

P

42

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 2, No. 4, Oct. 1961

チタニウム合金の研究 (第3報)

近藤 豊 鈴木脩二郎

住友軽金属工業株式会社研究部

論文

チタニウム合金の研究(第3報)*

近藤 豊** 鈴木脩二郎***

Studies on the Titanium Alloys (Rep. 3)

by Yutaka Kondo and Shūjirō Suzuki

In the previous papers (Rep. 1 and 2), the results of experiments on the workability, mechanical properties and heat treatment characteristics of several binary and ternary titanium alloy systems making use of comparatively high purity commercial sponge (BHN 110-120) generally used in our country were described and three useful wrought titanium alloys, Ti-8%Mn, Ti-5%Al-3%Mn and Ti-2%Al-2%Mn were selected.

In this paper, the results of experiments on the following items [(1)-(6)] of Ti-8% Mn alloy are described and the mechanisms of heat treatments of this alloy are discussed.

- (1) Hot working
- (2) Effects of cold rolling and annealing on the hardness, tensile properties, bending properties, deep drawing properties and microstructures
- (3) Tensile properties at high temperature (up to 850°C)
- (4) Effects of solution temperature, cooling rate, aging temperature and time on the hardness, tensile properties, bending properties and microstructures.
- (5) Isothermal heat treatments
- (6) Fluctuation in chemical composition and mechanical properties

By the above studies the followings [(a)-(i)] were found and the typical values and specification of chemical composition and mechanical properties of this alloy were determined as listed in Table 16.

- (a) Hot workability : good
- (b) Desirable heating temperature for hot forging : start 850-900°C, finish 730°C
- (c) Desirable heating temperature for hot rolling : 700°C
- (d) Cold rollability: good (limiting reduction by cold rolling without crack : >70%), but the use of a special rolling mill such as a Sendzimir mill is desirable because of high yield strength.
- (e) Ending temperature of recrystallization : 660-700°C
- (f) Desirable annealing procedure : heating to 700°C → slow cooling (<150°C/hr) to 550°C
→ air cooling to room temperature
- (g) Overheating beyond 750°C is not permissible because of rapid grain growth. (the grain growth characteristic is shown in Fig. 59)
- (h) This alloy is No. 4 type alloy in Fig. 2 (Rep. 1), and β transus is approximately 760°C.
- (i) The most useful state of this alloy is the annealed state, whereas the quenched or quenched and aged state is not useful.

本報では、前報でそれ迄の実験結果に基いて撰定した3種の実用化合金(製品化を図る合金)の中の、チタニウム-8%マンガン合金につき、製造条件と諸特性を知る目的で加工、焼鈍、高温性能および種々の熱処理特性について稍々詳しく検討した結果を報告する。残る2種の実用化

金チタニウム-2%アルミニウム-2%マンガン合金およびチタニウム-5%アルミニウム-3%マンガン合金についての検討結果および3種の合金の比較については次報に報告する。

*本報は、現在当社で実用合金として製造している3種のチタニウム合金を探求する過程で行ったチタニウム合金に関する一連の研究(一部を1957年4月、1958年4月および1959年4月、日本金属学会大会並びに1957年11月軽金属研究会に発表)の第3報であり、第1報は本誌の前々号(Vol. 2, No. 2, Apr. 1961 (P. 35~56, 第

2報は前号(Vol. 2, No. 3, Jul. 1961) P. 15~25に掲載した。尚、本報の内容は主として1957年11月15日軽金属研究会第13回大会に発表した。

**現在住友金属工業株式会社原子力部

***研究部

V. チタニウム—8%マンガン合金の研究

1. 状 態 図

チタニウム—マンガン系の平衡状態図²⁴⁾によると、8%マンガン合金は平衡状態では常温で $\alpha + \text{TiMn}$ なる組織になる筈であるが、チタニウム—マンガン系の共析反応は非常に遅いので、実用的な焼鈍では共析相は現われず $\alpha + \beta$ 組織になるとされている。⁹⁾¹⁸⁾他尚、チタニウム—マンガン系のマルテンサイト変態阻止濃度は前記（第1報、II. 2.1）したようにマンガン約6.5%とされているから、後述の如く高温から急冷すると β 相が残留する。

2. 試料の製作

試料の製作に用いた鋳塊は、ボタンのブリネルカタサ115のスパンデに電解マンガンを加え消耗電極式2回溶解法により熔製した直径約300mm、長さ約500mm、約170Kgのものである。マンガンおよび不純物の分析結果はTable 14の如くで、場所による組成の違いは僅かであり、又、超音波で内部探傷した結果、頭部近くの中央に1個の収縮孔がありられた他内部欠陥は全く認められず、均一健全なものであった。尚、炉から取り出したままの鋳塊は非常に硬く（ブリネルカタサ：340）切断困難であったが、700°C×約10時間焼鈍後徐冷の処理により軟化し（ブリネルカタサ：266）切削が容易になった。

Table 14 Chemical compositions of ingot

(1) Mn		(2) Impurities	
Part of ingot for analysis	Mn, %	Impurities	Contents, %
Upper surface	center	N	0.003
	Circumference	O	0.06
Side surface	Upper	H	0.001
	Middle	C	0.02
	Lower	Fe	0.05
Lower surface	Center	Si	0.02
	Circumference		
Mean	8.03		
Deviation	+0.19 -0.24		

以上の鋳塊から、次の工程で後記各実験の板と棒を製作した。

鋳塊→熱間鍛造→約80mm角の長い角棒状素材

→熱間鍛造→棒状試料

→熱間鍛造→厚さ約20mm、巾約100mmの圧延用ビレット→表削→熱間圧延→板状試料

初期の熱間鍛造の工程、すなわち80mm角の素材を作る工程では、変形し易くするため加熱温度を全 β 領域である850°~900°C迄上げて加工したが、これでは結晶粒を微細化することが出来ないので、後期の工程すなわち80mm角の素材以後の工程では、変形抵抗の増加を犠牲にし加熱温度を $\alpha + \beta$ 領域に仰て（鍛造：730°C、圧延700°C）組織の微細化を図った。このような加工によりPhoto. 3に示した如き層状の粗い铸造組織は全く破壊され、Photo. 4

の如く微細な $\alpha + \beta$ 組織になつた試料を得ることが出来た。尚、熱間加工中に500°C以下迄冷えると ω 相を生じて脆化することが危惧されたので、温度範囲の下限はいずれの場合も500°C迄とし、これより温度が下つたら再加熱するようとした。以上の各加工工程に於ては、変形には相当大きな力を要したが、加工ワレを全然生ずることなく所定の試料を得ることが出来、充分強力な加工機械を使用し上記の諸点に注意すれば熱間加工には特に難点はないと考えられた。

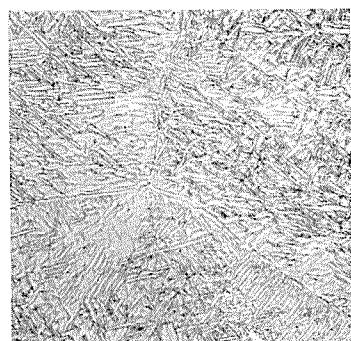
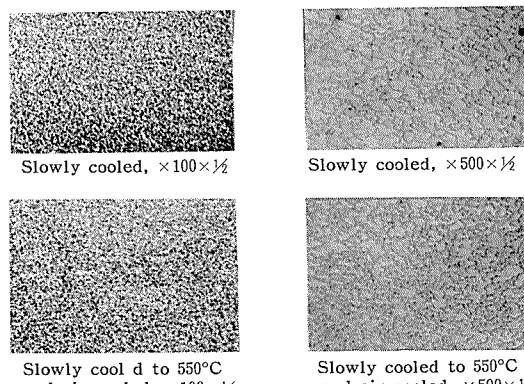
Photo. 3 Microstructure of ingot. $\times 500 \times \frac{1}{2}$ 

Photo. 4 Microstructure of 700°C×15min annealed sheets.

3. 冷間圧延と焼鈍

3.1 焼鈍後の「徐冷」と「550°C迄徐冷、その後空冷」との比較

チタニウム—8%マンガン合金を高温から急冷すると硬脆化することはよく知られており、¹⁾⁸⁾²⁵⁾²⁶⁾又、第1報に記したチタニウム—マンガン系の研究で、この系は700°Cの加熱でも冷却速度によって機械的性質が変化し、靱性を得るために炉冷が必要であることを知ったが、焼鈍温度から常温迄炉冷することは工場の作業としては好ましくない。平衡状態図ではこの系の共析温度は約550°Cで、この温度以下では α と β の比が変らぬから急冷してもよいであろうと考えられ、Rem-Cru Titanium Inc. の Titanium Manual²⁷⁾でも1050°F（約565°C）迄は5°F/min（約150°C/hr）より遅く冷却せねばならぬがその後は空冷でも良いとされている。この点を確認するため、1.5mm迄熱間圧延した板から試料を採取し「700°C×15分加熱後常温迄徐冷（冷却速度約150°C/hr）〔記号SC〕」および「同

じく加熱後 550°C 迄徐冷(冷却速度同前)その後空冷〔記号 HS〕の処理を施して機械的性質および顕微鏡組織を比較調査した。

その結果は Table 15 および Photo. 4 の如くで、機械的性質には殆んど差がみられず、顕微鏡組織も共に細かい $\alpha + \beta$ 組織で差はなく、550°C以下は空冷で差支えないことが確認された。故に、以下断りない限り、この合金の焼鈍処理は 550°C 迄徐冷(冷却速度同前)その後は空冷とした。

Table 15 Mechanical properties of 700°C × 15min annealed sheets.

Treatment	Tensile strength, kg/mm ²		Yield strength (0.2% offset), kg/mm ²	Elongation, %	Vickers hardness	180° bend radius	
	mean	mean				mean	mean
Slowly cooled	90.8	82.0	297	17	287	2t	2t
	92.2	83.1		19		2t	
	91.1	82.6		15		2t	
Slowly cooled to 550°C and air cooled	92.0	83.8	285	16	286	2t	2t
	91.4	82.1		17		2t	
	92.9	84.0		15		2t	

Note; In this table and following figures.

SC : Slowly cooled

HS : Slowly cooled to 550°C and air cooled.

AC : Air cooled.

WQ : Water quenched.

3.2 冷間圧延

仕上冷間圧延率を 10,25 および 50% と変えて作った厚さ 0.8mm の板につき、ピッカースカタサ、抗張性、屈曲性 ($R=t, 2t, 3t$ および $4t$ で試験)、エリクセン値および深

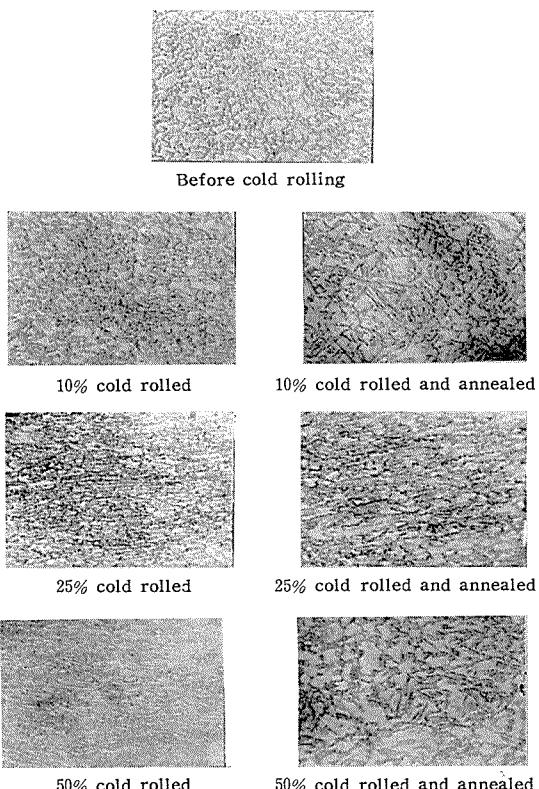


Photo. 5 Change of microstructure by cold rolling.

絞り性試験装置による限界絞り率を測定した結果を Fig. 51 に、各試料の顕微鏡組織を Photo. 5 中に夫々示した。この結果より冷間圧延に伴う機械的性質と組織の変化を知ることが出来、50%の冷間圧延で抗張力 120kg/mm^2 を越える強力なものが得られるが、一方冷間圧延による韌性の低下は大きく、25%圧延のものでも深絞り加工は殆んど出来ないことが判る。

尚、以上の実験と別に、厚さ 2mm 迄熱間圧延後 700°C で焼鈍した板について冷間圧延の限界を求めた所、約 70% の圧延で多少耳ワレを生ずるが 80% を越える圧延を施しても大きな割れは生じないという結果が得られ、優れた圧延変形能を有する板用に適した合金であることが認められた。しかし、Fig. 51 にみる如く焼鈍材でも降伏点が非常に高く、圧延により益々高くなるから、普通の圧延機で薄板を冷間圧延することは難しく（仲々薄くならぬ）、工業的な薄板の製造には Sendzimir mill の如き多段圧延機の使用が望ましい。

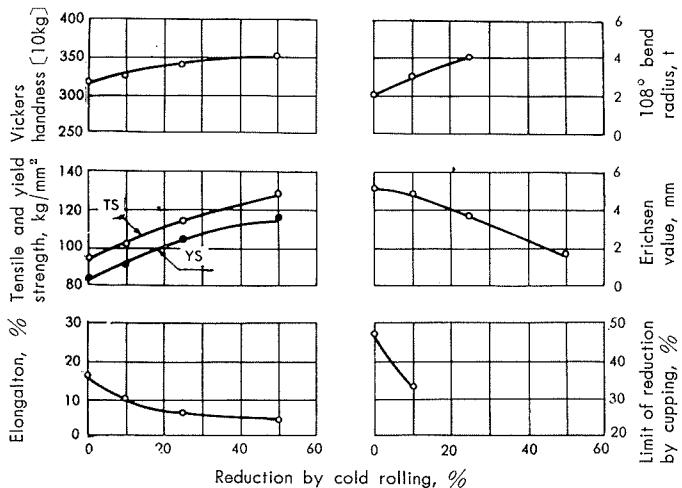


Fig. 51 Workhardening of annealed (700°C × 15min. HS) sheets.

3.3 焼 鈍

仕上冷間圧延率 25% の板（厚さ 0.8mm）から試料を採取して 850°C 迄の十数種の温度で各 15 分焼鈍後、硬度、抗張性、屈曲性 ($R=t, 2t, 3t$ および $4t$ で試験) および顕

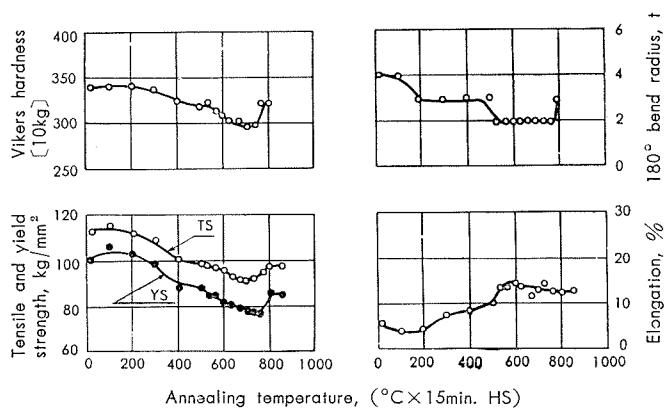


Fig. 52 Annealing of 25% cold rolled sheets.

微鏡組織を調べて焼鈍温度との関係を求めた結果を Fig. 52 および Photo. 6 に示し、仕上冷間圧延率 10, 25 および 50% の各板から試料を採取して同様の要領で焼鈍後、カタサを測定して冷間圧延率が焼鈍特性におよぼす影響を求めた結果を Fig. 53 に示した。これらの結果から次のようなことが判る。

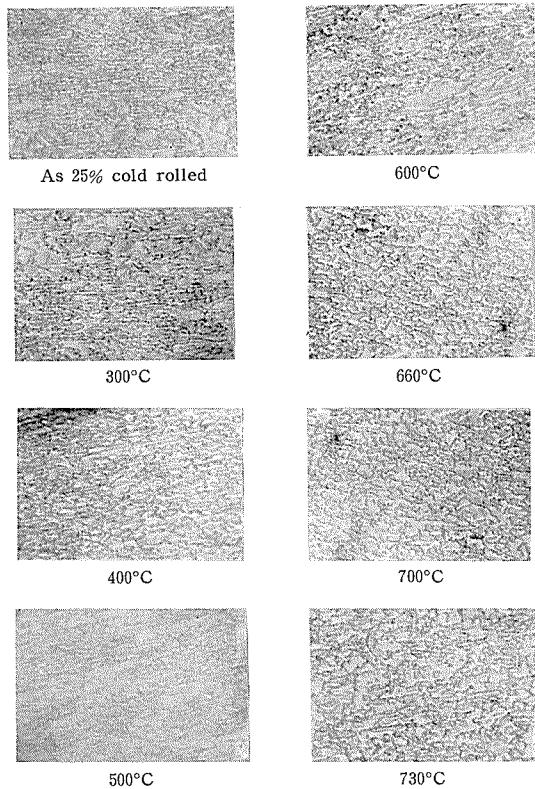


Photo. 6 Change of microstructure by annealing.
(each temperature \times 15min. HS). $\times 500 \times \frac{1}{2}$

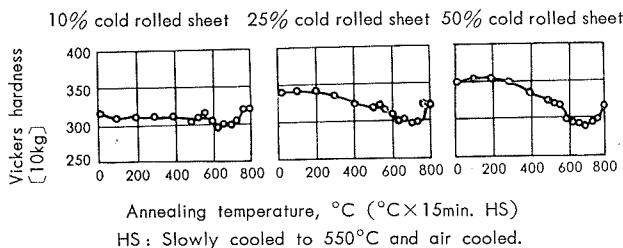


Fig. 53 Annealing of 10,25 and 50% cold rolled sheets.

- (i) 工業用純チタニウムの場合と同じく比較的低温から回復に伴う軟化がみられ、その後焼鈍温度の上昇に伴って次第に軟化し、カタサおよび強度は700°Cの焼鈍で最低となり、これより温度が高くなると、加熱時に β の量が多くなって冷却後も多少の不平衡相が残ったためカタサおよび強度が稍々上り気味になる。

(ii) 韌性の面では、伸率、屈曲性共に530°C以上の焼鈍で700°C焼鈍と略々同様となる。尚、焼鈍温度を700°Cより更に上げていった場合、伸率には顕著な影響はみられなかったが、屈曲性は800°C以上で劣化する。これは後にも記す如く結晶粒の粗大化、Widdmanst  ten組織化によるものであろう。

(iii) 焼鈍曲線にはっきりした折点がみられず、顕微鏡組織は α と β の二相で再結晶に伴う変化が明瞭でないで、明確な再結晶点は求め難い。しかし、カタサおよび強度が 700°C の焼鈍で最低になること、660°C 迄の焼鈍では組織の変化が殆んどみられないが、660°C 焼鈍の組織と 700°C 焼鈍の組織とに多少の差がみされること等より、この試料（25%冷間圧延）の再結晶終了温度は 660°C と 700°C の間にあると考えてよいであろう。

(iv) 焼鈍前の冷間圧延率は焼鈍特性に大きな影響を与える、各圧延率のもの共 700°C で充分軟化する。

以上の結果より、この合金の完全焼鈍温度 (Full Annealing Temperature) としては 700°C を採用するのが良いと考えられる。

3.4 焼鈍前の冷間圧延率が焼鈍後の性能および組織におよぼす影響

仕上冷間圧延率を10,25および50%と三種変えた前記の各板（何れも厚さ0.8mm）から試料を採取し、700°C×15分焼鈍後カタサ、抗張性、屈曲性、絞り加工性および顯微鏡組織を調べた結果をFig.54およびPhoto.5の中に示した。これらの図から、焼鈍前の冷間圧延率は焼鈍後の性能および組織に殆んど影響せぬことが判る。

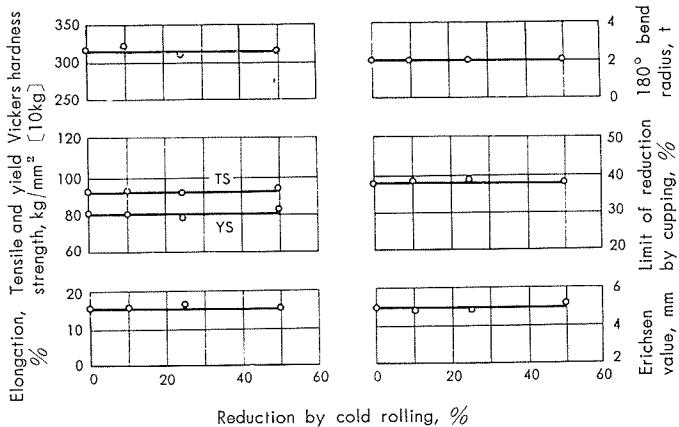


Fig. 54 Relation between mechanical properties of $700^\circ \times 15\text{min}$, HS sheets and reduction of prior cold rolling.

HS: Slowly cooled to 550°C and air cooled.

4. 過熱した板の冷間圧延と焼純

後に熱処理の項で記す如くこの合金は760°C前後で全 β 相になり、これより上の温度では比較的急激に結晶粒粗大化が起つて、その後徐冷したものは粗いWiddmanst  ten組織になる。熱間加工の終期又は焼鈍の時に過熱してこのような状態にして了つたものを、冷間圧延とその後の焼鈍により細かい組織の健全なものにし得ないであろうか。この問題を調べるため、過熱(800°C×15分加熱、550°C迄徐冷その後空冷)した試料について前記3.と同じ要領の冷間圧延と焼鈍に関する実験を行つた。

その結果は Fig. 55, 56 および Photo. 7 の如くで、これらの図より、過熱したものは25%冷間圧延後の焼鈍では

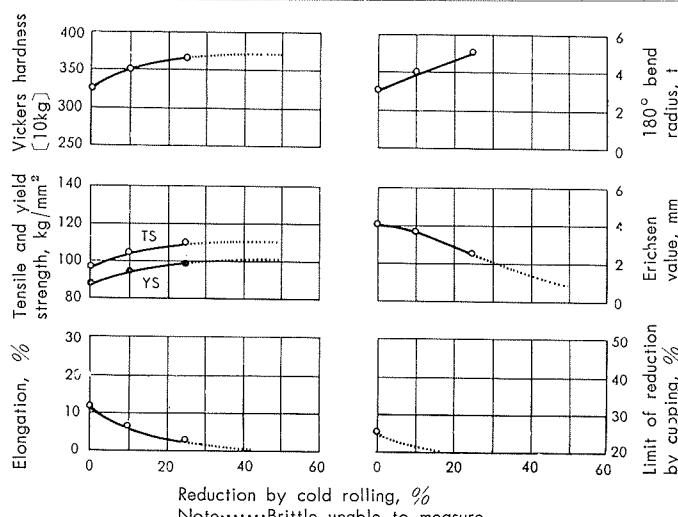


Fig. 55 Workhardening of over heated ($800^{\circ}\text{C} \times 15\text{min.}$. HS) sheets.
HS: Slowly cooled to 550° and air cooled.

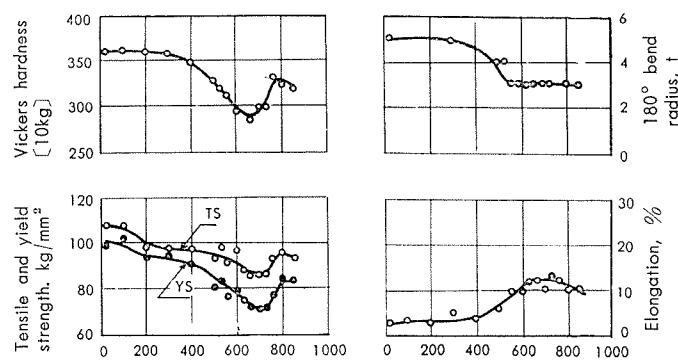


Fig. 56 Annealing of over heated and 25% cold rolled sheets.

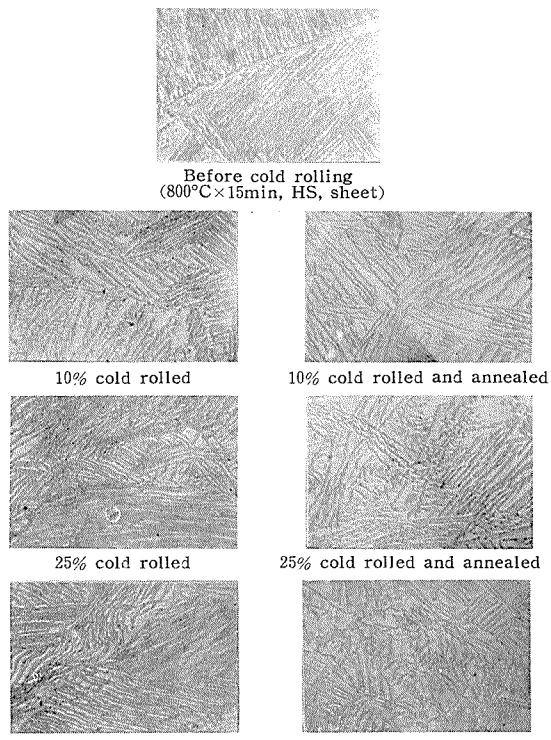


Photo. 7 Microstructure of overheated ($800^{\circ}\text{C} \times 15\text{min. HS}$) cold rolled and annealed ($700^{\circ}\text{C} \times 15\text{min. HS.}$) sheets. $\times 500 \times \frac{1}{2}$

組織が微細化せず性能も健全化せぬこと、50%冷間圧延後の焼鉈では Widdmanst  ten 組織の一部が崩れ始めてはいるが、30~40%以上の圧延は過加工で相当の割れを伴うこと等がみられ、一旦過熱して粗大な組織にしてしまったものは、冷間圧延と焼鉈では救い難いことが判った。

5. 高温抗張性

標準焼鈍($700^{\circ}\text{C} \times 15\text{分}$)した細粒の板と過熱焼鈍($800^{\circ}\text{C} \times 15\text{分}$)した粗粒の板について、高温における抗張性を測定した結果を Fig. 57 に示した。尚、板の厚さは何れも 1mm、加熱雰囲気は大気中で、各温度に 10 分保持後引張した。この図から各温度における抗張性を知ることが出来、次のことが判る。

- (i) 標準焼鈍のものも過熱のものも強度は温度の上昇と共に低下し、伸率は450°C迄は常温と殆んど変らぬが、500°C以上で急に増大する。

(ii) 過熱した粗粒のものは、標準焼鈍した細粒のものに比し伸率が一般に相当小で、殊にこの合金の熱間圧延温度である600~700°Cに於て差が大きく、粗粒なもの程熱間圧延で割れを生じ易い傾向と合致している。800°C以上になると、細粒のものも β -一相になって粗粒化し、又、このような高温では何れも非常に軟かくて飴のように長く伸びるので、伸率の大小の比較が難しくなる。

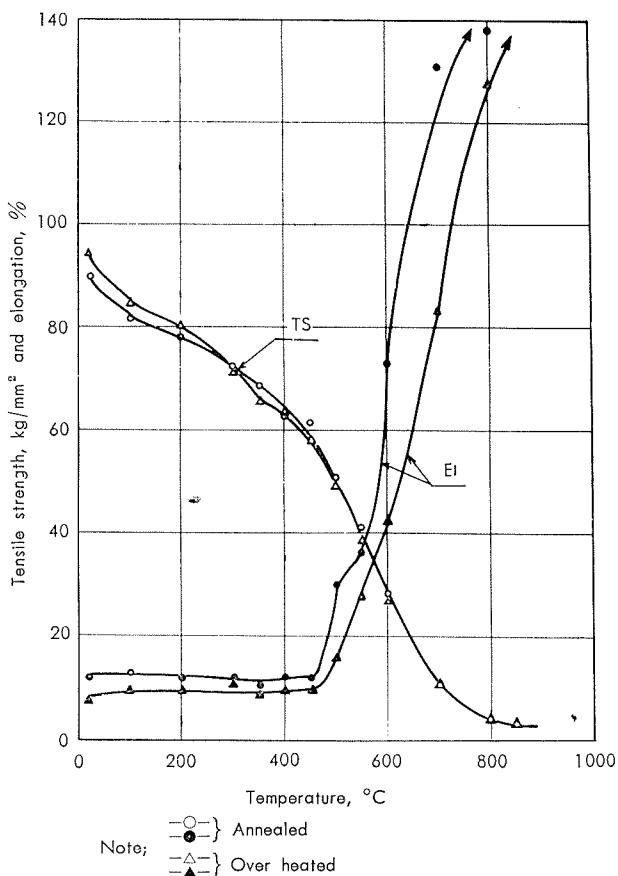


Fig. 57 High temperature tensile properties of annealed ($700^{\circ}\text{C} \times 15\text{min}$, SC) and over heated ($800^{\circ}\text{C} \times 15\text{min}$, SC) sheets.
SC: Slowly cooled,

6. 加熱温度および冷却速度と性能および組織との関係

以上に標準焼鈍材および過熱焼鈍材の機械的性質、顕微鏡組織、冷間圧延性、冷間圧延後の焼鈍特性および高温抗張性等に関する実験の結果を記したが、次にはこの合金の熱処理特性を調べる第一として掲題に関する以下のような実験を行った。

6.1 試 料

熱間圧延後標準焼鈍した厚さ 1.5mm の板および熱間鍛造後標準焼鈍した直径 15mm の棒を試料とした。

6.2 実 験

板について：400, 500, 600, 700, 730, 760, 780, 800, 850 および 1000°C に夫々 15 分保持後、水冷、空冷および徐冷（約 300°C/hr）し、各試料について表面のビッカースカタサ、抗張性、180° 屈曲半径を測定、又、板の圧延方向に平行な断面の顕微鏡組織を調査した。尚、700°C および 800°C より熱処理のものについては 10,25 および 50% の冷間圧延を施し、圧延のままおよび圧延後 700°C × 10 分焼鈍のカタサおよび抗張性を測定して冷間圧延性の検討も行った。

棒について：700 および 800°C に夫々 30 分保持後、水冷、油冷、沸騰水中に投入（10 分間保持後空冷）、空冷および徐冷（約 300°C/hr）し、各試料について長さ方向に直角な断面のビッカースカタサの分布を測定、又、同断面の顕微鏡組織を調査した。

6.3 実験結果と考察

板の熱処理に伴う機械的性質の変化を Fig. 58 に、顕微鏡組織を Photo. 8～12 に、結晶粒度と加熱温度との関係を Fig. 59 に、冷間圧延に関する実験結果を Fig. 60 および 61 に、棒の熱処理条件とカタサの関係を Fig. 62（この図のカタサ値は断面 5ヶ所で測定した値の平均）に、800°C より冷却した試料の断面中心部附近の顕微鏡組織を Photo.

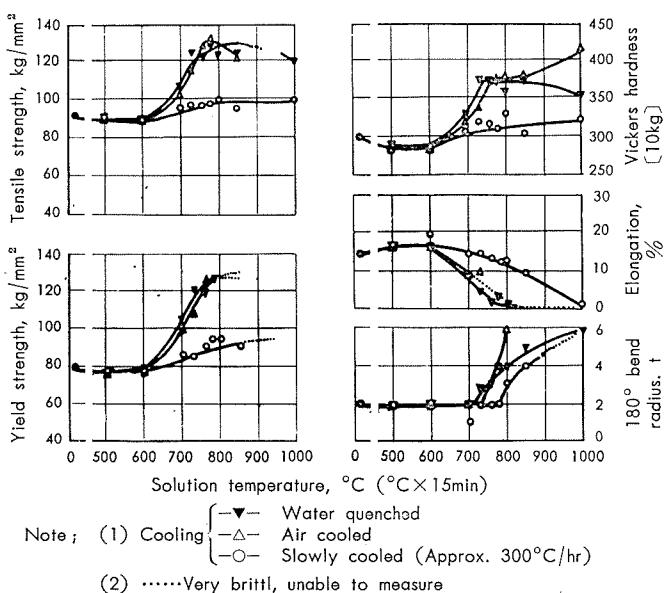


Fig. 58 Effect of solution temperature and cooling rate.

13に、各試料の断面のカタサ分布を後に行って恒温変態に関する実験結果の図(Fig. 68 および 70)の中に夫々示した。

以上の各結果から、加熱温度および冷却速度と性能および組織との関係について次のようなことを知り且つ考察し得る。

(i) 600°C 近は加熱温度および冷却速度による性能の変化がみられない。チタニウムーマンガン系の平衡状態における共析温度は 550°C で、600°C から 550°C の間では α と β の比は温度により多少変化するが僅かなので、急冷しても殆んど効いてこないのであろう。Photo. 8 にみる如く、600°C の加熱では顕微鏡的にも冷却速度による α と β の量比の相違がみられない。このように、600°C からなら冷却速度により性能、組織が変化せぬのであれば、これより高温に加熱した場合も 600°C 近徐冷してその後は空冷しても良さそうに思える。しかし、工場の作

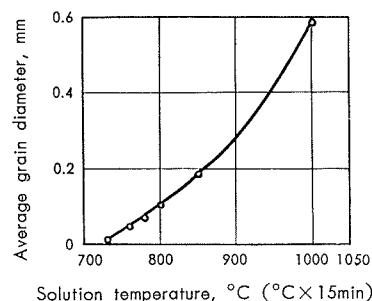
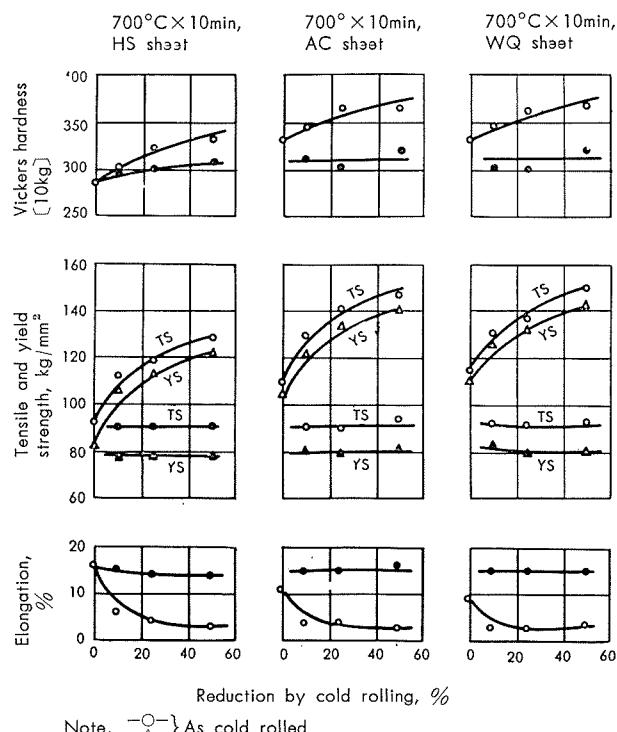


Fig. 59 Relation between grain-size and solution temperature.



Note, \square As cold rolled
 \triangle Cold rolled and annealed (700°C × 10min, HS)
 HS: Slowly cooled to 550°C and air cooled
 AC: Air cooled
 WQ: Water quenched

Fig. 60 Workhardening of sheets heat treated from 700°C.

業では温度の多少のずれも懸念され、又マンガンおよび不純物含有量の変動による熱処理特性の変化も考えられるので、¹⁾²⁸⁾ 現在も、安全を考えて焼鈍後空冷に移ってもよい温度はやはり前記 3.1 の如く 550°C 以下としている。

(ii) 600°C より上の加熱では、加熱温度および冷却速度により性能および組織が変化する。各実験結果から認められる点と、第1報に示した熱処理模型図 Fig.2 および Fig.3 を参照して考察した結果とを記せば以下の如くである。

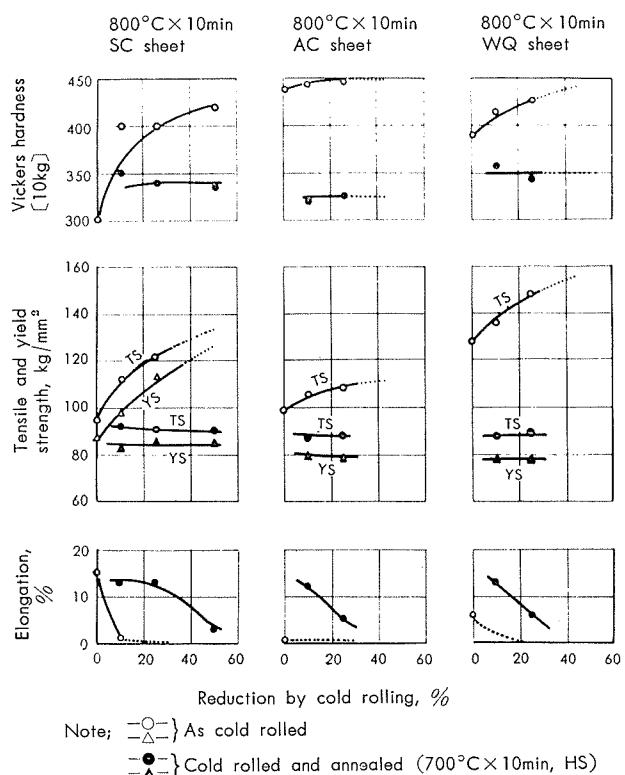


Fig. 61 Workhardening of sheets heat treated from 800°C.

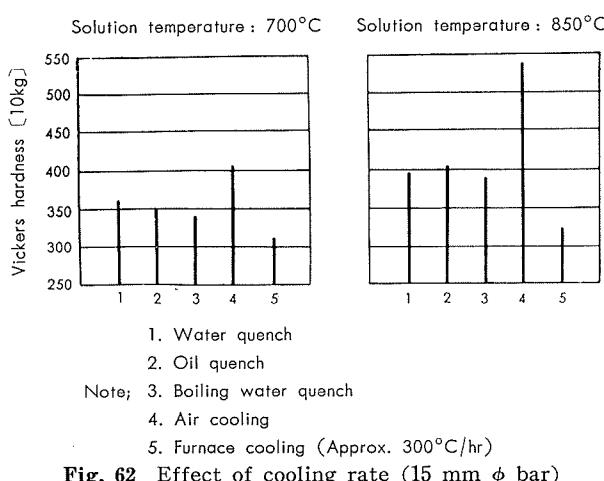


Fig. 62 Effect of cooling rate (15 mm φ bar)

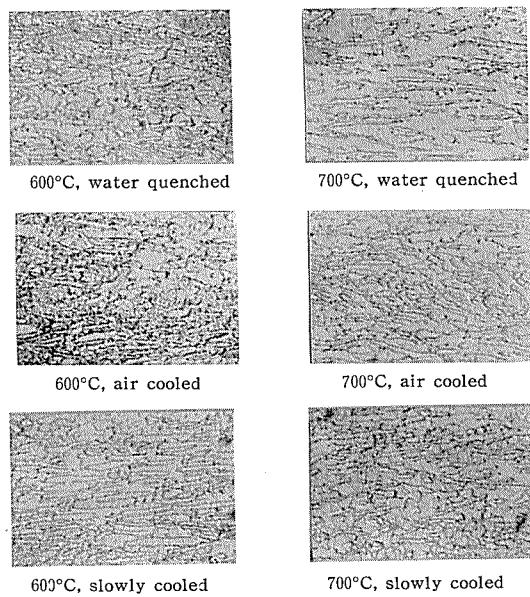


Photo. 8 Microstructure of sheets cooled from 600 and 700°C. $\times 500 \times \frac{1}{2}$

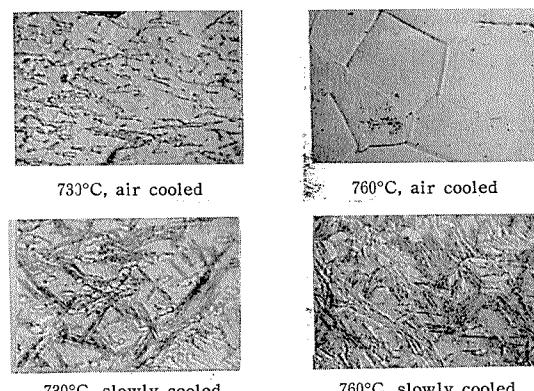


Photo. 9 Microstructure of sheets cooled from 730 and 760°C. $\times 500 \times \frac{1}{2}$ (Water quenched: Almost same to Air cooled)

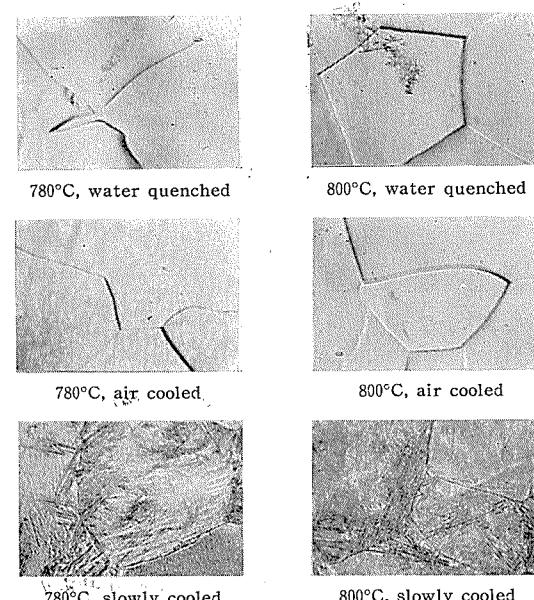
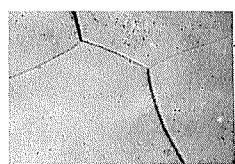
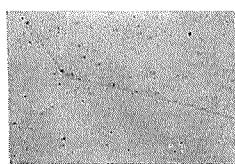


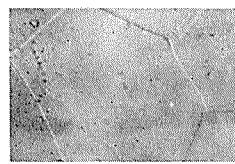
Photo. 10 Microstructure of sheets cooled from 780 and 800°C. $\times 500 \times \frac{1}{2}$



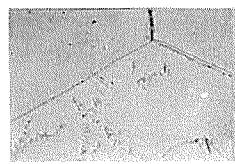
850°C, water quenched



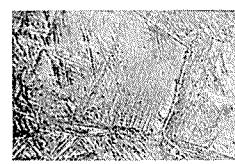
1000°C, water quenched



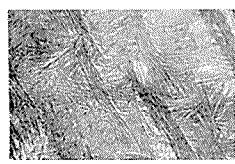
850°C, air cooled



1000°C, air cooled



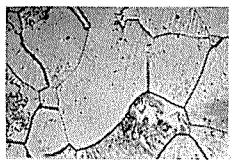
850°C, slowly cooled



1000°C, slowly cooled



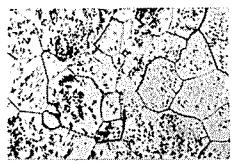
Water quenched



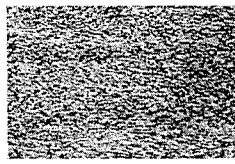
Oil quenched



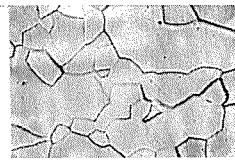
Boiling water quenched



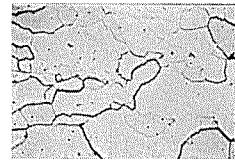
Air cooled

Furnace cooled
(Approx. 300°C/hr)**Photo. 11** Microstructure of sheets cooled from 850° and 1000°C. $\times 500 \times \frac{1}{2}$ **Photo. 13** Microstructure of bars cooled from 850°C.

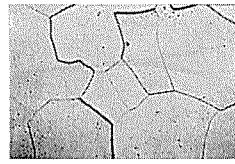
730°C, air cooled



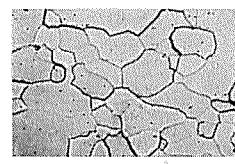
800°C, water quenched



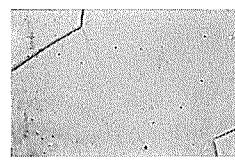
760°C, air cooled



850°C, water quenched



780°C, air cooled



1000°C, water quenched

Photo. 12 Microstructure of sheet cooled from each temperature. $\times 100 \times \frac{1}{2}$

(iii) 760°C迄は加熱温度の上昇と共に水冷および空冷試料の硬化が増すが、それ以上はカーブが寝て温度が上ってもカタサおよび強度は760°Cのそれと大差なく、水冷試料では却って稍々下っている傾向さえ認められる。(Fig. 58) 組織をみると(Photo. 8~12)、700°Cおよび730°Cで処理のものは比較的細かい $\alpha+\beta$ 相であるが温度が高い程 α 相が少なく、760°Cの試料では殆んどなく、それ以上の温度の試料では全くなくなっている。760°C温度と共に硬化するのは、 α が少なくなつて β が増加するため、760°C以上でそれ以上硬化せぬのは、全て β になって了つて相的な変化がないためと考えられる。以上の結果より、この合金はよく知られているよう

にFig. 2の④に該当する合金で、 β Transusは約760°Cにあることが判り、R. I. Jaffeeの状態図²⁴⁾と略々一致している。

(iv) 急冷した試料の残留 β 中にどの程度 ω が含まれているかを顕微鏡的に判別することは難しいが、後で述べる棒の空冷試料を除けば各試料共硬度が著しく高くはないこと、*焼モドシ過程で著しい硬化がみられること等(後述)より、各試料共Fig. 3-Cの①又は②の範囲の経路を辿って全然 ω を含んでいないか、或いは③の極く左寄りの経路を辿って、含んでいるとしても僅かであろうと考えられる。尚、急冷試料の顕微鏡組織で残留 β 中に小さい析出物のみられるものがあるが(板の試料では多少認められ、棒の沸騰水中へ焼入れたものおよび空冷のもので最も多い)、これは冷却中に生じた α 、即ちFig. 3-Cに於て冷却曲線が α 開始線に懸って生じた α であろうと考えられる。

(v) 板の場合には水冷試料と空冷試料とで硬化程度に大差がないが、棒の場合には空冷試料で特に大きな硬化がみられる。これは棒の空冷試料は冷却速度が比較的遅く、Fig. 3-Cの③の相当右寄りの経路を辿って冷却中に相当多くの ω を生じたためであろうと考えられる。尚、棒の急冷試料の断面の硬度分布をみると(Fig. 68および70)一般に中央が高くなっているが、これは中央の方が冷却が遅れるので、Fig. 3-Cにおいて冷却曲線が右に寄り、 $\beta\rightarrow\omega$ の反応が表面より多く進行したためであろうと思われる。

(vi) 水冷および空冷試料の韌性は処理温度の上昇と共に低下し、800°C以上で処理したものは殆んど加工し得ぬ脆いものになつて了う。700°Cおよび800°Cで処理した

*P. D. Frost¹⁸⁾はビッカースカタサが約400より高いものは ω を含むとしている。

試料の冷間圧延試験の結果はFig. 60 および 61 の如くで、 700°C で処理のものは水冷試料も空冷試料も、50% の冷間圧延が可能で比較的加工性に富んでいるが、 800°C から水冷および空冷のものは、僅かの圧延しか出来ず、加工性に乏しいことが判る。このように高温から急冷のものの程歴性が乏しくなるのは、残留 β (前記の如く僅かの ω を含むかも知れぬ) の増加と Fig. 59 に示したような結晶粒の激しい粗大化によるものであろう。

(vii) 次に徐冷試料の性能および組織と処理温度との関係を板の試料についてみると、 700°C 以上の処理のものは全て処理前より若干硬化しており、又、靭性は温度の上昇と共に次第に低下し 1000°C で処理の試料は殆んど加工出来ぬ非常に脆いものになっている。 700°C で処理のものと 800°C で処理のものとの冷間圧延性は Fig. 60, 61 および前記 3.2 および 4. に示した如くで、 800°C で処理のものは加工性が相当低下している。 700°C 以上で処理の試料が若干硬化しているのは、この実験の場合の冷却速度が使用した炉の都合で $300^{\circ}\text{C}/\text{hr}$ と稍々速かったので、Fig. 3-C の⑥の範囲の経路を辿り得ず、④の範囲の右寄りの経路を辿って平衡な $\alpha + \beta$ 相の中に多少の ω が含まれたためであろうと思われる。 700°C という温度は前記の如くこの合金の標準焼鈍温度なので、充分安定な焼鈍材を得るために冷却速度を知ることが大切である。その後、板および棒について 700°C よりの冷却速度と機械的性質との関係について詳しく検討した結果、何れの場合も前記した (3.1) $150^{\circ}\text{C}/\text{hr}$ ($2.5^{\circ}\text{C}/\text{分}$) 以下にすべきであることを確認した。

700°C 以上で処理した試料の靭性が処理温度の上昇と共に低下するのは、上記の如く多少の ω を生じたためといふことも若干関係しているであろうが、主な原因是 Photo. 8~12 の顕微鏡写真および Fig. 59 にみる如く、温度が上るにつれ結晶粒が粗大化し粗い Widdmannstätten 組織になっているためと考えられる。

(viii) 以上の (iv) (v) および (vii) 中で、硬化程度と顕微鏡組織から板および棒の試料が Fig. 3-C のどの範囲を辿って冷却されたかを考察したが、その結果をもう一度まとめてみると次の如くである。

試料の種別	冷却法	冷却(但し 300°C 以上における)	Fig. 3-C における冷却経路
板	水冷	約 $250^{\circ}\text{C}/\text{sec}$	①又は②の左寄り
板	空冷	約 $350^{\circ}\text{C}/\text{min}$	②又は③の左寄り
板	徐冷	約 $300^{\circ}\text{C}/\text{hr}$	④の右寄り
板	徐冷	約 $150^{\circ}\text{C}/\text{hr}$	⑤
棒	水冷	約 $30^{\circ}\text{C}/\text{sec}$	②又は③の左寄り
棒	空冷	約 $100^{\circ}\text{C}/\text{min}$	③の右寄り

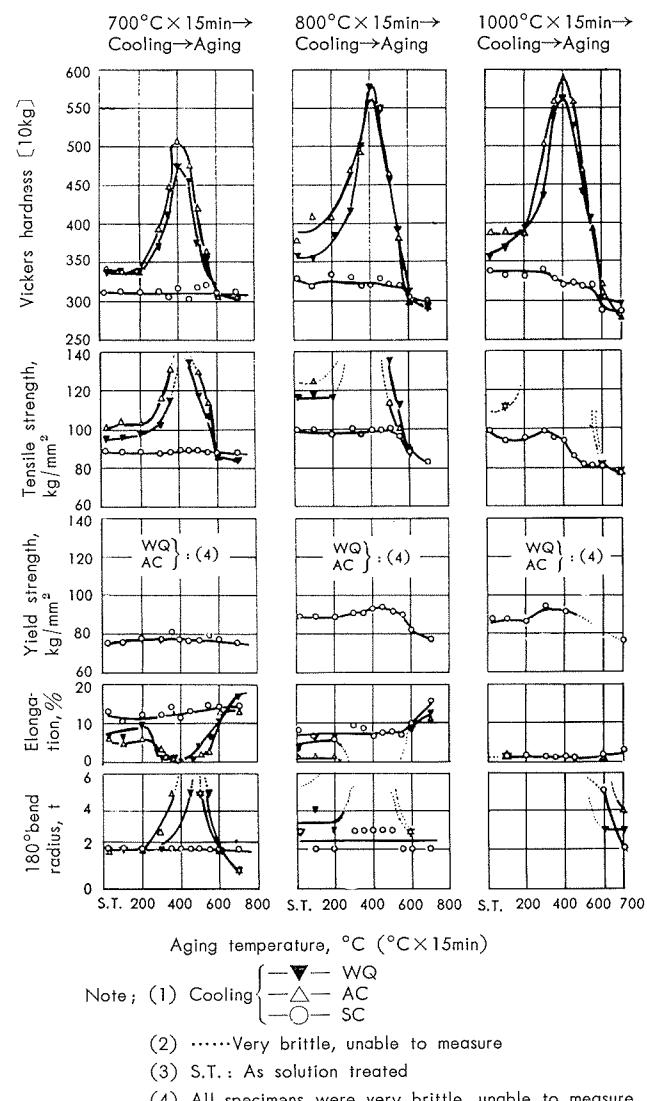
以上の考察より、この合金の TTT 図の α 開始線は相当短時間側に寄って、その凸部が $250^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ (板、水冷) の冷却曲線に近いか或いは懸っているであろうこと、 α 終了線は相当長時間側にあって、その凸部が $150^{\circ}\text{C}/\text{hr}$ の冷却

曲線には懸るが $300^{\circ}\text{C}/\text{hr}$ の冷却曲線にはかかっていないであろうこと、 ω 開始線の凸部は $350^{\circ}\text{C}/\text{min}$ (板、空冷) の冷却曲線の近くにであろうこと、 ω 終了線の凸部は $100^{\circ}\text{C}/\text{min}$ (棒、空冷) の冷却曲線の近くであろうこと等を推定し得る。尚、この合金の TTT 図については後に恒温変態の項で詳述する。

7. 焼モドシ温度および時間の影響

7.1 試料および実験結果

高温から冷却したものを再加熱した場合の性能および組織の変化を知るため、 $750, 800$ および 1000°C から水冷、空冷および徐冷(但し、 $300^{\circ}\text{C}/\text{hr}$) した試料について機械的性質と焼モドシ温度との関係を求めた結果を Fig. 63 に、この実験の試料の顕微鏡組織の一部を Photo. 14~17 に、又、 700 および 800°C から水冷および空冷した試料について $400, 500, 600$ および 700°C で焼モドシの場合の機械的性質と焼モドシ時間の関係を求めた結果を Fig. 64 に示した。尚、各試料は何れも前記 6. の実験に使用したの



Note; (1) Cooling
 (2)Very brittle, unable to measure
 (3) S.T.: As solution treated
 (4) All specimens were very brittle, unable to measure.
 WQ: Water quenched AC: Air cooled SC: Slowly cooled

Fig. 63 Effect of aging temperature.

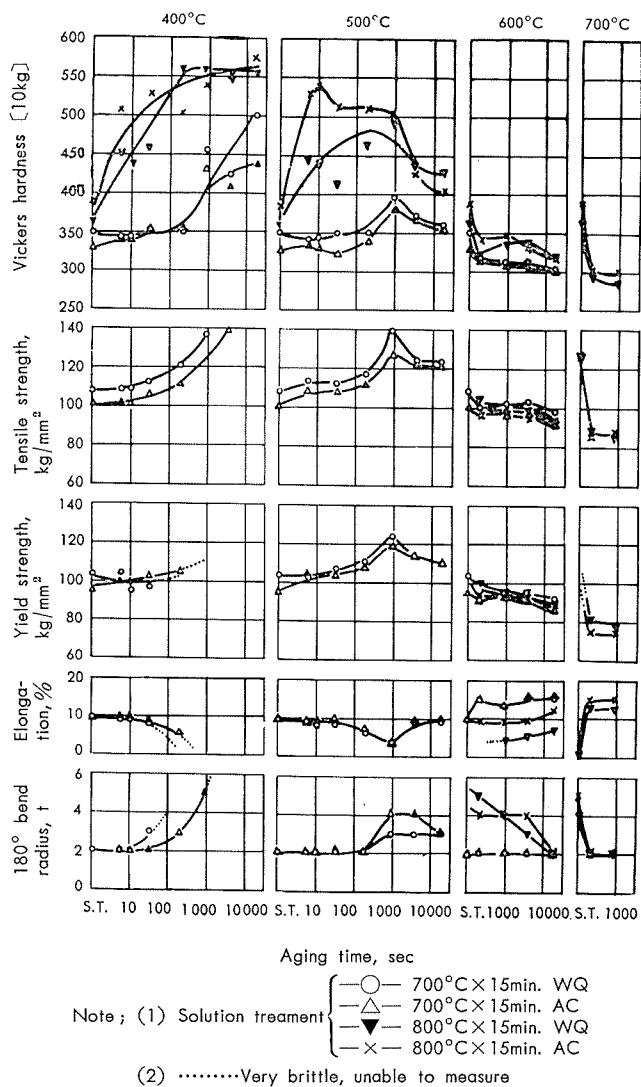


Fig. 64 Effect of aging time on mechanical properties.

と同じ熱間圧延後標準焼鉄した厚さ 1.5mm の板から採取し、焼モドシ時間を変えた実験の試料は全てソルトバスで加熱し、焼モドシ後の冷却は550°C以下は水冷、それ以上は再焼入されることを防ぐため550°C迄徐冷(150°C/hr)後水冷とした。

7.2 考 察

以上の実験の結果から、焼モドシ温度および時間の影響について次のようなことを知り且つ考え得る。

(i) 水冷および空冷したものを焼モドシすると著しい硬化現象がみられ、この硬化は 100~200°C から始まって 400°C 前後で最大(ビッカースカタサ 500~600)になり、それ以上は焼モドシ温度の上昇と共に軟化し、600°C 以上では焼鉄材と殆んど同じになる。一方、靱性は硬化に伴って減少し(硬化の甚しい範囲では伸びが殆どなく、少し曲げても折れるような極めて脆いものになる)軟化に伴って増す傾向にあるが、1000°C より焼入れた試料は、結晶粒が著しく粗大化しているからであろう 600°C

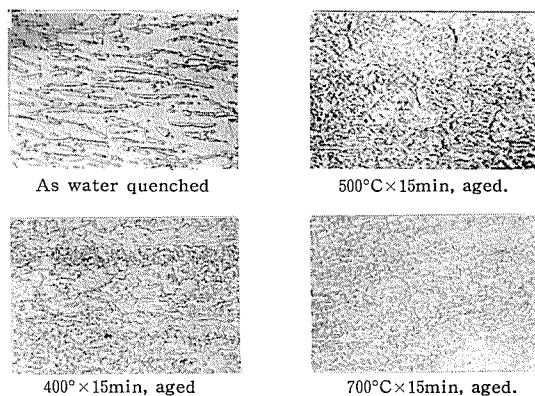
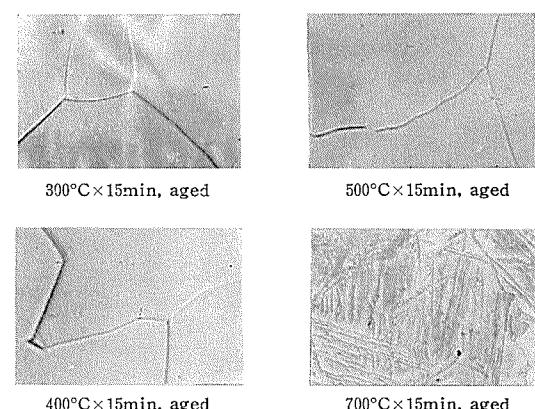
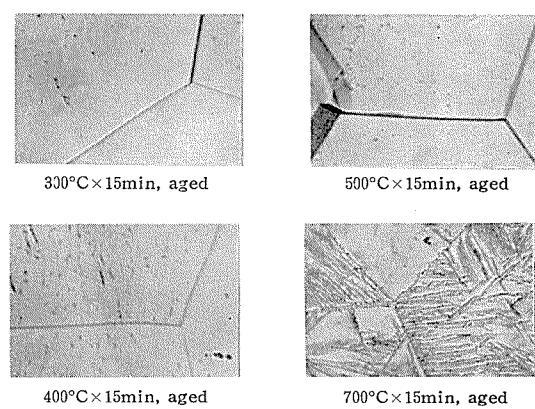
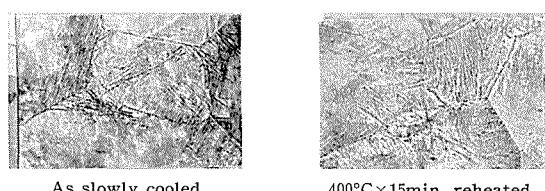
Photo. 14 Microstructure of sheets water quenched from 700°C and aged. $\times 500 \times \frac{1}{2}$ Photo. 15 Microstructure of sheets water quenched from 800°C and aged. $\times 500 \times \frac{1}{2}$ Photo. 16 Microstructure of sheets water quenched from 1000°C and aged. $\times 500 \times \frac{1}{2}$ 

Photo. 17 Microstructure of sheets slowly cooled from 800°C and 400°C X 15min reheated.

以上で焼モドシしても屈曲値が多少良くなるだけで伸びは殆んど出ない。次に焼モドシ試料の組織をみると（Photo. 14～16）、各温度から焼入れのもの共、400～500°C 近は著しく硬脆化しているにも拘らず組織的には焼入れのままで殆んど変りなく、完全に軟化している。700°C では全面に α が析出且つ成長して Photo. 17 の徐冷材と同じような粗大な Widdmanstätten 組織になっている。尚、Photo. 15 および 16 に於て残留 β 中に点々とみられる小さな析出物状のものは、前に 6.3 (iv) で記した如く焼入れの途中で生じた α と思われる。組織観察の結果からも判る如く、以上の硬化は急冷によって生じた残留 β が再加熱によって ω 化したことによるものと思われ、Fig. 63 にみる如く 800°C から急冷した試料の方が 700°C から急冷した試料より硬化が大で、800°C から急冷した試料と 1000°C から急冷した試料とは殆んど違わないので、前記 6.3 (iii) の如く 800°C 处理材は 700°C 处理材より残留 β が多いが、800°C 处理材と 1000°C 处理材は共に全て残留 β で相的に差がないからであろう。

(ii) 次に高温から徐冷したものの再加熱に伴う変化をみると、徐冷試料には残留 β が殆んどないので、400°C 近辺でも ω 化による硬化が起らず、再加熱しても機械的性質および組織（Photo. 17）に殆んど変化がみられない。只 800°C および 1000°C から冷却の試料には 500°C 以上で若干の軟化が起っているが、これは試料の冷却が徐冷とは云え 300°C/hr で若干速く、前記 6.3 (vii) の理由で僅かに生じていた ω が再加熱により分解したことによるものであろうと考えられる。

(iii) 焼モドシ時間の影響は Fig. 64 の如くで、同図より、400°C の加熱では時間の経過と共に硬脆化が進行する、500°C の加熱では加熱の初期に一旦硬脆化しその後時間の経過と共に再び軟化する。600°C および 700°C の加熱では硬化はみられず比較的短時間で焼鈍状態になっててしまう、等のことがみられる。400°C の硬脆化は第1報に示した熱処理模型図 Fig. 4 の C 線に沿った相の変化 ($\beta_r \rightarrow \omega$)、500°C の硬脆化と軟化は⑩線に沿った変化 ($\beta_r \rightarrow \omega \rightarrow \alpha + \beta$)、600°C および 700°C の軟化は⑧線に沿った変化 ($\beta_r \rightarrow \alpha + \beta$) によるものと考えられる。尚、この場合にも 800°C から急冷した試料の方が 700°C から急冷した試料より大きな硬化が生じているが、これは (i) にも記した如く前者の方が多く残留 β を含んでいたためと思われる。

(iv) 後報の如く、チタニウム-5%アルミニウム-3%マンガン合金では、「 β Transus の少し下から急冷し、 ω の分解が終了する直後の条件で焼モドシ」の熱処理によって、微細な $\alpha + \beta$ 組織の、強く且つ韌性に富む状態を得ることが出来た。チタニウム-8%マンガン合金では、この熱処理は「700～730°C 水冷→500～600°C 焼モドシ」に当るが、以上の結果にみる如く硬い所では伸率が乏しく、伸率が回復する所では強度が下って、強度

と韌性とが仲々両立せず、結局、この合金では焼鈍材が最も実用的な状態であると云えよう。

以上の実験では、熱処理後常温の機械的性質を測定して残留 β の ω 化等を検討したが、急冷材の再加熱において、再加熱したその温度ではどのような性状が示されるであろうか。この点を確かめるため、700°C および 800°C に各15分加熱後水冷、空冷および徐冷した試料を、100～850°C 間の数種の温度に各15分加熱し、その温度で抗張試験を行ってみた。その結果は Fig. 65 および 66 の如くで、同図より、急冷試料も約 300°C 近は温度の上昇につれ急激に強度が低下して 200～300°C では徐冷試料と殆んど同じこと、300°C を越すと ω 化による硬化が温度上昇による軟化に勝ち強度が却って増加して 400～450°C で最高になると、それ以上では ω の減少と温度上昇による軟化とで強度が急激に低下し伸率が増すこと、そして 600°C 以上では徐冷試料と殆んど同じになること等が認められ、残留 β の ω 化に伴う硬脆化は高温においても顕著であることが認められた。

尚、700°C から水冷し 400° および 500°C で 15 分再加熱した試料の夫々の温度における抗張力は、Fig. 66 にみる如く 87.2kg/mm² および 75.5kg/mm² であるが、この値を同様の処理後常温で測定した Fig. 64 にみる値即ち 136.7kg/mm² および 139.1kg/mm² と比較すると、高温

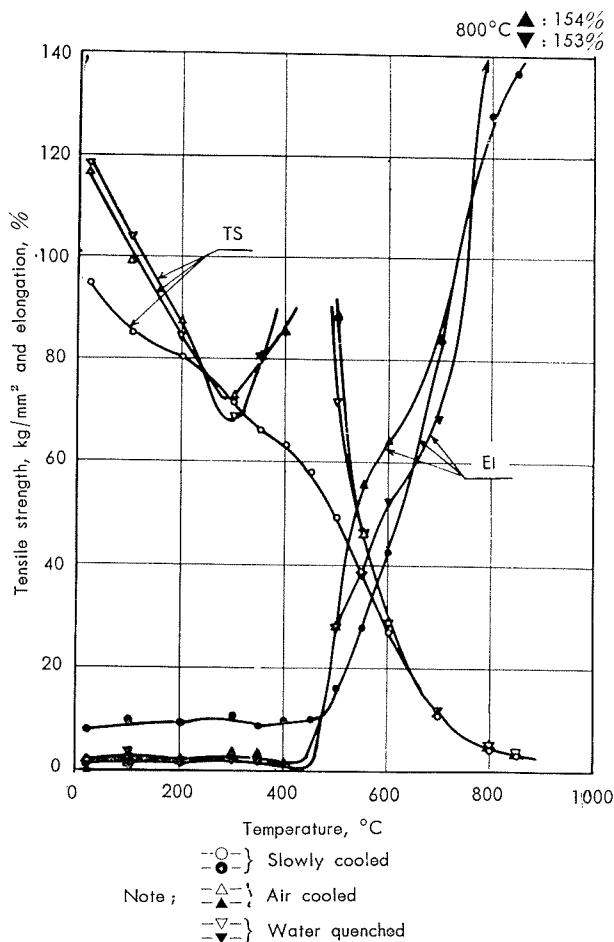


Fig. 65 High temperature tensile properties of sheets heat treated from 800°C.

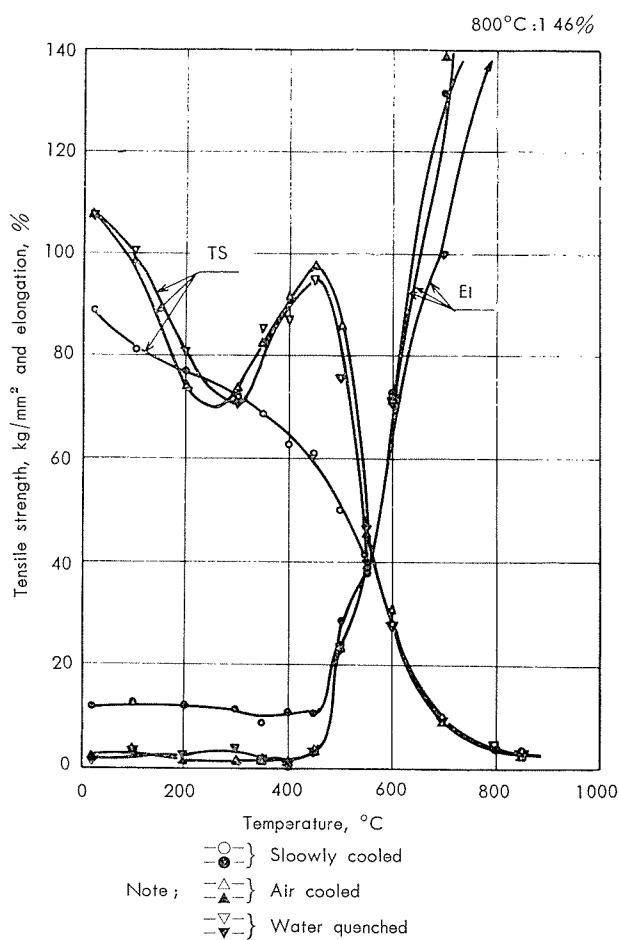


Fig. 66 High temperature tensile properties of sheets heat treated from 700°C.

における値の方が相当低く、多量の ω を含む硬化相も温度と共に強度が低下し、低下の程度は徐冷材よりも却って大きいことが判る。

8. 恒温変態

上述の各実験によりこの合金の加熱、冷却および再加熱に伴う性能および組織の変化を知り得たが、温度および時間と相の変化との関係を更に確めて TTT 図を作成するためおよび恒温変態処理により焼入焼モドシ処理と違った特殊な性能が得られぬかを探求するため、次のような実験を行った。

8.1 試 料

熱間鍛造後標準焼鈍した直径 15mm の棒を使用した。

8.2 実 験

700 および 850°C に 30 分保持後、速かに沸騰水(100°C)、200, 300, 400, 450, 500, 600 および 700°C のオイルバス又はソルトバス中に投入、30秒、3分、10分、1時間および 5 時間保持してから水冷し、* 各試料について長サ方向

*600 および 700°C については、その温度からの焼入効果を除くため 550°C 近徐冷後水冷の処理も行った。尚、850°C → 600 および 700°C のものについては、極く初期の変化をみるために 3 秒および 10 秒保持後水冷の処理も行った。

に直角な断面のカタサ分布(ピッカースカタサ)を測定、又、同断面の顕微鏡組織を調査した。

8.3 実験結果と考察

硬度(断面 5ヶ所の平均)と保持時間および温度との関係並びに各温度に 10 分間保持した試料の断面のカタサ分布は Fig. 67~70 の如くで、これらの結果から次のようなことが判る。

(i) 700°C から冷却したものも 850°C から冷却したもの

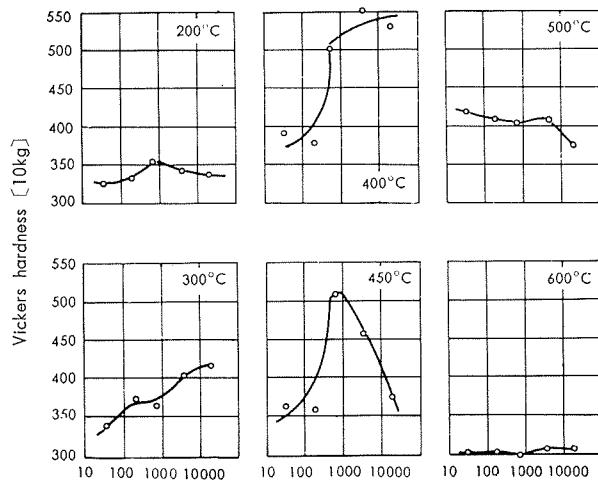


Fig. 67 Results of isothermal heat treatment [15mmφ bar, 700°C × 30min → each temperature × time → HS(600°C) or WQ (up to 500°C)].

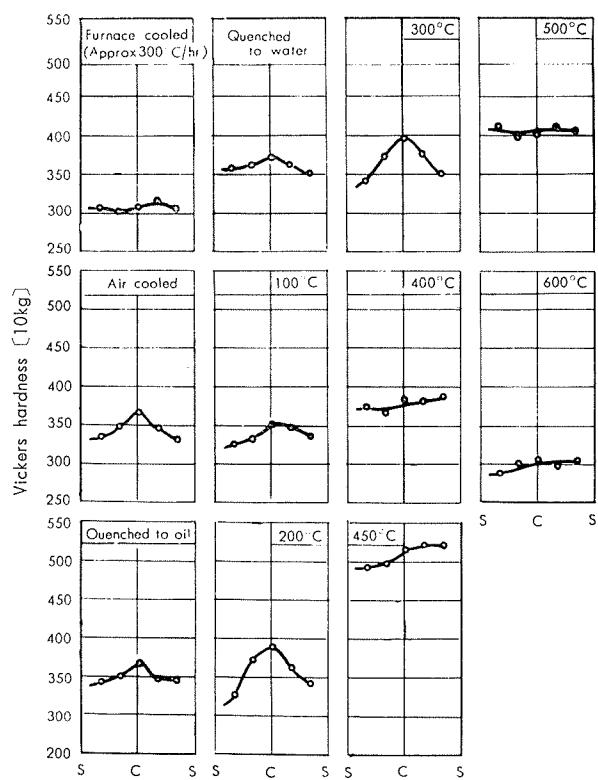


Fig. 68 Hardness distribution of heat treated [700°C × 30min → each temperature × 10min (400°C: 3min) → HS (600°C) or WQ (up to 500°C)] 15mmφ bar.

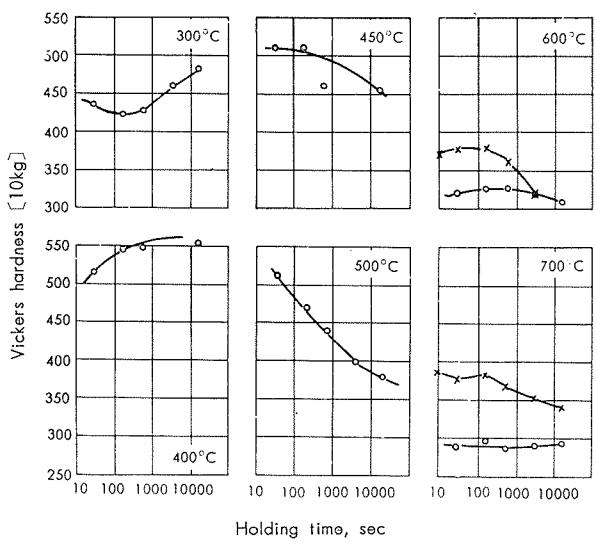


Fig. 69 Results of isothermal heat treatment [15mm φ bar, 850°C × 30min → each temperature × time → ○ : HS (600°C, 700°C) or WQ (up to 500°C), × : WQ].

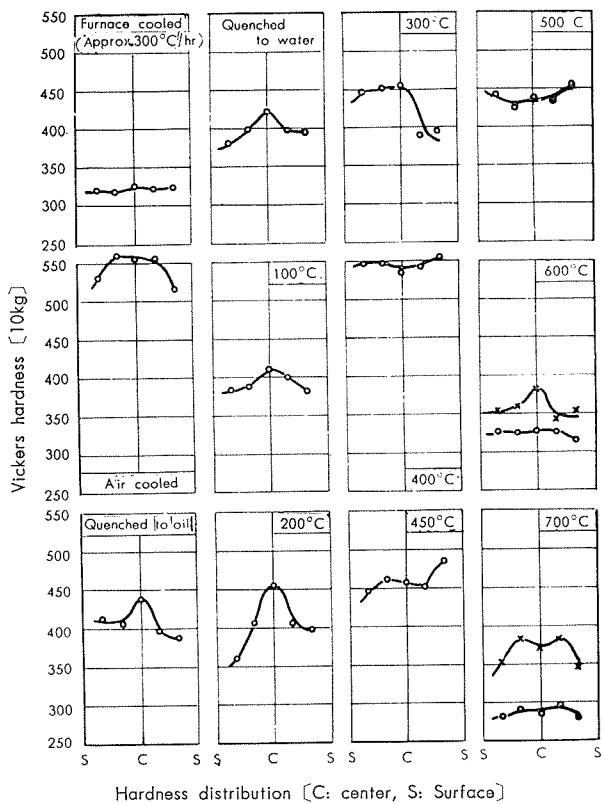


Fig. 70 Hardness distribution of heat treated [850°C × 30min → each temperature × 10min → ○ : HS (600°C, 700°C) or WQ (up to 500°C), × : WQ]

も、100°C および 200°C では長時間保持しても殆んど硬化せぬが、300°C では時間の経過と共にゆるやかに硬化し、400°C では比較的短時間に著しく硬化してその後殆んど軟化せず、450~500°C では極く短時間に硬化してその後序々に軟化し、600°C 以上では硬化がみられず

*粒内に黒く点々とみえるもの。保持温度迄冷却される過程で生じた α 、すなわち前掲の熱処理模型図 Fig. 3-C で冷却曲線が α 開始線に懸って生じた α と思われる。

時間の経過と共に軟化する。硬化は残留 β の ω 化によるもの、軟化は一旦生じた ω の分解又は残留 $\beta \rightarrow \alpha + \beta$ の反応によるものと考えられ、概ね前記の焼入レ焼モドシの実験から推定されたような結果となって、恒温変態処理により特に異った性質は得られぬようである。尚、400 および 500°C における硬化と 500°C における軟化が、前記の焼入焼モドシの場合 (Fig. 64) に比し一般に稍々早く起っているが、これは本実験の場合は試料が棒で冷却速度が遅いので、その温度に稍々長く保持されたのと同じ効果になったためであろうと考えられる。

(ii) 700°C から冷したものも 850°C から冷したものも、100, 200 および 300°C に保持の試料では中心部の方がカタサが高くなっているが、これは中心部が冷却速度が遅いので保持温度迄冷却される途中で表面より多くの ω を生じたため、即ち、前掲の熱処理模型図 Fig. 3-C の③の範囲で表面より右寄りの経路を辿り、より多くの ω を生じて保持温度に達したためと考えられる。400°C 以上に保持の場合には、 ω 終了線がずっと長時間に亘るからであろう。上記のような差は認められず、むしろ $\beta \rightarrow \alpha + \beta$ 反応の影響を受けて、冷却速度のおそい中心部の方が却って軟かくなっているものさえみられる。尚、Fig. 70において、600°C および 700°C に保持後水冷の試料も中心の方が硬くなっているが、これは保持後の冷却で生じた差であろうと思われる。

850°C から処理した試料の顕微鏡組織は Photo. 18 の如くで（棒の断面中央の写真、何れも各温度×時間保持後水冷のもの）、400°C 以下に保持のものは、温度および時間による差が殆んどみられず何れも残留 β^+ 少量の α^* の組織であるが、500°C では長時間保持すると相

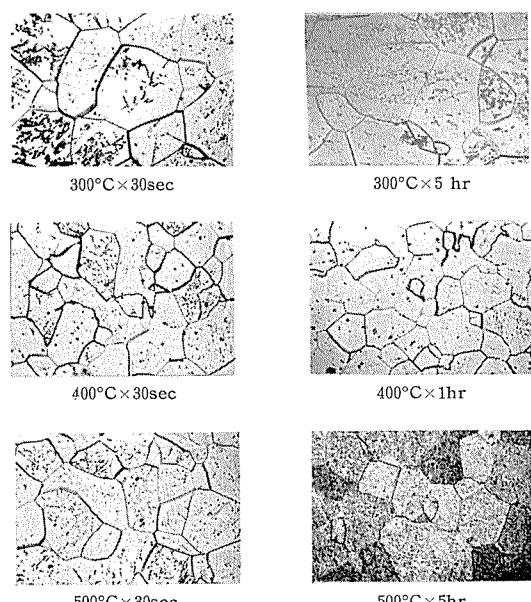


Photo. 18 Microstructure of isothermally heat treated 15mmφ bars (1) (850°C × 30min → each temperature × time → WQ). $\times 100 \times \frac{1}{2}$

△一部 ω を含んでいるかもしれない。 ω は顕微鏡的には判別し難い。

当量の α が析出し、600°Cおよび700°Cでは比較的短時間でかなりの α が析出、長時間保持すれば平衡な $\alpha+\beta$ 組織になり、700°Cでは α が可成り成長していること等がみられ、前記のカタサ変化と概ね対応している。700°Cから処理した試料の顕微鏡写真を示すことは省略するが、この場合は何れも細かい $\alpha+\beta$ 組織で、400°C以下に保持のものは何れも α が少ないが、500°C以上に保持の場合は時間と共に α が増し、上記の850°Cから処理の場合と概ね同様の変化がみられた。

9. TTT 図

上記の恒温変態に関する実験の結果および前記の冷却速度と焼モドシに関する検討の結果〔6.3 (viii) 参照〕に基き、又、D.W. Levinson 等が²⁹⁾チタニウム-6%および10%マンガン合金について、H. Westphal 等¹⁷⁾がチタニウム-7%マンガン合金について示している結果を参考にして、この合金のTTT図を推定し Fig. 71に示した。顕微鏡的に残留 β と ω とを判別することは難しく、又、残留 β の $\alpha+\beta$ 化反応の終了を確認することも困難なので、詳細については更に検討の必要があるが、相変化の概略を知る目安にはし得るであろう。尚、Fig. 71中に記した数値は各温度で恒温変態させた試料（前記8.の実験の850°Cから処理したもの）のビッカースカタサ値である。

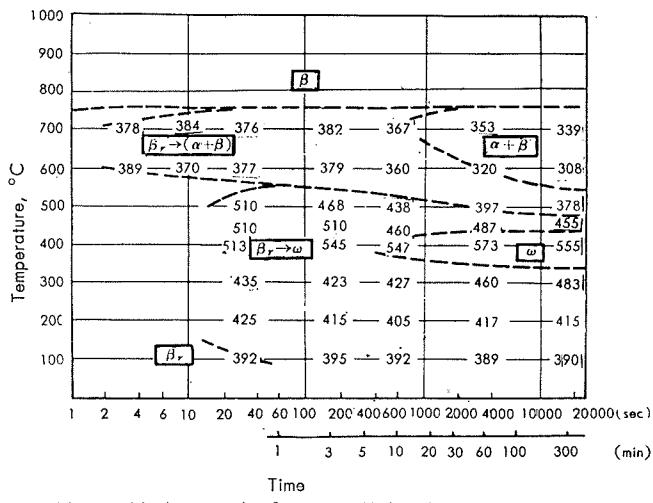


Fig. 71 TTT diagram.

10. 残留 β 組織の腐食について

β -Transusより上の温度から急冷して多くの β を残留させた試料の顕微鏡組織を前にいくつか示したが、(Photo. 10, 11, 13等)、これらの写真をみると、程度の差はあるが何れも一部の粒界が異常に太くみえている。(腐食の液は何れも5% フロ酸+10% 硝酸、温度は常温) 残留 β 組織にしたものは平衡な $\alpha+\beta$ 組織より腐食され難いので、各粒界を出そうとすると濃腐食せざるを得ないが、粒界が太くみえるのは濃腐食による単なる凹みであろうか。それとも何らかの組織が示されているのであろうか。この点を確認す

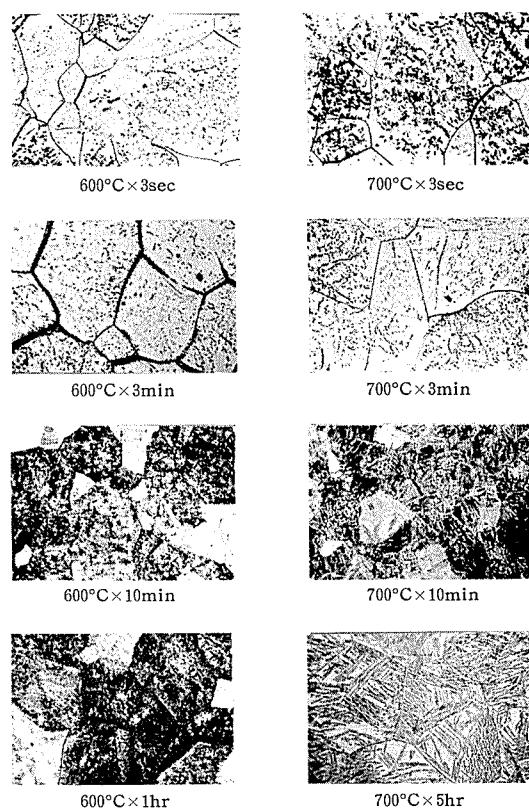


Photo. 19 Microstructure of isothermally heat treated 15mmφ bars (2) (850°C × 30min → each temperature × time → WQ). $\times 100 \times \frac{1}{2}$

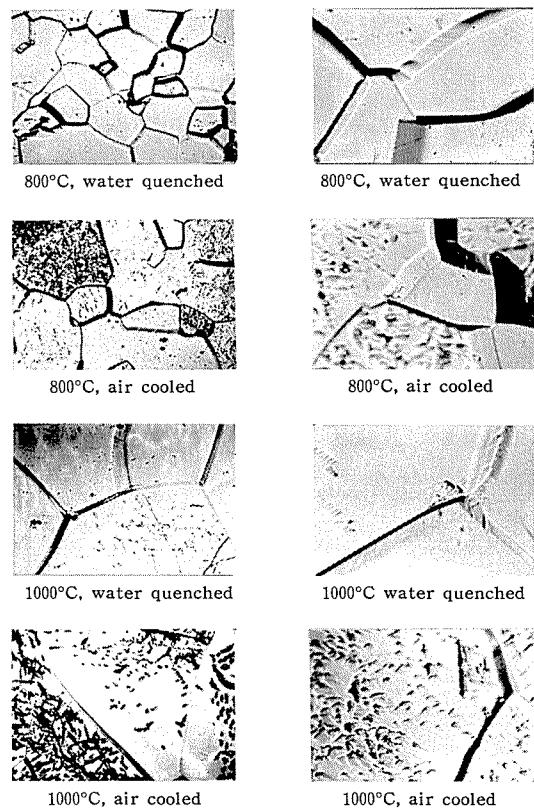


Photo. 20 Microstructure of deeply etched specimens. Right $\times 500 \times \frac{1}{2}$, Left $\times 100 \times \frac{1}{2}$



Photo. 21 Microphotograph by inclined light (800°C, water quenched). $\times 100 \times \frac{1}{2}$

るため、800°C および 1000°C に 30 分加熱後水冷および空冷した試料 (15mmφ棒) に極端な濃腐食を施し検鏡してみた。Photo. 20 は普通の通り垂直光源をあてて撮った写真で、濃腐食により粒界が非常に太くなっていることがみ

冷間圧延性は比較的良好、70%以上の圧延が可能で板用に適するが、降伏点が高く圧下が難しいから多段圧延機の使用が望ましい。

再結晶終了温度は 660°C～700°C で、標準焼鈍温度は 700°C とするのが良く、焼鈍後の冷却は 550°C 迄は 150°C/hr より遅く徐冷、その後空冷とするのが良い。約 750°C 以上過熱すると粗粒化し諸性質が劣化するから注意を要する。

(3) 高温抗張性

850°C 迄の高温抗張性を確めた。(Fig. 57, 65, 66) 他のチタニウム合金および他の金属材料との比較については次報に報告する。

Table 16 Chemical compositions and mechanical properties of Ti-8% Mn alloy sheet
[Typical and specified]

Chemical compositions, %						Mechanical properties of annealed sheet				Remarks	
Alloy element	Impurities					Ti	Tensile strength, kg/mm ²	Yield strength (0.2% offset), kg/mm ²	Elongation, %		
	Mn	N	O	C	H				Test piece ASTM	Test piece JIS No. 5	
8 (7.0～9.0)	0.01 (<0.05)	0.03 (→)	0.02 (<0.10)	0.005 (<0.015)	-- (<0.60)	R	90 (>8) [=120×10 ³ psi]	78 (>70)	14 (>10)	18 (>12)	4.73

Note ; () : Specification

られる。次にこの試料について光源の角度を変えつつ検鏡してみた所、角度によって各粒界が光ったり暗くなったりすることが認められ、以上の検討の結果、垂直光線で大きく見えている部分は別の相ではなく、濃腐食による単なる粒界の凹みであることが認められた。Photo. 21 は傾斜光源で撮影した写真の一例である。

11. 規格値および標準値の設定

以上の検討の後更に数多くの試料について、成分および上記した諸性能のばらつきを調べ、本合金の規格値および標準値を Table 16 の如く決定した。本合金はこの規格に基いて既に工場生産に移されており、その特性に応じた用途に活用されている。

12. 総 括

前報でそれ迄の実験結果に基いて撰定した 3 種の実用化合金の中の、チタニウム-8%マンガン合金につき、製造条件と諸特性を知る目的で加工、焼鈍、高温性能および々の熱処理特性について稍々詳しく検討した。得られた結果を要約すれば次の如くである。

(1) 熱間加工

加熱温度は夫々次のようにするのが良く、熱間加工性は比較的良好である。

粗鍛造 : 850～900°C 仕上鍛造 : 730°C

圧延 : 700°C

(2) 冷間圧延および焼鈍

冷間圧延および焼鈍に伴うカタサ、抗張性、屈曲性、エリクセン値、深絞り性および顕微鏡組織の変化を確めた。(Table 15, Fig. 51～56, Photo. 4～7)

(4) 熱処理特性

焼入温度、冷却速度、焼モドシ温度、時間および恒温変態条件と機械的諸性能および組織との関係を確めて (Fig. 58～70, Photo. 8～21) 本合金の熱処理特性を知り、第 1 報に示した熱処理模型図 (Fig. 1～4) によってその機構を考察した。

以上の検討により、本合金の β Transus は約 760°C、実用的な状態は前記の標準焼鈍材であること を知り、又 TTT 図を推定した。

(5) 規格値および標準値

成分および抗張性の規格値および標準値を Table 16 の如く決定した。

文 献

(第1報で引用し、本報で再び引用のもの)

- F.C.Holden, H.R.Ogden and R.I.Jaffee: J.Metals: 2 (1954), 169.
- A.Saulnier: Revue De Metallurgie, 11 (1956), 1.
- P.D.Frost: Metal Progress, 3 (1959), 95.
- H.Bohm und H. Westphal: Z. Metallkde., 8 (1956), 558.
- P.D.Frost: Metal Treating, 3-4 (1957),
(本報で新たに引用のもの)
- D.J. Maykuth, H.R.Ogden and R.I. Jaffee: J.Metals, 5 (1953), 225.
- H. Martens: J.Metals, 2 (1956), 238.
- P.Duwez: Trans. ASM, 45 (1953), 934.
- Rem-Cru Titanium Inc., Titanium Manual
- H.R.Ogden, F.C.Holden and R.I.Jaffee: J.Metals, 1 (1955), 105.
- D.J.Delazaro and D.W.Levinson: J.Metals, 9 (1954), 1089.

P

43

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 2, No. 4, Oct. 1961

アルミニウム中の微量のベリリウムの光電定量

田 中 礼 次

住友軽金属工業株式会社研究部

アルミニウム中の微量のベリリウムの光電定量

田 中 礼 次 *

Photometric Determination of Trace Beryllium in Aluminium

by Reizi Tanaka

A photometric method for the determination of beryllium with acetylacetone has been investigated, and it was applied to the analysis of trace beryllium in aluminium and its alloy with successful result.

- (1) Suitable method has been established as follows.

The sample (up to 100mg) is dissolved in hydrochloric acid, added 2 ml per sample 10 mg plus 5 ml of M/5 EDTA, neutralized with sodium hydroxide solution to pH about 8, added 1 ml of 1% acetylacetone solution, and extracted with 25 ml of chloroform. Then washed with 2% sodium hydroxide solution and beryllium is determined from the absorbance at 295 m μ .

- (2) Interfering elements are not found, except some masking agents as tartaric acid or citric acid.
(3) Calibration curve up to 10 μ g beryllium is linear, and can be adapted to the trace beryllium (0.0001% and over) in aluminium and its alloy.

1. 緒 言

近時アルミニウムの炉中分析、一般分析にはカントメーターによる方法が進歩し、化学分析においては原子炉用、その他の材料に対する微量元素の定量に関心が持たれるようになった。本誌においてもマンガン、チタン、バナジン、スズの定量方法¹⁾、リチウム、ホウ素、ガリウムの定量方法²⁾などが報告されている。吾々は研究成果の一部として、カドミウム³⁾、コバルト⁴⁾、スズ⁵⁾などの定量方法を報告してきたが、ここではベリリウムの定量方法を述べたい。

アルミニウムとベリリウムはその化学的性質が類似しているため、分離は困難であって、従来から知られている分離法として炭酸塩共存でアルミニウムの水酸化物を沈殿させる方法や、高い塩酸濃度の溶液からアルミニウムの塩化物を沈殿させる方法がある。これら的方法では多量のベリリウムを含む場合のほか、アルミニウムとの定量的な分離是不可能である。ベリリウムの発色試薬としては、p-ニトロベンゼンアゾオルシノール⁶⁾、ナフトクロムアズリン2B⁷⁾、ナフトクロムグリーンG⁷⁾、アルカニンとナフタザリン⁸⁾、キニザリン-2スルфон酸⁹⁾、スルフォサルチル酸¹⁰⁾、アルミノン¹¹⁾、その他キナリザリン、エリオクロムシアニンRなど多数発表されているが、いづれも大部分のアルミニウムと分離しないと適用し難い。これらの試薬のうち、アルミノンはEDTAの共存で実用性もあるが¹²⁾、微量のベリリウムの定量には適用できない。重松等¹³⁾はベリリウムがEDTAを含むpH7~8の溶液から、アセチルアセトン-ク

ロロフォルムによって抽出され、290m μ で定量できると述べている。この方法は極めて高感度であるため、微量のベリリウムが検出でき、アルミニウムおよびその合金に適用する目的で諸条件の検討を行い、再現性のよい定量方法を確立した。

2. 試薬および装置

2·1 試 薬

食塩水 (10%)

EDTA-2ナトリウム塩 (M/5)

水酸化ナトリウム (0.2%)、(2%)、(20%)

アセチルアセトン溶液 (1%)

クロロフォルム

ベリリウム標準溶液 (1ml=1 μ g Be)

2·2 装 置

日立製 EPU-2型分光光電度計

堀場製 M-3型pHメーター

3. 実験結果

3·1 測定波長の選択

ベリリウム0, 2および4 μ gをとり、食塩水 (10%) 4mlとEDTA(M/5) 2mlを加え、約30mlにうすめ、水酸化ナトリウム溶液 (0.2%) を用いてpH約8に調節し、100ml分液ロートに移し約40mlにうすめる。

これにアセチルアセトン溶液 (1%) 1mlを加えてふりませ、クロロフォルム25mlを加えて約2分間激しく振と

* 研究部

うし、静置して2層に分離させる。クロロフォルム層を別の水酸化ナトリウム溶液(2%)30mlを入れた分液ロート(100ml)に移し、再び約2分間振とうして洗浄する。

静置後クロロフォルム層を汎紙No.5Bでこしきて水分を除き、溶液の一部を光度計のセル(液槽10mm)にとり、各波長における吸光度を測定して吸収曲線を作製した。

この結果Fig. 1に示すように295m μ 附近に吸収極大があり、この波長を用いることにした。なほこの波長における空実験値はFig. 1から明かなように小さいものである。

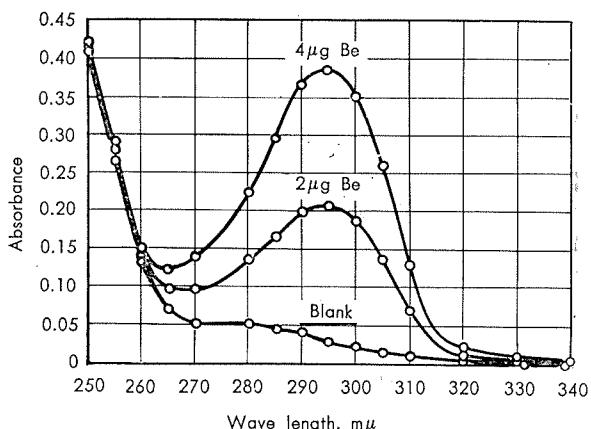


Fig. 1 Absorption curve of beryllium-acetylacetate in chloroform.

3・2 食塩水の添加量

抽出に際し、食塩を加えておくことが必要と云われている¹³⁾。Fig. 2は種々量の食塩水(10%)を加えてベリリウムを抽出した結果であって、食塩がないと抽出率がやや低いが、少量の添加で改善され、多く加えたときは空実験値が僅かに増加することが判った。この結果食塩水は10%溶液4mlを加えることにした。

なおアルミニウムの試料から抽出するときは、試料の溶解および中和操作において食塩を生成するので添加しないことにした。

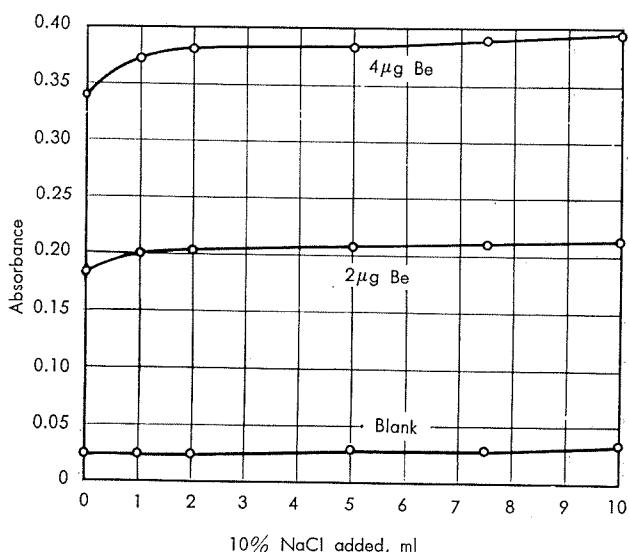


Fig. 2 Effect of sodium chloride on extraction.

3・3 EDTAの添加量

Fig. 3はEDTA(M/5)の種々量を加えて抽出してみた結果である。EDTAを加えないときは空実験値がかなり高いが少量の添加によって安定し、そのあと添加量の増加とともに収率が低下する。アルミニウムを含む溶液では100mgの場合の曲線から明かなように、多量のEDTAの添加が必要である。アルミニウム100mgに対するEDTA(M/5)の当量は約18.6mlであるが、実験では約25mlの添加で安定している。試料採取量を変えた場合の抽出率を種々検討した結果EDTA(M/5)の添加量は、アルミニウム10mgにつき2ml+5mlとすることにした。

この操作におけるベリリウムの抽出率は、抽出回数の増加、再抽出などによって検討した結果、ベリリウム単独でEDTA(M/5)1mlを加えたとき約98%、上の条件においては約94%である。

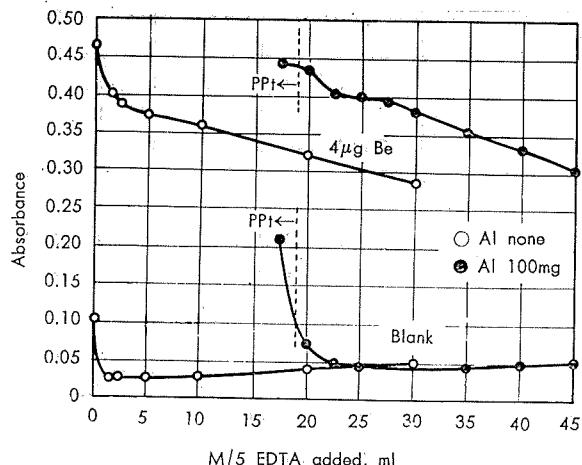


Fig. 3 Effect of EDTA on extraction.

3・4 溶液のpH

中和のときの水酸化ナトリウム溶液添加量を変えて、種々のpHの溶液を調製し、ベリリウムを抽出してみた。この結果をFig. 4に示し、pH 7.5~8.5の間で殆んど一定の結果が得られた。pH 7またはそれ以下ではかなり低い結果を示し、またpH 9以上においても収率の低くなるのが見られる。

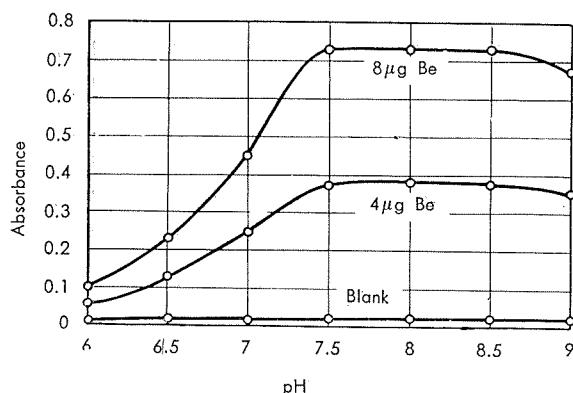


Fig. 4 Effect of pH on extraction.

3・5 アセチルアセトン溶液の添加量

アセチルアセトン溶液(1%)の添加量について調べた

結果、Fig. 5 に示し、8 μg までのベリリウムに対しては 0.5 ml からほぼよくなり、1 ml 以上で一定の吸光度が得られた。ただし、試薬添加量の増加とともに空実験値が僅かずつ増加するので多く加えることは好ましくない。実験の結果から、アセチルアセトン溶液 (1%) は 1 ml 加えることにした。

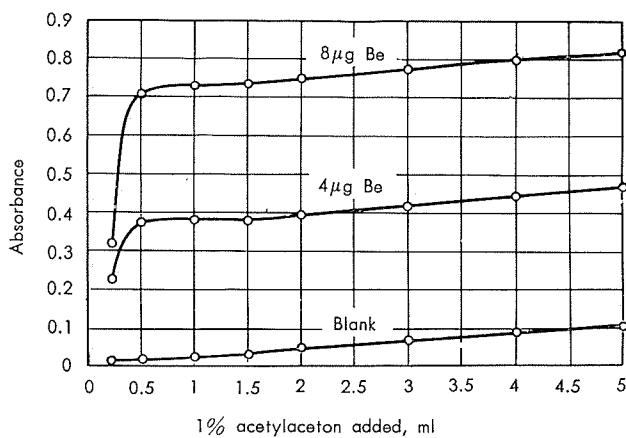


Fig. 5 Effect of acetylacetone.

3・6 振とう時間

振とう時間の影響について調べた結果は Table 1 に示し、クロロフォルムによる抽出の際は 1~3 min で一定の値を得た。また水酸化ナトリウム溶液 (2%) による洗浄においては、30 sec~2 min の振とうで一定の値を得た。これらの結果から、抽出および洗浄いづれも振とう時間は 2 min に規定した。

Table 1 Effect of time for shaking

Process	Shaking time, min	Absorbance for 4 μg Be
Extraction	0.5	0.368
	1	0.380
	2	0.378
	3	0.378
	5	0.381
Washing	0.5	0.382
	1	0.378
	2	0.380
	3	0.370
	5	0.363

3・7 洗浄

試薬はクロロフォルムに抽出され、測定波長において吸

Table 2 Effect of washing method

NaOH concentration, %	Washing time, min	Absorbance	
		Be none	Be 4 μg
0.2	1	0.186	0.528
	2	0.163	0.502
	3	0.154	0.494
0.5	1	0.161	0.501
	2	0.122	0.478
	3	0.103	0.447
1	1	0.063	0.414
	2	0.036	0.391
	3	0.024	0.378
1.5	1	0.023	0.380
	2	0.022	0.381
	3	0.023	0.378
2	1	0.024	0.378
	2	0.022	0.380
	3	0.023	0.362

光を示すので、アルカリ洗浄によって除去することが必要である。Table 2 は種々の濃度の水酸化ナトリウム溶液で洗浄してみた結果であって、洗浄液 30ml づつを用いたとき、0.2% 溶液では 3 回の洗浄でなほ不完全であるが、1.5~2% 溶液を用いると 1 回で良好なことが判った。この結果、2% 溶液 30ml で 1 回洗浄することにした。

3・8 試料溶液量

溶液中の食塩の濃度を一定 (約 1%) に保ち、試料溶液量を変えて抽出してみた。この結果 Table 3 に示し、上の抽出条件では試料溶液量 20~80ml で一定の吸光度が得られた。

Table 3 Effect of volume of sample solution at extraction

Sample solution, ml	Absorbance	
	Be none	Be 4 μg
1.0	0.025	0.364
2.0	0.026	0.380
3.0	0.023	0.378
4.0	0.024	0.376
6.0	0.022	0.380
8.0	0.020	0.376
0.00	0.020	0.358

3・9 溶液の温度と呈色の安定性

抽出のときの溶液の温度については 5~30°C において一定値を得た。つぎに抽出後 25~30°C に保ち、安定性を調べた結果 Fig. 6 に示すように 2h までは一定値が得られ、3h ではやや低い値が得られた。また 10~15°C においては少くとも 5h は安定であった。しかし溶液の温度が高い場合クロロフォルムの蒸発が無視できないことが多く、なるべく低温で操作し、速かに測定することが望ましい。

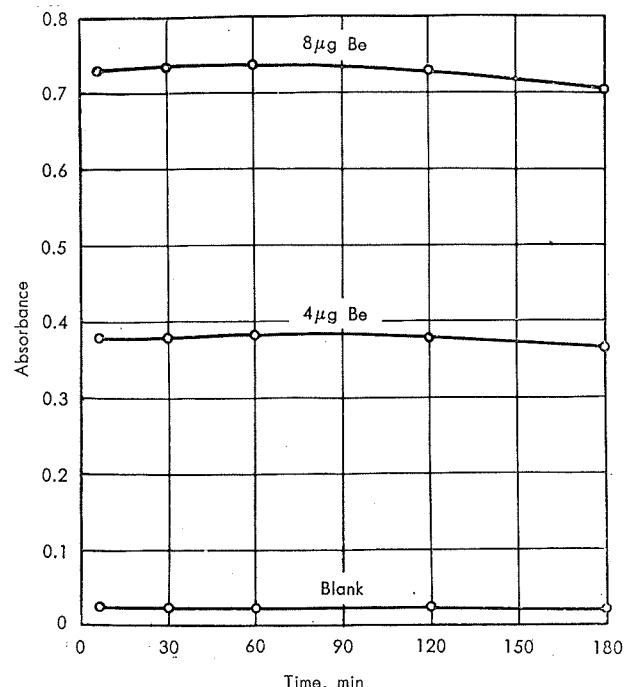


Fig. 6 Stability of color after extraction

3・10 共存元素の影響

純アルミニウム 100mg に Cu および Mg 4 mg, Fe,

Mn および Zn 2 mg, Ca, Si, Cr, Pb, Co, Ni, Cd および As 1 mg, Sn, Sb, Bi, Li, Ti, Zr, Mo, V, B および P 0.5 mgなどを加えて抽出してみた結果、Table 4 に示すようにいづれも大きな影響は認められなかった。しかしこれらの元素の一部は僅かながら影響するので、0.5 μg 以下のベリリウムの定量には無視できない程度となる。

Table 4 Effect of other elements each added 100mg of aluminium

Element	Added as	Added, mg	Relative error, %	
			for 2 μg Be	for 4 μg Be
Cu	CuCl ₂	4	2	1
Mg	MgCl ₂	4	2	1
Fe	FeCl ₃	2	2	1
Mn	MnCl ₃	2	1	1
Zn	ZnCl ₂	2	1	1
Ca	CaCl ₂	1	1	1
Si	Na ₂ SiO ₃	1	1	1
Cr ⁺³	Cr ₂ (SO ₄) ₃	1	2	1
Pb	Pb(NO ₃) ₂	1	1	1
Co	CoCl ₂	1	1	1
Ni	NiCl ₂	1	1	1
Cd	CdCl ₂	1	1	1
As ⁺³	As ₂ O ₃	1	1	1
Sn	SnCl ₂	0.5	1	1
Sb	SbCl ₃	0.5	5	2
Bi	Bi(NO ₃) ₂	0.5	1	1
Li	LiCl	0.5	1	1
Ti	Ti(SO ₄) ₂	0.5	1	1
Zr	ZrOSO ₄	0.5	1	1
Mo	Na ₂ MoO ₄	0.5	2	1
V	NaVO ₃	0.5	4	2
B	H ₃ BO ₃	0.5	2	1
P	H ₃ PO ₄	0.5	1	1
(Al)	AlCl ₃	100	—	—

* For average of 3 data of standard solution.

錯化剤のなかで酒石酸またはクエン酸は少量であっても、ベリリウムとアセチルアセトンの反応を妨害する。アルミニウムは 200mg 程度までは支障がないが、ベリリウムの含有量により、10 μg 以下となるよう試料 100mg 以下の適量を採取した方が操作し易い。またアルミニウムは低温の場合やや錯化し難いことがあるので、EDTA を加えたあと、弱酸性でしばらく加熱するのが好ましい。しかし、溶液の温度があらかじめ 20°C 以上になっておれば、一般に中和操作における発熱のため支障は認められず、直接操作することができる。

4. 分析方法と分析例

4.1 分析方法

アルミニウムの試料 100mg⁽¹⁾をとり、塩酸 (1+1)10ml を加えて加熱溶解し⁽²⁾、約 5 ml になるまで蒸発濃縮させる。これに EDTA 液 (M/5)25ml⁽³⁾を加え、ふりませたのち、水酸化ナトリウム溶液 (20%) 5 ml を滴下し、沸点以下の温度で 2~3min 加熱する⁽⁴⁾。この溶液を流水で冷却したのち、水酸化ナトリウム溶液 (20%) を用いて中和し、pH 約 8 に調節したのち、分液ロート (100ml) に移す⁽⁵⁾。これにアセチルアセトン溶液 (1%) 1 ml を加えてふりませ、ついでクロロフォルム 25ml を加え、シェ

ーカーで約 2 min 振とうし、静置して 2 層に分離させる。クロロフォルム層を、別の水酸化ナトリウム溶液 (2%) 30ml を入れた分液ロート (100ml) に移し、約 2 min 振とうしたのち、クロロフォルム層を汎紙 No.5C でこし、波長 295mμ で吸光度を測定し、同様に操作して得た空実験値を差引いたのち、あらかじめ作製した検量線⁽⁶⁾からベリリウムの量を決定する。

[注] (1) ベリリウムの量が 10 μg 以下になるように、試料を採取するかまたは抽出の前に分取する。分取した場合も、塩酸 (1+1) 約 5ml を含むように調節する。

(2) Cu などの不溶分があるときは、硝酸 (1+1) 数滴を加えて溶解させる。

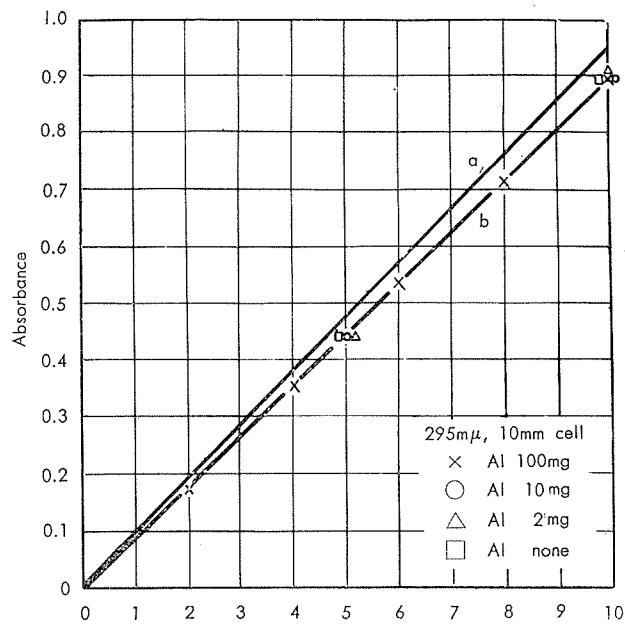
(3) EDTA 液 (M/5) の添加量は、2ml/Sample 10mg + 5ml とする。

(4) 溶液の温度があらかじめ 20°C 以上であったときは、加熱操作を必要としない。

(5) このときの溶液量は、50~60ml とする。

(6) 検量線はつぎのようにして作製する。

純アルミニウム 100mg にベリリウム標準溶液の種々量 (ベリリウム 0~10 μg) を加え、本文操作にしたがってベリリウムを抽出し、吸光度を測定し、空実験値を差引いたのち、ベリリウム量と吸光度との関係線を作り、検量線とする。



Concentration of beryllium, μg/25ml chloroform

Fig. 7 Calibration curve of beryllium.

検量線の一例は Fig. 7 に示した。主波長 295mμ、10mm セルを用い、10 μg までのベリリウムは Beer の法則にしたがっている。図中 a はベリリウム単独で EDTA 液を少くした場合であって、本文操作による場合 b はやや収率が低くなっている。しかしアルミニウム試料の採取量には関係なく適用できるようである。

4・2 分析例

合成試料中のベリリウムを定量してみた結果の例をTable 5に示す。またTable 6はAl-Ca-Be合金中のベリリウムを定量した結果である。本法によるとアルミニウムおよびその合金中0.001%以上のベリリウムに対しては優れた精度で定量することができる。なお0.001%以下のベリリウムの定量に対しては、かなり慎重な操作を必要とするが、1 ppm程度までのベリリウムが検出可能である。

Table 5 Analysis of synthetic sample

Sample	Be added		Be found, % (Average)	Standard deviation	Number of determination
	%	μg			
Aluminium	—	—	0.0001	—	3
	100mg	0.001	1	0.0010	6
	1100	0.005	5	0.0049	—
	2	—	—	0.000	3
2017 alloy	—	—	0.0001	—	3
	50	0.01	5	0.0099	3
	50	—	—	—	3
	50	0.01	5	0.0101	3
505b alloy	—	—	0.0002	—	3
	50	0.01	5	0.0006	3

Table 6 Analysis of Al-Ca-Be alloy

Sample *	Be found, %					Average, %
	0.0012	0.0013	0.0013	0.012	0.013	
A	0.0108	0.0102	0.0106	0.0104	0.0106	0.0105
B	0.094	0.095	0.095	0.095	0.096	0.095

* Other element

	Ca	Fe	Si	Cu	Al
A	0.71	0.01	0.015	Tr	R
B	0.75	0.01	0.015	Tr	R
C	0.75	0.01	0.016	Tr	R

5. 結び

アセチルアセトンを用いるベリリウムの光電定量法を検討し、アルミニウムおよびその合金中の微量のベリリウムの定量に適用して好結果を得た。

(1) 適当な定量方法はつきのようである。

試料(100mgまで)を塩酸に溶解し、EDTA(M/5)2ml/Sample 10mg+5mlを加え、水酸化ナトリウム溶液で中和してpH約8に調節し、アセチルアセトン溶液(1%)1mlを加え、クロロフォルム25mlで抽出する。ついで水酸化ナトリウム溶液(2%)で洗浄し、295mμの吸光度を測定してベリリウムを定量する。

(2) 妨害元素は酒石酸またはクエン酸などの錯化剤を除き認められなかった。

(3) ベリリウム10μgまでの検量線は直線的であって、アルミニウム中0.0001%またはそれ以上の微量のベリリウムの定量に適用できる。

文献

- 橋本鹿雄、加藤栄、一柳昭成：本誌、2(1961), 161.
- 橋本鹿雄、一柳昭成、加藤栄：本誌、2(1961), 226.
- 橋本鹿雄、田中礼次：分析化学、8(1959), 564.
- 田中礼次：軽金属、11(1961), 52.

- 田中礼次：分析化学、10(1961), 336.
- E.B. Sandell : *Colorimetric determination of trace of metals*, (1959)
- W.N. Aldridge and H.F. Liddell : Analyst, 73(1948), 607.
- A.L. Underwood and W.F. Neumann : Anal. Chem., 21(1947), 1348.
- M.W. Cuccl, W.F. Neumann and B.T. Mulryan : ibid, 21(1949), 1958.
- H.V. Meek and C.V. Banks : ibid, 22(1950), 1512.
- C.L. Luke and M.E. Campbell : ibid, 24(1952), 1056.
- 田中礼次：社内報告、No. 1589(1955),
- 重松恒信、田伏正之、西川泰治：日本分析化学会第7年会講演テキスト、(1958)

P

44

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 2, No. 4, Oct. 1961

On the Texture and Anisotropy of
Annealed Aluminium Sheet (Rep. 3)
Of Annealed Al-Cu and Al-Si Sheets

By Toshio Amitani

住友軽金属工業株式会社研究部

On the Texture and Anisotropy of Annealed Aluminium Sheet (Rep. 3) Of Annealed Al-Cu and Al-Si Sheets

By Toshio Amitani*

Experiments were made to study the resulting anisotropy and texture of Al-Cu and Al-Si alloy sheets when the ingots are heat-treated. It was found that when the second phase of metallic compounds were dissolved by quenching and the ingot is in the state of supersaturated solid solution, the annealed sheet made from this ingot had large recrystallization grains and a recrystallization texture composed of type (100) [100] and 90° type ear by deep drawing. On the other hand, as far as the large amount of the second phase of metallic compounds exist in the ingot, the annealed sheet made from this ingot had very small recrystallization grains and a texture composed of type (123) [121] and 45° type ear. Moreover, when the ingot was artificially aged and fine metallic compounds precipitated, the annealed sheet had the eight ears combined 45° type and 90° type ear.

It may be pointed out that, in the process of recrystallization, the change of anisotropy and texture was restricted by the second phase of the metallic compounds, at the same time grain growth was also restricted.

1. Introduction

It has been known for many years^{1) 2) 3) 4) 5)} that rolled aluminium sheet has the rolling texture consisting of type (123) [121], and that of annealed aluminium sheet has the recrystallization texture which is either of two orientations of type (123) [111] and (100) [001] or one orientation of type (100) [001]. K. T. Aust⁶⁾ and other workers^{7) 8) 9)} investigated the relation between recrystallization texture and anisotropic deformation which appeared as earing by deep drawing, and they found that different orientation tends to give a different type of earing, and the height of the ears increases with the proportion of crystals oriented to the preferred direction. Recent papers^{10) 11) 12)} have shown that impurities in aluminium and the process of cold working are very important factors governing the differences of recrystallization textures. The author pointed out previously^{13) 14)} that the most important factor which give effect to anisotropy of annealed aluminium sheet was the behaviour of iron as an impurity in aluminium of commercial purity, and also found that immediately after recrystallization the texture of small recrystallized grains of high-purity aluminium indicate the preferred orientation of (123) [121], and accompanying the grain growth the second orientation of (100)[001] develops. It may be inferred from the above results that when a small quantity of a metallic element, for example iron or titanium, is added to restrict the growth of recrystallized grains, the texture and

anisotropy will not change. The above expectation was proved by the previous work¹⁵⁾. The present experiments were carried out to study the origin of the appearance of different recrystallization textures in annealed Al-Cu, Al-Si alloy sheets.

2. Experimental Procedure

High-purity aluminium of the following composition was used; Al 99.98%, Fe 0.001%, Si 0.009%, and Cu 0.001%. The ingots of the final alloy used in the experiment were prepared by melting the high-purity aluminium and the necessary amount of Al-50% Cu or Al-15% Si master alloy in a graphite crucible, and by pouring the molten alloy in a metal mold (130 × 150 × 25mm). The chemical compositions of four ingots are shown in Table 1.

Table 1 Chemical composition of specimens.

No.	Chemical composition, %							
	Cu	Si	Fe	Mn	Cr	Mg	Zn	Ti
1	4.33	0.03	0.04	0.01	Tr.	Tr.	Tr.	Tr.
2	4.21	0.03	0.70	0.01	Tr.	Tr.	Tr.	Tr.
3	0.01	1.39	0.06	Tr.	Tr.	Tr.	Tr.	Tr.
4	Tr.	7.05	0.05	0.010	Tr.	Tr.	Tr.	Tr.

After cutting surface and reducing the thickness to 20mm, each of the four ingots was heat-treated as shown in Table 2, and were rolled in one direction to 1.2mm thickness at room temperature. All specimens were completely recrystallized after final annealing treatment at 350°C for 1 hr. In order to ascertain the identity of the annealing texture component, (200) pole figure was determined for these specimens. The

*Member of Research Department, Sumitomo Light Metal Industries, Ltd.

central part of the pole figure was determined by the reflection method and the peripheral part by the transmission. In order to study the anisotropic property of annealed sheets, the specimens were deep drawn by conical dies, and the relative direction of earing to the rolling direction and the height of earing was measured. The 45° ear type means that the four ears appear at 45° , 135° , 225° and 315° to the rolling direction, and the 90° ear type means four that the ears appear at 0° , 90° , 180° and 270° . The $45^\circ+90^\circ$ ear type means eight ears which are the combination of the 45° ear type and the 90° ear type.

3. Experimental Results and Discussion

Table 3 shows the change of microstructure by heat-treatment of the ingots and the relationship

Table 2 The condition of heat treatment.

Mark	Condition
A	As cast (not heat treated)
B	Water quenched from 540°
C	Furnace cooled from 510°
D	Water quenched from 510° , aged at 250° for 24 hr.
E	" aged at 300° for 24 hr.
F	" aged at 350° for 24 hr.
G	" aged at 400° for 24 hr.

between the anisotropic properties and heat-treatment of the ingots. In order to show clearly the results obtained in Table 3, the relationship between the earing type and the change of microstructure by heat-treatment is shown in Table 4. It may be noted that the anisotropic properties of annealed Al-4% Cu alloy sheets are changed by heat-treatment of the

Table 3 Anisotropy and microstructure of annealed Al-Cu alloy sheets. $\times 100$

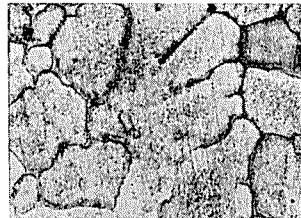
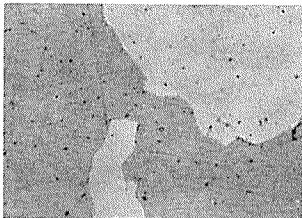
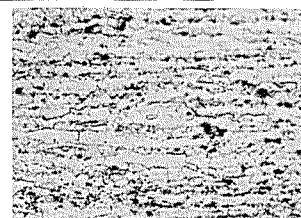
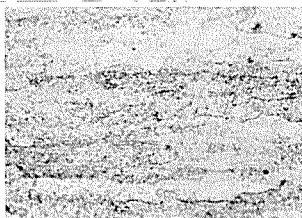
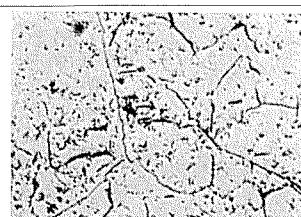
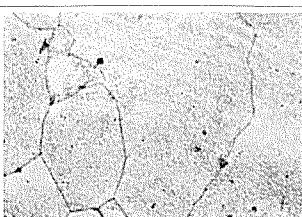
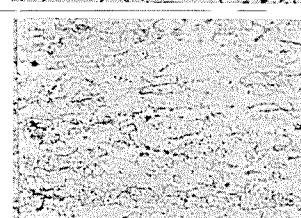
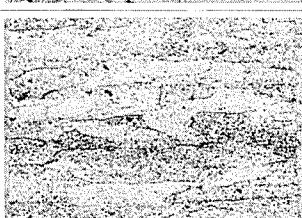
Mark	A	B
Microstructure of ingots		
Microstructure of annealed sheets		
Ear direction	45°	90°
Ear height, mm	2.65~2.75	1.5~2.0
Recrystallized grain size, mm	0.022	0.060
Conditions of ingot	As cast	Water quenched
Mark	C	D
Microstructure of ingots		
Microstructure of annealed sheets		
Ear direction	45°	90°
Ear height, mm	0.8~1.2	1.0~1.8
Recrystallized grain size, mm	0.024	0.065
Conditions of ingot	Furnace cooled	Water quenched, aged 24 hr at 250°

Table 3 (continued)

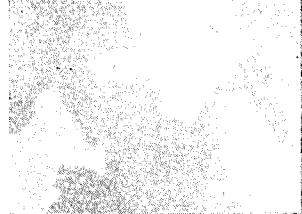
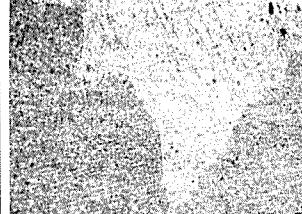
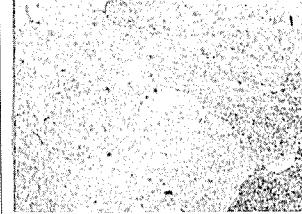
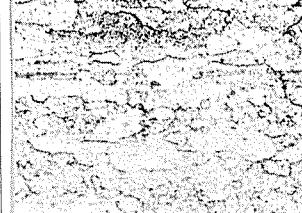
Mark	E	F	G
Microstructure of ingots			
Microstructure of annealed sheets			
Ear direction	90°+45°	90°+45°	90°+45°
Ear height, mm	0.5~0.6	0.5~0.7	0.5~0.6
Recrystallized grain size, mm	0.075	0.032	0.075
Conditions of ingots	Water quenched aged 24 hr at 300°	Water quenched aged 24 hr at 350°	Water quenched aged 24 hr at 400°

Table 4 The effect of ingot heat treatment on the anisotropy of annealed Al-4% Cu alloy sheets.

Anisotropy of annealed sheet	Heat treatment of ingots	Microstructure of ingots	Microstructure of annealed sheets
45°-ear	(1) As cast. (2) Heated at 510° and slow cooled by furnace.	CuAl ₂ primary are observed	Recrystallized grains are very small.
90°-ear	(1) Heated at 510° and quenched into water. (2) Quenched by water and aged at 250° for 24 hr.	Most part of the Cu was dissolved in Al.	Recrystallized grains are large.
45°+90°-ear	Quenched by water and aged at 300°, 350° and 400° for 24 hr.	Precipitation of CuAl ₂ metallic compounds are observed.	Recrystallized grains are intermediate size.

ingots before rolling. The results indicate that when a large quantity of primary Cu-Al compounds exists in the crystalline grains of ingots, the annealed sheets made from these ingots have a 45° ears. On the

other hand when the ingots are in the state of supersaturated solid solution (precipitation of copper is inhibited by quenching), the annealed sheets made from these ingots have 90° ear, and when the

Table 5 Anisotropy and microstructure of annealed Al-Cu-Fe alloy sheets. ×100

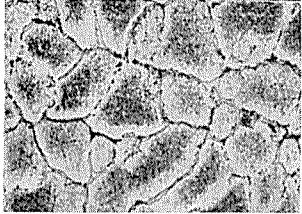
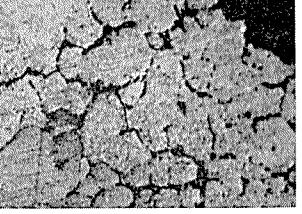
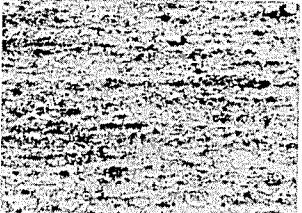
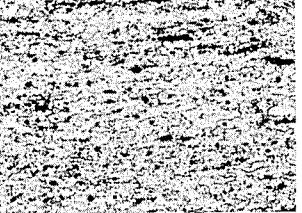
Mark	A	B
Microstructure of ingots		
Microstructure of annealed sheets		
Ear direction	45°	45°
Ear height, mm	2.17~2.23	1.5~2.1
Recrystallized grainsize, mm	0.017	0.019
Conditions of ingots	As cast	Water quenched

Table 5 (continued)

Mark	C	D
Microstructure of ingots		
Microstructure of annealed sheets		
Ear direction	45°	45°
Ear height, mm	1.4~1.6	1.1~1.7
Recrystallized grain size, mm	0.020	0.022
Conditions of ingots	Furnace cooled	Water quenched aged 24 hr at 250°

Cu-Al metallic compounds are precipitated in grains by artificial aging, have a 45°+90° ear.

As shown in Table 5, anisotropic property of Al-4%Cu-0.7%Fe alloy sheets does not change by heat-treatment of ingots, and have a 45° ear independent of the ingot and have very small recrystallized grains. The following may be pointed out from above experiments;

(1) When ingots are quenched and a large quantity of copper remains dissolved, annealed sheets which are made from these ingots have large recrystallized grains and have a 90° ear.

(2) When ingots are as-cast or slowly cooled and the second phase of the primary Cu-Al compounds exists in ingots, or when Al-Fe compound exist even

if copper remain dissolved by quenching, annealed sheets have small recrystallized grains and have a 45° ear.

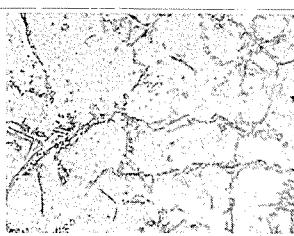
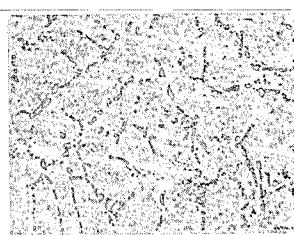
The following experiments were carried out to study the anisotropic properties of annealed Al-Si alloy sheets. In the Al-1.4%Si alloy shown in Table 6, eutectic crystals do not appear because the additional silicon content is small, and then the second phase of silicon in ingots is very small in quantity as shown in microstructures in photos, of Table 6. On the other hand, in the Al-7%Si alloy shown in Table 7, eutectic crystals appear at the time of solidification and then the large quantity of second phase of silicon is produced as shown in the microstructures in photos, of Table 7. It was

Table 6 Anisotropy and microstructure of annealed Al-1.39% Si alloy sheets. ×100

Mark	A	B
Microstructure of ingots		
Microstructure of annealed sheets		
Ear direction	90°	90°
Ear height, mm	0.8~1.1	0.8~1.
Recrystallized grain size, mm	0.057	0.08
Conditions of ingot	As cast	Water quenched

Table 6 (continued)

Table 7 Anisotropy and microstructure of annealed Al-7% Si alloy sheets. $\times 100$

Mark	A	B
Microstructure of ingots		
Microstructure of annealed sheets		
Ear direction	45°	45°
Ear height, mm	1.2~1.3	1.4~1.6
Recrystallized grain size, mm	0.010	0.010
Conditions of ingots	As cast	Water quenched

found that annealed Al-1.4%Si alloy sheets have large recrystallized grains and exhibit a 90° ear and annealed the Al-7%Si alloy sheets have very small recrystallized grains and a 45° ear independent of the heat-treatments of the ingots.

From the above results it may be concluded;

(3) At the time of recrystallization, the recrystallized grain growth is restricted by the second phase of the metallic compounds contained in aluminium. When the amount of additional elements is very small and the additional elements remain dissolved by quenching, the recrystallized grains are large.

(4) In the process of recrystallization, the change of anisotropic property is restricted by the presence of the second phase of the metallic compounds, and at the same time recrystallized grain growth is restricted. The sheets which contain the large amount of the second phase of the metallic compounds always have a 46° ear in rolled and annealed sheet, but the annealed sheets which contain none or a very small amount of the second phase always have a 90° ear.

Fig. 1 shows (200) pole figure of the texture obtained in Al-4% Cu alloy sheet made from non-heat-treated ingot, and Fig.2 shows (200) pole figure of the texture obtained in Al-4% Cu alloy sheet prepared from the quenched ingot. The annealed sheet made from non-heat-treated ingot exhibits preferred orientation of (123) [1̄21], but in the case of quenched ingot it always it (100) [001]. It was found that the recrystallization texture of Al-4% Cu alloy sheet was changed by heat-treatment of the ingot before rolling, namely when the second phase of metallic compounds in aluminium remains dissolved by quenching, the recrystallized grains of the annealed sheet grow and the preferred orientation of

texture changes from (123) [1̄21] to (100) [001].

Fig. 3 and Fig. 4 show (200) pole figures of Al-Si alloy sheets which have different anisotropic property caused by additional amounts of silicon in aluminium. Namely the texture of annealed Al-1.4%Si alloy sheet exhibits preferred orientation of (100) [001], but the texture of annealed Al-7% Si alloy sheets (123) [1̄21] type. It was concluded that the preferred orientation of the recrystallization texture of the annealed Al-Si alloy sheet is governed by the amounts of the second phase of silicon.

4. Conclusion

The anisotropic properties and the recrystallization textures of annealed Al-4%Cu, Al-4%Cu-0.7%Fe, Al-1.4%Si and Al-7%Si alloy sheet were investigated.

(1) The anisotropic property and texture of annealed Al-4% Cu alloy are changed by heat-treatment of the ingot, namely the annealed sheet made from non-heat-treated ingots or furnace-cooled ingots have very small recrystallized grains and indicates preferred orientation of (123) [1̄21] and four ears at 45°, 135°, 225° and 315°, along the rolling direction appear by deep drawing. When the second phase of metallic compounds remains dissolved by quenching and the ingot remains in the state of supersaturated solid solution, the annealed sheet made from this ingot has large recrystallized grains and exhibits preferred orientation of (100) [001] and four ears at 0°, 90°, 180° and 270° appear by deep drawing. Moreover, when the ingot is artificially aged and fine metallic compounds precipitate, eight ears appear.

(2) When iron is added to Al-4% Cu alloy and when a large amount of the second phase of metallic

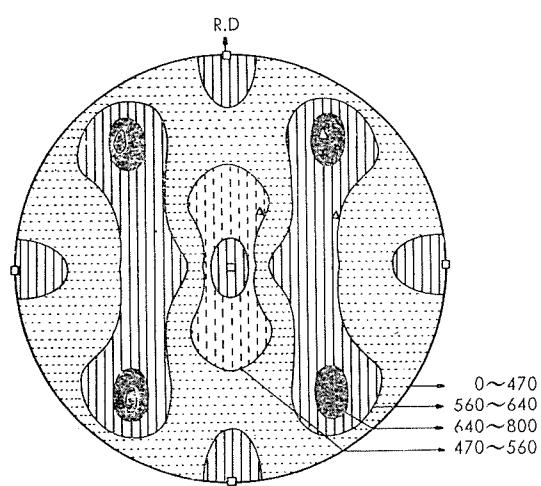


Fig. 1 (200) Pole of annealed Al-Cu alloy sheet, this ingot was not heat-treated. The sheet has 45° ear.

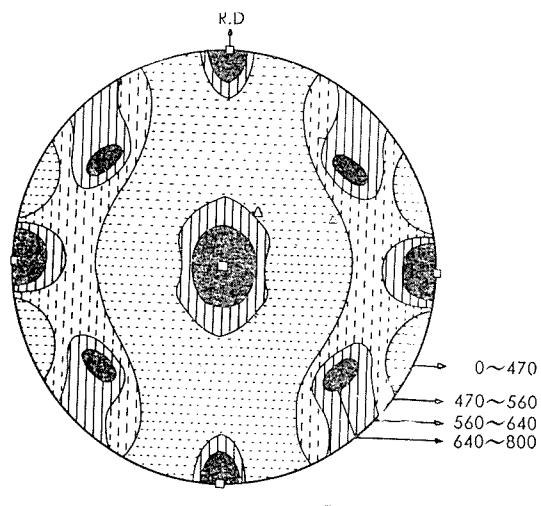


Fig. 2 (200) pole of annealed Al-Cu alloy sheet, this ingot was quenched from 550°. The sheet has a 90° ear.

compounds always exists independent of heat-treatment, the effect indicated in (1) disappears and annealed sheet which is made from this ingot has very small recrystallized grains and 45° type earing is obtained.

(3) The annealed Al-Si alloy sheet made from the ingot containing a small amount of silicon gives a 90° ear along rolling direction by deep drawing, but when the a large amount of silicon is added the annealed sheet gives a 45° ear as in the case of rolled sheet.

(4) As far as the large amount of the second phase of metallic compounds exists in the ingot, the annealed sheet made from this ingot exhibits the texture composed of type (123) [1̄21]. On the other hand, when the second phase of metallic compounds does not exist in the annealed sheet, (100) [001] texture appears.

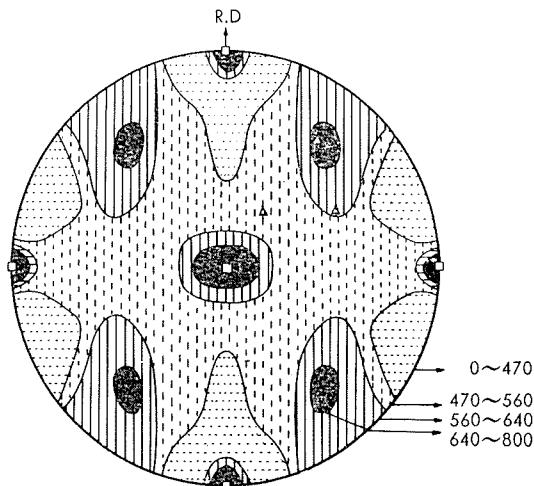


Fig. 3 (200) pole of annealed Al-1.39% Si alloy sheet which made from not heat-treated ingot. The sheet has a 90° ear.

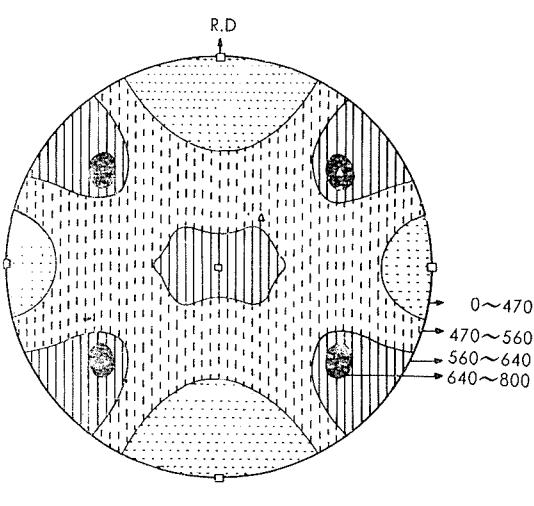


Fig. 4 (200) pole of annealed Al-7% Si alloy sheet which made from quenched ingot. The sheet has a 45° ear.

REFERENCES

- 1) E.A. Owen and G.D. Preston: Proc. Phys. Soc., **38** (1925), 132.
- 2) G. Wasserman: Texturen Metallisher Werkstoff, (1939).
- 3) H. Hug and P.R. Sperrey: Metals, **4** (1952), 16.
- 4) P.A. Beck and H. Hug: Trans. AIME, **188** (1950), 1215.
- 5) H. Asada and K. Koike: Japan Light Metals, **5** (1952), 35.
- 6) K.T. Aust and F.R. Morral: Metals, **3** (1953), 431.
- 7) H. Yamaguchi and T. Nakamura: Japan Light Metals, **2** (1952), 56.
- 8) E. Hata and K. Takeuchi: J.J. Inst. Metals, **18** (1954), 321.
- 9) H. Asada, and K. Koike: Japan Light Metals, **1** (1951), 16.
- 10) E.E. Spillet: J. Inst. Metals, **69** (1943), 149.
- 11) R.T. Thororely: J. Inst. Metals, **86** (1957-58), 353.
- 12) W. Bunk: Z. Metallk., **50** (1954), 353.
- 13) T. Amitani: J.J. Inst. Metals, **24** (1960), 765.
- 14) T. Amitani: J.J. Inst. Metals, **24** (1960), 769.

P

45

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 2, No. 4, Oct. 1961

中部電力株式会社名港発電所における
モデルコンデンサーによる復水器管の腐食試験

大津武通 佐藤史郎

住友軽金属工業株式会社研究部

中部電力株式会社名港発電所における モデルコンデンサーによる復水器管の腐食試験*

大津武通** 佐藤史郎***

Comparative Corrosion Test of Condenser Tube Materials by Model Condenser at Meiko Power Station

by Takemichi Otsu and Shiro Sato

In order to clarify the comparable corrosion rate and the effect of grain size, hardness and minor element to corrosion resistance of condenser tube alloys, the corrosion tests were carried out by a model condenser and the laboratory impingement test apparatus. The model condenser was constructed at Meiko Power Station of Chubu Electric Co.. The alloys used in the tests were noninhibited admiralty brass, arsenical admiralty brass, aluminium brass, Albrac (patented, specially modified aluminium brass), 90-10 cupro nickel, 70-30 cupro nickel and aluminium bronze.

Model condenser, in which 470 tubes of above alloys of 19 mm O.D., 1.0 mm thickness, 2,086 mm length were installed, was operated as auxiliary condenser of main condenser of 3,000KW steam turbine and used from Jan. 1955 to Aug. 1956 for 6,257 hours.

The results of model condenser test were as follows.

1. On admiralty brass tubes, local failures of dark brown protective films and at the failures the variety of corrosion were observed.
2. Inlet and outlet of admiralty brass tubes suffered from impingement attack.
Inlet attack was most severe at the upper section of 50 to 300 mm from the inlet end, presumably by the action of entrained or separated air bubbles. On the other part of this alloy tubes, local impingement attack, corrosion of linear and pock-mark type were observed.
3. Three of admiralty brass tubes leaked in about 5,000 hours of operation due to local impingement attack of pitting type at the center of those tubes.
4. Effect of minor addition of arsenic as a inhibitor to dezincification corrosion of brass, grain size and hardness of tubes to corrosion were not apparent in the test of admiralty brass tubes.
5. Albrac, aluminium brass, 90-10 cupro nickel and 70-30 cupro nickel tubes sustained no impingement attack except that on few of those tubes local corrosion due to obstruction of some solids and pock-mark type corrosion were observed.

The effect of temper of tubes to corrosion were not apparent, as these alloys have excellent resistance to corrosion.

6. From the fact that some of Albrac tubes on which the defects, usually encountered in process of tube manufacturing such as plug mark scratch, pits by cinder crushed, lapped and peel off defects were given artificially, did not sustain any local corrosion at the defects, the manufacturing defects were not always the cause of early leakage of tubes as has been supposed.
7. From the microscopical examination of the wall section of corroded tubes, impingement attack, local impingement attack with and without obstruction and pock-mark type corrosion were all characterized by deepening to down stream, irrespective of corroded form.

Laboratory test to confirm the intense corrosion action of the obstruction in tube was carried out.

*本研究の一部は日本金属学会第41回大会に発表した。

**研究部 工学博士

***研究部

On Albrac and 90-10 cupro nickel tubes the local impingement attack were observed at the vicinity of contact area with obstruction.

The relative corrosion rate of condenser tube alloys were also determined by the jet impingement test and results obtained were as follows;

1. Among the alloys tested, 70-30 cupro nickel showed the maximum resistance to impingement attack, and Albrac and aluminium bronze showed the excellent resistance, but aluminium brass and 90-10 cupro nickel were slightly inferior especially in severe test condition. Admiralty brass showed minimum resistance.
2. The consideration of relationship between jet test results and service experience in model condenser has shown the basis for the estimation of corrosion resistance of condenser tube materials in service from the results of jet test. The limiting value capable of expecting good service results is 20/1000 mm in depth in jet test under condition of jet velocity in 8m/sec., 5% of entrained air and duration of test for 250 hours in 3% NaCl solution.

In these comparative corrosion tests, the corrosion resistance for condenser tubes are considered as follows;

70-30 cupro nickel is maximum, Albrac, aluminium bronze, 90-10 cupro nickel and aluminium brass are practically favorable, but admiralty brass are only applicable at the velocity of cooling water under 2m/sec.

1. 緒 言

火力発電所或は船舶艦艇の蒸気原動機に附属せる復水器管は古来伝熱性能と耐食性の良好な銅合金が使用されて来た。しかし諸工業技術水準の向上にともない蒸気原動機の進歩も著しいものがあり、復水器管に要求される性能も高度化し、特に耐食性に関しては極めて過酷なものとなりつつある。かかる状況により、多くの耐食合金の復水器管が造られているが、かかる各種合金の耐食性を実地に比較検討することは最適材料を知る上にも重要であり、また実際に生ずる腐食状況を知ることは更にすぐれた耐食性復水器管をつくる上にも役立つものと考える。

かかる見地から著者等は中部電力株式会社関係各位の御協力を得て同社名港発電所第1号所内発電機のタービン(3,000KW)に小型復水器(モデルコンデンサー)を併設し、実地使用条件下に於ける各種復水器管の腐食試験を行った。

2. 試験用モデルコンデンサー

本試験は実地使用状況と同一状況下に試験することを目標としたので、Photo. 1 に示す3,000KWタービン発電機に接続して、Photo. 2 および Fig. 1 に示す如き當業火力発電所復水器の $\frac{1}{50}$ ～ $\frac{1}{300}$ 位の小型ではあるが、全く同一機構を有し、同一使用条件下に使用するモデルコンデンサーによった。本コンデンサーは名古屋港海水 360m³/H を冷却水とし、復水器管(外径19、肉厚1、長さ2,086mm)470本に流し、管外において真空度 720mmHg にて 3,000Kg/H の蒸気凝縮を得る様に計画されている。尚 Photo. 3 は正面前面部水室蓋をはずし前部水室、前部管板および試験復水器管の状況を示したものである。

以上の如く本モデルコンデンサーは実際の火力発電設備として使用するために本試験結果が実際使用結果を示している点においてすぐれた特徴となっている。

尚本復水器は Fig. 2 に示す名古屋港内に接して設置されており、冷却水としては名古屋港海水を使用している。

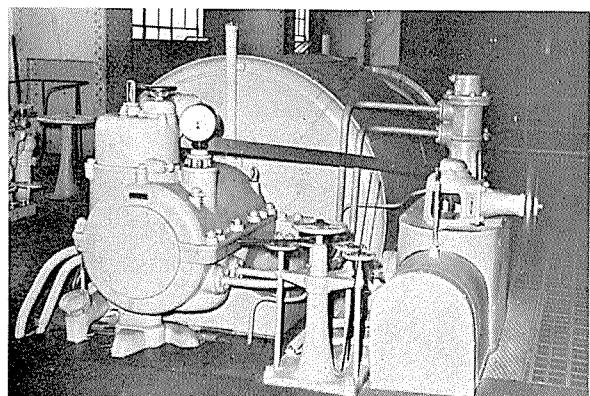


Photo. 1 General view of 3,000KW steam turbine generator used in this test.

3. 試験用銅合金熱交換器管

本試験においては現在欧米および本邦において一般に熱交換器管として工業規格に採用されている各種実用管材のうち、主として本邦において使用され、または今後使用されると考えられるものを選び、それら管材の合金成分の相違、材料強度、微量添加元素および析出金属間化合物等の耐食性におよぼす影響を明らかにすると共に夫々の耐食性の比較評価を得んとした。又一部試験管には管製造時に生じ勝ちな管内面欠陥を故意につくり、その腐食におよぼす影響をも併せ調べることにした。

試験管は Table 1 に示す16種の管を主として用いた。これらの試験管の代表化学成分、機械的性質等は Table 2 に示し、結晶組織は Photo. 4 に示す。各結晶組織の下に結晶粒度を示してあるが、No. 3 管 (Table 1, 2, 3 等に示した各管記号であり、以下記号で略示する。)、No. 6 管、No. 7 管、No. 9 管および No. 10 管等の軟質以外の管は管端軟化熱処理により管端部の結晶粒が中央部より大である。これは熱交換器の組立の際に管を管板に拡管接合するが、この拡管作業を容易にするために硬い管材料に対して

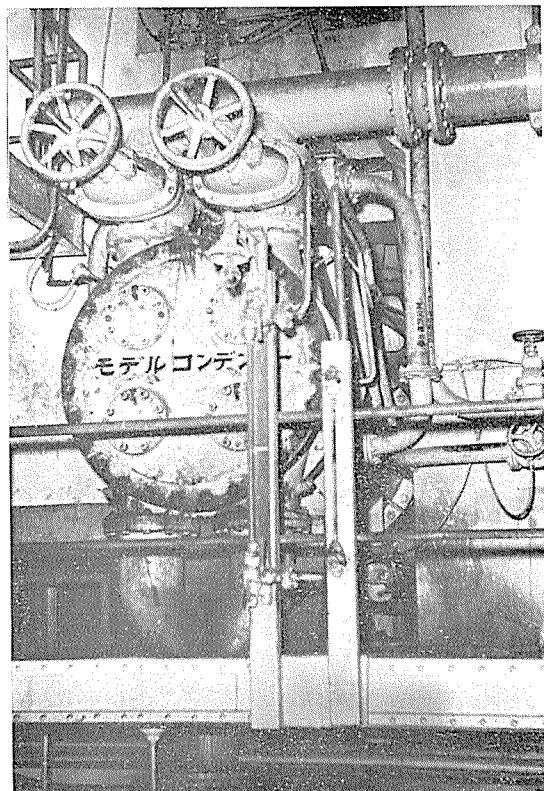


Photo. 2 General view of model condenser used in this test.

行う軟化処理であって、通常管端部30~50mm位を高温炉に短時間挿入して軟化する。この軟化状況は結晶粒度以外に、Table 3 に管端よりの硬度変化にて示す。尚軟質管にはこの熱処理は行わない。以下各管について述べる。

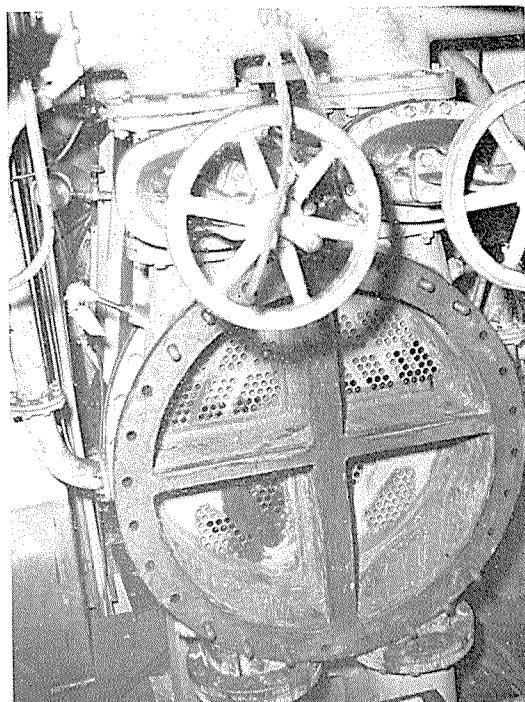
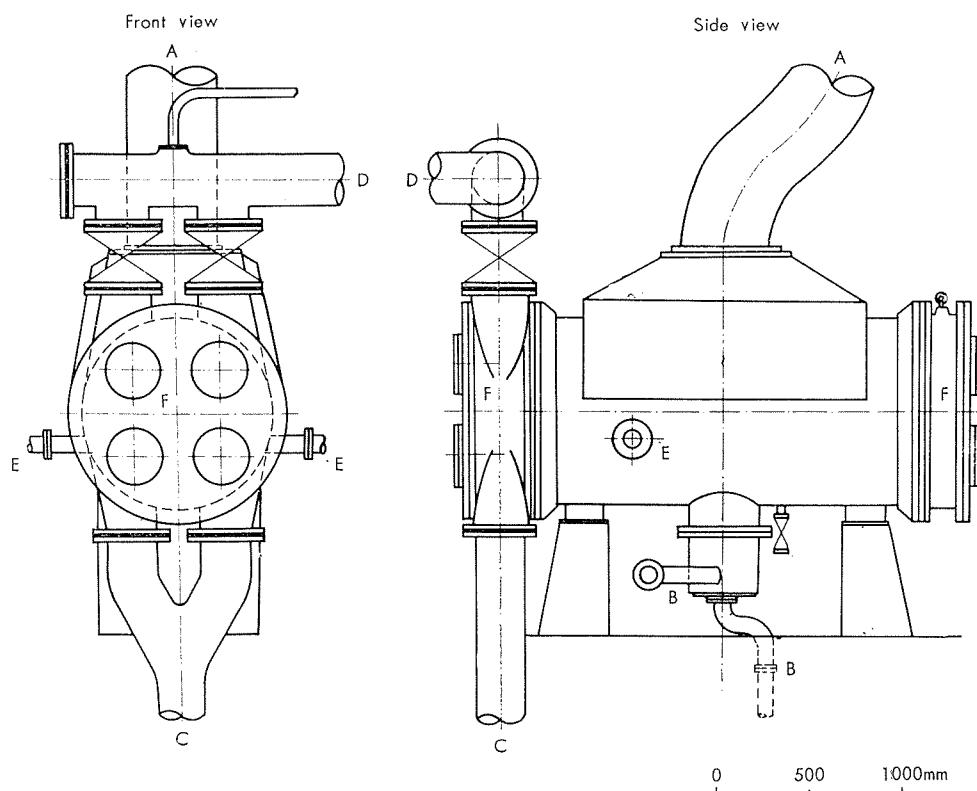


Photo. 3 Inside view of water box, tubes and tube plate.



A: Steam inlet

B: Condensate outlet

C: Cooling water inlet

D: Cooling water outlet

E: Piping to air ejector

F: Water box.

Fig. 1 Details of model condenser.

Table 1 Details of test tubes

Tube No.	Test tube materials	Chemical Composition, % (Nominal)								Temper	Final annealing temp., °C	No. of test tubes	Note
		Cu	Zn	Sn	Al	Ni	Si	As	Fe				
No. 1	Arsenical admiralty brass	70.0	R	1.0	—	—	—	0.04	—	Annealed	500	3 0	BY A.S.T.M. B111
No. 2	Aluminium brass	77.0	R	—	2.0	—	—	0.04	—	Annealed	500	3 0	BY A.S.T.M. B111
No. 3	Admiralty brass									Stress relieved	350	3 0	BY J.I.S. H3632
No. 4	Admiralty brass	70.0	R	1.0	—	—	—	—	—	Annealed	500	3 0	BY A.S.T.M. B111
No. 5	70-30 cupro nickel	R	—	—	—	30.0	—	—	0.5	Annealed	800	(3 0)	BY A.S.T.M. B111
No. 6	90-10 cupro nickel									Quenched		3 0	Solution heat treated
No. 7	90-10 cupro nickel	R	—	—	—	10.0	—	—	—	Work hardened		3 0	Precipitated
No. 8	90-10 cupro nickel									Precipitated		3 0	BY A.S.T.M. B111
No. 9	Albrac									Work hardend		3 0	BY B.S. 378
No. 10	Albrac									Annealed		1 4 0	BY J.I.S. H3632-H
No. 10-1	Albrac									Stress relieved		1 0	Plug-mark scratched
No. 10-2	Albrac	78.0	R	—	2.0	—	0.3	0.04	—	400		1 0	Pitted by cinder crushed
No. 10-3	Albrac											1 0	Lapped and peeled off.
No. 11	Albrac									Annealed	500	3 0	BY J.I.S. H3632-O
No. 12	Albrac									Over annealed	700	3 0	End anneal temper
No. 13	Aluminium bronze	R	—	—	6.0	—	—	0.15	—	Annealed	600	(3 0)	BY A.S.T.M. B111

Table 2 Chemical composition, tensile strength, elongation and hardness of test tubes.

Tube No.	Test tube Materials	Temper	Chemical composition, % (Typical analysis)								Mechanical properties		Hardness Rockwell "F"		
			Cu	Sn	Al	Ni	Si	As	Fe	Mn	Pb	Zn	Tensile strength, kg/mm ²	Elongation, %	
No. 1	Arsenical admiralty brass	Annealed	71.47	1.03	—	—	—	0.04	0.01	—	Tr	R	3 5. 7	7 2	62.0
No. 2	Aluminium brass	Annealed	76.75	—	1.87	—	—	0.07	0.01	—	Tr	R	4 2. 6	5 8	81.5
No. 3	Admiralty brass	Stress relieved	69.59	1.07	—	—	—	—	0.01	—	Tr	R	3 8. 2	6 3	76.5
No. 4	Admiralty brass	Annealed	69.50	1.07	—	—	—	—	0.01	—	Tr	R	3 4. 8	6 9	61.0
No. 5	70-30 cupro nickel	Annealed	68.84	—	—	30.12	—	—	0.70	0.24	Tr	—	4 3. 3	4 3	76.0
No. 6	90-10 cupro nickel	Quenched Work hardened	87.09	—	—	11.31	—	—	0.96	0.01	Tr	—	3 0. 1	3 0	85.0
No. 7	90-10 cupro nickel	Precipitated Work hardened	88.47	—	—	10.53	—	—	0.80	0.10	Tr	—	4 5. 2	1 4	94.0
No. 8	90-10 cupro nickel	Annealed	87.81	—	—	11.59	—	—	1.10	0.04	Tr	—	3 3. 8	4 4	70.0
No. 9	Albrac	Work hardened	78.09	—	1.90	—	0.21	0.04	0.01	—	Tr	R	6 4. 5	1 0	109.0
No. 10	Albrac	Stress relieved	77.88	—	1.95	—	0.22	0.04	0.01	—	Tr	R	5 2. 0	4 7	93.0
No. 11	Albrac	Annealed	77.81	—	1.95	—	0.23	0.04	0.01	—	Tr	R	4 7. 1	5 3	90.0
No. 12	Albrac	Over annealed	77.89	—	1.95	—	0.23	0.04	0.01	—	Tr	R	3 8. 9	7 0	53.0
No. 13	Aluminium bronze	Annealed	93.43	—	6.27	—	—	0.15	0.03	—	Tr	—	5 2. 0	5 6	97.0

Table 3 Hardness distribution of test tubes.

Tube No.	Test tube materials	Hardness, Rockwell "F" (From tube end)									Note
		10mm	30mm	50mm	70mm	90mm	110mm	130mm	150mm		
No. 1	Arsenical admiralty brass	6 0. 0	6 3. 0	6 2. 0	6 0. 0	6 2. 0	6 2. 0	6 2. 5	6 2. 0		Annealed
No. 2	Aluminium brass	8 1. 0	8 1. 0	8 1. 0	8 1. 0	8 1. 5	8 1. 0	8 1. 5	8 1. 0		Annealed
No. 3	Admiralty brass	4 5. 5	5 0. 0	6 5. 5	7 1. 0	7 4. 0	7 6. 0	7 6. 0	7 6. 5		End annealed
No. 4	Admiralty brass	6 0. 0	6 0. 0	6 1. 0	6 0. 5	6 1. 0	6 1. 0	6 0. 5	6 1. 0		Annealed
No. 5	70-30 cupro nickel	7 6. 0	7 6. 0	7 6. 5	7 6. 5	7 6. 0	7 5. 5	7 6. 0	7 6. 0		Annealed
No. 6	90-10 cupro nickel	6 0. 0	6 2. 5	7 1. 0	7 4. 0	7 8. 0	8 1. 0	8 5. 0	8 5. 0		End annealed
No. 7	90-10 cupro nickel	6 0. 5	6 2. 0	6 4. 0	6 7. 0	9 6. 0	9 7. 0	9 9. 0	1 0 1. 0		End annealed
No. 8	90-10 cupro nickel	7 0. 5	7 0. 0	7 1. 0	7 1. 0	7 1. 5	7 1. 0	7 2. 0	7 1. 5		Annealed
No. 9	Albrac	6 2. 5	6 5. 5	6 7. 0	7 6. 0	8 3. 0	9 0. 5	1 0 1. 0	1 1 0. 0		End annealed
No. 10	Albrac	5 9. 0	6 0. 0	6 5. 0	7 7. 5	8 2. 5	8 7. 0	8 9. 5	9 2. 0		End annealed
No. 11	Albrac	8 8. 0	8 9. 5	8 9. 0	8 9. 5	9 0. 0	8 9. 0	8 8. 0	9 0. 0		Annealed
No. 12	Albrac	5 5. 0	5 6. 0	5 4. 0	5 3. 0	5 3. 5	5 3. 0	5 3. 0	5 3. 0		Annealed
No. 13	Aluminium bronze	9 5. 0	9 5. 5	9 6. 0	9 7. 0	9 7. 0	9 7. 5	9 7. 5	9 6. 0		Annealed

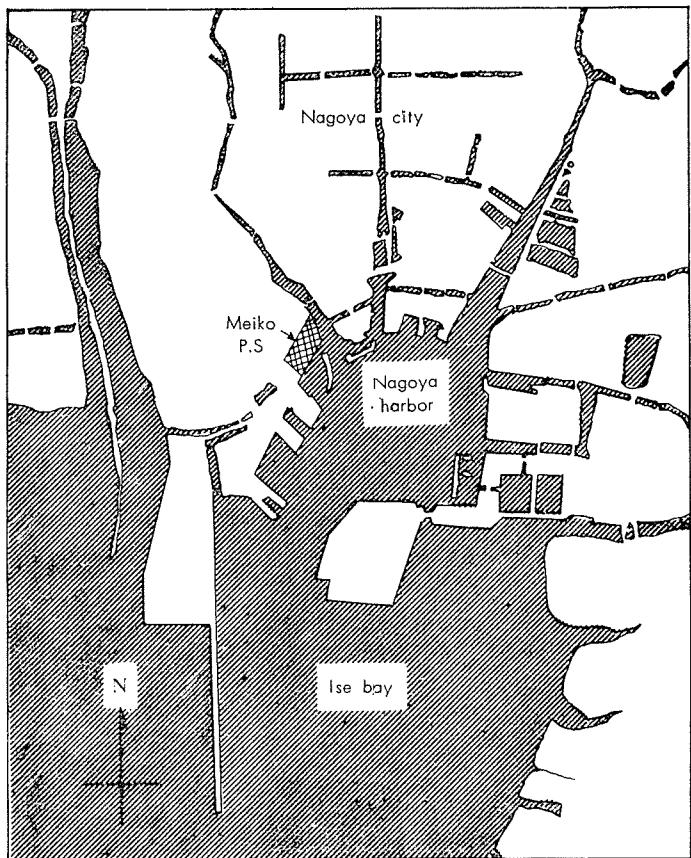


Fig. 2 Situation of Meiko Power Station at Nagoya City.

3.1 アドミラルティー黄銅管 (No.1管—ヒ素含有軟質)、(No.3管—低軟質)、(No.4管—軟質)

7:3黄銅の耐食性を改善するために1%錫を添加した合金であり、古くより広く使用されている。近年脱亜鉛腐食を防止するためNo.1管の如く0.05%程度のヒ素の添加が行われるようになってきた。No.3管は抽伸加工による残留内応力を350°Cの低温軟化熱処理(応力除去熱処理)により除去したものである。本邦においては本状態で使用されていた。次にNo.1管およびNo.4管は500°Cの完全軟化熱処理を行ったものである。

3.2 アルミニウム黄銅管 (No.2管—軟質)

海水を冷却水とする熱交換器管として広く使用されているアルミニウムを2%添加せる黄銅であり、試験管は500°Cの完全軟化熱処理を行った。

3.3 30%キュプロニッケル管 (No.5管—軟質)

艦艇復水器管、火力発電所給水加熱器管、石油精製およびアルカリ化学工業の熱交換器管等に使用されるものである。鉄0.5%程度含有せしめることにより、耐漬食性が改善されるので近年使用されるようになってきた。試験管は800°C完全軟化熱処理を行った軟質管である。

3.4 10%キュプロニッケル管 (No.6管—焼入後加工硬質)、(No.7管—焼モドシ後加工硬質) (No.8管—軟質)

近年1%前後の鉄の添加により著しく耐漬食性

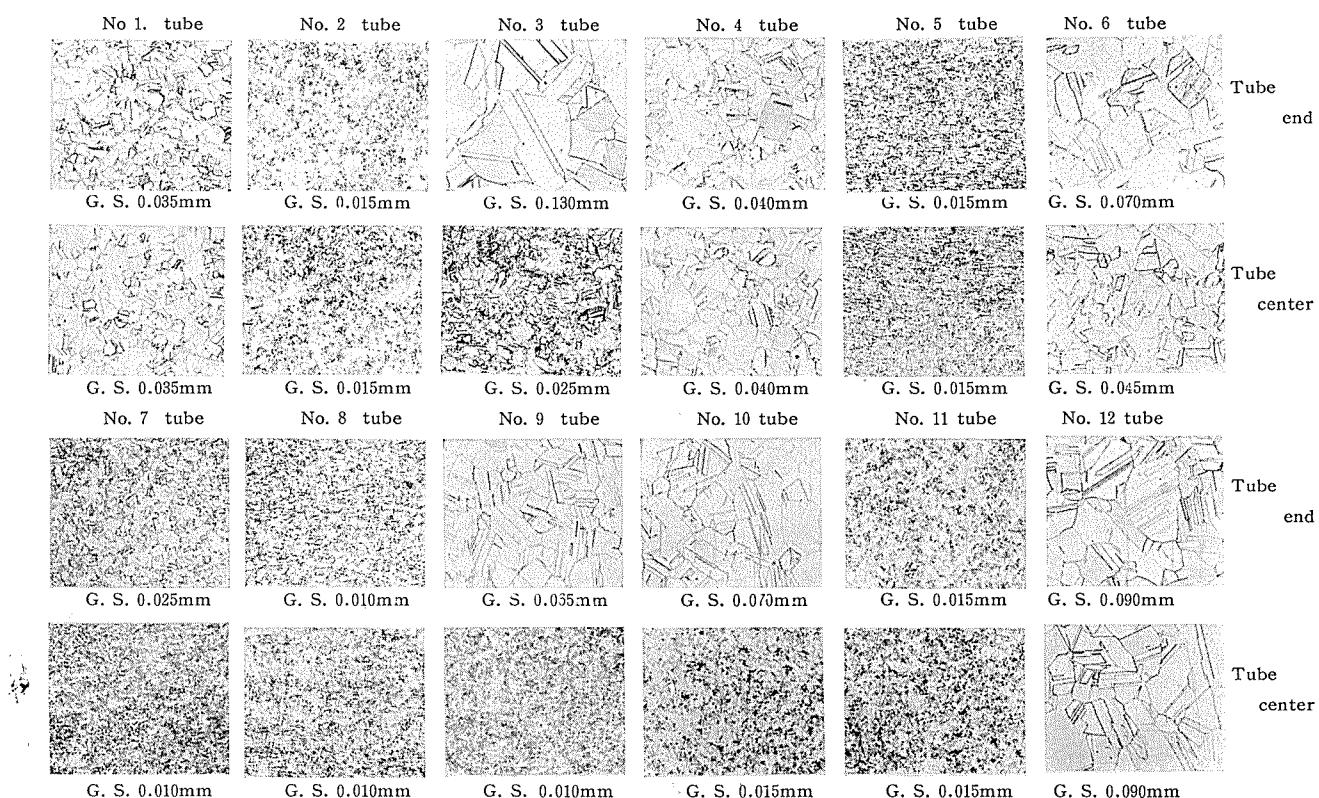


Photo. 4 Photomicrographs of test tube alloys. $\times 100 \times \frac{1}{2}$

が改善されて広く使用される傾向にある熱交換器管である。尚添加せる鉄はニッケルとの金属間化合物²⁾をつくり焼入により固溶し焼モドシにより析出硬化を来すといわれている。この種金属間化合物の析出の耐食性におよぼす影響を調べるべく、No. 6 管は 900°C の析出化合物の固溶処理後水焼入した後に加工して硬質としたものであり、No. 7 管は逆に 600°C の析出焼モドシ処理により充分分析出せしめた後に加工硬質にした。No. 8 管は単に 600°C の軟化熱処理を行った軟質管である。

3.5 アルブラック管 (No. 9 管—硬質)、(No. 10 管—低軟質) (No. 11 管—軟質)、(No. 12 管—極軟質)

本邦において耐漬食性熱交換器管として広く使用されている特殊アルミニウム黄銅管（住友軽金属工業株式会社特許製品³⁾）である。No. 9 管は最終工程が加工のままの製品であり、No. 10 管は一般に使用されている低温軟化（応力除去）熱処理を行ったものである。No. 11 管は完全軟化熱処理を行った軟質管であり、No. 12 管は管端軟化部と同じ高温軟化熱処理によりきわめて軟く、且つ結晶粒度も大なるものである。

3.6 管内面欠陥をつくったアルブラック管 (No. 10-1 管—プラグマーク疵付管)、(No. 10-2 管—押込疵付管)、(No. 10-3 管—ハゲ疵付管)

No. 10 管の一部に製管工程中、故意に疵をつくり製品欠陥が腐食に如何に影響するかを調べることにした。

No. 10-1 管は抽伸加工の際のプラグに外傷をつけたも

のを使用して抽伸し管内面に縦方向のプラグマークと称する引掻き疵をつくった。No. 10-2 管は抽伸加工に際し石炭燃焼残滓を入れてプラグにより管内面へ押込み凹み疵をつくった。No. 10-3 管は製管初期工程において深い凹凸のプラグマーク疵をつくり、その後の抽伸加工により凸部を凹部にかぶらせた所謂カブリハゲ疵をつくった。尚通常製品にはかかる製品欠陥は全くない。

以上の試験管以外にアルミニウム青銅（No. 13 管）は本モデルコンデンサーには挿入せず、実験室 Jet 潰食試験にのみ用いた。

4. 運転並びに途中漏洩状況

前項に述べた試験管合計 470 本を Fig.3 に示す如く夫々試験管が同じ腐食条件下になる様に配置取付けて、昭和29年12月に試運転を行い、つづいて昭和30年1月より正式に運転に入った。

4.1 運転状況

運転状況は Table 4 に示す如く昭和31年8月末迄合計 6,257 時間運転し、同 9 月に以下に述べる如く試験の為に管の抜取りを行った。表より明らかな如く本復水器は実際の営業用発電機附属復水器と全く同じく、時々の給電計画により運転停止があり、月により運転状況が異なっていたが、そのために実際試験としての価値が得られた。また冷却海水の試験管に入る部分および出る部分の温度、凝縮蒸気すなわち復水の温度、管内冷却海水の流速等を Table 4 に示

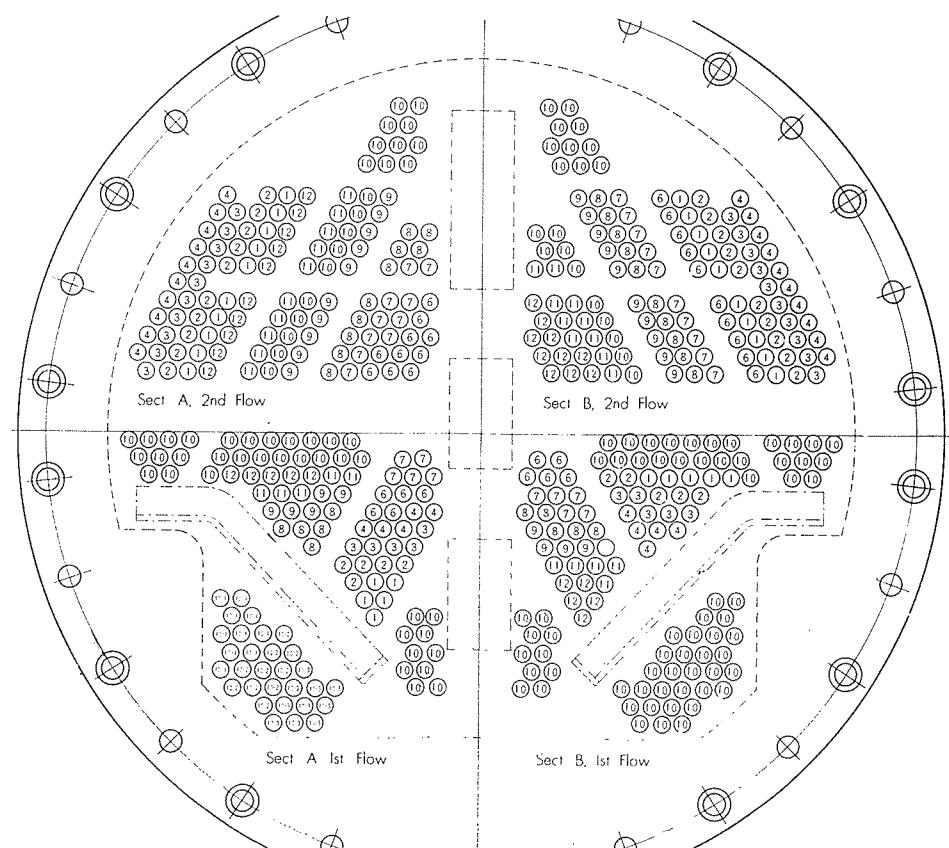


Fig.3 Installation of test tubes in model condenser. (Front view)

Table 4 Operation records of model condenser.

Date	Time of operation, h, min	Total of operation, h, min	Velocity of cooling water, m/sec			Temp. of cooling water, °C				Temp. of condensate, °C
			Max.	Min.	Average	Inlet		Outlet		
						Max.	Min.	Average		
1954-12	184-20'	184-20'	—	—	—	—	—	—	—	—
1955-1	546-30'	730-50'	3.3	2.12	2.89	11.1	9.7	10.4	11.9	29.0
2	586-59'	1317-49'	3.05	1.66	2.59	11.4	9.9	10.7	11.9	29.4
3	400-15'	1718-04'	2.66	1.45	1.93	12.9	10.9	11.3	12.4	30.4
4	246-40'	1964-44'	—	—	—	—	—	—	—	—
5	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
6	93-00'	2057-44'	2.91	1.56	1.90	26.3	23.8	24.5	25.5	37.2
7	394-45'	2452-29'	2.34	1.60	2.31	29.4	23.5	27.3	28.9	41.4
8	581-50'	3034-19'	2.30	1.48	1.97	30.9	27.4	29.2	31.5	43.2
9	422-10'	3456-29'	2.17	1.45	1.70	28.7	24.8	26.8	29.0	42.2
10	459-05'	3914-34'	1.87	1.66	1.68	25.6	20.7	22.5	23.8	37.6
11	343-36'	4258-10'	2.30	1.66	1.88	20.2	16.7	18.3	20.1	35.1
12	238-40'	4496-50'	2.46	1.93	2.15	16.5	11.6	15.2	16.8	32.3
1956-1	521-06'	5017-56	2.53	1.93	2.27	12.5	9.2	10.7	12.3	28.2
2	206-40'	5224-36'	2.65	1.90	2.27	10.0	9.3	9.6	11.0	28.1
3	93-35'	5317-41'	—	—	—	11.7	10.2	10.6	12.9	30.3
4	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
5	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
6	174-29'	5492-10'	2.15	1.92	2.06	25.6	20.4	22.1	24.1	37.9
7	309-57'	5802-07'	2.33	1.97	2.14	31.0	21.5	25.2	26.9	40.2
8	454-40'	6265-47'	—	—	—	30.9	25.8	27.9	30.0	43.0

した。尚これらの記録は日に数回測定し、日平均と月平均を出し、表には月平均を示した。冷却海水は名古屋港内海水であり、季節、日照、降雨等により温度変化が認められた。管内冷却海水流速は運転開始当初は流量計不備の為に通常より稍々大であったが、その後調整がとれて 2.2~1.7 m/sec の通常流速となった。

4.2 漏洩状況

上記運転状況下に運転中 1 部の管に腐食穿孔漏洩を来し、抜取らねばならなくなつた。その漏洩状況は Table 5 に示した。すなわち 5,000 時間運転後試験復水器下段管巢の No. 1 管および No. 4 管等の合計 3 本が腐食のため穿孔漏洩を來した。漏洩管の取付位置は Fig. 4 に示した。漏洩管は漏洩発見時に木栓し適宜時間にまとめて抜取り代替管を挿入

し、運転を継続した。

5. 抜取腐食状況調査

昭和31年9月延運転時間 6,257 時間 経過後腐食状況を調べるべく、Table 6 および Fig. 5 に示す如く各材質の試験管を復水器各部分より 2 ~ 5 本合計 140 本抜取って比較調査した。尚アドミラルティー黄銅管は試験期間中に一部が腐食漏洩を來したし、また全般的に腐食進行が激しいと予想されたので過半数を抜取った。管は一端を潰して抜取後、管中央部より長さ 250mm の管状引張試験片を切出して腐食による強度変化を調べると共に、残り部分をもとの取付け位置における水平断面にて長手方向に切断し、取付け位置における上半面と下半面に分けて内面腐食状況を調

Table 5 Details of leaked tubes.

Designation of leaked tubes	Date of leakage	Duration of test. h. min.	Test tube materials, number	Set position	Leak position
No. A	1955, 12-15	5085-51'	No. 4 Admiralty brass (Annealed)	Section A 1st Flow	About 500mm from inlet end
No. B	1950, 3-19	5236-26'	No. 1 Arsenical admiralty brass (Annealed)	Section B 1st Flow	565 mm from inlet end
No. C	1956, 7-15	5612-25'	No. 1 Arsenical admiralty brass (Annealed)	Section A 1st Flow	830 mm from inlet end

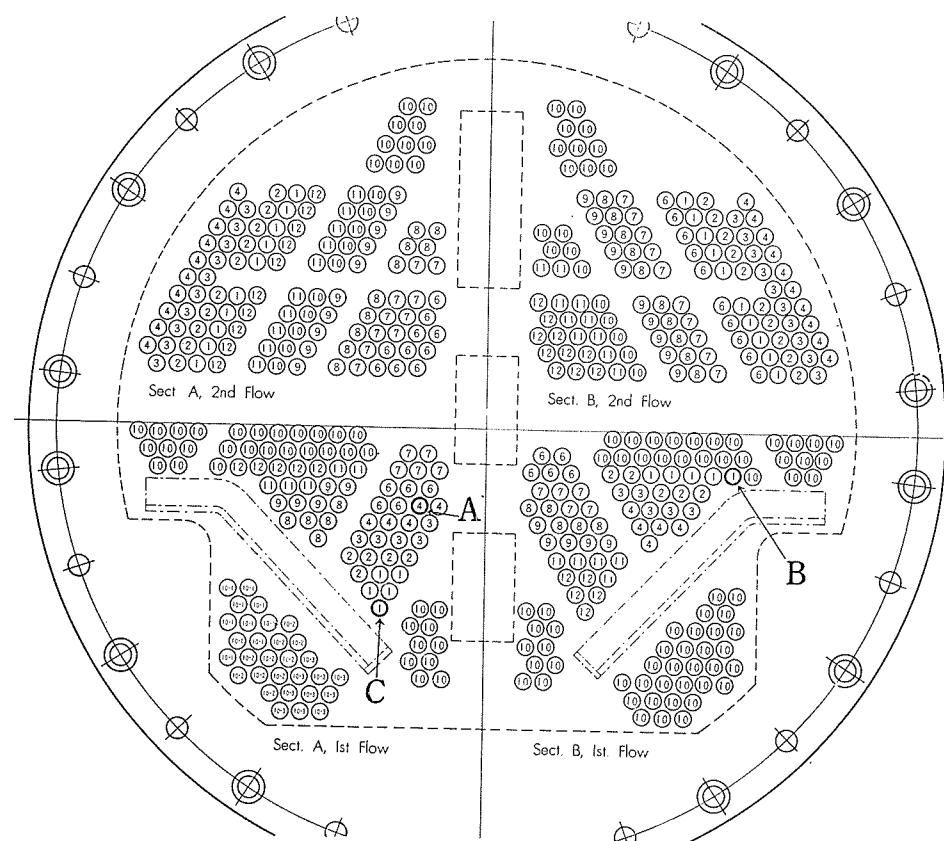


Fig.4 Installed position of leaked tubes.

べた。管内面調査は、先ず抜取ったままの管内面の状況を調べ、更に管内面に沈着せる泥土、有機物、鉄サビ等を水洗、ブラッシングにより除き、所謂金属の表面被膜に該当すると考えられる固着性の腐食生成物および沈着化合物よりなる被膜状況を調べた。其の後更に無水クローム酸と硫酸との混合水溶液により表面被膜類を溶して除き、試験管

自体の金属地肌の腐食状況を調べた。

5.1 管内面状況（抜取ったままの内面状況）調査

各管共赤褐色を呈した沈着物がかなり厚く被膜状に堆積付着しており、No.1管、No.3管およびNo.4管等のアドミラルティー黄銅管は上述の沈着物間に管の腐食による

Table 6 Sampling schedule.

Tube No.	Test tube materials	Temper	Section A				Section B				Total sum	
			2nd Flow		1st Flow		2nd Flow		1st Flow		Total installed	Total of sampling
			Total No.	Sample No.								
No. 1	Arsenical admiralty brass	Annealed	1 0	5	4	4	1 0	5	4	4	2 8	1 8
No. 2	Aluminum brass	Annealed	1 0	2	5	3	1 0	2	5	2	3 0	9
No. 3	Admiralty brass	Stress relieved	1 0	5	5	5	1 0	5	5	5	3 0	2 0
No. 4	Admiralty brass	Annealed	1 0	5	4	4	1 0	5	5	5	2 9	1 9
No. 5	70-30 cupro nickel	Annealed	0	0	1	1	0	0	0	0	1	1
No. 6	90-10 cupro nickel	Quenched, Work hardened	1 0	2	5	3	1 0	2	5	2	3 0	9
No. 7	90-10 cupro nickel	Precipitated Work hardened	1 0	2	5	2	1 0	2	5	2	3 0	8
No. 8	90-10 cupro nickel	Annealed	1 0	2	5	2	1 0	2	5	2	3 0	8
No. 9	Albrac	Work hardened	1 0	2	5	8	1 0	2	5	2	3 0	8
No. 10	Albrac		2 0	2	3 6	5	2 0	2	6 6	6	1 4 2	1 5
No.10-1	Albrac	Stress relieved	0	0	1 0	3	0	0	0	0	1 0	3
No.10-2	Albrac		0	0	1 0	3	0	0	0	0	1 0	3
No.10-3	Albrac		0	0	1 0	3	0	0	0	0	1 0	3
No. 11	Albrac	Annealed	1 0	2	5	2	1 0	2	5	2	3 0	8
No. 12	Albrac	Over annealed	1 0	2	5	2	1 0	2	5	2	3 0	8
Total			1 2 0	3 1	1 1 5	4 4	1 2 0	3 1	1 1 5	3 4	4 7 0	1 4 0

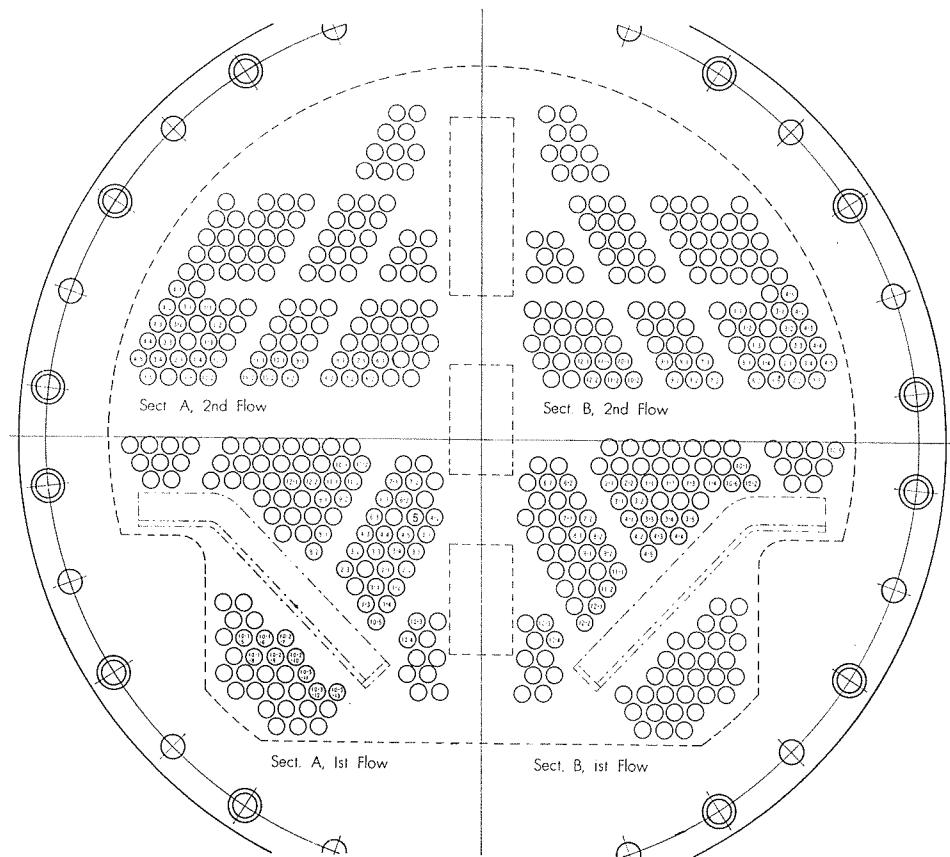


Fig.5 Installed position of sample tubes.

と認められる塩基性銅化合物による緑色の腐食生成物も混入していた。これらの状況を Photo. 5 に示す。A は No. 1 管（ヒ素入りアドミラルティー黄銅）の例で緑色銅化合物が認められるが、C は No. 10 管（アルブラックー低軟質）の例である。アドミラルティー黄銅を除く管は、いずれも C とほぼ同様な被膜状沈着物のみからなり、差異が認められなかった。沈着物は水室や冷却海水配管等の鉄製品の腐食によって生じた水酸化鉄を主体にし、冷却海水に混入してきた泥土質のものが混在している様に認められた。

5.2 管内面被膜状況調査

前調査後、各管内面沈着物を水道水をかけながらナイロン刷子にて擦って除き、管内面の金属表面被膜の状況を調べた。表面被膜の状況の代表例を Photo. 5 の B および D に示す。アドミラルティー黄銅の激しく潰食の生じた部分を除くといずれの管も D に示す如く黒茶褐色の密着性の薄膜が広く全面に生じていた。この被膜は管を復水器より抜取る際に受ける変形の様な機械的衝撃で剥離するが、湿潤状態では強固に付着しており、アドミラルティー黄銅の潰食部分以外にはこの種薄膜が存在していた。故にこれら被膜は腐食に対する保護被膜効果を有する事とその局部的剥離が腐食進行に大きな作用を有する事が推測出来た。尚 No. 1 管、No. 3 管および No. 4 管等のアドミラルティー黄銅管の潰食部分には腐食による金属地肌の露出が認められたが、水洗後乾燥するにつれ、写真 B の如く緑色銅化合物を生じた。アドミラルティー黄銅を除く各管の管内面

被膜を酸洗し、その洗滌液を定性分析した結果によると鉄イオンの存在が明瞭であり、管合金成分の腐食化合物および冷却海水に基因する成分等は比較的小いためか確認できなかった。故にこの種被膜においても水酸化鉄が被膜構成成分としてかなり高い割合を占めていることが判った。

5.3 管内面金属地肌の腐食状況調査

前述の被膜調査後、各管について内面を無水クロム酸と硫酸混合水溶液で洗滌し金属地肌の腐食状況を調査した。アドミラルティー黄銅管の腐食状況は Fig. 6 に示す如くで、No. 1 管、No. 3 管および No. 4 管の材質および状態の相違の影響と認められる差異は明瞭でなく、いずれも冷却海水が先に入る復水器 A 部および B 部下段の管の入口側が、A 部および B 部上段の管の入口側より概して激しい腐食を示し、従来の経験例と一致している。次に B 部下段の管の出口側の上半面には入口側と同じく激しい腐食が生じており、A 部に比し B 部の方が腐食作用を激しく受けていることが判った。これらの冷却水入口側、中央部および出口側の状況として各管代表例を Photo. 6 乃至 17 に示す。Photo. 6、8 および 9 のアドミラルティー黄銅管にみられる冷却水入口側腐食は従来から Inlet attack といわれており、冷却海水が広い水室から狭い冷却管に入る際に流速が大なる場合には乱流化して生ずる典型的潰食として知られてきたものである。又出口側の腐食は一般に経験されていないが、腐食形態よりみて入口側と同じ潰食と認められる。

次にキュプロニッケル系合金およびアルブラック管等に

No. 1 tube, arsenical admiralty brass (Annealed)



A. As sampling



B. Descaled by water brushing

No. 10 tube, Albrac (Stress relieved)



C. As sampling



D. Descaled by water brushing

Photo. 5 Typical view of split tube section and interior film.

は Photo. 7, 10 乃至 17 に代表例を示す如く、腐食は殆んど認められず、管内面は滑かな状態にあり、次項に述べる 2, 3 の例外を除き、製造直後と大差ない状態にあった。以上の如く本試験によって熱交換器管の実際に生ずる潰食現象をアドミラルティー黄銅管によって再現せしめたが、キュプロニッケル系合金やアルブラック管には潰食は認められず、これらの耐潰食性が優れていることを示し得た。

また潰食が水平取付の上半面に激しく生ずる傾向が明瞭に認められたが、この事実は経験的事実とも一致するが、乱流による空気泡遊離が生じ空気泡の潰食促進作用によると認める。

Arsenical admiralty brass, annealed (No. 1)

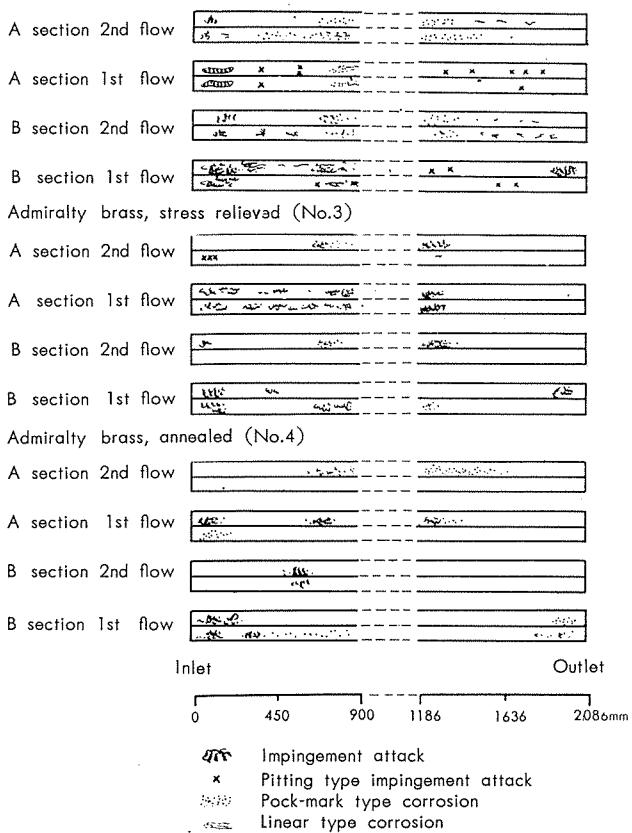


Fig. 6 Typical corrosion of admiralty brass tubes.



Photo. 6 Inner surfaces of arsenical admiralty brass tube.

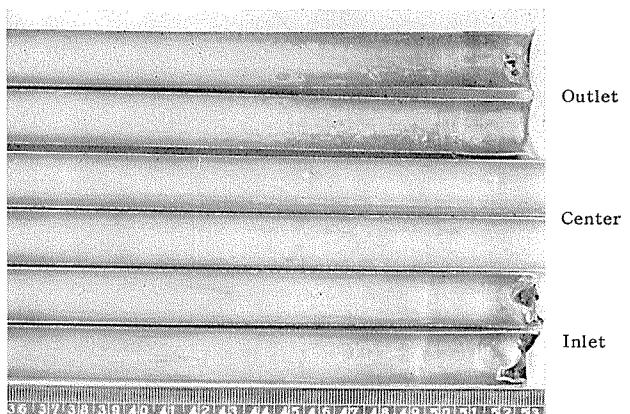


Photo. 7 Inner surfaces of aluminium brass tube

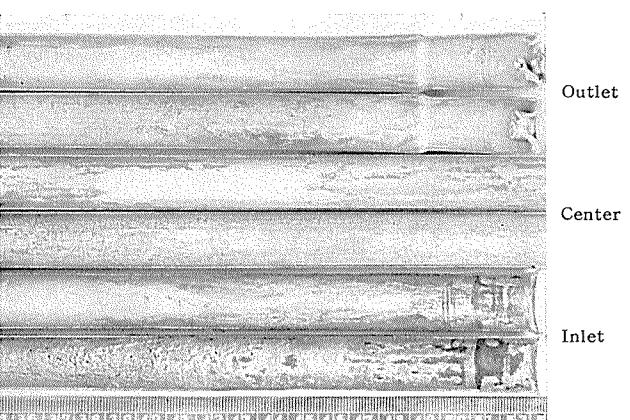


Photo. 8 Inner surface of admiralty brass tube.
(Stress relieved)

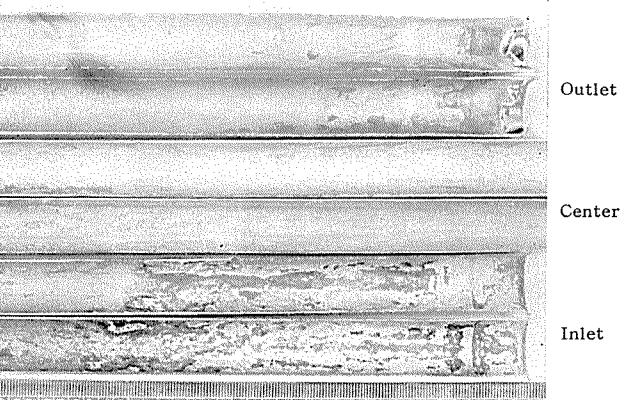


Photo. 9 Inner surface of admiralty brass tube (Annealed)

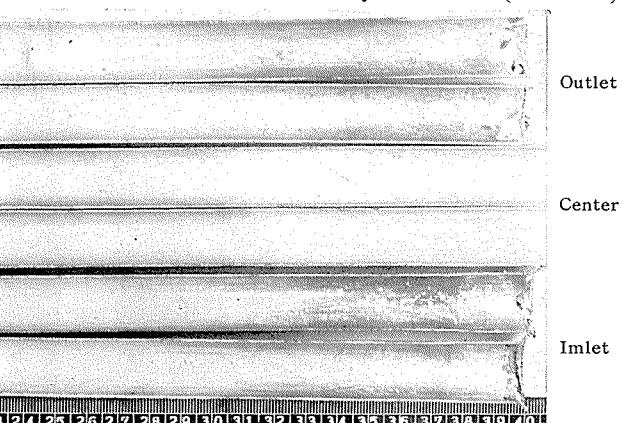


Photo. 10 Inner surface of 70-30 cupro nickel tube.

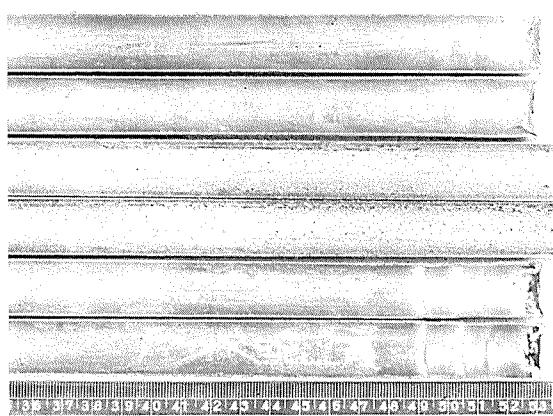


Photo. 11 Inner surface of 90-10 cupro nickel tube.
(Quenched, work hardened)

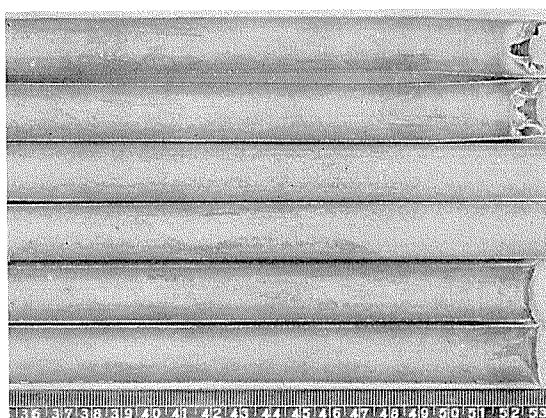


Photo. 12 Inner surface 90-10 cupro nickel tube.
(Precipitated, workhardened)

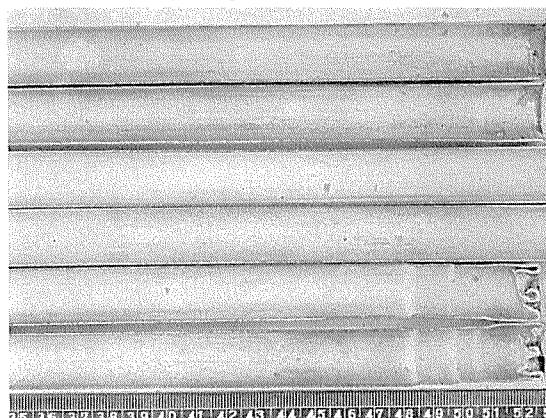


Photo. 13 Inner surface of 90-10 cupro nickel tube.
(Annealed)



Photo. 14 Inner surface of Albrac tube.(Work hardened)



Photo. 15 Inner surface of Albrac tube.(Stress relieved)

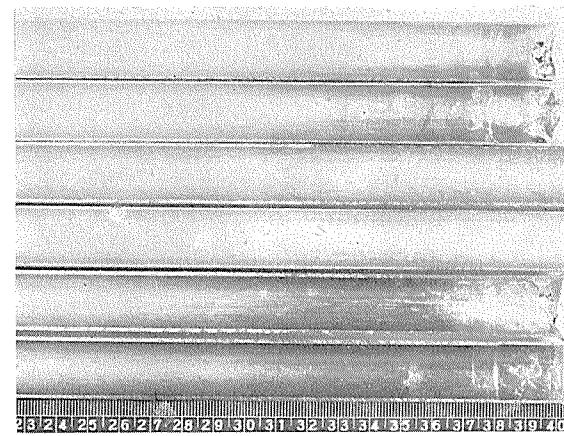


Photo. 16 Inner surface of Albrac tube. (Annealed)

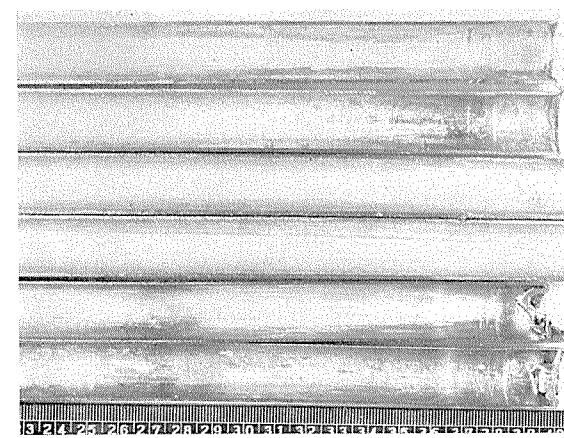


Photo. 17 Inner surface of Albrac tube.(Over annealed)

5.4 管内面欠陥を造った管の腐食状況調査

熱交換器管内面に製管作業中に生じた疵等の欠陥が存在した場合にその欠陥が腐食事故の原因となるか否かという論議の解決のために、予め故意に管内面欠陥を造った管(No.10-1、No.10-2 および No.10-3 管)の内、各3本を抜取り調査した。先ずプラグマーク疵をつけた No.10-1 管は、Photo. 18 に代表例を示す如く、浅い管の長手方向に延びた縦筋となった疵が不明瞭に認められるだけで、特に腐食は認められなかった。次に石炭殻を押込んだ No.10-2 管は Photo. 19 に代表例を示す如く局部的な凹み疵が生じているだけで、特に腐食が進行しているとは認められなかった。またカブリハゲ疵をつくった No.10-3

管は Photo. 20 に代表例を示す如く、金属地肌の一部が薄片となり隣接部分にかぶったり、一部はハゲたりして凹みとなっているが、別に異常は認められなかった。尚いざれも抜取ったままの内面状況は欠陥の上に通常の健全部分と同じく赤褐色沈殿被膜が付着し、欠陥の存在が認め得ない状況であった。このように通常考えられる管内面の製管に基因する欠陥等は本試験の如き腐食環境においては腐食の基点となって作用することはないと認められた。従つて実際の熱交換器管の腐食事故の主因がかかる欠陥のみによることは殆んど考え難い。

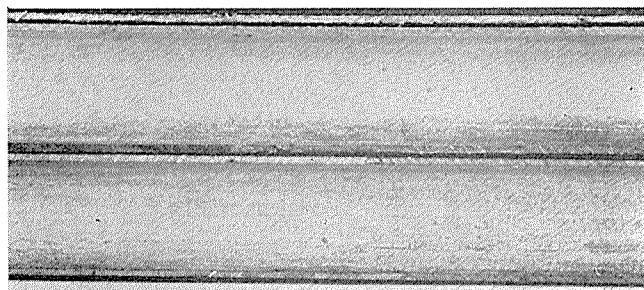


Photo. 18 Inner surface of Albrac with plug mark scratch defects.

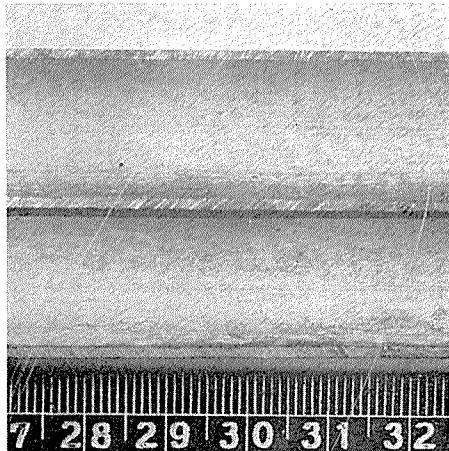


Photo. 19 Inner surface of Albrac with pits by cinder crushed.

Table 7 Effect of corrosion on the tensile strength of test tubes. (kg/mm²)

Tube No.	Test tube materials	Temper	As prepared	After the corrosion test (Average)	Section A				Section B			
					2nd Flow		1st Flow		2nd Flow		1st Flow	
					Max., min.	Average						
No. 1	Arsenical admiralty brass	Annealed	35.7	33.5	33.4-31.4	33.9	31.9-33.6	32.6	32.9-24.3	33.8	32.8-33.8	33.4
No. 2	Aluminium brass	Annealed	42.6	42.4	46.7-42.0	41.9	42.5-43.2	42.9	41.5-42.8	42.2	42.2-43.4	42.8
No. 3	Admiralty brass	Stress relieved	38.2	33.3	35.7-33.0	35.9	35.5-36.9	36.4	35.6-36.7	36.3	36.3-37.4	36.7
No. 4	Admiralty brass	Annealed	34.8	33.3	32.5-31.5	33.2	32.7-33.9	33.2	32.2-34.4	33.5	32.8-33.8	33.4
No. 5	70-30 cupro nickel	Annealed	41.2	—	—	—	42.8	—	—	—	—	—
No. 6	90-10 cupro nickel	Quenched, Work hardened	30.1	32.1	31.4-33.2	32.3	31.4-32.2	31.8	30.2-31.4	30.8	33.2-33.7	33.5
No. 7	90-10 cupro nickel	Precipitated, Work hardened	45.2	45.4	46.0-50.9	48.4	39.7-43.1	41.4	44.5-48.1	46.3	38.1-47.6	42.9
No. 8	90-10 cupro nickel	Annealed	33.8	32.6	30.8-32.2	31.5	31.1-33.5	32.3	31.2-34.9	33.1	31.9-34.9	33.4
No. 9	Albrac	Work hardened	64.5	64.4	62.3-65.2	64.2	62.6-65.8	64.2	63.7-65.5	64.6	63.8-65.2	64.5
No. 10	Albrac	Stress relieved	52.0	48.2	47.5-49.7	48.6	45.7-50.8	48.2	48.3-48.5	48.4	46.0-50.2	48.1
No. 11	Albrac	Annealed	47.1	48.1	45.6-45.7	45.7	46.3-48.6	47.5	50.1-51.5	50.8	47.7-48.7	48.2
No. 12	Albrac	Over annealed	38.9	38.4	38.8-39.6	39.2	38.4	38.2	37.5-38.4	38.0	37.2-39.1	38.1

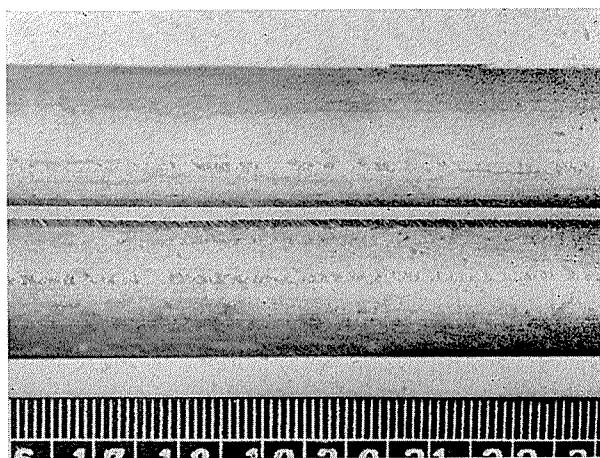


Photo. 20 Inner surface of Albrac with lapped and peel off defects.

5.5 腐食による機械的性質の変化

各抜取管中央部より長さ 250mm の管状引張試験片を取り、引張強さ、伸びおよびカタサ測定を行った。引張強さの変化は Table. 7 に示す如く、いずれの合金管も使用前に比し特に低下は認められなかった。次に伸びの変化は Table 8 に示す如くで No. 1 管、No. 3 管、および No. 4 管等のアドミラルティー黄銅ではかなり伸びの低下の著しいものがあり、平均値は使用前に比し幾分低下していた。しかしこれらのアドミラルティー黄銅を除く他の合金管は全く伸びの低下は認められなかった。尚アドミラルティー黄銅の伸びの低下は局部腐食孔によるノッチ作用が働いたためと認められ、各試験管の間に伸びのバラツキが大であり、伸びの一番少いものでみると No. 1 管では 40%、No. 3 管および No. 4 管では 22% の低下が認められた。しかし試験片に著しい局部腐食のないものでは伸びの低下は認められないから腐食状況の比較を伸びの低下により定量的評価を与える事は間違ひを来すおそれがあることが判った。次にカタサは各管共変化は認められなかった。以上の如く腐食による機械的性質の変化はアドミラルティー黄銅の伸びにのみ認められ、且つこの場合の伸びの低下も局部腐食による

Table 8 Effect of corrosion on the elongation of test tubes. (%)

Tube No.	Test tube materials	Temper	As prepared	After the corrosion test (Average)	Section A				Section B			
					2nd Flow		1st Flow		2nd Flow		1st Flow	
					Max., min.	Average						
No. 1	Arsenical admiralty brass	Annealed	7.2	65	50-72	67	43-71	56	69-72	70	61-73	64
No. 2	Aluminium brass	Annealed	5.8	57	57-58	58	56-59	58	58	58	55-58	57
No. 3	Admiralty brass	Stress relieved	6.3	57	56-59	58	49-50	55	53-61	58	49-60	57
No. 4	Admiralty brass	Annealed	6.9	67	66-70	68	65-70	69	54-71	64	65-71	69
No. 5	70-30 cupro nickel	Annealed	4.1	—	—	—	—	44	—	—	—	—
No. 6	90-10 cupro nickel	Quenched, Work hardened	3.0	30	29	29	31	31	28-32	30	26-31	29
No. 7	90-10 cupro nickel	Precipitated, Work hardened	1.4	16	13-17	15	18	18	11-15	13	15-18	17
No. 8	90-10 cupro nickel	Annealed	4.4	44	45-47	46	42-45	44	42-43	43	42-43	43
No. 9	Albrac	Work hardened	1.0	11	10-11	11	11	11	11-12	12	11-12	12
No. 10	Albrac	Stress relieved	4.7	49	46-52	49	44-53	48	46-49	48	48-54	52
No. 11	Albrac	Annealed	5.3	51	53-54	54	49-55	52	48	48	50-52	51
No. 12	Albrac	Over annealed	7.0	69	66-68	67	69	69	69-70	70	65-75	70

ものであり、耐食性の一般的な定量的評価に用いるには不充分であることが判った。またアドミラルティー黄銅以外の合金においては本実地試験によって腐食による強度変化がないことが判った。

6. 各種腐食における形態的特徴

前項調査において各管に認められた夫々の腐食を腐食形態により分類し、その断面顕微鏡調査により、夫々の特徴を調べ以下に述べる。

6.1 一般的潰食 (Erosion or Impingement Attack)

先にアドミラルティー黄銅管の冷却海水入口側および出口側の一部に著しい腐食が認められ、入口側の腐食は通常 Inlet attackともいわれる乱流の生じた熱交換器管に認められる潰食であることを述べた。これらの入口側の潰食は管の水平取付位置よりみて上半面が下半面より激しく、更に出口側の潰食にもこの関係が明瞭に認められる。この傾向は冷却海水に混入せる空気泡または溶解空気の分離による空気泡が概して管上半面に作用するためと考えられ、空気泡の潰食促進作用を示していると認める。尚これらのア

ドミラルティー黄銅の潰食状況によれば、潰食は管の冷却海水入口端より50mm付近より300mm付近迄にわたって生じ、約150mm付近の上面が概して一番激しい。従って下段より抜取れる各管について入口端より150mm上面を長手方向断面にて顕微鏡調査を行い、断面状況より潰食の比較を試みた。アドミラルティー黄銅 No. 1 管、No. 3 管および No. 4 管は Photo. 21, 22、および 23 に示す如くいずれも潰食による管肉厚の異常減少が認められる。しかし他の管は Photo. 24 に示す No. 2 管（アルミニウム黄銅）の例の如く肉厚の減少は認められない。尚 Photo. 25 は Photo. 21 乃至 24 に示した以外の管の断面調査を行った管の内面状況であり、潰食の認められないことを示し断面は省略した。次に潰食の形態的特徴としての馬蹄型エロージョンマークの代表例を Photo. 26 に示すが、いずれもアドミラルティー黄銅管である。この場合の長手方向断面は Photo. 27 に示す如く局部的に深くえぐられた如き形態を示し、特に冷却水流の先端方向に深く生ずる傾向を特徴としている。また潰食の激しい場合にはかなり広範囲にわたり腐食しているが、局部的な腐食の集合により拡がった様に認められる。

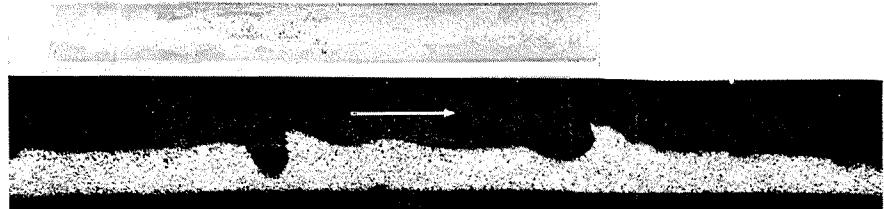


Photo. 21 Inlet attack of arsenical admiralty brass tube and its cross section. $\times 20 \times \frac{1}{2}$

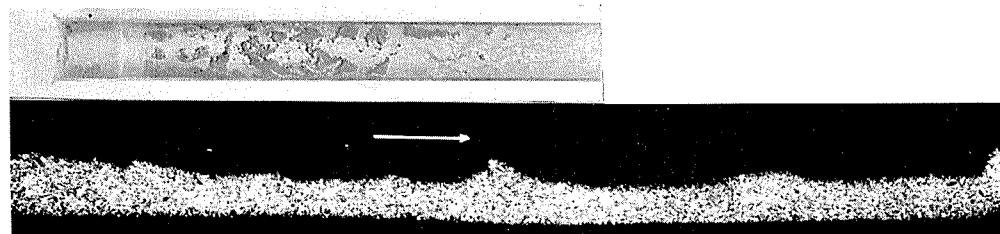


Photo. 22 Inlet attack of admiralty brass tube (stress relieved) and its cross section. $\times 20 \times \frac{1}{2}$



Photo. 23 Inlet attack of admiralty brass tube (annealed) and its cross section. $\times 20 \times \frac{1}{2}$



Photo. 24 Inner surface of inlet end of aluminium brass tube and its cross section. $\times 20 \times \frac{1}{2}$

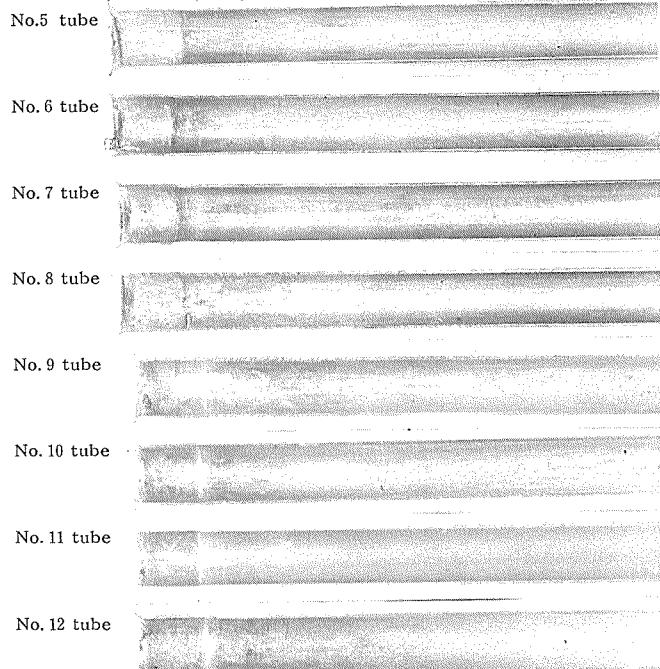


Photo. 25 Inner surface of inlet end of test tubes.

6.2 局部潰食

局部的潰食には、冷却海水の入口側或は出口側等と場所の限定がなく、且つ腐食形態も種々である。Photo. 28 に示す如く、A のかなり激しく集中して生じたものから、B、C、D および E の如く針でついた点食の様なものの迄が認められる。尚 A および B には馬蹄型エロージョンマークも認められる。これらの断面状況は Photo. 29 の如く、いずれも冷却水流の先端方向に深くえぐった如き潰食の典型的断面状況を示している。特に D の如く点食の様なものの断面も浸食の度合が異なるのみで、同一形状を示している。このように局部的潰食も前述の一般的潰食と断面状況において同一形状を示し、腐食機構も同一と認められ、単に発生が集合的か局部的かの相違によると考え得る。しかし Photo. 28 の D および E に示した如き点食状のものは潰食の初期形態と

認めるべきか、後述の異物充塞等の外的因子による被膜の強制剥離による特殊な潰食と認めるべきか問題であるが、本調査では明らかにし得なかった。

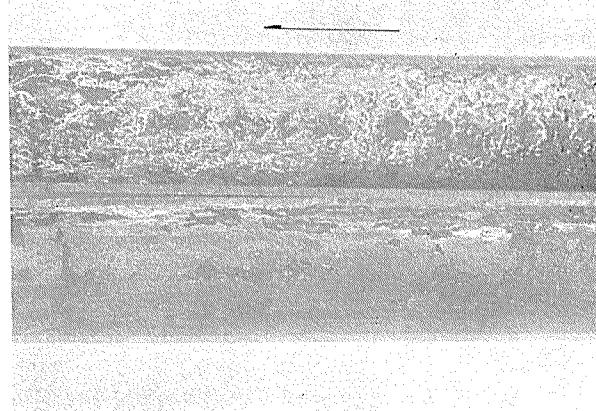
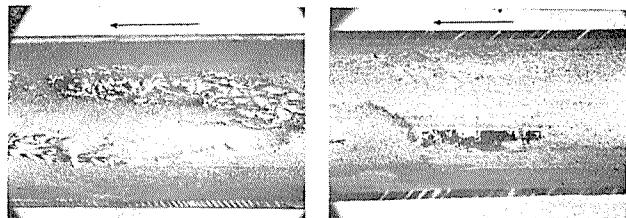


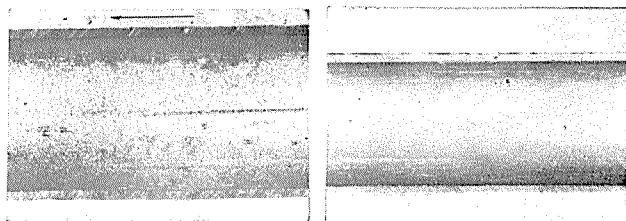
Photo. 26 Typical inlet attack which shows the horseshoe pits on the upper split section. (Sect. B, 1st Flow, No. 1-3)



Photo. 27 Typical cross section of horseshoe pits. $\times 18 \times \frac{1}{2}$ (Sect. B, 1st. Flow, No.1-3)

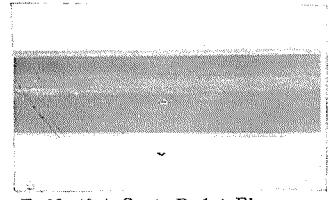


A ; No.1-C. Outlet, upper section. B; No.1-B. Center, lower section.



C; No.1-1. Sect. B, 1st Flow.

D; No.10-4. Sect. B, 1st Flow.



E; No.10-4. Sect. B, 1st Flow.

Photo. 28 Typical local impingement attack of test tubes.

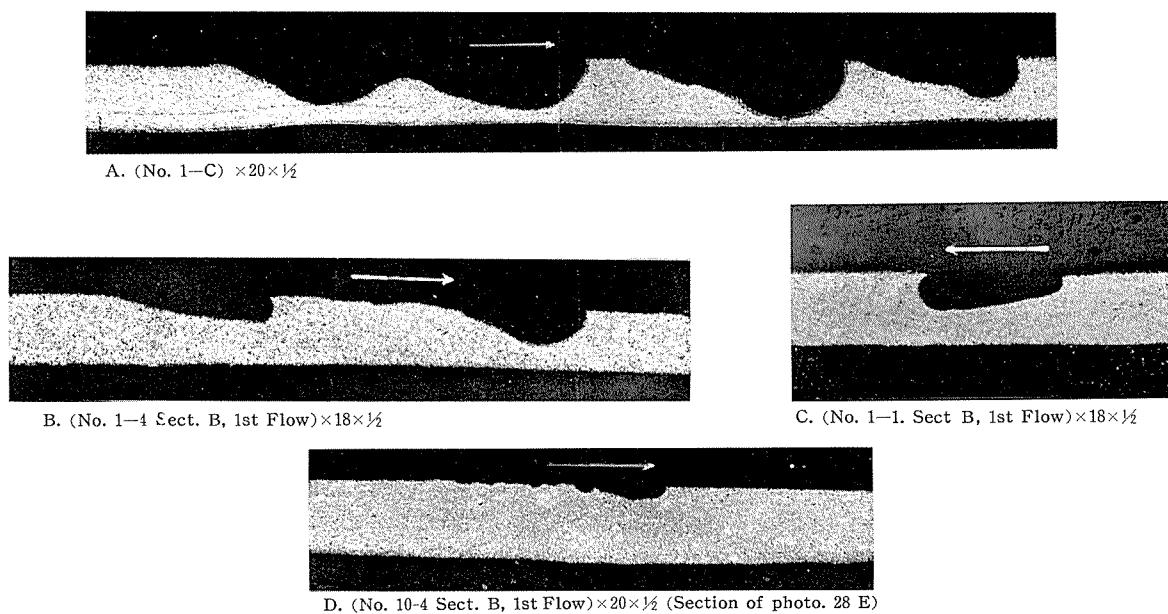
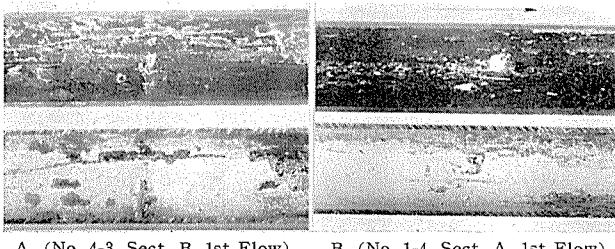


Photo. 29 Typical cross section of test tubes which suffered local impingement attack.

6.3 異物充塞下の局部潰食

局部的な腐食の一つとして管内に沈着充塞せる貝殻や小石等による局部潰食が現在の熱交換器管の腐食事故の過半を占めることが知られている⁴⁾が、今回調査管にも認められた。Photo. 30 に示す如くである。A は復水器管腐食事故例よりみて小石等の充塞例に似ており、B、C および D は貝殻の充塞例に似ている。貝殻による局部腐食は不規則な直線状腐食痕跡が集合した腐食形態をとる特徴がある。これらの断面状況を Photo. 31 に示したが、いずれも冷却水流の先端が深くえぐられており、潰食の特徴形状を示している。従って断面状況よりみてこの種腐食が異物充塞とともに冷却水流の乱流化等に関係する局部潰食によるものであると認められる。尚この種腐食においては充塞物による冷却海水の局部乱流化による衝撃被膜破壊作用の他に、水流衝撃による充塞物自体の振動による被膜の繰返し磨耗破壊作用も考えられる。しかしいずれの場合も被膜破壊作用の継続とその後のイオン濃淡電池構成腐食の進行が潰食の腐食様式と考え得ることから、この種腐食現象を潰食と認



A. (No. 4-3, Sect. B, 1st Flow) B. (No. 1-4, Sect. A, 1st Flow)

Photo. 30 Typical impingement attack at the deposited obstruction.

めることは腐食部の断面状況と併せ考え、大なる誤謬を犯すものとは考えられない。

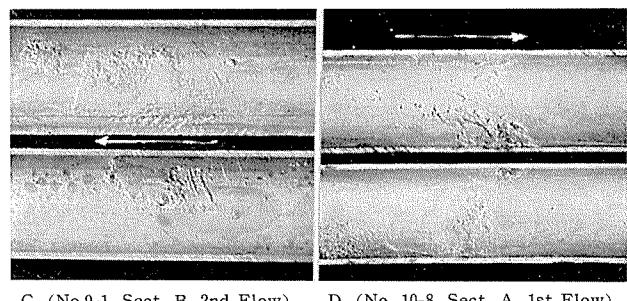
6.4 線状腐食

アドミラルティー黄銅の一部に管の長手方向に延びた直線状の腐食が認められ、Photo. 32 に示す。A は 3 本の長い

引掻き疵の如きものであり、B は 10~20mm の長さの溝状に断続して一直線上に 150mm もつづいたものである。円周方向断面状況は Photo. 33 に示すが、概して形状が滑かである。この腐食原因是、管内に入った貝殻或は管内掃除具等の固形物による直線状の被膜底部に局部腐食を来たものと考えられる。尚本腐食は形態的には潰食現象と異っている。また管内面被膜の剥離部に金属イオン濃淡電池構成を来すことが、銅合金熱交換器の中性塩類水溶液における局部腐食の主機構と考えられるが、本腐食もその一端を示したものと認められる。

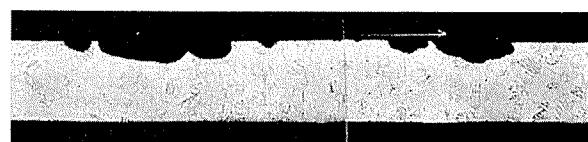
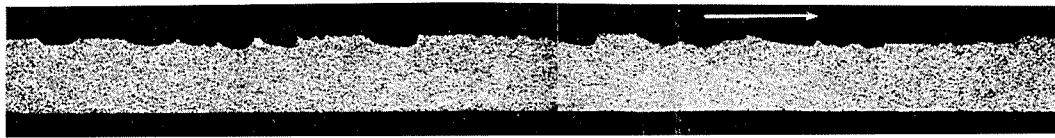
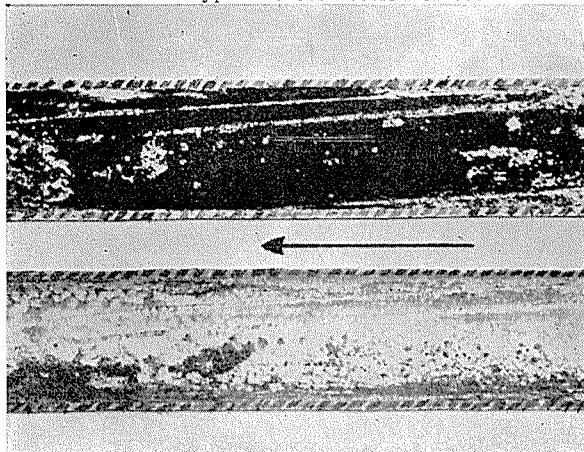
6.5 斑点状腐食

調査管の中には直径 1~3mm 程度の斑点状円形の腐食痕が認められ、Photo. 34 にその例を示す。A および B はアドミラルティー黄銅管、C は 10% キュプロニッケル管に見られた例である。尚本腐食形態はいずれも管中央部に認められており、その断面状況は Photo. 35 の如く 0.2mm 深さで軽微ではあるが、冷却水流の先端方向が深くなつてお

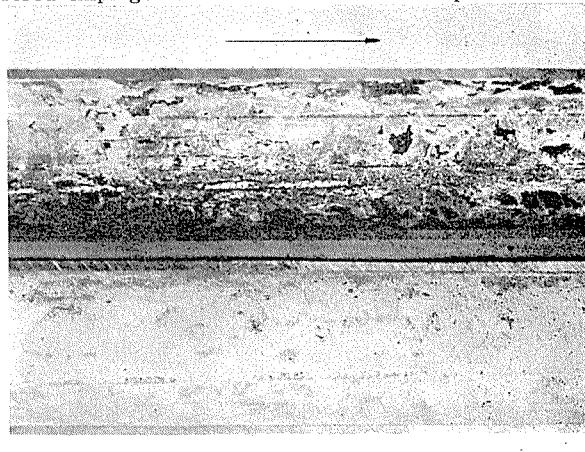


C. (No. 9-1, Sect. B, 2nd Flow) D. (No. 10-8, Sect. A, 1st Flow)

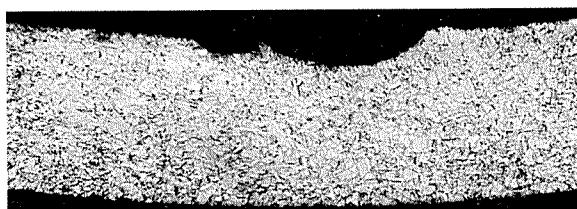
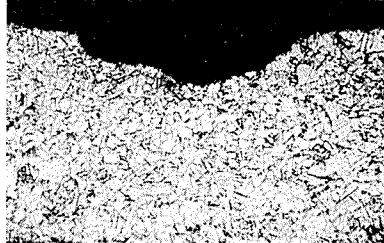
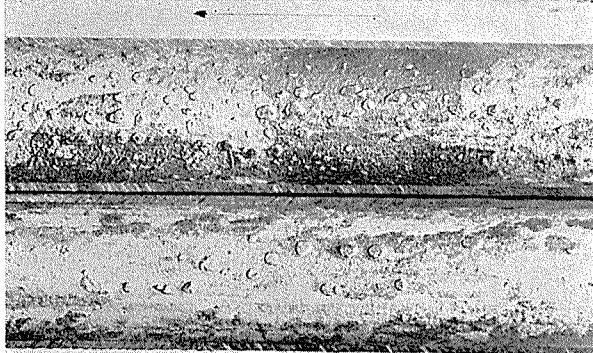
り、潰食と同一断面形態を示している。尚この種腐食は Photo. 34 の B の如く明瞭な局部潰食痕の前後に認められる例もあり、潰食を来す腐食環境と関連があると考えられる。しかし 10% キュプロニッケルの例では冷却水入口側には潰食が認められないのに中央部にのみ潰食的腐食が生じ

A. (No.12-1, Sect.B, 1st Flow) $\times 20 \times \frac{1}{2}$ B. (No. 9-1, Sect. B, 2nd Flow) $\times 20 \times \frac{1}{2}$ **Photo. 31** Typical cross section of test tubes which suffered impingement attack around the deposit.

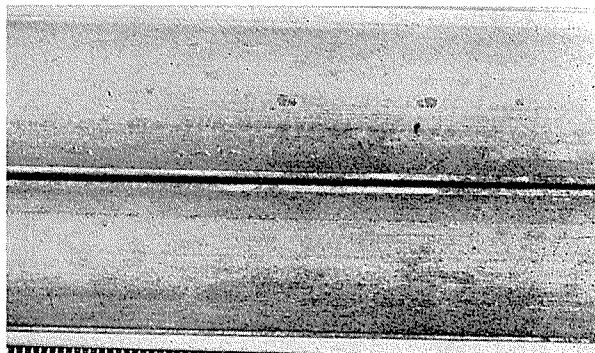
A; No.1-4, Sect.B, 2nd Flow.



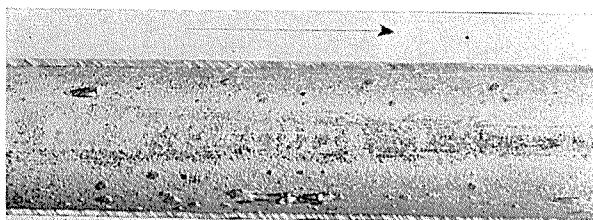
B; No.1-2, Sect. A, 2nd Flow.

Photo. 32 Typical linear type corrosion of admiralty brass tubes.A; No. 1-4, Sect. B, 2nd Flow. $\times 50 \times \frac{1}{2}$ B; No. 1-2, Sect.A, 2nd Flow. $\times 65 \times \frac{1}{2}$ **Photo. 33** Cross section of linear type corrosion.

A; No. 1-2, Sect. A, 1st Flow. outlet.



C; No. 7-2, Sect. A, 1st Flow, center.

Photo. 34 Typical pock-mark type corrosion of admiralty brass and 90-10 cupronickel tubes.

B; No. 1-C, center.

た点において若干の疑問が残る。

6.6 各種腐食形態の関連

本項調査結果より潰食現象による腐食部の断面状況は冷

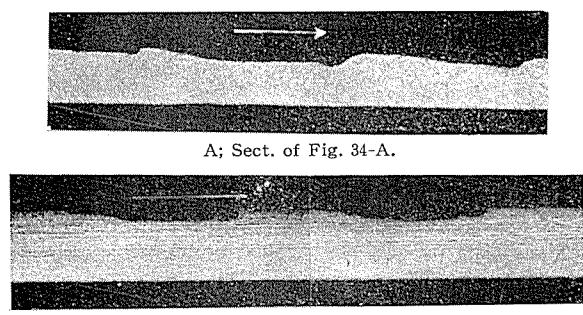


Photo. 35 Cross sections of pock-mark type corrosion.

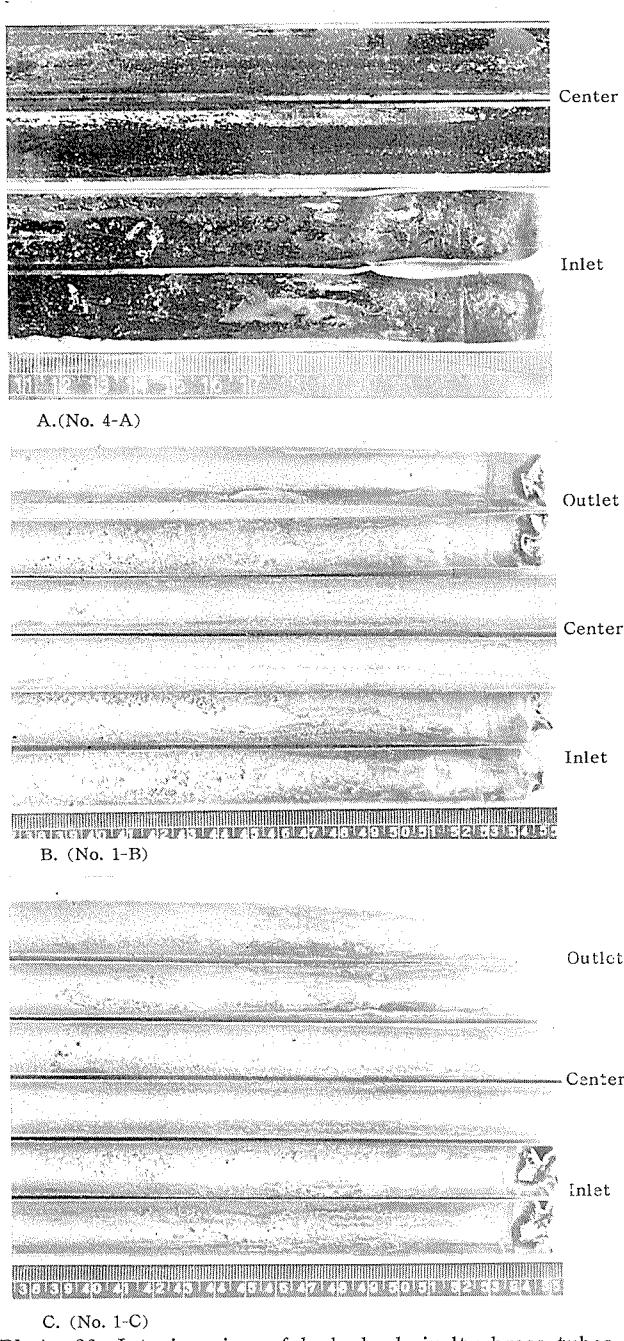


Photo. 36 Interior view of leaked admiralty brass tubes.

却水流の先端方向に著しく深くえぐる如がき肉厚減少を来す特徴のあることが判った。このような断面形状の特徴は線状腐食を除く、局部潰食、異物充塞による局部潰食および斑点状腐食にも認められており、これらの腐食が潰食によることが判った。また一般的潰食の典型例である Inlet attack の最も生じやすい冷却水入口側より 150mm 上面の長手方向断面を各合金管について調べ、耐潰食性の劣るアドミラルティー黄銅にのみ潰食による著しい腐食肉厚減少を認めた。また潰食においても線状腐食においてもその腐食機構は管内面被膜が局部的に剥離し、剥離せざる部分との間に金属イオン濃淡電池が構成されることによるもので、これが銅合金熱交換器管の局部腐食の基本的機構と考える。

7. 腐食漏洩管調査

先に Table 5 および Fig. 4 に示した 3 本の腐食漏洩管を調査した結果は以下の如くである。漏洩管 A、B および C の管端および中央部の管内面被膜および被膜洗滌後の腐食状況を Photo. 36 に示す。A は A 管の入口管端および

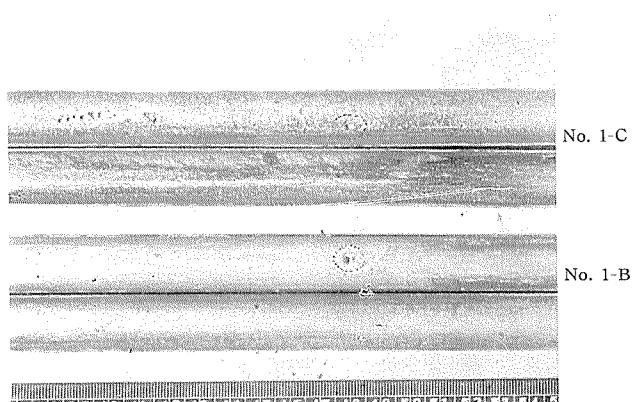


Photo. 37 Local impingement attack of leaked admiralty brass tubes.

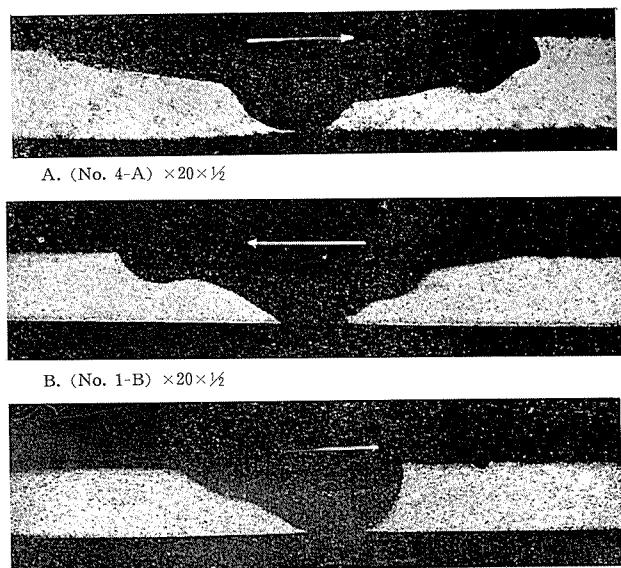


Photo. 38 Cross sections of leaked admiralty brass tubes which suffered local impingement attack.

中央部の被膜状況であり、黒茶褐色の厚い被膜の間に潰食による金属地肌の露出部が認められており、BおよびC管も同様である。またBおよびCは各管の腐食状況であるが、共に冷却水入口管端部は激しい潰食が生じており、出口側管端上面にも潰食が著しく、先に述べた抜取調査管 No. 1 管、No. 3 管およびNo. 4 管のアドミラルティー黄銅管と大差ない腐食状況である。尚BおよびC管は中央部にもかなり多くの局部潰食が認められた。その状況は Photo. 37 に示す如くで、局部潰食の激しいものが穿孔していることが判った。次に腐食孔の長手方向断面は Photo. 38 に示す如く、局部潰食の特徴ある腐食形態を示している。従ってこれら3本の管は5,100時間程度で管中央部に局部潰食による腐食孔が生じ、漏洩事故となつたが、アドミラルティー黄銅管の耐潰食性の劣ることによるものと認められる。尚潰食作用の激しいと考えられる管入口部の Inlet attack より中央の局部潰食が先に穿孔するに至つたのは、局部潰食の場合に潰食作用が集中したため、すなわち潰食孔周辺の内面被膜の在存する陰極部を考えた場合に、局部潰食の方が陽極面積が狭く腐食電流密度が増大し潰食速度が早められたためと考えることもできる。

8. 異物充塞による局部潰食試験

先に6・3項において述べた如く実用熱交換器の腐食事故の過半を異物充塞による潰食が占めているが、腐食形態等から間接的に証明するにとどまり、直接再現した実験はない。従つて熱交換器管内に異物充塞を行い、潰食を生ぜしめる試験をした。

8.1 試験装置および試験方法

試験装置としては小型の熱交換器を模倣せる Photo. 39 に示す如きもので、碍子製耐酸ポンプにより 3% NaCl 水溶液を吸上げ、上下2段に別れる黄銅製タンクに送り込む。タンクには外径 25mm、肉厚 1mm 長さ 1480mm の銅合金管 6 本を 2 段に分けて取り付け、3 本づつ同時に流す。管内流速は 3.0~3.5m/sec 程度で促進試験とした。充塞異物としては各種形状のゴム栓および木栓を試みた。予備試験として断面が矩形、三角形、およびT字形等のゴム栓およ

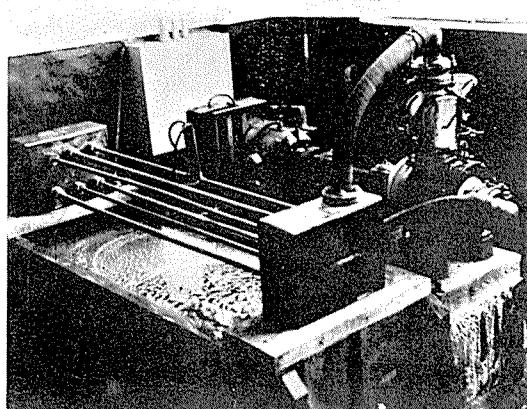
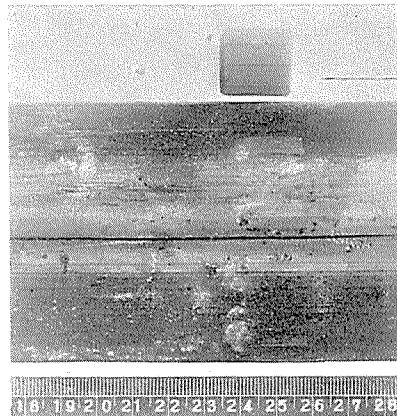
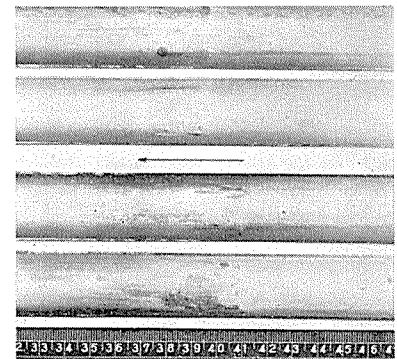


Photo. 39 Test apparatus for impingement attack around obstruction.

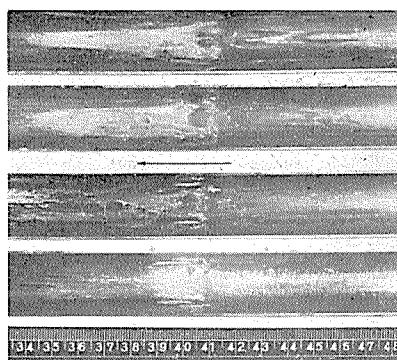
び木栓を 6 本の試験管アルブラックの中央部に挿入し 3600 時間の試験を試みた。試験後管を切断し管内面の腐食状況を調べた処、矩形断面形状の木栓のみが管内に充塞したままで残り、Photo. 40 の A に示す如き局部潰食が生じていた。尚ゴム栓および矩形断面形状以外の木栓等は管内が滑らかために流失していた。以上の試験方法により局部潰食を生ぜしめ得ることが判つた。



A. Cubic wood deposit and impingement attack of Albrac. (3,600H)



B. Impingement attack of 10% cupronickel (5,600H)



C. Impingement attack of Albrac (5,900H)

Photo. 40 Local impingement attack around the cubic wood deposit.

8.2 10% キュプロニッケル管とアルブラック管との局部潰食

10% キュプロニッケル軟質管およびアルブラック低軟質管各 2 本に矩形断面形状を有する木栓を挿入し、5,600 時間の試験をした。試験後管を水平に切断し、内面を Photo. 40 の B および C に示す。B は 10% キュプロニッケル管 2 本の腐食状況であり、木栓の詰つた処の接触部の両側に水流の

下流へ向って丸味を帯びた点食型の潰食がかなり深く生じていた。しかしCに示すアルブラック管では充塞部より流れの下流へ向って全面的に肌アレ状の潰食が生じ、浅いが広範な潰食となっていた。これらの潰食部の断面はPhoto. 41に示す如く、AおよびBの10%キュプロニッケルは深く、CおよびDのアルブラックは広く浅く、潰食状況の相違が明瞭に認められる。以上の如く耐食性の優れた10%キュプロニッケルおよびアルブラックにおいても、通常は潰食の生じない3.0乃至3.5m/secの流速下に異物充塞部に局部潰食を生じ得ることを認め得た。また10%キュプロニッケルでは点食型に、またアルブラックでは全面的な局部潰食が生じ、合金により形態が異なることが判った。

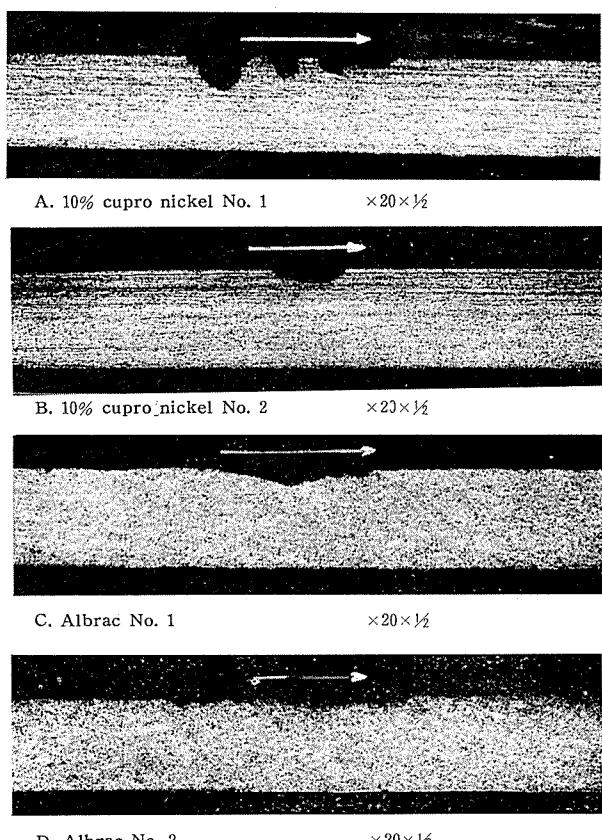


Photo. 41 Cross section of test tubes which suffered from local impingement attack around the cubic wood deposit.

9. 試験管の Jet 潰食試験による耐潰食性

潰食現象の研究手段として、或は耐潰食性の判定手段として Jet 潰食試験がもっとも適していることはよく知られており、本実地試験の結果との対応を明らかにすべく、本モデルコンデンサーに挿入せる試験管の予備管について Jet 潰食試験を試みた。

9.1 Jet 潰食試験装置

英國非鉄金属研究協会の R. May による1950年型の大型 Jet 潰食試験装置を用いた。本装置は Photo. 42 に示す如く約 70ℓ の水槽に海水のかわりに 3% NaCl 水溶液を腐食液として入れ、この腐食液を水槽下部に設けたエボナイト製

ポンプにて水槽上部に設けたエボナイト製混合分配室に送り込む。混合室において容積比 5 乃至 35% に適宜調節した空気を側管および間隙より圧入し混合する。空気を混合した腐食液は混合室周辺に設けた24ヶのエボナイト管とビニール管を通じ試料保持具のエボナイト製内径 2mm のノズルより試験片に噴射する。尚保持具および試験片は水槽腐食液の液面下に浸漬して置く。試験片は通常は 25×70mm の板状のものを用いるが、本試験では外径 19mmφ の管を長さ 70mm にして更に縦割りし、管内面をノズルより 2mm 離して保持具に取り付けた。エボナイトポンプは整流子型電動機を動力とし、回転数を変えることにより噴射ノズルよりの液量即ち衝撃速度を 4 乃至 8m/sec に変える。

本試験は衝撃速度 6 および 8m/sec、混入空気量 5% の潰食条件下に 100 および 250 時間行った。

試験片は先にモデルコンデンサーで試験せる 12 種管と Table 1 の最下段に示したアルミニウム青銅管を用い、通常の製品のままの表面（製品面）とコランダム研磨布 No. 120、240、および 400 で研磨し、最終ベンゾール脱脂を行った研磨状態（研磨面）とについて行った。

試験後、試験片の重量減少を測定し、潰食重量減として示したほか、試験片の衝撃中心部の潰食孔の深さをダイヤルゲージにて測定し、5/1000 mm 単位にて潰食量を測定し、両測定値により耐潰食性を評価した。

試験は同時に 4 乃至 5 個の試験片を用い平均値を求めた。試験後の試験片の潰食状況の 1 例を Photo. 43 に示す。

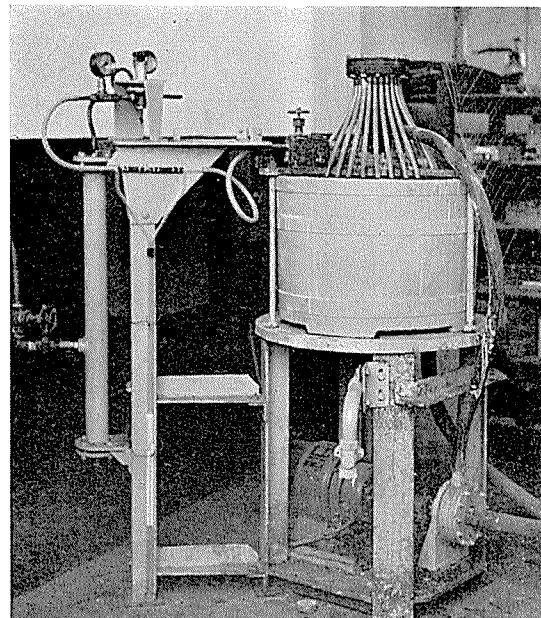
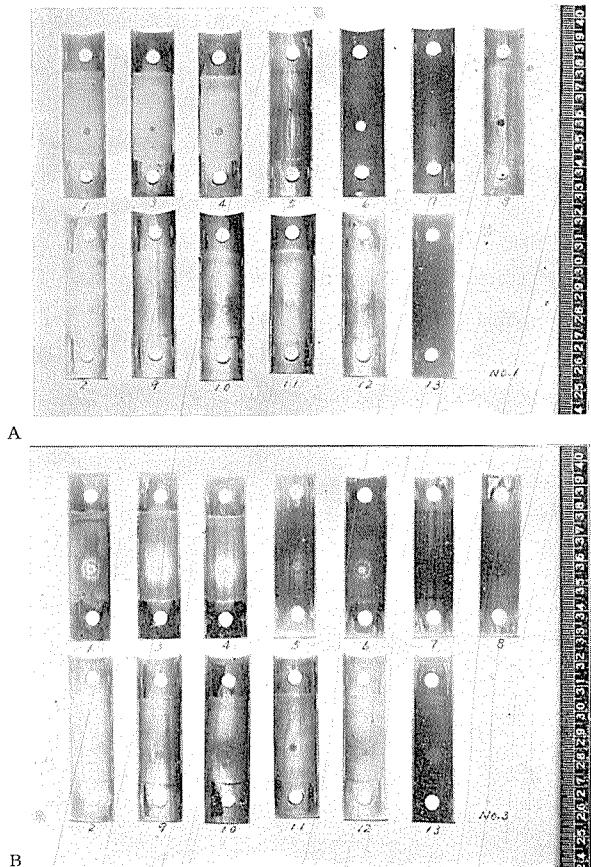


Photo. 42 General view of jet impingement test apparatus by B.N.F.M.R.A.

9.2 試験管の Jet 潰食試験結果

Fig. 7 に示す如く潰食孔の深さは明らかに No. 1 管 No. 3 管および No. 4 管等のアドミラルティー黃銅が共にかなり深く、これらについて No. 2 管（アルミニウム黃銅）と No. 6 管（10%キュプロニッケル、焼入レ後硬質）が幾分深い潰



Jet velocity; 6m/sec A; Specimen, as prepared.
Volume of air added: 5% B; Specimen, as polished.
Duration of test: 250h

Photo. 43 Appearance of jet test specimens of test tubes after exposures.

食孔が生じ、衝撃速度 6m/sec の比較的軽い潰食条件下でも潰食孔が明瞭に認められた。No. 8 管 (10% キュプロニッケル、軟質) と No. 5 管 (30% キュプロニッケル、軟質) がもっとも良好であり、衝撃速度 8m/sec の激しい潰食条件下でも潰食孔は極めて浅い。No. 13 管 (アルミニウム青銅、軟質) がついで潰食孔が浅く良好であり、No. 7 管 (10% キュプロニッケル、焼モドシ後硬質) および No. 9 乃至 No. 12 管のアルブラックが、潰食条件の激しい場合のみ僅か潰食孔が生じ、中間を占めていた。

これらの結果はいずれも衝撃速度の大なる程潰食が激くなる一般傾向を示していると共に同一合金管の硬軟の相違を比較してみても潰食が材料カタサとは比例的関係を示さないことも明らかにしている。

次に潰食重量減少は Fig. 8 の如く、No. 6 管が最大であり、No. 1 管、No. 3 管および No. 4 管等のアドミラルティー黄銅がついで大であった。No. 13 管が最も少く、ついで No. 9 乃至 No. 12 管と No. 2 管等のアルミニウムを合金成分とする合金が少い。No. 5 管、No. 7 管および No. 8 管等のキュプロニッケル合金が中間を占めていた。

9.3 試験管の耐潰食性

以上の結果により主として潰食孔の深さから耐潰食性をみると、30% キュプロニッケルおよびモデルコンデンサー

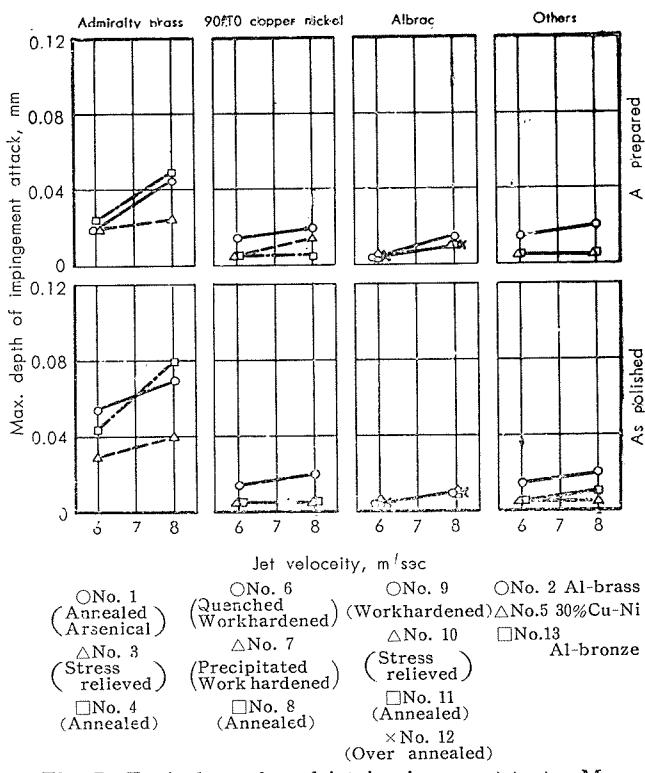


Fig. 7 Typical results of jet impingement tests. Max. depth of impingement attack.

(Volume of air added: 5%)
(Duration of test: 250h)

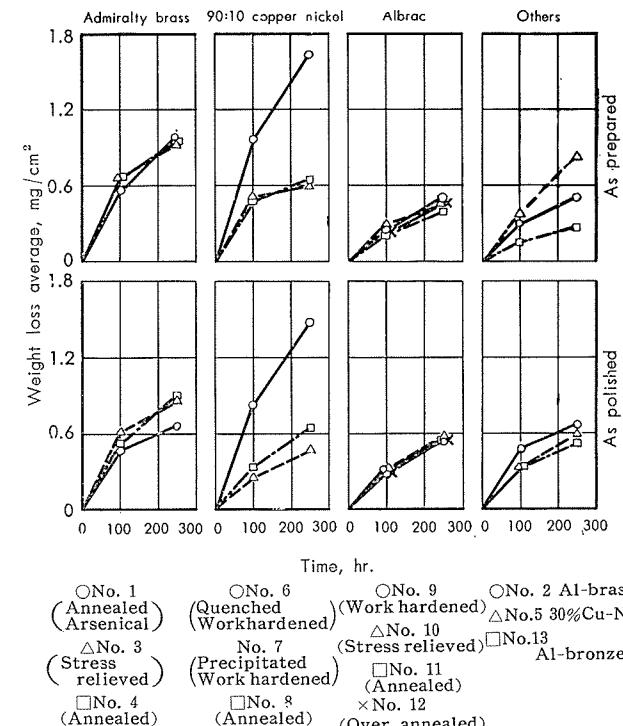


Fig. 8 Typical results of jet impingement tests. Average weight loss of impingement attack.

(Jet velocity: 6m/sec & 8m/sec)
(Volume of air added: 5%)

においては試験していないアルミニウム青銅が極めて良好であり、特に前者がすぐれている。10% キュプロニッケルの軟質および焼モドシ後硬質がこれにつき、アルブラックも

同程度または極く僅か劣るがかなり良好な耐潰食性を示す。アルミニウム黄銅および10%キュプロニッケルの焼入後硬質が更に僅か劣るが、実用上は充分と認められる耐潰食性を示す。アドミラルティー黄銅は本試験でも耐潰食性が著しく劣ることが明らかとなった。

9.4 表面被膜の影響

本潰食試験における製品面と研磨面との比較によると潰食孔の深さはNo.1管、No.3管およびNo.4管のアドミラルティー黄銅が研磨面がかなり深く、その他の管では大差を認め得ない。Photo. 43に示す試験片潰食状況をみると研磨面においては衝撃中心から同心円型の典型的潰食痕が認められるが、製品面では試験前から存在した表面被膜にさえぎられた為か不明瞭である。潰食重量減にアドミラルティー黄銅およびキュプロニッケル系合金は何れも製品面が腐食量が大であり、アルミニウム黄銅、アルブラックおよびアルミニウム青銅は逆に製品面が腐食量が少い。尚アルミニウムを合金成分とする合金は何れも腐食量自体が少い。以上の結果よりみると耐潰食性に欠けるアドミラルティー黄銅には表面被膜の影響が著しいことを示し、耐潰食性の大なる合金では腐食環境で被膜生成が早いためか表面被膜の影響が明らかでない。

9.5 実地試験との耐潰食性比較

モデルコンデンサーによる実地試験の潰食状況によるとNo.1管、No.3管およびNo.4管等のアドミラルティー黄銅にのみ激しい潰食が認められた。これらの管は本Jet潰食試験(衝撃速度8m/sec、混入空気量5%、250時間)の潰食孔の深さが25/1000mm以上であった。また同一試験において20/1000mmの潰食孔の生じたNo.2管(アルミニウム黄銅、軟質)およびNo.6管(10%キュプロニッケル、焼入後硬質)は実際試験において殆んど潰食が生じないと認められる程度であった。従って管内冷却水速3m/sec以下で実地使用される熱交換器管の耐潰食性の良否判定には本Jet潰食試験(衝撃速度8m/sec、混入空気量5%、250時間)により潰食孔が20/1000mm以上深くなるか否かによればよいと考える。すなわち実用に際しての耐潰食性判定基準がJet潰食試験で得られることが判った。

10. 熱交換器管用銅合金の耐食特性

前述の諸試験により熱交換器用銅合金管の耐食性を比較検討してみる。

10.1 アドミラルティー黄銅

冷却水速2m/sec以上で主とした本試験により著しい潰食および局部潰食が生じ、更に斑点状、線状等の特殊腐食も生じ、明らかに本合金は耐食性が劣り、冷却水速2m/sec以下においてのみ実用性の有するものと認められる。またNo.1管には脱亜鉛腐食抑制の為にヒ素が添加されているが、ヒ素が添加していないNo.4管も本試験では脱亜鉛腐食を生じないので、ヒ素の影響は認められない。No.3管は低温軟化処理状態にあり、No.4管は完全軟化状態にあ

り、結晶粒度およびカタサの著しい相違があるが、耐食性には差異が認められない。以上本合金の耐食性は本質的に他の試験合金に劣り、微量添加せるヒ素、カタサ、結晶粒度等の熱処理状態の相違、等の耐食性におよぼす影響は認め難いことが判った。

10.2 10%キュプロニッケル

本試験からNo.6、No.7およびNo.8管の間に実用上問題となる程の耐食性の欠陥は認められず、良好な結果を得た。しかし9項Jet潰食試験によると焼入後加工せるNo.6管(Fe-Ni化合物を固溶せしめている)が著しく耐潰食性が劣り、焼入レ焼モドシ後加工せるNo.7管(Fe-Ni化合物を析出せしめている)が、軟化せる軟質のNo.8管(Fe-Ni化合物は殆んど析出していると考えられる)より極く僅か劣っていた。またNo.7管の実地試験管の中央部にアドミラルティー黄銅と同じく斑点状の潰食的な腐食が認められた。カタサはTable 3の如く、No.8管が軟く、No.6管、No.7管と硬くなり、耐潰食性の差は必ずしもカタサの影響とは認められない。結晶粒度はPhoto.4の如く、No.6管が大きいがNo.7管およびNo.8管はほぼ同程度であるから結晶粒度の影響とも認め難い。次にG.L.Bailey等によるとFe-Ni化合物の析出が耐食性を低下せしめることを示しているが、本試験結果と一致しないからこれも説明となり難い。また添加成分としての鉄量の影響が著しいことが判っているが、No.8管は鉄量が多いが、No.6管とNo.7管とは耐潰食性の順位が鉄量と比例しない。従ってこの間の耐潰食性の相違の原因は別に明らかにする必要がある。しかしいずれも本試験からは冷却水水速3m/sec以下で使用される熱交換器管として充分な実用上の耐食性を有するものと認め得る。尚本合金も異物充塞による局部潰食が生じ、点食型潰食を生ずる傾向があり、実用に際しては注意が必要であることが判った。

10.3 30%キュプロニッケル

本実用試験は期間が短いが、9項Jet潰食試験と併せ考えると耐食性が著しく良好であり、試験範囲では最も信頼度が高く、実用性の大なる合金と認められる。

10.4 アルミニウム黄銅

本試験では実用上充分なる耐食性を示しているが、Jet潰食試験によると、30%キュプロニッケルおよびアルブラックより耐潰食性が僅か劣る。

10.5 アルブラック(特殊アルミニウム黄銅)

本実用試験ではアルミニウム黄銅と同じく実用上充分なる耐食性を示し、Jet潰食試験でも潰食孔の深さは30%キュプロニッケルに僅か劣るが、重量変化は実地試験合金のいずれよりも優れており、優れた耐食性を有す。No.9乃至No.12管は結晶粒度およびカタサ等著しく異なっていたが、耐食性は大差を認め得なかった。従って耐食性には硬度および結晶粒度等熱処理状態の相異の影響が認められないことを実地試験で認め得た。尚異物充塞による局部潰食が実地試験および実験室試験により明らかに認められる

から、実用に際してはこの面の注意が必要であることが判った。

10.6 アルミニウム青銅

実地試験は行えなかつたが、Jet 潰食試験によると耐潰食性がすぐれて居り、実用に際してもかなり良い結果が期待出来る。

以上の如く実用銅合金熱交換器管の耐食性は夫々のカタサ、結晶粒度等の物理的状態の相違による影響は僅かか、殆んど認められなくて、合金自体の本質により異なることが実地試験によりあきらかとなった。先にも述べた如く銅合金熱交換器管の腐食の過半は腐食媒に接する表面被膜の何等かの剥離等によるイオン濃淡電池構成による腐食電池によると考えられるから、合金の成分等による表面被膜やその構造等を考慮する必要がある。例えばアルブラック、アルミニウム黄銅およびアルミニウム青銅におけるアルミニウム酸化物の入った選択酸化被膜やキュプロニッケル系⁷⁾合金の鉄添加による被膜性状の変化等が耐食性において重要な因子となるからこの面の基礎研究の必要が大と考える。

11. 結 語

実用熱交換器管材13種についてモデルコンデンサーによる実地試験を行い、更に局部潰食および耐潰食性に関し実験室試験も行い、これら熱交換器管の比較耐食性をもとめると共に耐食性におよぼす物理的状態、微量添加成分、或いは管製造上の欠陥等の影響を明らかにした。

得られた結果の要点をまとめると次の如くである。

1. モデルコンデンサーによる冷却水流速1.7~2.2m/sec (運転初期に 3.3m/sec 迄一時的に上昇した) 6,257 時間の実地使用試験によると

(a) 各管共内面に水酸化鉄を主体とした赤褐色の沈着物が生じており、その下面に鉄と管の腐食生成物等からなると認められる黒茶褐色の密着性薄膜が生じていた。

アドミラルティー黄銅管にはこの種被膜の存在しない処に主として潰食によると認められる腐食が生じていた。

(b) アドミラルティー黄銅管は両管端部に著しい潰食が生じており、中央部にも局部潰食、線状或いは斑点状腐食等が生じていた。

特に冷却水入口側 50mm 乃至 300mm の範囲に Inlet attack といわれている激しい潰食が生じ、遊離空気泡の作用による為か管上面が特に激しいことが認められた。

(c) アドミラルティー黄銅管には中央部にも点々と局部的な潰食が生じており、運転期間中に約5,000時間前後で漏洩した3本も中央部の点状局部潰食が貫通した為であることが判った。

(d) アドミラルティー黄銅管の脱亜鉛腐食抑制の為の微量ヒ素の添加、或いは熱処理温度の高低による物理的状態の相違等は本試験による腐食には殆んど影響していないと認められる。

(e) アドミラルティー黄銅を除く他の合金管はいずれも Inlet attack は生じてなく、極く一部に生じていた軽い異物充塞による局部潰食と斑点状腐食以外は極めて健全であった。従ってこれらの管に於ても熱処理温度の高低等による物理的状態の相違等の腐食におよぼす影響が認められなかった。

(f) アルブラック管の一部に故意につくった製管上の欠陥は腐食の基点となつたとは認められず、実際の熱交換器管の腐食事故の主因がかかる欠陥のみによるとは考え難い。

(g) 各試験管の腐食による機械的性質の低下はアドミラルティー黄銅管の局部潰食による伸びの低下以外には認められなかった。

(h) 潰食、局部潰食、異物充塞下の局部潰食、斑点状腐食等の形態的特徴を調べ、これらが管の肉厚断面において冷却水流の先端方向にえぐられた如く深く腐食されている一般傾向を認め、外観形態の相違にもかかわらずいずれも潰食現象によるのではないかと推定した。

2. 異物充塞による腐食が実際使用上の腐食事故の過半を占めることから、実験室において矩形木栓をアルブラック管と10%キュプロニッケル管に充塞して通水し、かかる異物充塞部に局部潰食が生じ得ることを明らかにした。

3. 実験室において試験管の定量的耐潰食性を明らかにすべく Jet 潰食試験を行つた。

(a) 試験管の耐潰食性は30%キュプロニッケルが最もすぐれ、アルミニウム青銅、アルブラックがこれにつぎ、アルミニウム黄銅、10%キュプロニッケルが衝撃条件の激しい場合にやや劣り、アドミラルティー黄銅が著しく劣ることを明らかにした。

(b) 実地試験との対応から、実験室的に耐潰食性を評価するには英國非鉄金属研究協会式 Jet 潰食試験機による試験(衝撃速度 8m/sec、混入空気量 5%、常温 3%NaCl 水溶液、250時間)により生ずる潰食孔の深さ 20/1000mm を限界値として評価し得ることが判つた。

4. これらの各試験管の耐食性は熱処理温度の高低による結晶粒度、カタサ等の物理的状態や製管上の材料欠陥等による影響は僅かか殆んど認められず、合金の表面被膜の性質や構造等の本質的なものにより多く依存すると考え得ることが判つた。

5. 上述試験により復水器管としては30%キュプロニッケルが最も耐食性大であり、アルブラック、アルミニウム黄銅、10%キュプロニッケル(鉄 1%以上含有のもの)、アルミニウム青銅等が実用上充分な耐食性を有し、アドミラルティー黄銅は冷却水流速 2m/sec 以下でないと耐食性不充分と認められることが判つた。

本試験は中部電力株式会社関係各位、特に計画、設置等に關しては河内取締役、浅田鹿雄氏等の、又製作、運営、運転、記録、保守等に關しては鈴木喜一氏、川上憲一氏、谷口清三郎氏、山崎清美氏、樋田鉄雄氏等の全面的な御協

力を頂き、本成果が得られたものであり、ここに厚く感謝
申しあげる次第であります。

文 献

- 1) 日本工業規格 H 3632 (1960) 復水器用継目無鋼合金管。
A.S.T.M. B-111 (1960), *Copper and copper alloy seamless condenser tubes. etc.*
B.S. 378 *Copper and copper alloy tubes for condensers. etc.*
DIN 1785 (1956), *Rohre aus Kupfer und Kupferlegierungen für Kondensatoren und Wärmeaustauscher.*
- 2) J.L. Bailey: J. Inst. metals, **79** (1951), 243
A.W. Tracy & R.L. Hungerford: Pvoc. A.S.T.M., **45**
(1945), 591.
- 3) 特許番号 175,889
- 4) 大津武通:住友軽金属技報、**1** (1960), 62, 167.
- 5) G.D. Bengough & R.May: J. Inst. Metals, **32** (1924), 81.
R.May: J. Inst. Metals, **40** (1928), 141.
H.W. Brownsdon & L.C. Bannister: J. Inst. Metals,
49 (1932), 123.
P.T. Gilbert & F.L. LaQue: J. Electrochem. Soc, **101** (1954)
448.
- 田辺友次郎:日本機械学会誌、**34** (1931), 538, **37** (1934), 506.
- 6) R. May & R.W. de Vere Stacpoole: J. Inst. Metals,
77 (1950), 331.
- 7) 大津武通、佐藤史郎:住友金属、**10** (1958), 167, 241.
- 8) J.L. Bailey: J. Inst. Metals, **79** (1951), 243.

R-14

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 2, No. 4, Oct. 1961

超音波探傷法の概要とその問題点

畠 栄一 広沢 栄一

住友軽金属工業株式会社研究部

技術資料

超音波探傷法の概要とその問題点

畠 栄一* 広沢 栄一**

1. 緒 言

超音波探傷が実用化されて既に10年以上にもなり、その間超音波探傷法は可成り広く用いられて来たが、その適用方法や图形の解釈乃至は判定基準等に関して未だ問題が多いようで、最近では特に超音波探傷の限界ということが呼ばれて来ており、超音波探傷法としても曲り角にあるのではないかと思う。ここにそれらの問題点と共に超音波探傷の概略を述べ大方の参考に供したいものと思う。

2. 超音波の性質

2.1 定義

超音波とは通常周波数が可聴範囲(20c~2kc)を超えた音波と定義されるが、一般に金属材料の探傷に用いられるのは0.1~10Mcの範囲のものである。

2.2 振動型式と速度

超音波が固体中を伝わるときの振動型式としては縦波、横波、表面波、ラム波等があり、いづれも探傷に利用されている。音波の物質中を伝わる速度は物質の弾性率と密度に関係し、 $\sqrt{\text{弾性率}/\text{密度}}$ で与えられる。横波はShearを受けるので弾性率として剛性率を用いるから、金属材料では縦波の場合の約半分の速度になる。第1表に各物質の弾性率、速度等を示す。

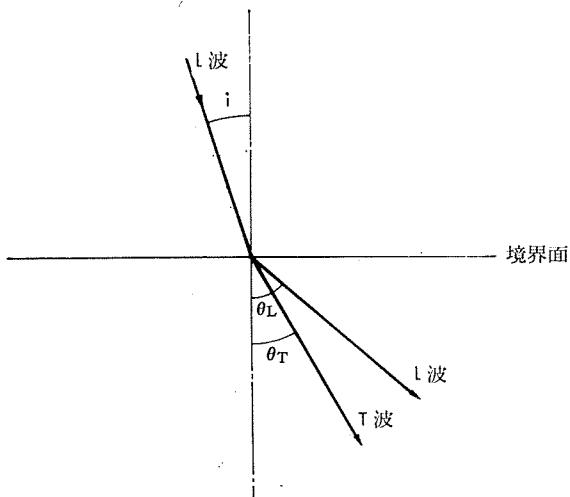
2.3 反射と屈折

超音波が一つの媒質から他の媒質に入射するとき、境界面に於て反射および屈折が起る。超音波探傷はこの現象を利用したものに外ならない。この現象は光や電磁波の場合と同様であるが、媒質が固体-固体又は一方が液体の場合は、振動様式の変換が行われるということが電磁波の場合と異っている。即ち縦波の超音波を第1図の如く有機ガラ

スの楔を通して斜入射させた場合、材料中には夫々速度の異った縦波と横波が共存していることに注意すべきである。入射角*i*と縦波、横波の夫々の屈折角 θ_L 、 θ_T との間の関係は屈折の法則により

$$\frac{\sin i}{\sin \theta_L} = \frac{V_L(I)}{V_L(II)}, \quad \frac{\sin i}{\sin \theta_T} = \frac{V_L(I)}{V_T(II)}$$

となる。但し $V_L(I)$ は媒質Iに於ける縦波の速度、 $V_L(II)$ 、 $V_T(II)$ は夫々媒質IIに於ける縦波、横波の速度である。金属では横波は縦波の半分の速度となるから、入射角の小さい時は縦波と横波が共存し、入射角が次第に大きくなつて縦波の臨界角以上になると横波のみとなる。斜角探傷はこ



第1図 超音波の屈折

の関係を利用して行うわけである。このことは反射の場合も同様である。一般に反射率 R_0 は両媒質の音響インピーダンス Z (=密度×音速)に関係し、特に垂直入射の場合は

$$R_0 = \left(\frac{Z_1 - Z_2}{Z_1 + Z_2} \right)^2, \quad Z = \rho \cdot c$$

第一表 各物質の諸定数

物 質	密 度(ρ)、 g/cm ³	ヤング率(E)、 dyne/cm ²	音 速 m/s		縦 波		異 方 性 係 数 $A = \frac{2C_{44}}{C_{11} - C_{12}}$
			縦 波	横 波	波 長 (1Mc)、 mm	音響インピーダンス ($Z = \rho c$) × 10 ⁶	
Al	2.7	7.0	6260	3080	6.26	1.69	1.2
Fe	7.9	20.0	5850	3230	5.85	4.62	2.4
Ni	8.9	20.2	5630	2950	5.63	5.01	2.6
Cu	8.9	12.6	4700	2260	4.70	4.18	3.3
7:3 黄銅	8.54	10.0	4600	2060	4.60	3.93	3.6
水	1		1430		1.43	0.143	
空 気	0.0012		331		0.33	0.0004	

*研究部 工学博士

**研究部

で与えられる。これによると両媒質の音響インピーダンスの差の大きな場合程よく反射される。従って金属中にワレや気泡が存在するときは超音波が強く反射される。

2.4 減衰

媒質中を超音波が進行すると球面拡散による拡散減衰と同時に、金属の内部摩擦による粘性のためエネルギーの一部が熱に変り、段々減衰していく。これは粘性減衰と呼ばれ周波数に比例して増加する。媒質が金属材料の如く多結晶であると、粘性減衰の外に散乱減衰が現れる。これは超音波の波長入が結晶粒の大キサと大体同じ程度近くになると、超音波が粒界に当る毎に結晶粒の音響的異方性により散乱され、エネルギーの減少が起るためである。Masonによると減衰定数 α は

$$\alpha = \frac{2\pi^3 V}{\lambda^4} \left(\frac{\Delta \kappa}{\kappa} \right)^2 = \frac{2\pi^3 V}{c^4} f^4 \left(\frac{\Delta \kappa}{\kappa} \right)^2$$

となり $1/\lambda^4$ すなわち周波数 f の 4 乗に比例し（これは Rayleigh 散乱である）、結晶粒の体積 V に比例し、弾性率 κ の変化 $\Delta \kappa / \kappa$ の 2 乗に比例することになる。実際の超音波探傷は大抵数 mm 程度の波長で行われるので、結晶粒度が $1/100$ mm 程度なら問題ないが、 $1/10$ mm 以上にもなると散乱の影響が大きくなつて来る。

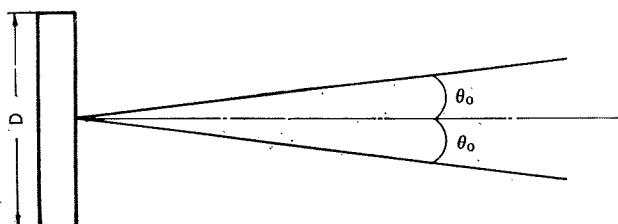
2.5 超音波の発生および受信

超音波の発生および受信は水晶のピエゾ電気効果を利用して、適当な厚さの水晶板（大体半波長）の両面に電極板を貼りつけ、その間に高周波の電圧をかけて電気振動を機械的振動に変換して発生させる。受信はこの逆で水晶に機械的振動を与えて電極から高周波の電気振動を取り出している。最近は水晶より上記の変換特性の良い LiSO₄ 等が用いられて来ている。

2.6 超音波の指向性

水晶振動子より発射された超音波は水晶の大キサが媒質中の波長より相当大きいときは、鋭い指向性をもち、水晶面に垂直方向に集中的に伝わる。指向性は水晶板の直径 D と波長入に関係し、超音波エネルギーの大部分は次の式で与えられる頂角 $2\theta_0$ の円錐の中に入る。

$$\sin \theta_0 = 1.2 \lambda / D$$



第2図 超音波の指向性

すなわち円板直径が大きく周波数が高い程、指向性は鋭い。Al の場合については $D=25$ mm, 2.25 Mc とすると

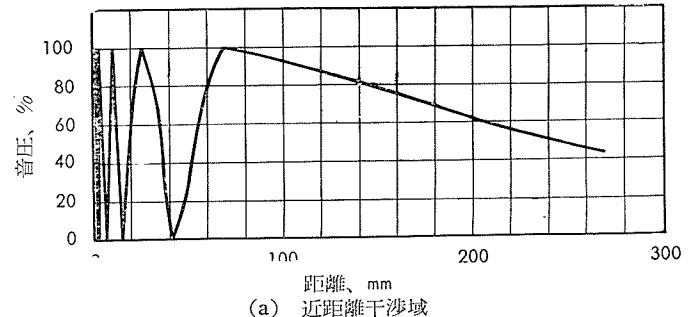
$$\theta_0 = 6.8^\circ$$

である。

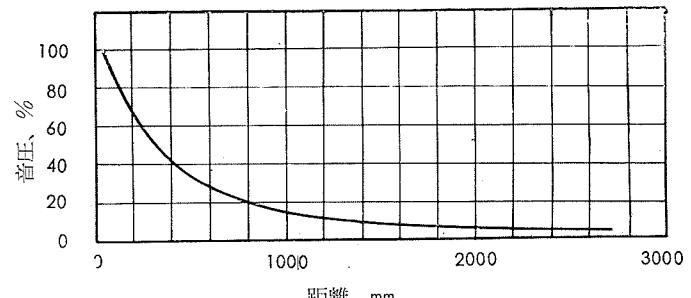
2.7 近距離干渉域

水晶振動子の如く指向性のある音波より発射された超音波は大部分頂角 $2\theta_0$ の内部で球面拡散して行くが、指向性音波の極く近い所では Fresnel zone と呼ばれる干渉域があり、そこでは音場に強弱の縞が生じており、球面波として取扱えない。水晶板の半径を R とすると、干渉域の存在する範囲は円板の中心から超音波の進行方向 x に向って

$$x_0 = R^2 / \lambda$$



(a) 近距離干渉域



(b) 音圧の距離による減衰
第3図 超音波強度の距離による変化

の範囲内である。 $y=4x_0$ ともなればほとんど球面波になっている。 $f=2.25$ Mc, $R=14$ mm とすると $x_0=70.8$ mm となる。第3図はこの様子を示す。 x_0 より近距離では強度が激しく変化していることが分る。 $f=2.25$ Mc の場合、干渉域が表面から 70 mm の深さ迄存在するというのは、実際の探傷に相当大きな影響がある。すなわちこの範囲内では音場の強サが交錯しているため、欠陥の定量化に混乱を生じ、更に偶々欠陥が弱い音場内に来れば、それからの反射波は望めない場合もある。

3. 探傷方法

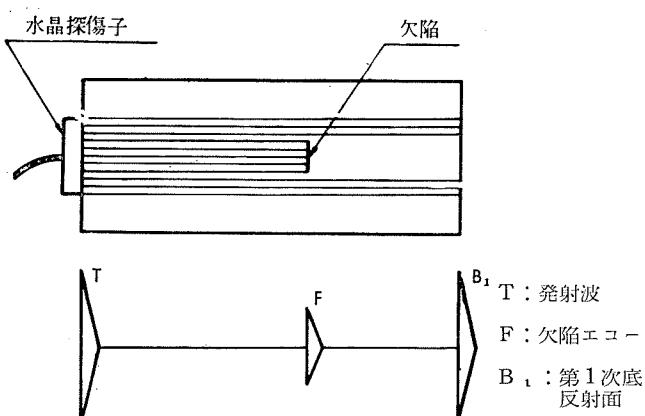
3.1 原理

超音波探傷の原理は超音波が音響インピーダンスの異なる媒質に当ると反射するというのを利用しておる、探傷器は水晶振動子により指向性の鋭い $1\sim30\mu\text{sec}$ の短いパルスを材料中に入射して、それが材料中の欠陥から反射されて戻って来る迄の時間とパルスの大キサをブラウン管の上に表示したものに過ぎない。我々はパルスの戻って来る迄の時間から材料表面から欠陥迄の距離を知り、反射パルスの大キサから欠陥の大キサを推定するわけである。

3.2 探傷方法

探傷方法は色々あるが、一般に用いられているのは次の通りである。

(a) 垂直探傷法

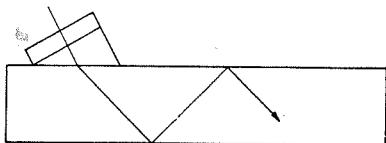


第4図 垂直探傷法

これは第4図の如く水晶振動子を材料表面に直接当て、超音波を表面に垂直に入射して傷を検出する方法で、簡単且つ検出感度も高いため最も広く行われている。

(b) 斜角探傷法

垂直探傷で板を厚み方向に探傷せんとすると、探傷距離が短いため、発射パルスと底面エコーとが近接して傷を検出できない場合が多い。このようなときは楔状の有機ガラスにより超音波を斜入射させて探傷することができる。この方法は板や押出型材等に広く利用されている。



第5図 斜角探傷法

(c) 表面波法

これは斜角法の変形で斜入射の際入射角を大きくしてやると、所謂 Rayleigh 波が生じ、超音波は表面層のみを伝わる。これにより表面層の欠陥のみが探傷できる。

(d) 多重反射法

水晶振動子より発射されたパルスは試料底面で反射された後、表面に戻りここで再び反射され、この状態を超音波エネルギーが減衰する迄繰返す。これを多重反射といいうが、この状態をブラウン管に表して材料の減衰特性を知ることができる。これは上記 (a)、(b)、(c) の如き欠陥の直接検出法と異り、間接的に材料の良否を知る方法で、板の Lamination もこの方法で検出し得る。

(e) 水浸法

これは上記の各方法と異り材料を水の中に置いて探傷する方式で、水が中間媒体となっているため複雑な形状のものや、探傷の自動化を行うときに用いられる。写真1は当社の水浸式超音波探傷装置で A1 の板インゴットの探傷を行っている状況を示す。

3.3 表示方法

探傷結果の表示方法にA scope、B scopeおよびC scope の3方法ある。Aスコープは通常の方法であって、ブラウン管上に1次元的に欠陥迄の距離と反射パルスの大キサを

示す方法である。BスコープはAスコープの1次元表示に対し2次元表示であって、探傷子を或る線に沿って走査させた場合、その走査線と超音波ビームで形成する面内の欠陥分布をブラウン管上に探傷子の走査するに従って示すも

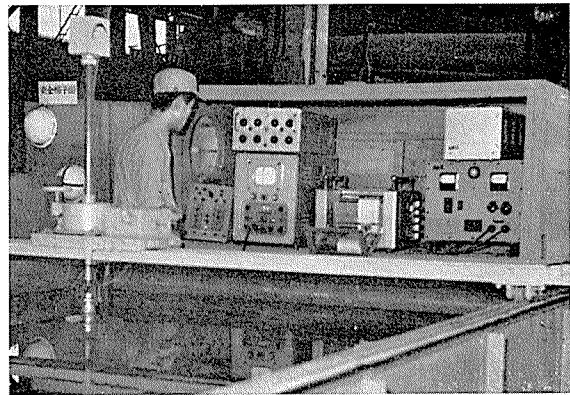


写真1 水浸式超音波探傷装置

ので、これによると或る断面の欠陥分布が分る。この際欠陥の大キサはスポットの輝度で示される。CスコープはX線透過写真と同じ表示をするもので、探傷子の走査を平面的に行わせて、その走査面を投影面として欠陥分布を投影したもので、X線透過写真と同じく欠陥の位置する深さは分らぬが、平面的な分布は良く分る。欠陥の大キサはBスコープと同じく輝度で示す。これらB、Cスコープにはいづれも残像性のブラウン管を用いる。最近Cスコープで欠陥迄の深さをカラーブラウン管を用いて色で表示する方法が現れて来ている。

3.4 探傷上の注意

(a) 周波数の選定

欠陥の検出率を上げるには波長を小さく、すなわち周波数を高く選ぶのが良いが、一方周波数が高くなると減衰も激しくなるので、適当な周波数を選ぶ必要がある。通常 Al では 2.25Mc を用いる。銅合金は減衰が Al より大きいので、加工組織のときは 2.25Mc でもよいが、少し結晶粒が粗いと 1 Mc 又は 0.5Mc の低周波にする必要がある。結晶粒の特に大きい銅合金铸物では 0.5Mc でも探傷できない。

(b) Dead zone (不感距離)

超音波探傷の1つの欠陥は発射するパルスが時間的な巾をもつたため、表面近くの傷を検出できないことがある。Dead zone の大キサを D 、パルス巾 ΔT 、音速 C 、パルス中の波の数 N とすると

$$\Delta T = 2D/C, \quad \Delta T = N/f$$

となる。通常 $N=10$ サイクル、 $f=2.25\text{Mc}$ 、 $C=6000\text{m/sec} = 6\text{mm}/\mu\text{sec}$ とすると、

$$\Delta T = 4.4\mu\text{sec}$$

$$D = \frac{1}{2} \cdot C \cdot \Delta T = 13.3\text{mm} \quad (\text{分解能})$$

受信器の追込現象を考慮すると

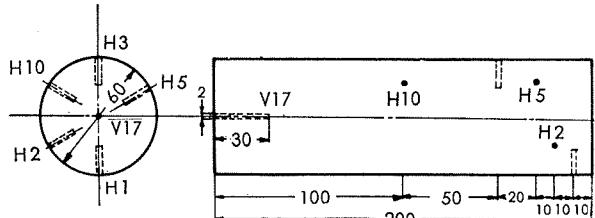
$$D = 4 \times 13.3 = 53\text{mm}$$

よって 50mm もの不感距離が存在する。不感距離はパルス巾を短かくすることにより小さくなるから、超音波エネルギー

ギーの許す限りパルス巾を小さく選ばなければならない。

(c) 感度規正

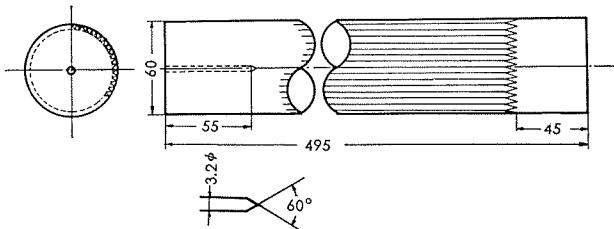
探傷は常に一定の感度で行われなければならないが、これをチェックするために主に学振で制定したI型およびII型感度標準試験片を用いる。これらは当社製のA1押出棒に人工傷を加工したもので、第6図の如き寸法である。斜角用として学振試験片とは別に当社では米国のMil-std. を参照して75S板を用いて第7図の如き感度標準試験片を作成し使用している。



H1~H10=0.4φ×15

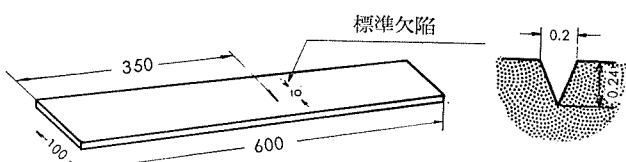
V17=2φ平底

第6a図 学振I型感度標準試験片



人工欠陥先端図

第6b図 学振V型感度標準試験片



第7図 斜角用感度標準試験片

4. 探傷実例

実際の探傷例として当社に於て製造工程中に超音波により発見された欠陥を次に示す。

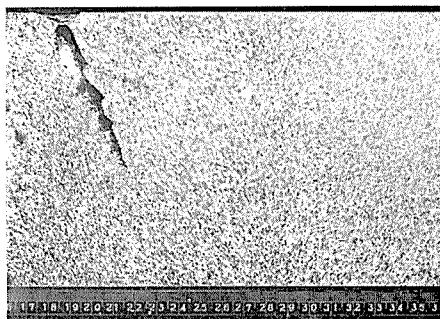
4.1 鋳造材(インゴット)

(a) 空洞

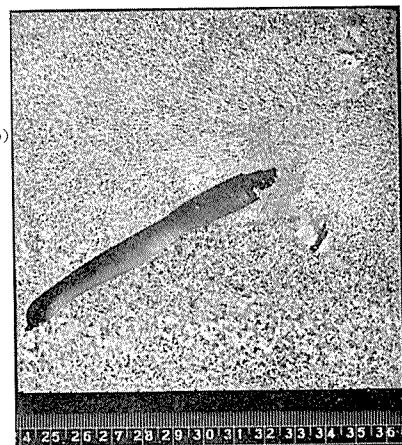
写真2(a)は水浸法でX129板インゴットに発見された大きな孔である。写真2(b)は直接法で63S棒インゴットに見出されたものである。このような大きな空洞が連鉄インゴットで生ずるのは極めて稀な例である。

(b) ワレ

写真3(a)は75S板インゴットに見出されたワレ、写真3(b)は24S棒インゴット、写真4(a)、4(b)は夫々75S棒63S棒インゴットに発見されたもので、いづれも水浸法によっている。特に写真4(a)の水浸法の記録から75S棒インゴットの場合ワレが途中で止っているのがよく分る。以上の例の如く孔或はワレが存在するときは超音波は顕著な反応を示し、極めて有効である。



(a)

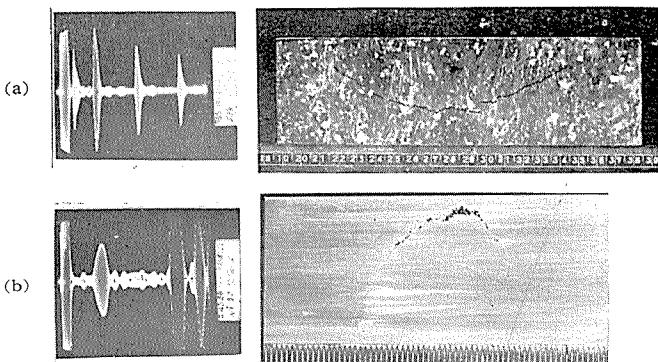
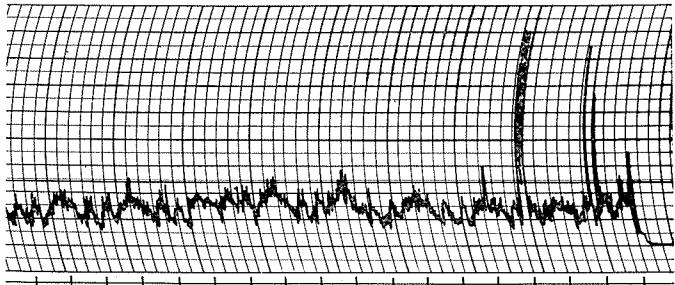


(b)

(a) X129板棒インゴットに発見された孔

(b) 63S棒インゴットに発見された孔

写真2 鋳造欠陥：空洞



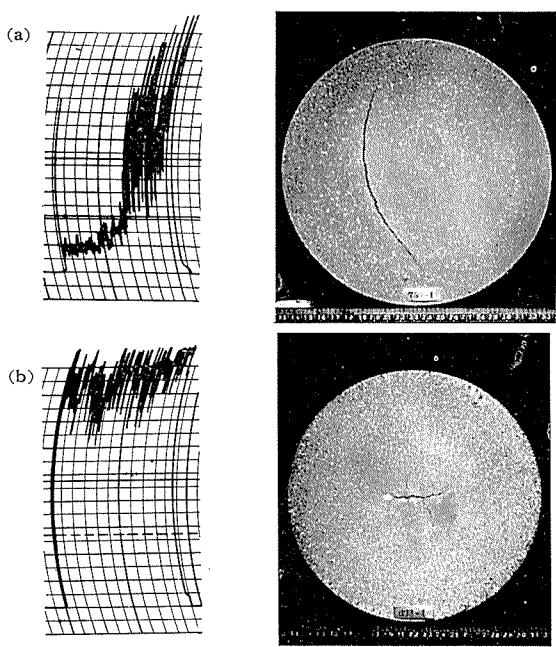
(a) 75S板インゴットのワレ

(b) 24S棒インゴットのワレ

写真3 鋳造欠陥：ワレ

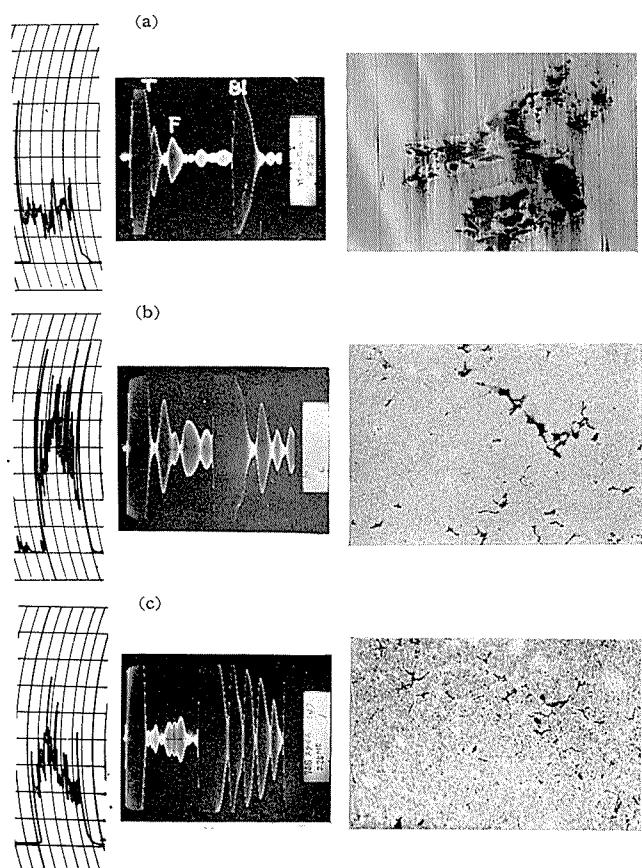
(c) 巨大な金属間化合物又は化合物の集合体

超音波が析出物に当って反射された例として次のものがある。写真5(a)は75S板インゴット中に見出された巨大な金属間化合物(CrAl_7)、写真5(b)、(c)は化合物(MgZn_2)の細く分散しているのを示す。これらはノイズより多少高いエコーを示すが、写真から分る如く1ヶの巨



(a) 75S 棒インゴットのワレ
(b) 63S 棒インゴットのワレ

大きな化合物よりは細かくとも沢山集って広範囲に分散している化合物の方が反射パルスは高く出るようである。これらの化合物を欠陥と見做すかどうかはその後の工程にも関係して来るので難しい所である。



(a): 75S の巨大化合物(CrAl₇)
(b), (c): 75S の分散せる折出物(MgZn₂)

写真5 鋳造欠陥: 金属間化合物. $\times 100 \times \frac{1}{2}$

(d) その他

超音波エコーの高い所を切削して調べても何も見当らないことが多い。これらは小さな析出物が Micro cavity があるものと推定される。棒のインゴットでのそれらしきものを写真6に示す。インゴットのガス圧テストと超音波テストの成績には可成り明瞭な相関関係があり、ガス含有量の多いものは超音波の成績も悪いことが分っている。これらのガスの一部は Micro cavity となって存在しているものと思われる。鋳造欠陥として酸化物の入る可能性があり、これと他の欠陥とを超音波で区別することは出来ないが、連続鋳造のためかこれ迄酸化物を超音波で検出した例は当社にはない。

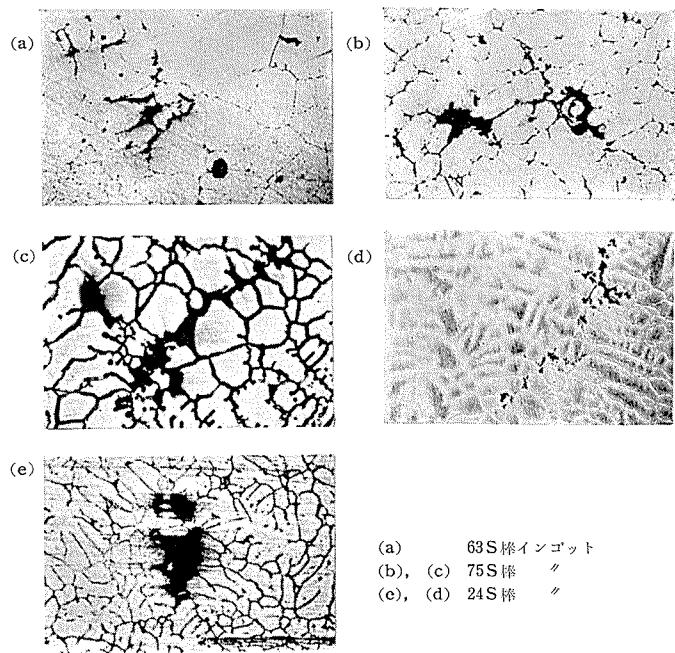


写真6 鋳造欠陥. $\times 100 \times \frac{1}{2}$

4.2 型材

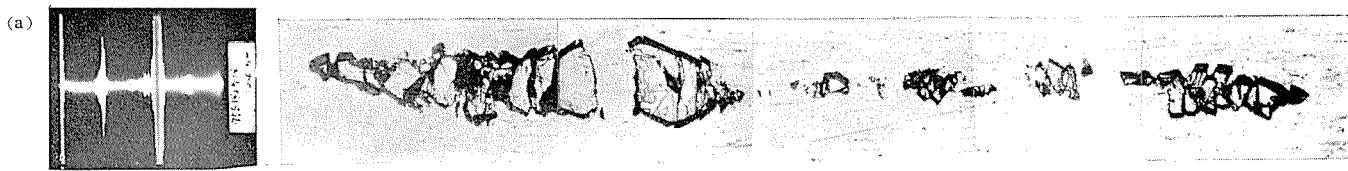
押出型材の超音波探傷は専ら斜角波にて行っているが、75Sの場合発見されるのは主に写真7に示す如く金属間化合物の押出方向に伸びたものか、或は表面のフクレである。斜角波はフクレ等の表面欠陥に可成り敏感であるから、表面欠陥と内部欠陥を混合しない様注意が必要である。

4.3 板材

板材も型材と同じく斜角法を用いるが、見出される欠陥は写真8に示す如く金属間化合物か又はワレが多い。又型材の場合と同様表面のフクレにも甚だ敏感である。

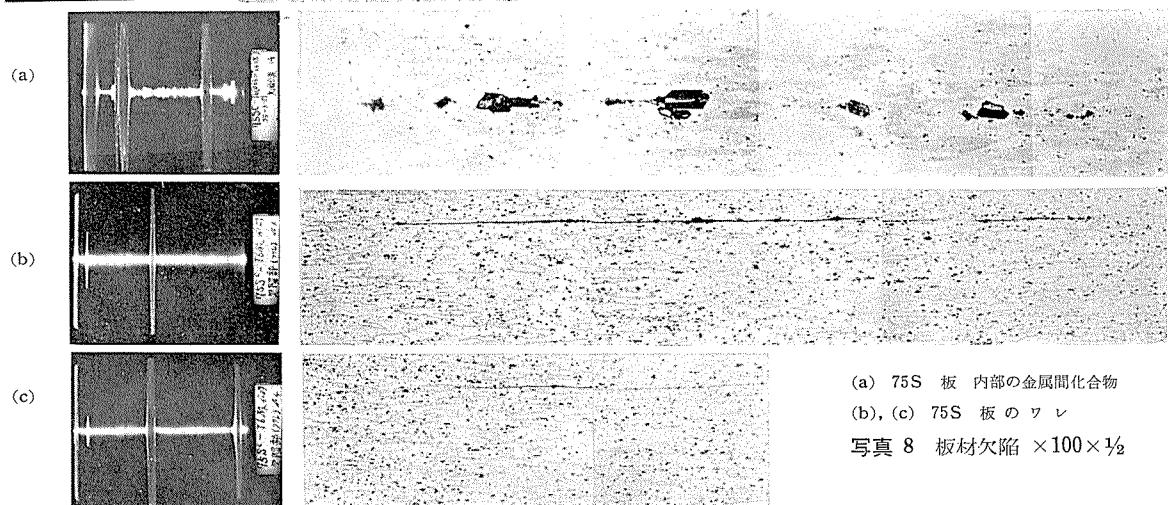
4.4 加工による超音波成績の変化

鋳造状態のインゴットでは超音波の成績が他のものに比し悪くても、加工工程が進むにつれて他の良品と超音波的にも良否の区別のつかなくなることが多い。写真9、10はこの実例を示すもので、写真9は61S板インゴットでUS不良品と良品を鋳造時と加工熱処理後のダイマーク、マクロ、ミクロ組織、超音波を比較したものです、鋳造時にはこれらの間に差があるが、加工が進むと差がなくなることを



(a) 75S 型材 内部の金属間化合物 $\times 50 \times \frac{1}{2}$
 (b) 75S 型材 のフクレ $\times 100 \times \frac{1}{2}$

写真 7 型材欠陥



(a) 75S 板 内部の金属間化合物
 (b), (c) 75S 板 の ワレ

写真 8 板材欠陥 $\times 100 \times \frac{1}{2}$

示している。写真10は75S棒インゴットの押出について追跡したものである。両者はいづれもUS不良品はインゴットの状態で Shrinkage による Cavity があり、このためダイマークでも斑点が現われているが、加工が進むにつれてこれらの Cavity がお互に接着して良品と同じになって

了。これは欠陥が単なる Shrinkage であって、酸化物等でないから、加工によりうまく接着してしまったわけであるが、酸化物の場合はこのようにはいかぬものと思われる。いづれにしろインゴットの超音波判定規準はかかることを十分考慮して決めなければならぬ。

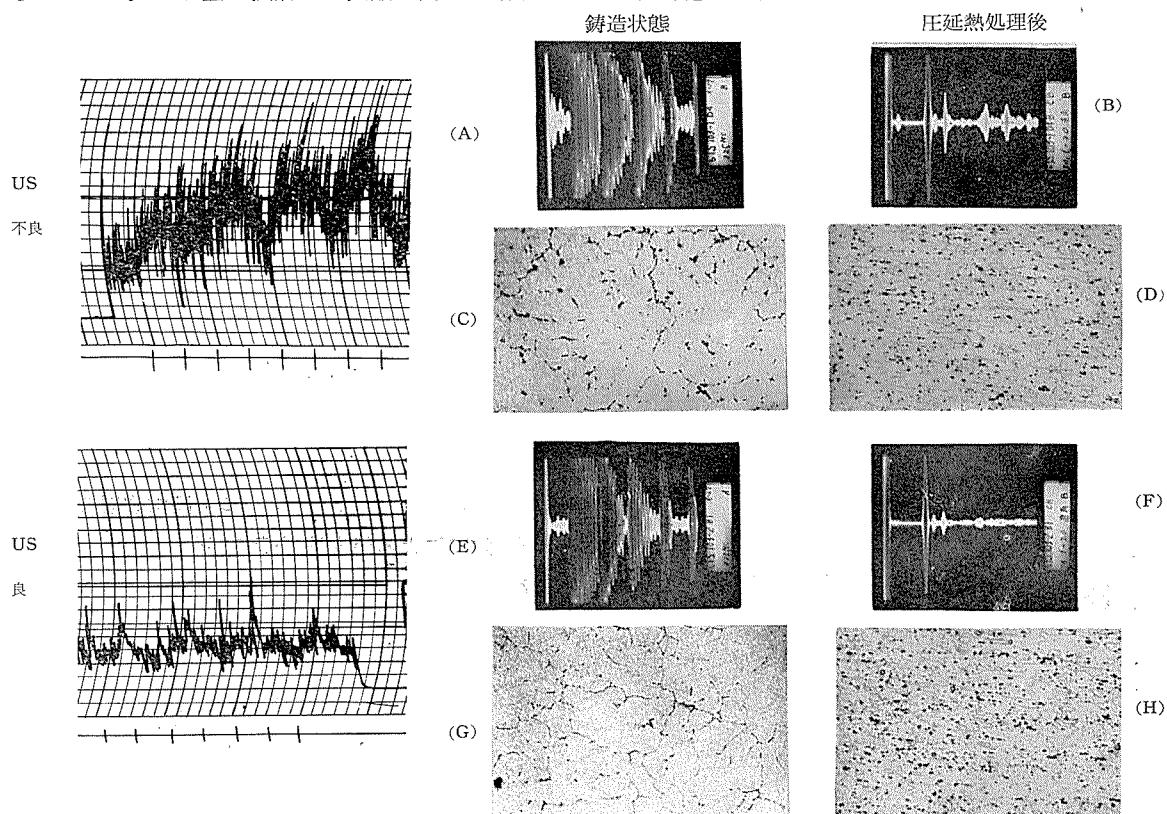


写真 9 61S板 インゴットの加工による超音波成績の変化

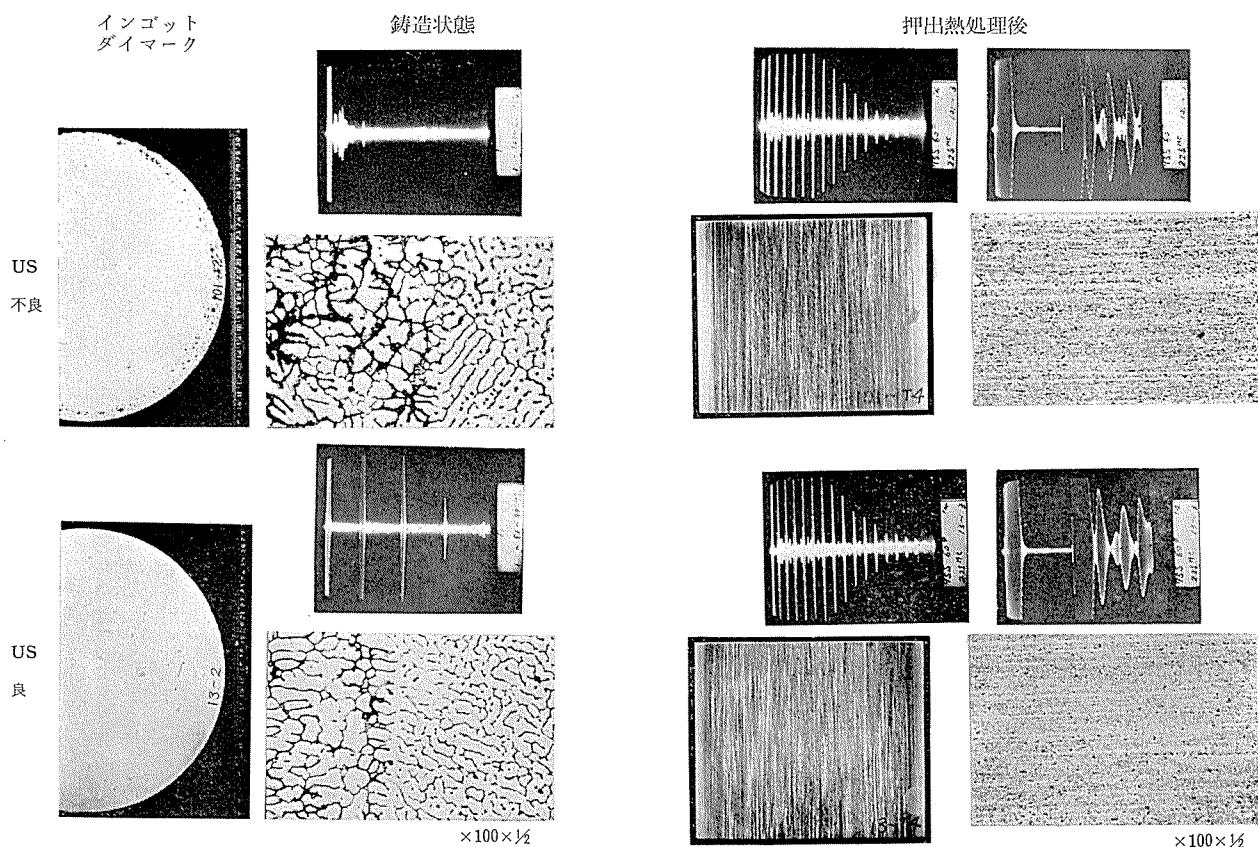


写真 10 75S 棒インゴットの加工による超音波の変化

5. 結晶組織との関係

前節にて超音波と欠陥との対応について述べたが、超音波パルスの反射する所必ずしも通常の意味の欠陥があるわけではない。又超音波の減衰が激しくて底面反射が十分得られないときでも、必ずしも材料が悪いとは云えない場合もある。すなわち超音波が金属の如き結晶体内を進行する

ときは理想的な等方性媒質内を伝わる場合と異り、結晶粒界や析出物或は結晶の並び方の相違等の音響的不連続により散乱減衰し、思わぬノイズが現われたり、激しく減衰したりすることがある。これらの現象は仲々通常の欠陥との区別がつき難く、混乱する場合があるから注意を要する。以下これら超音波と結晶組織との関係について述べる。

5.1 結晶の弾性的異方性の影響

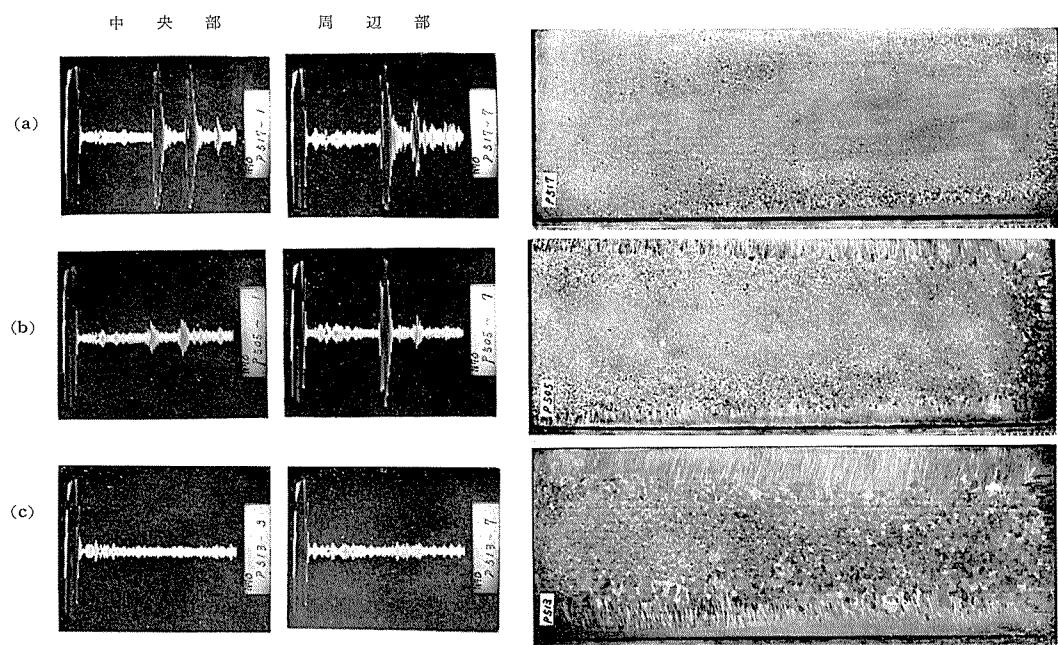


写真 11 モネルインゴットの結晶粒度と超音波透過性の関係

銅が Al に比べて減衰の激しいのは良く知られていることで、このため銅では超音波探傷は余り行われていない。すなわち通常の鋳造材で比較すると 1 Mc の場合超音波の透過性能は Al の場合 4 m はあるが、銅(結晶粒度約 3mm)では約 50mm 程度である。これは 2.4 節で述べた如く銅結晶の弾性的異方性によるもので、立方晶系の結晶に於て [100] 方向と [110] 方向に伝わる横波の速度の 2 乗を異方性係数 A と云うが、これは弾性係数により

$$A = 2C_{44}/(C_{11} - C_{12})$$

と表わされる。これにより銅と Al を比べると $A \approx 1.2$ に対し $Cu \approx 3.3$ である。完全等方性なら $A=1$ となる。各物質の A は第 1 表に示してある。銅は Al に比べて約 3 倍の弾性的異方性があるため、それだけ強く結晶粒界で散乱

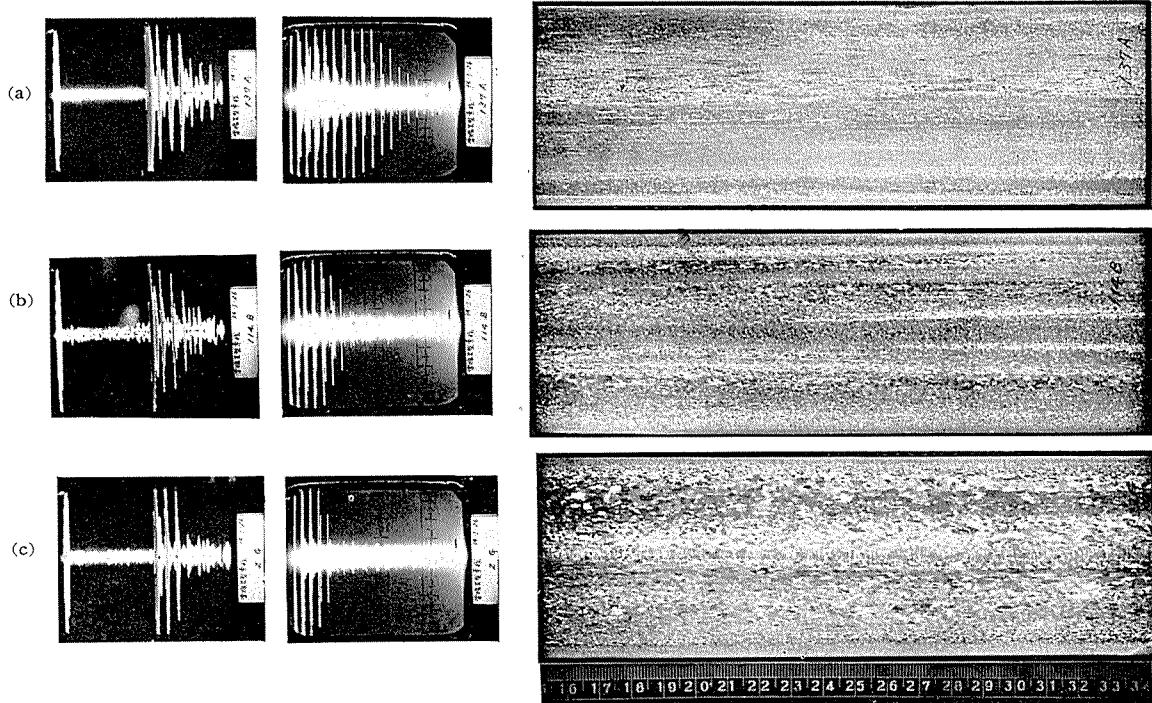
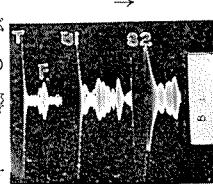


写真 12 Al 押出棒の結晶粒度と超音波透過性の関係

され、早く減衰するわけである。

5.2 結晶粒度の影響

結晶粒の大きさにより超音波の散乱減衰が異なることは前項の弾性的異方性と組み合わせて Mason が理論式を立てた。(2.4 節参照) それによると減衰定数 α は結晶粒の体積 V (粒子直径の 3 乗) に比例し、波長入の 4 乗に反比例する。従って銅でも結晶粒度を波長入に比して小さくすれば、超音波の透過性が良くなる。写真 11 にモネルインゴットの結晶粒度の超音波透過性におよぼす影響を示す。周波数は 0.5Mc に用いたが、粒度が細かいと中央部と周辺部も底面反射 B1 が飽和しているが、粒度が粗いと B1 も出す減衰の激しいのが分る。写真 12 は Al 押出抽伸棒を焼鈍したもの



の探傷写真で、粒度と減衰の関係が良く分る。

5.3 結晶組織の配列

前項 1, 2 は超音波の減衰に大きく利いて来るが、結晶組織の配列の相違による散乱は減衰より寧ろ反射への影響の方が大きく現われる場合が多い。これは圧延した板を斜角探傷する場合によく見られる。すなわち圧延方向に平行に超音波を進行させた場合は反射するノイズは小さいが、圧延方向に直角に入射させるとノイズが比較的大きい。同様なことが鋳造組織にも見られる。写真 13 に示す如く羽毛状組織の場合結晶粒の配列の方向と平行に超音波を入射した場合はノイズが低いが、直角に入射すると高い反射パルスが得られる。写真 14 は中央の一部のみ結晶の配列が異っている組織の場合、その部分に対応した高い反射パルスが得られたことを示す。これらの反射の起る理由については未だ十分なる解明は行われていない。

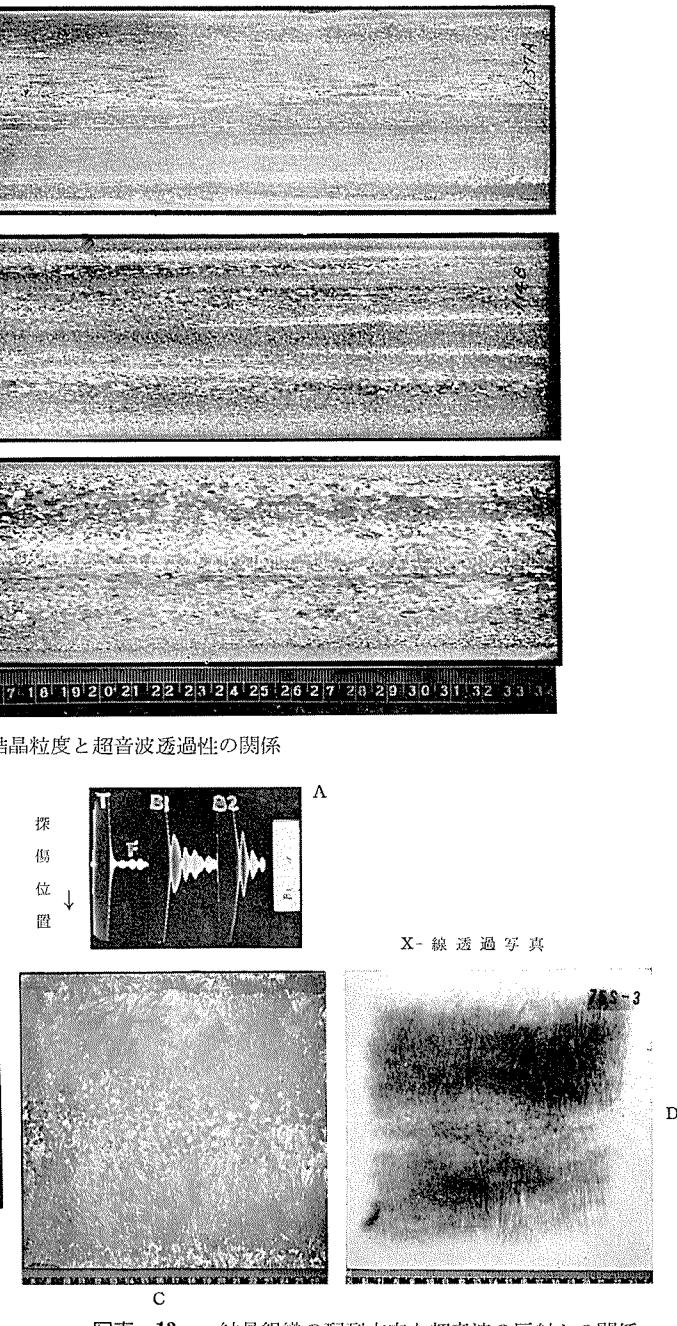
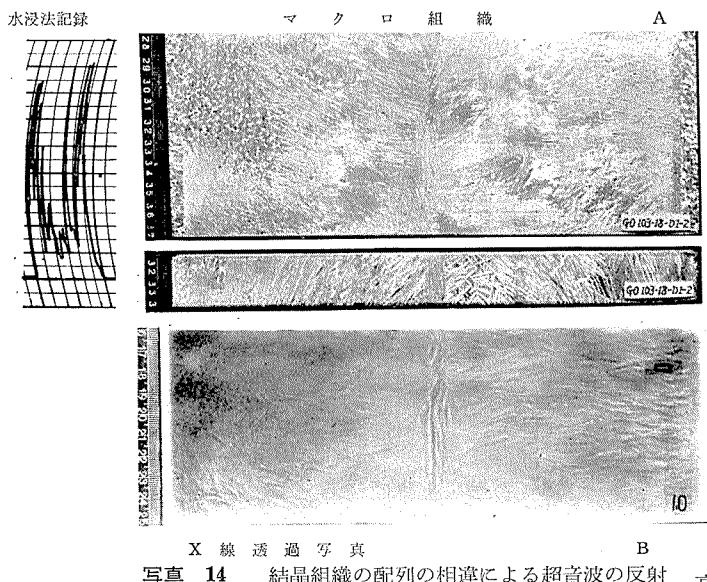
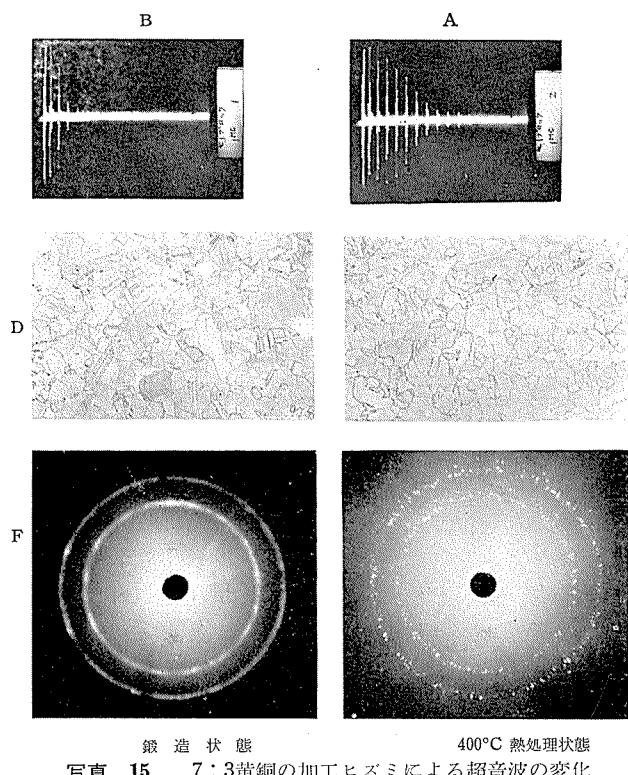


写真 13 結晶組織の配列方向を超音波の反射との関係



5.4 加工ヒズミによる影響

加工ヒズミを結晶が受けた場合結晶格子の乱れにより超音波の減衰が変化することが考えられる。写真15は7:3黄銅に於て鍛造したものとそれを400°Cで焼純したもの例を示す。両者共結晶粒度は同じであるが、鍛造したものが超音波の減衰が大きい。



6. 超音波探傷の検出限界

超音波探傷の際常に問題となるのはエコーと欠陥とはどの程度対応性があるのか、又どの程度迄の小さな欠陥が確実に検出出来るのかと云うことと、更に超音波による良否の判定は実用上可能か又妥当なものであるや否やというこ

とである。先づ超音波による欠陥との対応性や欠陥検出の限界並びに確実性については多くの因子がからみ合って関係しており一義的には決らない。すなわち超音波の方から云えば周波数、パルス巾、感度等が関係するし、材料の方から見れば材質、表面状況、形状、結晶組織（結晶粒度、方向性）によって変る。又欠陥の位置や向きにも関係するし、探傷器の特性の違いも影響する。これらについて以下逐次検討していく。

6.1 超音波の各特性値の影響

超音波にて小さな欠陥を検出するためには波長を小さくすなわち周波数を上げてやればよいが、周波数を高くした場合減衰が大きくなり、低い周波数で検出できた欠陥が減衰のため高い周波数で検出できず逆効果になる場合もある。又減衰の大きい場合は送信側の出力（パルス巾）を大きくしてやるか、又は受信側の感度を高める必要があるが、或る程度以上になるとノイズの方が高くなつて欠陥からの信号がノイズの中に隠れて了うこともある。

6.2 試験材の各特性の影響

同一性状の欠陥に対しても材質や表面状態が異れば超音波の減衰や入射エネルギーが異なるからエコーも当然変つて来る。又結晶粒度により減衰が変るからエコーに影響が現われる。特に結晶粒度が大きくなると粒界での超音波の散乱反射が大きくなりノイズも増える傾向にあるから、微粒の場合に比べて検出感度の低下は止むを得ない。又結晶の並び方に方向性のあるものはその纖維方向に垂直に超音波を行なわせたときと平行の場合では前者の方がノイズが遙かに多い。このことは実際に甚だ迷惑なことで、纖維組織中に内在する欠陥の多くは纖維方向に平行に伸びているから、この方向に垂直に超音波を當てた方が反射面積が大きいから、検出が容易の筈であるが、この方向からはノイズが高いため欠陥エコーとノイズとが識別し難い場合がある。一方纖維方向に平行に當てればノイズは成程少ないが、欠陥の反射面積が前者に比して小さいため検出率の不利な場合が多い。又鋳造インゴットの探傷ではインゴットの冷却の際の熱流方向が場所によって異なるため結晶の並び方が変り、そのためのノイズを欠陥と見誤るということもあり注意を要する。

6.3 欠陥の位置と性状の影響

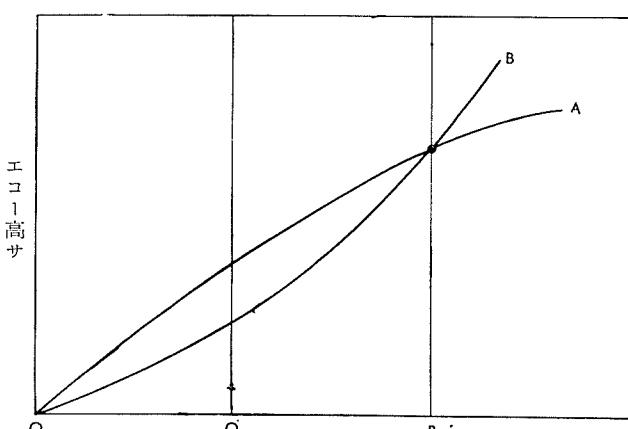
上記のように欠陥検出性能は超音波の発振受信条件や試験材料自体に大いに影響される。検出限界をはっきりさせるためにはこれらの条件を揃える必要があるが、これらすべての条件を揃えることはできない。たとえ出来たとしても超音波による欠陥検出性能を不確実にする第3の難点がある。それは内在する欠陥の位置と性状（特にビームに対する向き）の影響が極めて大きいことである。欠陥の位置

の影響は減衰に関係している。すなわち欠陥が材料表面から或程度以上の距離になると、超音波は対数減衰しエネルギーが急速に減衰する。一方近距離では干渉を起しているため、少しの距離の差でエコー高サに大きく響くので事実上距離によるエコー高サの補正ができない。(これらの状況は第3図に示されている)従って全般的に異った距離からのエコーの高サの絶対的な比較は甚だ難しい。

又同一距離の場合でも欠陥のビームに対する傾きによって反射率は極めて異なる。従って極端な場合には大きな欠陥でも検出し得ないこともあります。この事実は斜角探傷に於て比較的小さな欠陥を探傷する時に屢々混乱した問題を引き起す。それは欠陥発見の再現性に關係した問題である。すなわち斜角探傷で探傷子を移動して欠陥を探る場合、前後、左右および回転の3自由度が与えられるが、(垂直の場合よりも回転の1自由度が多い)或る限られた極く狭い範囲内で上記3自由度を許して特定の欠陥を探傷した場合、探傷子の或る特定の位置と向きに対して欠陥の向きが反射に都合良く高いエコーが得られることがある。斜角の場合は垂直と同一の周波数でも横波で波長が短くなるため指向性が垂直の場合より鋭くなるから、上記欠陥エコーを他より高く反射する特定の探傷位置と向きは可成り微妙なものであろう。従って探傷位置の少しのずれでも欠陥エコーの再現性を鈍らせるのに十分であると思われる。この事実は實際上屢々経験する所であつて、製品検査上の一つの問題点でもある。

6.4 探傷器の特性の影響

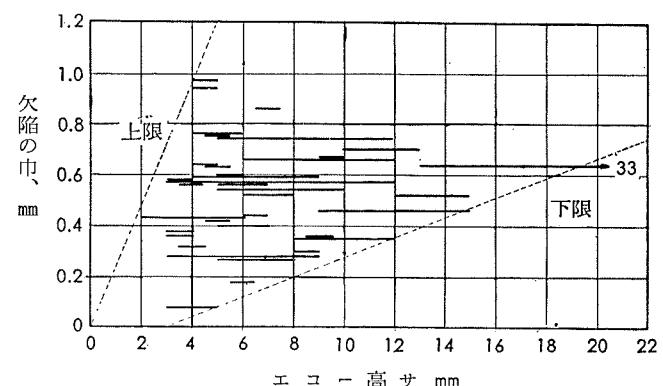
最後に探傷器の特性の違いによる影響を考えて見よう。今A、B 2台の探傷器の総合感度を同じにするために、例えば学振II型標準試験片の人工欠陥V44からのエコー高サをA、B 2台の装置で同じに定めても、他の大キサの欠陥を測定した場合、A、B 2台の装置の示す夫々のエコー高サは異なるのが普通である。これはAとBの間で増巾の直線性が異なるためであつて、第8図に示す如く欠陥PでA、Bのエコー高サを合わせても、他の大キサの欠陥QではA、Bのエコー高サは違ってくる。このことは超音波探傷を商取引に使うときは十分注意しなければならないことを示す。



第8図 探傷器特性の影響

6.5 欠陥の大キサとエコー高サとの対応性

欠陥の大キサとエコー高サとの対応性を示す一例として斜角探傷に於ける結果を第9図に示す。エコー高サの測定は欠陥から常に一定の距離にて測定してあるため、厄介な距離補正是する必要がなく、そのまま比較でき、従ってエコー高サに影響あるのは探傷器の特性は別にして欠陥の性状(大キサと向き)のみである。図に見る如く同じエコー高サでも欠陥の大キサ(巾)は大きな範囲に拡がっており、パルス高から簡単に欠陥の大キサを推定するのは極めて危険なことが分る。



第9図 斜角法によるエコー高サと欠陥の巾との対応性

6.6 検出限界

以上のように超音波は波長のOrderで所謂 Structure-sensitiveであるので、欠陥の対応性も可成り巾の広いものであり、一概に検出限界は決められないが、AIなどではこれ迄の経験から大体目安がつけられる。すなわちAIでは $f=2.25\text{Mc}$ なら距離 $100\sim300\text{mm}$ の範囲なら条件が良ければ 0.3mm の欠陥でも検出できるであろう。しかし通常はAIで割に条件の揃った所で $0.5\sim1.0\text{mm}$ 程度を検出限界とするのが安全ではないかと思われる。

7. 判定規準

上述の如く欠陥の大キサとエコーとの対応性が広い巾をもっているので、合理的な判定規準を作成するのは甚だ困難なものとなる。ましてやエコー高サの距離補正を必要とするようなものや、その状態から更に加工や熱処理の工程を通過するような材料に対しては更に困難は大きい。大体或る材料が実用上使用できるや否やは超音波探傷で内部にある欠陥の形、大キサ、位置が判明し、更に強度的な裏付けができる始めて合理的な形に決まるものであるが、既述の如く超音波では欠陥の形や大キサは決め難い上に、強度に大きな影響を与える表面付近の欠陥が垂直探傷法では感帶の存在のため検出できない恨みがあり、更に欠陥材の強度データ、特に疲労については甚だ少いため、十分根拠のある超音波判定の作られた例は極めて少い。ここに1例として米国にて航空機用材について決められた判定規準の一部を示すこととする。これは米国の航空機体製造8社とAI製造8社とから選出された航空機体委員会によって1957年7月25日付の書面審査では認されたもので、航空機体用

アルミ合金板、鍛造材、押出材に対する超音波判定基準について定められている。(Recommended Ultrasonic Acceptance Standards For Airframe Al Alloy Plates, Forgings and Extrusions)

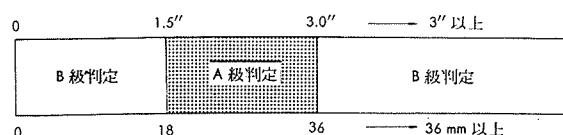
これによると板については検査法は水浸法又はそれと同等の方法で行うことが述べられており、板厚によりA級判定とB級判定に分ける。すなわち第10図の如く板厚 $1.5''$ ～ $3.0''$ 迄のものは厳しいA級判定を行い、この範囲より薄いものと厚いものはB級判定を行う。

A級判定はつきの通りである。(第11図)、すなわち $\frac{5}{64}\phi$ (1.98mm) 平底孔の反射波より大きい反射波があるときは不合格。 $\frac{3}{64}\phi$ ～ $\frac{5}{64}\phi$ の範囲の欠陥に相当する反射波に對しては、それらがお互に $1''$ 以上離れていれば合格、 $1''$ 以内又は $1''$ 以上の長サがある場合は不合格。又 $\frac{3}{64}\phi$ 以下の欠陥が $1''$ 以内の間隔で存在するときは、第1底面反射が50%以上(B1>50%)であれば合格としている。

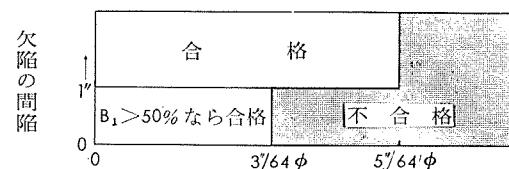
B級判定は第12図の通りである。又特殊制度として上記を超える不連続部分があつても、それらの不連続部分が機械加工により除き得るか、又は余り重要でない個所にあるときは購入者側の承認により合格とするとできると定めている。

以上はAI合金板に対するものであるが、鍛造材、押出材についてもほぼ同様である。

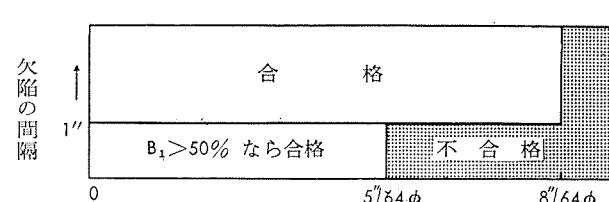
上記のように米国の超音波判定規準は大キサが約1mm程度以上の欠陥を問題としており、1mm以下の小さな欠陥は余り問題にしていない。これは前述せる超音波探傷の検出限界から考えても適當な所であると思われる。



第10図 板厚による級別



第11図 A級判定の区域



第12図 B級判定区域

8. 結 び

超音波探傷の問題としてこれ迄述べて来たことは、超音波と欠陥も含めた広義の組織との関係を明らかにすることと、欠陥を含んだ材料の実用上の良否を決める判定基準を作成することであった。しかしこれ迄述べて來たことから欠陥との対応や判定基準を考えると、我々は可成り無駄な努力を費して來たようである。即ち現在の超音波のやり方は超音波から得られる情報量が少い割に能力以上の期待をかけられているのではないかと思う。現在の方法では欠陥の大キサの推定は無理であるのに、その推定を無理やりに行わせる所に破綻が生ずるのである。これは探傷の表示方法にも問題があるように思われる。それには方式を変えて欠陥图形の解釈し易い装置を採用したらよいと思われる。如何に欠陥を含めた意味での組織との関係が明らかにされても、表示された图形から広義の意味での組織の状態が一読されなければ判定基準の適用も難しいし、現場的な実用性も薄い。これ迄の我国に於ける探傷の表示は専ら一次元的のAスコープである。従ってAスコープから得られる情報というものは極端に云えば、欠陥の存在とそれ迄の距離だけであって、欠陥の大キサというものは既述の如くエコー高サからは保証できない。この保証し得ぬエコー高サから欠陥の大キサを推定しようとする所に無理があるのである。超音波の検出するのは一次元的な欠陥迄の距離のみであると悟れば、欠陥の大キサと分布を把握するためにはBスコープ乃至Cスコープ表示を行って立体的に欠陥を知ることの必要性が分る。最近我国でCスコープ表示にカラープラウン管を用いて、欠陥の平面的分布状態、大キサの他に欠陥迄の深サを色にて指示し、欠陥を3次元的に把握する試みがなされた。これなどはこれからの方針を示しているものと思われる。

R-15

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 2, No. 4, Oct. 1961

アルミニウムおよびその合金の加工技術:

ガス溶接—酸素・アセチレン溶接

小林藤次郎

住友軽金属工業株式会社研究部

アルミニウムおよびその合金の加工技術: ガス溶接—酸素・アセチレン溶接*

小林藤次郎**

アルミニウムの溶接方法として最も古くから使われた酸素アセチレン溶接（以下ガス溶接といふ）は広く溶接士になじまってきたが、前に述べたように急速に発展したアルゴン・アーク溶接の輝かしい成果にかくれて現在ではアルミニウム（合金）の溶接に関するは、往年の重要性を見失われ勝ちである。しかし、設備費が極めて安く簡単に作業ができる、しかも薄板も容易に溶接できる点で小工場はもちろん、大工場でもしばしば利用しているのが現状である。

本章ではアルゴン・アーク溶接と共通する一般的問題も取上げながらガス溶接について述べてある。

1. 使用ガス

アルミニウム（合金）のガス溶接には酸素・水素・酸素・アセチレンなどのガスを使用する。溶接部の健全性あるいは強度上から見て、この両者はほとんど区別できない。極く特殊な場合、すなわち薄板には酸素・水素さらに薄いものには酸素・石炭ガスを使うことがある。最近はガス溶接といえば、ほとんど酸素・アセチレンを使用する。

溶融アルミニウムはガスを吸収しやすく凝固に際してこれが気泡となって溶着金属中に残留する。したがって継手の機械的強度を低下するから使用するガスの純度には十分の注意が必要である。カーバイトを使用した発生アセチレンの場合は、このガス中に含まれるヒ化水素、リン化水素などの不純物を十分除去した清浄なガスを使用しないと溶

着部に不純物が侵入し、また溶滓で汚されて健全な継手が得られない。したがって酸素ボンベ（150気圧）と同様にアルミニウムの溶接はほとんど、アセトンに溶かしたボンベ入りアセチレン（15気圧）が使われる。しかし、使用量の多い場合はこれらのガスを中央のガスセンターからパイプで使用場所まで送るようにすると経済的である。

2. 溶接用具

アルミニウム（合金）のガス溶接に必要な器具（トーチ、ホース・レギュレータ等）は、鉄鋼の溶接に必要な器具と変わらない。一般にトーチを使うガス溶接には、写真1に示

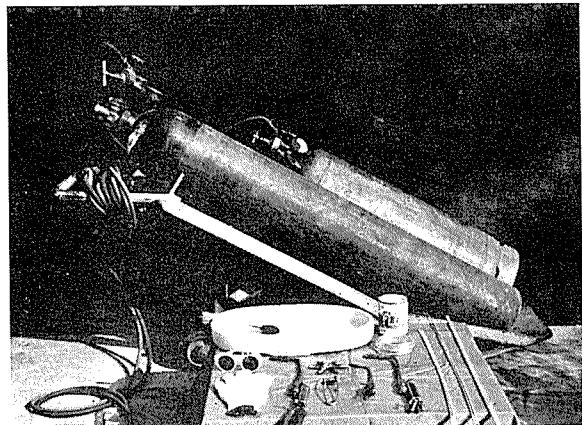


写真1 ガス溶接の各種器具

第1表 アルミニウムのガス溶接に対するガス圧力とチップ穴径

母材の厚さ、 mm	火口孔径、 mm	酸 素 一 水 素				酸 素 一 アセチレン		
		酸 素 の 圧 力		水 素 の 圧 力		火口穴径、 mm	酸 素、アセチレンの圧力	
		psi	水銀柱、mm	psi	水銀柱、mm		psi	水銀柱、mm
0.64	0.9	1	52	1	52	0.64	1	52
0.9	1.1	1	52	1	52	0.89	1	52
1.4	1.6	2	104	1	52	1.40	2	104
2.3	1.9	2	104	1	52	1.6	3	156
4.0	2.4	3	156	2	104	1.9	4	218
6.4	2.7	4	208	2	104	2.2	5	260
7.9	2.9	4	208	2	104	2.2	5	260
9.6	3.2	5	260	3	156	2.4	6	311
12.7	3.8	6	311	4	208	2.7	6	311
16.0	3.8	8	415	9	311	2.7	7	363

*本文には前回のアルゴン・アーク溶接と多少重複している部分があることを予めお断りしておく。

**日本アルミニウム株式会社技術部長 工学博士

すように酸素、水素あるいはアセチレン等を供給する器具やその量を調整するレギュレータ等が必要で、これらには種々の大きさのものがある。ただ前章で述べたように比熱

が大きく、熱伝導が鉄と相当異なるため同じ板厚に対してトーチの選択に若干の相違がある。それは、鉄や銅の溶接に適したトーチがあるように、アルミニウムに適したトーチを選ぶことは当然である。これらは経験からも正しい結論がつけられる。¹⁾ 大体の標準を第1表に示した。すなわち板厚により火口の孔径を変え、ガスの圧力も変える。これはもちろん始めて試みる人への一つの案内でも同じ板厚でも形状や、熱放射の大きいもの、熱容量の大小で火口の大きさを変えるし、また溶接者の熟練度によっても変る。熟達した者は初心者より大きい火口を使い、溶接速度も遙かに速い。母材に対する熱影響を少なくするには、できるだけ大きい火口（供給熱量が大きい）を使い溶接速度を早くする。一般に安全と思われる方法は、母材が同一寸法であれば鋼の場合に較べ一通り大きい火口を使い、薄い小物の場合は鋼と同一寸法の火口を使う。薄板の場合はよく溶融孔をあける危険があるから未熟なうちは小さ目の火口を慎重に使うことを奨める。

3. 焼の調整

アルミニウム（合金）の溶接は中性もしくは幾分還元性の焰を以て行なう。これは酸化しやすいアルミニウムに対して当然であって、このようにすると溶接操作は容易となり、溶接速度を増し、経済的に有利である。第1表に示したように同じ板に対して水素の方がアセチレンより大きい火口を使うのは酸素・水素焰が酸素・アセチレン焰より火焰の温度が低いからである。

酸・水素焰を中性にするには火口より出るガスが酸素1容に対して水素2容の割合とする。この場合長い火炎の中央に青色の還元焰ができてアルミニウムの溶接には最も適している。酸素が過剰になると火炎は細く還元焰も消滅し火口先端の焰心が著しく短かくなつて健全な溶接は不可能となる。しかし水素の多い場合は火炎は長く青味が消えて赤味を帯び焰心は消えて火炎の先がのこ歯状に乱れる。この場合も溶接には不適当であるが、ロウ付の場合しばしば使うことがある。

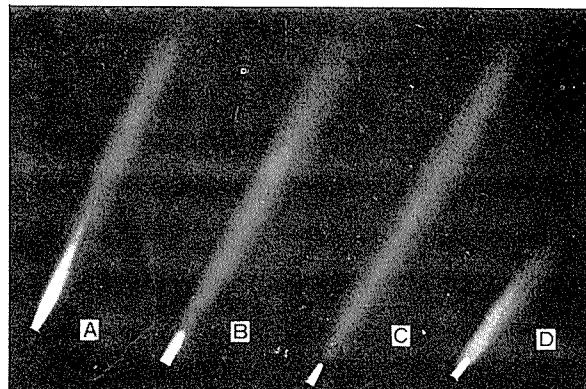
酸素・アセチレンの場合は酸素とアセチレンを等量にすると、この中性焰が得られ、焰心は白色に輝いてその外側に無色の長い外焰がある。

アセチレンを少し過剰にすると焰心が長くなり、還元焰が焰心から伸びて外焰と明瞭に区別できる。酸化性の金属を溶接する場合はこの状態ですることが多い。アセチレンがあまり過剰になると還元焰の外周はのこ歯状に乱れ、逆に酸素が多いと焰心も外焰も短くなる。このような状態で溶接すると酸化が多く完全な溶接が出来ない。

中性焰は酸素過剰焰から酸素を減少し、あるいはアセチレンを増加しても得られるが、一般にはアセチレン過剰焰から、アセチレンを減少する方法が採られる。この場合還元焰は次第に短かくなり焰心内に消滅して一つのコーンになる。この状態が中性焰であるが、酸素のやや過剰焰と中

性焰の区別が困難なためこのような方法で判定する。アルミニウムの溶接はこの中性焰のあるいは還元焰の先端から3~5mm離れたところで溶加材の先端を溶かし、焰心の先端で溶融池を作りながらその中に融滴を落してゆく。中性焰の場合酸素とアセチレンが $C_2H_2 + O_2 = 2CO + H_2$ の反応を呈するようにはほぼ同容積を供給しなければならない。アルミニウムはこの還元性の反応ガスに包まれて酸化が防止され、もしアセチレンが過剰になると溶けたアルミニウムと接触して水素と炭素に分解し、水素はアルミニウムに吸収されてビードに気泡を残し、炭素は表面を汚すことになる。写真2にこれら火炎の状況を示した。

いずれにしても軟かい焰を使い、強いあるいは騒音を発するような焰では欠陥のない健全な溶接は出来ない。

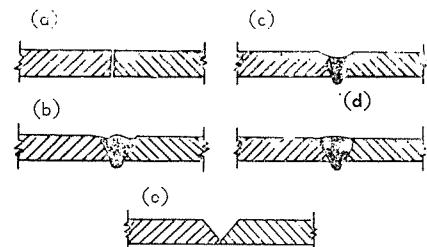


—A. 還元性過剰な焰、B. やや還元性焰
C. 中性焰、D. 酸化性焰—

写真2 酸素、アセチレンの各種焰

4. 溶加材（溶接棒）

比較的厚板を溶加材なしで第1図(a)のように突合せて溶接すると(b)あるいは(c)のように溶融金属が裏側に廻り、同容積のキャビテーが上部に出来る。そのため溶加材を使って(d)のように盛上げるが、溶接部を健全なものとするには一般に(e)のように開先(かいさき)を作り、これに溶加材を溶融して盛上げる。この意味で溶接棒(Welding rod)は、線状または棒状の溶加材(Filler metal)と定義される。



第1図 溶接部の状況と開先

ガス溶接に使う溶加材は不純なものを避け、母材と同等あるいはそれ以上の品位のものが採用される。これを耐食的にみれば溶加材は母材と同じ成分のものが望ましい。しかし拘束下に溶接する場合熱間ワレに敏感な合金に対しては熱間脆性のない溶加材を使用して調整できる。このワレ

の発生は固相線と液相線間の温度範囲におけるその合金の強度と韌性に関係する。したがってこれらの性質が凝固する間に生じる応力を許容することができない場合はワレが発生する。

各種合金とワレの傾向の相関関係については、前に述べた Jannings のリング・キャスティングのデータからもわかるが、Pumphrey と Moore によって拘束した状態でガス溶接を行なった。第 2 表に示す実験結果でさらに具体的となる。すなわちこの表より実用的なアルミニウム合金のワレに対する傾向が示される。

第 2 表 溶接ワレに対する各種合金の感受性
——拘束下のガス溶接——

合 金	質 別	固相線より上の温度におけるワレの発生する傾向
高純度アルミニウム	-0	少 な い
高純度 Al+0.2% Si	-0	多 い
高純度 Al+0.6% Si	-0	多 い
高純度 Al+1.5% Si	-0	やや 多 い
工業用純アルミニウム	-0	非常に少 ない
3003 (NS3)	-0	非常に少 ない
工業用純 Al+1% Mg	-0	多 い
5052 (NS4)	-0	やや 多 い
5056 (NS6)	-0	少 な い
Al+7% Mg (NS7)	-0	少 な い
6151 (HS10)	-T6	多 い
6063 (AW9)	-0, -T6	多 い
2017 (HS14)	-0, -T4	やや 多 い

Al-Si 合金は 0.6% Si まではワレがはなはだ多いが、Si の増加に従ってワレの傾向は減少し、4% Si 以上の合金では熱間脆性がなくなる。

この傾向はまた Al-Mg 系合金も同様である。顕著なワレが Al-Mg-Si 系合金において現われるが、これは 4043 あるいは 5056 など Si や Mg の多い溶加材を使うことによって健全な継手が得られる。特に 5056 の溶加材による継手は強度、韌性および耐食性がいずれも良好な理由で望ましい。この溶加材は 5052 の溶接に対しても適す。

Al-5% Si 溶加材で溶接した継手は、強度は高いが伸びの比較的低い継手を作る。この合金はアルミニウムより融点 (577°C) が低いため溶融状態の流動性良く熱間脆性に敏感な母材に対して特に適当である。しかし Al-Mg 系の母材には V 形開先の根本や母材の溶融境界に Mg_2Si 濃度の高い範域を作ると韌性の低い継手となり耐食性も劣る。

溶融金属の熱間ワレの可否は溶接速度にも関係する。速度の大きい場合はワレの発生が少ない。しかし溶接速度の範囲は使用する溶接方法に大いに関係することで、この点アーケ溶接は高熱源を発生する理由でガス溶接より高速溶接が可能であり、ワレの問題が少ない。

ガス溶接と TIG 溶接と同じ拘束した状態で溶接した Moore の結果によると TIG 溶接ではガス溶接に比べてワレが少ないことが確認された。たとえばワレが多く発生す

る Al-0.8% Si 合金を溶接すると生ずるワレは TIG ではガスの場合の $\frac{1}{6}$ 以下である。同様に Al-Mg 系合金を拘束してガス溶接した試料で見出されるワレが TIG 溶接ではより強く拘束した場合でも発見されない。

手溶接の場合しばしばクレータワレが、溶接を中断した時に発生する。これを防ぐため熟練した溶接士はアークを切る前、クレータに溶加材を滴加することを忘れない。

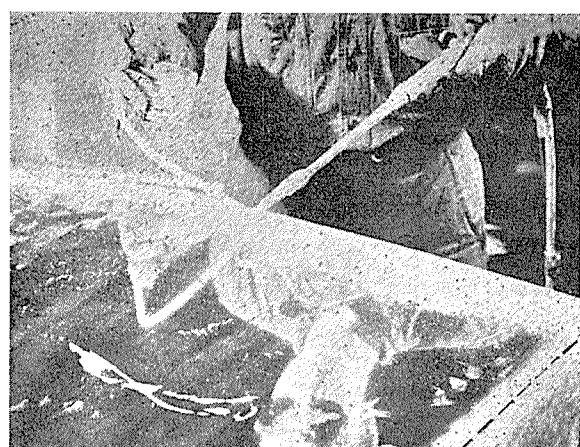
機械溶接でワレの問題が少ないので、溶接速度が大きばかりでなく、一様な状態で仮付ケなしに初めから終りまで中断しないで行なわれるからである。ワレは溶接の初めと終りに多く生ずるが、これは取りはずし自由な一時的締具を使うことによって避けられる。

ここで Al-Si 系合金の溶加材としての可否を述べたが、溶接製品としては Si を多く含むため他の合金と色調が違い、やや灰色を呈し、これを陽極酸化処理すると暗黒色となってその相違が顕著に現われるので注意する必要がある。

溶加材は母材の厚さによりその太さを加減するが、溶接部の巾を一様にかつ長い直線部分を奇麗に溶接するには太さの一定した線材を使用した方がよい。従来わが国では板から適当の巾で、40~50cm の長さに切取ったものを使用し短かくなると新規に長いものを溶かしつけ、継足して使っているが写真 3 のように最近は長い線をコイル状に巻きコイルの部分をもってその一端を直線状に逐次繰出して使用する。

これは継足の時間の節約ばかりでなく熱の経済ともなり従って溶接能率を増加する。下向突合セ溶接で溶加材の直径やその使用量と板厚の関係は第 3 表に示した。

鋳物の溶接には共材もしくは母材と近似した溶加材を使用する。



—ガス溶接、コイル状にした溶加材の使用—

写真 3 下向溶接の姿勢

5. フラックス

前に述べたようにアルミニウムの表面には常に薄い酸化物があり、この酸化物を除去するためガス溶接では適当な溶剤 (Flux) を使用する。トーチの火焰だけでは還元性の

第3表 溶加材とフラックスの使用量
—下向突合セ酸素アセチレン溶接—

母材の厚さ、 mm	溶 加 材		フラックス、 gr/m	溶接速度、 m/h
	直 径、 mm	使 用 量、 溶接長 gr/m		
0.6	—	—	3.0	3.96
1.0	3.2	4.4	3.0	3.66
1.4	3.2	9.0	3.0	3.66
2.3	4.0	12.0	4.4	3.35
4.0	4.0	19.3	6.0	3.05
6.4	4.8	29.8	9.0	2.44
8.0	4.8	37.2	12.0	2.13
9.5	4.8	44.6	15.0	1.83
12.7	6.4	52.1	22.3	0.91~1.22
16.0	8.0	59.5	26.8	~0.91

アセチレンを過剰にしても酸化物を還元することはできない。それはただ加熱による酸化の促進を抑制するだけである。フラックスの目的はこの酸化物を溶融するか、分解して溶接表面より除去することである。水晶石は900°Cで酸化アルミニウムを10~12%溶解する。しかしガス溶接のフラックスの効果は水晶石による酸化アルミニウムの溶解によるものではなく、この反応温度では高すぎる。フラックスとして具備する条件には次の諸点があげられる。

(1) アルミニウムの溶融点より50~150°Cぐらい低い温度で甚だしく気化せず溶融すること。これは母材の融液が流れる前にフラックスが溶接部附近で溶けて拡がらなければならない。

(2) 溶融したら直ちに母材および溶加材表面の酸化物を破壊し、母材表面を覆ってこれを除去する作用をもつてること。すなわち酸化物を含んだ溶融フラックスの比重が溶けたアルミニウムの比重より小さく、また十分その附近に拡がるために表面張力の小さい性質のものが望ましい。

多くの研究の結果から現在アルミニウムのフラックスとして使用しているものは、アルカリ金属およびアルカリ土金属のハロゲン化合物あるいは硫酸塩を配合したものがよく、これらを溶融あるいは溶融することなしに細かく粉碎したものである。他の金属に好適なホウ砂 (Borax) 系のものは、アルミニウムの溶接には不適当である。フラックスの組成例を第4表に示した。⁴⁾

第4表 フラックスの化学組成例

組 成	A フラックス、 %	B フラックス、 %	C フラックス、 %
KCl	4.1以上	2.8~3.0	4.4
LiCl	1.5以上	2.0~3.0	1.4
KF	7以上	NaF あるいは Na ₃ AlF ₆ 1.0~2.0	NaF 1.2
KHSO ₄	3以上	—	—
NaCl	残	2.8~3.2	6.0

わが国では昔食塩をフラックスとして使用したこともあるといわれるが、今日ではほとんど塩化リチウムを含んだものが良い成績をあげ、以前から多くの溶接士に親しまれている。塩化リチウムは沸点1,360°C、融点603°C 比重は溶融状態で1.50であるが、吸湿性が著しいので使用する場合は注意する必要がある。高価というより国内に産出することの少ないリチウムを原料とする関係上、この含有量を極力少なくすることが多くの人々により行なわれ、中には全然含まないフラックスもできたが、拡がりの能力が劣りしばしば過熱して孔をあけることが多く、優秀な成績をあげてない。

結局その含有量を少なくすることになるが、筆者の経験では実用的には13%以下にすることはできなかった。

溶融したフラックスはほとんど完全にイオン化して弗化物のイオンは酸化物を侵し、塩化物のイオンはアルミニウムと反応して180°Cにおいて沸騰する蒸発性の塩化アルミニウム ($AlCl_3$) となる。すなわち酸化アルミニウムは弗素イオンに侵され、塩素イオンはアルミニウムと容易に反応して塩化アルミニウムを生ずる。したがってフラックスの組成が酸化膜に滲透し、下のアルミニウムと反応してできた塩化アルミニウムが蒸発するとき、アルミニウムの表面で酸化物の粒子を持上げ、これを金属表面から剥離、浮上させる。結局アルミニウムの表面でのガス反応による機械的作用で酸化物は除去される。このようにして溶接した表面は逐次過剰のフラックスがホットメタルをカバーして後からの酸化を防止することは前に述べたアルゴンでカバーすることと同じである。

しかしこのようなハロゲン化合物はアルミニウムを腐食するから、必要以外の部分にフラックスを使用しないことはもちろん、溶接後は溶接部を完全に温湯で洗わなければならない。使用するフラックスの量は溶接士の技能により相違するが、大体第3表の程度を標準とする。

フラックスの使用方法は粉状のフラックス2容を水1容に混ぜて液状にするか、または3~4容を水1容に混ぜてペースト状にしたものを使用する。すなわち、予め脱脂・洗净（後出）などで表面を清浄にした溶接部の両側を筆、ハケなどを使って約10mmぐらいの巾に塗布する。

これを加熱すると乾燥しその膜に細かい亀裂ができるが、板の酸化を防ぐにはそれ以上塗布する必要はない。溶加材も溶接前に予め脱脂、洗净した後、フラックスを塗布して乾燥するか、または溶加材の先を加熱し粉状あるいはペースト状フラックス中に差込んで付着したフラックスを加熱（トーチあるいは乾燥炉）して溶加材の表面で溶融しながら出来るだけ均一に被覆する。使用する水は蒸溜水を使えば理想的であるが、現場では普通の上水でこと足り特殊な場合はアルコールも使用する。

フラックスの容器には清浄な硝子、プラスチックあるいは陶器などを使い鋼製容器は赤サビを発生してフラックスを汚すので使わない方が良い。

6. 洗浄処理

どのような溶接方法を行なう場合でも、溶接する表面からあらかじめ油脂または汚物を除去することは是非必要な前処理である。しかしこの処理を余り前広に行ない、長い間放置することは好ましくなく溶接する直前に行ない放置する時間を出来るだけ短かくすることが望ましい。したがって下塗りや上塗りなどの塗装してあるものを溶接する場合も同様で、これらは溶接する部分から予め除去して置く。

一般に表面を清浄にする方法として第5表に例示したように機械的あるいは化学的方法が行なわれる。フラックスは酸化物を除去するだけで、表面の油脂や汚れあるいは付着した異物などの除去は出来ない。清潔なウエスで溶接する部分をふくことは、油脂や汚れを除去するのに比較的容易な方法で溶接には奨められるが、ロウ接には好ましくない。一般には後で述べるガソリンまたはトリクレンで濡らした清潔なウエスでふく方法が広く行なわれる。

しかし表面に付着している異物や酸化物を除去する機械的な方法としてはワイヤ・ブラシ、ビニールバフ、スクレーパ、ヤスリ、カンナあるいは砂吹きなどを使用する。これらの方法では油気のないものを使用することは言うまでもないが、必要な部分だけを行なえるという特長があつても工数的にコスト高になる場合があり、特に削り粉や異物が母材に喰いこんで溶接時にこれが不溶融物としてビード内に遺存することがあるため十分な注意が必要である。

したがって機械的方法はウエスでふき取る方法に次いで必要に応じ採用すれば良い。たとえば小量の場合はウエスふき後ワイヤ・ブラシを使用することなどがもっとも一般的に行なわれる方法である。各種の動力付手工具が市販されている。なお溶接中に発生するスパッタや析出物などはワイヤ・ブラシを使って隨時除去すればよい。動力用ワイヤ・ブラシ(150mmφ)は硬いステンレス線(Φ0.5~0.1mm)で1800~3000rpmで使用する。

第5表 溶接前における表面の清浄処理

方法と条件	摘要
清潔なウエストによる手ふき	溶接するすべての合金に適用される
工業用溶媒による脱脂一手ふき、スプレー、浸漬、蒸気処理等	油脂、汚れ、容易に離脱する付着物などの除去に適用される。溶接、ロウ接するすべての合金に適用される。
機械的に酸化物を除去—ワイヤーブラシ、ヤスリ、スチール・ワール、砂吹き、カンナ削り等	酸化膜の比較的うすい継手端部(開先)などに適用される。溶融溶接するすべての合金に適用するが、抵抗溶接にはワイヤ・ブラシ以外は適当でない。
化学的表面処理—50%硝酸水溶液(常温)に約15分間浸漬後、水洗、湯洗、乾燥	うすい酸化膜の除去に適し、すべての溶接に適用される。
化学的酸化膜の除去—5%苛性リーダ(約70°C)10~60秒浸漬後水洗、さらに濃硝酸(室温)に30秒浸漬後水洗、湯洗、乾燥	すべての合金の厚い酸化膜の除去に適し溶接、ロウ接に適用される。
表面処理用特殊洗剤	メーカーの指示する使用方法による。

次に広く知られる化学的方法がある。これには各種工業用溶媒を使って母材面をウエスでふき取る方法あるいは浸漬、スプレーなどにより表面を濡らして油脂、汚れあるいは付着物を除去する方法と酸、アルカリの水溶液により、全面をエッチする方法がある。

前者ではガソリンやトリクレンなどが良く使われるが、トリクレンは蒸気はもちろん液状でも温度が上ると分解して有毒ガスを発生するので換気の悪い場所の作業にはその使用を避けた方が良い。特にアーク溶接の場合は注意する必要がある。そのため換気を十分にした場所で、溶接数時間前に脱脂処理をする。その意味からもタンク内など換気の悪い場所での溶接作業中は内部の強制換気を是非行なうことを奨める。

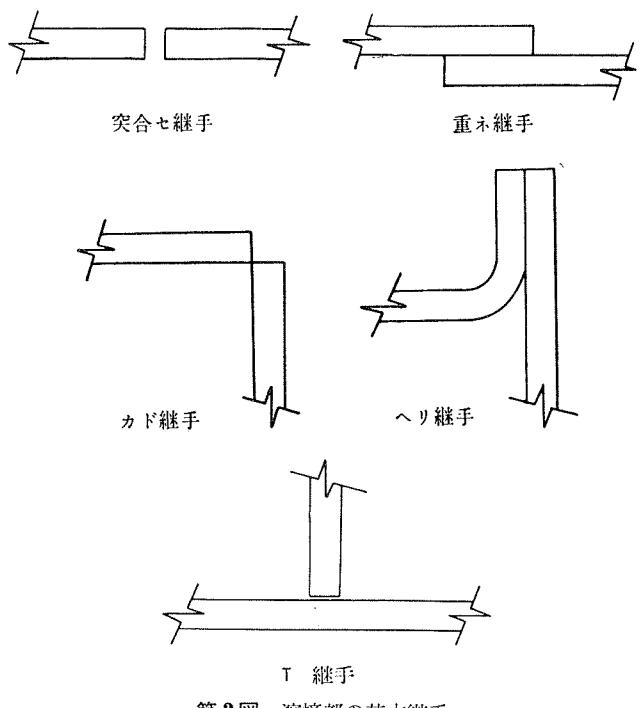
このような注意は四塩化炭素を使用する場合も同様である。

しかし化学的処理の本質は母材の酸化物を均一に除去するエッティング処理にあり、これによれば同時に脱脂が行なわれる。この方法は第5表に示すようにアルカリ、酸あるいは特殊な洗剤が使われる。いずれの場合もこれらの化学処理の後では水洗、湯洗を十分に行ない、薬品の痕跡を完全に除去することは言うまでもない。

7. 継手の種類と溶接姿勢

溶接継手には各種各様な形式がある。しかしこれを整理すると第2図に示す5種類の基本的継手となる。

ガス溶接ではフラックスを使用するため、溶接後の洗浄でこれが除去できない継手は使えない。したがって重ね継手、T継手およびヘリ継手など重ね代のあるもので、表面の周囲を溶接でシールしない場合はすき間にしみ込んだフラックスを洗浄できないため使えない。現在でもガス溶接

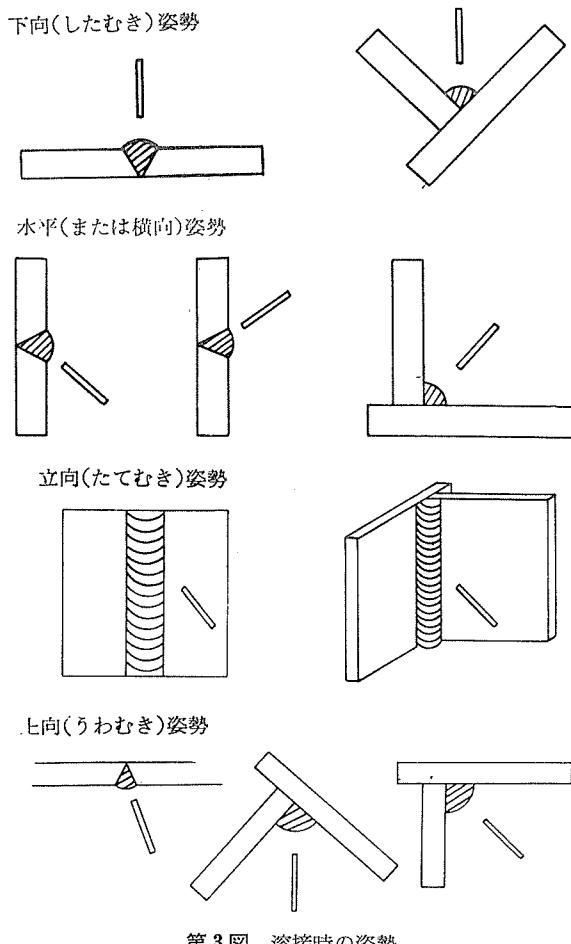


第2図 溶接部の基本継手

では突合セ継手を主として使い、その他の継手をほとんど採用しない理由はこれである。この点アルゴンアーク溶接に較べて設計を制約し作業に余計な工数を費やすので余り好ましい溶接方法と言えない。

これらの継手は使用目的や母材の肉厚などによって溶接端部に開先を作ることが多く、実際はこの5種の継手の組合せによって多くの形式が現われる。

一般に溶接する姿勢には第3図に示す4種ある。すなわち(1)溶接線がほぼ水平となる継手に対し溶接を上方から行なう下向姿勢(Flat position)は写真3のようにもっとも一般的に行なわれている姿勢である。これに対して(2)溶接線がほぼ水平な継手に対し側方から行なう水平姿勢(Horizontal position)(写真4に示す)また(3)溶接線がほぼ鉛垂な継手を側方から行なう立向姿勢(Vertical position)写真5と(4)溶接線がほぼ水平な継手に対し、下方から行なう等写真6のような上向姿勢(Overhead position)である。



第3図 溶接時の姿勢

ガス溶接では、フラックスを使う関係もあって下向姿勢と立向姿勢以外はほとんど不可能であるが、アルゴンアーク溶接ではこれらのすべての姿勢ですべての継手の溶接が行なわれ、特にMIG溶接では後章で述べるように上向姿勢の溶接も同程度の容易さで行なえる。

結局ガス溶接での継手は突合セで姿勢は下向と立向とな

り、しかも立向では下から上に向う上向進法のみが行なえる。



写真4 水平姿勢の溶接—TIG溶接—



写真5 立向姿勢の溶接—MIG溶接—

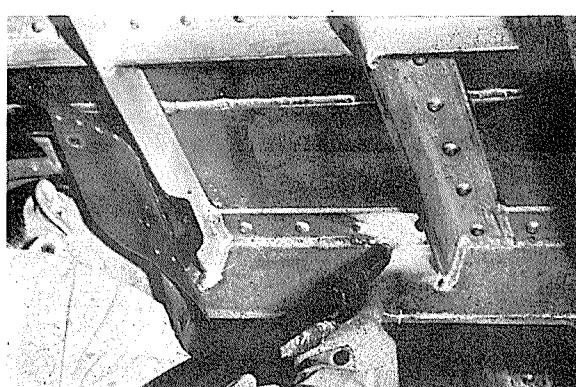


写真6 上向姿勢の溶接—MIG溶接—

8. 開先とその加工方法

母材の薄い場合は問題ないが、厚くなると溶込みを十分に行なうため溶接部端面に種々の形の開先を作る。ガス溶接における開先の形状例を第6表に示す。

このように開先は母材の厚さにより種々変えるが、薄い場合は母材の縁を折曲げ合掌密着させて溶接する。この場合溶加材を使わない方がきれいな仕上りとなる。厚さが約3mmまでは一般に開先しないでそのまま突合セ(I形グループ)を行なうが、厚さが増して約10mmまではY形とし更に厚い場合はX形あるいはU形とし同時に開先部のルート間隔を第6表のように調整する。

開先加工を行なう工具はシャー、バンドソー、ジグソー、サーフィラーソーなど母材の形状、肉厚などにより大小様々なものを使用する。これらは電気または圧サク空気を動力とし、固定あるいはポータブルのものがある。ポータブルのプレナやルータマシンなどは端面の形状仕上げに使用して便利である。圧サク空気によるチッピングは開先加工として効果的であるが、いかにも遅い。しかし溶接した裏ハツリや再溶接時に予め行なう欠陥部の除去などに広く

第6表 ガス溶接における突合セ継手の開先

溶接姿勢	母材の厚さ、mm	開先の形状	摘要
下向	~1.6		1層溶接
	~3.2		同上
	3.2~6.4		1層または2層溶接
	6.4~9.5		同上
	9.5~12.7		2層または3層溶接 裏溶接の前に裏ハツリを行う
立向	12.7~		多層溶接 裏溶接の前に裏ハツリを行う

姿勢溶接	母材の厚さ、mm	開先の形状	摘要
立向	~4.8		1層溶接
	~6.4		1層溶接
	3.2~6.4		1層溶接
	6.4~8.0		1層または2層溶接 1人は裏側を溶接しながら表側を他の1人まで溶接
	6.4~12.7		同上
下向	6.4~12.7		両側から同時に溶接
	12.7~		両側から同時に溶接

注 2層溶接または補修の場合には前の溶接部のフラックス、異物および欠陥をよく除去してから行う。

使用される方法である。その切削角は木材のように鋼材用より大きい傾斜角を与えチッピングを容易にする。写真7は裏ハツリのチッピングの状況を示した。最近は後で述べるアルゴン・アーク切断法も使われる。

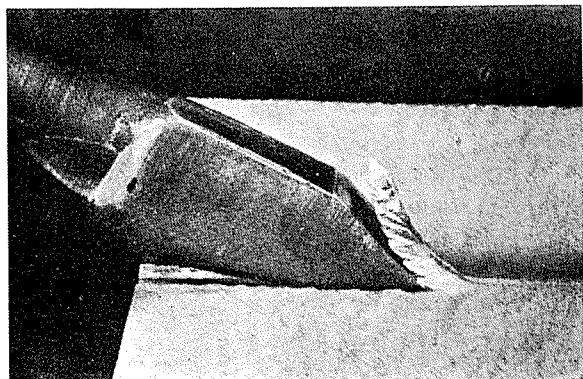
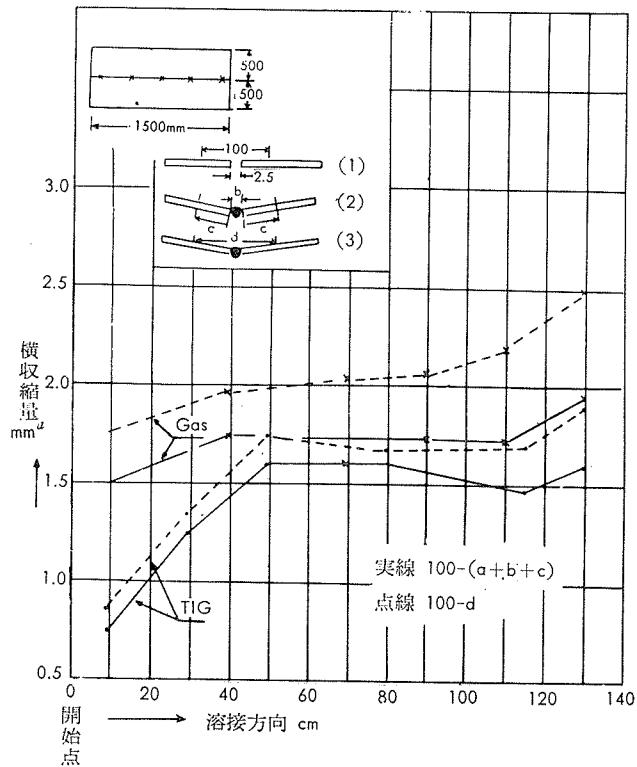


写真7 裏ハツリ時に出来るチップの形状

9. 熱変形とジグ（溶接）

溶接する際の熱で母材は変形する。⁵⁾ 第4図は拘束しないで溶接した場合の変形する状況を示した。すなわち巾 500



第4図 溶接ヒズミの比較

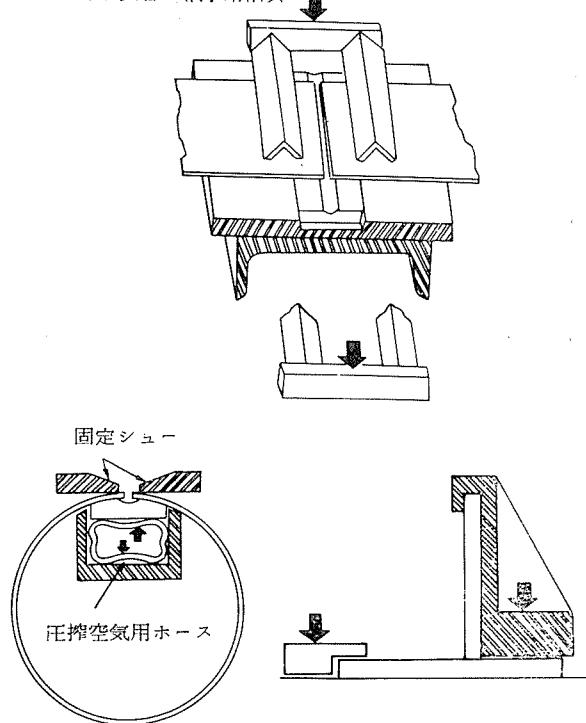
mm、長さ 1,500mm の 1070-0 (厚さ 5 mm) の板を突合せて 150mm 間隔にアルゴン・アーク溶接 (TIG) で仮付けしてから (1) に示す溶接線で振分けて両側 100mm の所にマークした。ガスとアルゴン・アーク (TIG) で共材を使って溶接後この標点間の距離を (2) と (3) の方法で溶接線に沿う各点で測定し、標点距離 100mm からの収縮量を (2) の方法から実線で、(3) の方法は点線で示したものである。実線は横収縮量を表し、実線と点線との間隔は溶接による角変化を直接に表わしている。したがってこの結果からアルゴン・アーク溶接は酸素、アセチレン溶接に較べて横収縮が少なく、角変化も約 1/2 以下になり、溶接後のヒズミ取りに困難な厚板の溶接がアルゴン・アーク溶接では比較的容易となることを示唆している。

なお、アルゴン・アーク溶接の収縮量は溶接開始点より次第に増加し、開始点より約 50mm 以後は僅かに増加する程度であるが、ガス溶接の場合は溶接開始点で既にアルゴン・アーク溶接の 2 倍の収縮を生じ、溶接の進行に伴い僅かに増加する程度であって開始時の加熱の状況がこの曲線から推定出来る。

このように変形すると連続して溶接を行なえない場合が往々にあるので、溶接部を所定の位置に固定するジグを使用する場合が多い。たとえば第5図に示したように継手の状況に応じ適切な各種処置がある。ガス溶接では継手の周囲が比較的広範囲に熱影響を受けるため熱変形が大きいの

で、継手の両端を整直とするだけでなく第6表に示した開先を作る両端に若干のすき間が必要である。しかしこのスペースの巾は厚さと開先の形状で変え、これを維持するため第6図のようにクサビを使うか仮止め具あるいは点状に仮溶接 (タック溶接) してクランプする。薄板は手で押え

(1) 突合セ継手用治具

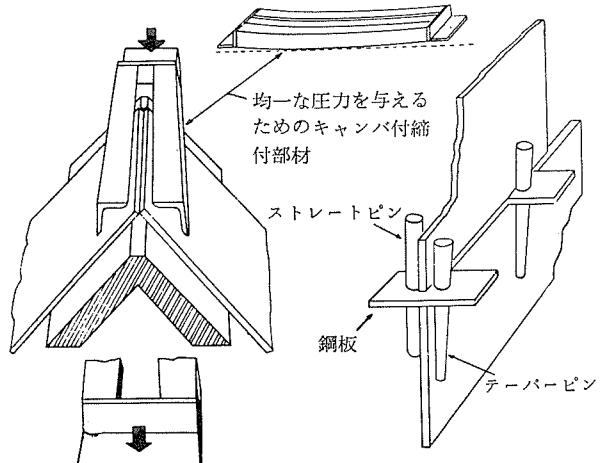


(6) 空気作動の突合セ継手用治具

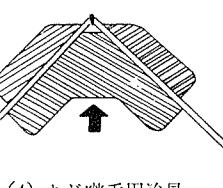
(7) T 継手用治具

第5図 溶接治具の代表例 (1)

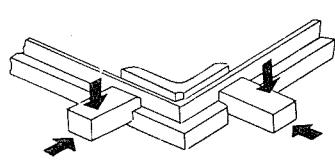
(3) カド継手用治具



(2) 突合セ継手用治具



(4) カド継手用治具

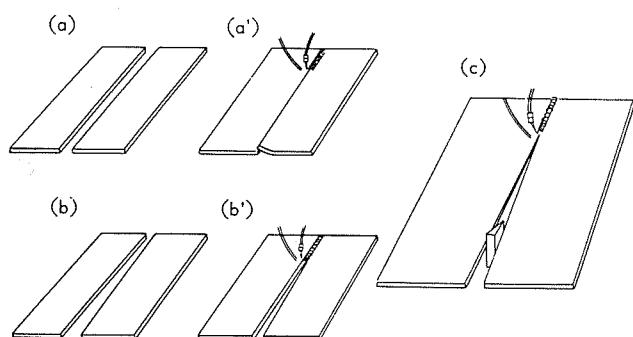


(5) カド継手用治具

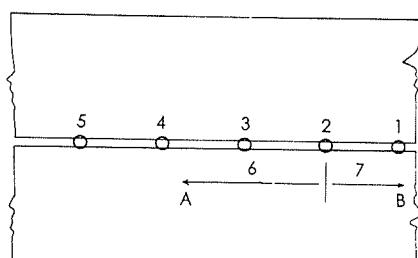
第5図 溶接治具の代表例 (2)

るだけでクランプ出来るが、厚板では困難なのでタック溶接を短距離に行ない逐次これを繰返す。

溶接線が長くまたは形状的にジグや仮溶接が行なえない場合は母材に与える前記のスペースにテープをつけておく方法が用いられる。一般に第6図(a)のような平行したスペースでは溶接の進行に伴なってその部分の冷却による収縮で前方のスペースは狭くなり遂には接触して(a)のようになると作業の継続は困難である。そのため(b)のように溶接前に予め10~30mm/mのテープを与えておけば(b)のように常に作業は継続出来る。しかしタック溶接が使える継手の場合第7図は変形を最小に止め作業を連続して行える。タック溶接のピッチは母材の厚さにより変え、厚さ約2mmまでは30~50mmとし、12mmでは約100mmとする。強い仮溶接を作るには溶込みを十分に行なわなければならぬが、本溶接でこの部分を改めて再度溶かすので、溶加材は出来るだけ少なくし、本溶接後のビードの外観を整一にすることが望ましい。写真3にこの仮溶接をしてある状況が良く示されている。



第6図 ガス溶接における板のスキ間



第7図 薄板の仮溶接と本溶接の手順

なお第7図のような仮溶接をした時板が変形する場合は予め木槌などで軽く叩いて修正し、本溶接を一端から行なわないで、たとえば同図2の位置からA方向に溶接を開始し、これを終了した後ふたたび2からB方向に溶接するようにして熱変形を極力抑制する方法が使われる。非常に長い板では溶接線上の各所でこのような逆方向の溶接を逐次繰返し、発生するヒズミを作業手順によって逆方向に変形をさせ消殺抑制することを行なう。

10. 予 熱

小物や板厚が約2mm以下の薄板を除いて、ガス溶接で

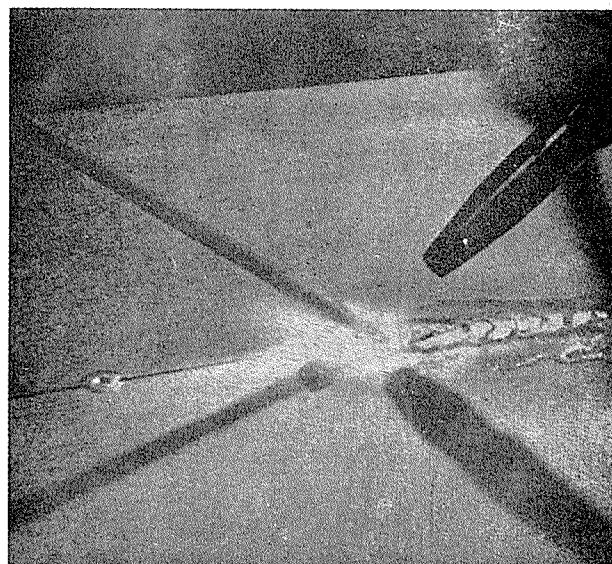
は熱を急速に加えるため予熱が必要である。溶接前に予め母材の溶接部を加熱することはガスの消費量を減少し、比較的長い時間、局部的に加熱することにより生ずる熱ヒズミの不均一な発生を防止する。適当な予熱温度は的確にはいえないが、母材の種類、寸法、形状、溶接方法あるいは溶接士の熟練度により違い、300~350°Cの間である。このような予熱をすると溶接部の狭い範囲が高温に、しかも局部的に逐次暴露されても熱による急激な変形が少なく、特に鉄物の場合は亀裂の発生を防ぐことができる。しかし溶接部はもちろんその周辺の母材は軟化する。

小物の予熱はトーチで行なうが、数が多くなれば温度調節のできる予熱炉を使うことが望ましい。また大きい肉厚のものはオイルバーナやガスバーナ(都市ガス)を使い、溶接する直前あるいは溶接中均一に加熱し、過熱を避ける。

工場内で予熱温度をパイロ・メータを使って決定することはなかなか実行しないで、熟練した溶接士は経験で適宜その予熱温度を判定する。しかし未熟な間は予熱した部分を乾燥した木片で擦り、その跡が黒変すればほぼ所定温度に達したと考えればよい。テンピルスティックその他種々な名称で測温用チョークが市販されているが、これらは簡単に表面温度の測定が出来て便利である。

11. 溶接手順—トーチの扱い—

溶接を始めるまえ予め母材を加熱するため、トーチのフレームを母材とほぼ垂直にして溶接開始点より20~30mm先をまず加熱する。この場合フレームに円運動を与え、母材の一ヵ所だけでなく付近一帯を均一に加熱する。この後で溶接開始点にフレームを近付け還元焰の先端から3~5mmの位置に溶接部があるようにして集中的に加熱すると母材は溶け溶融池が出来る。この間フレームで同時に加熱してある溶接棒の先端を還元焰に近付けこれを溶かして溶融池に滴加する。次に溶融池に隣接する母材を溶かしこれ

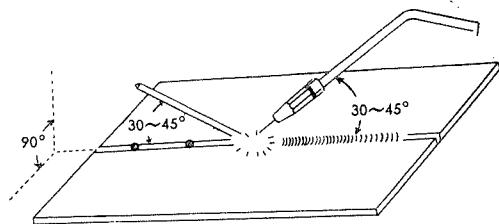


—ビードの両側に液状に見えるのは溶融したフラックス—

写真8 トーチ(右)と溶接棒(左)の関係

に溶接棒を再び滴加する。このような操作でトーチを溶接線に沿い乍ら一定の間隔で逐次繰返し溶接作業を継続する。その状況を写真8に示した。⁶⁾

トーチと溶接棒の扱い方は第8図のようとする。普通は右から左へ（左向法）続けて溶接する。薄板の場合は継手に沿ってトーチと溶接棒とは母材に垂直な同一平面上で終始一直線上を移動させるが厚板では継手と直角の方向にも僅かに動かすとよい。



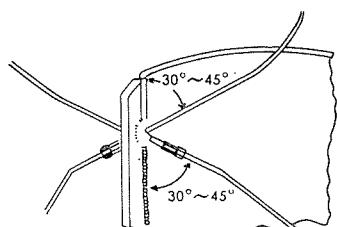
第8図 溶接中のトーチと溶接棒の関係位置

トーチの傾きは溶接の進行とともに次第に傾斜させ溶接の中途では $30^{\circ}\sim45^{\circ}$ 、終りには 30° 以下まで傾けて火焔が横から溶接部をなめるようにする。溶接速度は傾斜と反対に次第に大きくして手際よくさばく。これは溶接の進捗とともに母材が過熱されるので、吹管を傾斜して加熱能力を鈍らせるためである。このようにしないと溶融池は次第に過大となり、溶接部は拡がり、しかも過熱による溶落ちで孔を生じやすいかからである。これに対して溶接棒は初め 45° 位にし、溶接の進行と共に反対側に次第に傾ける。融滴の量は継手が一杯になる程度に溶し込むため溶接棒は第3表に示したように母材の厚さに応じた太さを選択する。こうして一応溶接が終れば溶接開始点より右側の未溶接部を前と同様に左向き法で溶接する。

もちろん母材が薄い場合は初めからトーチの角度を小さくし、（例えば約4mm位までは約 30° で）開始し、一端より一方向のみで溶接する。

母材が厚い場合は2層、3層と前に溶接した上に、あるいは裏面から繰返し盛金する。この場合前の溶接面のワレ、汚れなどを予め除去し、裏溶接の場合は裏ハツリする。（写真7参照）。

前述のようにガス溶接は下向姿勢以外はやりにくく溶接速度も遅くとかく過熱し孔を明けるため余り行なわれないが、横向では下向と同様の手順で行なえば良い。また立向姿勢の手順も第9図に示すようにトーチと溶接棒の関係位



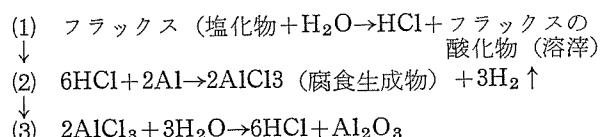
—2人の溶接士で両側より溶接する—
第9図 ガス溶接における立向姿勢

置は下向姿勢と同様で、トーチは横よりむしろ若干上下に動かして行なうようとする。

肉厚が4mm以上では両面より2人の溶接士で同寸法のチップを使い、同時に下端より上に向って同一速度で溶接する。もし2人の溶接士が得られない場合は1人は反対側から上と同じ要領で予熱だけを行なえば良い。上向姿勢は相当熟練した者以外は行なえないから一般的でない。

12. 後処理（仕上げ）

洗浄（フラックスの除去）一溶接を終了したら直ちに徐冷する。凝固範囲の広い溶加材を使用した場合は溶接後すぐ動かしてはならない。少なくとも 400°C 以下まで徐冷してから移動する。ものによっては溶接後急いで水冷することもあるが、これはとかく急冷による不均一な応力を発生し、変形を伴なうことが多いから避けた方が良い。冷却後は溶接部の表面に遺存するフラックスや溶滓などの異物を除去するため温水中で布あるいは軟かいブラシを使い十分洗浄し、温水中で更に洗って乾燥する。前にも述べたが、フラックスはアルミニウムに対しどんどん侵食性の塩化物や弗化物であるため、これが後に残るとその部分に次のような反応を生ずる。



すなわち残留フラックスは吸湿性のため空気中の湿気を集め(1)のように反応して塩酸を生じこれが母材のアルミニウム（合金）と反応して(2)の腐食生成物を作る。発生する水素は空気中に逸出するが、その際ガスの新しい抜け道を継手に残し、この気孔から更に水分が浸透して(3)の反応を起す。このようにして水分の存在する限りこの反応が連続し母材のアルミニウム（合金）は徐々に腐食する。

もちろん表裏とも洗浄することが必要である。大形のものや特にヘコミのあるもの、铸物あるいは小型タンク内のシャープコーナなどの洗浄はスチームを吹付けるかまたは温水で洗う方法が採られる。しかし一般にこれらの方法では完全に洗浄が行なえないとして第7表に示す酸液を使用する。もちろん酸洗後も水洗およびその後の湯洗を行なうことは前と同様である。水洗のため母材に腐食や汚れを生ずる懸念があれば約1%位の重クロム酸ソーダ（あるいは

第7表 フラックスを除去する水溶液

溶 液	濃 度、 %	処理温度、 °C	浸漬時間、 分	後 处 理
硝 酸	50 % 濃硝酸 50 % 水	室 温	10 ~ 20	水洗—湯洗—乾燥
硝 酸 重クロム酸 ソーダ	15% 濃硝酸 10% Na ₂ Cr ₂ O ₇ 75% 水	約 65	5 ~ 10	湯洗—乾燥
硝 酸 弗 酸	1.0% 濃硝酸 0.7% 濃弗酸 89.3% 水	室 温	10 ~ 15	水洗—湯洗—乾燥

重クロム酸カリ)を添加してこれを防ぐことが出来るが、乾燥は出来るだけ速かに行なうことが必要である。この場合乾燥した熱風を吹付け手早く乾燥することを奨める。

洗浄が完全に行なわれたかどうかを肉視的に鑑識するには数滴の蒸溜水を溶接部に滴下し、数分間放置後これを試験管に集めて約2%硝酸銀の水溶液を添加する。洗浄不良の場合は白色の塩化銀の沈殿を生成するので簡単にフラックス遺存の有無を知ることができる。これは硝酸銀の水溶液を直接試験位置に滴下してその沈殿の有無を調べても良いが、後の水洗を忘れないこと、いずれにしてもこれらの試験によって白殿の生じなくなるまで洗浄することが必要である。

機械的仕上げ(ツチ打チ)——一般には溶接のままでビードを残しているが、溶接部は鋳造組織となり隣接する母材の結晶粒は粗大となりがちであるから周囲と較べて機械的性質が低下する。したがってこの部分をツチ打チして組織を緻密にすると同時に多少存在する気泡をつぶすことが行なわれる。ツチ打チは薄板の冷間で行ない、厚板で耐食性を重視する場合は高温で行なう。この際ハンマは薄板では小形の平頭6mm以上の厚板や低融点の溶加材を使った継手部分を十分に鍛錬する場合は丸頭のハンマが使用する。

一般にツチ打チ作業は溶接部に対してなんら予備工作なしに行なうけれども、ガス溶接の場合には前記フラックスの残留物を慎重に除去しなければならないし、かえりや粗悪な肉盛り、または深い切欠きのように見做される粗大な鱗片状のビードなどをすぐツチ打チすることは不適当である。このような場合はフラックスの除去が困難でつち打ちしても、しなくとも侵食されやすい。したがって第10図のような欠陥をもつ溶接部はキサゲ、タガネなどで、または溶接線外の不要な余盛も除去してからツチ打チする。

カエリ



粗雑面



アンダーカット、溝、クボミ



第10図 ツチ打チ前の溶接部の欠陥

ツチ打チは熟練しないと、ビードの両側すなわち母材を叩くことがあり、板厚を減らしワレを作ることがしばしばあって外観を重視するもの以外最近は余り行なわないようである。ことに強度部材など一般溶接製品は余盛りのある

方がこれを除去したものより多少強い継手となるのでそのままの場合が多い。

しかし外観を母材と均一に整えるものや、あるいは食器、衛生容器などはガスの洗いやすいこと、雑キンの寄生を防ぐため内表面を極力滑らかにすることが要求される。これらの場合は開先時と同様の手動あるいは動力付工具(タガネ、ヤスリ、カンナ、カッターなど)を使用した後ポータブル・グラインダやサンダ(ベルト、デスク形)で仕上する。またスクランチやワイアブラシなどで母材とも表面に特異なブラシ目模様を作ることも行われるが、一般にはエメリーリ入りビニールやフェルト羽布で研磨し付近の母材も一緒に滑らかで光沢ある表面とする。

化学的仕上げ——溶接製品は以上のように機械的な表面仕上げをする以外耐食性あるいは美観を与えるために、化学的あるいは電気化学的に処理するものがある。したがって溶加材によってはこの処理で溶接部が鮮明に現われ、商品価値を著しく損なうものがある。その代表的な溶加材は4043や4343合金などAl-Si系合金を使用した場合で、溶接部は灰色～黒色となる。したがって溶接性よりも処理後のマッチした色調を望む場合は共材を使用することを奨めたい。これは異なる合金を溶接した場合にもそうぐうする問題である。以前にできるだけマッチした均一な色調を得る場合の異なる合金の取扱い例を示したが、各種合金を硫酸により陽極処理した場合の結果であって、溶接の場合にも参考となる。

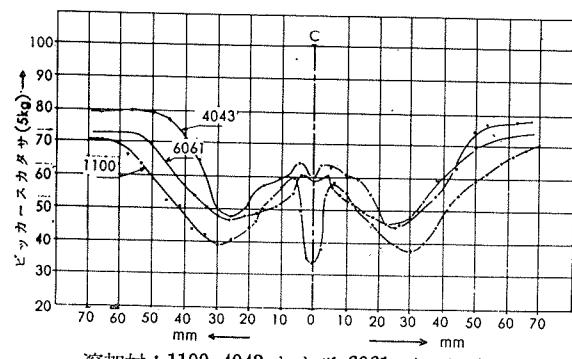
溶接後の熱処理——熱処理合金、例えば6061、6063あるいは2014など熱処理した材料を溶接すると溶接時の熱により継手付近は軟化して機械的性質を低下する。したがってこの強度の減少を構造上設計的に補うことが出来なければ、このものを再度焼入レや焼モドシする必要がある。この場合構造物が大きい場合は許される大きさに各部品を分割し再焼入をする。しかし溶接後の熱処理、特に焼入レは構造物にヒズミを生じ勝ちである。一般にアルミニウム合金の熱処理は処理温度の範囲が狭く金属学的な知識が要請され、正確な温度調整や熱処理設備あるいは訓練された作業者を必要とするため簡単に行なえないから材料メーカーに相談することを奨める。

13. 溶接部の機械的性質

溶接熱は溶接部の周辺に熱影響を与え、これを焼鈍軟化する。その範囲の大小は材質・板厚・溶接速度・形状あるいは溶接技術の巧拙などに支配される。第11図は厚さ2mmの6061-T6材を各種溶加材をもって溶接した場合のカタサ分布を示す。明らかに溶接部の両側は軟化して母材のカタサより低く、この部分は固溶と析出あるいは再結晶粒子の成長など複雑な組織となる。そして多くの場合軟化の激しい部分は溶接部ではない。これに反して溶接部は溶加材の種類によって異なり若干硬化している場合もあるのはこの範囲がチル铸物のように急冷組織あるいは空冷による不

完全な焼入硬化を呈するものもあるためと思われる。

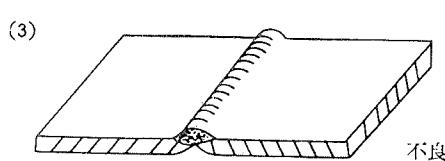
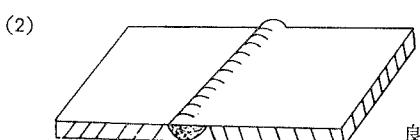
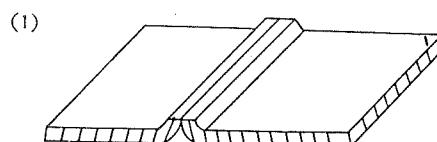
このように熱処理合金の場合に溶加材が共材であれば、溶接後に熱処理することによってもとのカタサ(引張強さ)に近くすることができるが、非熱処理材の溶加材では後から熱処理しても余り変わらない。



第11図 6061-T6材をガス溶接した場合のカタサ分布

第8表 ガス溶接の前後におけるアルミニウム合金の代表的抗張性

母材と質別	溶加材	母材の抗張性				突合セ縫手の抗張性		
		引張強さ、 kg/mm ²	耐力、 kg/mm ²	伸び、 %	セン断強さ、 kg/mm ²	引張強さ、 kg/mm ²	耐力、 kg/mm ²	伸び、 %
1050-0	1100 (or4043)	8.1	3.2	3.7	6.3	7.7	3.2	2.5
1050-1/2H	1100 (or4043)	11.6	10.9	8	7.4	7.7	3.2	2.5
1050-H	1100 (or4043)	15.4	14.1	7	8.4	7.7	3.2	2.5
1100-0	1100 (or4043)	9.5	3.9	3.5	6.7	9.1	3.9	2.5
1100-1/2H	1100 (or4043)	12.0	11.2	9	7.7	9.1	3.9	2.5
1100-H	1100 (or4043)	18.6	16.9	6	9.1	9.5	3.9	2.5
3003-0	1100 (or4043)	11.2	4.9	3.2	7.7	11.2	4.9	2.5
3003-1/2H	1100 (or4043)	15.1	14.1	8	9.8	11.2	4.9	2.5
3003-H	1100 (or4043)	20.4	19.0	4	11.2	11.2	4.9	2.5
5052-0	4043	20.4	10.2	2.3	12.7	17.6	8.4	1.5
5052-1/2H	4043	26.0	21.8	9	14.8	17.6	8.4	1.5
5052-H	4043	30.2	26.7	7	16.9	17.6	8.4	1.5



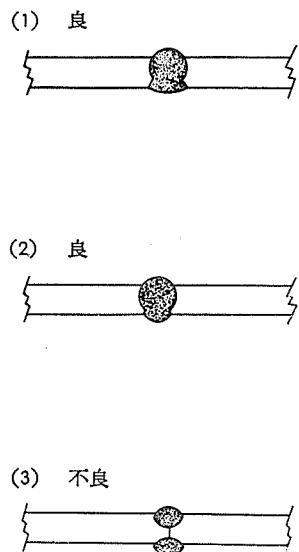
第12図 ヘリ溶接

14. 溶接方法の実例⁶⁾

アルミニウム(合金)をガス溶接する実例をここに示したが、前にも述べたようにフラックスを使うため溶接後の洗浄がしやすい位置に縫手を選ぶためほとんど突合セ溶接のみである。実際は各種各様であるがその基本的なものを示してある。

ヘリ溶接第12図一板が薄い場合はこのような方法を行なうが、(1)に示したようにまず縁曲げした後突合せ、(2)のように溶込みを十分にして裏側まで十分湯を廻し、表面の曲りは普通のビードとなり(3)に示す不十分な溶し方はいけない。このような場合は一般に溶加材を使わない。

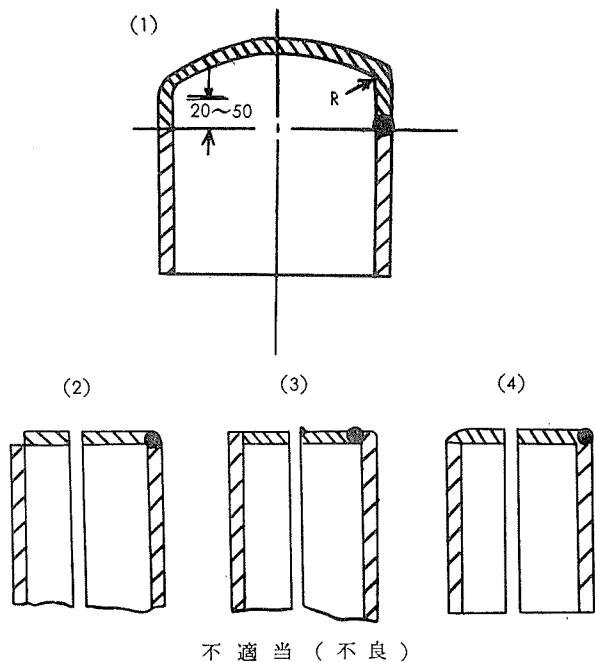
厚板の突合セ溶接第13図第一7表に示した適当な開先を作り、所定のルート間隔を置いて突合せ、溶加材を使って溶込みを十分にして表側を溶接する。裏側は溶加材を使わず均一に急速にナメていく場合(1)と表側からの溶込みの根本を裏側から浅くハツリ溶加材を使ってこの面を溶かしながら溶接する場合(2)とある。(3)は溶込み不十分で両側から



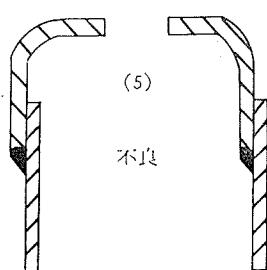
第13図 突合セ溶接

溶かしているにもかかわらず中央が溶けてない。かような場合はここから破断しやすい。

カド溶接第14図一内圧容器の場合は(1)のように蓋(鏡板)のRじまいから20~50mm距った部分を溶接する。(2)~(5)のようにしてはならない。これはフラックスの洗浄が容易なばかりでなく、容器の角に曲げ応力が起りやすいので



不適当(不良)



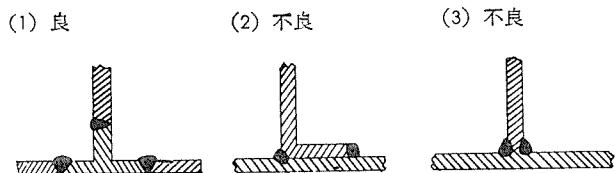
第14図 カド溶接

これを避け耐圧的なものとするためである。

内圧のない場合は(2)~(4)のようにすることもあるが、この際容器の内側に溶込み不十分で溝が残らないように十分溶接する。溝が残るとフラックスを溝の中から除去することが困難である。(5)は重ね溶接となりたとえ裏表を溶接してもフラックスの除去が出来ないので好ましくない。

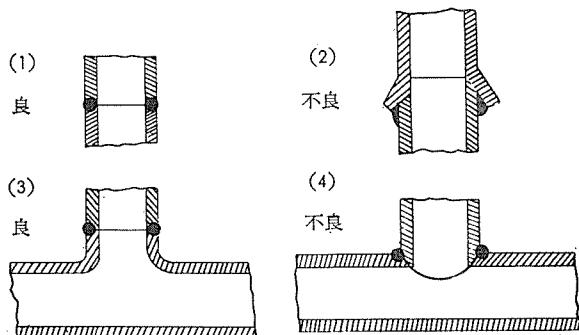
溶接前の蓋と胴体との突合セの縁辺は予めよく一致させて置くことは溶接を容易にするため必要な措置である。

T溶接第15図一アルミニウムの溶接の場合はできるだけこのようなスミ肉溶接を避けるため、(1)のようにT形材を使い、鋼材において行なう(2)~(3)の方法を探らない。いずれの場合も溶接が容易でなく溶接部の間にはいったフラックスは洗浄しても取れずに残るので好ましくない。



第15図 T形溶接

管の溶接第16図一一般には(1)のようにして(2)の方法を取らない。また管をT形に溶接する場合は(3)のように管に穴を開けフランジを起して溶接する。(4)の方法は変形しやすく洗浄も十分にできないので行わない。



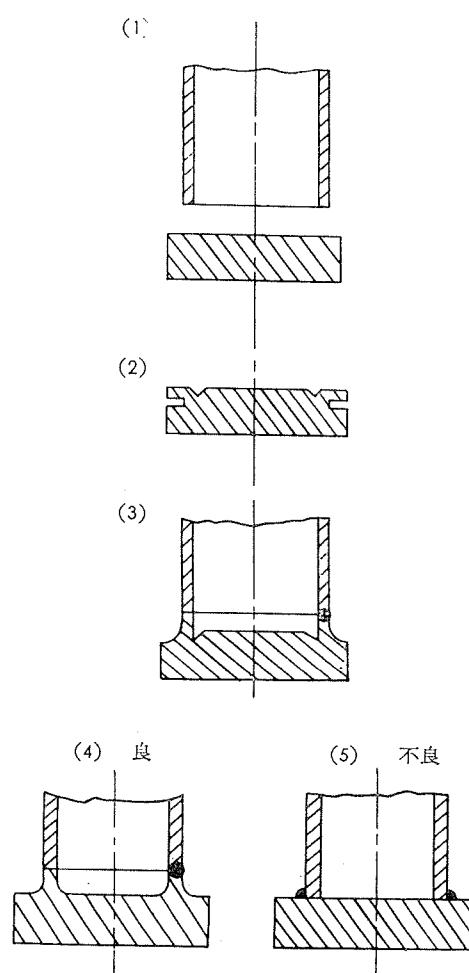
第16図 管の溶接

厚い底板を有する薄板容器の溶接第17図一厚い底板の周辺に薄い容器の板厚に等しい距離を切り込み、次に内側に容器の肉(内径)に等しい溝を切ってこの部分を加熱、自由端を直角に折曲げ薄い胴と突合セ溶接する(1)~(3)の場合、あるいは薄板の胴体と内径の等しい縁を予め底板を切削して作り、胴体と突合セ溶接する(4)の場合がある。

(5)のように底面のスミで継手を作ることを避ける。

マンホールの溶接第18図一板厚により多少違うが、(1)および(2)のような方法を採用する。フランジの部分は鋼環で裏当したマンホールや注入(出)孔の例である。管はタンクの内外より溶接し外のフランジも厚い場合は両側から溶接している。側壁の変形を極力抑制し強度の低下やスミ肉溶接を避けるためできれば(3)のようにタンク本体からフランジを立て突合セ溶接をすることが望ましい。

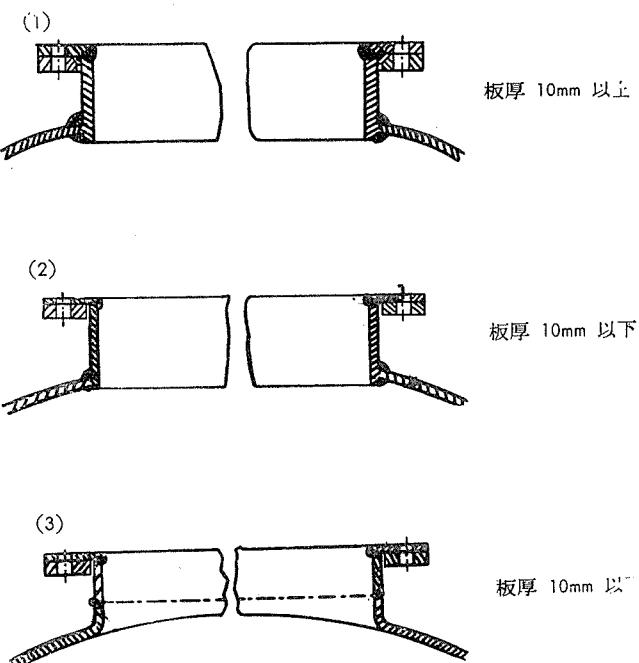
第9表はタンク、コンテナなどをガス溶接した実施例で



第17図 厚底の板に薄板を溶接する場合

た第3は普通の部品組立、すなわち铸物相互の溶接や铸物と展伸材の溶接などである。しかし一般には砂型铸物に多く適用され金型铸物、特にダイカスト製品の補修は困難である。

一般に铸物の溶接に要求される技術は既述の展伸材の溶接と同様である。ただ合金铸物の場合は一般に融点が低く形状が複雑で肉厚の変化が著るしいため、溶接部の感受性



第18図 マンホールの溶接

第9表 タンク、容器類のガス溶接データ

ゲージ、 吋 (mm)	使 用 ガ ス	チップ 口径、 mm	溶 加 材 径、 mm	溶 加 材 使 用 量、 g/m	フ ラ ク ス 使 用 量、 g/m	溶 接 速 度 m/h
1/16 (1.6)	酸素—水素	1.4	3.2	9.0	3.0	3.56
1/8 (3.2)	酸素—水素	1.9	3.7	18.5	4.4	3.05
1/4 (6.4)	酸素—アセチレン	1.9	4.7	29.6	8.1	2.44
3/8 (9.5)	酸素—アセチレン	2.1	4.7	44.4	14.8	1.83
1/2 (12.7)	酸素—アセチレン	2.4	6.4	51.8	22.2	1.07
5/8 (16)	酸素—アセチレン	2.4	7.9	52.9	26.6	1.07

ある。

以上述べた例で明らかのように、溶接位置は次の要素を考えて決定する。(1) 溶接による変形量の極力少ない位置を選ぶ(ii) 強度的に弱点となる位置を避ける。(iii) 溶接後フラックスの残滓を洗浄で容易に除去出来る位置を選ぶ(iv) 食器や衛生容器などでは溶接部に汚物が残りやすいのでこれらの除去しやすい位置にする。

15. アルミニウム合金铸物の溶接¹¹⁾

アルミニウム合金铸物の溶接は铸物工場あるいは組立工場で広く利用されている方法である。その主な目的は第1に铸物の欠陥救済であり、第2は破損した铸物の修理、ま

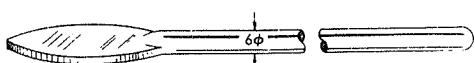
の敏感な合金は容易にワレを発生する。したがって铸物の溶接作業を完全に行なうためには全体を予熱して残存する応力を除き、しかも新しい応力の発生も防ぐことが行なわれる。また铸物合金の内熱処理合金は溶接熱で熱処理効果が減退するから、再熱処理を行なって強度を復元することが必要である。しかし再熱処理の困難なものでは溶接による手直しはすすめられない。

溶接前の脱脂や各種の付着異物の除去には展伸材と同方法で行ない、溶接部の肉厚が5mm以上の場合は継手を45°に開先する。しかもこの場合は適当の間隔を置いてノッチを作ることがあり展伸材の開先と相違する。しかし5mm未満の場合は開先なくただノッチだけとする。

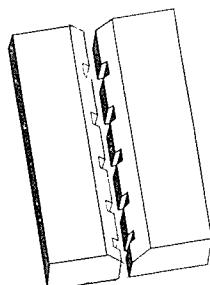
いざれの場合も第19図に示したようにステンレス鋼のへらと普通トーチによって行なわれる。また欠陥の修理などの場合は予め欠陥部をその周囲から除去した後溶接する。

予熱は大物や複雑な形状のもの程除々にしかも一様に加熱する。加熱温度は約425°Cまでとし適当な加熱炉を使用する。しかも小物や薄肉物の断面あるいは端部などの予熱は溶接に使うトーチをもって行なうことができるが、これは熟練した溶接士のみ行える方法で、必要以上の高温あるいは長時間加熱は極力避ける。

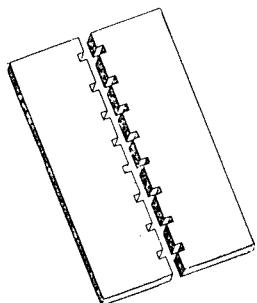
(1) ガス溶接に使うへらで湯溜を平にする



(2) 厚さ 5mm 以上の場合の開先(45°)とノッチ



(3) 厚さ 5mm 以下のは、ノッチだけで開先を作らない



第19図 鋳物の溶接に使用するへらと開先の形状

溶接後の冷却もまた徐々に均一にすることが必要である。これも加熱時と同様内部応力の発生やこれに伴う、ワレを阻止するためである。

鋳物の表面の欠陥や引巣などの補修溶接では以上の外に余り問題はないが、しかし組立てや折れた部分を修理する場合はこの外に若干の注意が必要である。すなわち長い継手にはタック溶接を行なうようにする。また肉厚が違うような場合の溶接は、厚い部分の温度を上げて薄い部分が溶融することのないようトーチからの熱の分布について十分な注意が必要である。同様な注意は鋳物に展伸材を溶接する場合にも遭遇する問題で、鋳物側に溶け落ちを起し勝ちである。すなわちこの場合は展伸材側を加熱して鋳物側の温度を常に低目にすればよい。非熱処理合金鋳物

の溶接に使う溶加材は4043や4343などを良く使用するがこれらのAl-Si系合金は融点が低くしかも熱間脆性によるワレに対する抵抗力が大きいためである。しかし溶加材としては原則として共材を棒状に铸造した溶接棒を使用するが、その選択は溶接目的（補修か組立製品かなど）で決めるべきであろう。

溶接部における酸化物の除去は展伸材と同様なフラックスを使用する。ただし原則的には展伸材のフラックスより融点の低いものが望ましい。もちろん溶加材も予め十分洗浄し、フラックスを塗布したものを使用する。

溶接にはガス溶接はもちろんアーク溶接も使用する。

酸素アセチレン溶接は酸素・水素溶接より高温が得られる理由で約6mm以上の肉厚鋳物の溶接に適し、小物でそれ以下の肉厚鋳物では酸素・水素溶接が無難である。トーチのチップ孔径やガス圧力については表31に示したもののが参考となる。

ワレの修理は予熱前にワレを除去するかあるいはその両端にドリルで浅く穴を作りワレの進行を止めておく。次にワレた部分50~60mmにわたってワレの縁辺が火焰の下で溶融し粘性を持ったらステンレス鋼製の前記へらでその表面を擦り、フラックスを塗布した溶加材を滴下充填する。この際溶接棒の先端がへらで溶融池の底部や周辺を擦り、泥状の融液表面を盛上げて平にする。これを逐次繰返してトーチを進める。

大物鋳物で溶接面積の大きい修理の場合は溶接する破片を所定位置に置いて開先し、粘土やプラスタなどで成形した鋳型を使い溶加材の代りに小さい容器に予め約700°Cに溶かした共湯をとり、これから直接溶接部に流し込む方法が採られる。すなわち継手の部分は適当な形状を開先（約45°）し、これを予熱温度に調整した炉中に挿入し、十分予熱してから取出しフラックスを溶接部全面に塗布し、これに溶湯を注入すればよい。この場合フラックスの反応生成物の浮上を助けるためへらで湯面を軽く擦って平にする。この方法によれば溶接による多孔性や酸化物の発生もなく必要以上の過熱が避けられる。

一般に溶接後は徐冷し過剰のフラックスを除去するために洗浄することは展伸材の場合と同様である。また、その後の仕上、研磨なども同様な方法で行なえばよい。

文 献

- 1) Aluminum Co. of Canada : *Aluminum Welding and Allied Processes*, Sec. 8 (1957).
- 2) Pumphrey, W.I. and Moore, D.C.: *Trans. Inst. Weld.* **12** (1949), 116.
- 3) Moore, D.C. : *Sheet Met. Ind.*, **28** (1951), 739,
- 4) 小林：軽金属材料工作法 178 (昭. 29.) 日刊工業新聞社
- 5) 小林、和氣：軽金属 (1953), 776.
- 6) DATSCH - ガス溶接実習教程 第Ⅱ部非鉄金属 (昭和15年)

日本工業協会訳

- 7) Aluminum Co. of Canada, : *Aluminum Welding and Allied Processes*, Sec.5 (1957)
- 8) Kaiser : Al Modern Met. 15 (1959), 8,32.
- 9) Aluminum Co. of Canada, : *Aluminum Welding and Allied Processes*, Sec, 2 (1957).
- 10) A.W.S. *Welding Handbook* (1950).
- 11) Reynolds Metals Co., : *Fusion Welding Aluminum* (1959).

R-16

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 2, No. 4, Oct. 1961

耐食アルミニウム合金7種の機械的性質 (データシート)

竹内勝治 田中英司

住友軽金属工業株式会社研究部

TECHNICAL DATA SHEET

(2-4.1)

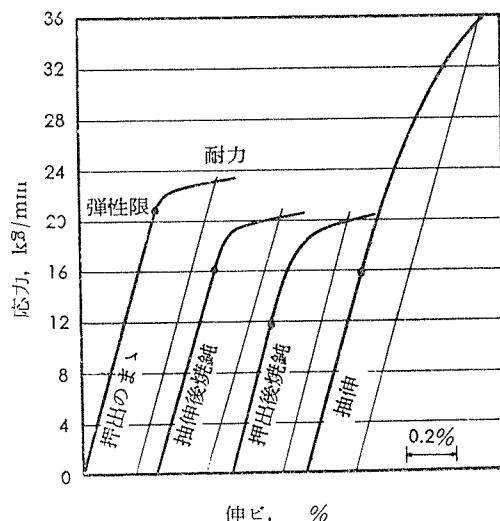
耐食アルミニウム合金7種の機械的性質 (1)

最近、Al-Mg-Mn系合金は非熱処理型合金としてかなりの強度をもち、耐食性が良好でしかも溶接性がよいため、建築関係、船舶関係並びに低温工業方面にかなり使用されるようになった。本系統の実用合金としてはJIS規格の耐食アルミニウム合金7種、米国規格の5083, 5086, BS規格のN%などがある。

本資料は耐食アルミニウム合金7種について各機械的性質、すなわち、引張性質、カタサ、衝撃値、セン断力、疲労強度(平滑、切欠、腐食)、180°曲げ試験合格内側半径およびエリクセン値などを測定した結果をまとめたものであり、棒、熱間圧延上り板、軟質板、圧延板および安定化処理板の順に表示した。JIS規格で定められているのは押出形材(H4172)並びに板(H4104)のみであり、質別としては押出のまま、または軟質である。本資料中には抽伸または圧延および安定化処理(175°C×3h)後の各機械的性質も表示したが、それらは規格がないのですべて参考としたい。

各試料中、棒、熱間圧延上り板並びに軟質板は大型鋳塊より製造したものであり、圧延板並びに安定化処理板は小型鋳塊(2kg)を研究部で圧延して製作したものである。各機械的性質の測定方法は主としてJIS規格によるものであり、疲労強度は小野式回転曲げまたはシェンク型振動疲

労試験機を用いて測定した。各表における疲労強度以外の機械的性質は試験片各5本以上の平均値であり、各応力一伸び線図はその1例を示す。なお、板材についてカタサを測定すると、試験の種別によっては板厚が充分でないため試験片の裏面に圧痕の影響が認められたものもある。それらは参考値として示した。



第1図 試材Aの応力一伸び線図

1. 棒

第1表 化学成分

材質	化成分%								
	Mg	Mn	Cr	Cu	Fe	Si	Ti	Zn	Al
(JIS H4172) 試材、A	(3.8~4.8)	(0.30~1.0)	(<0.50)	(<0.10)	(<0.40)	(<0.40)	(<0.20)	(<0.10)	(残)
	4.42	0.55	痕跡	0.01	0.20	0.21	0.01	痕跡	
試材、B	4.35	0.63	0.21	0.02	0.18	0.11	痕跡	痕跡	痕跡

第2表 試材Aの引張性質

質別記号	寸法 mmφ	処理	引張性質 ¹⁾					
			弹性限 kg/mm²	耐力 kg/mm²	引張強さ kg/mm²	真破断強さ kg/mm²	伸び %	紋率 %
F (JIS H4172) 20	(押出のまま)	—	(>13)	(>27)	—	(>12)	—	—
	押出のまま	20.7	23.7	35.5	45.6	16	28	—
O 17.5 20	25% 抽伸後 360°C 焼純	16.1	20.3	34.3	50.2	22	43	7100
	押出後 360°C 焼純	11.6	20.1	34.9	47.2	16	32	7200
H 17.5	25% 抽伸	15.2	35.1	40.4	52.1	10	32	—

1) JIS Z 2201, 4号試験片

(昭和36年10月)

竹内勝治
研究部
田中英司

(2-4.2)

TECHNICAL DATA SHEET

耐食アルミニウム合金7種の機械的性質 (2)

第3表 試材Aのカタサ、衝撃値およびセシ断力

質別記号	処理	カタサ ¹⁾					シャルピー衝撃値kg-m/cm ²		セシ断力 ²⁾ (16mmφ) kg/mm ²
		ブリネル 10/500/30	ピッカース 10kg	ロックウェル Bスケール	ロックウェル Fスケール	ショーワ (参考)	3号試験片	4号試験片	
F	押出のまま	72	81	32	78	(15)	9.1	8.3	16.5
O	25%抽伸後 360°C 焼純 押出後 360°C 焼純	74 70	83 76	33 25	77 74	(15) (14)	7.3 9.5	5.6 8.1	16.7 16.4
H	25% 抽伸	93	105	54	88	(21)	4.6	4.3	18.8

1) 断面のカタサを示す。

2) セシ断ジグは JISH4167, 二面セシ断ジグに準じるもの用いた。

第4表 試材Aの疲労強度^{1), 2)}

質別記号	処理	大気中の疲労強度、kg/mm ²			水中の疲労強度 ³⁾ kg/mm ²			3%食塩水中的疲労強度 ⁴⁾ kg/mm ²		
		10 ⁵ 回	10 ⁶ 回	10 ⁷ 回	10 ⁵ 回	10 ⁶ 回	10 ⁷ 回	10 ⁵ 回	10 ⁶ 回	10 ⁷ 回
F	押出のまま	21.2 (—)	17.3 (—)	15.5 (—)	17.8 (16.1)	10.4 (39.9)	5.9 (61.9)	15.3 (27.8)	8.2 (52.6)	4.1 (73.5)
O	25% 抽伸後 360°C 焼純	21.8 (—)	16.9 (—)	14.1 (—)	17.3 (20.6)	11.1 (34.3)	6.5 (53.9)	16.3 (25.2)	8.9 (47.3)	4.1 (70.9)
O	押出後 360°C 焼純	21.3 (—)	17.3 (—)	15.0 (—)	17.1 (19.7)	10.8 (37.5)	6.1 (59.3)	15.0 (29.6)	7.9 (54.4)	3.6 (76.0)

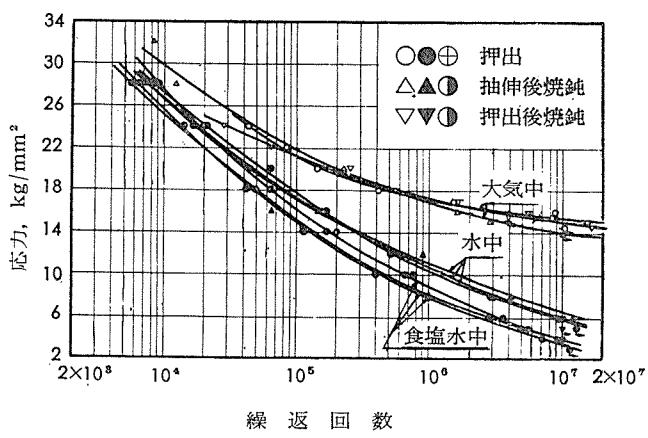
1) 小野式回転曲げ疲労試験機 (1,700rpm) による。

2) 試験片は 10mmφ 標準試験片 (D=15mmφ, d=10mmφ, R=15mm)

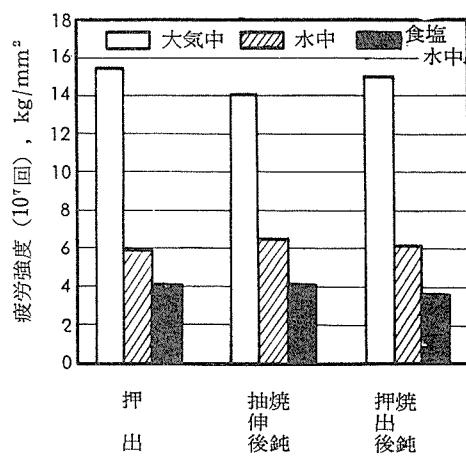
3) 流量は 200~300cc/mn

4) 3%人造食塩水 (比重 1.02~1.03), 流量は 200~300cc/mn

5) () 内の数値は大気中の疲労強度と比較した場合の減少率 (%) を示す。



第2図 試材AのS-N曲線



第3図 疲労強度の比較

(2-4.3)

TECHNICAL DATA SHEET

耐食アルミニウム合金7種の機械的性質 (3)

第5表 試材Bの機械的性質

質別記号	寸法、 mm ϕ	処理	引張性質						ブリネル カタサ 10/500/30	シャルピー 衝撃値 (JIS 3号) kg-m/cm ²	
			弹性限 kg/mm ²	耐力 kg/mm ²	引張強さ kg/mm ²	真破断強さ kg/mm ²	伸び %	紋率			
F	(JIS H4172) 20	(押出のまま) 押出のまま	—	(>13) 18.3	(>27) 23.5	— 36.4	— 47.3	(>12) 15	— 28	— 79	— —
O	17.5	25%引伸後360°C焼純	16.4	22.7	36.3	54.3	19	43	77	8.6	

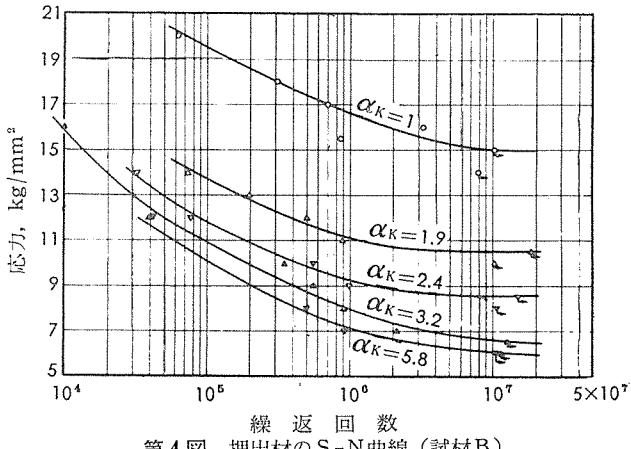
第6表 試材Bの切欠疲労強度¹⁾並びに切欠係数

切欠底 の丸み r mm	形状係数	押出材						焼純材					
		疲労強度、 kg/mm ²			切欠係数			疲労強度、 kg/mm ²			切欠係数		
		10 ⁵ 回	10 ⁶ 回	10 ⁷ 回	10 ⁵ 回	10 ⁶ 回	10 ⁷ 回	10 ⁵ 回	10 ⁶ 回	10 ⁷ 回	10 ⁵ 回	10 ⁶ 回	10 ⁷ 回
∞	1.2)	19.5	16.6	15.1	1	1	1	21.4	17.4	15.2	1	1	1
2	1.5 3)	—	—	—	—	—	—	16.0	13.3	12.6	1.34	1.31	1.21
1	1.9 3)	13.8	11.1	10.6	1.41	1.50	1.42	13.7	10.5	10.1	1.56	1.66	1.51
0.5	2.4 4)	11.8	9.2	8.6	1.65	1.81	1.75	11.8	8.7	7.7	1.81	2.00	1.98
0.25	3.2 4)	10.9	8.0	6.6	1.79	2.07	2.29	11.6	8.5	7.6	1.84	2.05	2.00
0.06	5.8 4)	10.1	7.1	6.1	1.93	2.34	2.48	9.5	6.2	5.1	2.25	2.81	2.98

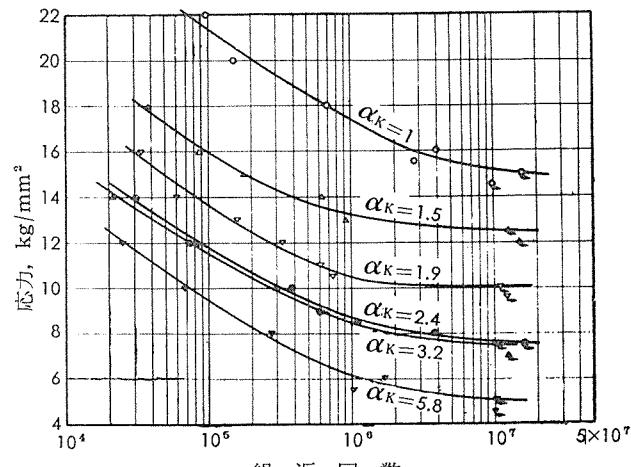
1) 小野式回転曲げ疲労試験機(1,700rpm)による。

2) 10mm ϕ 標準試験片3) 半円型環状切欠試験片(D=12mm ϕ , d=10mm ϕ , t=1mm, 旋削加工のまま)

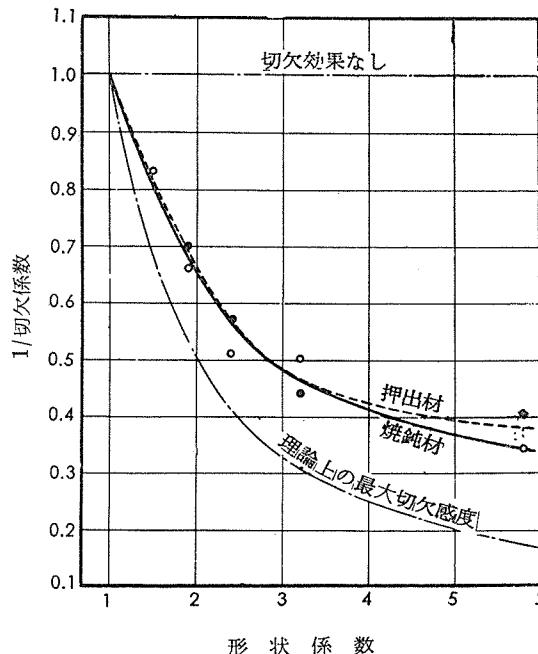
4) 60°-V型環状切欠試験片(同上)



第4図 押出材のS-N曲線(試材B)



第5図 焼純材のS-N曲線(試材B)

第6図 欠切感度の比較(試材B, 繰返回数10⁷)

(昭和36年10月)

 竹内勝治
研究部
田中英司

(2-4.4)

TECHNICAL DATA SHEET

耐食アルミニウム合金7種の機械的性質 (4)

2. 热間圧延上り板 (厚さ 20mm)

第7表 化学成分

材 質	化 學 成 分 %								
	Mg	Mn	Cr	Cu	Fe	Si	Ti	Zn	Al
(JIS H4104) 試 材	(3.8~4.8) 4.40	(0.30~1.0) 0.69	(<0.50) 0.20	(<0.10) 0.03	(<0.40) 0.20	(<0.40) 0.11	(<0.20) 痕 跡	(<0.10) 0.01	(残) 残

第8表 热間圧延上り板の引張性質並びに180°曲げ性質

試験片採取方向	引 張 性 質 ¹⁾						180°曲げ試験合格 ²⁾ 内側半径
	弾性限 kg/mm ²	耐力 kg/mm ²	引張強さ kg/mm ²	真破断強さ ³⁾ kg/mm ²	伸び %	紋理 ³⁾ %	
(JIS H4104, 板厚12mm以下)	—	(>13)	(>27)	—	(>18)	—	(厚さの3倍)
圧延 方 向	13.7	21.3	35.9	(41.8)	22	(23)	厚さの1.5倍
圧延方 向 に 直 角	11.9	21.3	36.1	(43.1)	—	(24)	厚さの1.8倍

1) JIS Z2201, 5号試験片

2) JIS Z2204, 4号試験片

3) 参考値

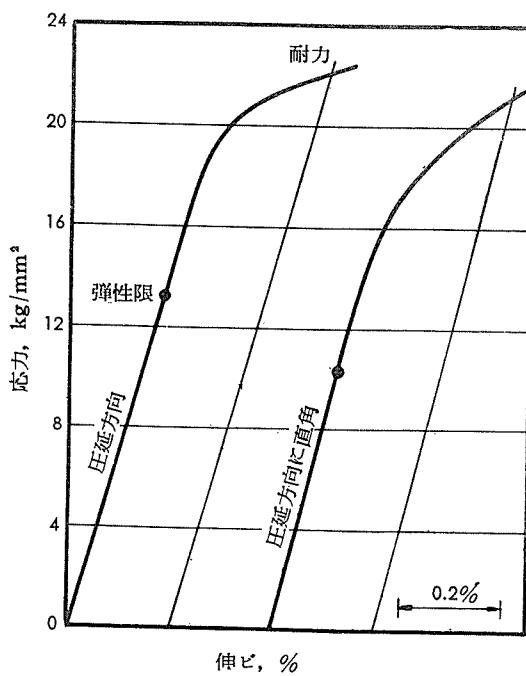
第9表 热間圧延上り板のカタサ、衝撃値並びに疲労強度

試験片採取方向	カ タ サ ¹⁾					シャハビー衝撃値、 kg-m/cm ²		疲 労 強 度 ²⁾ kg/mm ²		
	ブリネル 10/500/30	ピッカース 10kg	ロックウェル Bスケール	ロックウェル Fスケール	シヨニア (参考)	3号試験片	4号試験片	10 ⁵ 回	10 ⁶ 回	10 ⁷ 回
圧延 方 向	88	96	46	85	(19)	7.7	4.4	21.4	16.7	15.5
圧延方 向 に 直 角						5.2	3.3	21.1	16.5	15.0

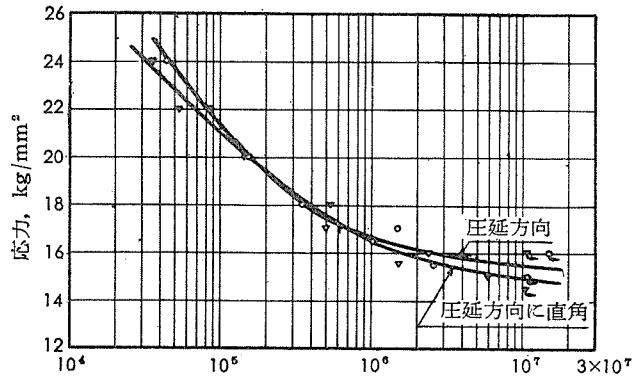
1) 表面のカタサを示す。

2) 小野式回転曲げ疲労試験機(1,700rpm)による。

試験片は10mmφ標準試験片



第7図 热間圧延板の応力一伸ビ線図



第8図 热間圧延上り板のS-N曲線

(昭和36年10月)

竹内勝治
研究部
田中英司

(2-4.5)

TECHNICAL DATA SHEET

耐食アルミニウム合金7種の機械的性質 (5)

3. 軟質板

第10表 軟質板¹⁾の引張性質並びに180°曲げ性質

板厚 mm	試験片採取方向	引張性質 ²⁾				180°曲げ試験内側半径 ³⁾
		弹性限 kg/mm ²	耐力 kg/mm ²	引張強さ、 kg/mm ²	伸び %	
1	(JIS H 4104) 圧延方向に直角	—	(>13) 14.3 13.6	(>27) 32.7 31.3	(>15) 22 22	(厚さの2倍) 良良
	圧延方向に直角	8.3 7.4	13.6	31.3	22	
2	(JIS H 4104) 圧延方向に直角	—	(>13) 14.7 13.8	(>27) 32.5 31.1	(>18) 24 24	(厚さの2倍) 良良
	圧延方向に直角	9.6 7.4	13.8	31.1	24	
4	(JIS H 4104) 圧延方向に直角	—	(>13) 15.1 14.2	(>27) 33.2 31.7	(>18) 25 25	(厚さの3倍) 良良
	圧延方向に直角	7.3 8.7	14.2	31.7	25	

1) 化学成分は第7表と同じ。

2) JIS Z2201, 5号試験片

3) JIS Z2204, 4号試験片

第11表 軟質板のカタサ

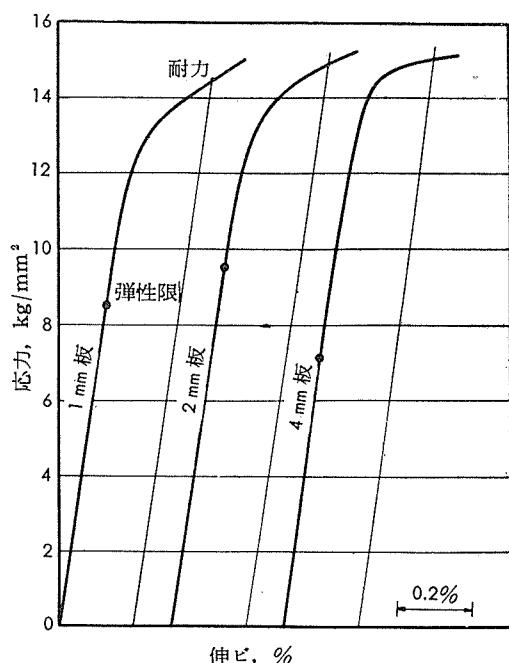
板厚 mm	ピッカース 10kg	ロックウェル				スーパー・ヒャルロックウェル		
		B スケール	E スケール	F スケール	H スケール	15T スケール	30T スケール	45T スケール
1	79	25 1)	75 1)	73 1)	97 1)	72	38	7
2	79	29	76	75	99	73	39	8
4	78	29	77	74	99	73	40	9

1) 参考値

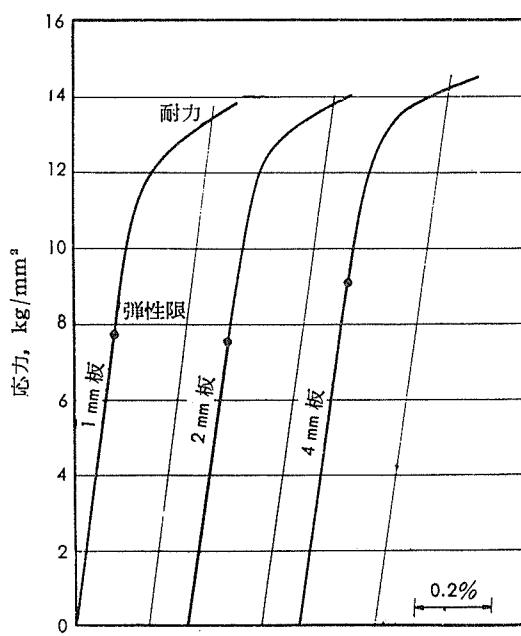
第12表 軟質板の疲労強度

板厚	試験片採取方向	疲労強度、kg/mm ²			
		10 ⁴ 回	10 ⁶ 回	10 ⁸ 回	10 ⁷ 回
1	圧延方向	—	15.0	10.7	10.1
4	圧延方向	25.5	15.8	10.7	9.3
	圧延方向に直角	25.1	16.0	11.6	9.6

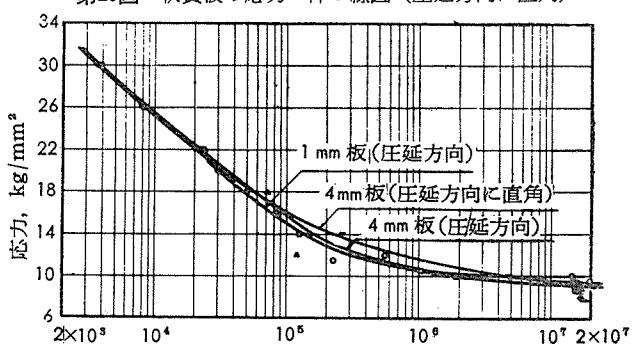
1) シェンク型振動疲労試験機(3,500cpm, 1mm板は1kg-m, 4mm板は4kg-m)による。



第9図 軟質板の応力一伸び線図(圧延方向)



第10図 軟質板の応力一伸び線図(圧延方向に直角)



第11図 軟質板のS-N曲線

耐食アルミニウム合金7種の機械的性質 (6)

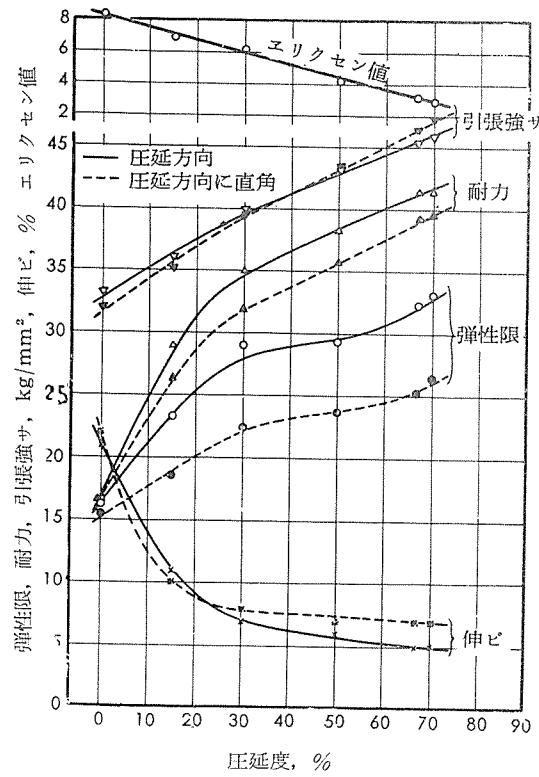
4. 圧延板並びに安定化処理板(厚さ各1mm)

第13表 圧延板並びに安定化処理板の引張性質¹⁾

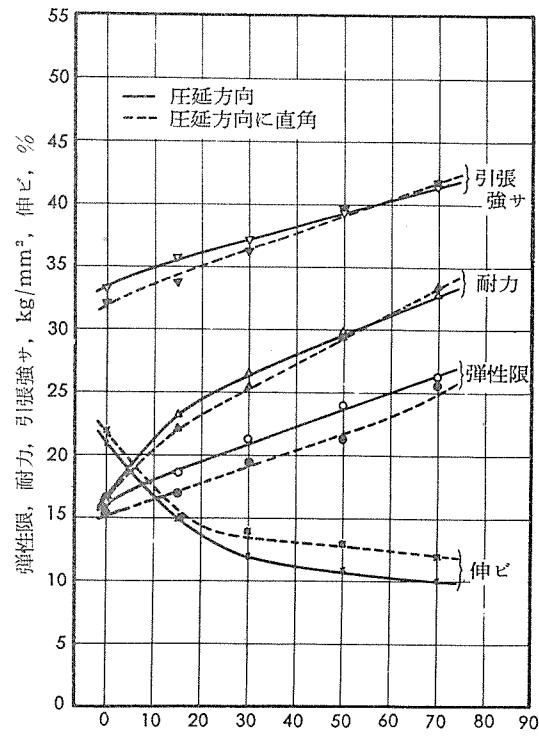
質別	圧延度または 処理前圧延度 %	圧延方向				圧延方向に直角			
		弹性限 kg/mm ²	耐力 kg/mm ²	引張強サ kg/mm ²	伸び %	弹性限 kg/mm ²	耐力 kg/mm ²	引張強サ kg/mm ²	伸び %
軟質	(焼純)	16.2	16.5	32.2	21	15.4	16.6	31.9	22
圧延	15	23.2	29.0	36.0	11	18.6	26.4	35.0	10
	30	28.9	35.0	39.7	7	22.4	32.0	39.6	8
	50	29.3	38.2	43.2	6	23.6	35.8	43.5	7
	67	32.8	41.4	45.3	5	28.2	39.2	46.3	7
	70	33.2	41.4	45.8	5	26.4	39.6	47.2	7
安定化処理 ²⁾	15	18.5	23.3	35.7	15	16.9	22.1	33.7	15
	30	21.3	26.6	37.2	12	19.4	25.5	36.0	14
	50	23.9	29.8	39.4	11	21.2	29.4	39.6	13
	70	26.3	32.8	41.4	10	25.5	33.2	41.7	12

1) 試験片は FED. TEST. METHOD STD. No. 151 の Method 211, F2 (平行部幅 0.5", 標点間距離 2")

2) 175°C×3h



第12図 圧延度と機械的性質の関係



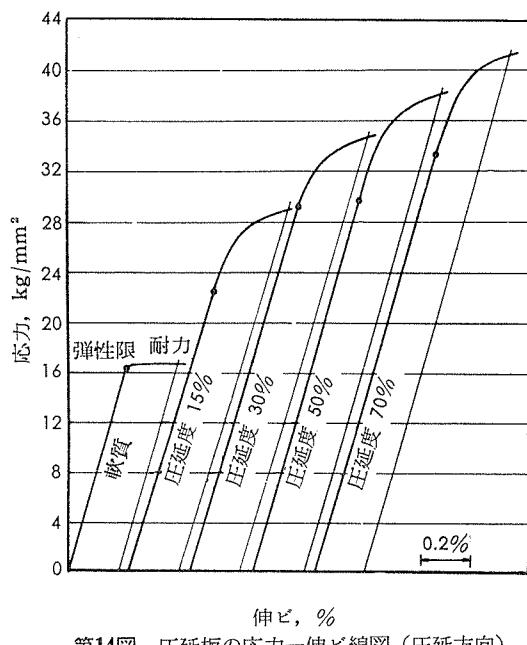
第13図 安定化処理前圧延度と機械的性質の関係



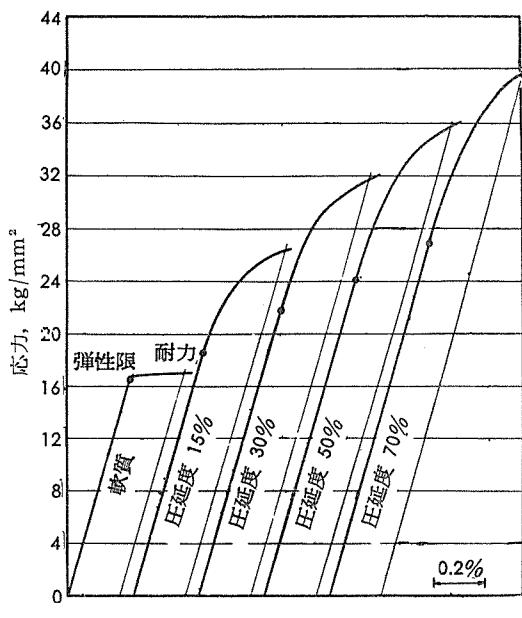
(2-4.7)

TECHNICAL DATA SHEET

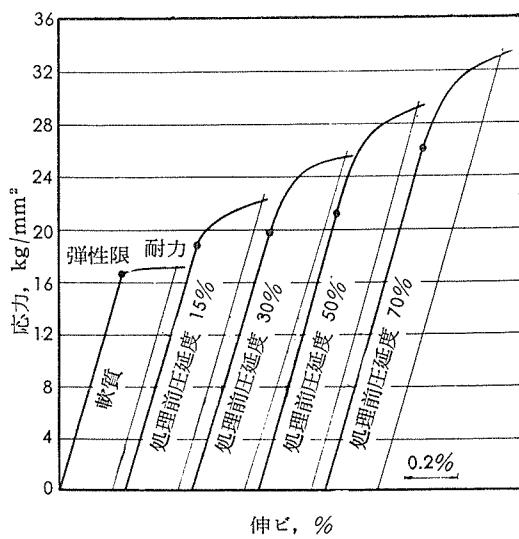
耐食アルミニウム合金7種の機械的性質 (7)



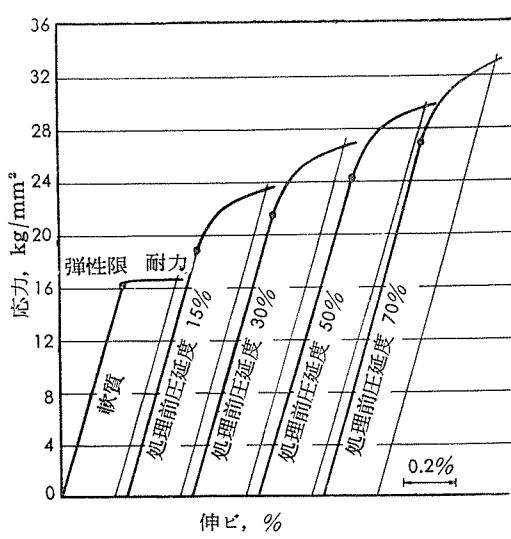
第14図 圧延板の応力一伸び線図（圧延方向）



第15図 圧延板の応力一伸び線図（圧延方向に直角）



第16図 安定化処理板の応力一伸び線図（圧延方向）



第17図 安定化処理板の応力一伸び線図（圧延方向に直角）



(2-4.8)

TECHNICAL DATA SHEET

耐食アルミニウム合金7種の機械的性質 (8)

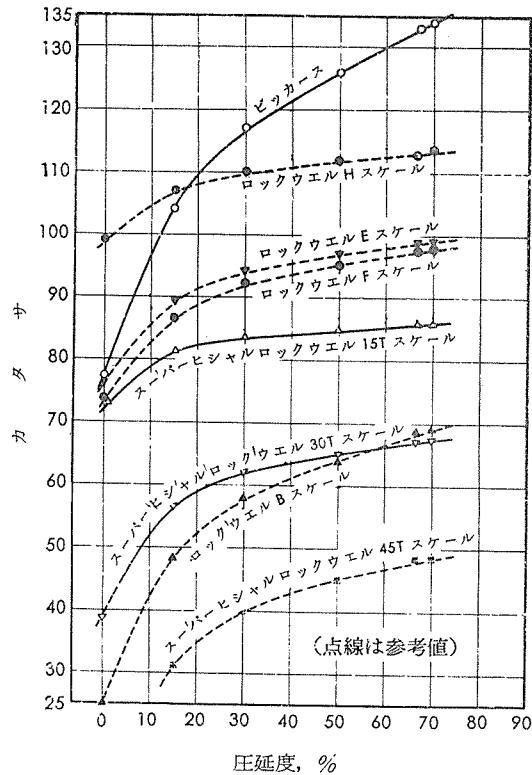
第14表 压延板並びに安定化処理板のカタサ、180°曲げ性質及びエリクセン値

質別	圧延度または処理前圧延度 %	カタサ									180°曲げ試験 ¹⁾ 合格内側半径	エリクセン値 ²⁾		
		ビックース 10kg	ロツクウェル ³⁾				スーパーヒシャルロックウェル							
			Bスケール	Eスケール	Fスケール	Hスケール	15Tスケール	30Tスケール	45Tスケール ³⁾					
軟質	(焼純)	77	25	76	73	99	73	39 ³⁾	7	厚さの1倍	8.3			
圧延	15	104	48	89	87	107	81	57	31	厚さの2倍	6.9			
	30	117	58	91	92	110	84	62	40	厚さの3倍	6.1			
	50	126	64	97	93	112	85	65	45	厚さの3倍	4.2			
	67	133	69	99	98	113	83	67	49	厚さの4倍	3.1			
	70	134	69	99	98	114	83	67	49	厚さの4倍	2.9			
安定化処理	15	95	44	87	84	106	79	51 ³⁾	24	厚さの1.5倍	7.1			
	30	103	50	90	87	108	81	56 ³⁾	30	厚さの1.5倍	6.6			
	50	109	53	93	90	109	82	59	36	厚さの2倍	5.8			
	70	117	61	96	93	111	83	62	40	厚さの2.5倍	5.1			

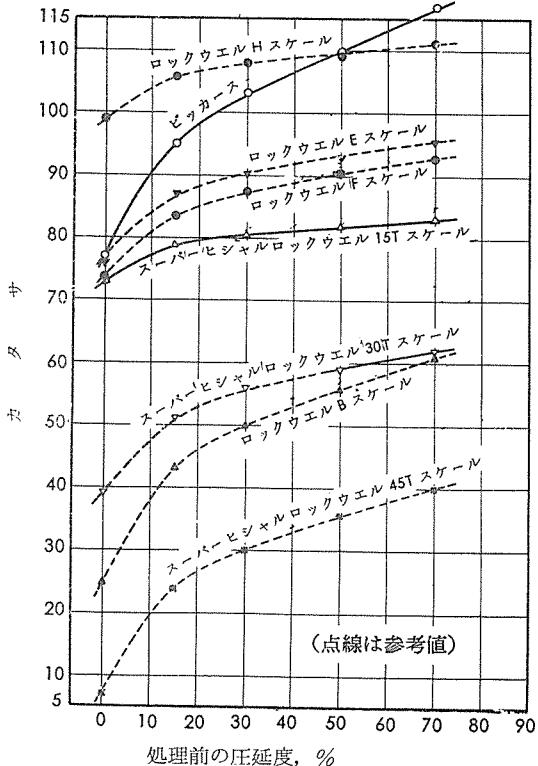
1) JIS Z2204, 4号試験片(圧延方向)

2) JIS E7777, 2号試験片

3) 参考値



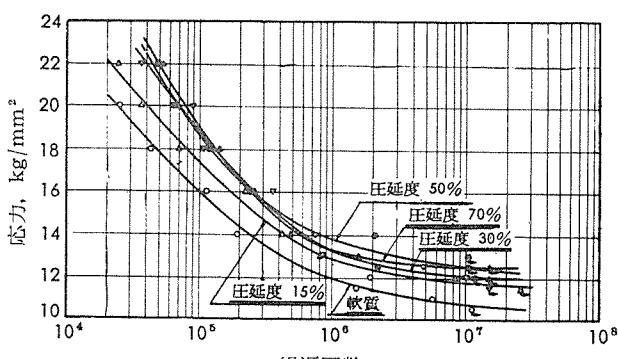
第18図 圧延度とカタサの関係
第15表 圧延板の疲労強度¹⁾



第19図 安定化処理前圧延とカタサの関係

圧延度 %	疲労強度, kg/mm ²		
	10 ⁵ 回	10 ⁶ 回	10 ⁷ 回
軟質	15.9	12.0	10.8
15	17.4	12.9	11.8
30	18.8	13.2	12.1
50	18.6	13.8	12.5
70	19.0	13.3	12.6

1) シェンク型振動疲労試験機(3500cpm, 1kg-m)による。



第20図 圧延板のS-N曲線

(昭和36年10月)



住友軽金属工業株式会社

研究部 竹内勝治
田中英司