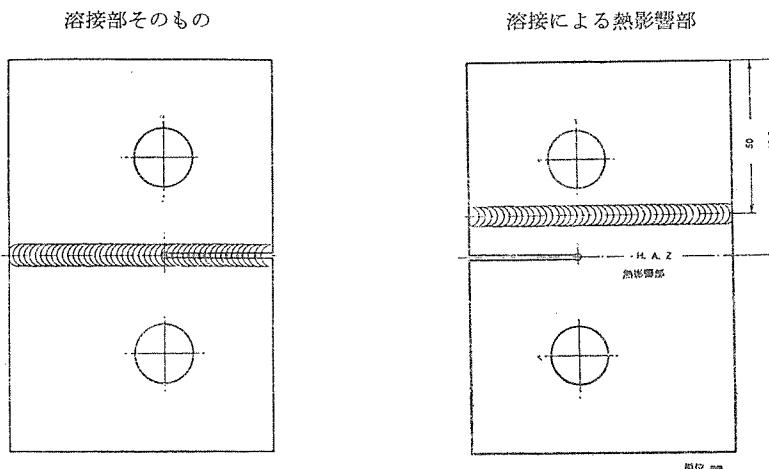
特に低温における構造材としてのアルミニウム合金として Al-Mg 系の合金についての研究が溶接部の低温における脆性を主体になされた結果、溶接部においても低温の脆性を示すことなく充分使用され得ることが明らかにされている。1 例として第 1 図に示す U.S. Navy Tear Test 試験片により第 2 図に示した溶接を行なったものと母材について第 8 表にそれぞれ化学成分を示す 10 mm 厚さの Al-3.8% Mg 合金 (JIS 耐食アルミニウム合金第 7 種) 31.8 mm 厚さの高抗張力鋼について行った実験の結果を第 9 表に示した。

表中の I は、ワレを発生せしめるに必要な仕事量であり、P は、ワレを伝播せしめるに必要な仕事である。

高抗張力鋼では、 -6.6°C において $P/I+P$ の値が 0 であるのに対し Al-3.8% Mg 合金材は溶接部においても -150°C の低温において 50% 以上の値を示し、低温における優秀性を示している。



第 1 図 U.S. Navy Tear Test の試験片の方法



第2図 Al-3.8%Mg 合金試験片の溶接の位置

第5表 船舶に用いられる加工用アルミニウム合金のJIS規格機械的性質（その2）

2：鍛造材

日本工業規格 JIS

JIS

アルミニウム合金鍛造品機械的性質

名 称	種 類	質 別	熱 処 理			記号	引張試験			カタサ 試 験		参考		
			焼ナマシ	焼 入	焼モドシ		引張強さ、 kg/mm ²	耐 力、 kg/mm ²	伸 び、 %	試験材	鍛造品	ブリネル カタサ		
耐食アルミニウム合金 鍛造品 第2種	軟質	350°C空冷	—	—	A2F2-O	22以上	—	18以上	12以上	50以上	やく困難	耐食性が良い		
第4種	焼入	520°C±10°C水冷	約170°C	—	A2F4-W	18以上	—	16以上	11以上	—	—	—		
	焼入 焼モドシ	350°C空冷	—	—	A2F4-T6	26以上	24以上	10以上	7以上	80以上	良	鍛造性及び耐食性が良く小さな部分に使用される		
	焼入 焼モドシ	350°C空冷	520°C±5°C 湯冷又は水冷	約170°C 約12時間	A2F6-T6	30以上	26以上	14以上	10以上	90以上	良	鍛造性が良いので小さな部品複雑な部分などに使用される		
高力アルミニウム合金 鍛造品 第1種	焼入 常温時効	505°C±10°C 湯冷又は水冷	約170°C 約12時間	A3F1-T4	38以上	21以上	16以上	11以上	100以上	やく良	—	高力を要する部分に広く使用される焼入焼モドシしたものは高力アルミニウム合金鍛造品第6種につぐ強度を有する		
	焼入 焼モドシ	350°C空冷	—	A3F1-T6	45以上	38以上	10以上	7以上	125以上	—	—	—		
	焼入 常温時効	350°C空冷	505°C±10°C 湯冷又は水冷	—	A3F2-T4	35以上	22以上	14以上	10以上	90以上	やく良	高力を要する部分に使用される		
第2種	焼入 常温時効	495°C±5°C 湯冷又は水冷	—	A3F4-T4	40以上	24以上	10以上	7以上	100以上	やく良	—	高力を要する部分に使用される		
	焼入 常温時効	350°C空冷	515°C±5°C 湯冷又は水冷	約120°C 約12時間	A3F5-T6	38以上	23以上	16以上	11以上	100以上	良	主として航空機用プロペラ過給機の翼車に使用される		
	焼入 焼モドシ	350°C空冷	約410°C空冷 または徐冷	470°C±10°C 湯冷又は水冷	A3F6-T6	52以上	45以上	10以上	7以上	135以上	やく困難	高力を要する部分に使用されるが繰返し応力を受ける場合疲労するので注意を要す		
耐熱アルミニウム合金 鍛造品 第1種	焼入 焼モドシ	—	—	—	A4F1-T6	38以上	28以上	10以上	7以上	100以上	やく困難	—		
	焼入 焼モドシ	—	—	—	A4F2-T6	38以上	28以上	10以上	7以上	110以上	—	耐熱性がよく(約230°C)シリンダー蓋ピストンなどに使用される		
	焼入 焼モドシ	—	—	—	A4F5-T6	36以上	29以上	5以上	3以上	115以上	—	—		

第6表 船舶に用いられる鋳物用アルミニウム合金

のJIS規格機械的性質

名 称	種類	質別	鋳 物 (H5202)			備 考	
			記 号	引張試験 引張強さ、 kg/mm ²	伸び、 %		
アルミニウム合金鋳物	4種 A	鋳造のまま 焼入焼モドシ	AC4A-F	18以上	3以上	—	ガンマーシル ミン 旧規格#504 Alcoa 356 SAE 323 ASTM SG 70A
		鋳造のまま 焼モドシ	AC4A-T6	28以上	2以上	約 90	
		鋳造のまま 焼モドシ	AC4C-F	16以上	3以上	—	
		鋳造のまま 焼モドシ	AC4C-T5	20以上	3以上	約 65	
		鋳造のまま 焼モドシ	AC4C-T6	23以上	3以上	約 85	
	5種 A	鋳造のまま 焼ナマシ 焼入焼モドシ	AC5A-F	22以上	—	—	Y合金 Alcoa 142 SAE 39 ASTM CN 42 A 旧規格#505
		鋳造のまま 焼ナマシ 焼入焼モドシ	AC5A-T21	20以上	—	約 65	
		鋳造のまま 焼モドシ	AC5A-T6	30以上	—	約 90	
	7種 A	鋳造のまま	AC7A-F	22以上	12以上	約 60	ビローナ Alcoa 214 SAE 320 ASTM G4 JIS FA1AC1
		鋳造のまま 焼モドシ	AC8A-F	18以上	—	—	
		鋳造のまま 焼モドシ	AC8A-T5	22以上	—	約 90	
		鋳造のまま 焼モドシ	AC8A-T6	28以上	—	約 100	
		鋳造のまま 焼モドシ	AC8B-F	18以上	—	—	
	8種 B	鋳造のまま 焼モドシ	AC8B-T5	21以上	—	約 90	Alcoa D132 SAE 332
		鋳造のまま 焼モドシ	AC8B-T6	28以上	—	約 100	

第7表 高温における機械用ピストン材の機械的性質

規格	材質	質別	記号	温度、°C	引張強さ、 kg/mm ²	耐力、 kg/mm ²	伸び、 %	引張強さ、 kg/mm ²			
								代表値	規格		
鋳 造 材	JIS 耐熱 アルミニウム合金鋳造品 1種	焼入焼 モドシ	A4F1-T6	24	42.7	32.2	12				
				100	39.2	30.1	12				
				147	31.5	28.0	12				
				204	13.3	9.1	25				
				260	7.0	4.6	35				
	JIS 耐熱 アルミニウム合金鋳造品 5種			317	3.9	2.1	60				
				372	2.8	1.8	100				
				24	38.5	32.2	9				
				100	33.6	29.4	9				
				147	26.6	23.1	9				
鋳 物 材	アルミニウム合金鋳物 5種 A	焼ナマシ	AC5A-T21	204	11.2	7.7	30				
				260	6.0	4.5	40				
				317	4.2	2.5	50				
				372	2.5	1.4	80				
				24	18.9	12.6	1.0				
	アルミニウム合金鋳物 8種 A			147	16.1	10.5	1.0				
				204	12.6	7.7	3.0				
				260	8.4	3.5	8.0				
				317	4.9	2.1	20.0				
				24	25.2	19.6	0.5				
鋳 物 材	アルミニウム合金鋳物 8種 A	焼モドシ	AC8A-T5	147	21.7	15.4	1.0				
				204	16.1	9.5	2.0				
				260	12.3	6.7	2.0				
				317	7.7	3.5	8.0				
				24	25.2	19.6	1.0				
	アルミニウム合金鋳物 8種 B			147	21.7	16.8	2.0				
				204	17.5	12.6	3.0				
				260	13.3	8.4	6.0				
				317	8.4	5.6	15.0				

第8表 試験材の化学成分

合 金	化 学 成 分、%						
	Mg	Mn	Si	Fe	Cu	Zn	Cr
Al-Mg	3.82	0.24	0.14	0.28	0.02	0.01	— 0.03

合 金	化 学 成 分、%						
	C	Mn	P	S	Si	V	Ti
高抗張力鋼	0.18	1.23	0.013	0.040	0.31	0.05	0.012

第9表 AL-3.8%Mg合金及び高抗張力鋼のU.S. Navy Tear Testの結果

材 質	条 件	試 温 度 °C	最大荷重、仕事量、kgm	合 計 P/I+P %	
				I	P
Al-3.8%	熱間圧延	+ 16 -120 の ま ま	8.2 9.5 10.0	42.2 53.8 54.6	72.1 112.4 106.8
Mg 合金	-180 -196	10.0	54.8	43.8	48.9
19mm	400°C20分	+ 16 -196	8.95 9.65	113.0 37.2	155.0 50.5
	溶接部	+ 17 -150	7.1 7.5	19.4 21.8	34.1 38.0
	自 体	+ 150	8.95	30.1	49.0
	熱影響部	-150		79.1	52.7
高抗張力鋼	熱間圧延 31.8mm	+ 16 -6.6	39.8 35.5	141 161	29.1 0
				170.1	17.1
				161.0	0

4・3 耐食アルミニウム1種および7種の性質について

4・1項においてあげた合金の中、最も使用頻度の多い耐食アルミニウム合金1種(5052合金相当)と耐食アルミニウム合金7種(5083合金相当)について、当社における代表的性質について述べる。

第10表 耐食アルミニウム合金板第1種および第7種の引張性質
(イ) 耐食アルミニウム合金板1種(5052合金相当)

規格	質別	厚さ、mm	耐力、kg/mm ² (参考値)		引張強さ、kg/mm ²		伸び、%
			代表値	範囲	代表値	規格	
J I S	軟質 A2P1-O	0.5以上	10.2	8~12	20.8	18~23	24.9 >18
		1.5未満	9.9	8~12	20.7	18~23	27.5 >20
		1.5~3	9.5	7~12	20.4	18~23	28.8 >20
		3~6	9.4	7~12	20.3	18~23	35.6 >18
		6~12					
	半硬質 A2P1-H 1/2 H	0.5以上	22.2	8~25	24.5	>23	7.3 >4
		1.5未満	22.3	20~26	24.7	>23	8.6 >6
		1.5~3	22.5	20~26	24.5	>23	11.5 >6
		3~6	23.1	22~26	25.6	>23	13.4 >10
		6~12					
	硬質 A2P2-O	0.5以上	26.3	23~32	28.5	>27	4.0 >3
		1.5未満	26.7	23~32	28.3	>27	6.9 >4
		1.5~3	27.0	23~33	27.9	>27	7.9 >4
		3~6	26.7	24~33	27.8	>27	13.4 >10
		6~12					
参考	H341/硬質 安定化処理		19.0	—	24.0	—	15.0 —

(ロ) 耐食アルミニウム合金板7種(5083合金相当)

規格	質別	厚さ、mm	耐力、kg/mm ²		引張強さ、kg/mm ²		伸び、%
			代表値	規格	代表値	規格	
J I S	軟質 A2P7-O	0.5以上	14.5	>13	32.0	>27	23.4 >15
		1.5~3	14.5	>13	32.0	>27	23.4 >18
		3~6	14.6	>13	32.3	>27	23.9 >18
		6~12	15.8	>13	32.3	>27	25.5 >18
		14硬質 H12	24.5	—	33.0	—	23.0 —
	H14 1/2硬質 H16 3/4硬質 H34 1/2硬質 安定化処理		21.0	—	34.0	—	17.0 —
			—	—	35.0	—	7.0 —
			38.0	—	40.0	—	5.0 —
			26.0	—	37.0	—	10.0 —

代表値とは当社における多数試験値の平均値である。

範囲 規格は J I S を採用。

4・3・1 引張性質

当社における耐食アルミニウム合金板1種および耐食アルミニウム合金板7種の引張強さの標準値を第10表に、耐食アルミニウム合金押出型材7種の標準値を第7表に示した。これらの表によって各材質とも充分な余裕をもって規格に合格していることが解る。

4・3・2 疲労強度

5052合金および5083の板材および押出棒材における疲労強度を第11表に示した。10⁷回の繰返数において、耐食アルミニウム合金1種は10kg/mm²前後の、耐食アルミニウム合金7種は15kg/mm²前後の疲労強度を有することが解る。

第11表 耐食アルミニウム合金1種および7種の疲労強度

(イ) 耐食アルミニウム合金板1種

厚さ、mm	質別	大気中			3%食塩水中			切欠(大気中)		
		10 ⁵	10 ⁶	10 ⁷	10 ⁵	10 ⁶	10 ⁷	10 ⁵	10 ⁶	10 ⁷
4.0	軟質	14.5	11.1	9.6	—	—	—	—	—	—
4.0	製出のまま	16.1	11.9	10.1	—	—	—	—	—	—
4.0	H34%硬質 安定化処理	16.8	12.6	11.3	—	—	—	—	—	—

(ロ) 耐食アルミニウム合金棒1種

直径、mm	質別	大気中			3%食塩水中			切欠(大気中)		
		10 ⁵	10 ⁶	10 ⁷	10 ⁵	10 ⁶	10 ⁷	10 ⁵	10 ⁶	10 ⁷
20	製出のまま	15.9	12.3	11.6	—	—	—	—	—	—
20	H	15.4	12.0	11.0	—	—	—	—	—	—
17	O	15.7	12.4	11.4	—	—	—	—	—	—
17	H	16.2	12.1	10.6	13.8	5.7	2.3	—	—	—
17	H34	16.6	12.8	11.4	12.8	5.8	2.7	—	—	—
17	O	14.2	10.6	8.9	13.4	5.9	4.9	—	—	—
17	O	16.4	12.5	10.9	—	—	—	—	—	—
17	O	—	—	—	—	—	10.2	8.2	7.1	—
17	O	—	—	—	—	—	9.6	7.3	6.5	—

(ハ) 耐食アルミニウム合金板7種

厚さ、mm	質別	疲労強度、kg/mm ²		
		10 ⁵	10 ⁶	10 ⁷
20	火延上り板	21.4	16.7	15.5
20	火延上り板	21.1	16.5	15.0

(ニ) 耐食アルミニウム合金押出形材7種

厚さ、mm	質別	疲労強度、kg/mm ²		
		10 ⁵	10 ⁶	10 ⁷
20	押出のまま	21.2	17.3	15.5
20	軟質	21.3	17.3	15.0

4・3・3 曲げ加工性

板材の曲げ加工性を第12表に示した。本表はJISの規格数値であるが、各材質とも本規格には充分な余裕をもって合格している。

第12表

材質	質別	内側曲げ半径				
		0.5未満	0.5~1.5	1.5~3.0	3.0~6.0	6.0~12
耐食アルミニウム合 金1種	軟質	0	0.5t	1.0t	1.0t	—
耐食アルミニウム	半硬質	—	1.5t	2.0t	2.5t	—
	軟質	—	2.0t	2.0t	3.0t	3.0t

4・3・4 溶接後の強度

各材料の溶接後の引張強さと母材の関係を調査した結果の1例を第13表に示した。耐食アルミニウム合金1種、耐食アルミニウム合金7種ともに溶接継手効率は、ビードつきのままでは90%程度、ビードを除いたままでは80~85%程度で可成りすぐれた溶接性を示している。

第13表 溶接部の強度の1例

1) 耐食アルミニウム第1種の溶接部の強度

イ、母材

板厚	質別	引張強さ、kg/mm ²	耐力、kg/mm ²	伸び、%
2 mm	軟質	20.1	—	19.6
	半硬質	24.6	—	7.3

* 3個の測定値の平均値

ロ、溶加材

耐食アルミニウム第1種

ハ、溶接条件

方法……TIG法 無拘束、下向姿勢

電極棒直徑	mmφ	2.4
溶接電流	A	85
溶接速度	cm/min	15
アルゴン量	l/min	7
試片の開先	スキマ	0.5mm

ニ、溶接部の引張試験結果

質別	試験片形状	No	引張強さ、kg/mm ²	耐力、kg/mm ²	伸び、%	接手効率、%	
						引張強さ	耐力
軟質	JIS5号 (ビード付)	1	19.6	—	14	97.5	—
		2	18.3	—	15	91.0	—
		3	18.2	—	12	90.6	—
半硬質	JIS5号 (ビード付)	平均	18.9	—	13.6	94.0	—
		1	19.4	—	14	78.8	—
		2	19.2	—	13	78.2	—
		3	19.1	—	13	77.7	—
		平均	19.2	—	13.3	77.7	—

2) 耐食アルミニウム第7種の溶接部の強度

イ、母材

質別	板厚、mm	引張強さ、kg/mm ²	耐力、kg/mm ²	伸び、%
軟質	6.11	32.5	22.2	18

ロ、溶加材

耐食アルミニウム第7種抽伸線

ハ、溶接条件

方法……MIG法 手溶接、無拘束、下向姿勢

アーク電圧	V	25
溶接電流	A	180~220
溶接速度	cm/min	50~82
アルゴン量	l/min	16.5

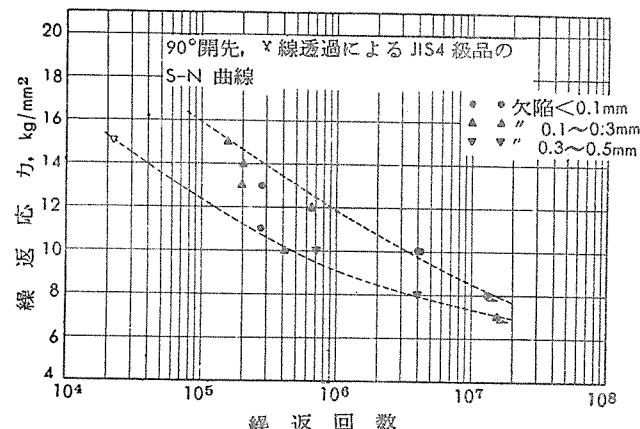
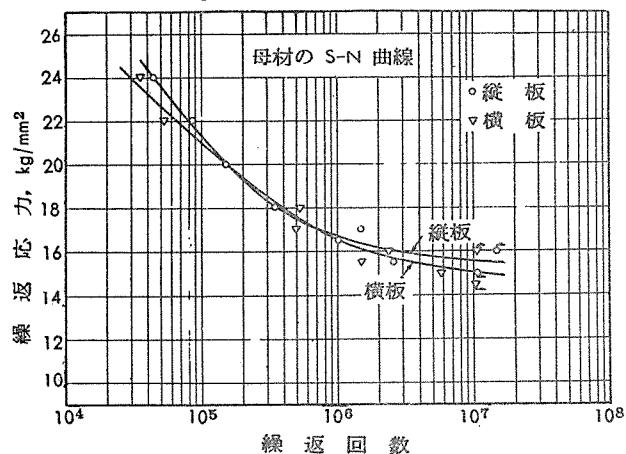
試片の開先 スキマ 1mm

ニ、溶接部の引張試験結果

質別	試験片形状	No	引張強さ、kg/mm ²	耐力、kg/mm ²	伸び、%	接手効率、%	
						引張強さ	耐力
軟質	JIS5号 (ビード付)	1	30.0	15.0	14.0	93.3	67.7
		2	28.3	14.1	12.0	87.1	63.6
		3	29.1	14.2	13.2	89.6	64.0
		平均	29.2	14.4	13.1	90.0	65
半硬質	JIS5号 (ビードなし)	1	28.7	—	14.0	88.5	—
		2	26.0	—	12.0	80.0	—
		3	27.7	—	14.0	85.2	—
		平均	27.5	—	13.3	84.6	—

溶接部の疲労強度について JIS 耐食アルミニウム合金板第7種の熱間加工上り板厚さ20mmについて行った結果を第3図に示した。疲労強度においては、静的な機械試験におけるよりも溶接部の強度低下は著しく母材の疲労強度の50%程度に低下する。

(10) この傾向は最近の R.P. Newman 氏らの実験の結果と略々一致している。



第3図 JIS 耐食アルミニウム合金板7種の溶接部の疲労強度

4・3・5 耐食性

船舶用軽合金材料の耐食性として最も問題となるのは耐海水性である。耐海水性の1例として 5.15%Mg-Al 合金と軟鋼板について、表面処理を行わずに海水のシブキにさらした場合、或は海水についた場合の機械的性質の変化を

(11) 鉄鋼と比較して第14表に示した。これによつてもわかるごとくこれら材料は、鉄鋼材料に比較しすぐれた耐食性を有していることが解る。

第14表 A1-5.15%Mg 合金の耐海水腐食試験結果
(イ) A15.15%Mg 合金の耐海水性

経過年月、日	海水のシブキのかかる所		海水中に浸漬	
	引張強さ、kg/mm²	伸び、%	引張強さ、kg/mm²	伸び、%
0	27.3	23.9	27.3	23.9
3	29.3	23.5	29.5	22.1
6	28.9	23.5	28.5	20.3
12	27.6	20.1	27.9	23.1
24	27.4	18.7	27.9	22.2

(ロ) 軟鋼の耐海水性

経過年月、日	海水のシブキのかかる所		海水中に浸漬	
	引張強さ、kg/mm²	伸び、%	引張強さ、kg/mm²	伸び、%
0	45.5	30	45.5	29
3	42.5	25	38.2	14
6	39.5	18	31.5	8
12	39.5	14	27	8
24	39.5	—	18	9

5. 加工方法の概要*

5・1 切断

船用材料の切断は、主として現場切断が問題となる。

1956年まではアルミニウム合金材の切断はアーカー切断が実用の域に達していなかったため、主として鋸切断（回転丸鋸或は帯鋸等の）より目的を達していた。この方法でも良好な成績を上げることが出来たと報告されている。第15表に糸ノコおよび丸ノコの NP % 板切断の条件の1例を示した。

第15表 糸鋸および丸鋸による耐食アルミニウム
7種火延上り板切断の条件

回転数、rpm 刃の形状 切削速度	糸ノコの場合	丸ノコの場合
1450~1750 鋼材切断用金ノコ 板厚2mm~0.4m/m in 板厚6mm~0.2m/m in	1450~1750 150mmφ歯数94 板厚2mm~1.4m/min 板厚4mm~1.3m/min 板厚6mm~1.2m/min	4.000 150mmφ歯数94 板厚2mm~1.4m/min 板厚4mm~1.3m/min 板厚6mm~1.2m/min

1956年に米国 Linde 社が、アルゴンガスと水素の混合ガスによるタンクステンアーカー切断の工業的成功を発表すると共にアルミニウム合金のタンクステンアーカー切断は、実用化の域に達し現在では国産のものも発表されている。タンクステンアーカー切断の1つの利点は切断速度が鋸切断に比較し著しく速いことでその1例として 5/8" (約15m m 厚板) のアルミニウム板を切断した場合の結果を第4図に示した。

なお、タンクステンアーカー法による切断条件の1例を第16表および第17表に示した。

第16表 手動によるタンクステンアーカー切断条件の1例

板厚、in	切断の速度、ipm	アーカー		ガス量*、cfh
		電圧、V	電流、A	
1/4	60	50	200	50
1/2	40	60	280	60
3/4	25	65	300	70
1	20	68	330	70
1 1/4	20	73	350	70
1 1/2	15	70	360	70

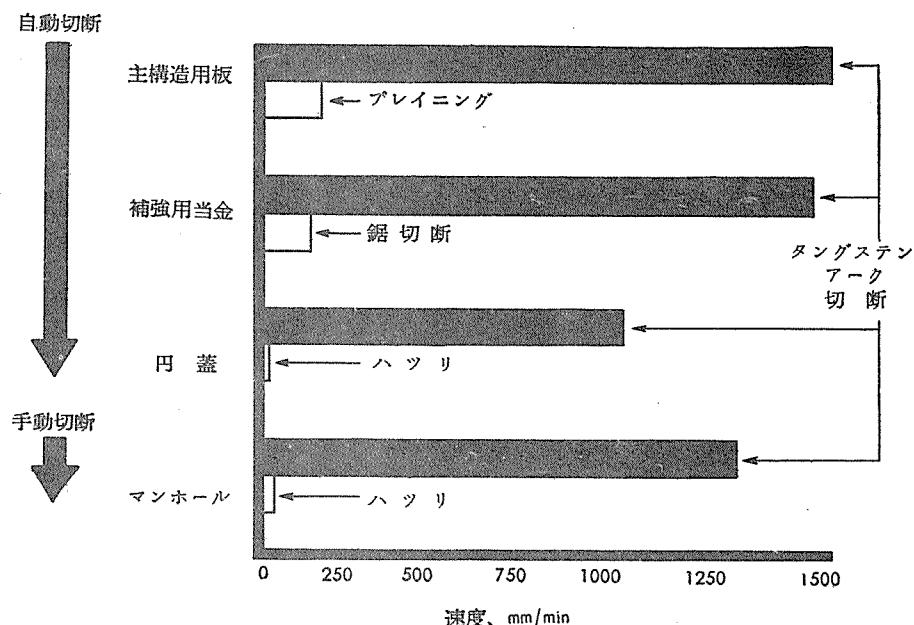
* 80%アルゴン、20%水素

第17表 機械自動装置をつけた場合は
タンクステンアーカー切断条件の1例

板厚、in	切断の速度、ipm	アーカー		ガス量*、cfh
		電圧、V	電流、A	
1/4	100	62	240	50
1/4	300	70	380	60
1/2	75	62	280	60
1/2	150	65	400	60
3/4	45	70	280	60
3/4	75	70	350	60
1	35	70	330	60
1	50	72	400	60
1 1/4	20	74	330	70
1 1/4	50	74	400	70
1 1/2	20	76	360	70
1 1/2	35	80	400	70

* 65%アルゴン、35%水素

* これらの個々についての詳細は、いづれ技術資料として解説される予定である。(すでに溶接に関しては、Vol. 1 No. 2 に1部解説されている)。本解説では加工法中特に船舶施工下問題となると思われる点について概要を述べた。



第4図 タングステンアーク切断の速度と他の切断法の速度比較

タングステンアーク切断による切断の際の状況を写真2に切断後の表面状況を写真3に示した。アーク切断法には、当然加熱による熱影響部が問題となるが、リンデ社の実験の結果によると熱影響部は、 $1/4$ inより $3/2$ inの厚さの板の切断においては殆んど変らず 0.04 inであると報告されており、且つ機械的に開先を取ったものと、アーク切断

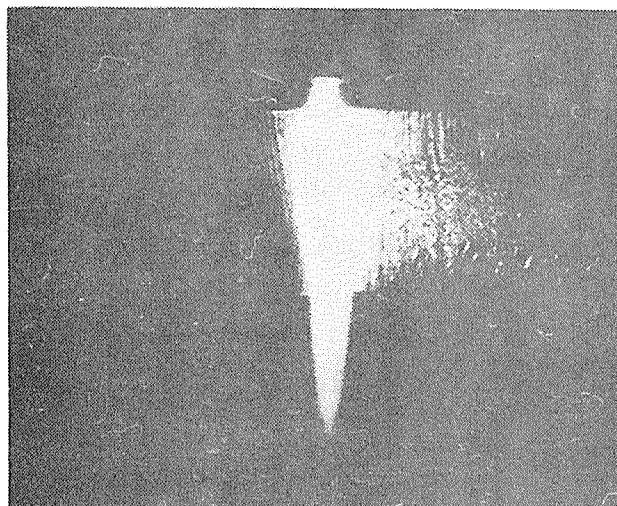


写真2. 厚さ25mmのアルミニウムのアークによる切断の状況

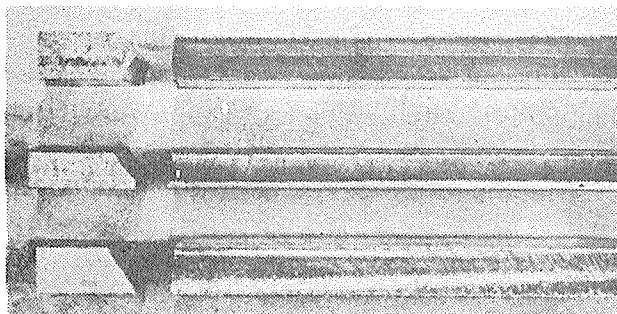


写真1：アークによる開先加工後の断面

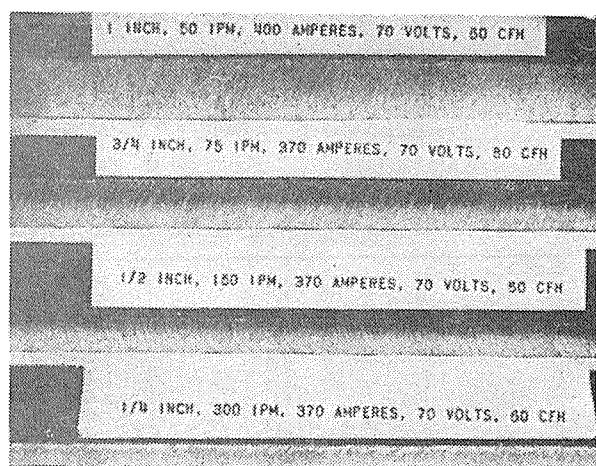


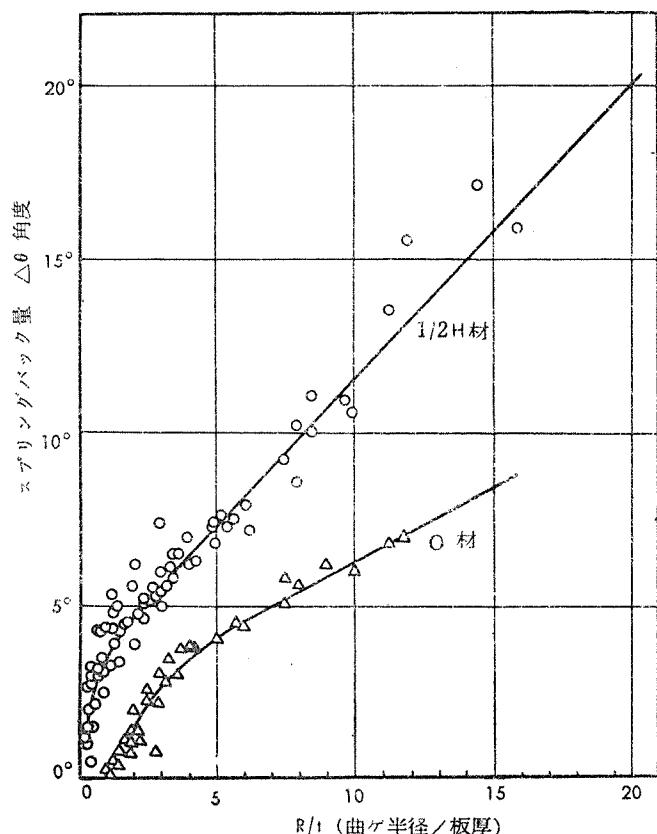
写真3. アーク切断によるアルミニウム板切断後の断面状況

法によって開先を取ったものと、溶接した場合の接合効率は変わらないとのことである。

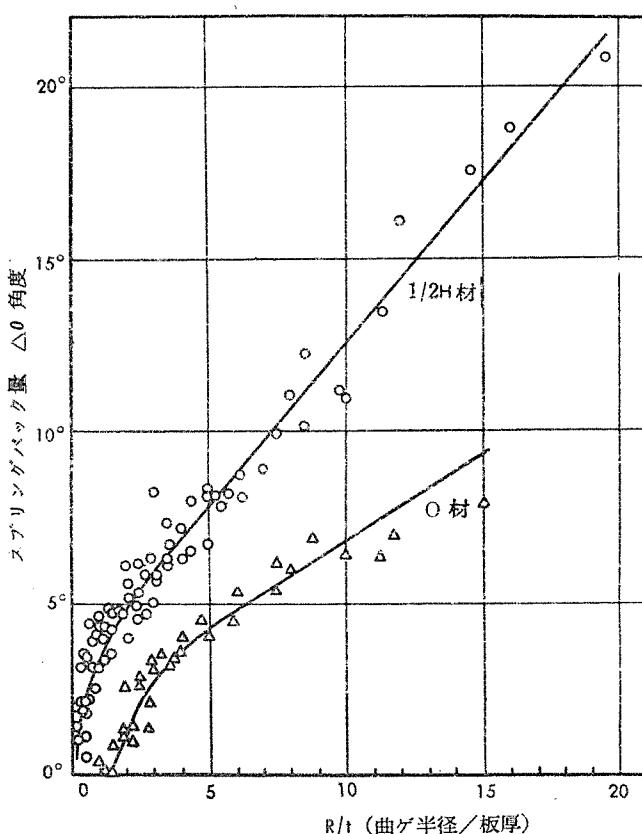
5・2 板曲げ加工

板曲げ加工の場合の問題点は、アルミニウムの表面をキズをつけずに曲げる方法で、防衛省規格、アルミニウム合金構造工作基準によれば、ボール紙かゴム板をアルミニウムの両面に入れるか、または機械油を塗る必要があると述べられているが、サンオーカー号のアルミニウム合金施行の実際ではゴム板を装入した場合に満足すべき結果が得られたとのべられている。

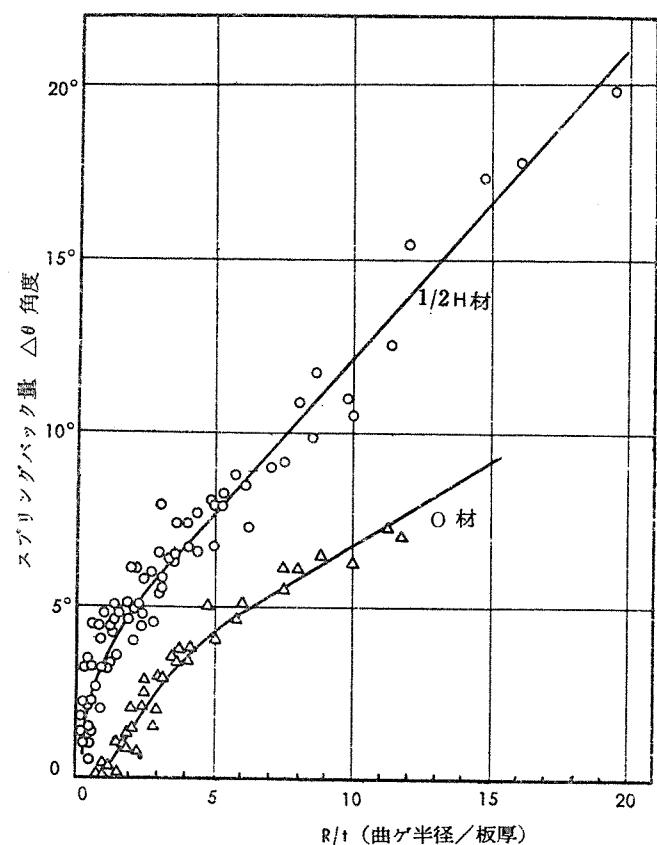
尚、肉厚 $3 \sim 10$ mmの間における冷間板曲げの際板厚と内側半径の関係を5052、NP%について表示すれば第18表のごとくであり、スプリングバックについて5052合金における実験の結果を第5図に示した。



a. 圧延方向に平行な方向のスプリングバック



c. 圧延方向に直角のスプリングバック

第5図 JIS 耐食アルミニウム合金板一種の 90° 曲げ
のスプリングバック (a, b, c)

b. 圧延方向に45°方向のスプリングバック

第18表 折曲げ半径の標準

材質	質別	内側曲げ半径
耐食アルミニウム合金 1種	軟質	1.0t (0.4t)
	半硬質	3.0t (2.0t)
耐食アルミニウム合金 7種	軟質	3.0t (1.0t)
	硬質	4.0t (2.0t)

() 内は実績の1例を示す

5・3 溶接

近次アルミニウムおよびその合金の構造物の接合は、鉄接より溶接が主流をなすに至った。その原因は云うまでもなく、不活性ガスマーク溶接技術の進歩によるもので実際の建造船に対しても1952～53年以前に建造された船の接合法はビョウ接構造を主体にしていたが、1954年以降に建造された船舶は溶接構造を主体としている。

溶接について2、3の問題点をあげると

(1) 溶接物、溶加材の予備処理

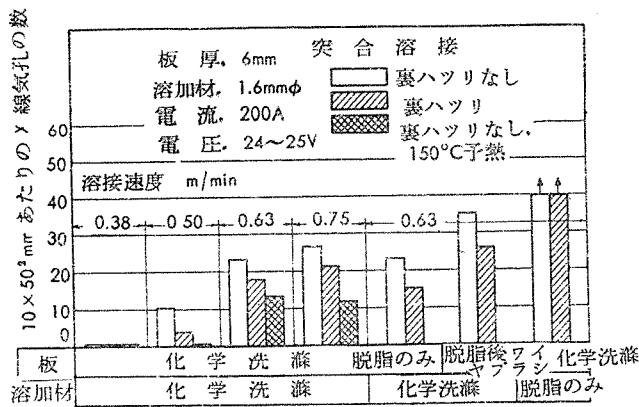
溶接物、溶加材の清浄処理方法には特に基準となるものが定められているわけではないが、アルミニウム合金構造工作基準によれば

a. 5%カ性ソーダ水溶液 (70°C) に30～60秒浸漬、水洗後約15%硝酸(室温)に1～5分浸漬し水洗後温湯で洗い充分乾燥させる。

b. 10%硝酸と0.25%フッ酸の混液(室温)に5分間浸漬し、後温湯で洗い充分乾燥させる。

c. 適当な溶剤で表面の油脂を除いたのち、油気のない細毛のワイヤブランシで表面に抵抗を感じるまで強くこすること、となっている。

この際注意すべきは溶接物の清浄処理よりも添加材の清浄処理を入念に入念にすべきである。第6図に1例を示す。



第6図 JIS 耐食アルミニウム7種枚の突合せ溶接の際の予備処理条件と×線気孔の数の関係、溶加材は共金

(iv) 溶加材の選定

NP%材のMIG溶接を例にとって溶加材にA-54S、N%、56Sおよび48Sを用いた場合の溶接継手強度について検討した結果によると、N%のWireで溶接したものが、A-54Sについて良好な結果を示したことが報告されているが、当社においてもアルミニウム起重機溶接施工の場合N%材の溶加材として5052合金、5154合金、5356合金およびN%合金線を検討した結果N%溶加材が溶接継手効率、溶接後の曲げ性等にすぐれた結果を得、N%材の溶加材としはN%がすぐれていることを確認している。

(v) 仮付けビードについて

仮付けビード長さは、ある程度の長さでピッチをあらくる方法と従来の長さを短くしピッチを細かにする方法とが考えられるが、余り長さの短い仮止めは接着部に欠陥を内蔵し易くなるため好ましくないと判断され、歪発生は極力拘束によって防ぎ仮付け長さは、最少1"とする長い方が良いとの結果がある。

(vi) 裏当テ金

裏当テ金については、ステンレス鋼、銅、軟鋼およびアルミニウム合金板等があるが何れが溶着部性質に良好な結果を与えるかは明確ではなく、アルミニウム自体表面キズの発生し易い材料であるから、表面キズのつき難い点に重点をおいた場合、アルミニウム合金を裏当テ金に用いるのが望ましいと考えられる。

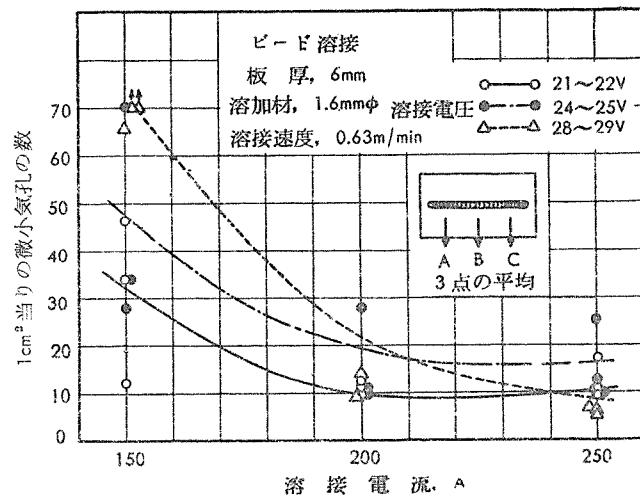
(vii) 接手の形状

多くの実験の結果得られたアルミニウムおよびその合金の溶接に最も適切と考えられる接手形状および溶接条件を第19表に示した。

(viii) 溶接条件による欠陥の有無について

溶接条件による欠陥発生の有無の1例として微小気孔発生におよぼすアーカ電流と電圧の影響を第7図に示した。

この結果によると6mm厚さのN%材では、22V、200A~250A程度の電圧電流で良い結果が得られている。



第7図 JIS 耐食アルミニウム第7種軟質材のビード溶接の際の微小気孔の発生と溶接電圧および電流の関係、溶加材は共金

5・4 ピョウ接

ピョウ接は、現在アルミニウム対アルミニウムの接合に対しては、溶接技術の発展により余り用いられないが、鉄鋼材との接合にはピョウ接或はボルトナットの接合によることが多い。

この場合特に問題となる点は、異種金属との接触に基づく電気化学的な腐食現象で、これの防止方法については5・5異種金属との接触腐食防止法を参照されたい。

5・5 異種金属との接觸部

異種金属（例えは軟鋼）の接合部に対しては電食防止をする必要がある。その方法としては、

- (1) 異種金属をカドミウム鍍金あるいは亜鉛鍍金する方法がある。この方法はアルミニウムとの接合部には良好な成績をあげる。
- (2) 異種金属の鍍金は特にボルトナットの接合の場合に効果があるが、適当なシーリングコンパウンドを装入する方法も良好な結果を示す。

シーリングコンパウンドとしてはジンクロメートペースト或は合成樹脂コンパウンドが良好な結果を示す。

- (3) 表面塗装による方法も場合によっては有効で、アルミニウム及び異種金属（特に鉄鋼の場合）両者の表面をジンクロメート塗装をほどこし場合によってはその上にアルミニウムペイントのごとき塗料をほどこすことによりかなり良好な結果を示す様である。

5・6 表面処理

アルミニウムおよびその合金の表面処理方法としては電気化学的な方法、化学的方法、および物理的方法（表面塗装）の3方法に大別されるが、電気化学的な方法としては陽極酸化法がある。陽極酸化法は塗装の前処理としても利用されるが、この場合の皮膜厚さは5μ程度で封孔処理をしないで塗布する。この方法は塗料の密着の程度において

は最もすぐれているが大きな部分品には不可能な場合が多く、かつ経済的な理由で船舶の外部構造等の大きな部分品には、あまり利用されていない。化学的処理方法は、所謂磷酸系皮膜およびクロム酸系皮膜の各処理があり、いずれもかなりの効果を示すが、塗装の前処理として応用される

ことが多い様である。物理的方法の表面塗装は船舶のごとき大量材料の表面処理にはかなり有効であると云えよう。これら塗装の場合にも、無処理の場合よりも化学処理皮膜或はウォッシュアップライマー等の表面処理を施したものの方が塗膜の付着性および耐食性を著しく向上さす。

第19.1表 非消耗電極式アルゴンアークTIG法突合せの溶接条件

板厚 mm	開先形状	溶接姿勢	溶接順序	開先	寸法	電極棒径、	溶接		溶加棒	アルゴンガス	備考			
				スギ (c)mm	肩 (F)mm	mm	in	A	電流、速 度、 mm/min	径、 mm	消費量、 g/m	流量、 l/min	口径、 mm	
1.2	I型		F	0~1	—	1.6~2.4	1/16~3/32	45~65	200~250	1.6~2.4	8~10	5~8	6~11	
			V	1	0~0.5	—	1.6~2.4	1/16~3/32	40~60	150~200	1.6~2.4	8~10	6~9	6~11
			O	0~0.5	—	1.6~2.4	1/16~3/32	40~60	130~180	1.6~2.4	8~10	6~9	6~11	
2	I型		F	0~1	—	1.6~2.4	1/16~3/32	80~110	180~230	1.6~2.4	10~12	6~9	6~11	
			V	1	0~1	—	1.6~2.4	1/16~3/32	60~90	150~200	1.6~2.4	10~12	6~9	6~11
			O	0~1	—	1.6~2.4	1/16~3/32	80~110	80~130	1.6~2.4	10~12	8~11	6~11	
3	I型		F	0~2	—	2.4~3.2	3/32~1/8	100~140	110~160	2.4~4	30~35	7~10	7~12	
			V	1	0~2	—	2.4~3.2	3/32~1/8	90~130	90~140	2.4~4	30~35	7~10	7~12
			O	0~1	—	2.4~3.2	3/32~1/8	90~130	80~130	2.4~4	30~35	8~11	7~12	
4	I型		F	0~2	—	3.2~4	1/8~5/32	180~230	80~130	2.4~4	50~55	7~10	7~12	
			V	1	0~2	—	3.2~4	1/8~5/32	160~210	70~120	2.4~4	50~55	7~10	7~12
	I型		F	1	0~2	—	3.2~4	1/8~5/32	160~210	70~120	2.4~4	55~60	7~10	7~12
			F	2	0~2	—	3.2~4	1/8~5/32	150~200	70~120	2.4~4	55~60	7~10	7~12
			V	1	0~2	—	3.2~4	1/8~5/32	170~220	60~110	2.4~4	60~65	8~11	7~12
			V	2	0~2	—	3.2~4	1/8~5/32	150~200	80~130	2.4~4	60~65	8~11	7~12
	V型		F	1	0~2	0~2	3.2~4	1/8~5/32	150~200	130~180	3~4	75~80	8~11	7~12
			V	2	0~2	0~2	3.2~4	1/8~5/32	170~220	100~150	3~4	75~80	8~11	7~12
	I型		F	1	0~1	—	4~6	5/32~1/4	240~300	100~150	3~4	60~55	9~12	8~12
			F	2	0~3	—	4~6	5/32~1/4	250~300	110~100	3~4	75~85	9~12	8~12
			V	1	0~3	—	4~6	5/32~1/4	230~280	120~170	3~4	75~85	9~12	8~12
			V	2	0~3	—	4~6	5/32~1/4	180~230	90~140	3~4	80~90	9~12	8~12
			F	1	0~2	0~2	4~6	5/32~1/4	240~290	100~150	3~4	75~80	9~12	8~12
			F	2	0~2	0~2	4~6	5/32~1/4	220~270	110~160	3~4	75~80	9~12	8~12
			V	1	0~2	0~2	4~6	5/32~1/4	200~250	100~150	3~4	75~85	9~12	8~12
			V	2	0~2	0~2	4~6	5/32~1/4	170~220	100~150	3~4	70~80	9~12	8~12
6	V型		F	1	0~2	0~2	4~6	5/32~1/4	240~290	100~150	3~4	75~80	9~12	8~12
			F	2	0~3	0~3	4~6	5/32~1/4	220~270	110~160	3~4	75~80	9~12	8~12
			V	1	0~2	0~2	4~6	5/32~1/4	200~250	100~150	3~4	75~85	9~12	8~12
			V	2	0~2	0~2	4~6	5/32~1/4	170~220	100~150	3~4	70~80	9~12	8~12
	V型		F	1	4~6	—	4~6	5/32~1/4	220~270	80~130	4~5	—	9~12	8~12
			F	2	4~6	—	4~6	5/32~1/4	220~270	120~170	4~5	—	9~12	8~12
			V	1	4~6	—	4~6	5/32~1/4	220~270	70~120	4~5	—	9~12	8~12
			V	2	4~6	—	4~6	5/32~1/4	190~240	90~140	4~5	—	9~12	8~12
8	V型		F	1	0~3	0~3	4~6	5/32~1/4	240~290	80~180	4~5	—	9~12	8~12
			F	2	0~3	0~3	4~6	5/32~1/4	250~300	80~130	4~5	—	9~12	8~12
			V	1	0~3	0~3	4~6	5/32~1/4	210~260	70~120	4~5	—	9~12	8~12
			V	2	0~3	0~3	4~6	5/32~1/4	190~240	70~120	4~5	—	9~12	8~12
	U型		F	1	0~2	0~2	4~6	5/32~1/4	220~270	110~160	4~5	150~160	9~12	8~12
			F	2	0~2	0~2	4~6	5/32~1/4	230~280	80~130	4~5	170~180	9~12	8~12
			V	1	0~2	0~2	4~6	5/32~1/4	110~210	80~130	4~5	170~180	9~12	8~12
			V	2	0~2	0~2	4~6	5/32~1/4	100~210	90~140	4~5	200~210	9~12	8~12
			O	1	0~2	0~2	4~6	5/32~1/4	120~170	80~130	4~5	200~210	9~12	8~12
			O	2	0~2	0~2	4~6	5/32~1/4	130~180	70~120	4~5	200~210	9~12	8~12

第5表 船舶に用いられる加工用アルミニウム合金のJIS規格機械的性質(その1)

著者 1. 引張試験ではモサ 0.5m の板は普通では行なわざ。特殊板では記録する。

試験機上び耐力試験注文書の要求があつたときにかぎり行なう

2. 曲ヶ瀬橋よりひたすら北上して、左側の田舎道を進んでいって

参考；引張試験は肉厚 1mm 未満の管では行わない

備考：7種の耐力試験は注文者の要求があつたときに行なう。

型 X		F	1 2	0~2	0~2	4~6	5/32~1/4	240~290 250~300 180~230 170~220 150~200 150~200	80~130 80~130 60~110 70~120 60~110 70~120	4~5	240~250 250~260	9~12	8~12	裏ハツリ
		V	1 2	0~2	0~2	4~6	5/32~1/4			4~5				
		O	1 2	0~2	0~2	4~6	5/32~1/4			4~5	280~290	9~12	8~12	
10.0	F		1 2 3 4			5~6	3/16~1/4	260~310	80~130	4~5	280~300	10~13	8~12	裏ハツリ
			V	1 2	0~2	0~3	5~6	5/16~1/4	210~260 220~270 160~210 150~200	60~110 70~120 60~110 70~120	4~5	280~300	10~13	8~12
			O	1 2	0~2	0~2	5~6	3/16~1/4			4~5	300~320	10~13	8~12
	X		1 2 3 4			5~6	3/16~1/4	280~330 290~350 280~330 280~330	70~120 90~140 60~110 80~130	4~5	310~330	11~14	8~14	
			V	1 2	0~2	0~3	5~6	3/16~1/4	240~290 240~290 160~210 176~210	60~110 70~120 50~100 60~110	4~5	320~340	11~14	8~12
			O	1 2	0~2	0~3	5~6	3/16~1/4			4~5	320~340	11~14	8~12

(注) 1) F: 下向、V: 立向、O: 上向、 2) 流量 1 l/min

第19.2表 非消耗電極式アルゴンアーケTIG法隅肉の溶接条件

板厚 mm	接手形式(1)	脚長、 溶接 姿勢 mm	(2) 層 数	電極半径		溶接		溶加棒		アルゴンガス		備考		
				mm	in	電流、 A	速度、 mm/min	径、 mm	消費量、 gr/mm	流量(3)、 l/min	口径(4)、 mm			
2	T型(a)	3~3.5	F	1	1.6~2.4	1/16~3/32	60~900	60~90	1.6~2	30~35	6~8	5~8		
		4~4.5	F	1	1.6~2.4	1/16~3/32	70~100	60~90	1.6~2	35~40	6~8	5~10		
		4~4.5	HF	1	1.6~2.4	1/16~3/32	70~100	60~90	1.6~2	35~40	6~8	5~10		
		4~4.5	V	1	1.6~2.4	1/16~3/32	60~90	60~90	1.6~2	35~40	6~8	5~10		
4	T型(a)	4	F	1	3~4	1/8~5/32	170~200	170~200	2.4~3	35~40	7~9	5~10		
		5.5	F	1	3~4	1/8~5/32	160~190	130~160	2.4~3	45~50	7~9	5~10		
		4	HF	1	3~4	1/8~5/32	170~200	170~200	2.4~3	35~40	7~9	5~10		
		6	HF	1	3~4	1/8~5/32	160~190	120~150	2.4~3	45~50	7~6	5~10		
		5.5	V	1	3~4	1/8~5/32	160~190	110~140	2.4~3	50~55	7~9	5~10		
6	T型(a)	6	F	1	3~4	1/8~5/32	200~250	140~190	4~5	55~60	8~10	7~10		
		6	HF	1	3~4	1/8~5/32	200~250	110~150	4~5	55~60	8~10	7~10		
		8	HF	1	3~4	1/8~5/32	170~220	80~120	4~5	65~80	8~10	7~10		
		7	V	1	3~4	1/8~5/32	160~210	80~120	4~5	60~65	8~10	7~10		
8	T型(c)		6	F	4	3~4	1/8~5/32	200~240	80~120	4~5	75~85	8~11	7~10	
			4	HF	4	3~4	1/8~5/32	200~240	70~110	4~5	75~85	8~11	7~10	
		—	V	1	3~4	1/8~5/32	220~260	70~110	4~5	75~80	8~11	7~10		
8	T型(a)	7.5	F	1	3~4	1/8~5/32	220~260	70~110	4~5	70~75	8~11	7~10		
		8	HF	1	3~4	1/8~5/32	220~260	70~110	4~5	70~75	8~11	7~10		
		7.5	V	1	3~4	1/8~5/32	220~260	65~105	4~5	75~80	8~11	7~100		
6	片刃型(b)	—	HF	1	3~4	1/8~5/32	200~240	70~110	4~5	70~75	8~11	7~10		
8		—	F	2	4~5	5/32~3/16	260~290 270~310 250~190	60~100 80~120 100~140	4~5	210~220	9~11	7~10		
		—	HF	3										
		—	V	2	4~5	5/32~3/16	260~290 270~310 260~300	50~90 70~110 90~130	4~5	250~260	10~12	7~10		
10	同上	—	F	2	4~5	5/32~3/16	250~290 280~320 260~300	50~90 80~120 90~130	4~5	250~260	10~12	7~10		
		—	HF	3										
		—	V	2	4~5	5/32~3/16	260~300 290~330 280~320	50~90 80~120 90~130	4~5	270~280	10~12	7~10		
12	同上	—	F	2	4~5	5/32~3/16	245~280 260~300 260~300	50~90 90~120 90~130	4~5	270~280	10~12	7~10		
		—	HF	3										
		—	V	2	4~5	5/32~3/16	270~310 260~300 260~300	70~110 80~120 90~130	4~5	470~490	9~11	7~10		
8	両刃型(b)	—	F	3	4~5	5/32~3/16	245~280 260~300 260~300	80~120 90~130	4~5	470~490	9~11	7~10	裏ハツリが出来やすい	

10	同上	—	F H F	1	5/32~3/16	250~290	80~120	4~5	570~580	10~12	7~10	"
				2		270~310	80~120					
				3		260~300	90~138					
				4		270~310	70~110					
				5		270~310	80~120					
				6		260~300	100~140					
12	同上	—	F H F	1	4~5	260~300	70~110	4~5	660~670	10~12	7~10	"
				2		280~320	100~140					
				3		280~320	90~130					
				4		270~310	70~110					
				5		280~320	100~140					
				6		280~320	80~120					

第19.3表 消耗電極式アルゴンアークMIG法溶接条件

板厚 mm	開先形状	溶接姿勢	溶着順序	開先寸法		ワイヤ径 mm	溶接			マリゴン流量、 1/min	備考	
				スキマ、 (f) mm	肩、 (f) mm		電流、 A	電圧、 V	サイクル速度、 mm/min			
2		下向	1	0~1	—	1.0	70~100	19~20	1,000~1,200	4,500~6,000	16~18	35~40 裏当望ましい
3		下向	1	0~1	—	1.6	120~150	21~23	800~900	3,500~4,200	16~18	35~40 裏 当
4		下向	1	0~2	—	1.6	170~210	22~25	550~750	5,000~6,300	16~18	35~40 裏 当
			1 2	0~2	—	1.6	160~190	22~25	600~900	4,800~5,600	16~18	35~40 裏ハツリ
5		下向	1	0~2	—	1.6	220~250	24~26	550~600	6,500~7,500	16~24	35~50 裏 当
			1 2	0~2	—	1.6	180~230	23~25	550~900	5,500~7,000	16~24	35~50 裏ハツリ
6		下向	1	0~2	—	1.6	230~260	52~27	450~500	7,000~8,000	16~24	35~50 裏 当
			1 2	0~2	—	1.6	250~280	24~26	450~500	2,500~3,000	16~24	35~50 裏ハツリ
			1 2	0~2.5	0~3	1.6	190~240	24~27	500~700	5,500~7,400	16~24	35~50 裏ハツリ
8		下向	1 2	0~2.5	0~3	1.6	240~270	24~27	450~500	7,500~8,500	16~24	35~50 "
			1 2	0~2	0~25	1.6	230~260	24~21	500~550	7,000~8,200	16~24	35~50 "
			1 2	0~2.5	1.5~35	1.6	230~260	24~27	500~550	7,000~8,200	16~24	35~50 "
10		下向	1 2	0~2.5	1.5~3.0	1.6	240~270	24~27	350~450	7,500~8,500	16~24	35~50 "
			1 2	0~2.5	1.5~3.0	2.4	310~350	25~28	450~650	4,500~6,000	18~28	40~60 "
			1 2	0~2.5	1.5~3.0	1.6	240~290	24~27	350~450	7,500~8,500	16~24	35~50 "
			1 2	0~2.5	1.5~3.0	2.4	310~350	25~28	450~650	4,500~6,000	18~28	40~60 "
			1 2	0~2.5	1.5~3.0	1.6	270~290	24~27	350~450	7,500~8,500	16~24	35~50 "
			1 2	0~2.5	1.5~3.0	2.4	310~350	25~27	450~500	4,500~6,000	18~28	40~60 "

12		下向	1	0~2.5	1.5~3.0	2.4	320~350	27~28	375~450	4,600~5,400	18~28	40~60	裏ハツリ
			2	0~2.5	1.5~3.0	2.4	320~350	27~28	375~450	4,600~6,000	18~28	40~60	/
		向	1	0~2.5	1.5~3.0	1.6	230~260 250~280 250~280	25~28 27~29 27~29	600~700 400~450 400~450	7,000~8,000 7,800~9,500 7,800~9,500	16~24 18~28 18~28	35~50 40~60 40~60	/
			2	0~2.5	1.5~3.0	1.6	190~220 230~270 250~280	25~28 27~29 27~29	600~700 400~450 350~400	5,600~6,200 7,000~9,000 7,800~9,500	18~28 18~28 18~28	40~60 40~60 40~60	/
			3	0~2.5	1.5~3.0	1.6	190~220 230~270 250~280	25~28 27~29 27~29	600~700 400~450 350~400	5,600~6,200 7,000~9,000 7,800~9,500	18~28 18~28 18~28	40~60 40~60 40~60	/
≥4		下向	1~4	4~6	—	1.6	230~260	25~27	450~700	7,000~8,500	16~24	35~50	/

注 意

- 立向と上向に電流値を10~20%減少し溶接速度を適当に選ぶ
- 表中のアーカ電圧は冷却水ホース内とおるケーブルの電圧降下を加算したもので実際のアーカ電圧よりも2~3V高い。
- トーチ角度

トーチ角度は約20度とする

第19.4表 消耗電極式アルゴンアーカMIG法隅肉の溶接条件

板厚 mm	接手形状	脚長、 mm	溶接姿勢	層数	開先形状		ワイヤ径 mm	溶接			ワイヤ速度、 mm/min	アルゴン流量、 l/min	
					スキマ、 (c) mm	肩 (f) mm		電流、 A	電圧、 V	速度、 mm/min		1/min	cfh
2	(a) T型	3~5	水平下向	1	0~2	—	1.0	60~80	19~20	800~1,000	4,000~5,500	16~18	35~40
3		4~7	水平下向	1	0~2	—	1.6	140~160	21~22	650~750	4,000~4,800	16~18	35~40
4		5~8	水平下向	1	0~2	—	1.6	160~180	22~26	350~500	4,600~5,200	16~18	35~40
5		6~9	水平下向	1	0~2	—	1.6	190~210	24~26	450~600	5,600~6,200	16~24	35~40
6		7~10	水平下向	1	0~2	—	2.4	220~250	24~26	450~600	2,000~2,600	16~24	35~60
8		8~11	水平下向	1	0~2	—	2.4	250~280	24~26	500~600	2,600~3,400	16~28	35~50
6	(b) 片刃型	—	水平下向	1	0~2	0~2	2.4	220~250	24~26	450~600	2,000~2,600	16~24	35~50
8		—	水平下向	1	0~2	0~2	2.4	250~280	25~27	400~550	2,600~3,400	16~28	35~60
10	(b) 片刃型	—	水平下向	2	0~2	0~2	2.4	250~280	25~27	450~600 400~550	2,600~3,400	16~28	35~60
12		—	水平下向	2	0~2	0~2	2.4	270~300	25~27	450~600 350~500	3,000~4,000	16~28	35~60
8		8~11	水平下向	1~2	0~2	0~2	2.4	240~270	24~26	550~600	2,300~3,000	18~28	40~60
10	(c)両刃型	10~12	水平下向	2~3	0~2	0~2	2.4	250~280	25~27	500~600	2,600~3,400	18~28	40~60
12		11~13	水平下向	2~3	0~2	0~2	2.4	270~300	25~27	450~600	3,000~4,000	18~28	35~50
4		—	水平下向	2	4~6	—	1.6	180~210	23~25	600~800	5,600~6,310	16~24	35~50
5	(d) 裏溶接	—	水平下向	2	4~6	—	1.6	190~230	24~26	550~750	5,700~7,200	16~24	35~50
6		—	水平下向	2	4~6	—	1.6	220~240	24~26	500~700	6,700~7,500	16~24	35~50
8		—	水平下向	2	4~6	—	2.4	240~270	24~26	400~700	2,300~3,000	16~24	35~50
10		—	水平下向	2	4~6	—	2.4	240~270	24~26	400~600	2,300~3,000	16~24	35~50
12		—	水平下向	3	4~6	—	2.4	290~320	25~27	400~500	3,500~4,500	18~28	40~60

注 1) 立向、上向には電流20~30%を減少し、場合によつては層数を増す。

2) トーチ角度は約20°とする。

6. 使用実例

6.1 日本に於ける代表的使用実例

6.1.1 軽金属使用状況一覧表

其の 1

軽金属使用状況一覧表 (1949~53年)

(P=板, S=形材, R=リベット, T=管, B=棒, C=鋳物, W.P., E.P.は下地処理用プライマー)

1. 船 艏

品 名	アルミニウムおよび同合金				船 名	総屯数	建造所
	形 状	材 質	重 量 kg	表 面 处 理			
船 橋 構 造	P.S	P=52S, O, S=52S, 1/2H	188	リン酸アルコール法, 調合ペイント	フアンマノー	13,234	川崎重工
上部船橋ブルワーカ	P.R	52S-O	471	下-合成樹脂ワニス, 上-ペイント	だいおう	650	石川島
航海船橋ブルワーカ	P.R	52S-O	157	下-合成樹脂ワニス, 上-ペイント	だいおう	650	石川島
倉 口 染	P.R	52S-O	224	下-合成樹脂ワニス, 上-ペイント	だいおう	650	石川島
操 だ 室	P	52S	2,400	下-ジンクロ, 上-ペイント	日 本 鶴	6,878	鋼管鶴見
船 橋	P.S.R	52S	7,576		天 城 山 丸	7,000	三井玉
船 橋	P.S.R	52S	7,576		吾妻山丸	7,000	三井玉
煙 突	P.R	52S	3,464	エツチブライマー-1, ジンクロ2	天 城 山 丸	7,000	三井玉
煙 突	P.R	52S	3,446		吾妻山丸	7,000	三井玉
操 だ 室側壁および天井	R.R	56S 1/2H	2,825	下-ジンクロ, 上-ペイント	日 本 鶴	6,650	立桜島
煙 突	R.R	99.5%AlP	200	下-ジンクロ, 上-ペイント	玻 璃 丸	600	日立桜島
操 だ 室側壁および天井	R.R	52S 1/2H (Stiffener)	1,420	下-ジンクロ, 上-ペイント	玻 璃 丸	600	日立桜島
操 だ 室周囲壁	R.R	52S 1/2H	490	下-ジンクロ, 上-フタル酸	第 5 興 南 丸	430	日立因島
操 だ 室スチーナー	R.R	52S 1/2H	115	下-ジンクロ, 上-フタル酸	第 5 興 南 丸	430	日立因島
操 だ 室BKT	R.R	52S 1/2H	35	下-ジンクロ, 上-フタル酸	第 5 興 南 丸	430	日立因島
ら針船橋甲板上防風スクリン	R.R	52S 1/2H	180	下-ジンクロ, 上-フタル酸	第 5 興 南 丸	430	日立因島
ら針船橋甲板上ビーム	R.R	52S 1/2H	45	下-ジンクロ, 上-フタル酸	第 5 興 南 丸	430	日立因島
ら針船橋甲板上帶板	R.R	52S 1/2H	72	下-ジンクロ, 上-フタル酸	第 5 興 南 丸	430	日立因島
操 だ 室周囲壁	R.R	52S 1/2H	490	下-ジンクロ, 上-フタル酸	第 6 興 南 丸	430	日立因島
操 だ 室スチーナー	R.R	52S 1/2H	115	下-ジンクロ, 上-フタル酸	第 6 興 南 丸	430	日立因島
操 だ 室BKT	R.R	52S 1/2H	35	下-ジンクロ, 上-フタル酸	第 6 興 南 丸	430	日立因島
ら針船橋甲板上防風スクリーン	R.R	52S 1/2H	180	下-ジンクロ, 上-フタル酸	第 6 興 南 丸	430	日立因島
ら針船橋甲板上帶板	R.R	52S 1/2H	72	下-ジンクロ, 上-フタル酸	第 6 興 南 丸	430	日立因島
煙 突 外 壁	R.R	52S 1/2H	740	下-ジンクロ, 上-フタル酸	第 6 興 南 丸	430	日立因島
ら針船橋甲板上ビーム	R.R	52S 1/2H	45	下-ジンクロ, 上-フタル酸	第 6 興 南 丸	430	日立因島
煙 突 外 壁	R.R	52S 1/2H	740	下-ジンクロ, 上-フタル酸	第 5 興 南 丸	430	日立因島
操 だ 室	R.R	52S	71	下-ジンクロ, 上-ペイント	ふ じ	232	鋼管鶴見
操 だ 室	R.R	52S	136	下-ジンクロ, 上-ペイント	てんりゆう	232	鋼管鶴見
船 橋 構 造	R.R	52S-O, 52S-1/2H	1,265	W.P.ジンクロ, 白アンドーコート 白エヌメル	パトリシヤ	18,000	川崎重工
船体操 だ室構造	S	56S-O	513	下-ジンクロ, 上-ペイント	HELENE	12,200	三井玉
船体操 だ室構造	P	52S 1/2H	1,346	下-ジンクロ, 上-ペイント	MAERSK	12,200	
船体操 だ室構造	R	52S-O	91	下-ジンクロ, 上-ペイント	アライアンス	13,000	川崎重工
船 橋 構 造	P.S	P-52S-O, S-52S, 1/2H	1,129	W.P.下-ジンクロ, 上-フタル酸	# 922	13,000	川崎重工
船 橋 構 造	P.S	P-52S-O, S-52S, 1/2H	1,129	W.P.下-ジンクロ, 上-フタル酸			

2. 艦 装 (1)

船室出入口扉用ベネシャ金物	P	17S (?)	2	シュー酸アルマイト	国 川 丸	6,960	川崎重工
岸 壁 梯 子	S.R	S-SO52, R-56SO	130	W.P.下-ジンクロ, 上-A1ペイント	Yung Tsin	8,526	川崎重工
舷 梯	P.S.R	P-S-52SO-1/2H, R-56SO	920	W.P.下-ジンクロ, 上-A1ペイント	日 高 丸	6,450	川崎重工
丸 丸 窓 (300φ)	C		190	上-調合白亜鉛ペイント	かりほるにや丸	10,500	日立桜島
丸 丸 窓 (300φ)	C	5%Mg-Al	12	シュー酸アルマイト	高 幸 丸	7,300	三菱長崎
救 命 艇	P.S.R.C	C	156	シュー酸アルマイト	栗 田 丸	7,580	三菱長崎
	P.S.R.C	JIS, FAII	744	E.P.下-ジンクロ, 上-フタル酸			

2. 艦 装 (2)

品 名	アルミニウムおよび同合金				船 名	総屯数	建造所
	形 状	材 質	重 量 kg	表 面 处 理			
ウエネションドア	P	52S	45		横 浜 丸	7,804	名古屋造船
丸 窓 (300φ)	C	Al-5%Mg	12	シュー酸アルマイト	花 丸	7,300	三菱長崎
舷 梯 用 梯 子	P.S	52S	310	無 处 理	東 花 菜 丸	12,000	播磨造船
舷 梯 用 梯 子	P.S	52S	310	無 处 理	霧 島 丸	12,000	播磨造船
船室出入口扉用ベネシャ金物	P	17S (?)	2	シュー酸アルマイト	高 高 丸	6,450	川崎重工
ウインド・ブリーカー	P	52S	150	ジンクロ調合ペイント	ジエニード	20,000	日立立
角 窓 (470×580)	C	FAIAC1	192	シュー酸アルマイト	日 高 丸	6,450	川崎重工
丸 窓 (300φ)	C	Al-5%Mg	168	シュー酸アルマイト	有 田 丸	7,630	三菱長崎
ワーフラダー	P.S	Al-5%Mg	227	無 处 理	アスバシヤノミコス	13,500	播磨造船
ワーフラダー	P.S	Al-5%Mg	310	無 处 理	祐 邦 丸	18,200	播磨造船
ワーフラダー	S.P.B.T	52S, 56S	450	洗滌, 下-ジンクロ, 上-アルミペイント	スタンダード	26,650	三菱長崎
角 窓 (600×400%)	S.P.B.T	52S, 56S	280	洗滌, 下-ジンクロ, 上-アルミペイント	ジャパン	26,650	三菱長崎
(300φ)	C.S	FAIAC1, FAIASI	400	シュー酸アルマイト	アドリアス	13,752	钢管鶴見
岸 壁 梯 子	P.S.R	P.S-52SO-1/2HR56SO	402	シュー酸アルマイト	九 州 丸	7,250	川崎重工
舷 梯	P.S.R	P.S-52SO-1/2HR56SO	220	WP.下-ジンクロ, 上-アルミペイント	日 高 丸	6,450	川崎重工
舷 梯	P.S.R	P.S-52SO-1/2HR56SO	750	WP.下-ジンクロ, 上-アルミペイント	アライアンス	13,000	川崎重工
舷 梯	P.S.R	P.S-52SO-1/2HR56SO	750	WP.下-ジンクロ, 上-アルミペイント	# 922	13,000	川崎重工
岸 壁 梯 子	P.S.R	P.S-52SO-1/2HR56SO	750	WP.下-ジンクロ, 上-アルミペイント	パトリシヤ	18,000	川崎重工
	P.S.R	P.S-52SO-1/2HR56SO	215	WP.下-ジンクロ, 上-アルミペイント	アライアンス	13,000	川崎重工

岸壁梯子	P.S.R	P.S52SO-1/2HR56SO	215	WP.下ジンクロ, 上一アルミペイント	# 922	13,000	川崎重工
救命艇(7.30×2.29×9.15)	P.S.R	P.S52SO-1/2HR56SO	215	WP.下ジンクロ, 上一アルミペイント	パトリシヤ	18,000	川崎重工
救命艇	P.S.R	P.S52SO-1/2HR56SO	450	WP.下ジンクロ, 上一フタル酸	アライアンス	13,000	川崎重工
救命艇	P.S.R	P.S52SO-1/2HR56SO	450	WP.下ジンクロ, 上一フタル酸	# 922	13,000	川崎重工
救命艇	P.S.R	P.S52SO-1/2HR56SO	450	WP.下ジンクロ, 上一フタル酸	パトリシヤ	18,000	川崎重工
丸窓(300φ)	C	FAIAC1	420	シユーアルマイト	923	18,000	川崎重工
角窓(400×500)	C	FAIAC1	280	シユーアルマイト	645	13,500	浦賀
フレーム・アンスター	T (6φ)	FAIAPIA	18,300	下ジンクロ, 上一フタル酸	645	13,500	浦賀
丸窓(300φ)	C	FAIAC1	486	シユーアルマイト	647	6,650	浦賀
丸窓(250φ)	C	FAIAC1	275	シユーアルマイト	647	6,650	浦賀
丸窓(350φ)	C	FAIAC1	49	シユーアルマイト	647	6,650	質貿
手スリ, 手スリ柱(上部船橋露天部)	T	99.3%Al	29	下一合成樹脂ワニス, 上一ペイント	だい	650	川島
はしらご(船尾接甲板露天部)	P.T	52S-O	45	下一合成樹脂ワニス, 上一ペイント	だい	650	石川島
扉(航海船橋甲板海図室)	P.R	AIP 2B	22	下一合成樹脂ワニス, 上一ペイント	だい	650	川島
鈴形空気抜	C	シリミン3種	10	同上および硬化皮膜, Znメタリコン	だい	650	川島
衣服箱(船尾接甲板船長室内)	P.R	AIP 2B	26	下一合成樹脂ワニス, 上一ペイント	だい	650	川島
200カウル形通風筒頭部(上部露天部)	P	AIP 2A	15	下一合成樹脂ワニス, 上一ペイント	だい	650	川島
通風トランク(上甲板官室室内)	P	AIP 2A	4	下一合成樹脂ワニス, 上一ペイント	だい	650	川島
丸窓(300φ)	C	Al-5%Mg	18	シユーアルマイト	日高延	6,873	川島
船室出入口扉用ベネシヤ金物	P	2S	3	シユーアルマイト	4,693	4,850	川島
丸窓(船橋接甲板室)(300φ)	C	仮FAIAC1	10	シユーアルマイト	6,850	石川島	
丸窓(船橋接甲板室)(300φ)	C	仮FAIAC2	10	シユーアルマイト	6,850	石川島	
丸窓(300φ)	C	Al-5%Mg	18	シユーアルマイト	4,527	4,689	川崎重工
船室出入口扉用ベネシヤ金物	P	2S	3	シユーアルマイト	6,305	川崎重工	
船室出入口扉用ベネシヤ金物	P.R	52S	3	シユーアルマイト	6,650	日立造船	
通風筒(端艇甲板パクロ部)	C	52S, 56S	155	下ジンクロ, 上一ペイント	日日日SS	10,800	播磨造船
丸窓(上部船橋甲板パクロ部)	R.P	52S	36	各4, シューアルマイト	I A M	10,800	播磨造船
救命艇	R.P	52S	2,196	下ジンクロ, 上一調合ペイント	S I A M	6,650	日立造船
防風筒	R.P	99.3%Al	500	下ジンクロ2回, 上一調合ペイント	8	600	日立造船
通風筒頭部(端艇甲板パクロ部)	R.P			下ジンクロ, 上一ペイント	玻瑞		

2. 艏装(3)

品名	アルミニウムおよび同合金				船名	総屯数	建造所
	形状	材質	重量kg	表面処理			
救命艇	P.R	99.3%Al	45	下ジンクロ, 上一ペイント	玻瑞	600	日立造船
通風筒頭部(端艇甲板パクロ部)	P.R	52S-1/2H	185	下ジンクロ, 上一フタル酸	第5興南丸	433	日立造船
通風筒頭部(端艇甲板パクロ部)	P.R	52S-1/2H	275	下ジンクロ, 上一フタル酸	第6興南丸	433	日立造船
船室出入口扉用ベネシヤ金物	P	17S (?)	2	シユーアルマイト	神聖丸	1,965	川崎重工
エンジンルーム用非水密帆	P	17S (?)	130	WP.下ジンクロ, 上一調合ペイント	神聖丸	13,065	川崎重工
C級丸窓, D級丸窓(250φ)	C	FALAC1	125	シユーアルマイト	は興邦丸	700	川崎重工
ヴエネションドバー	P	52S	139	シユーアルマイト	は興邦丸	6,289	名古屋造船
角窓(450×350%)	C.S	FAIAC1, FAIAS1	130	シユーアルマイト	名名丸	6,493	鋼管鶴見
角窓(450×350%)	C.S	FAIAC1, FAIAS1	140	シユーアルマイト	名名丸	6,926	鋼管鶴見
船室出入口扉用ベネシヤ金物	P	17S (?)	2	シユーアルマイト	名名丸	6,209	川崎重工
船室出入口扉用ベネシヤ金物	P	17S (?)	2	シユーアルマイト	名名丸	6,927	川崎重工
角窓(450×350%)	C.S	FAIAC1, FAIAS1	140	シユーアルマイト	君洋丸	6,919	鋼管鶴見
船室出入口扉用ベネシヤ金物	P	17S (?)	2	シユーアルマイト	君洋丸	6,297	川崎重工
船室ヴエネションドバー	P.R	52S	148	上一調合白亜鉛ペイント	興田丸	6,295	名古屋造船
航海船橋上遮風装置	C.S	FAIAC1, FAIAS1	54	上一調合白亜鉛ペイント	T I N I	12,500	日立造船
丸窓	P	52S	541	シユーアルマイト	秋葉山丸	6,629	三井玉
冷蔵庫内張	P	52S-H	873	PL102で下地処理	HELENE MAEBSK	12,200	三井玉
ウインド・ブリーカー	P	52S	150	下ジンクロ, 上一調合ペイント	テイニー	20,000	日立造船
5mヨット兼船外機艇	P.S.R	56S	100	E.P.下ジンクロ, 上一フタル酸	研試作A1艇	20,000	鋼管鶴見
5mヨット兼船外機艇	C	ヒドロ	0.2	シユーアルマイト, 硫酸アルマイト	研試作A1艇	12,200	三井玉
丸窓	C.S	FAIAC1, FAIAS1	971	シユーアルマイト	音羽山丸	6,927	鋼管鶴見
角窓(600×400%)	C.S	FAIAC1, FAIAS1	280	シユーアルマイト	イオニア・チ	6,926	鋼管鶴見
角窓(600×400%)	C.S	FAIAC1, FAIAS1	120	シユーアルマイト	ヤレンジヤー	6,919	鋼管鶴見
丸窓(350%φ)	C.S	FAIAC1, FAIAS1	403	シユーアルマイト	イオニア・チ	6,297	鋼管鶴見
丸窓(300%φ)	C.S	FAIAC1, FAIAS1	186	シユーアルマイト	ヤレンジヤー	6,295	鋼管鶴見
丸窓(300%φ)	C.S	FAIAC1, FAIAS1	456	シユーアルマイト	イオニア・チ	6,295	鋼管鶴見
丸窓(250%φ)	C.S	FAIAC1, FAIAS1	83	シユーアルマイト	ヤレンジヤー	6,295	鋼管鶴見
ウインド・ブリーカー	P	52S	150	下ジンクロ, 上一調合ペイント	ダニーナ	20,000	日立造船
ウインド・ブリーカー	P	52S	150	下ジンクロ, 上一調合ペイント	クリスチナ	20,000	日立造船

3. 電気・計器(1)

管制器母線	B(角)	AIIB1	FAIAC1	140	下ジンクロ, 上一メラミン	摩周丸	3,000	浦賀
探照灯(40cm)	C	FAIAC1	3	下ジンクロ, 上一メラミン	む山丸	700	浦賀	
マスター・ログカバー	C	FAIAC1	20	下ジンクロ, 上一メラミン	下山丸	6,300	浦賀	
ロングスイッチ箱ケース, カバー	P.C	FAIAC1	9	下ジンクロ, 上一メラミン	下山丸	6,300	浦賀	
速度指示器ケース, カバー	P.C	FAIAC1	12	下ジンクロ, 下一メラミン	下山丸	6,300	浦賀	
ログ接続箱, デセース・ツツチ	C	FAIAC1	5	下ジンクロ, 上一メラミン	下山丸	6,300	浦賀	
電話軸換器箱	C	FAIAC1	2	下ジンクロ, 上一メラミン	下山丸	6,300	浦賀	
電話軸換器箱	C	FAIAC1	39	上一メラミン焼付	下山丸	6,493	管鶴見	
磁気針儀	C	FAIAC1	39	上一メラミン焼付	下山丸	6,926	管鶴見	
磁気針儀	C	FAIAC1	76	下ジンクロ, 上一メラミン	下山丸	6,919	管鶴見	
テレグラフスタンド	C	FAIAC1	45	下ジンクロ, 上一メラミン	下山丸	7,700	浦賀	
電気式テレグラフ用スタンド	C	FAIAC1	45	下ジンクロ, 上一メラミン	下山丸	7,300	長崎田代	
隔壁灯(2種)	C.P	FAIAPI, FAIAC1	30	シユーアルマイト, 上一メラミン焼付	下山丸	7,300	三蔵永	
船灯	C	FAIAC1	188	シユーアルマイト, 下一メラミン焼付	下山丸	7,700	藤永	
磁気針儀	C	FAIAC1	12	中一フタル酸とAP, 上一オルガ	下山丸	13,752	浦賀	
磁気針儀	C	FAIAC1	24	上一メラミン焼付	下山丸	7,550	管鶴見	
電気式テレグラフ用スタンド	P.C	FAIAPI, FAIAC1	45	下ジンクロ, 上一メラミン	下山丸	8	浦賀	
手サゲ灯箱	P.C	FAIAPI, FAIAC1	24	上一メラミン焼付	下山丸	8	浦賀	
磁気針儀	C	FAIAC1	24	上一メラミン焼付	下山丸	8	浦賀	

其の 2

軽金属使用状況一覧表 (1952~54年)

1. 船 艏 (1)

註: WP: ウオツシュブライマー Z/C: ジンククロメート

品 名	アルミニウムおよび同合金				船 名	総屯数	建造所
	形 状	材 質	重 量、kg	表面処理の方法			
船こく全般、エヤーケース	P.S	52S-O, 56S-O	500	W.P., Z/C	救命艇(エンジン付)	7.3m	東造船
甲板、上部構造物	P.S.F	P=52S-O, S=56S-O	200	W.P., Z/C	305(警備艇)	10m	東造船
甲板、上部構造物	P.S.F	P=52S-O, S=56S-O	200	W.P., Z/C	306(警備艇)	10m	東造船
甲板、上部構造物	P.S.F	P=52S-O, S=56S-O	200	W.P., Z/C	307(警備艇)	10m	東造船
甲板、上部構造物	P.S.F	P=52S-O, S=56S-O	200	W.P., Z/C	308(警備艇)	10m	東造船
甲板、上部構造物	P.S.F	P=52S-O, S=56S-O	200	W.P., Z/C	309(警備艇)	10m	東造船
甲板、上部構造物	P.S.F	P=52S-O, S=56S-O	780	W.P., Z/C	505(警備艇)	10m	東造船
甲板、上部構造物	P.S.F	P=52S-O, S=56S-O	780	W.P., Z/C	506(警備艇)	10m	東造船
甲板、上部構造物	P.S.F	P=52S-O, S=56S-O	960	W.P., Z/C	606(警備艇)	10m	東造船
甲板、上部構造物	P.S.F	P=52S-O, S=56S-O	960	W.P., Z/C	607(警備艇)	10m	東造船
甲板、上部構造物	P.S.F	P=52S-O, S=56S-O	780	W.P., Z/C	507(警備艇)	10m	東造船
甲板、上部構造物	P.S.F	P=52S-O, S=56S-O	780	W.P., Z/C	508(警備艇)	10m	東造船
船こく全般、エヤーケース	P.S	52S-O, 56S-O	450	W.P., Z/C	救命艇	7.3m	東造船
船こく全般、エヤーケース	P.S	52S-O, 56S-O	450	W.P., Z/C	救命艇	7.3m	東造船
船こく全般、エヤーケース	P	52S	500	W.P., Z/C	同(エンジン付)	7.3m	東造船
板			50	Non	ニューヨーク丸	7,735	名古屋造船
操だ室天井 ³⁾⁴⁾	P	52S-1/2H	1,135	1)			
同上 Beam および Web Beam	S	52S-1/2H	435				
同上 Boundary Ang.	S	52S-1/2H	102	Self-Etching Primer-1			
および Guttur Ang.	S.P	52S-1/2H	{ P=25 S=39	Yellow-Primocon-2			
操だ室内 Pillar		52S-1/2H		同上および Lagoline-Under-coating-2			
操だ室前壁	P	52S-1/2H	557	同上および white-1			
同上 Stiffner	S	52S-1/2H	132	Self-Etching Primer-1			
同上 BKT.	P	52S-1/2H	20	Yellow Primcon-2	IONIAN MESSENGER	13,555	銅管被見
同上 Visor	P	52S-O	69	同上および Lagoline Under-coating-2			
操だ室構造用リベット材	R	52S	130	Lagoline White-1			
Ladar Mast	P.S.R	{ P=52S-1/2H, O S=52S-1/2H R=52S	{ P(1/2) P(O) S=54 R=87 S=87 R=19	Self-Etching Primer-1 Yellow Primer-2 Lagoline Undercoating-2 Lagoline White-1			
コンバス甲板以下、ホイルハウスおよびプリジング甲板、スティフナーおよびビームなど全部	P	52S-1/2H	2,827	5)	興南丸	380GT	日立向島
操だ室天井および前端壁	P.S	52S-1/2H	P=1540 S=270	6)			
エヤースロット	P.S	{ P=52S-O S=52S-1/2H	350 20	6)	安芸丸	7,639	三菱長崎

1. 船 艏 (2)

品 名	アルミニウムおよび同合金				船 名	総屯数	建造所
	形 状	材 質	重 量、kg	表面処理の方法			
コンバススクリーン	P.S.R	FA1AP1B	110	下-Z/C, 上-アルミペイント	昌和丸	6,628	浦賀造船
コンバススクリーン	P.S.R	FA1AP1B	100	下-Z/C, 上-アルミペイント	B.A.キヤナダ	13,245	浦賀造船
コンバススクリーン	P.S.R	FA1AP1B	110	下-Z/C, 上-アルミペイント	多聞丸	7,680	浦賀造船
甲板、上部構造物	P.S.F	P=52S-O, S=56S-O	300	W.P., Z/C	310(警備艇)	10m	東造船
甲板、上部構造物	P.S.F	P=52S-O, S=56S-O	300	W.P., Z/C	311(警備艇)	10m	東造船
甲板、上部構造物	P.S.F	P=52S-O, S=56S-O	1,860	W.P., Z/C	704(警備艇)	21m	東造船
甲板、上部構造物	P.S.F	P=52S-O, S=56S-O	2,310	W.P., Z/C	801(警備艇)	24m	東造船
船こく全般	P.S	P=52S-O, S=56S-O	130	W.P., Z/C	船外機艇 1	12ft	東造船
船こく全般	P.S	P=52S-O, S=56S-O	130	W.P., Z/C	船外機艇 2	12ft	東造船
船こく全般	P.S	P=52S-O, S=56S-O	130	W.P., Z/C	船外機艇 3	12ft	東造船
船こく全般	P.S	P=52S-O, S=56S-O	130	W.P., Z/C	船外機艇 4	12ft	東造船
船こく全般	P.S	P=52S-O, S=56S-O	130	W.P., Z/C	船外機艇 5	12ft	東造船
甲板および上部構造物	S.P.F	52S-O, 56S-O	320	W.P., Z/C	312(河川用)	35ft	東造船
甲板および上部構造物	S.P.F	52S-O, 56S-O	320	W.P., Z/C	313(河川用)	35ft	東造船
甲板および上部構造物	S.P.F	52S-O, 56S-O	320	W.P., Z/C	314(河川用)	35ft	東造船
甲板および上部構造物	S.P.F	52S-O, 56S-O	320	W.P., Z/C	315(河川用)	35ft	東造船
甲板および上部構造物	S.P.F	52S-O, 56S-O	320	W.P., Z/C	316(河川用)	35ft	東造船
甲板および上部構造物	S.P.F	52S-O, 56S-O	320	W.P., Z/C	317(河川用)	35ft	東造船
甲板および上部構造物	S.P.F	52S-O, 56S-O	320	W.P., Z/C	318(河川用)	35ft	東造船
甲板および上部構造物	S.P.F	52S-O, 56S-O	320	W.P., Z/C	319(河川用)	35ft	東造船
甲板および上部構造物	S.P.F	52S-O, 56S-O	320	W.P., Z/C	320(河川用)	35ft	東造船
甲板および上部構造物	S.P.F	52S-O, 56S-O	320	W.P., Z/C	321(河川用)	35ft	東造船
船こく全般、上部構造、プロプラなど	S.P.C	52S-O, 56S-O	1,000		漁艇かもめ 1号	8.5m	東造船
船こく全般、上部構造、プロプラなど		52S-O, 56S-O	1,000		漁艇かもめ 2号	8.5m	東造船
船こく部	{ P S C	NPS/6 NPS/6 FA1AC1	3,200 600 200	B.C.T. または Alodine # 1200 B.C.T. または Alodine # 1200 B.C.T. または Alodine # 1200	{ あらかぜ	15	三菱下関

上部構造	P.S.R	52S 52S 56S	662 187 20	リン酸アルミニウム法+メタラクトH4-2 回+ビニリアA/C黄2回+同A/C銀3 回+同A/F白2回	せと	28	信貴造船
船底全般, 上部構造	P.S	52S-O, 56S-O	180	W.P., Z/C	船外機艇	13ft	東造造船
甲板および上部構造	P.S.F	52S-O, 56S-O	2,310	W.P., Z/C	802 (警備艇)	24m	東造造船
甲板および上部構造	P.S.F	52S-O, 56S-O	2,310	W.P., Z/C	803 (警備艇)	24m	東造造船
甲板および上部構造	P.S.F	52S-O, 56S-O	2,310	W.P., Z/C	804 (警備艇)	24m	東造造船
甲板および上部構造	P.S.F	52S-O, 56S-O	2,310	W.P., Z/C	805 (警備艇)	24m	東造造船
船底, 上部構造	P.S.F	52S-O, 56S-O	800	W.P., Z/C	未定 (警備艇)	26ft	東造造船
船底, 上部構造	P.S.F	52S-O, 56S-O	800	W.P., Z/C	未定 (警備艇)	26ft	東造造船
船底, 上部構造	P.S.F	52S-O, 56S-O	800	W.P., Z/C	未定 (警備艇)	26ft	東造造船
船底, 上部構造	P.S.F	52S-O, 56S-O	800	W.P., Z/C	未定 (警備艇)	26ft	東造造船

2. 艦 製 (1)

機関空気密室	P.B	52S-O, 1/2H	16	Non	祐丸	28,000	播磨造船
機関空気密室	金物	56S-O	16	Z/C1回+シルバックス1回	邦丸	28,000	播磨造船
丸窓 (300φ)	C	FA1AC1	72	シューレンアルマイト	会丸	7,750	菱日重
丸窓 (300φ)	C	FA1AC1	264	シューレンアルマイト	浅間丸	7,750	菱日重
舷梯	P.S.R.T.B	52-S-O, 1/2H, 56S-1/2H	760	W.P., 下-Z/C, 上-フタル酸	光榮丸	12,219	菱日重
ワーフラダー	P.S.R.T.B	52S-O, 1/2H	220	W.P., 下-Z/C, 上-フタル酸			
D級丸窓 (250φ)	C	FA1AC1, 2	50	シューレンアルマイト			
D級丸窓 (300φ)	C	FA1AC1, 2	544	シューレンアルマイト			
D級丸窓 (350φ)	C	FA1AC1, 2	61	シューレンアルマイト			
固定丸窓 (250φ木付)	C	FA1AC1	1	シューレンアルマイト			
固定丸窓 (250φ銅付)	C	FA1AC1	3	シューレンアルマイト			
固定丸窓 (300φ木付)	C	FA1AC1	8	シューレンアルマイト			
固定丸窓 (300φ銅付)	C	FA1AC1	15	シューレンアルマイト			
固定丸窓 (300φ×400%)	C	FA1AC1	16	シューレンアルマイト			

其の3

軽金属使用状況一覧表 (1954~1956年)

1. 船 製 (1)

品 名	アルミニウムおよび同合金				船 名	総屯数	建造所
	形 状	材 質	総重量. (kg)	表面処理法 ²⁾			
上部船板および同左前端壁一部 操だ室構造 (Compass周囲)	P.S	P.S共52S-O	240	WP, AIプライマー, サビ止めペイント,	むらちどり	189	三菱重工
	P.S	P.S共N5/6-O	2,700	BCT, WP, AC, 油性ペイント	ハイドロツサ	32,000	播磨造船
Wheel House ろつ骨, 縦通材, ハリなど船底 全般 (外板, 上構を除く)	P.S	P=52S-O, S=56S-O	1,760	Z/C	Prima Maersk	12,700	三井造船
	P.S.R	P=NP5/6-O S=NS5/6F, R=56S	380		あゆ (10m交通艇)	7	日立神奈川
艦橋構造	R.R	ANP	7,344	防衛庁アルミニウム工作法基準による	ゆきかぜ	1,700	甲型艦
艦橋および上部構造物など マスト	P.S.T	ANP-O, ANS ANT ANP-O	7,961	W.P×1, Z/C×2上塗塗料×2	はるかぜ	1,700	新三菱重工
	P		1,975	W.P×1, Z/C×2上塗塗料×2			
上部構造, 艦橋構造	P	ANP-O	1,700	D処理→水洗 W.P→Z/C			
上部構造, 艦橋構造	S	ANS-F	1,470	D処理→水洗 W.P→Z/C			
上部構造, 艦橋構造	R	A2V1-SS		D処理→水洗 W.P→Z/C			
砲支筒武器などの台	P	ANP-O	151	D処理→水洗 W.P→Z/C	301号艇	△T 250	日立造船
砲支筒武器などの台	S	ANS-F	103	D処理→水洗 W.P→Z/C			
主機台, 補機台, その他の台	P	ANP-O	965	D処理→水洗 W.P→Z/C			
主機台, 補機台, その他の台	S	ANS-F	100	D処理→水洗 W.P→Z/C			
主機台, 補機台, その他の台	P	ANP-O	385	D処理→水洗 W.P→Z/C			
主機台, 補機台, その他の台	S	ANS-F	27	D処理→水洗 W.P→Z/C			
上部構造, 艦橋構造	P	ANP-O	580	D処理→水洗 W.P→Z/C			
上部構造, 艦橋構造	S	ANS-F	120	D処理→水洗 W.P→Z/C			
砲支筒武器などの台	R	A2V1-SS		D処理→水洗 W.P→Z/C	魚雷艇1号	△T 60	日立造船
砲支筒武器などの台	P	ANP-O	485	D処理→水洗 W.P→Z/C			
主機台, 補機台, その他の台	S	ANS-F	16	D処理→水洗 W.P→Z/C			
主機台, 補機台, その他の台	P	ANP-O	515	D処理→水洗 W.P→Z/C			
主機台, 補機台, その他の台	P	ANP-O	385	D処理→水洗 W.P→Z/C			
主機台, 補機台, その他の台	S	ANS-F	27	D処理→水洗 W.P→Z/C			
上部構造, 艦橋構造	P	ANP-O	485	D処理→水洗 W.P→Z/C			
上部構造, 艦橋構造	S	ANS-F	16	D処理→水洗 W.P→Z/C			
砲支筒武器などの台	R	A2V1-SS		D処理→水洗 W.P→Z/C			
砲支筒武器などの台	P	ANP-O	485	D処理→水洗 W.P→Z/C			
砲支筒武器などの台	S	ANS-F	16	D処理→水洗 W.P→Z/C			
ろつ骨, ひじ板, その他	P	ANP-O	515	D処理→水洗 W.P→Z/C			
主機台, 補機台, その他の台	P	ANP-O	385	D処理→水洗 W.P→Z/C			
主機台, 補機台, その他の台	S	ANS-F	27	D処理→水洗 W.P→Z/C			
砲支筒武器などの台	P	ANP-O	485	D処理→水洗 W.P→Z/C			
砲支筒武器などの台	S	ANS-F	16	D処理→水洗 W.P→Z/C			
上部構造, 艦橋構造	P	ANP-O	580	D処理→水洗 W.P→Z/C			
上部構造, 艦橋構造	S	ANS-F	120	D処理→水洗 W.P→Z/C			
砲支筒武器などの台	R	A2V1-SS		D処理→水洗 W.P→Z/C			
砲支筒武器などの台	P	ANP-O	485	D処理→水洗 W.P→Z/C			
砲支筒武器などの台	S	ANS-F	16	D処理→水洗 W.P→Z/C			
ろつ骨, ひじ板, その他	P	ANP-O	515	D処理→水洗 W.P→Z/C			
主機台, 補機台, その他の台	P	ANP-O	385	D処理→水洗 W.P→Z/C			
主機台, 補機台, その他の台	S	ANS-F	27	D処理→水洗 W.P→Z/C			
砲支筒武器などの台	P	ANP-O	485	D処理→水洗 W.P→Z/C			
砲支筒武器などの台	S	ANS-F	16	D処理→水洗 W.P→Z/C			
上部構造, 艦橋構造	P	ANP-O	580	D処理→水洗 W.P→Z/C			
上部構造, 艦橋構造	S	ANS-F	120	D処理→水洗 W.P→Z/C			
砲支筒武器などの台	R	A2V1-SS		D処理→水洗 W.P→Z/C			
砲支筒武器などの台	P	ANP-O	515	D処理→水洗 W.P→Z/C			
主機台, 補機台, その他の台	P	ANP-O	385	D処理→水洗 W.P→Z/C			
主機台, 補機台, その他の台	S	ANS-F	27	D処理→水洗 W.P→Z/C			
砲支筒武器などの台	P	ANP-O	485	D処理→水洗 W.P→Z/C			
砲支筒武器などの台	S	ANS-F	16	D処理→水洗 W.P→Z/C			
上部構造, 艦橋構造	P	ANP-O	580	D処理→水洗 W.P→Z/C			
上部構造, 艦橋構造	S	ANS-F	120	D処理→水洗 W.P→Z/C			
砲支筒武器などの台	R	A2V1-SS		D処理→水洗 W.P→Z/C			
砲支筒武器などの台	P	ANP-O	515	D処理→水洗 W.P→Z/C			
主機台, 補機台, その他の台	P	ANP-O	385	D処理→水洗 W.P→Z/C			
主機台, 補機台, その他の台	S	ANS-F	27	D処理→水洗 W.P→Z/C			
砲支筒武器などの台	P	ANP-O	485	D処理→水洗 W.P→Z/C			
砲支筒武器などの台	S	ANS-F	16	D処理→水洗 W.P→Z/C			
上部構造, 艦橋構造	P	ANP-O	580	D処理→水洗 W.P→Z/C			
上部構造, 艦橋構造	S	ANS-F	120	D処理→水洗 W.P→Z/C			
砲支筒武器などの台	R	A2V1-SS		D処理→水洗 W.P→Z/C			
砲支筒武器などの台	P	ANP-O	515	D処理→水洗 W.P→Z/C			
主機台, 補機台, その他の台	P	ANP-O	385	D処理→水洗 W.P→Z/C			
主機台, 補機台, その他の台	S	ANS-F	27	D処理→水洗 W.P→Z/C			
砲支筒武器などの台	P	ANP-O	485	D処理→水洗 W.P→Z/C			
砲支筒武器などの台	S	ANS-F	16	D処理→水洗 W.P→Z/C			
上部構造, 艦橋構造	P	ANP-O	580	D処理→水洗 W.P→Z/C			
上部構造, 艦橋構造	S	ANS-F	120	D処理→水洗 W.P→Z/C			
砲支筒武器などの台	R	A2V1-SS		D処理→水洗 W.P→Z/C			
砲支筒武器などの台	P	ANP-O	515	D処理→水洗 W.P→Z/C			
主機台, 補機台, その他の台	P	ANP-O	385	D処理→水洗 W.P→Z/C			
主機台, 補機台, その他の台	S	ANS-F	27	D処理→水洗 W.P→Z/C			
砲支筒武器などの台	P	ANP-O	485	D処理→水洗 W.P→Z/C			
砲支筒武器などの台	S	ANS-F	16	D処理→水洗 W.P→Z/C			
上部構造, 艦橋構造	P	ANP-O	580	D処理→水洗 W.P→Z/C			
上部構造, 艦橋構造	S	ANS-F	120	D処理→水洗 W.P→Z/C			
砲支筒武器などの台	R	A2V1-SS		D処理→水洗 W.P→Z/C			
砲支筒武器などの台	P	ANP-O	515	D処理→水洗 W.P→Z/C			
主機台, 補機台, その他の台	P	ANP-O	385	D処理→水洗 W.P→Z/C			
主機台, 補機台, その他の台	S	ANS-F	27	D処理→水洗 W.P→Z/C			
砲支筒武器などの台	P	ANP-O	485	D処理→水洗 W.P→Z/C			
砲支筒武器などの台	S	ANS-F	16	D処理→水洗 W.P→Z/C			
上部構造, 艦橋構造	P	ANP-O	580	D処理→水洗 W.P→Z/C			
上部構造, 艦橋構造	S	ANS-F	120	D処理→水洗 W.P→Z/C			
砲支筒武器などの台	R	A2V1-SS		D処理→水洗 W.P→Z/C			
砲支筒武器などの台	P	ANP-O	515	D処理→水洗 W.P→Z/C			
主機台, 補機台, その他の台	P	ANP-O	385	D処理→水洗 W.P→Z/C			
主機台, 補機台, その他の台	S	ANS-F	27	D処理→水洗 W.P→Z/C			
砲支筒武器などの台	P	ANP-O	485	D処理→水洗 W.P→Z/C			
砲支筒武器などの台	S	ANS-F	16	D処理→水洗 W.P→Z/C			
上部構造, 艦橋構造	P	ANP-O	580	D処理→水洗 W.P→Z/C			
上部構造, 艦橋構造	S	ANS-F	120	D処理→水洗 W.P→Z/C			
砲支筒武器などの台	R	A2V1-SS		D処理→水洗 W.P→Z/C			
砲支筒武器などの台	P	ANP-O	515	D処理→水洗 W.P→Z/C			
主機台, 補機台, その他の台	P	ANP-O	385	D処理→水洗 W.P→Z/C			
主機台, 補機台, その他の台	S	ANS-F	27	D処理→水洗 W.P→Z/C			
砲支筒武器などの台	P	ANP-O	485	D処理→水洗 W.P→Z/C			
砲支筒武器などの台	S	ANS-F	16	D処理→水洗 W.P→Z/C			
上部構造, 艦橋構造	P	ANP-O	580	D処理→水洗 W.P→Z/C			
上部構造, 艦橋構造	S	ANS-F	120	D処理→水洗 W.P→Z/C			
砲支筒武器などの台	R	A2V1-SS		D処理→水洗 W.P→Z/C			
砲支筒武器などの台	P	ANP-O	515	D処理→水洗 W.P→Z/C			
主機台, 補機台, その他の台	P	ANP-O	385	D処理→水洗 W.P→Z/C			
主機台, 補機台, その他の台	S	ANS-F	27	D処理→水洗 W.P→Z/C			
砲支筒武器などの台	P	ANP-O	485	D処理→水洗 W.P→Z/C			
砲支筒武器などの台	S	ANS-F	16	D処理→水洗 W.P→Z/C			
上部構造, 艦橋構造	P	ANP-O	580	D処理→水洗 W.P→Z/C			
上部構造, 艦橋構造	S	ANS-F	120	D処理→水洗 W.P→Z/C			
砲支筒武器などの台	R	A2V1-SS		D処理→水洗 W.P→Z/C			
砲支筒武器などの台	P	ANP-O	515	D処理→水洗 W.P→Z/C			
主機台, 補機台, その他の台	P	ANP-O	385	D処理→水洗 W.P→Z/C			
主機台, 補機台, その他の台	S	ANS-F	27	D処理→水洗 W.P→Z/C			

1. 船 艏 (2)

品 名	アルミニウムおよび同合金				船 名	総屯数	建造所
	形 状 ¹⁾	材 質	総重量、kg	表面処理法 ²⁾			
主要船体構造 舵 軸 構 管	P.S.B C	ANP,ANS,ANB FA1AC-1	22,000 60	WP, Z/C WP	魚雷艇4号	78	三菱造船 下関
船 体 外 板	P	NP5/6-O	3,000	WP+Z/C			
船 体 外 板	P	NP5/6H	29	WP+Z/C			
船 体 外 板	P	52S-O	224	WP+Z/C			
船 体 外 板	P	52S-O½H	587	WP+Z/C			
船 体 外 板	P	61S-T6	47	WP+Z/C			
船 体 外 板	B	A1	23	WP+Z/C			
船 体 外 板	B	A1	48	WP+Z/C			
船 体 外 板	B	52S	90	WP+Z/C			
船 体 外 板	B	NP5/6-F	34	WP+Z/C	7.5m 内火艇	7.5m	新明和興業 甲南工場
船 体 外 板	B	52S-F	80	WP+Z/C			
船 体 外 板	B	52S-O	200	WP+Z/C			
船 体 外 板	B	61S-T6	25	WP+Z/C			
船 体 外 板	S	NP5/6	665	WP+Z/C			
船 体 外 板	T	52S-F	120	WP+Z/C			
船 体 外 板	T	NP5/6	6	WP+Z/C			
船 体 外 板	R	52S	125	WP+Z/C			
ブリッジのコンパス周囲	P.S.R	52S-O	80	WP, 下-Z/C, 上-白ペイント	EAST EREEZE	DWT 6,220	川崎重工
ブリッジのコンパス周囲	P.S.R	52S-O	80	WP, 下-Z/C, 上-白ペイント	WEST EREEZE	DWT 6,220	川崎重工
コンパスブリッジ上のコンパス周囲	P.S.R	52S-O	300	WP, 下-Z/C, 上-白ペイント	LARGO	38,750	川崎重工
支 柱 ス テ イ 艦橋, 上部構造物	P.T P.S P.S T P.S R	ANP-O ANT-O ANP-O ANS-F ANP-O ANS-F ANT-O ANP-O ANS-F A2V1SS	80 15,000 1,900 3,500 約 600	WP,Z/Cペイント WP,Z/Cペイント WP,Z/Cペイント (内面はAIペイント)	乙型警備船 あけぼの		石川島重工

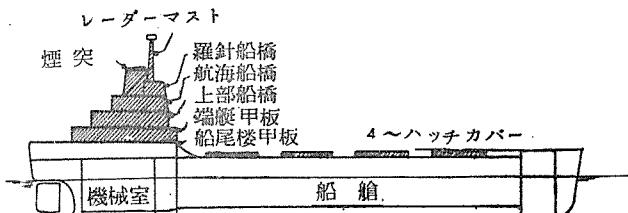
2. 節 装 (1)

品 名	アルミニウムおよび同合金				船 名	総屯数	建造所
	形 状 ¹⁾	材 質	総重量、kg	表面処理法 ²⁾			
D 級 丸 窓 250mmφ	C	FA1AC1	162	シユウ酸アルマイト			
D 級 丸 窓 250mmφ	C	FA1AC1	198	シユウ酸アルマイト			
C 級 丸 窓 250mmφ	C	FA1AC1	354	シユウ酸アルマイト			仲和工業 (製造)
D 級 丸 窓 250mmφ	C	FA1AC1	390	シユウ酸アルマイト			
C 級 丸 窓 250mmφ	C	FA1AC1	372	シユウ酸アルマイト			
D 級 丸 窓 250mmφ	C	FA1AC1	426	シユウ酸アルマイト			
艦橋角型上下窓 450×400	C	FA1AC1	213	JISH601-A2	ゆきかぜ		
艦橋角型上下窓 600×400	C	FA1AC1	124	JISH601-A2	不詳		
艦橋角型上下窓 400×440	C	FA1AC1	190	JISH601-A2	いかずち		
艦橋角型上下窓 760×450	C	FA1AC1	480	JISH601-A2	外國船 No. 874 / 2隻分		西成重工 (製造)
艦橋角型上下窓 550×380	C	FA1AC1	288	JISH601-A2	No. 875 / 2隻分		
ワーフラダー	{ P S R T }	{ FA1AP1B FAIAS1 FAIAV1 FAIAT1C }	145 315 10 15				
げん梯	{ P S R T }	{ FA1AP1B FAIAS2 FAIAV1 FAIT1C }	200 365 20 20		ANDROS CAPA		三菱日本 横浜
木製帆付通風金物	P	不 明	1				

6.1.2 個々の代表的使用実例

1. サンウォーカー号

1957年11月に浦賀造船所で竣工した Saguneay Terminals Ltd. の南アフリカ英領ギアナからジャマイカ島のアルミナム工場までの輸送に使用されるボーキサイト運搬船である。同船はデメララ河を航行する為吃水の浅いことが要求され、8,800 英屯のボーキサイトを満載した場合でも吃水は6 mを越えてはならないので重量軽減を強化する為に船尾樓甲板以上の上部構造、ハッチカバー、舷梯、救命艇、通風及び諸管装置、室内艤装品等に広汎にわたり145tのアルミニウムが使用された。アルミニウム合金使用範囲は第8図の通りである。



第8図 アルミニウム合金使用範囲（ハッチングの部分）

1.1 要 目

長サ (垂線間)	132.000m
巾 (型)	19.200m
深サ (型)	9.000m
満載吃水 (型)	6.096m
総屯数	6,639.03t
載貨重量	8,916.8LT
主機械	3段膨脹機関 1基

連続最大出力 1,850I.H.P×85R.P.M.

海上公試速力 11.6ノット

1.2 アルミニウム合金使用箇所、重量及び材質を第20表にレーダーマストを写真4に示す。

第20表 アルミニウム合金使用箇所、重量、材質表

使用箇所	材質	搭載重量kg	備考
上部構造 ハッチカバー	NP5/6-F	46,048	ロイド規格材
	NP5/6-F	61,856	ロイド規格材
舷梯2	板 A2P1-H 形材 A2S2-F	1,030	J I S 規格
ワーフラダー1	板 A2P1-H 形材 A2S2-F	566	J I S 規格
8m救命艇(2隻)	板 NP5/6-O 形材 NP5/6-F リベット NR5-F	1,500	ロイド規格材
ポートダビット	NP5/6-O	1,014	ロイド規格材
レーダーマスト	A2P1-O	800	J I S 規格
煙突	A2P2-1/2H	1,530	"
外部儀装品	板 A2P1-O 形材 A2S1-F	14,041	"
内部儀装品	板 A2P1-O 形材 A2S1-F	4,677	J I S 規格
管	A2T3-H A2T1-O	2,574	"
機関室儀装品	板 A2P1-O 形材 A2S1-F	4,617	"
電気関係儀装品	A2P1-O	450	"
合計		140,703	

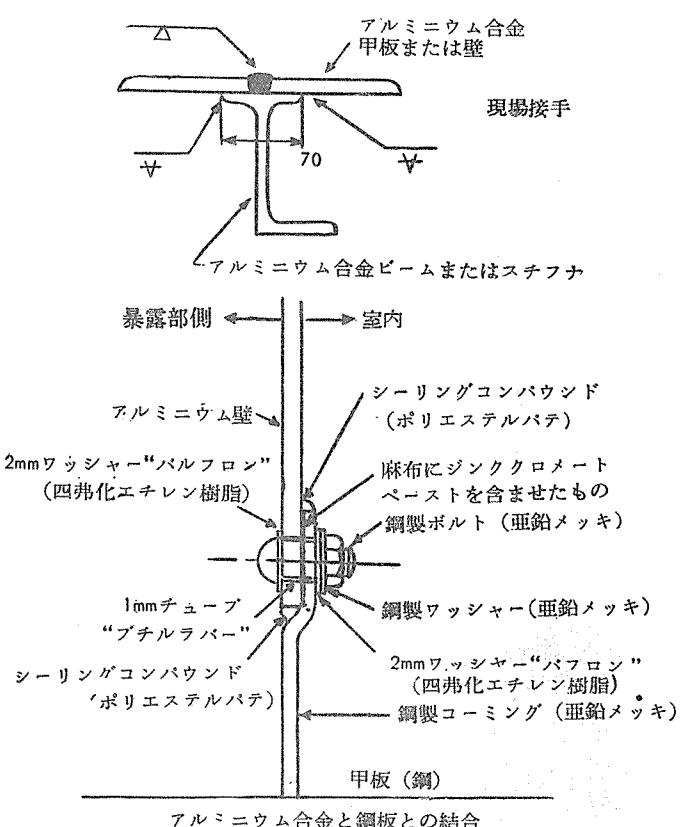


写真4. レーダーマスト

1.3 上部構造

船尾樓以上の甲板、甲板室にはアルミニウム合金を使用し、工作法は防衛庁“アルミニウム合金工作基準”を準用し極力溶接を採用し板および形材はNP5/6-F、ビヨウ材は52S-O、溶材は56Sを使用している。組立は上部の操舵室、ケーシング廻りを立体ブロックとし、それ以下の甲板、甲板室囲壁は平面ブロックとし現場溶接接手には特殊形材を使用し、甲板と甲板室囲壁との結合は鋸縫めとした。鋼板とアルミニウム合金の接合部は鋼製ボルト締めとし接触面は

完全に絶縁してある。現場接手、アルミニウム合金と鋼板との結合は第9図の通りである。使用材材質及び重量、甲板及び梁寸法は第21表および第22表に示す。



第9図 現場接手及び船尾樓甲板と船尾樓甲板室との結合

第21表 使用材及び重量

材質	重量kg	備考
板 NP5/6-F	35,750	
形材 NP5/6-F	8,424	
リベット ALCOA52S-O	254	リベット・径12φ~19φ熱間リベット
溶材ALCOA56S-F	1,620	ハッチカバー溶材を含む
合計	46,048	

第22表 甲板及び梁寸法

甲板	板厚		梁(心距760m/m)
	暴露部	室内	
羅針船橋甲板	5.5 mm	5.5 mm	75×50×6
航海船橋甲板	7.0	6.0	100×75×6.5
機関室隔壁頂板	8.0	—	100×75×6.5
上部船橋甲板	7.0	6.0	125×75×7.0
端艇甲板	7.0	6.0	125×75×8.5

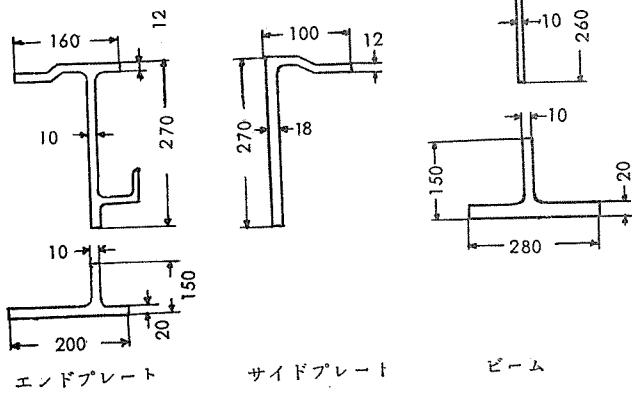
1.4 マックグレゴーハッチカバー

ハッチ寸法 14.440m×9.120m ハッチ数 4個

使用材 板及び形材 NP5/6-F

溶材 Alcoa 56S-F

全溶接を採用し、溶接用大形形材を第10図に、取付状況を写真5に示す。



第10図 ハッチカバー用大形形材

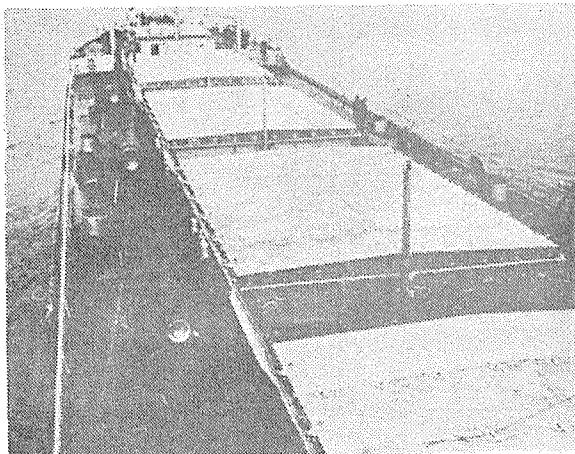


写真 5. ハッチカバー取付状況

1・5 外部艤装品

第23表に外部艤装品のアルミニウム合金使用例を示した。

第23表 外 部 艤 装 品

外部艤装品 (JIS材)

名 称	材 質 (J I S規格材)	備 考
梯子	A2P1-O	溶接構造
手スリ	A2S1-F	〃
固定天幕	A2P1-O	〃
同上支柱および梁	A2S1-F	〃
通風トランク	A2P1-O	
通風筒	A2P1-O	
通風扉	A2P1-O	溶接構造取付はリベット
通風窓	A2S1-F	溶接構造取付はリベット
通風舷窓	A2P1-O	溶接構造取付はリベット
舷窓	AC7A	取付はボルト締め
舷角	AC7A	〃

1・6 内部艤装品

アルミニウム材の使用範囲は主として倉庫の棚、船員室家具、厨房及び室内備品に使用し、其の主な製品は次の通りである。

(1) 倉庫関係

冷蔵庫、糧食庫、灯具庫および一般倉庫の棚等で第24表に概要を示した。

第24表 使 用 材 料

形 状	材質 (J I S)	寸 法、mm
板 材	A2P1-O	3.2~1.6
山 形	A2S1-F	5×65×55
平 材	A2S1-F	4×50×50
管 棒	A2T1-O	4.5×50
	A2B1-F	35φ, 45φ
		8φ, 16φ

(2) 廉價器具関係

パンこね器、ロッカー、コップ棚、皿棚、ピン棚、蝶帳、コップ掛けおよび調理台等で第25表に概要を示した。

第25表 使 用 材 料

形 状	材質 (J I S)	寸 法、mm
板 材	A2P1-O	1.8~1.2
山 形	A2S1-F	4×40×40
管	A2T1-O	6×50×50
		18φ, 35φ

塗装はジンククロメートプライマー焼付であり、仕上塗料はメラミン樹脂焼付け又は吹付である。

(3) 諸管装置および其他

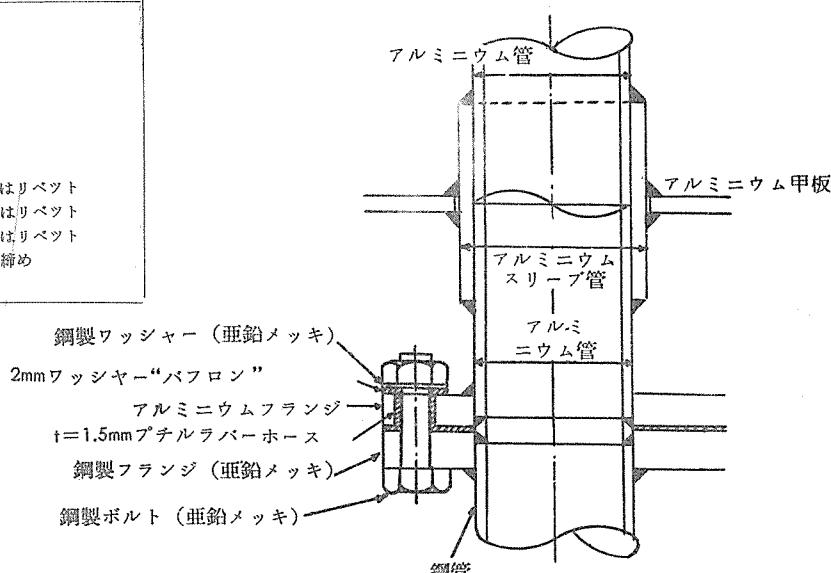
第26表、第27表および第11図にそれぞれの概要を示した。

第26表 アルミニウム合金管使用量

管径別使用範囲、吋	管の規格 (J I S)	合計長、m	合計重量 kg	管系統別
$\frac{1}{2}$ $\frac{3}{4}$ 1 $1\frac{1}{4}$ $1\frac{1}{2}$ 2 $2\frac{1}{2}$ 5 $3\frac{1}{2}$ 4 その他	A2T3-H	165	429	清・海水および温水管 伝声管、排水管、雜用 蒸氣管など
1 $2\frac{1}{2}$ 3 $3\frac{1}{2}$	A2T1-O	315	1,145	甲板洗淨兼 海水消防管
	合 計	480	1,574	

第27表 そのほかのアルミニウム材

5k-フランジ ($\frac{1}{2}''$ ~ $4''$)	= 200枚
10k-フランジ ($1''$ ~ $3\frac{1}{2}''$)	= 430枚
座金類および中フランジ ($\frac{1}{2}''$ ~ $4''$)	= 30枚
10k-ヒシ型弁 ($2\frac{1}{2}''$)	= 20個
10k-玉型弁 ($2\frac{1}{2}''$ ~ $3''$)	= 3個
10k-米式ホースねじカブリング	= 20個
管用バンド ($\frac{1}{2}''$ ~ $4''$)	= 315組



第11図 甲板貫通ピース詳細

1.7 機関室敷板、格子および梯子等

(1) 使用材料

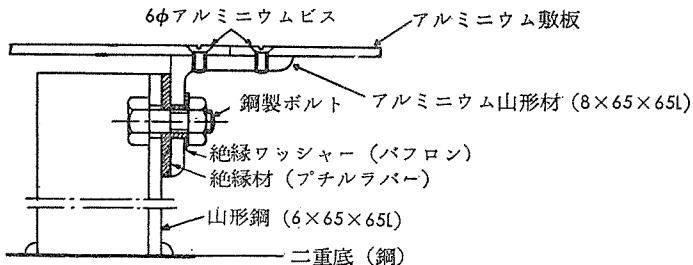
第28表に使用材料の概要を示した。

第28表

敷板(縫)	A2P1-O (JIS)
格子	A2P1-1/2H (JIS)
ステアートレーフ	A2P1-1/2H (JIS)
通風管	A2P1-O (JIS)
そのほか構造用山形材(A2S1-F) 平板(A2P1-O) 管(A2T1) 丸棒(A2B1) ボルト材(A2B1) 鋳造材(A2F2) などを使用した。	

(2) 縞敷板

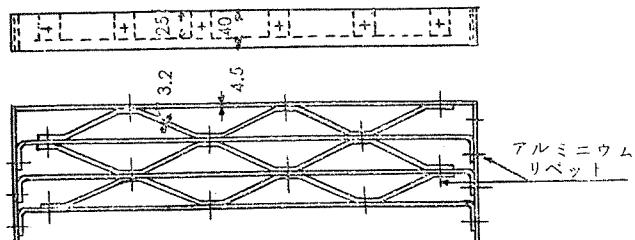
機関室最下段床敷板は全て 4.5mm 厚さの縞アルミニウム合金板を使用し第12図の方法により取付けた。



第12図 機関室敷板取付詳細

(3) 格子

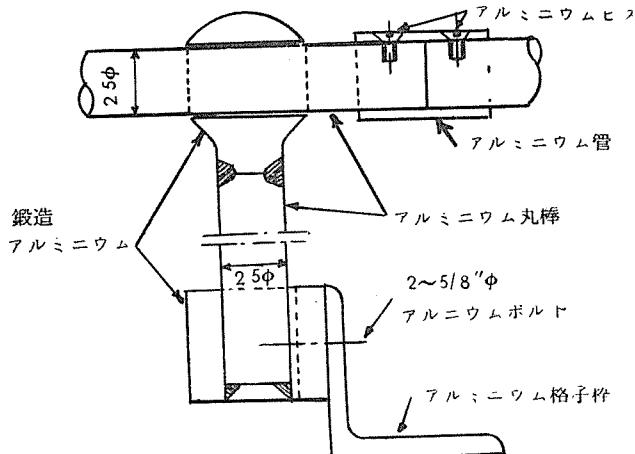
格子の標準寸法は 700×800mm、600×1,000mm、500×1,200mm、500×1,000mm、500×800mm、500×500mm、400×1,000mm および 300×1,200mm を使用しアルミニウム枠の中に格子を入れ絶縁材をかいして船体構造にボルト締めしたもので、その概略図を第13図に示した。



第13図 機関室格子

(4) 手摺および手摺用支柱

径 25mm のアルミニウム丸棒を使用し、手摺の接手は

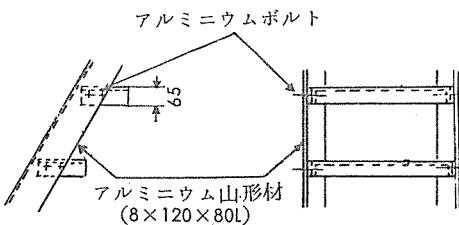


第14図 機関室手摺詳細

スリーブ(アルミニウム管)及び小ビスで接続し、支柱頭部および下部のみ鍛造アルミニウム材を使用して中間の丸棒に溶接してこれを格子枠にボルトで取付けてある。第14図に詳細を示した。

(5) 梯子

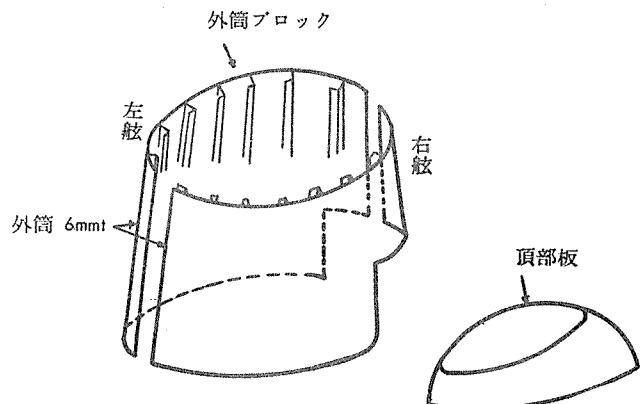
梯子の巾は 600mm および 500mm の 2 種類であり第15図に概要を示した。



第15図 梯子詳細

(6) 煙突

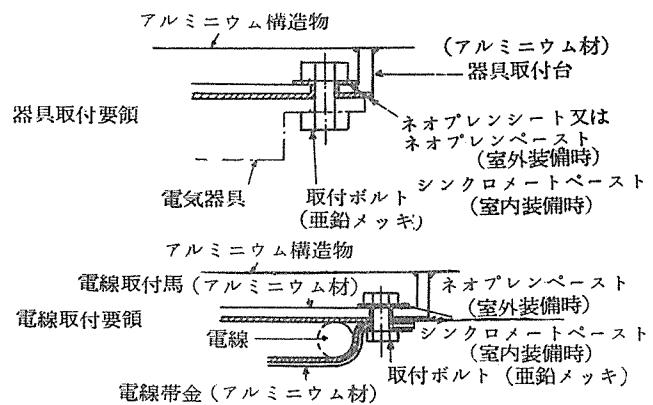
煙突内には煙路、発電機用消音器および排気管ならびに機関室用通風管等が配備され、卵型外筒で覆われて居り、煙突とアルミニウム甲板との接合はフランジによる溶接とし、外筒は 3 ブロックに分けて製作したものを地上組立として甲板に取付けた。煙突は高さ 5,700mm、巾 3,400mm で、船首部高さ 6,500mm、船尾部高さ 6,050mm である。第16図にその概要を示した。



第16図 煙突ブロック構成

1.8 電気艤装品

アルミニウム構造物に取付ける電気艤装品取付台は全てアルミニウム材を使用し取付け要領は第17図の通りである。



第17図 電線及び電気器具取付要領

2. 乙型警備艦あけぼの:

1955年石川島重工業で建造され我が国の大型船で最も広い範囲にアルミニウムを使用した船で上部構造、マスト、

家具等艦装品、搭載艇に約40屯を使用した排水量1,000tの
(15)
防衛庁警備艦である。

2.1 船殻: 訂 $\left\{ \begin{array}{l} P-\text{板} \quad S-\text{形材} \quad R-\text{鉄} \quad T-\text{管} \quad B-\text{棒} \quad C-\text{鍛物} \\ WP-\text{ウォッシュプライマー}, \quad Z/C-\text{ジンククロメート} \end{array} \right.$

品名	アルミニウムおよび合金				船名	総屯数	建造所
	形状	材質	重量 kg	表面処理			
支柱 橋脚 マスト 兵器 取付	P.T	ANP-O, ANF-O	80	WP.Z/Cペイント	あけぼの	1,000	石川島
	P.S	ANP-O, ANS-F	15,000	WP.Z/Cペイント		1,000	石川島
	P.S	ANP-O, ANS-F	1,900	WP.Z/Cペイント		1,000	石川島
	T	ANT-O		WP.Z/Cペイント		1,000	石川島
	P.S	ANP-O, ANS-F	3,500	WP.Z/Cペイント		1,000	石川島
	R	A2V1SS	約 600	内面アルミペイント		1,000	石川島

註 防衛庁規格: AN=JIS耐食アルミニウム7種

2.2 艦装:

品名	形状	材質	重量 kg	表面処理	船名	総屯数	建造所
サツシユ扉及非水密扉	P.S	CA1P-B,A2S1-F CA1P1-C	175.5	WP.I回塗、Z/C プライマー2回塗内 部用又は外部用上塗料2回塗	あけぼの	1,000	石川島
扉、諸計器用雨除	P	CA1P1-C	14.5	WP.I回塗、Z/C プライマー2回塗外 部用上塗料2回塗	あけぼの	1,000	石川島
竹ザオ、重油蛇管格納所	TPS	A2T-1H CA1PC,A2S1	26.7	"	あけぼの	1,000	石川島
スイツチレセスフタ	P.B	ANP-O,A2B1-O	3.5	"	あけぼの	1,000	石川島
前後部籠、過熱器、安全弁保護覆	P.B	CA1P1B,A2B1	10.73	舷手金物はアルマイトWP.I回塗、 Z/C プライマー2回塗	あけぼの	1,000	石川島
伝声管	T	A2T1-O	12.3	外部用又内部用上塗料2回塗布	あけぼの	1,000	石川島
伝声管用諸金	P.W.T.S	CA1P1B,A2W1-H A2S1-H,A2T-1	4.01	WP.I回塗、Z/C2回塗内面アルミペイ ント2回塗、外面不燃性ペイント2回塗	あけぼの	1,000	石川島
伝伝声管用帶金	P.B	CA1P1B CA1P1C,A2C2-H	9.42	WP.I回塗、Z/C2回塗内面アルミペイ ント2回塗、外面不燃性ペイント2回塗	あけぼの	1,000	石川島
テレモーターパイプ用帶金	P	CA1P1B	0.77	WP.I回塗、Z/C2回塗内面アルミペイ ント2回塗、外面不燃性ペイント2回塗	あけぼの	1,000	石川島
テレモーターパイプ用覆板	P	CA1P1B,CA1P1C	40.86	WP.I回塗、Z/C2回塗外用上塗料2回塗	あけぼの	1,000	石川島
通風トランク、フランジ、取付ハンド	P	CA1P1B	835	JISH8601陽極処理皮膜A1の後シリコン 樹脂に浸漬	あけぼの	1,000	石川島
給氣、排氣口	C	CA1P1B	13.78	"	あけぼの	1,000	石川島
角型上げ下げ窓	C	FA1AC-1	162.0	"	あけぼの	1,000	石川島
固定窓(ヒンジ式)	C	FA1AC-1	36.0	"	あけぼの	1,000	石川島
丸窓	C	FA1AC-1	6.0	"	あけぼの	1,000	石川島
固定窓	C	FA1AC-1	252.0	"	あけぼの	1,000	石川島
丸窓	C	FA1AC-1	11.6	"	あけぼの	1,000	石川島
丸窓風入内フタ	P.W.T.B	CA1P1B,A2W1 A2T1,A2B1	8.81	WP.I回塗 Z/C プライマー2回塗 外部又内部用上塗料	あけぼの	1,000	石川島
丸窓透光フタ	P.W.B	CA1P1B,A2W1 A2B1	45.65	WP.I回塗 Z/C プライマー2回塗 外部又内部用上塗料	あけぼの	1,000	石川島
空中線取付金具ケタ	P.T	ANP A2T1 ANP-O	80.0	"	あけぼの	1,000	石川島
手旗信號台	P.T	CA1P-0A2T1-O	11.4	"	あけぼの	1,000	石川島
信号旗	B.P	CA1P1B,A2B1	103.1	"	あけぼの	1,000	石川島
信号旗格納	B.P	CA1P1B,A2B1	42.2	"	あけぼの	1,000	石川島
30種信号	B.P	ANP,A2B1	46.2	"	あけぼの	1,000	石川島
舷船尾灯	B.P	CA1P1B,A2B2	11.2	"	あけぼの	1,000	石川島
舷船尾目標灯	P.B	ANP	1.8	"	あけぼの	1,000	石川島
マスト灯	P.B	CA1P1B,A2B1	9.4	WP.I回塗 Z/C プライマー2回塗 外部用上塗料2回塗	あけぼの	1,000	石川島
救命浮環	P	CA1P1B	30.1	WP.I回塗 Z/C プライマー2回塗 外部用上塗料2回塗	あけぼの	1,000	石川島
救命器具	P.S	CA1P1B,A2S1	195.0	WP.I回塗 Z/C プライマー2回塗 外部用上塗料2回塗	あけぼの	1,000	石川島
救命イカダ格納装置	S.T.B.R	A2S1F,CA1P1B A2T1-O,ANV	60.4	"	あけぼの	1,000	石川島
電波器取付台	P.T	ANP,A2T1	8.0	"	あけぼの	1,000	石川島
風向風速発信器	P.T	ANP,A2T1	0.8	"	あけぼの	1,000	石川島
1.5K信號灯	P.B.T	ANP,A2B1,A2T1	18.6	"	あけぼの	1,000	石川島
1.2及8cm双眼鏡	P	CA1P1B	102.0	"	あけぼの	1,000	石川島
梯子	S.P.R.T.B	A2S1-FCA1P1B A2T,ANV A2V1-H	100.2	"	あけぼの	1,000	石川島
足掛手掛け梯子	B.R	A2B1-H,A2V1	20.9	"	あけぼの	1,000	石川島
ジヤツキステージヤツキ	S.P.T	A2S1-H,CA1P1C A2T1	22.4	"	あけぼの	1,000	石川島
信号斜ヶタ	C.T	FA1AC1,A2T1-C	9.4	"	あけぼの	1,000	石川島
マスト付足掛け手掛け	T.P	A2T1-O,CA1P1-C	183.1	WP.I回塗 Z/C プライマー2回塗 外部用上塗料2回塗	あけぼの	1,000	石川島
副錨用ダビット	T	A2T1	40.0	"	あけぼの	1,000	石川島
空気中線支柱	T	A2T1	60.0	"	あけぼの	1,000	石川島
航洋科学要具	P.T	CA1P1B,A2T1	100.0	"	あけぼの	1,000	石川島
レーダー導波管用金物	P.B	CA1P1A,A2B1-H	19.3	"	あけぼの	1,000	石川島
ホイツブアンテナ増揚灯	P.B	CA1P1A,ANP-O A2B1-O	36.2	"	あけぼの	1,000	石川島
弾薬庫、爆雷庫等造作	P.S.B	ANP-O,CA1P1C A2B1-H	8.0	"	あけぼの	1,000	石川島
冷蔵庫グレーイング	P.S.B	A2S1-F CA1P1B,A2B1	2,193.3	"	あけぼの	1,000	石川島
家貝類(綿台、イス食卓を含む)	P.S.T.B.R	CA1P1B,A2S1 A2T1,A2B1,A2V1	4,378.0	日本ペイントアクティブプライマー 日本ペイントFZプライマー 銀色アルマイト処理	あけぼの	1,000	石川島
家貝類付属品類	C	FA1AC1	26.0	Z/C	あけぼの	1,000	石川島
備品小物類	P.B.T	CA1P1B A2B1,A2T1	143.9	アルマイト処理	あけぼの	1,000	石川島
通風路、通風路	P	CA1P1A	1,055	"	あけぼの	1,000	石川島
要具箱、機械、黒板、額縁	P	CA1P1A,A2S1-F	120	"	あけぼの	1,000	石川島
通風路	P	CA1P1B	11	"	あけぼの	1,000	石川島
伝子音響装置	P	CA1P1A	40	"	あけぼの	1,000	石川島
フロート式油水流量計	T	A2T1-O	25	"	あけぼの	1,000	石川島
風路等固定着	T	A2T1-O	2.5	"	あけぼの	1,000	石川島
	R	A2V1SS	約 1	Z/C	あけぼの	1,000	石川島

2.3 機関:

架 駆 動 計 吸 調 タ ク	精 動 齒 速 度 ラ ン ク	側 齒 器 室 ク	面 車 器 箱 室 室	蓋 箱 口 箱 蓋	C C C C C C C	JES 金属7182 AIAC3 JES 金属7182 AIAC3 JES 金属7182 AIAC3 JES 金属7182 AIAC3 JES 金属7182 AIAC3 JES 金属7182 AIAC3 JES 金属7182 AIAC3	10.0 23.1 6 2 5.4 9	アルマイト+Z/C アルマイト+Z/C アルマイト+Z/C アルマイト+Z/C アルマイト+Z/C アルマイト+Z/C アルマイト+Z/C	あけほの	1,000	石川島
--------------------------------------	--------------------------------------	-----------------------	----------------------------	-----------------------	---------------------------------	--	------------------------------------	---	------	-------	-----

3. くれない丸 (阪神別府航路客船)

(16)
1960年新三菱重工業神戸造船所で建造されアルミニウム
18t が使用され安定性と軽量化に寄与し 5,400 馬力エンジンを備え最高 19.5 ノットの速力を有する豪華客船である。
主要寸法: 全長 86.7m 長さ(垂線間)80.8m 型巾13.40m
深さ 6.25m 総屯数 2928.39t 純屯数 1621.19t
航海速力 18ノット 航続距離 2,160浬
旅客 1,113人 乗組員 81人

アルミニウム合金使用量及使用個所

3.1 使用重量:

船殻構造	11t	煙突	3t
艤装	4t	合計	18t

3.2 使用材料:

船殻及煙突 板ANP-O 型材ANS-F 鋼A2V7-F
艤装関係 鋸物AC7A-F 板A2P-1 形材A2S5-F

3.3 使用個所:

A 船殻構造 A 航海船橋甲板室全部 (厚さ 5mm)
B 娯楽室天井部 (厚さ 5mm、7mm)
煙突 (厚さ 4.5mm、6mm)

艤装関係

- A 各デッキ手摺 (約340m)
- B 客用階段ハンドレール (前部主階段を除く全部)
- C 角窓 (娯楽室 1m×1m 10個、上部、客用便所等 17個)
- D 舷窓 (300φ、250φ 17個)
- E 角窓用外蓋 (1.1m×1.2m 窓用 6 個)
- F 角窓窓枠 (特別室一等室、ロビー 1m×1m 窓用 26個、ロンジダイニングサロン 1.1m×1.2m 窓用 26個)
- G コルゲートパネル (食堂壁、バー天井)
- H 客用浴室天井内装
- I 機械室用壁内部防熱カバー (アルミニウム吸着板)
- J 冷暖房吹出口及吸入口グリッド
- K 膨脹式救命筏格納箱上部蓋 (24個)
- L 舷側梯子 (1個)
- M 特別二等用寝台梯子 (68個)
- N 肩籠
- O 其の他 コルゲートパネル (三等食堂壁、バーカウンター天井) 三等便所洗面所デコラパネル 目地板特2寝台用梯子、各室コートフック、エンタランス、ルミナスシーリング枠等

3.4 表面処理

甲板室 外面 ACP×2回 フタル酸系塗料×3回
内面は露出 ジンククロメートプライマー×2
回調合内塗料×2回
内面は内張下 ジンククロメートプライマー×

2回
煙突 外面 対熱塗料×2回
内面 ACP×2回 対熱塗料×2回

角窓、丸窓 硫酸皮膜

手摺暴露部 アルマイト仕上

居住区 ポリデュコール塗装

コートフック ヒドロニウム加工

其の他の艤装品 アルマイト仕上

3.5 アルミニウムと軟鋼材との絶縁

1. 水密部分

- a) パッキン ネオブレンテープ
- b) 塗材 ネオコートR
- c) ビョウ アルミニウム製ジンクロペースト塗
- d) ボルト 鋼製亜鉛メッキ、ネオブレンチューブ
巻
- e) ワッシャー ネオブレンワッシャー及鋼製亜鉛メッキワッシャー

2. 非水密部分

- a) パッキン 繊布ジンクロペースト塗
- b) ビョウ アルミニウム製ジンクロペースト塗

4. 油槽船用アルミニウム合金原油加熱管*

1958年に三菱日本重工横浜造船所で建造された、リベリア国マンモスタンカー World Inheritance 号 (積載重量 40,037t、全長 211.7m、型巾 28.8m、吃水 10.82m、速力 17.4 ノット、蒸気タービン一基 180,000 B.H.P.) には油槽内に 52S 合金製原油加熱管 (内径 50mm、肉厚 5 mm) が使用され、従来の鋳鋼製より 100t 以上も軽量化し耐食性優秀、良熱伝導性で、強度のあるアルミニウム合金原油加熱管は軟鋼、鋳鋼およびアルミブロンズ製よりはるかに優れた材料であり、新造船には殆どアルミニウム合金製原油加熱管が使用される傾向にある。

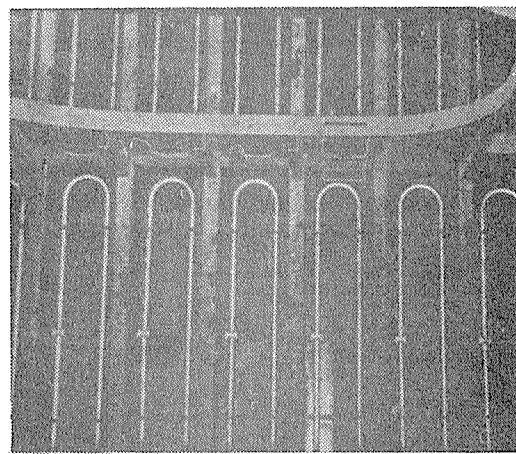


写真 6. ヒーティング・コイル

* Steel Engineering Installations Co., Ltd の開発したものである。

6・2 外国に於ける代表的使用実例

(1) United States 号

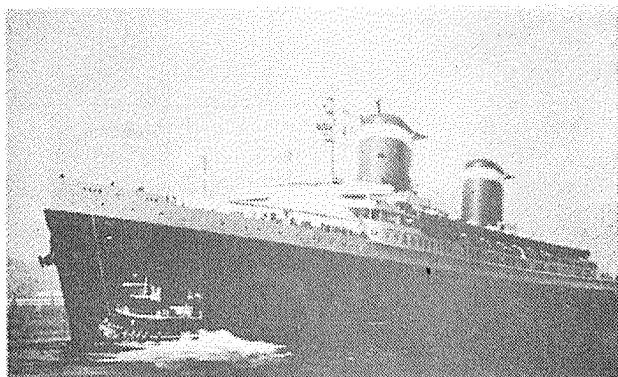


写真7. United States 全景

(3)

1952年建造の同船は今日迄に最も多量に軽合金を使用した 52,000t の客船で知り得る資料は少ないが、183m の上部構造（屋根、サンデッキ、スポーツデッキおよび遊歩デッキ等）に約 1,000t、救命ボート、マストおよび煙突等に約 400t、内部隔壁および家具類に 600t 計 2,000t のアルミニウム合金が使用され、すべてビヨウ接構造であるので約 1,200,000 本のビヨウを使用している。アルミニウムの使用により排水量を 15~20% 即ち 8,000~10,000t をへらすことが出来、これにより船価の総計は多分鋼鉄船より少いであろうといわれている。写真7は同船の外観を、写真8はその煙突（高さ 16.5m、巾 18m）を示す。

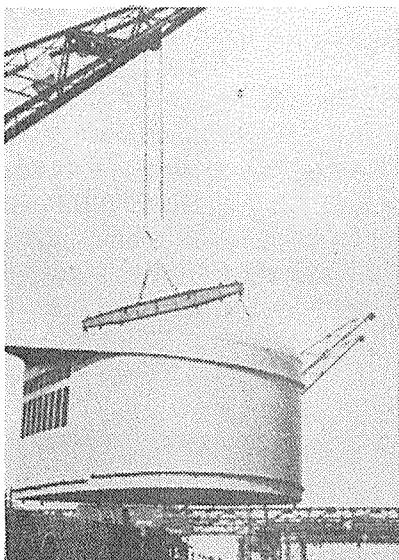


写真8. 煙突

(2) Oriana 号（写真9）

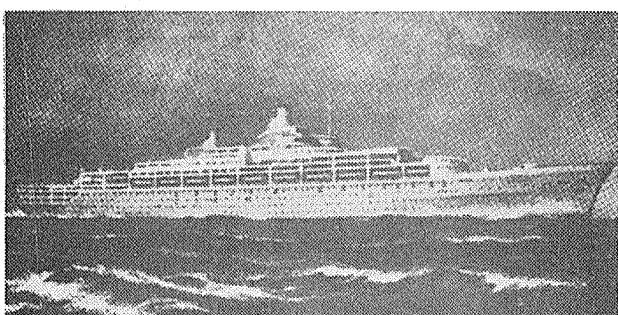


写真9. Oriana 全景

(17) Orient Line 社と P&O 社が東洋と太平洋航路用に豪州、北米および日本間に航路を拡大する為に Vickers-Armstrong 社で1959年に建造した 40,000G.T.、全長 244 m、船客 2,200 人の客船で、英國とシドニー間を 27.5 ノットで航海日数を 4 週間から 3 週間に短縮した。特に興味あることはアルミニウム構造の造船史上画期的な上部構造全長約 135m にアルミニウム合金 1,000t が使用され、今迄建造された溶接アルミニウム構造としては最大のものである。写真10および11にそれを示す。客船の設計では船の安定性を得ることが屢々最大の問題であり、上部構造にアルミニウムを使用する主な理由は船の重心を下げる事である。この改善は様々な目的に利用される。たとえば船体の寸法を変えて動力および燃料の節約を計り、或は乗客に対する設備を増加すること等である。前者の目的に使用した例は United States 号であり、後者は Bergensfjord 号および Oriana 号の場合である。

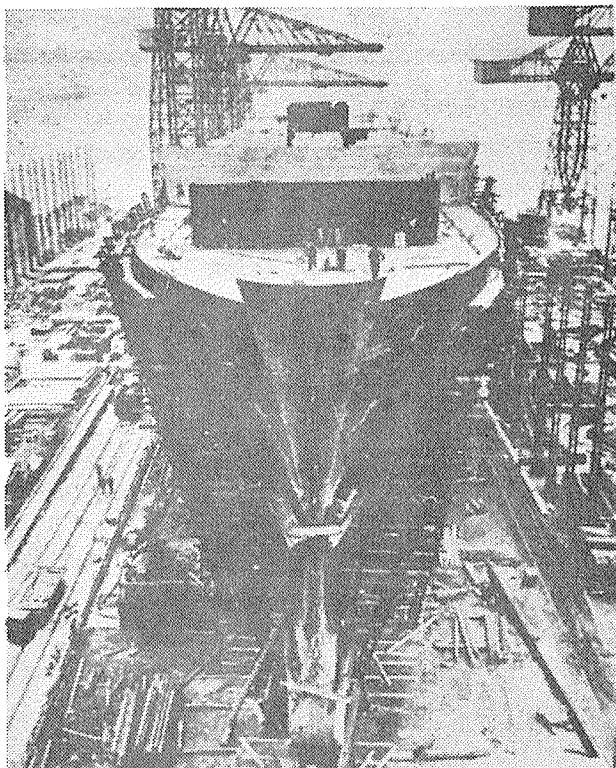


写真10. 建造中の Oriana で鋼船殻の上にアルミニウム上部構造が造り始められた所を示す。

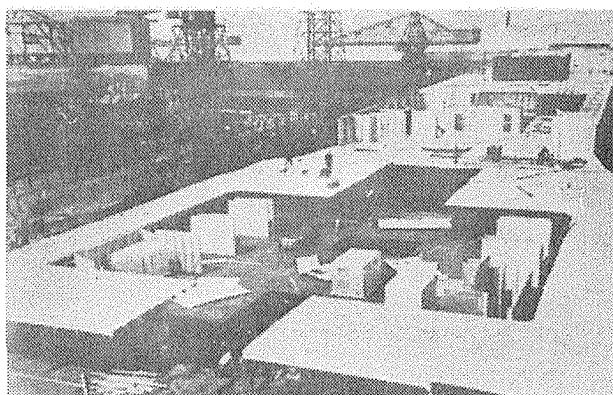


写真11. 船尾より見たアルミ上部構造建設状況。予め製作した単位組立についての考案を示している。

アルミニウム構造全体は取扱に便利なだけの大きさのセクション(デッキパネルの典型的寸法重量は約2t、 7.6m^2)に予め製作され、内部階段の様な大型構造も完全に組立てられた後船上に揚げられた。写真12にその概要を示す。広汎な自動式および手動のアルミニウム溶接設備が手押車に設置され、その中にはアルミニウムの“Sigma”溶接又は鋼の“Fusarc”溶接の何れにも使用出来る。写真13に外観を示した Quasi-Arc gantry machine があり、アルミニウム構造の隅肉溶接および突合溶接の大部分に工場ならびに船上で使用された。アルミニウム或いは鋼何れの場合でも造船には入手可能の最大の板を用いるのが有利であることは明らかであるが英國では現在1,824mm～2,128mmより巾の広いアルミニウム板が出来ないのでNorthern AL.社が普通の巾のものを自動式溶接機で2倍の巾に製

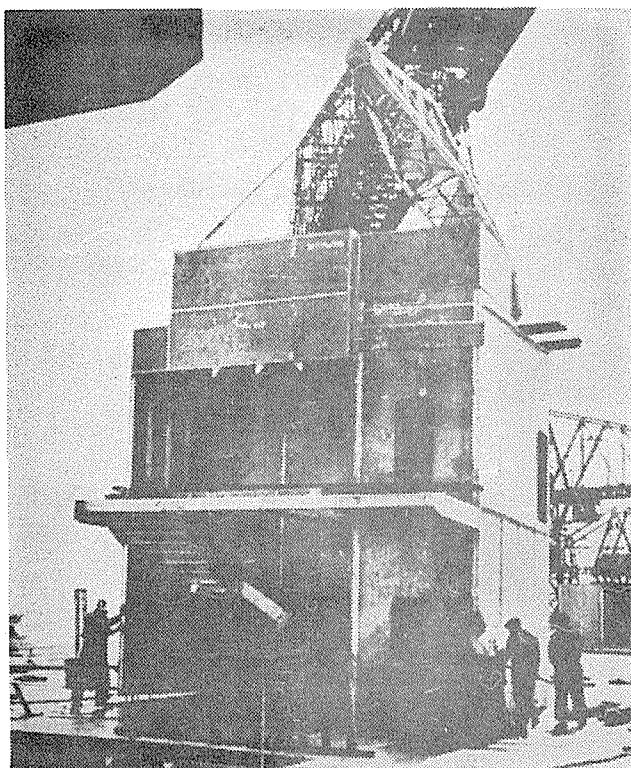


写真12 最大組立式アルミニコニットが甲板上に据付けられたところを示す。

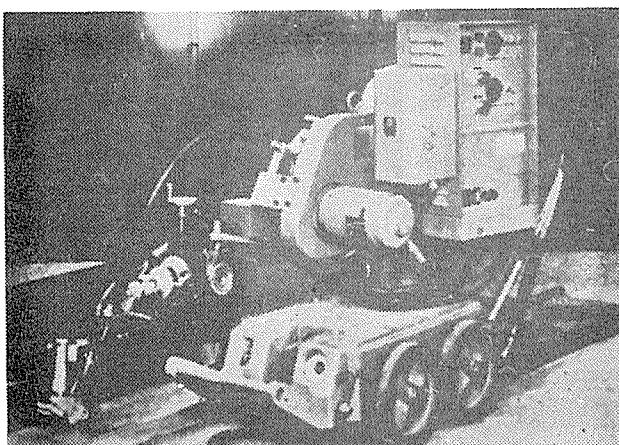


写真13. Quasi-Arc sigma 自動推進溶接機

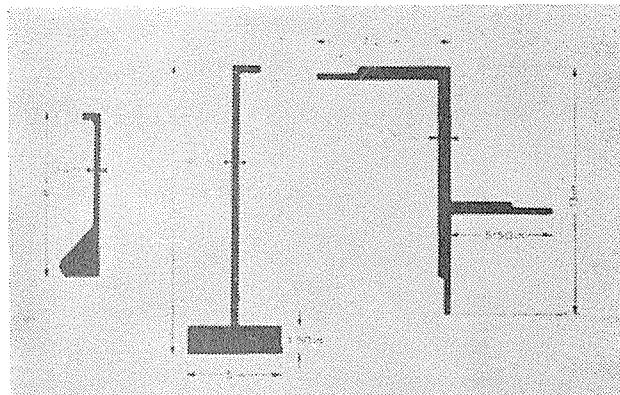


写真14. 構造材に使用された形材

作した50.8mm～101.6mmの厚板総計約750tを使用した。桁及びその他の部材並に通常のデッキ横材及び補強材には出来るだけ押出材(写真14)を使用した。最大のものは全体の寸法が約406mmで重量は305mmにつき6.8kgである。構造材全体にわたり使用されたアルミニウム合金は、板には非熱処理合金NP5%、押出材には非熱処理合金NE6を使用し何れもロイド規格の要求する溶接構造用標準材料である。

(3) Canberra 号

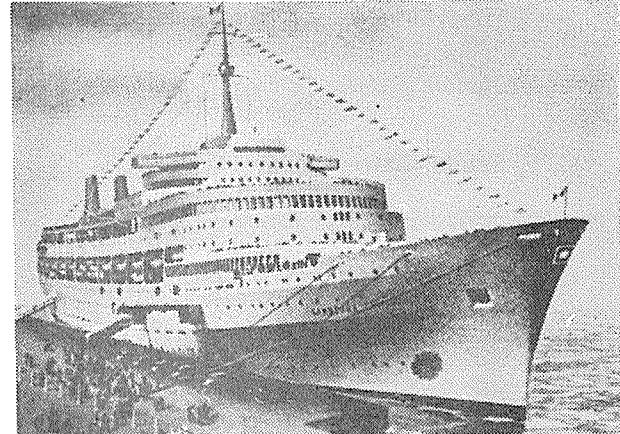


写真15. Canberra 全景

写真15に外観を示したCanberra号は濠州、北米及び日本間の航路用に1960年 Harland Wolff会社で建造された45,000tの英豪華客船で、アルミニウムの使用により得られた利益は高価な材料を使用することによる余分の価格と完全に相殺する結果となった。すなわち1,000tのアルミニウムを使用した為に構造重量が約1,500t軽減され、それにより200～300人の余分の乗客を乗せることが出来た。2本の通風筒、マストもアルミニウム製で材質BA28の板、押出材約800tが使用され全てSigma溶接法により接合され、甲板パネルは9.12m迄のものが組立単位部材として予め作られた。

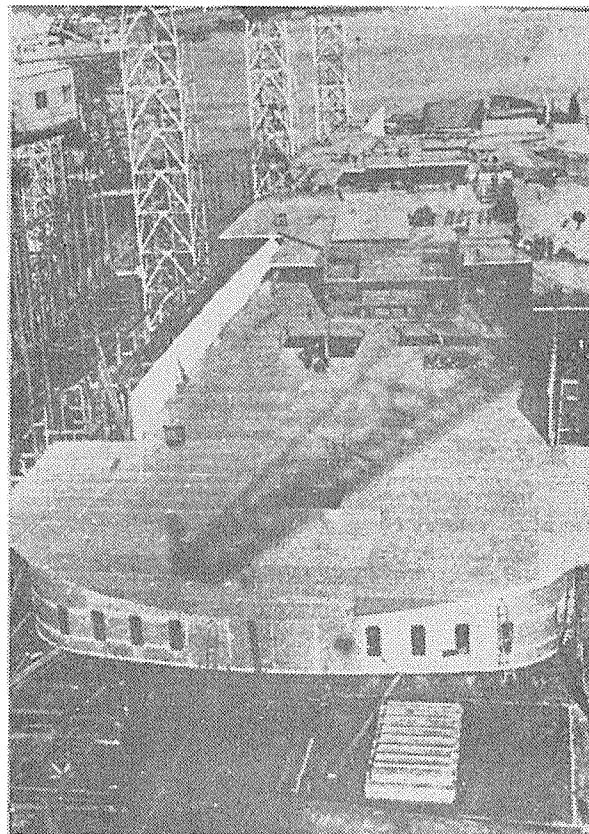


写真16. 遊歩甲板の前端に於ける全溶接アルミ上部構造の組立

(4) アルミナ輸送船

南仏と南阿間のアルミナばら積輸送船として Reunis Loire Normandie 造船所で1959年同型2隻が建造された。
(19)
 即ち

M. S. Sainte-Claire-Deville (第18図)

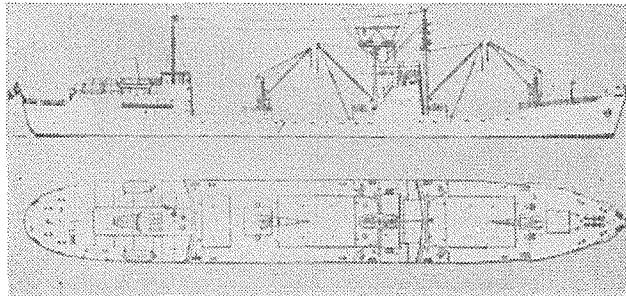
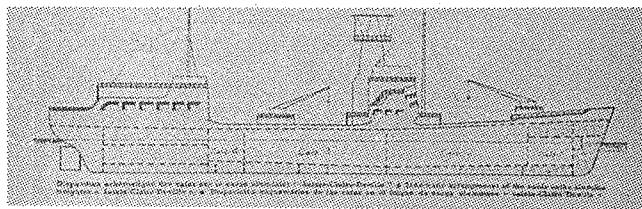


写真18図 Sainte-Claire-Deville 全景

要目

積載重量	7,650t
全長	128.235m
巾	17.30m
吃水	7.350m
速度	14.5ノット
主機	デーゼル 5,200HP
1号船艙容積(雑貨)	527m ³
2号船艙容積(アルミナ)	3432m ³
3号船艙容積(アルミナ)	3752m ³
4号船艙容積(雑貨)	825m ³



第19図 船艙配置図

両船共各々約 100t のアルミニウム合金が上部構造、煙突、ハッチカバー、機関室フロア、タラップ、階段手摺、換気パイプ、室内装飾、家具、舷窓、救命ボート、艇庫等に使用され夫々次に掲げる写真17~21に示す通りである。

アルミナの船艙にはエアースライドが底部に設備され中央のバケットエレベーター2基により毎時 200t の割合でアルミナを荷揚げする。第20図に救命ボートダビットの構造を、第21図に荷揚げの状態を示した。

(5) ボーキサイト輸送貨客船

その代表的なものは、アルコア社の Alcoa Corsair号、Alcoa Clipper 号および Alcoa Cavalier 号の3姉妹船で、1946年 Alcoa 社は南米からボーキサイトを運送する為に、何れも戦時標準貨物船 Victory 型を改造するさいに重心低下と室内装備の美化の為にアルミニウム材を多量に採用した。その1例として Alcoa Corsair 号の外観を写真22に示した。

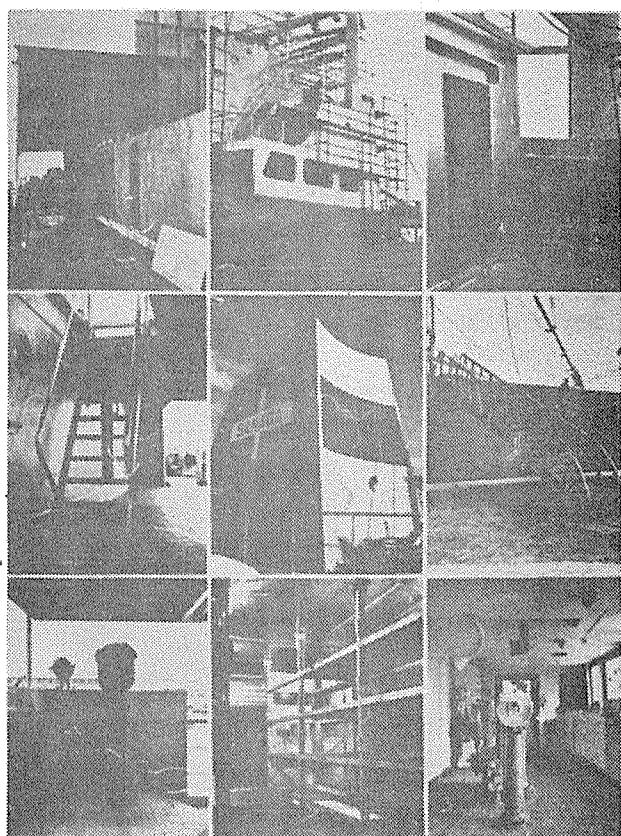


写真17. アルミニウム合金上部構造

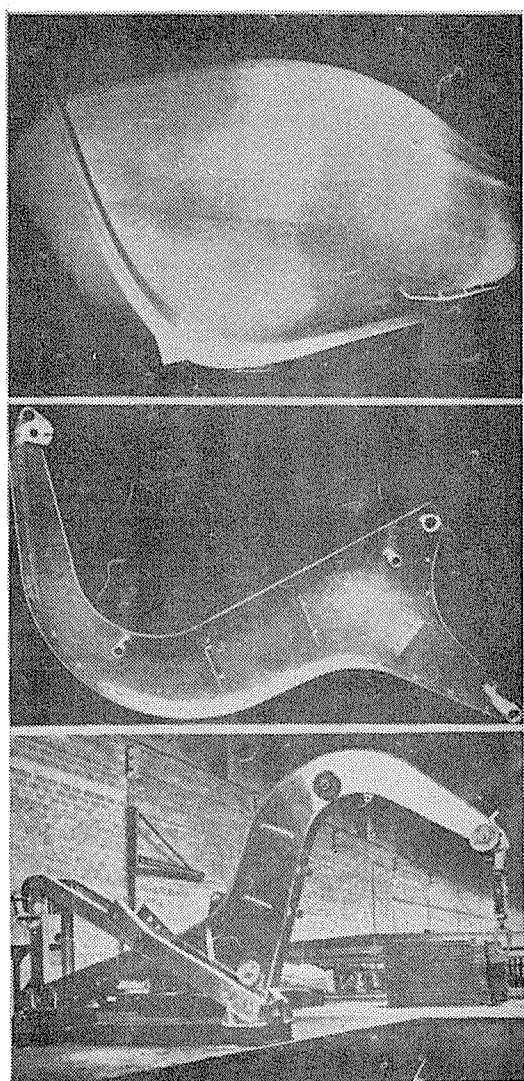


写真18. 上アルミニウム合金救命ポート
材質 A-G5 5mm 厚サ板使用
中 アルミニウム合金製ポートダビットアーム
下 組立てられたポートダビット

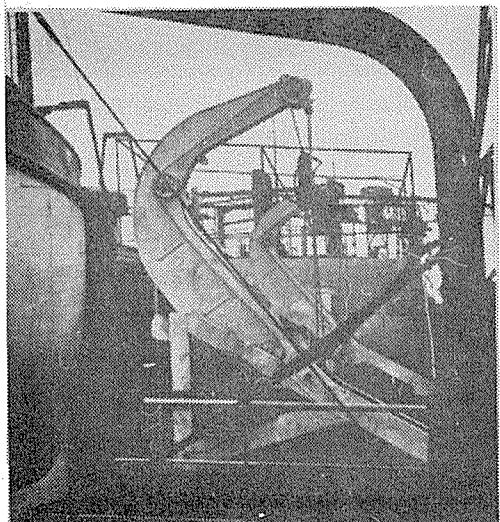


写真19. ポートダビット取付状況

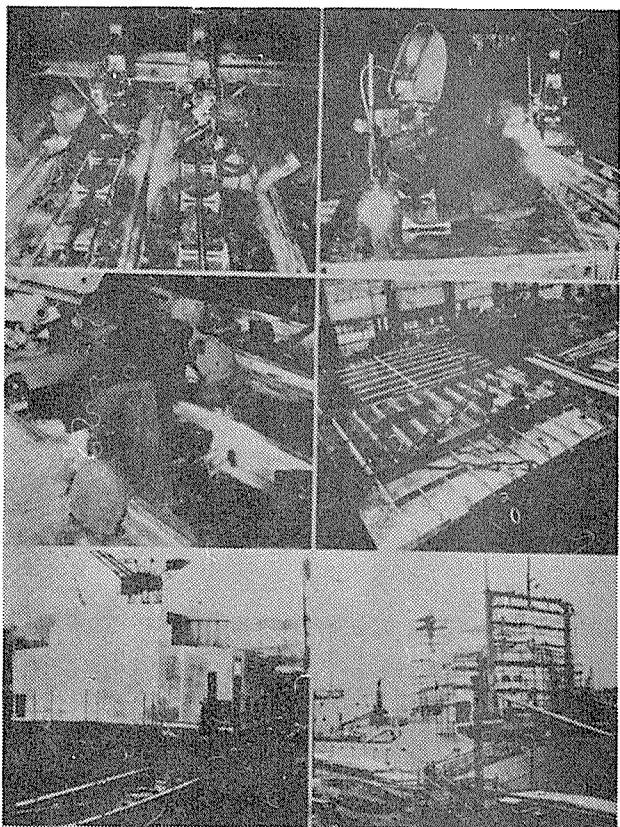


写真20. 工場に於ける船橋用アルミニウム合金構造部
分の製作と甲板上の組立状況
特に Nertalic 自動溶接装置を示す。

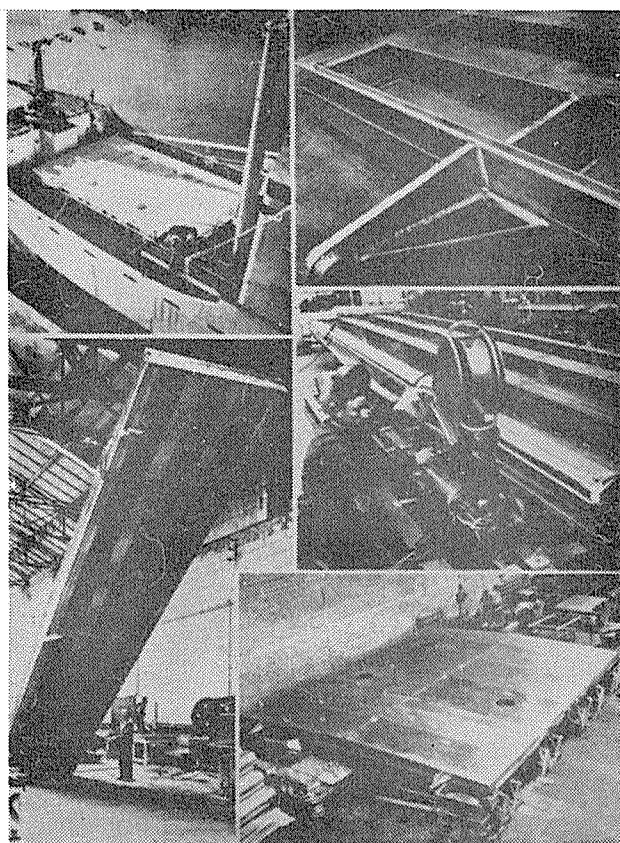
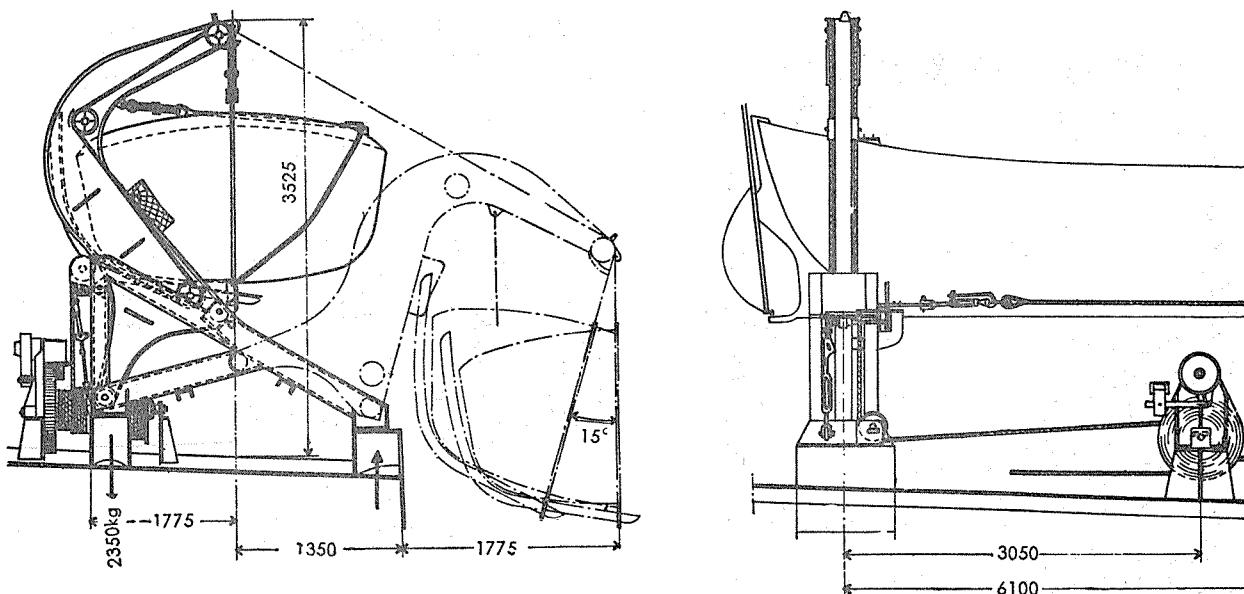


写真21. ハッチカバーの製作と取付状況



第20図 救命ボートダビットの構造

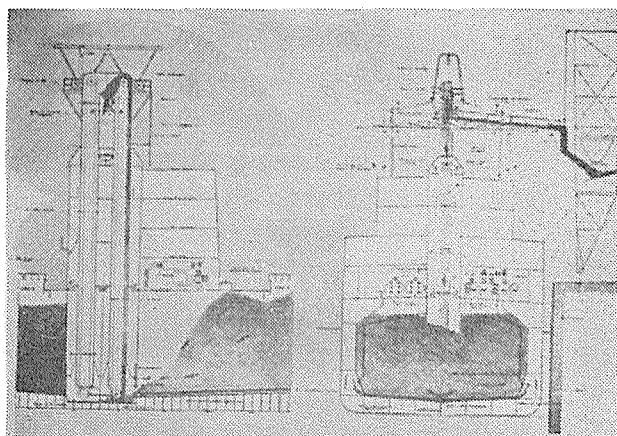


写真21図 アルミナ荷揚装置

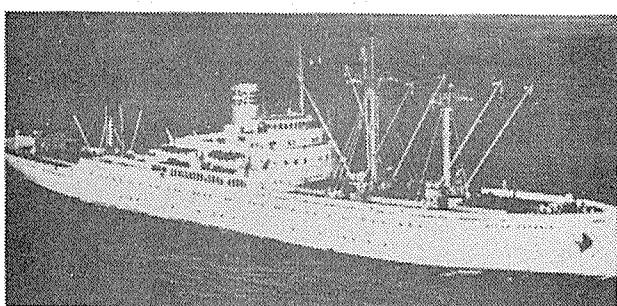


写真22. Alcoa Corsair 全景

Alcoa Corsair 号の要目は

排水量 : 14,870t、全長 : 139m、巾 : 18.90m、吃水 : 8.53m、蒸気タービン、速力 : 17ノット、乗客 98人、乗組員 98人、7,300m³ のボーキサイト専用船および420 m³ の3個の冷房船艤、120m³ の普通船艤をそなへ積載重量は8,500tでポートデッキ、船橋および煙突等上部構造に軽合金約22tを使用し、ポートダビット、タラップ、ハッチカバー、甲板室、日除および手摺にアルミニウム合金6061の押出形材及び板を使用し、扉、窓、家具およ

び電気取付具等の装飾加工部品等に鍛錆アルミニウム合金および鋳物合金を使用し個々の取付けには6056ビヨウを使用した。

(6) Mariposa号、Monterey号

Oceanic Steamship Co. の定期船で改装前の状況を写真23に改装後の状況を写真24に示した。煙突囲（写真25）、救命ボート、タラップ、手摺、シャワー室にアルミニウム合金6061を使用し両船には304個のアルミ合金製シャワー室（写真26）が装備された。

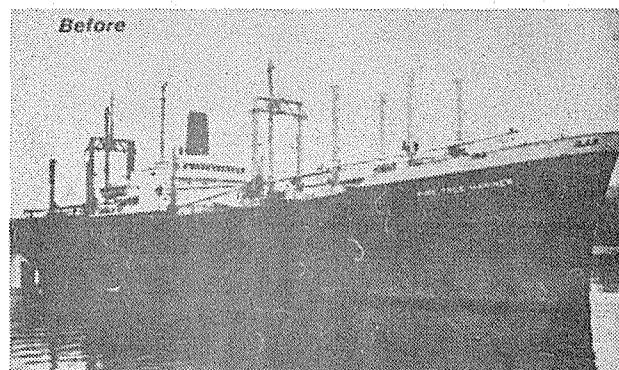


写真23. 改装前の Mariposa 全景

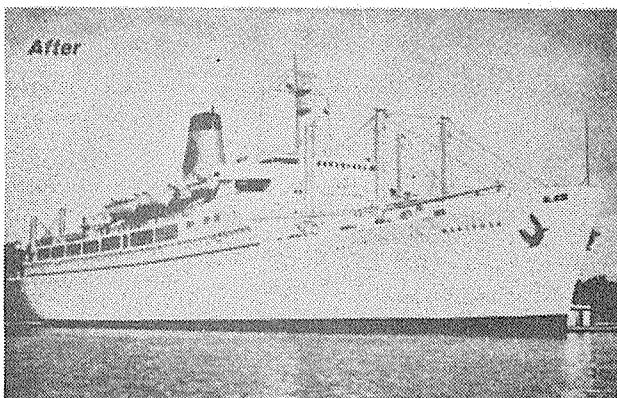


写真24. 改装後の Mariposa 全景

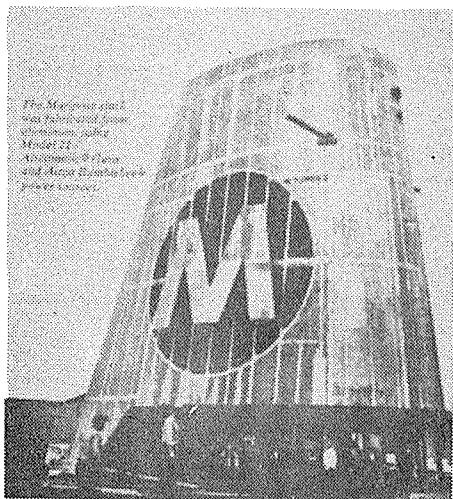


写真25. 煙突囲

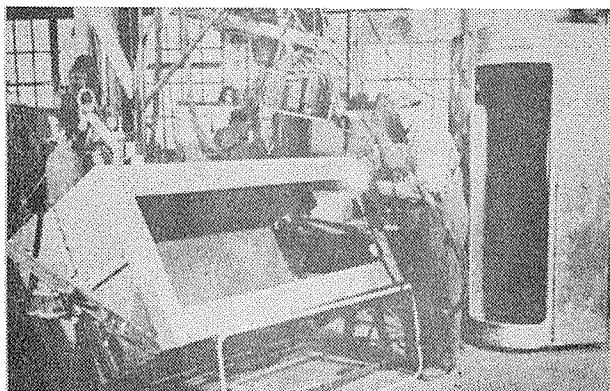


写真26. 特殊回転溶接治具と消耗電極法によるシャワーハウスの製作状況

(7) City of New York 号 (渡船)

(5) 1937年に建造され全甲板室に5052合金板および6053合金形材とビヨウを使用した。写真27にその外観を示す。現在10隻の渡船の内6隻はアルミニウム合金製上部構造(写真28)、他の4隻は全鋼製である。アルミニウムを使用すればする程燃料経済が増大する実例を第29表に示す。改善された速力、安定、より少い吃水による附加容量と共に耐食による経済が大きいので最近新に建造される3隻の渡船はアルミニウム合金上部構造に決定した程である。



写真27. Newyork city 渡船全景



写真28. Merrell class, city of New York 渡船全景

第29表 燃料経済の比較

	Merrell Class 4,000tP アルミニウム上部構造 (100t)	New York Class 4,500tP アルミニウム上部構造 (30t)	Knickerbocker Class 4,000tP 全鋼構造
燃料消費 (gal/ ~往復一夏季)	417	560	640
全年間操業費	\$ 675,200	\$ 720,000	\$ 782,585

(8) 冷凍貨物船 Karin Thorden 号 (写真29)

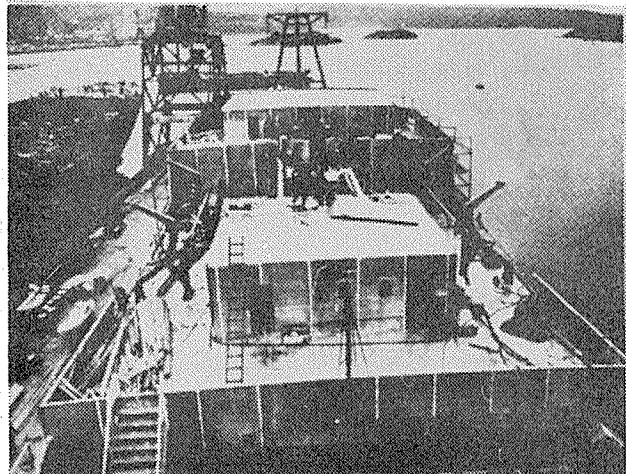


写真29. Karin Thorden号のアルミニウム溶接上部構造建造中

(22) 3,300t、19ノットのスエーデンの冷凍貨物船で安定を得る為に、上部構造に Tig 溶接法により AL-3.5%Mg のアルミニウム合金 50t を使用し、従来の鋼船に比して 120~180t の重量軽減を得た。

(9) 米国遊撃艦

50mm迄の厚さのアルミニウム板を使用したエレベーター用艦内支持部材(写真30)が Sigma 溶接法により製作された。

(10) 全軽金属溶接漁船 (写真31)

(23) アラスカ鮭漁場で操業用の長さ 9.7m、吃水 0.787m、165tP のガソリンエンジン付漁船で従来の 8~9 ノットの漁船より 15 ノットの速力増加は特に漁期が短く、採魚時間が限られているアラスカ水域では重要であり、積載容量、操業能率の増大を得ることが出来た。アルミニウム船体は無塗装でアルミニウム合金 5086 板と 5083 形材を使用している。

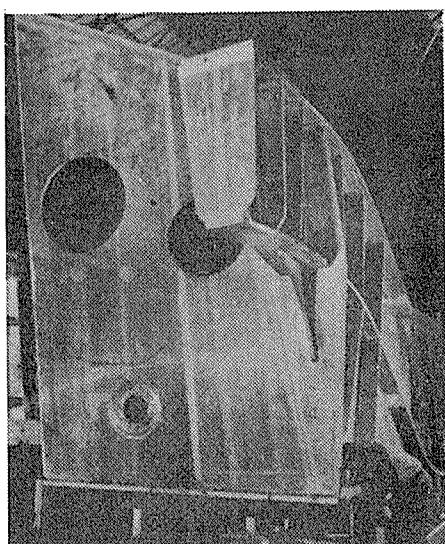


写真30. アルミニウム製エレベーター支持部材

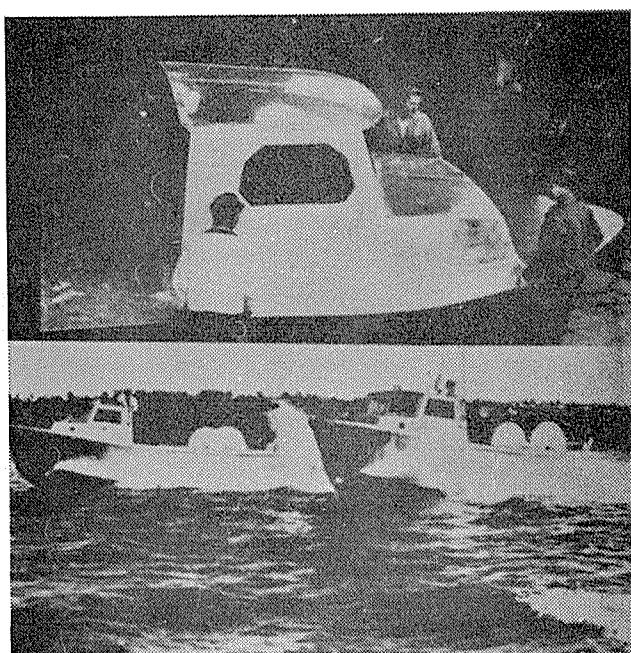
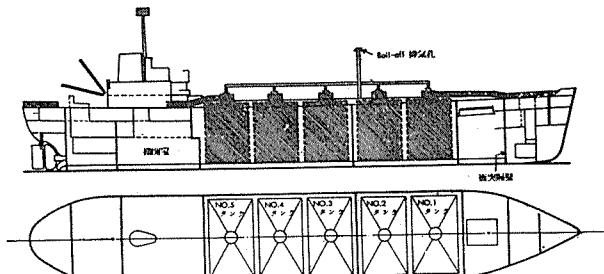


写真31. 全軽金属製溶接漁船

(1) 液化メタン輸送船 Methane Pioneer 号



第22図 Methane Pioneer タンク配置図

第15図に同船のタンク配置を示す。天然ガスあるいはメタンは石炭ガスに比較して熱量、価格に於て夫々2倍もある。

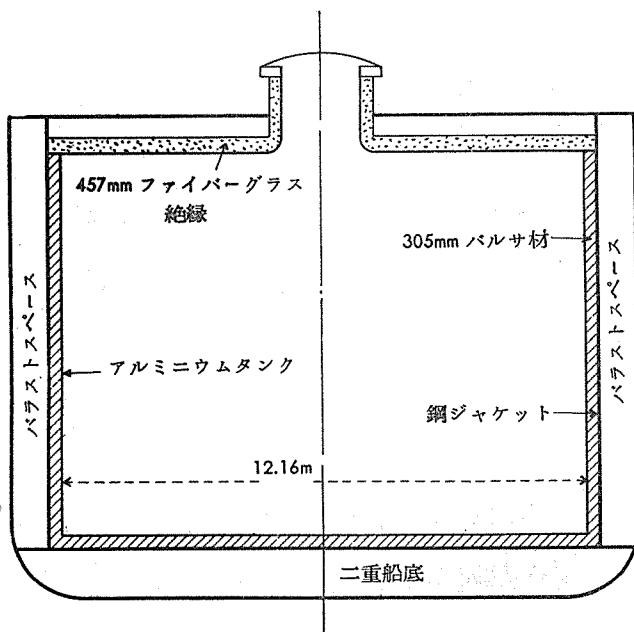
りその価格は石炭ガスのそれの1/3~1/5であり、英國、西欧および日本の如きエネルギー不足圏の国々に対してガス容積の略1/600の液化状態で輸送出来ることは画期的なことであり、この目的的為に世界最初の液化メタン輸送船 Methane Pioneer号⁽⁵⁾が建造され、成功裡に3週間の処女航海を行なった。

Methane Pioneer号は1958年に CI-M-AVI 乾式貨物船 Normarti 5,100t を Alabama 乾ドックでメタン容量2,100t の貨物船に改装した。メタンと他の炭化水素との物理恒数の比較を第30表に示す

第30表 メタンと他の炭化水素の物理恒数の比較

	メタン	エタン	プロパン	ブタン
分子式	CH_4	C_2H_6	C_3H_8	C_4H_{10}
分子量	16.042	30.068	44.094	58.120
燃点、°C	-184	-172	-190	-135
沸点、°C	-164	-93	-45	+0.6
Kcal/kg	13,266	12,400	12,033	11,837
液の密度(比重)	0.415	0.561	0.585	0.600
蒸気密度、比重(空気=1.00)	0.554	1.088	1.522	2.006
瓦斯容積/液体容積	613	443	314	245
爆発限界 空気中に於ける下限、% 上限、%	4.9-6.2 12.7-16.0	3.0-3.3 10.6-15.0	2.0-2.4 7.0-9.5	1.5-1.9 5.7-8.5
蒸发热 kcal/kg	137	126	102	92

LPGタンク用材質は温度-164°Cの超低温に使用するには普通の炭素鋼は低温脆性の理由で使用出来ず、実質的に銅あるいはオーステナイト系ステンレス鋼およびアルミニウムに制限されるが、これ等3種の材料の内銅は少くともアルミニウムより30%高価である。Methane Pioneerには非熱処理アルミニウム合金 NP% (JIS 耐食アルミニウム合金7種相当) の50mm厚サの板を溶接した12.16m×9.12m×9.12mの5個の角形タンク(第23図)を船艤内に設置し周囲をバルサ材及びファイバーガラスで絶縁した。一般的結論として30,000tタンカーの大きさの船、液



第23図 メタンタンク詳細

化メタン容量 10,000~15,000t を持つ船が最も適当であり、大型船用に良質バルサ材が充分利用し得るか否かは疑はしいので、今後は絶縁用に海綿状プラスチックを考慮すべきであり、安全の見地より 2 重船殻とし爆発の危険を避ける為にタンクと船体との中間の空間には窒素の如き不活性ガスを満たす必要がある。

(2) Hydrofoil (水中翼船)

現在商船の速度限界は大体 30 ノット前後で、これ以上は抵抗の増大によって経済的な運行は不可能であり、一方航空機は 200 ノット以下になると逆にエンジンの主力損失がふえて運行上不利になる。従って海上では 30 ノットから 200 ノットまでの速度範囲の船がなかったが、水中翼船と“Hovercraft”⁽²⁴⁾ はこの分野の開拓者となろうとしている。

水中翼船の構想は古く 1870 年代に芽生えて居り、船底の前後部に水中翼を装備し、或る速度に達するとこの翼に働く揚力によって船体を水面から浮き上がらせて走る船であり、造波抵抗が減少、その結果少ない馬力で高速が得られる。1905 年イタリアのエンリコ・フォルラニーニがマジョーレ湖で水平階段状翼を持つ全重量 1.5t、75HP の実船試験で時速 75km を出すことに成功した。1907 年イタリアのリカルドーニは長さ 8m、船首に V 型、船尾に八字型の翼を持ち 100HP の空中プロペラを装備した水中翼船はプラッティアノ湖上で 70km を出し、全速時には船底と水面間の距離は 45cm にも達した。米国では 1918 年に電話の発明者グラハム・ベルが全重量 5t、350HP 2 基装備の HD-4 艇で 60 ノットを出した。1932 年独乙のティーチエンス（流体力学の権威者）が論文を発表し、第二次大戦中独乙では 5,000 HP 装備の哨戒艇 VS-6(13t)、VS-7(17t) 及び戦車輸送船 VS-8(80t) で夫々 50 ノット、38 ノットを出し、日本に於ても海軍技研で、水上特攻兵器艇“震洋”に水中翼を装備して 100 ノットを出す計画であったが、実用化に至らなかった。

戦後ソ連は 1957 年に最初の水中翼船ラケータ（時速 72 km、定員 66 人）を建造しゴーリキ、カザン間の定期客船に使用して居り 1959 年メテオル（排水量 52t、長さ 34.4m、巾 8m、デーゼル 2 基、時速 80km、定員 150 人）が建造された。船体はアルミニウム合金製、翼はスランレス鋼製である。

Supremer Ltd. (スイス) により建造された水中翼渡船⁽²⁵⁾ がメッシナ海峡を横断した（写真 32）。米国では Maritime Administration は Gruman Aircraft Engineering Corporation と共に研究し概要を発表した。（第 24 図、第 31 表）即ち、航空機用ガスタービンと軽量デーゼルの混合体が 4,800km 以内の航行距離範囲には最適であり、それ以上の範囲には核力が必要になる。客船としては排水量 500t の船が大洋航行として最小のものである。研究 No.4 から可能な客船は第 32 表の如き特性のものであることが判明した。1961 年中に長さ 31.6m、重量 80t にターボジェット・エンジンを装備し、60 ノットの試作艇を完成する予定であり、又海軍では水中翼駆逐艦（排水量 300~500t、60~100 ノット）を計画して居る。

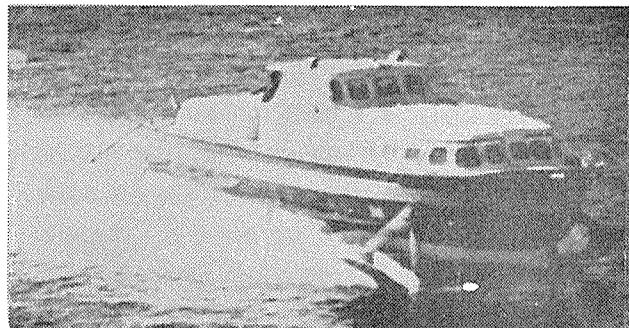
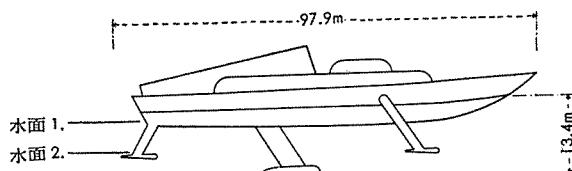


写真32 Supremer Ltd. 設計の Hydrofoil Ferry.



第24図 Maritime Study No.4により提案されたHydrofoil Craft.

第31表 研究船と従来の船の特性の比較

特 性	研 究 船				従 来 船	
	No. 1	No. 2	No. 3	No. 4	C ₂	Mariner
全 長、m	75	76.6	76.3	97.9	139.7	171.3
巾 、m	13.7	11.2	11.2	13.4	19.2	23
排 水 量、t	500	500	500	1,000	13,860	22,560
吃 水、m	9.4	9.7	8.5	14	7.8	8.9
引 戻 さ れ た 吃 水	3	3	3	8.8	—	—
自 重、t	111	101	136	331	9,600	14,885
速 力、ノット	100	100	50	65	15.5	20
巡 航 範 囲 Km	1,920	1,920	5,760	208,000	25,600	33,600
馬 力	51,000	59,000	13,500	52,500	6,000	17,500
推 進	G.T.	G.T.	デーゼル	核力	ステームタービン	
ブ ロ ベ ラ	空気	水	水	水	従来のもの	
Productivity	22.2	20.2	13.6	21.5	10.7	13.1
Trans. eff	0.218	0.17	0.505	0.403	24.8	17
自重 / 排水量 %	22.2	20.2	27.2	33.1	69.5	66
操 艶	?	?	?	?	従来のもの	

第32表 可能な客船の特徴

全 長、m	182.4
巾 、m	24.3
自 重、t	10,000
排 水 量	30,000
水面から龍骨までの吃水、m	10
底部動力支柱までの吃水、m	24.3
推 進	核力
ブ ロ ベ ラ	複式
馬 力	500,000
速 力、ノット	50

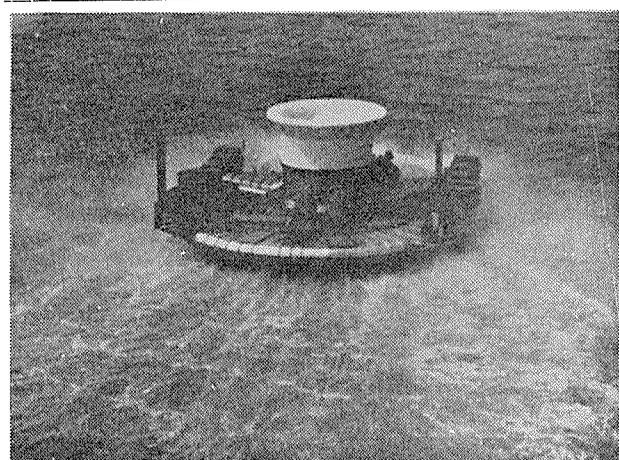


写真33 Hovercraft
長さ 9m 幅 7.2m 約 54m²
噴射圧力 1.125kg/cm²

7. 結 言

以上述べた如く、諸外国並に我国に於けるアルミニウムの使用は逐年増加の趨勢にあり、更に将来に於ても燃料専門家の予言して居る如く1975年迄には年間西欧に30,000億立方呎、日本に9,000億立方呎の天然瓦斯を輸送する為に⁽⁵⁾46,000t級タンカーが約150隻必要であろうと、又最近の⁽²⁶⁾Hovercraft(写真33)の成功等船舶界はアルミニウム活用の前途と共に満々たるものを感じる次第である。

文 獻

- ① Metal Industry, 95 (1959), 364.
- ② Abridgement of paper on Aluminium in Shipbuilding Presented to Lloyd's Register Staff Association, 1957.
- ③ 鴨忠躬、長島保三：浦賀技報, 3 (1958), 3.
- ④ Editor's Note: Light Metal Age, 18 (1960), 7.
- ⑤ David MacIntyre: Marine Engineering, 64 (1959), 65.
- ⑥ F.H. Dix & W.A. Anderson, M.B. Shumaker: ALCOA RESEARCH LABORATORIES Technical Paper, No. 14, 1958.
- ⑦ Editor's Note: Marine Engineering, (1959), 53.
- ⑧ J.E. Tomlinson, D.R. Jackson: British Welding Journal, 5 (1958), 499.
R.J. Durham: British Welding Journal, 5 (1958), 510.
J. Sawkill, D. James: British Welding Journal, 5 (1958), 517
R.E. Lismer: British Welding Journal, 5 (1958), 523.
- ⑨ N.A. Kahn, E.A. Imbembo: Welding Journal, 27 (1948), 169S, and 28 (1949), 153S.
- ⑩ R.P. Newman: British Welding Journal, 6 (1949), 324.
- ⑪ A. Guilhaudis: Revue de L'Aluminium, 187 (1952), 127.
- ⑫ G.W. Oyler, R.L. O'Brien: J. Metal Welding Journal, 35 (1956), 1214.
- ⑬ 船舶用軽金属委員会：船舶用アルミニウム合金構造工作基準 1956.
- ⑭ 鈴木春義、村瀬勉： 熔接学会誌, 25 (1956), 16.
- ⑮ 船舶用軽金属委員会第8回報告書 昭和32年2-8, 10-13 および 22-25
- ⑯ 軽金属情報, 364 (1960), 31.
- ⑰ Editor's Note: Light Metals, 22 (1959), 256.
- ⑱ Editor's Note: Metal Industry, 95 (1959), 346.
- ⑲ Editor's Note: Revue de L'Aluminium, 264 (1959), 4611.
- ⑳ 軽金属資料, 37 (1949), 3.
- ㉑ Editor's Note: Marine Engineering, 64 (1959), 151.
- ㉒ Editor's Note: Light Metals, 22 (1959), 267.
- ㉓ Editor's Note: Modern Metals, 15 (1959), 104.
- ㉔ 朝日新聞科学部：科学朝日, 20 (1960), 45.
- ㉕ E.B. Perry: Marine Engineering, 64 (1959), 60.
- ㉖ Editor's Note: Revue de L'Aluminium, 268 (1959), 933.