

銅合金の焼鈍脆化現象の研究 (第1報)

アルミニウム黄銅管の焼鈍脆化現象

佐藤史郎

住友軽金属工業株式会社

銅合金の焼鈍脆化現象の研究 (第1報)

アルミニウム黄銅管の焼鈍脆化現象*

佐藤史郎**

On the Embrittling Phenomenon of Copper Alloys during Annealing (Rep. 1)

Embrittlement of Aluminium Brass Tubes during Annealing

by Shiro Sato

An experimental investigation was made on the phenomenon of embrittlement during annealing encountered in the manufacturing process of aluminium-brass tubes.

The tubes were hot-extruded, cold-drawn and then annealed at 400°C or 600°C by slow heating. The annealed tubes were very brittle. Metallurgical investigation on these tubes revealed that a high level of internal stress prevailed in drawn tubes and the embrittlement was due to the formation of voids at original grain boundaries.

Isothermal annealing test was made on the drawn tubes by very rapid heating in oil or salt bath at various temperature with variation of annealing time and the degree of embrittlement was measured. As the results of this test, it is inferred that the condition to cause embrittlement consists of the following three factors;

- (a) the materials with high internal stress
- (b) annealing in temperature range from 250°C to 400°C
- (c) keeping at the embrittling temperature range for more than a certain period.

These three factors must be all satisfied to cause embrittlement.

The experimental results have also shown that these characteristics are closely associated with those of intercrystalline brittle rupturing observed during creep or tensile test at elevated temperature.

1. 緒 言

伸銅工場においては、冷間加工した銅合金を焼鈍した場合にしばしば脆化現象のみられることが古くから経験されている。この現象は一般には、特に製造現場では、**fire cracking** — 火ワレ — として知られており、研究室的に取扱った場合には焼鈍脆化 (**embrittlement during annealing**) と称されているようである。

この脆化現象に関するこれまでの認識内容と研究結果をみれば、大きく分けて二つの流れをみることができる。

その一つは加工した銅合金を焼鈍する場合に、炉内で昇温過程において、大きな亀裂(脆性破断)を生ずる現象に関するもので、俗にいう狭義の **fire cracking** の現象は本現象のことである。その特徴としては材料がかなり大きな

残留応力を有するものに起りやすいこと、ワレが再結晶前の粒界を通るものであること、および不純物として鉛、鉄などを含む場合に起りやすいことなどが知られている。しかしこのうち、鉛を含む黄銅を加熱した時にみられるワレは引張応力条件下における溶融金属の粒界拡散によるものであろうことが容易に推察され、ここで取上げようとする脆化現象とは異質のものであるとみられる。

焼鈍脆化現象をワレとして取上げた研究のうち、よく知られている研究に Jones, Whitehead²⁾ によっておこなわれた洋白 (**nickel silver**) のワレに関するものがある。本研究によれば、焼鈍時の破断は残留応力および 320°C 前後の変態の相互作用の結果、引張応力が引張強さを凌駕することによって生ずるものであるとの見方がとられている。

他の一つは Wilson および Herenguel^{3) 4)} の論文に代表されるもので加工した黄銅に焼鈍をおこなった場合、亀裂

* 日本金属学会誌, 26(1962), 656 に一部発表

** 研究部

を生じないまでも著して脆化してしまう現象に関するものである。この現象は外部的に応力を加えられた黄銅を高温に保持した場合に生ずる粒界破断現象と同質のものとみなされており、高温におけるクリープ試験または緩速の引張試験の結果と共通する現象であるとの見方がとられている。焼鈍脆化現象における応力源は残留応力および熱応力の和であるとの考えがとられており、脆化の対策として加工材の残留応力をなるべく小さく保つこと、および急熱をさけて徐々に加熱することが推奨されている。そして、この考えは、比較的最近まで焼鈍脆化現象に関する通説として知られていた。本稿においてのべようとする現象はほぼ上記の範疇に属する脆化現象に関するものである。

筆者が本研究を実施するに至った動機は、偶々、当製管工場において、大径のアルミニウム黄銅管 (Cu-20%Zn-2%Al-0.05%As) の製造時に顕著な脆化現象に遭遇し、従来の研究成果をもとに対策をたてたが、容易な解決が得られず、したがって、改めて検討をおこなう必要が生じたことに端を発している。筆者はまず、脆化を起す管材について検討し、焼鈍脆化現象が粒界に void を生ずることによるものであることを見出し、それが高温クリープ試験または高温引張試験時に生ずる void (いわゆる cavitation 現象) と同質のものであることを示した。同時に、この管材を用いて脆化の発生と焼鈍条件 (温度、時間) の関係を明らかとし、それに対してクリープ現象における void 発生を考えを適用することにより明快に説明しうることを示した。これらの研究の結果から、脆化の対策として、従来の通説とは全く逆に急速加熱により脆化を避けることが可能であることを考察および実証した。以上の結果を第1報として以下に報告する。

また、以上の焼鈍脆化に関する研究が特殊黄銅について特殊な工程を経たものについて主としておこなわれたものであったため、普通黄銅を用いて焼鈍脆化現象の発生とそれに関する基本的な因子について検討し、焼鈍脆化現象の本質について解明することを試みた。この結果は第2報として報告する予定である。

更に、上記の要因の検討結果のうち、極めて顕著な作用を示した結晶粒度の影響について、やや詳細な検討を加えた。この結果を第3報として報告する予定である。

なお、このような研究の結果、焼鈍脆化現象は黄銅のみにおいて起る特異な現象ではなく、金属、特に銅合金の基本的な問題であることが、明らかとされた。そして、この考えを用いて、これまで不明とされていた脆化現象のうち、解決された例もみられている。この結果もできれば追って報告したい考えである。

2. 管における焼鈍脆化現象

2.1 試料管

管はアルミニウムを約2%, ヒ素を0.04%, ケイ素を0.25%, 亜鉛を約20%含む α 黄銅よりなるもので不純物と

して鉄および鉛をそれぞれ0.01%および0.004%含有するものである。

この管は熱間押出し後、冷間抽伸により外径70mm, 肉厚15mmに加工された。押出後の抽伸加工度は約30%であった。

2.2 焼鈍脆化

管は抽伸後、200°Cの炉中に装入され、ほぼ0.8°C/minの速度で400°Cに達するまで徐々に加熱、400°Cで約30分間保持後、炉より取出し空冷された。この管について偏平圧縮試験をおこなったところ、偏平圧縮により容易にワレが発生した (photo. 1)。この管は焼鈍前においては偏平圧縮試験により密着寸前までワレを生じないことがわかっているため、上記焼鈍により焼鈍脆化が生じたことは明らかである。

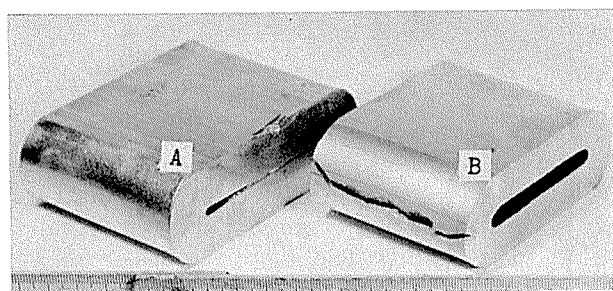


Photo. 1 Result of flattening test.

A : as cold drawn tube

B : annealed and embrittled tube

同様の操作が数回にわたり、おこなわれたが、同じ結果が得られた。また、加工度を減少させて抽伸し200°Cで10分間保持後、加熱速度0.8°C/minで600°Cまで加熱し、600°Cで30分間保持して焼鈍をおこなったが、偏平試験の結果から、上述と同様の脆化が生じていることがわかった。

2.3 顕微鏡組織

上記のごとき加熱方法で400°Cおよび600°Cで焼鈍し、脆化した管の円周方向切断面を調査した。Photo. 2 (a)は押出したままの管の組織を示し、(b)は抽伸した状態の組織を示す。(c)(d)は400°Cで焼鈍した管の断面で、蛇行する線状の欠陥が見られ、この欠陥を詳細に観察すれば連点状に観察された。(e)(f)は600°Cで焼鈍した管の断面で斑点状の欠陥が数本の線上に並んで明瞭に見られた。これらの欠陥の分布する位置は、再結晶後の粒界とは関係がないが、その直線部の長さは再結晶前 (抽伸材) の結晶粒界の直線部の長さとはほぼ一致するものようであった。このことから、これらの欠陥は、再結晶前の粒界に生じたものではないかと考えられる。

2.4 管の残留応力

焼鈍脆化が残留応力の大きい試験片に生じやすいものであることは、一般に知られた事実であるので焼鈍脆化を起した試料管が焼鈍前においてどのような残留応力を有しているかを知るためつぎのような方法で残留応力を測定した。

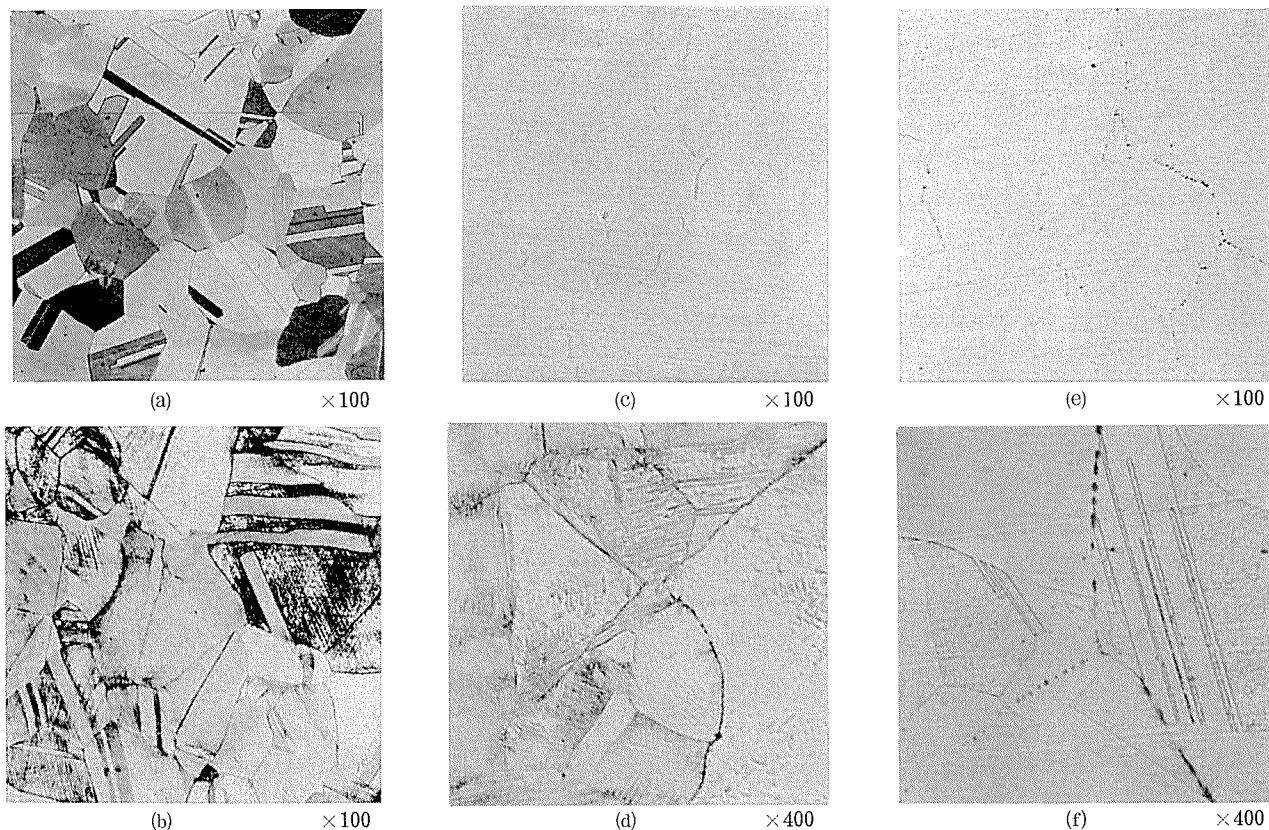


Photo. 2 Cross sections of aluminium brass tubes extruded, cold drawn and embrittled during annealing.

a : as extruded

b : extruded and cold drawn

c,d : annealed at 400°C for 30 min

e,f : annealed at 600°C for 30 min

} rate of temperature rise : 0.8°C/min

すなわち、まず管の内面側にストレンゲージを貼付し、管の外周側より約0.25mm間隔で順次機械的に切削をおこなった。そして、その都度管の内面側に生ずる歪み量を正確に求め Sachs の式に従って管の長手方向、円周方向および肉厚方向に作用している残留応力の大きさを計算し、Fig. 1 のごとき結果を得た。すなわち、管の長軸および円周方向には管外面側に引張応力が分布しており、管内面側には圧縮応力が分布していた。その引張応力の大きさは外面側より内面側へ約2mmの位置において最も大きく、 30kg/mm^2 以上であった。つまり、管には異常と考えられるほどの大きさの残留応力が分布していることがわかった。

3. 管による焼鈍脆化試験

3.1 実験方法

前記の管長サ150mmのものをを用い焼鈍条件を変化させて、等温焼鈍試験をおこなった。焼鈍は管をある特定の温度に加熱し、その温度で一定時間保持してから空气中に放置し、冷却した。加熱にあたり、試験片をなるべく急速に加熱し得るように油浴(250°C以下)または塩浴(300°C~600°C)を用いた。油浴または塩浴の温度は、試験片がなるべく早急に所定の温度に到達することができるよう

に、試験片の熱容量に見合う温度だけ、過熱しておいた。この結果、試験片を3~5分で所定の温度に達せしめることができた。焼鈍後の試験片について管のままで偏平試験(肉厚の3倍まで)をおこない、ワレ発生の有無から脆化程度を知ろうとした。また、管の一部から10mmφ×100mmの棒状試験片を採取し、常温で引張試験をおこなって引張強さ、伸びおよび断面収縮率を測定し、それらの値、特に断面収縮率から脆化の程度を知ろうとした。

3.2 焼鈍条件

200°C から 50°C きざみで 450°C までの各温度および 600°C で10分および60分間焼鈍した。60分間の焼鈍後、偏平試験をおこなってワレを生じない試験片については60分間の焼鈍をおこなった。

3.3 実験結果

3.3.1 機械的な試験の結果

試験結果を Table 1 に示す。

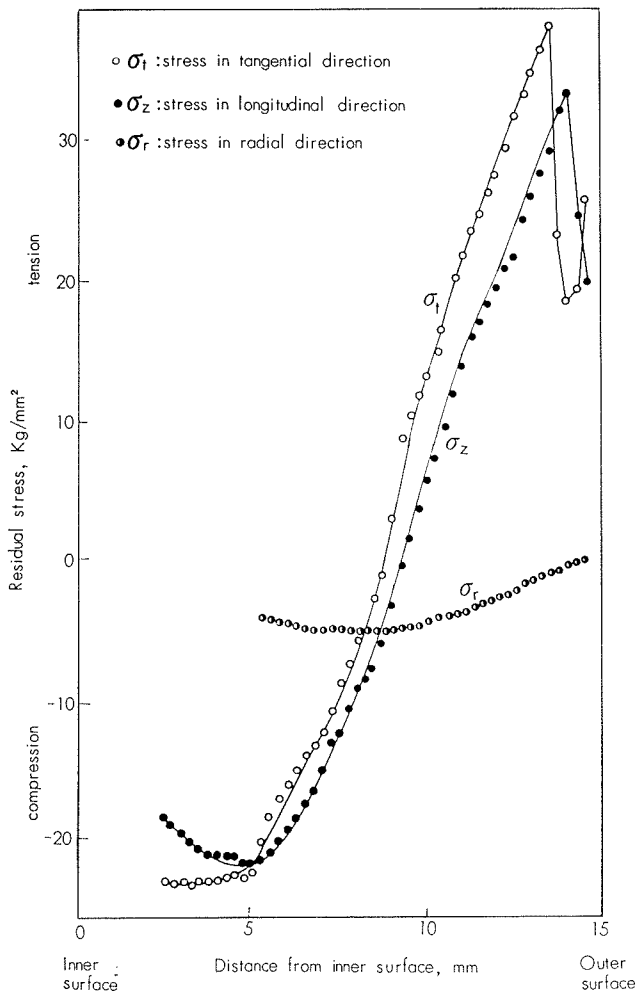
代表例として60分間焼鈍した場合における焼鈍温度と引張強さ、伸びおよび断面収縮率の関係を Fig. 2 に示す。Fig. 2 からみて 250°~400°C で焼鈍した試験片、特に 300°C および 350°C で焼鈍した試験片に断面収縮率の低下、つまり脆化が生じたものと考えられる。

破断部の断面を Photo. 3 に示す。偏平試験におけるワ

Table 1 Result of embrittlement test during isothermal annealing on drawn tube specimens.

(σ_B : tensile strength in kg/mm², δ : elongation in%, ψ : reduction of area in%, F.T: flattening test,
As drawn tube; σ_B : 56.4 kg/mm², δ : 21%, ψ : 60%,) ○ no crack ● crack

Annealing time, min	10				60				600				1200			
	σ_B	δ	ψ	F.T	σ_B	δ	ψ	F.T	σ_B	δ	ψ	F.T	σ_B	δ	ψ	F.T
Annealing temp. °C	200°C				61.5	16	55	○					61.1	19	57	○
	250°C				59.6	15	44	○	58.7	12	29	●				
	300°C	57.7	13	37	○	56.1	11	30	●							
	350°C	54.1	17	29	●	49.4	19	33	●							
	400°C	47.8	36	54	●	44.4	49	46	●							
	450°C	42.8	58	63	○	43.3	58	59	○							
	600°C					38.7	70	68	○							

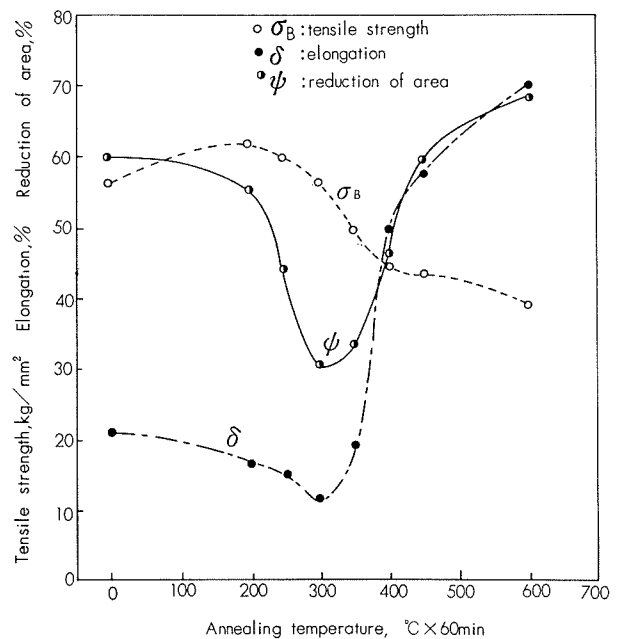
**Fig. 1** Distribution of residual stress in drawn tube.

れ発生の有無と焼鈍時間および焼鈍温度の関係をみれば Fig. 3 のごとくであった。すなわち 250°C で焼鈍した場合、60分間の焼鈍では偏平試験でワレを生じていないが 600分間焼鈍したものはワレを生じている。同様に 300°C で10分間焼鈍したものはワレを生じていないが60分間焼鈍

したものはワレを生じている。しかし、450°C または 600°C で焼鈍したものはいずれもワレを生じていない。つまり脆化を生ぜしめるには 250°C から 400°C の範囲の温度において、それぞれの温度に応じて必要とされる時間以上保持される必要があるものといえる。なお、焼鈍前の試験片は偏平試験においてワレを生じないことが確認されている。

3.3.2 顕微鏡観察

各試験片の断面を顕微鏡で観察した。まず、バフ研磨をおこなったままの状態のものについて観察したところ、脆化が激しかった試験片、すなわち 300°C×60min, 350°C×10min, 350°C×60min の焼鈍をおこなった試験片にのみ結晶粒界と考えられる位置に Photo. 4 (a)に示されるよ

**Fig. 2** Result of tensile tests on aluminium brass rods cut from tubes isothermally annealed at various temperature by rapid heating.

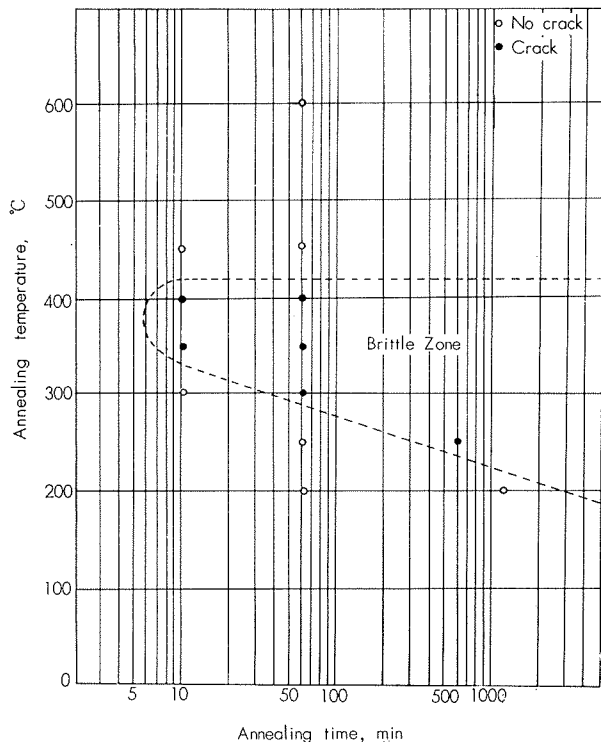


Fig. 3 Effect of annealing temperature and time on the result of flattening test of aluminium brass tube.

うな筋状の欠陥がみられた。エッチングをおこなってから、倍率を上げて観察したところ、Photo. 4 (b)のように斑点状の欠陥が再結晶前の粒界とみられる位置に分布していることがわかった。また、偏平試験においてワレを生じた近傍の断面を調査したところ Photo. 4 (c)のように結晶粒界から破断しているのが観察された。

しかし、上記のいずれの観察においても 450°C または 600°C 焼鈍材にはまったく異常がみられなかった。

4. 強制引張応力下における脆化現象

焼鈍脆化が残留応力の大きい試験片に生ずることとその組織が粒界に点状の void の発生を伴うもので、黄銅材のクリープ破断時のそれとよく似ていることから、焼鈍脆化は焼鈍時に残留応力を応力源とするクリープ破断現象、または緩速の高温引張試験時における破断現象などと極めて類似した現象であることは容易に想像される。そして黄銅の高温における粒界破断現象については Wilson および Palmer³⁾, Greenwood, Miller および Suiter, Herenguel⁶⁾ および Scheidecker⁴⁾ らが検討を加えている。筆者は既記の黄銅管より切出した棒材および同材質ではあるが加工履歴が異なる抽伸棒材を用いて、クリープ破断時間と高温引張試験をおこなって、上記の焼鈍脆化現象との関連性について調査をおこなった。

Annealing temperature, °C × 60min

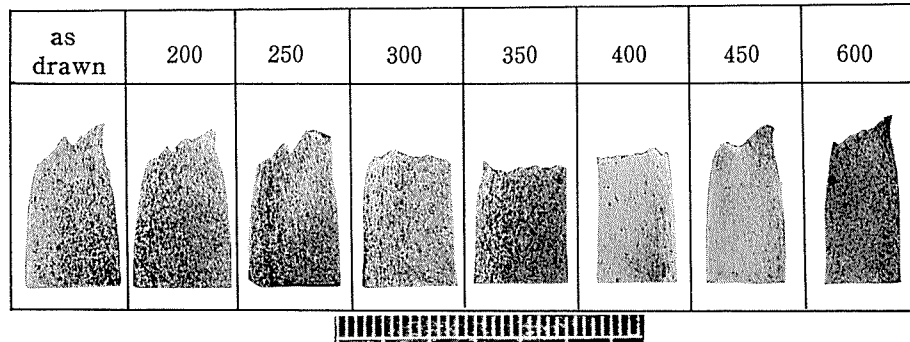
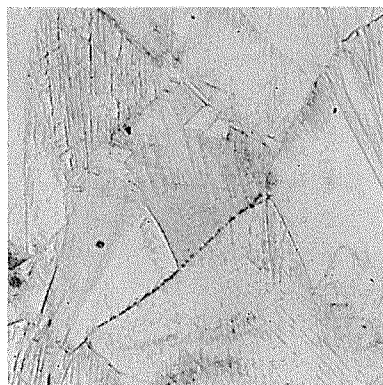


Photo. 3 Cross sections of fractured rods cut from aluminium brass tubes isothermally annealed at various temperature for 1 hour.



(a) ×100



(b) ×400



(c) ×100

Photo. 4 Cross sections of the embrittled aluminium brass tube isothermally annealed at 350°C for 60 min in salt bath.

a : as polished

b : polished and etched

c : extended by flattening and etched

4.1 実験方法および実験条件

4.1.1 試料

前記の実験との対応をみるために、前記の管材および別に調整した棒材を用いて、外径10mm、長さ50mm、平行部の外径 5mmの棒状試験片を製作し、これを用いた。

棒材は熱間押出加工後、抽伸したものを700°Cで1時間焼鈍し、さらに30%の抽伸をおこなったものとその棒材をさらに700°Cで1時間焼鈍をおこなったものの兩種よりなっている。これら3種の試験片の平均結晶粒度はいずれも0.08~0.1mmである。これらの試験片は無荷重で焼鈍すれば焼鈍脆化しないものであることが確認されている。

4.1.2 高温引張試験

100~500°C の種々の温度で 高温引張試験 をおこなった。引張試験片の標点距離は25mmとし、標点距離間の引張速度は 0.7%/min とした。

4.1.3 クリープ破断試験

300~340°C で荷重を 20kg/mm² になるように調整してクリープ破断試験をおこなった。

4.2 実験結果

4.2.1 高温引張試験結果

抽伸管材および抽伸棒材より採取した試験片の高温引張試験の結果は互によく一致しており、加工履歴の差にもとづくと考えられるような差は見られなかった。抽伸棒材に関する試験結果を省略し、管材および焼鈍棒材より採取した試験片の試験結果を Fig. 4 および5に示す。

抽伸管材の断面収縮率および伸びはまず試験温度とともに低下し、350°C 前後において最も小さく、500°C ではかなり増大している。これに対して、焼鈍材では 400°C まで試験温度の上昇とともに断面収縮率、伸びともに低下しており、500°C においても増大していない。この差は抽伸材が 450°C 前後において急速に微細な再結晶組織に変化したことと関係があるものであろう。抽伸管材より採取した高温引張試験片の断面の状況は Photo. 5(a) のようであり、電解研磨をおこなった断面は Photo. 5 (b) のようであり、斑点状の欠陥が見られた。この斑点の間隔は数 μ の order であった。軽くバフ研磨してからエッチングをおこなったところ、Photo. 5 (c) のように欠陥は再結晶前の粒界に分布するものであることがわかった。

4.2.2 クリープ試験結果

抽伸管材より採取した試験片のクリープ試験結果を Table 2 に示す。各試験片はほとんど伸びを示すことな

Table 2 Result of creep rupture test on rods cut from drawn aluminium brass tube.

Temperature, °C	Stress, kg/mm ²	Elongation, %	Time to failure, min
300	20.0	2	715
320	20.0	2	128
340	20.0	2	78

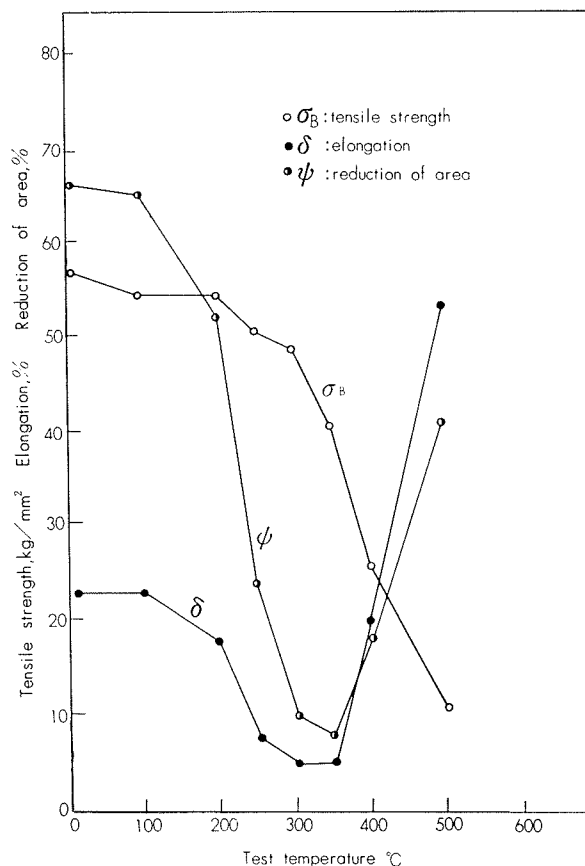


Fig. 4 Result of tensile test at elevated-temperature on aluminium brass rods cut from drawn tube.

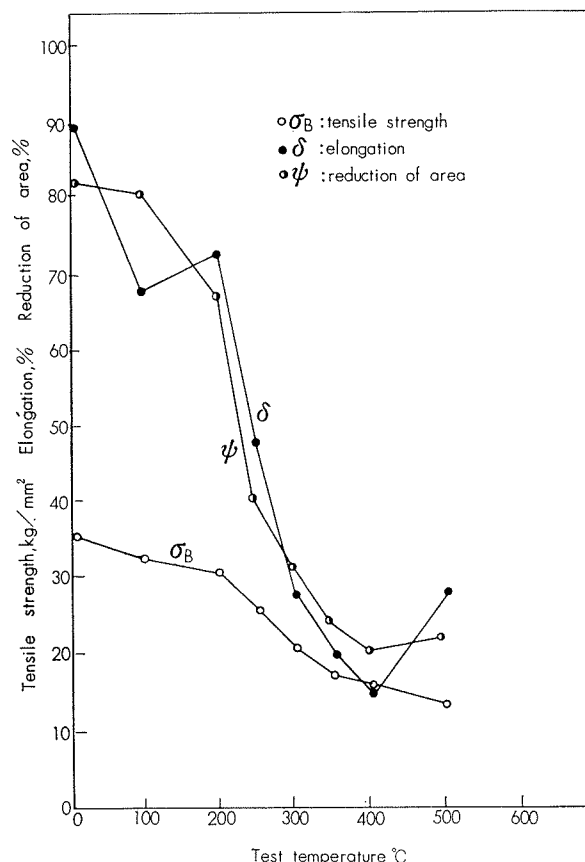


Fig. 5 Result of tensile test at elevated-temperature on annealed aluminium brass rods.

く破断している。その破断面はほとんど絞られていなくて、脆性破断が生じていることは明らかである。クリープ破断した試験片の断面状況は Photo. 6 (a) のようであり、粒界に筋状の欠陥が見られ、電解研磨後の試験片には Photo. 6 (b) のように斑点状欠陥が見られ、エッチング後の試験片から欠陥は粒界に分布するのが観察された。

5. 考 察

以上に述べた実験の結果から焼鈍脆化現象と比較的緩速の高温引張試験またはクリープ試験における脆性破断現象を比較すればそれらは互に共通するつぎの二つの大きな特徴を有している。(1)焼鈍脆化現象または脆性破断現象が生ずる温度範囲は $250^{\circ}\text{C} \sim 400^{\circ}\text{C}$ であり、特に $300^{\circ}\text{C} \sim 350^{\circ}\text{C}$ で顕著であること。(2)焼鈍脆化現象または脆性破断現象を示した試験片の断面はいずれも粒界に欠陥が生じており、電解研磨をおこなってみればこれらの断面にはいずれも斑点状の欠陥—void—がみられること。その間隔は数 μ の order であること。以上のようなことから黄銅の焼鈍脆化現象の本質は、強制応力下における脆性破断現象と共通の現象で、その応力源として残留応力が作用しているものと考えることができる。

焼鈍脆化現象は徐々に加熱して焼鈍した黄銅管に生じ、急速に再結晶が生ずる温度 (450°C 以上) に急熱した黄銅管には生じなかった。クリープ破断試験における void の発生⁷⁾ に関し、Chen および Machlin は粒界の Sliding によって粒界の jog の位置にまず void の核が発生し、その核の位置に金属結晶格子内の原子空孔が集積するものであるとする考えをとっている。この考えを導入すれば焼鈍脆化のための void が生ずるには核の発生ならびに原子空孔の集積のためにある時間が必要とされることとなる。焼鈍脆化を生ぜしめるためにその脆化温度範囲内の温度においてある時間以上保持する必要があることはこのためであろうと考えられる。

焼鈍脆化現象が緩速の高温引張試験やクリープ試験における脆化現象と異なる点は、その応力源が材料自身の有する残留応力である点である。黄銅の残留応力は再結晶温度以下の焼鈍—いわゆる低温焼鈍—によっても比較的容易に除去されるが、その除去のされやすさは材料の状態、すなわち残留応力の大きさ、結晶粒度、加工度、不純物などによって支配されるので、焼鈍脆化に対する感受性はこれらの状況に応じて変化するものと思われる。ここに、焼鈍脆化現象の再現が比較的困難な一つの有力な原因があるものと思われる。

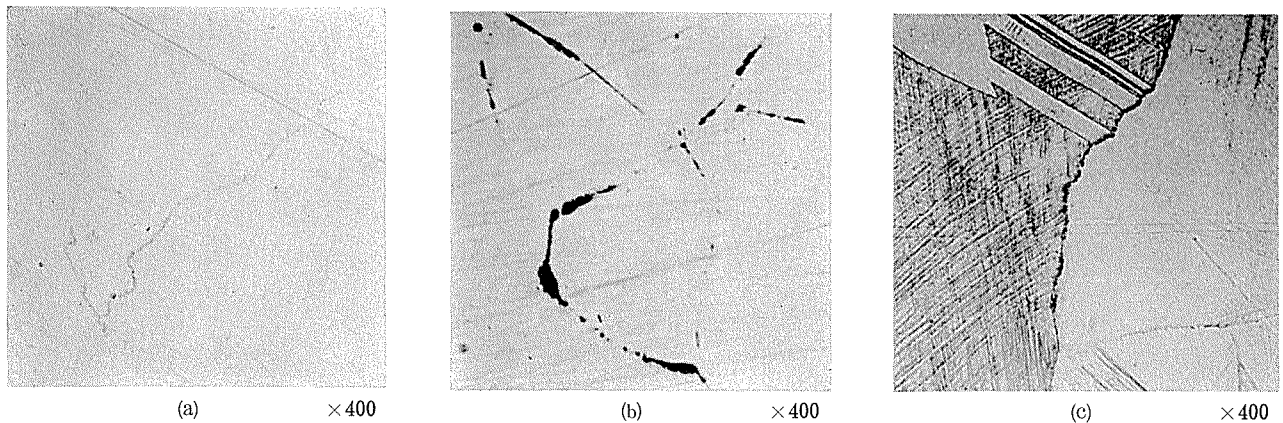


Photo. 5 Cross sections of tensile test specimens extended at 350°C . Strain rate : $0.7\%/min$
a : as polished b : electrolytically polished c : etched

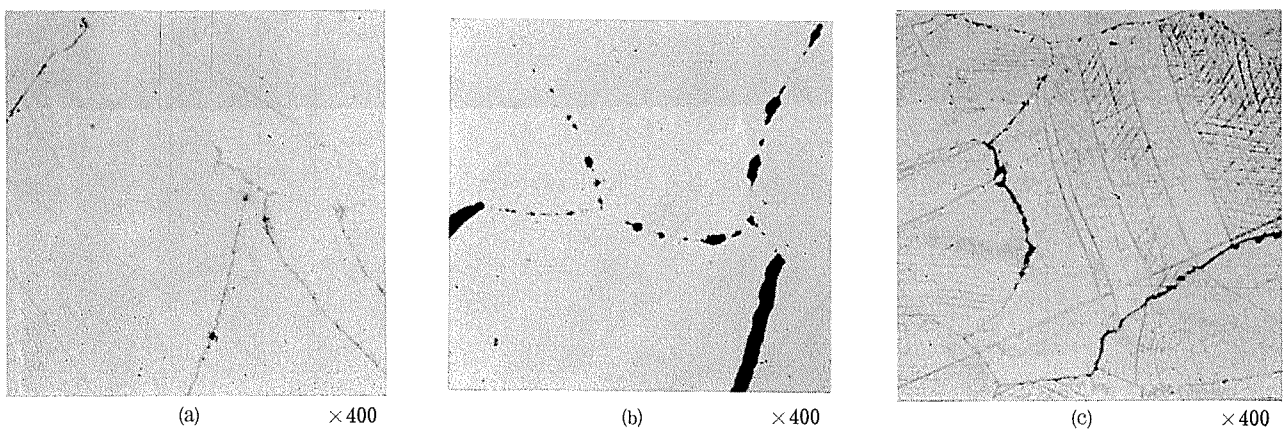


Photo. 6 Cross sections of creep test specimens ruptured at 320°C .
a : as polished b : electrolytically polished c : etched

6. 総 括

以上の実験結果を総括すればつぎのごとくになる。

(1)加工してかなり大きい残留応力を有するアルミニウム黄銅管に見られた焼鈍脆化現象について検討し、それが結晶粒界における void の形成によるものであることを認めた。(2)焼鈍脆化は $250^{\circ}\sim 400^{\circ}\text{C}$ の温度範囲内である時間以上保持された時に生ずることを明らかにした。(3)焼鈍脆化を避けるには脆化温度範囲をなるべく短時間で通過するように 450°C 以上の温度に急熱し、void が成長する時間を与えないことが有効であることを認め、実施して成功した。(4)高温引張試験およびクリープ破断試験をおこなって、焼鈍脆化現象がその本質において、これらの試験における脆性破断機構と一致するらしいことを認めた。

文 献

- 1) R. Bailey: Metallurgical Reviews, **6-21** (1961), 101
- 2) E.O. Jones, E. Whitehead: Trans. AIME, **73** (1926), 834
- 3) F.H. Wilson, E.W. Palmer: Trans. AIME, **185** (1949), 995
- 4) J. Herenguel, M. Scheidecker: Rev. Met., **48** (1951), 173
- 5) G. Sachs, K.R. Horn: 加藤正夫訳, 加工冶金学, 上巻(1956), 148
- 6) J.N. Greenwood, D.R. Miller, J.W. Suiter: Acta Met., **2** (1954), 250
- 7) C.W. Chen, E.S. Machlin: J. Metals, **9** (1957), 829
- 8) 大津, 佐藤: 伸銅技術研究会誌, **1-1** (1962), 17

P

135

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPOPTS Vol. 7 No. 1 January 1966

工業用鈍チタニウム板の機械的性質の異方性について

鈴木 脩 二 郎

住友軽金属工業株式会社

工業用純チタニウム板の機械的性質の異方性について

鈴木 脩 二 郎*

On the Anisotropy of Commercially Pure Titanium in Mechanical Properties.

by Shujiro Suzuki

An investigation was carried out about the effect of chemical composition, final cold rolling reduction and annealing temperature on anisotropy of mechanical properties of several grades of commercially pure titanium.

The results obtained in this study are summarized as follows.

- (1) Anisotropy in the tensile strength is little affected by chemical composition, final cold rolling reduction and annealing temperature of materials.
- (2) Generally, the yield strength at 90° to cold rolling direction is higher than in other direction as in the case of zirconium.

Anisotropy in the yield strength of high purity titanium appears on the specimen which are cold rolled above 50% and annealed at 750°C, and it is intensified with increasing degree of cold work.

The specimen containing either 0.15% or 0.2%O₂ sustains no anisotropy.

- (3) Anisotropy in the elongation of high purity titanium is greater than as in the yield strength and the elongation at rolling direction is higher than in other direction.
- (4) Effect of the grain size of specimen on anisotropy in the mechanical properties is little.
- (5) Fe addition is effective in reducing anisotropy in the mechanical properties of commercially pure titanium.

1. 緒 言

わが国のスポンジ・チタニウムは、欧米諸国のものに比べ、不純物が少なく、軟かく、純度の高い品質を有している。このように品質の優れた地金を用いて製造される工業用純チタニウム板は靱性に富んでいるので、軽合金あるいは鉄鋼のように各種の絞り加工ならびに張出し加工が行われ、プレート熱交換器の素板、石油化学装置用のキャップなど、各種の用途に広く使用されている。しかし、成形性の良い、靱性に富んだ高純のチタニウム板は、その製造条件によって板の機械的性質に著しい方向性のあることを発見した。しかし、純チタニウム板の異方性¹⁾に関しては、約10年前に著者らおよび草道ら²⁾によって、簡単な実験結果が発表されているが、その当時に使用された地金の純度

は、最近の高純地金に比べて、不純物も多いものであったので、純チタニウムの機械的性質の異方性も本報に述べるように顕著ではない。それゆえ、高純のチタニウム地金を用いて、板の機械的性質の異方性に及ぼす成分、冷間圧延率および焼鈍温度の影響について、実験した結果を報告する。

2. 試料および実験方法

2・1 試 料

工業用純チタニウムの機械的性質は、JIS規格³⁾に示されているように主としてO₂およびFeの含有量によってその性質が変化するから、本実験では高純のクロール法チタニウム・スポンジ Super A grade (BHN:90, O₂:0.04%, Fe:<0.02%)を用い、Table 1 に示すようにO₂および

Table 1 Chemical composition and Brinell hardness of test specimens.

Mark	Nominal composition, %		Brinell hardness (load : 3,000kg)	Chemical composition, %					
	O ₂	Fe		H	O	N	Fe	Si	Ti
A-1	0	0	99	0.0010	0.06	0.004	0.02	0.02	R
A-2	0	0.15	109	0.0011	0.05	0.004	0.14	0.01	R
B-1	0.1	0	126	0.0007	0.11	0.003	0.02	0.02	R
B-2	0.1	0.15	131	0.0006	0.10	0.003	0.14	0.02	R
C-1	0.2	0	152	0.0008	0.20	0.004	0.01	0.01	R
C-2	0.2	0.15	164	0.0010	0.19	0.003	0.14	0.01	R

* 研究部

Fe を配合した成分の異なる 6 種類の工業用純チタニウムを、消耗電極式真空二重アーク溶解法により製作した。なお、 O_2 は化学用一級の TiO_2 を、Fe は 99.99% の電解鉄を用いた。

実験に供した試料は、上記の方法で製作した約 10kg の鋳塊を、熱間鍛造 ($850^{\circ}C$) → 熱間圧延 ($700^{\circ}C$) → 焼鈍 ($700^{\circ}C$)・酸洗 → 冷間圧延 (加工率: 30%) → 焼鈍 ($700^{\circ}C$)・酸洗後、加工率 10, 30, 50 および 70% の最終冷間圧延を行い、厚さ 1 mm の板を製作した。

このようにして製作した試料の化学成分および鋳塊のブ

リネル硬さを Table 1 に示した。

2.2 実験方法

上記厚さ 1 mm の板より圧延方向に対し、 $0^{\circ}, 45^{\circ}$ および 90° 方向より ASTM 型の引張試験片を採取し、それを各種の焼鈍温度すなわち $650^{\circ}, 700^{\circ}, 750^{\circ}, 800^{\circ}, 850^{\circ}, 880^{\circ}C$ の温度で 30 分加熱後、大気中で放冷した。その後酸洗を行い、#400 のペーパーで試料表面を平滑にして引張試験および検鏡により結晶粒度を測定した。

3. 実験結果および考察

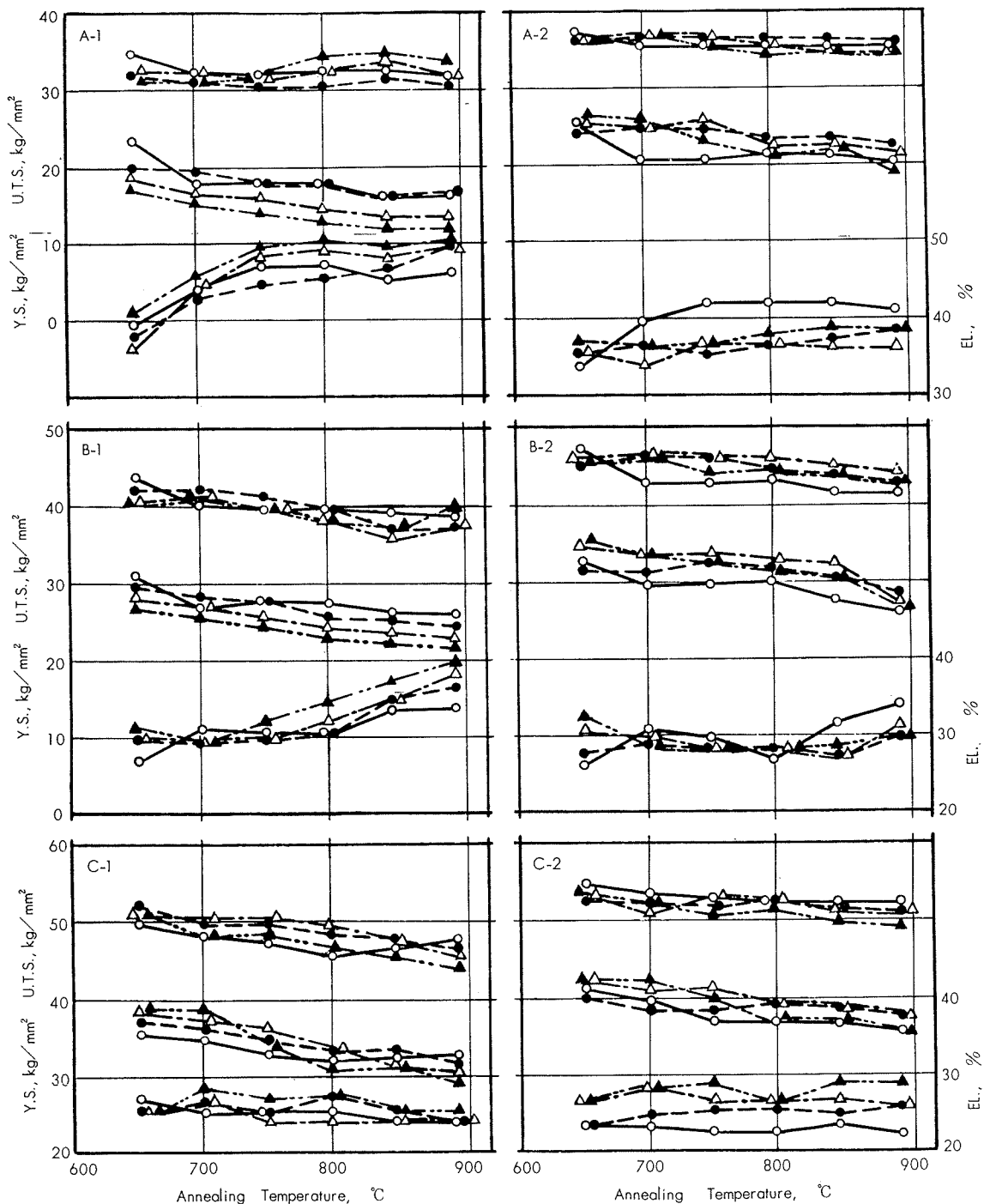


Fig. 1 Mechanical properties of comm. pure titaniums of several grade in the rolling direction.

O_2 および Fe 含有量の異なる 6 種類の試料について、圧延方向に対し、 $0^\circ, 45^\circ$ および 90° 方向の試験片をおのおの各条件について 3 枚ずつ引張試験を行い、その平均値を求め、その結果を Fig. 1~Fig. 3 に示した。

これよりわかるように、 O_2 および Fe の含有量によって機械的性質の異なるのは当然であるが、同一成分の試料において、その引張強さは、焼鈍温度が同じであれば、各冷間圧延率および試料採取方向による相異はほとんどなく、おおよそその値はバラツキの範囲内にある。しかし、一、二の例外はあるが、一般に焼鈍温度が高いほどややその値

は低下する傾向を有する。

耐力は、一般に圧延方向が最も低く、次に 45° 方向で、 90° 方向の耐力は最も高い値を示す。また、いずれの試料も焼鈍温度が高くなるほど低下する傾向を有する。なお、 Fe を添加しなかった $O_2 0.1\%$ 以下の試料 A-1 および B-1 の圧延方向および 45° 方向の耐力は、冷間圧延率の高いものほど耐力が低くなる傾向を示した。しかし、 Fe を 0.15% 添加した試料および O_2 を 0.2% 含有する場合は、特にその相異が明らかでない。

伸びは、一般に耐力の場合と逆の傾向を有するといえる

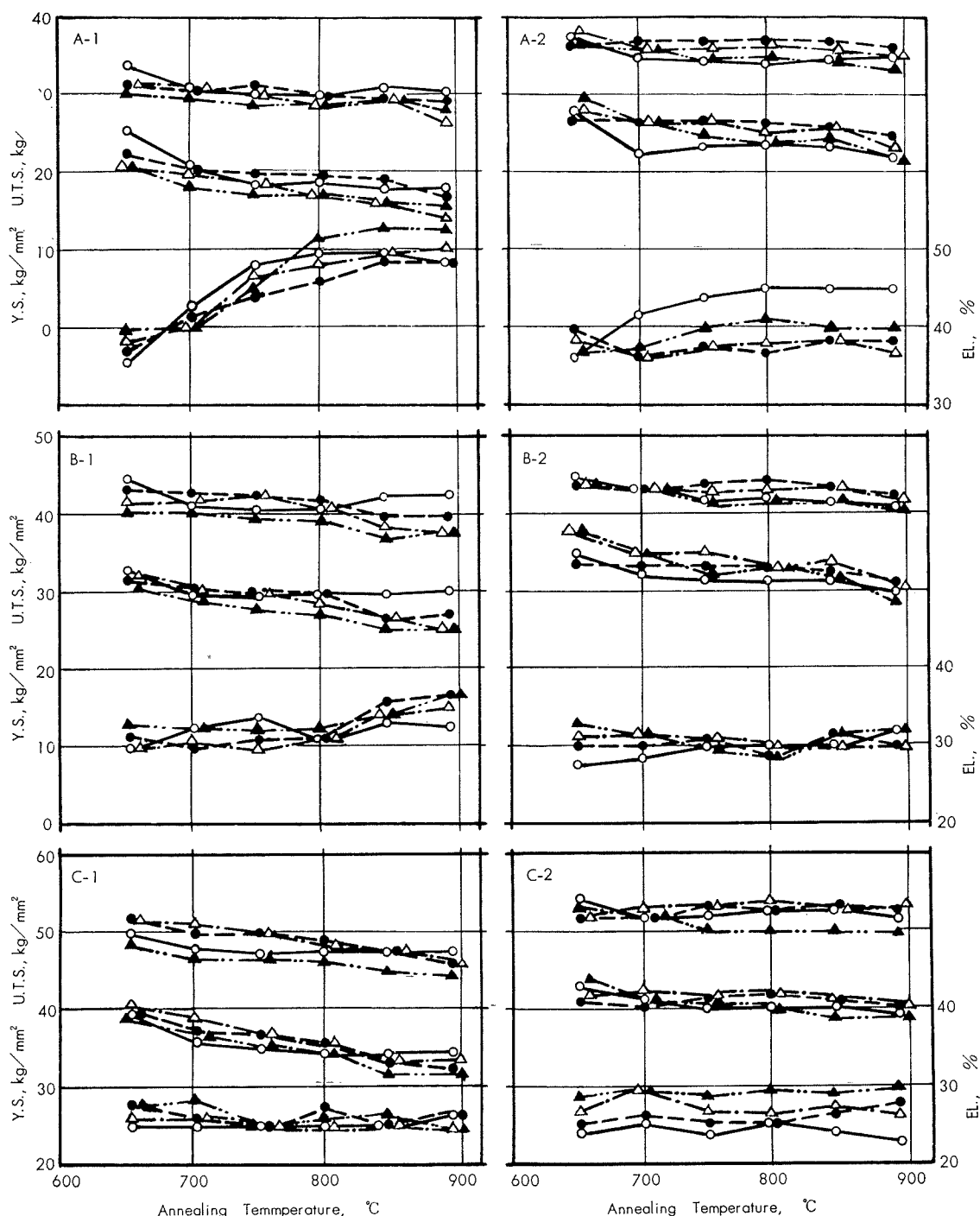


Fig. 2 Mechanical properties of comm. pure titaniums of several grade in 45° to the rolling direction.

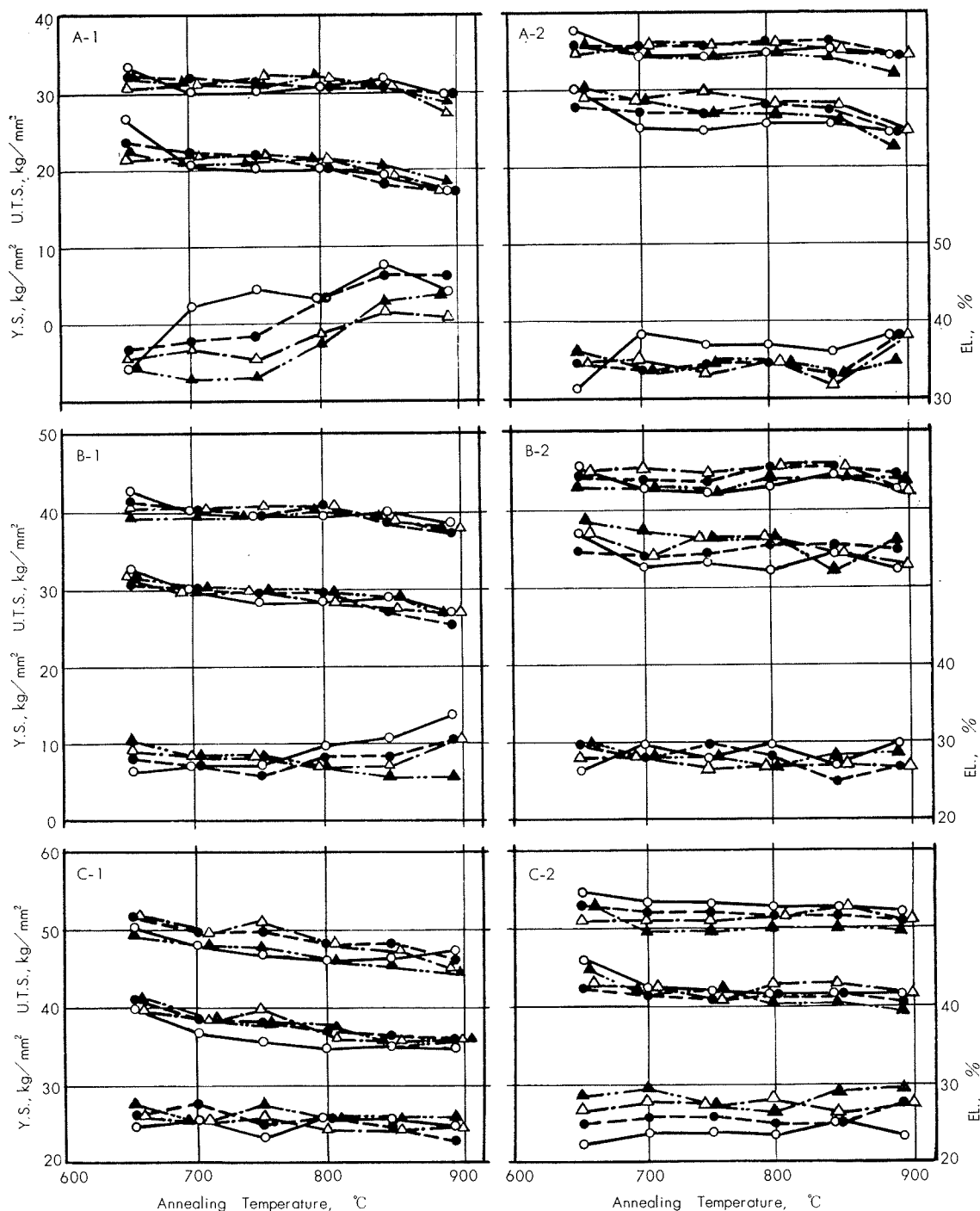


Fig. 3 Mechanical properties of comm. pure titaniums of several grade in 90° to the rolling direction.

が、Fe を 0.15% 添加した試料 A-2, B-2 および C-2 と O_2 を 0.2% の試料 C-1 では、焼鈍温度が高くなっても伸びの向上は見られず、また、試料の採取方向による差異も少ない。しかし、 O_2 が 0.1% 以下の試料は、焼鈍温度が高くなるほど伸びは大きく、特に圧延方向および 45° 方向

の試料は著しく大きくなる傾向を示す、また圧延方向の試料は、冷間圧延率が高いほど同一焼鈍温度においてやや大きい傾向を示すが、45° 方向および 90° 方向の試料については一概に圧延方向の試料同様高いとはいえない。なお、圧延方向および 45° 方向の試料は、成分並びに冷間加工率の同じ場合、おおよそ同程度の値を有するが、90° 方向の試料は、前 2 者に比べて低い。

次に、上記の結果を更に詳しく検討するため、圧延方向の試料の機械的性質を基準にして、45° 方向および 90° 方

Note: Symbol of Figs. 1~3

○—○	10% Cold rolled
●—●	30% "
△—△	50% "
▲—▲	70% "

向の試料の機械的性質との比を求めた。その結果は Fig. 4 ~ Fig. 9 に示す通りである。

引張強サの異方性は、Fig. 4 ~ Fig. 9 より明らかなごとく最も不純物の少ない試料 A-1 以外、冷間圧延率および焼鈍温度の影響を受けない。すなわち引張強サの比は約 1 である。しかし、試料 A-1 は、850°C 以上の焼鈍と冷間圧延率 50% 以上になると異方性の傾向が少し現れる。すなわちそれらの引張強サは、圧延方向に比べてやや低くなる傾向を有する。

耐力の異方性は、Fe 0.15% 添加した試料 A-2, B-2, C-2 および O₂ 0.2% 含有する試料 C-1 においては、冷間圧延率および焼鈍温度の影響による異方性の変化はほとんどない。しかし、不純物の少ない試料 A-1 は冷間圧延率 30% までのものでは、焼鈍温度に対して耐力の比は余り

の耐力の比の変化は、上記試料 A-1 と同様、30% の冷間圧延までは、ほとんど変化しないが、50% 以上の加工をうけると試料 A-1 同様、冷間圧延率および焼鈍温度の高いほど、その比が大なる方へ変化する。しかし、試料 B-1 は試料 A-1 に比べると小さく、その比の最大値は約 1.28 である。なお、試料 B-2, C-1, および C-2 は、耐力の比が他の試料より低い。このことは一般に純度の悪い工業用純チタニウムほど耐力の異方性は小さいと考えられる。

伸びの異方性は、耐力の場合と同じように Fe 0.15% 添加した試料 A-2, B-2, C-2 および O₂ 0.2% を含有する試料 C-1 においては、冷間圧延率および焼鈍温度によってその異方性の変化は少ない。しかし、不純物の少ない試料 A-1 は、700°C 以上の焼鈍温度で耐力の場合より冷間圧延率が小さい 30% 程度から、伸びの異方性の値の変化が

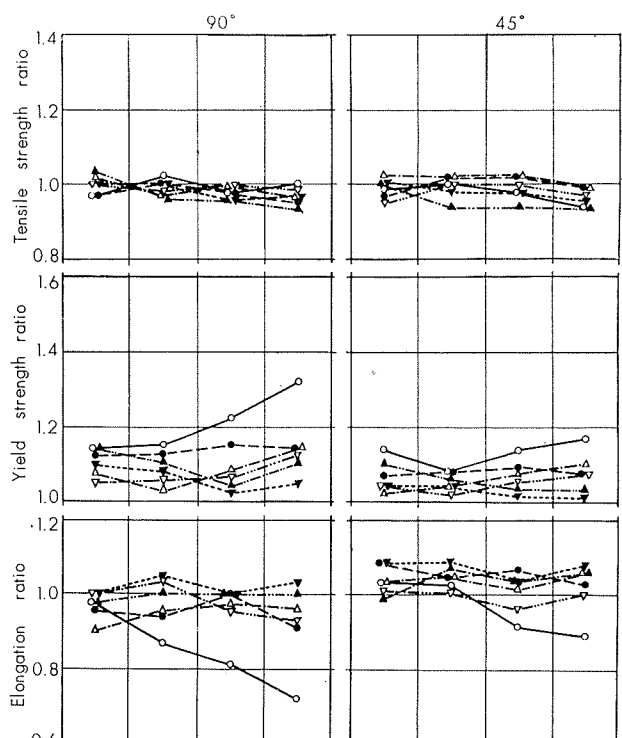
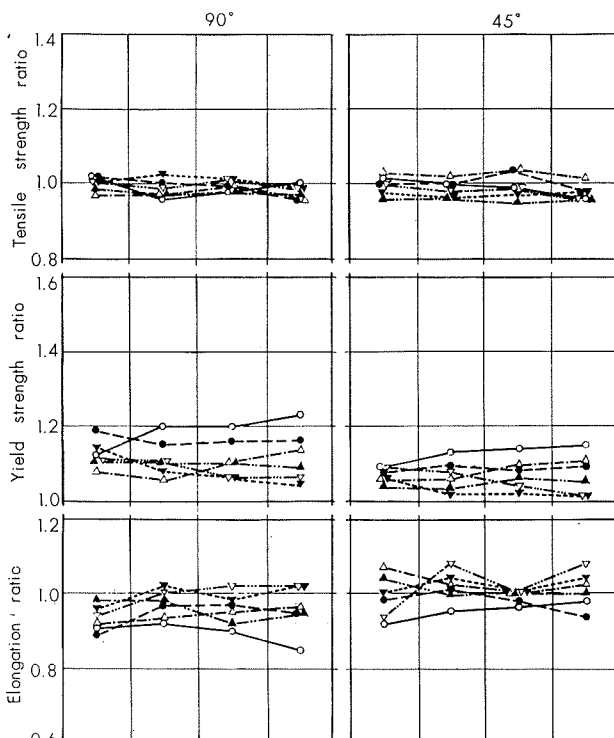
変化しないが、50% 以上になると焼鈍温度が 700°C 附近より、その比は大きくなりはじめ、更に温度が上るにつれて、著しく大きくなる。特に、冷間圧延率 70% の強加工材は、800°C 以上の焼鈍温度で、その比が約 1.55 と最も大きい値を示す。また、この傾向は 45° 方向の試料より 90° 方向の試料の方が著しい。次に、O₂ 0.1% を含有し、Fe を添加しなかった試料 B-1 の冷間圧延率および焼鈍温度による板

現れはじめ、冷間圧延率が高くなるほど 90° 方向の板の比は小さくなる。次に、O₂ 0.1% を含有する試料 B-1 は、試料 A-1 よりその影響が遅れて現れる。すなわち、冷間圧延率 50% 以上、焼鈍温度 800°C 以上から異方性の変化が生ずる。しかし、45° 方向の板の比は、90° 方向の板の比に比べて小さく、700°C ~ 800°C の所で上記に似た傾向を示すが、それ以上の温度ではその比の変化が少ない。

なお、Fig. 4 ~ Fig. 9 からわかるように 90° 方向の伸びの比は、一般に、不純物が多くなるほどその比は 1 に近く、純度の良い場合は 1 より小さい値をとる傾向がある。また 90° 方向の伸びの比は焼鈍温度および冷間圧延率の高いほ

Note: Symbol of Figs. 4~9

- A-1
- A-2
- △— B-1
- ▲— B-2
- ◇— C-1
- ▼— C-2



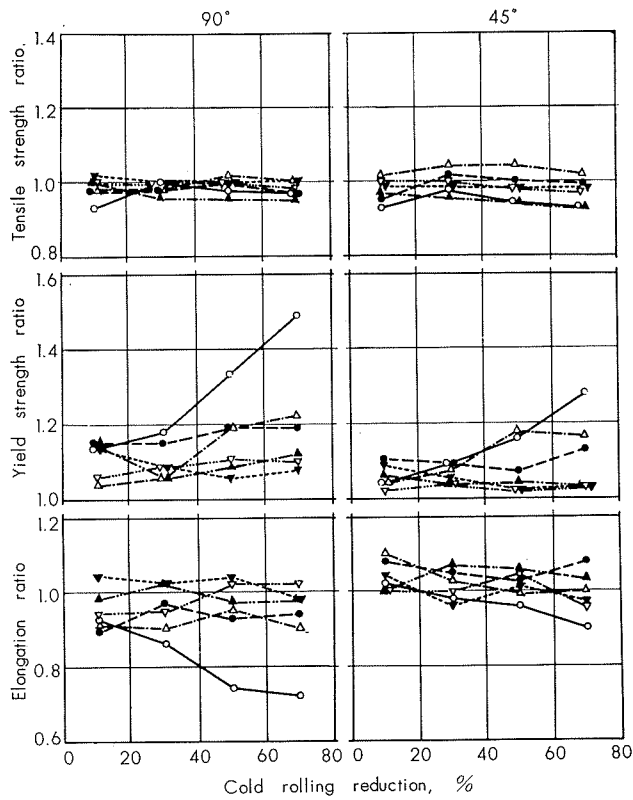


Fig. 6 Anisotropy of the mechanical properties of comm. pure titaniums at 750°C annealed.

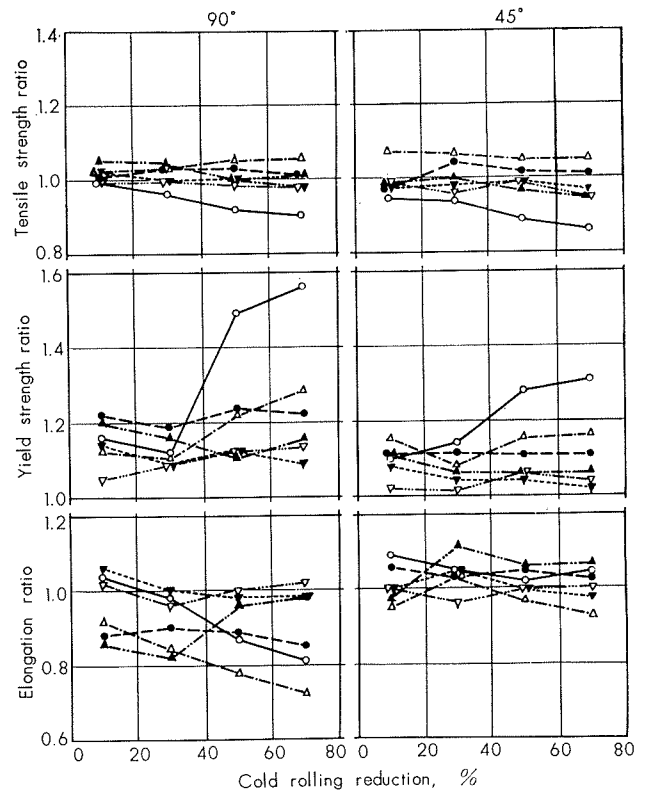


Fig. 8 Anisotropy of the mechanical properties of comm. pure titanium at 850°C annealed.

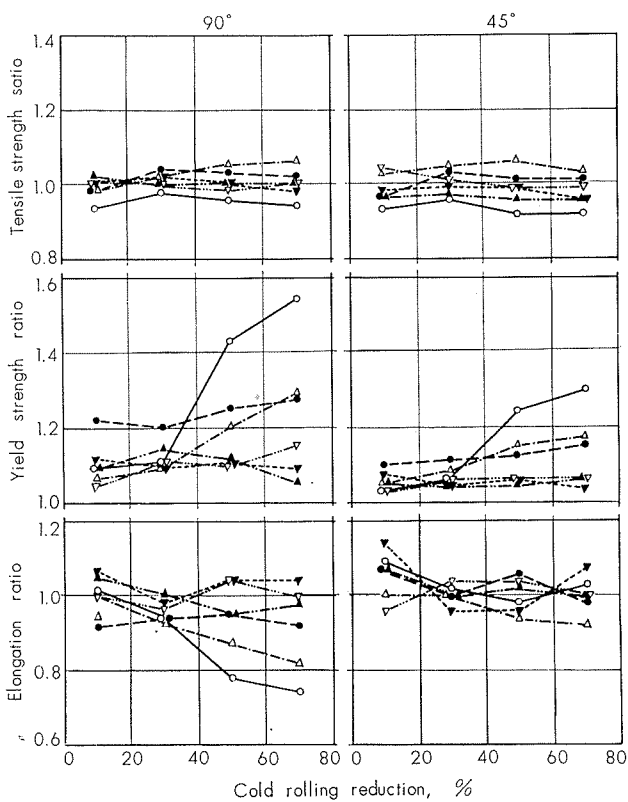


Fig. 7 Anisotropy of the mechanical properties of comm. pure titanium at 800°C annealed.

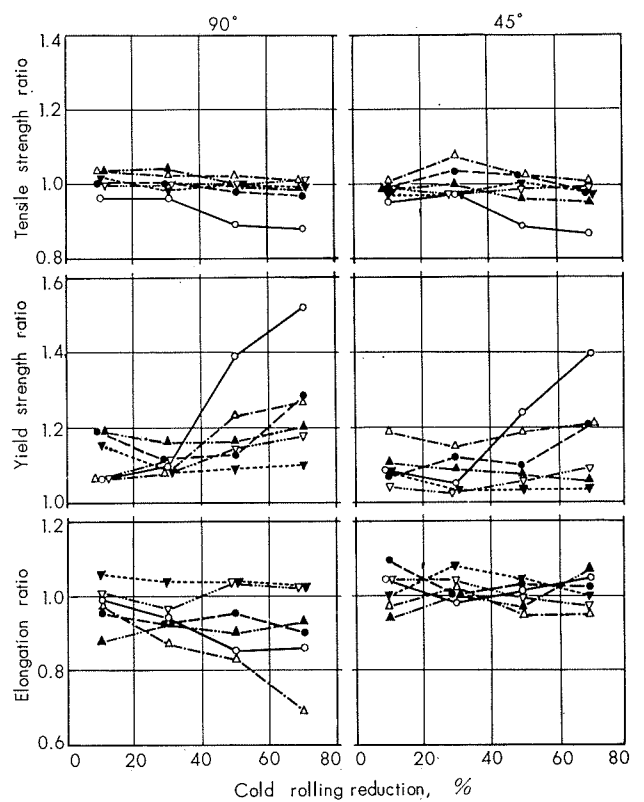


Fig. 9 Anisotropy of the mechanical properties of comm. pure titanium at 880°C annealed.

ど純度の差によって開く傾向があるが、45° 方向の伸びの比は上記に比べ一般に成分、冷間圧延率および焼鈍温度の影響は少ない。

次に、板の機械的性質の異方性に及ぼす結晶粒度の影響を調べ、その代表的結果を Fig. 10~Fig. 12 に示す。

これよりわかるように、引張強さの比は最も不純物の少ない試料 A-1 のみ、結晶粒度が大きくなるほど 90° 方向並びに 45° 方向の比は少々低下する傾向を有するが、その他の試料は、結晶粒度が大きくなっても影響を受けない。

耐力においては、不純物の少ない試料 A-1 の 90° 方向の比は、冷間圧延率50%および70%の場合のみ、おおよそ結晶粒度が大きいくほど、その比が大きくなる傾向がみられる。また 45° 方向の比においても50%以上の冷間圧延率の場合に、やや同様の傾向が見られるが、その影響は小さい。しかし、同じ結晶粒度で同じ比の値を示さないゆえ、結晶粒度が直接板の異方性に影響を及ぼしているとは考えられず、むしろ、純度および冷間圧延率の影響が大きいと考えられる。また、その他の試料についても耐力の比に及ぼす結晶粒度の影響はないと考えられる。

伸びにおいては、引張強さおよび耐力同様冷間圧延率の影響が大で、結晶粒度は特に影響を及ぼしているとは考えられない。

Note: Symbol of Figs. 10~12

- 10%
- 30%
- △—△ 50%
- ▲—▲ 70%

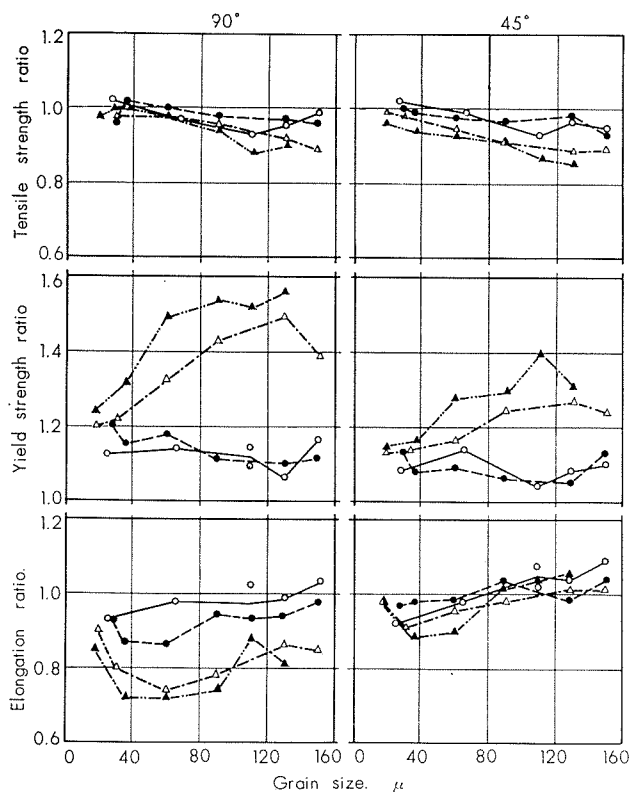


Fig. 10 Relation between grain size and mechanical properties ratio in specimen A-1.

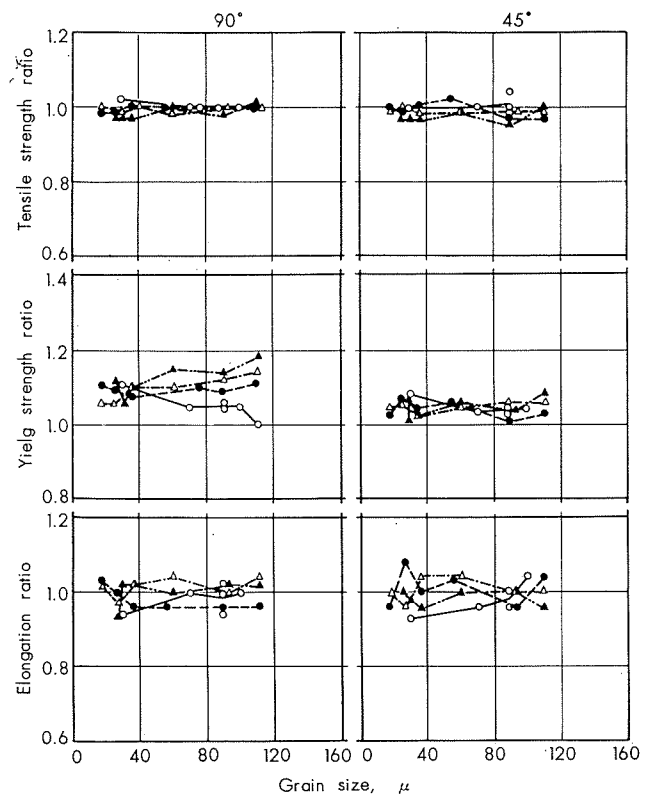


Fig. 11 Relation between grain size and mechanical properties ratio in specimen C-1.

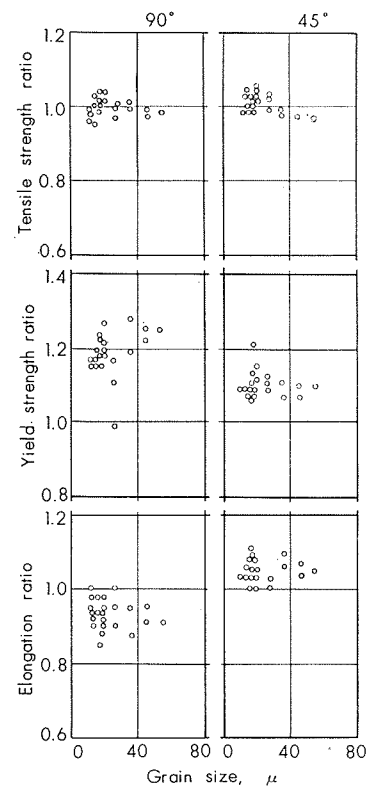


Fig. 12 Relation between grain size and mechanical properties ratio in specimen A-2.

Remark: (Fig. 4~Fig. 12) The ratio refers to the mechanical properties of rolling direction

なお、一般に Fe の添加はこれら純チタニウムの結晶粒度の微細化に有効であり、Fig. 12 からわかるように結晶粒度と異方性との間に関係がない。

純チタニウムの異方性は、他の金属同様、その結晶組織の選択方位と関係があると考えられるので、X線により二、三の検討を試みた。まず写真法で行ったところ、70%程度の冷間圧延材では、五弓らの報告にもあるようにピークの集積度が悪く、各試料間の相異を見出すことはむづかしかった。そこで、更に強加工を加え、冷間圧延率99%にした試料 A-1 および C-2 の冷間圧延材と、700°C 焼鈍材についてカウンターによって (10 $\bar{1}$ 0) 面の極点図を作成した結果は、Fig. 13 に示す通りである。

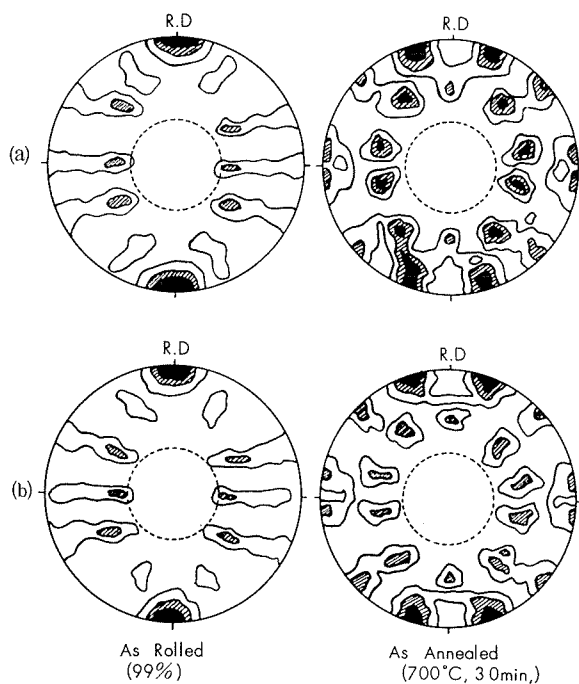


Fig. 13 (1010) pole figures for comm. pure titanium.
(a) specimen A-1 (b) specimen C-2

冷間圧延を加えた試料の極点図 Fig. 13 (a) から両者の差はほとんど認められない。すなわち純チタニウムの冷間圧延材は純度のいかにかわらず同じ選択方位をもつ。

700°C の焼鈍材の極点図 Fig. 13 (b) において、試料 A-1 は、J.H. Keeler⁵⁾らの示す同じ製作条件のヨード法チタニウム板の場合とほとんど同じである。また、試料 C-2 の極点図も試料 A-1 と類似した配置を示すが、その組織の集積度が多少相異なるように思われる。すなわち (10 $\bar{1}$ 0) 面の極点図において、 $\gamma=0^\circ$, $\delta=18^\circ$, $\beta=18^\circ$ の組織は両者ほとんどが相異はないが、 $\gamma=35^\circ$, $\delta=18^\circ$, $\beta=18^\circ$ の組織の集積度は、試料 A-1 は非常にはっきりしているが、試料 C-2 は前者に比較するとその集積度は小さい。それゆえ、その他の試料および各種の条件のものについても多少の相異があると考えられるので今後更に検討したい。

* γ is the angle between the rolling plane and (0001), δ is the angle between the axis of tilt and the rolling direction, and β is the angle between the rolling direction and [10 $\bar{1}$ 0].

なお、五弓⁴⁾らの研究によれば、冷間圧延率が高く、高温焼鈍ほど再結晶を生じやすく、そうして底面の極点分離しやすく、分離した極点の距離が大となると述べられており、本実験の不純物の少ない試料においてもこのような傾向が予想されるのではないかと考えられる。また、Fe を添加した試料では、焼鈍温度が高くなっても結晶成長を抑えるが、そうでない試料は二次再結晶を起して新しい組織を作るために異方性が生ずると考えられる。しかし、O₂ 0.2% の試料 C-2 では異方性が小さいゆえ、このように考えるのが妥当かどうか更に検討したい。

4. 結 言

工業用純チタニウム板の O₂ および Fe の異なる試料について、その機械的性質の異方性に及ぼす成分、最終冷間圧延率並びに焼鈍温度の影響を調べた結果、下記のことがわかった。

1. 引張強さの異方性は、成分、冷間圧延率および焼鈍温度の影響は少なく、採取方向による相異はほとんどないといえる。
2. 耐力の異方性は、O₂ および Fe の最も少ない成分を有するものでは、冷間圧延率が50%以上で、焼鈍温度が750°C 以上から、試料の採取方向によって異方性が現れる。特に70%以上の冷間圧延率を加えたものほど著しくなる。そうして圧延方向に対し 90° 方向の耐力が最も高い値を示す。

Fe を 0.15% 添加したものおよび O₂ 0.2% 含有する試料の異方性はほとんどない。O₂ 0.1% のみ含有する試料は、この両者の中間程度の異方性を有する。

3. 伸びの異方性は、耐力と同様、O₂ および Fe の最も少ない成分を有するものでは、冷間圧延率および焼鈍温度が耐力の場合より低い温度で現れはじめる。特に70%以上の強加工を加えたものほど著しい。圧延方向に対し 90° 方向の伸びは最も小さい。45° 方向の伸びは圧延方向の伸び値に近いが、やや小さい傾向をもつ。Fe 0.15% 添加したものおよび O₂ 0.2% 含有する試料の異方性はほとんどない。O₂ 0.1% のみ含有するものはこの両者の中間程度の異方性を有するが、45° 方向のものの伸びの異方性の傾向は耐力に比べて小さい。

4. 結晶粒度は特に異方性に直接影響がないものと考えられる。

5. Fe の添加は異方性の防止に有効である。

6. 組織の選択方位との関係は多少あると考えられるが今後更に詳細に検討したい。

文 献

- 1) 近藤、鈴木(脩): 住友金属, 8 (1956), 142
- 2) 草道、八木、湯河、宮本: 軽金属, No. 12(1954-VIII), 118
- 3) 日本工業規格 JIS H4600 (1964)
- 4) 五弓、鈴木(寿)、関: 日本金属学会誌, 18 (1954), 149
- 5) J.H. Keeler, A.H. Geisler: J. Metals, Feb. (1956), 80

P

136

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 7 No. 1 January 1966

深絞り限界のバラツキについて

吉 井 康 一

住友軽金属工業株式会社

深絞り限界のバラツキについて *

吉 井 康 一**

Experimental Study on the Dispersion of L. D. R.

by Koichi Yoshii

In the case of sheet metal press-forming, the dispersion which may occur to deep-draw or not as deepdrawing of sheet metals is an important problem for industrial engineers belong to press-forming. In this paper, the investigation into the dispersion of L.D.R. for some sheet metals is presented.

The results obtained were as follows :

(1) The standard deviation of L. D. R. at the common cupping test was found to be about 0.1~0.3 in the ratio.

(2) The experimental data has shown that there is a tendency for the dispersion of L. D. R. to increase by a round bottomed punch as compared with the case by flat bottomed punch.

(3) The dispersion of L.D.R. was in proportion to that of tensile strength.

(4) For some sheet metals the reasonable standard of deep-drawing test was presented in Table 8.

1. ま え が き

大量生産を目的とした工業で、プレス成形が有力な手段となってきた今日、プレス作業を合理的に成功させることが生産性を高める一つの道になろう。言うまでもなく、できるだけ安価な低級な材料を使い、最少の工数による成形を行なうことが望ましいのである。したがって、近年の材料のように、従来のものと比較して、いかに成形性の良い材料が生れ、優れた成形法が開発されようとも、材料の成形限界での使用という厳しい要求は止むことを知らない。

成形限界付近での材料使用は、当然、成形可否の危険が伴う。その成形可否に関して、材料的にも、成形技術的にも、その両者を含めた形で、二種の性質を考えると合理的である。それは、いわゆる成形性と、成形性のバラツキである。成形性は高い水準で使われることが望ましく、この目的に関して数多くの実際的あるいは研究的努力がなされて来た。一方、成形性のバラツキは、できるだけ小さい所で使われることが望ましい。しかし、すべての工業的数量が公差を持つように、成形性のバラツキは材料的なバラツキと、作業的なバラツキとの複合された形で必然的に存在し、実際問題の数多くはそれを無視して考えることができない¹⁾。たとえば、鋼板のプレス成形では、材料の成形性を十分に発揮させ、かつ成形工数を最少にする一つの目安として、成形工程での不良発生率が 2~3% の作業が最も合理的とされている。そのような作業で、材料の成形性のバラツキがたとえ僅かであっても増せば、不良率はたちまち

増加する。したがって、プレス成形材料に対するユーザーの要求は、成形性の水準向上と共に成形性のバラツキが少ないものを、というのが増えている。

バラツキの中で、作業条件によるものとして考えられる主たるものは、型の状態あるいはプレス機械の動的な不均一性とか、素材と成形型の間の摩擦状態の変動などである。材料的なバラツキにはおのおのの製造条件の差異による成形性の変動、すなわち製造ロット別によるバラツキがあり、さらに同一ロット内でのバラツキが、たとえば炉内の焼鈍温度の不均一とか、インゴットの頭部と尾部の性質の差異から生ずるものとかがあると考えられる。その中で、材料固有のバラツキが存在することも考えられる。これは、同一成分、同一製造方法で作られたおのおのの種々な結晶方位を示す種々な単結晶板の成形性は全体として著しいバラツキを示すであろうこと、またこのバラツキは材料個有のものと考えられること、がこの考え方の論拠である。

バラツキの問題に対するアプローチは実験による実体の調査から行なうべきだと考えた。この報告ではおのおのの同一製造ロットの数種の實用材料を実験の対象とし、それらの深絞り限界付近における深絞り試験による成形可否のバラツキを調査し、二三の考察を行なった。また、その結果から深絞り試験における試験計画についての資料を得るとともに、バラツキとそれらに関する考え方の一つを示した。

2. 実 験

2.1 実験材料

実験で対象とした材料は、一般に市販されている實用材

* 第13回塑性加工連合講演会 (1962—11) で発表。

** 研究部

料である。Table 1 に示した 6 種の材料は、いずれも同一製造ロットのもので、形状は、1m×2m あるいは 3ft×6ft のいわゆる大板仕様のもの数枚を使用した。カップングに際しては、同一ブランク直径のものが同一場所に集まって採取されることのないように、ランダムにとった。これら大板一枚内での性質の不均一は引張試験で調査したが、軟鋼板の外縁部（圧延方向にそった方）がややほかに比べて伸びが低い（約 2% 程度）以外、明らかな性質の偏りの傾向が認められるものがなく、これらの実験材料に特に大きな均質性に関する欠点があると考えられなかった。

Table 1 Summary of mechanical properties for materials used.

Materials	Thickness, mm	Proof stress $\sigma_{0.2}$, kg/mm ²	Tensile strength σ_b , kg/mm ²	Elongation δ , %	n*	F*, kg/mm ²
Al-killed steel	0.9	15.0	31.3	42.9	0.23	54.2
56S-O	1.0	16.0	30.7	27.3	0.38	72.0
52S-O	1.0	10.4	21.0	25.1	0.33	49.6
2S-O	1.0	3.2	9.3	40.3	0.27	17.0
2S- $\frac{1}{2}$ H	1.0	13.0	13.2	19.0	0.06	20.0
2S-H	1.0	14.6	18.9	7.8	0.05	20.2

* Stress-strain relationship at plastic range : $\sigma = F\epsilon^n$.

2.2 実験条件

深絞りはずべて、Evichsen 社製薄板試験機 TYPE-123 によった。したがって、それに付属の工具か、その寸法に準じて製作した工具によった。工具の寸法は、Table 2 に示す。平底ポンチと球底ポンチの二種を用いた。2S 材の成形を連続的に行なっていると、ダイス角半径部にこまかい材料の粉が付着するが、それらは良く注意して適時油を含ませたエミリーペーパーで取除いた。

Table 2 Dimensions of the toolings used.

	Dia, mm	Profile radius, mm
Flat bottomed punch	33.0	4.0
Round bottomed punch	33.0	16.5
Die	35.4	3.0

使用した潤滑剤は、経験的にその動作が安定していると考えられる市販の乳化油 Johnson's wax150# を原液のままて用いた。できるだけ同じ状態であるよう、心がけながら手指で素板両面に充分量塗布した。

成形速度は約 10mm/sec で、2 stroke/min 程度の割合で連続的に成形を行なった。

素材円板は、その深絞り限界付近で直径で 0.5mm あるいは 1.0mm 間隔でおのおの何枚か用意した。円板直径の段階が 0.5mm か 1.0mm か、また、それらの枚数は実験材料の手持ちの数量で定めたもので、別に他の根拠があるわけではない。

しわ押え力は Table 3 に示す値を、必要最低な値として適用した。

Table 3 Sheet holder force for plain drawing.

Materials	Sheet holder force, kg
Al-killed steel	800
56S-O	400
52S-O	400
2S-O	200
2S- $\frac{2}{1}$ H	300
2S-H	300

2.3 実験結果と検討

実験結果を Table 4 に示す。実験結果からそのまま求めた破断発生率を折線グラフで表わすと、たとえば Fig. 1 のようになる。深絞り限界が存在する確立は、単位長さの素板直径の変化に対する破断発生率の確立の変化と考えてよいから、各素板直径間の破断発生率の変化、すなわち、直線の勾配が、その区間に深絞り限界が存在する確立を表わしていると考えられる。そこで Fig. 1 に示したように破断発生率を示す折線グラフは、深絞り限界の存在確率を示すヒストグラムに変換することができる。このヒストグラムから、深絞り限界の存在確立の最大値を示す点や中央値あるいはバラツキが検討され得る。

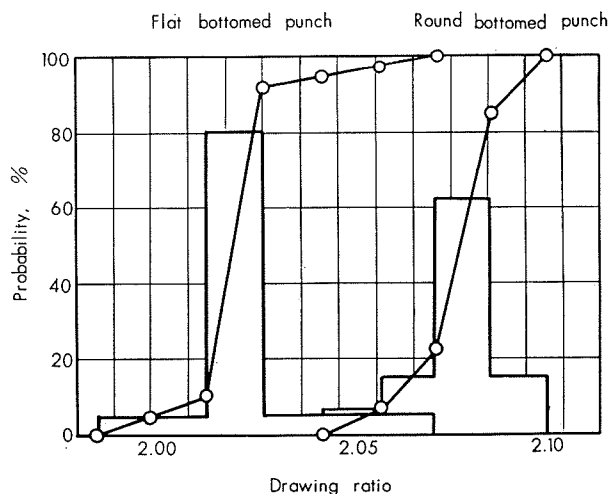


Fig. 1 Relation of probability of fracture occurrence and L.D.R. existence to drawing ratio. (2S-O)

Table 5 Mean L. D. R. and standard deviation of L. D. R.

Materials	Flat bottomed punch		Round bottomed punch	
	L.D.R.	Σ L.D.R.	L.D.R.	Σ L.D.R.
Al-killed steel	2.13	0.019	2.24	0.028
56S-O	2.10	0.200	2.2	0.027
52S-O	2.08	0.160	2.10	0.015
2S-O	2.02	0.012	2.07	0.011
2S- $\frac{1}{2}$ H	2.15	0.014	1.95	0.020
2S-H	1.98	0.006	1.74	0.014

実験結果の大部分は Fig. 1 のような中央が高い一つの山形のヒストグラムを示し、その平均値と中央値とが大きく離れたものは少なかった。

Table 4 Test result of several drawings. (frequency distribution of forming)

(1) A1-killed steel

Blank dia, mm		69.0	69.5	70.0	70.5	71.0	71.5	72.0	72.5	73.0	73.5	74.0	74.5	75.0	75.5	76.0
Flat bottomed punch	cup	30	30	17	13	7	1	0	0							
	fail	0	0	13	17	23	29	30	30							
Round bottomed punch	cup							15	15	12	11	12	6	4	0	0
	fail							0	0	3	4	3	9	11	15	15

(2) 56S-O

Blank dia, mm		67	68	69	70	71	72	73	74	75	76
Flat bottomed punch	cup	30	30	29	9	2	0	0			
	fail	0	0	1	21	28	30	30			
Round bottomed punch	cup				15	15	14	10	4	0	0
	fail				0	0	1	5	11	15	15

(3) 52S-O

Blank dia, mm		66	67	68	69	70	71	72
Flat bottomed punch	cup	30	30	28	15	0	0	
	fail	0	0	2	15	30	30	
Round bottomed punch	cup			30	30	12	0	0
	fail			0	0	18	30	30

(4) 2S-O

Blank dia, mm		65.0	65.5	66.0	66.5	67.0	67.5	68.0	68.5	69.0	69.5	7.00
Flat bottomed punch	cup	40	40	38	36	3	2	1	0	0		
	fail	0	0	2	4	37	38	39	40	40		
Round bottomed punch	cup					40	40	37	31	6	0	0
	fail					0	0	3	9	34	40	40

(5) 2S- $\frac{1}{2}$ H

Blank dia, mm		62.5	63.0	63.5	64.0	64.5	65.0	65.5	66.0	66.5	70.0	70.5	71.0	71.5	72.0	72.5	73.0
Flat bottomed punch	cup										40	40	29	7	5	0	0
	fail										0	0	11	33	35	40	40
Round bottomed punch	cup	40	40	39	34	20	15	3	0	0							
	fail	0	0	1	6	20	25	37	40	40							

(6) 2S-H

Blank dia, mm		55.5	56.0	56.5	57.0	57.5	58.0	58.5	59.0	63.5	64.0	64.5	65.0	65.5	66.0	66.5
Flat bottomed punch	cup									50	50	49	37	5	0	0
	fail									0	0	1	13	45	50	50
Round bottomed punch	cup	50	50	49	46	32	10	0	0							
	fail	0	0	1	4	18	40	50	50							

これらのヒストグラムの平均から求めた平均限界絞り比 $L.D.R.^*$ とそのバラツキの程度を示す標準偏差 $\Sigma L.D.R.$ を Table 5 に示す。この平均限界絞り比は、破断と成形がおのおの 50% の確立であるような絞り比を意味している。ここで行なった深絞り試験は比較的作業条件の安定した成形作業であるから、ここで示されたバラツキは材料因子をより多く含んだ値で示めされたと考えられる。ここでは絞り比にして、標準偏差が 0.01~0.03 程度のバラツキが認められた。このバラツキは 2S-0, 52S-0 の場合にはポンチ形状によりその程度は変わらないが、ほかの材料では平底ポンチの場合より球底ポンチの場合の方が大きなバラツ

キを示した。このことは、張出し成分の多く含まれた深絞り限界のバラツキが、純粋な深絞りの場合より大きいという一般的傾向を暗示しているように思えるが、これだけでは確かなことはわからない。

3. 引張試験値のバラツキとの対応

3.1 考え方と理論式

前章でとりあつかった限界深絞り比のバラツキが、材料的因子を多く含んでいるものであれば、ある適当な材料試験値のバラツキと何らかの対応を示すものと考えられる。引張試験は、ここで行なったカップリングテストと同程度の

Table 6 Frequency distribution of tensile strength.

(1) Al-killed steel

σ , kg/mm ²	30.6	30.7	30.8	30.9	31.0	31.1	31.2	31.3	31.4	31.5	31.6	31.7	31.8
Frequency	1	1	1	2	4	2	6	11	8	3	7	3	1

(2) 56S-O

σ , kg/mm ²	30.3	30.4	30.5	30.6	30.7	30.8	30.9	31.2
Frequency	3	1	6	6	4	4	5	1

(3) 52S-O

σ , kg/mm ²	20.7	20.8	20.9	21.0	21.1	21.2	21.3	21.5
Frequency	4	2	3	7	6	3	4	1

(4) 2S-O

σ , kg/mm ²	9.1	9.2	9.3	9.4	9.5
Frequency	3	14	15	16	2

(5) 2S- $\frac{1}{2}$ H

σ , kg/mm ²	12.8	12.9	13.0	13.1	13.2	13.3	13.4
Frequency	2	7	5	7	12	9	8

(6) 2S-H

σ , kg/mm ²	18.6	18.7	18.8	18.9	19.0	19.1
Frequency	1	6	9	9	9	16

巨視的な試験であり、求められる試験値のうちで特に引張強さ σ_B は、耐力や伸びよりも試験条件による外乱を含むことが少なく安定した材料特性を示す値であることが知られている。その上、かぎられた範囲の材料間にかぎれば、²⁾ 深絞り限界と良い対応を示すことも知られている。ここでは、相当強引にはあるが、引張強さと深絞り限界を結びつけて、それらのバラツキを比較する理論式を導いて実験値とそれを比較し検討した。

最も簡単な軸対称形状の深絞りの縮みフランジ部の絞³⁾りこみ応力 σ_d を、平面ヒズミ応力状態で求める。材料の応力-ヒズミ関係は $\sigma = F\epsilon^n$ で与えられるとする。素板の成形前の半径を r_0 、成形途中での外周半径を R_0 とする。ダイス内径を r_1 とし、縮みフランジ部での加工硬化をその外縁部でのもので代表させる。曲ゲに要する力と摩擦力を無視すると、

$$\sigma_d = F (-\ln R_0/r_0)^n \ln R_0/r_1 \dots \dots \dots (1)$$

である。

深絞り比 $\zeta (=r_0/r_1)$ と最大絞³⁾りこみ応力 σ_{dmax} は(1)式より、

$$\sigma_{dmax} = Fn^n (\ln \zeta / n + 1)^{n+1} \dots \dots \dots (2)$$

である。平底ポンチでの深絞り限界付近での最大絞³⁾りこみ応力は $1.1\sigma_B$ で近似できるから

Table 7 Mean tensile strength and standard deviation of tensile strength.

Materials	Tensile strength σ , kg/mm ²	Standard deviation $\Sigma \sigma$
Al-killed steel	31.3	0.26
56S-O	30.7	0.42
52S-O	21.0	0.18
2S-O	9.3	0.10
2S- $\frac{1}{2}$ H	13.2	0.17
2S-H	18.9	0.15

$$1.1\sigma_B = \sigma_{dmax} \dots \dots \dots (3)$$

とすれば、(2)式の深絞り比 ζ は(3)式で限界深絞り比 ζ_{lin} としてよい。(2)式、と(3)式で ζ_{lin} を整理し (σ_B/F) で微分すれば(4)式が求まる。

$$\frac{\partial \zeta_{lin}}{\partial (\sigma_B/F)} = \left(1.1^{\frac{1}{1+n}} n^{-n} \exp \frac{n^2}{1+n} \right) \exp \left\{ 1.1^{\frac{1}{n+1}} (n+1) \exp \frac{-1}{n+1} \right\} \dots \dots \dots (4)$$

(4)式は、引張強さのバラツキと限界深絞り比のバラツキの比を表わす第一近似式としてよいであろう。

一方、実験材料について、いずれも圧延方向を軸としたJIS 5号試験片により引張試験を行なって、それぞれについての複数の試験値を求めた。Table 6 に引張強さの度数分布を示す。この結果から引張強さの平均値と、バラツキを表わす標準偏差を求めた。Table 7 にそれを示す。

3.2 実験結果の検討

Table 5 の限界絞り比の標準偏差 $\Sigma L.D.R.$ と引張強さの標準偏差 $\Sigma \sigma$ をそれぞれのバラツキを表わす値と考⁴⁾えて、 $\Sigma L.D.R. / (\Sigma \sigma / F)$ を求め、この値と、第(4)式の計算値を比較した結果が Fig. 2 である。実験値による $\Sigma L.D.R. / (\Sigma \sigma / F)$ の値と計算値とは、加工硬化係数 n に関して定性的な傾向が一致しているように見える。また、実験値が計算値よりすべて小さい。このことは、計算値を規⁵⁾準にして、限界深絞り比のバラツキが引張強さのバラツキより小さいことを示している。以上の結果から、Table 5 に示した限界深絞り比のバラツキは、成形条件による因子よりも、むしろ材料自身の因子により生じてきたものが多いと判断される。

(4)式により同種材料内の引張強さのバラツキから限界深絞り比のバラツキを安全側で推定し、一応の目安を求めることができるであろう。

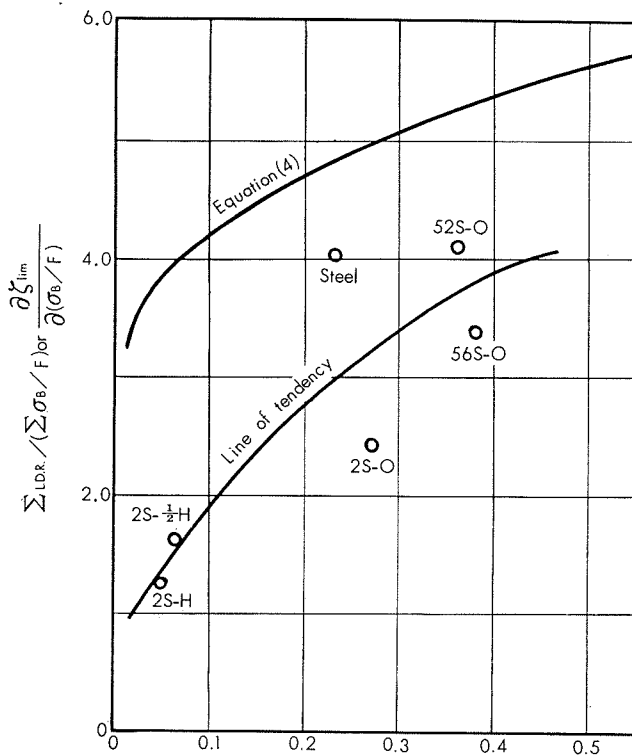


Fig. 2 Comparison of experimental results with equation (4).

4. 深絞り試験における試験計画

現在までに提案されてきた深絞り試験は数多くあり、また、その中で深絞り限界の規準すなわち求め方は様々である。そのうち、たとえば Sweden Deep Drawing Test では“素板直径を 0.3mm 単位でかえ、各寸法を 6 枚を絞

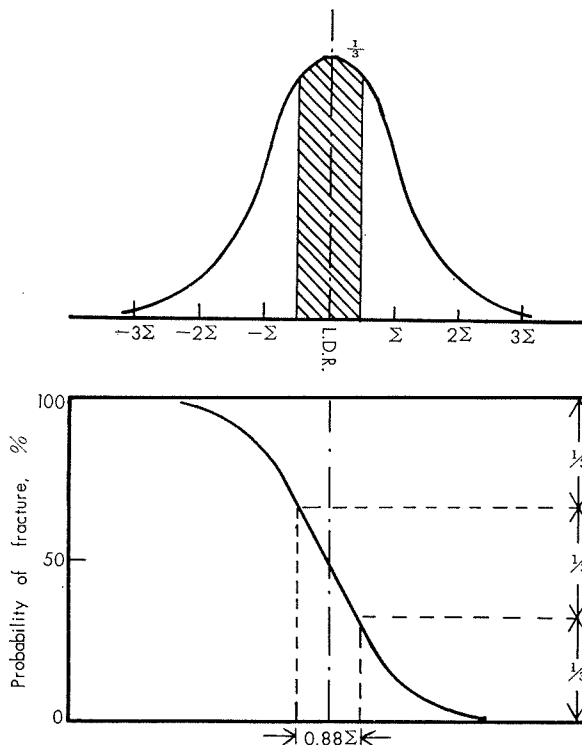


Fig. 3 Reference figure for reasonable standard of cupping test.

り、6 枚全部が絞りこめた最大素板直径をもって限界素板直径とし、深絞り限界値を求める”と提案している。この場合、前章で示した実験結果を見ても考えられるように、深絞り限界のバラツキが、あるいは材料固有の、あるいは成形形状等に左右される値であれば、この規準で求められた深絞り限界値は、成形性と、バラツキの程度を含んだ値となって、成形性の正確な判断を誤らせる可能性が強くなる。したがって、成形性の正確な判断には、すでに二三の研究者が実験値として用いているように、“破断あるいは成形可能の確立が 50% であるような点”を求めることが望ましいと考えられる。

深絞り試験の試行の回数が一定にかぎられた場合、ここには、素板直径の間隔と同一素板での絞り回数という二つの値があるので、合理的に試験を行なうための基準がなくてはならない。そこで、上記の定義になる深絞り限界を求める場合、深絞り限界が存在する確率が、絞り比軸上で示される確率密度関数で正規分布型を示すとする、絞り限界はその中央値となるから、その近傍で用意する素板直径間隔（言いかえれば、絞り比間隔）による成形可否の確率の変化を求めることができ、その確率の変化にあわせて用意すべき合理的な同一直径素板の枚数を決定することができる。たとえば、Fig. 3 の模型図のような深絞り限界が存在する確率密度分布が得られたとき、成形可否の確率の変化が $0.33 (=1/3)$ であるよう素板直径の間隔を定めれば、各 3 枚の素板により行なう深絞り試験の素板直径間隔に適している。

深絞り限界の標準偏差が、Table 5 のように求められていれば、上の考え方から深絞り試験の試験計画を行なうことができる。Table 8 は、各実験材料に関する合理的な試験計画である。軟鋼板を対象とした場合、絞り比間隔が $9/1000$ 、各 6 枚の深絞りを行なう Sweden Deep Drawing Test の規準は、Table 8 に示した値と良く似ているが、

Table 8 Reasonable standard of cupping test for materials used. (intervals between blanks to be made, $\times 1/1000$. D.R.)

Materials	Punch shape	Number of blanks				
		2	3	4	5	6
Al-killed steel	Flat	25	15	10	10	10
	Round	35	25	15	15	10
56S-O	Flat	25	15	10	10	10
	Round	35	25	15	15	10
52S-O	Flat	20	15	10	10	5
	Round	20	15	10	10	5
2S-O	Flat	15	10	5	5	5
	Round	15	10	5	5	5
2S- $\frac{1}{2}$ H	Flat	20	10	10	5	5
	Round	25	20	10	10	10
2S-H	Flat	15	10	5	5	5
	Round	20	10	10	5	5

絞り比間隔 25/1000 で各 5 枚を試験する Swift Cupping Test の提案は、ここでの実験の結果からは多少不合理な感がある。Swift Cupping Test の対象とした材料のバラツキは、ここであつかった材料のバラツキよりも大きな場合かも知れない。

5. 結 論

一種類の軟鋼と五種類のアルミニウム合金の板材について、数多くの深絞り試験を行ない、深絞り限界付近の成形可否のバラツキを求め、これについて考案、検討を行なった。結果は以下の通りである。

(1) 限界深絞り比のバラツキを示す標準偏差は、絞り比にして 0.1 から 0.3 程度であった。

(2) 限界深絞り比のバラツキは、平底ポンチでの場合より、球底ポンチでの場合の方が大きくなる傾向を示した。

(3) 限界深絞り比のバラツキは、引張強サのバラツキとある程度対応しており、(4)式で示された関係を定性的に示すように見えた。

(4) 深絞り試験の試験計画の規準となる考え方を示し、ここで実験の対象とした材料についての深絞り試験の合理的な規準を Table 8 に示した。

6. あ と が き

ここでは成形限界付近での成形可否のバラツキについての一つの考え方を示したにすぎない。この報告で、実際上の問題が解釈されることは、他のプレス成形に関する問題と同様、実際問題にはあまりにも多くの因子が含まれているように感じられて、ほとんど期待できない。しかし、ここで示した考え方で何らかのアプローチがなされたと思うことができれば幸せである。

以上の考察にあたって、理化学研究所 吉田清太郎研究員、ならびに阿部邦雄研究員の懇切な御指導をいただいた。実験には、当社研究部の山下雄二氏の協力を受けた。あわせて、ここに深謝する。

文 献

- 1) D.H. LLOYD : Sheet metal Indurtnies, **39** (1962), 236
- 2) 吉井 : 日本機械学会誌, **67**—542 (1964), 440
- 3) 吉井 : 塑性と加工, **5**—37 (1964), 75

極点カメラ法による集合組織の解析

広 沢 栄 一

住友軽金属工業株式会社

極点カメラ法による集合組織の解析

広 沢 栄 一*

1. 緒 言

金属またはその合金に圧延、押出あるいは引抜き等の塑性加工を与えたり、更に焼鈍処理を加えてもとの加工組織を再結晶組織に変えると、それぞれの条件に応じた集合組織が形成されるが、これら集合組織の様子は極点図を作成することにより明らかとなる。一般に極点図を描くには X-ray diffractometer を用いるが、この方法により極点図を精確に描くためには試料に対する X 線の走査を細い間隔で行う必要があり、極点図の作成にかなりの時間を要するものである。更に再結晶組織の場合のごとく、結晶粒の粗くなりやすい場合は、極点図の作成は著しく困難になる。これらの具合悪さを避けるために、Renouard と Do^{1),2)} Khac は試料を連続的に走査できる X 線カメラを考案し、写真法にて一枚のフィルム上に自動的に撮影された極点写真を発表した。この極点写真は従来の極点図と比べると全体に少し歪ではいるが、試料の集合組織を忠実に示すことができ、十分実用に供し得るものである。本報では X 線極点カメラの原理を解説すると共に、試作カメラを用いて各種材料の集合組織について調べた結果を述べることにする。

2. 極点カメラの原理

極点カメラにより試料の集合組織が撮影できる原理はつぎの通りである。すなわち Fig. 1 に示されたごとく、点 O に試料を置き、左方より波長 $\lambda_{h\kappa}$ なる特性 X 線を入射すると、 $\{hkl\}$ 面により回折される X 線は Bragg 反射を起して半頂角 $2\theta_{hkl}$ なる円錐 OC_1C_1' に沿って進み、 ω_1 点において入射 X 線に垂直に置かれたフィルム上に Debye Ring C_1C_1' を生ずる。今 O 点を中心とする逆格子空間内に $\{hkl\}$ 面の集合として半径に $r = \frac{1}{d_{hkl}}$ なる極点球を考えると、特性 X 線 K_α が入射した場合 $\{hkl\}$ 面に対応する反射円は極点球と Ewald 球（半径は $\frac{1}{\lambda_{h\kappa}}$ に等しい）との交線であるから、円 CC' となる。Debye Ring C_1C_1' は反射円 CC' にほかならないから、Debye Ring は極点球上に現れている $\{hkl\}$ 面の集合組織の一部を表わしていることになる。したがって極点球上の集合組織を全部知るためには、極点球上で反射円をくまなく動かしてやる、すなわち試料を固定して X 線の入射方向を種々変えてやるか、あるいは反射円を固定して極点球を回転

させてやる（すなわち試料を回転する）必要がある。実際には試料を回転する方が便利である。そこで、反射円 CC' を用いて極点球の全表面（実際には上半球分だけでよい）を走査するためには、試料軸 OZ を入射 X 線に対して $\{hkl\}$ 面の回折角 θ_{hkl} だけ傾け、OZ を回転軸として極点球を一回転させてやればよい。ただその際、反射円の全円周は必要でなく、その一部すなわち極点球の北極 C 点から赤道 DD' までの部分 $\widehat{CE}$ のみを用いればよい。

反射円の一部 $\widehat{CE}$ と Debye Ring の一部 $\widehat{C_1E_1}$ とは一対一に対応するから、フィルム上の $\widehat{C_1E_1}$ の位置にスリットを置いて Debye Ring CC' のうち $\widehat{C_1E_1}$ のみが写るようにして置き、更に試料が一回転する間にフィルムも同期して一回転するようにしておけば、フィルム上には極点球の上半分 CDD' に相当する極点写真が得られることになる。

ここで大切なことは、試料の回転軸を入射 X 線に対して反射角 θ_{hkl} だけ傾けたことで、たとえば通常の回転写真のごとく回転軸を入射 X 線に垂直におくと、極点球の北極から角度 θ_{hkl} の範囲はフィルム上に投影されず、得られた極点写真には dead zone が存在することになる。

以上の原理に従って製作された極点カメラを Photo. 1 に示す。

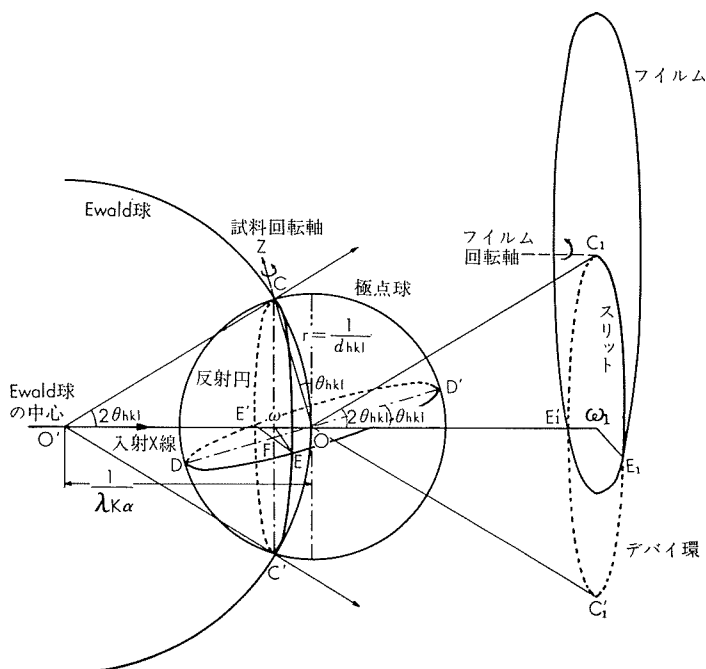


Fig. 1 極点カメラの原理

* 研究部

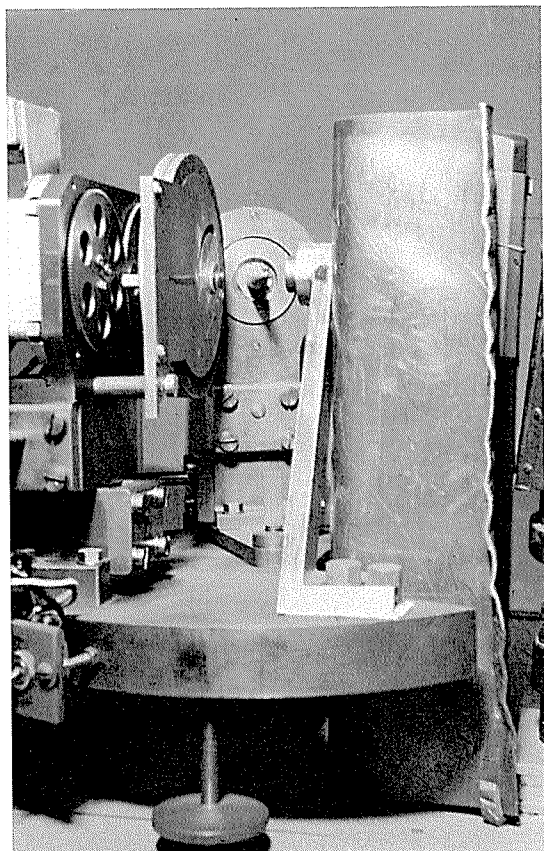


Photo. 1 極点カメラ

3. 極点カメラ法の特徴

3.1 スリット

極点写真を撮影するためには前もってスリットの形を決めて置かねばならない。

スリットは既に述べたように、反射円の一部である極点球の北極から赤道に至るまでの部分 $\widehat{CE}$ と同じ形を取るわけであるが、その円弧 $\widehat{CE}$ が反射円の中心 ω に対して張る角 $\angle C\omega E$ は単純に 90° というにはならない。この角度は回折面 $\{hkl\}$ によって異なり、付録Aの計算によると

$$\cos \angle C\omega E = -\tan^2 \theta_{hkl} \dots\dots\dots (1)$$

で与えられる。したがって常に 90° より大きい角度となり、回折角が 45° に等しいとき Debye Ring の半円周に相当するスリットが必要になる。それゆえ、後方反射する回折線を使っては一度では極点球のすべてを投影することはできない。

スリットの実際の形状は Fig. 2 に示すごとく、スリットの長さ CE を(1)式の角 $\angle C\omega E$ より決め、つぎにスリットの中を定めるために、円弧 $\widehat{CE}$ を極点写真の中心 C の回りに少し回転させてスリット CE_1E_2 を作る。この際 E_1E_2 の位置の決め方は E 点でのスリットの中が Debye Ring の中に一致するように C 点の回りの回転角を選ぶことにする。 ω_1, ω_2 はそのときの円弧 $\widehat{CE_1}, \widehat{CE_2}$ の中心である。

3.2 等積投影と緯度・経度線の投影

極点写真は極点球上の上半球を平面に投影したものには

かならないが、前記した投影法の特徴は付録Bに示すごとく等積投影になっていることである。このため通常のスtereo投影とは異なり、投影の際、面積は保存されるが、角度は保存されない。すなわち図形が少し歪んで投影されることになる。したがって極点写真上の集積点の位置を正確

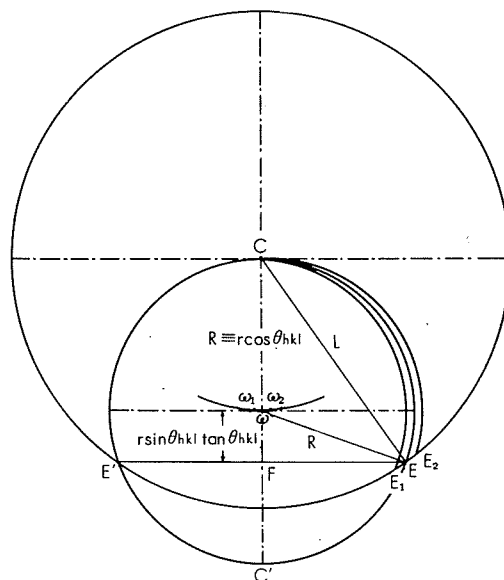


Fig. 2 スリットの形状

に知るにはステレオ net は使用できず、特別なものを用いる必要がある。このためには極点球上の緯度・経度線を極点写真上に投影してやればよい。

付録Cの結果によると緯度線は

$$\rho = \sqrt{2} L \sin \frac{\beta}{2} \dots\dots\dots (2)$$

なる半径 ρ の同心円で与えられる。ただし L は極点写真の半径、 β は余緯度で緯度 λ と $\beta = \frac{\pi}{2} - \lambda$ で結ばれている。

経度線は近似的に極点写真の中心を通る円弧として表わされ、その半径は

$$\rho = \frac{L}{\sqrt{2}} \frac{\cos^2 \theta_{hkl}}{\sqrt{\cos 2\theta_{hkl}}} \cdot \frac{1}{1 - \sin \theta_{hkl}} \dots\dots\dots (3)$$

で与えられる。したがって厳密には各回折面によって径度線の形が異なることがわかる。

一例として $\theta_{hkl} = 20^\circ$ の場合の緯度・経度線を Fig. 3 に示す。

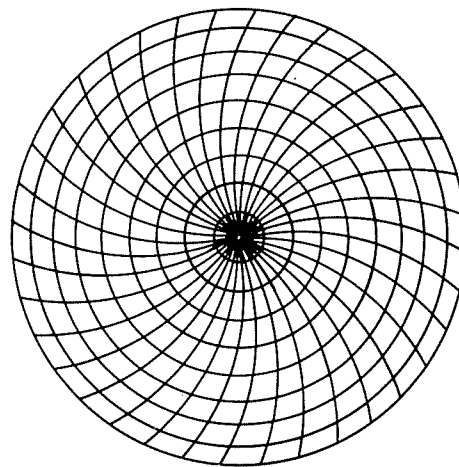


Fig. 3 緯度・経度線

4. 極点写真の例

極点カメラにより得られた各種材料の極点写真を示すことにする。Photo. 2 は Al 圧延面について得られた極点写真であるが、試料の回転軸を圧延方向に一致させているため、通常の極点図とは投影面が直交しており、板面の法線と横方向を含む平面に投影されている。(a) は (111) 極点写真であり、(b) は (200) 極点写真である。写真からわかるように集積点が連続的に変化しているため、圧延面や圧延方向に簡単な結晶面指数を与えて Al の圧延集合組織を表わすことは難しい。

圧延集合組織は材質その他圧延条件等でほとんど変化しないが、圧延板の再結晶集合組織は焼鈍条件等でかなり変化するものである。Photo. 3 はこの良い例で試料 A, B いずれも同材質であるが、製造工程が異なっているため、深絞りの際 A は 45° 耳の出るもの、B は 90° 耳のでもものとなっている。Photo. 4 に通常の Debye-Scherrer 写真を示したが、これからは両者の差異はそれほどはっきりせず、ただ試料 A の方が結晶粒の細かいこと、また中心からのストリークの状態から A の方が圧延組織が強いことが推定される。両者の差異は極点写真 Photo. 3 により一層はっきりする。すなわち試料 A では圧延組織が強く現れ、試料 B では立方体組織が強く現れていることが一目してわかる。なお参考のため、同一試料に対して通常の Diffractometer 法で作成した極点図を Fig. 4 に示した。極点写真は通常の極点図とかなり良く一致することがわかる。

Photo. 5 はジュラルミン系押出棒の集合組織を示したもので、a) は断面の中心部、b) は中間部、c) は外周部の (111) 極点写真である。いずれも押出方向を試料の回転軸として撮影されたものである。どの試料も加工組織を呈しているが、中心部の (111) 極点写真は二つの同心円より成り立っていることが認められる。中心からおのおのの同心円までの角度を Fig. 3 を用いて測ることにより、外側の集積帯が $\langle 111 \rangle$ 繊維組織、内側の集積帯が $\langle 100 \rangle$ 繊維組織

組織によることがわかる。したがって押出棒の中心部は $\langle 111 \rangle + \langle 100 \rangle$ 2 重繊維組織からなっている。また $\langle 111 \rangle$ 繊維組織による集積帯は鮮鋭であるが、 $\langle 100 \rangle$ によるものは少しぼけて拡がっている。このことから $\langle 111 \rangle$ 繊維組織と $\langle 100 \rangle$ 繊維組織とは加工状態が異なり、 $\langle 100 \rangle$ 組織の方がより回復しているように見える。またいずれの集積帯も円周に沿って均一な濃度になっていないが、これは試料の直径に比して結晶粒が粗いため、X 線の回折に關与する結晶粒の数が少なかったことに起因するものと思われる。

Photo. 5 b) は中間部の集合組織を示すもので、内側のぼけた集積帯が $\langle 100 \rangle$ 繊維組織によるものであり、外側の楕円形になっている集積帯は擬 $\langle 111 \rangle$ 繊維組織であって、 $\langle 111 \rangle$ 結晶方向が完全に押出方向に平行になっておらず、傾いているために楕円形の集積帯を形成するのである。³⁾

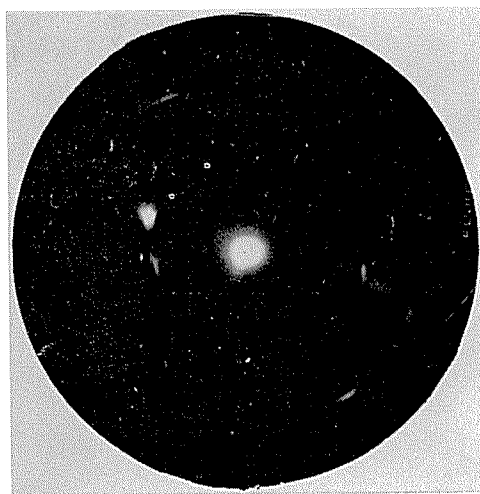
Photo. 5 c) は外周部の結果を示す。Photo. 2 の圧延組織と同じ pattern が得られているので、押出棒の外周部は押出方向を圧延方向とし、半径方向を圧延面方向とする圧延集合組織と立方体集合組織の 2 重組織を呈していることがわかる。

Photo. 6 は純 Al 押出棒の再結晶集合組織を示す。押出組織に比べて結晶粒が粗いため、集合組織の判定は比較的難しいが、中心部では $\langle 100 \sim 115 \rangle$ を中心として集合組織が形成されている。外周部は大体圧延集合組織を継承しているが、 $\langle 100 \sim 115 \rangle \{110\}$ 成分が強く現れている。結晶粒がこれ以上に粗い場合は積分装置を用いる必要がある。

Photo. 7 は押出棒の押残りビレット中に形成されている shearing zone の集合組織を調べたもので、試料の採取位置はダイスから比較的離れた metal flow がビレット軸に平行な所である。そこでは集合組織は解析の結果押出方向に $\langle 011 \rangle$ 、半径方向に $\langle 211 \rangle$ が向いていることが判明した。shearing zone は材料がダイスを通過す

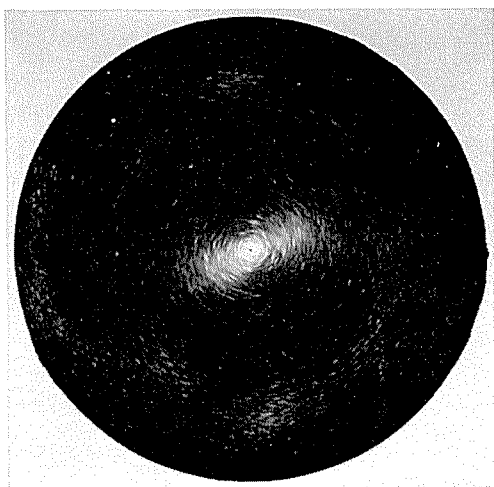


(111)

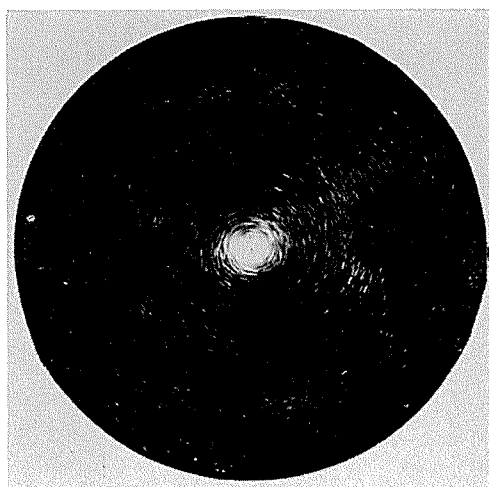


(200)

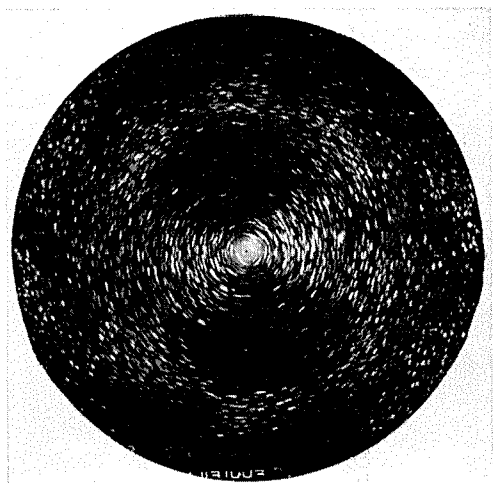
Photo. 2 Al 圧延板の極点写真



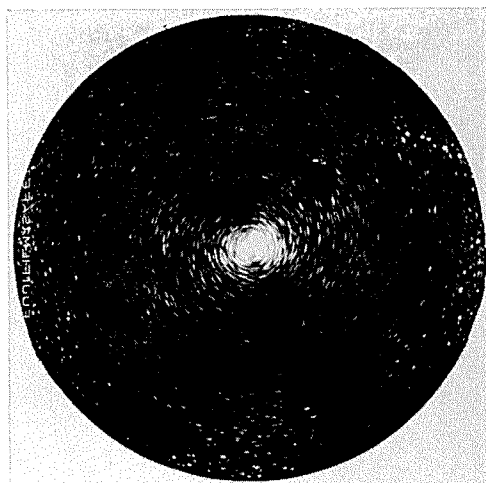
(111)



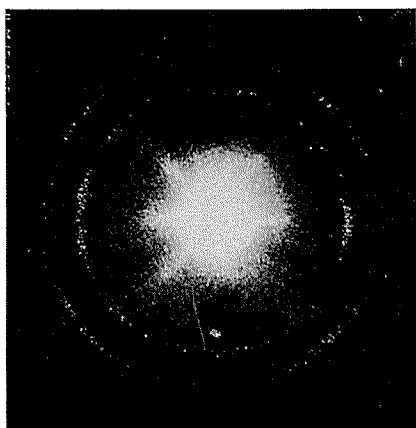
(200)

Photo. 3-a Al焼鈍板A (45°耳) の極点写真

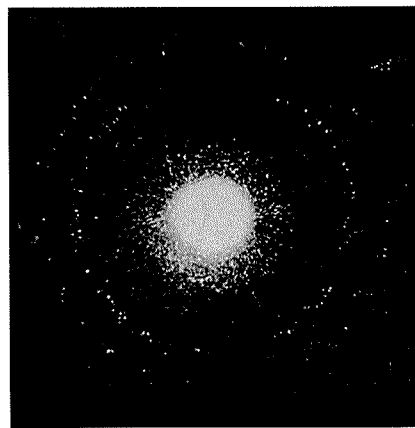
(111)



(200)

Photo. 3-b Al 焼鈍板B (90°耳) の極点写真

試料 A (45°耳)



試料 B (90°耳)

Photo. 4 Al 焼鈍板のX線透過回折写真

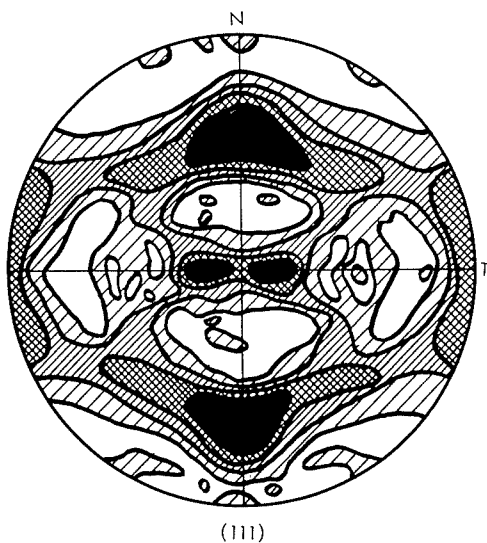


Fig. 4-a Al 焼鈍板 A (45°耳) 極点図

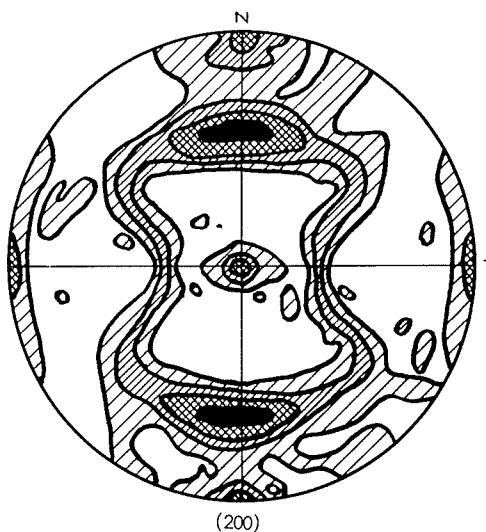


Fig. 4-a Al 焼鈍板 A (45°耳) 極点図

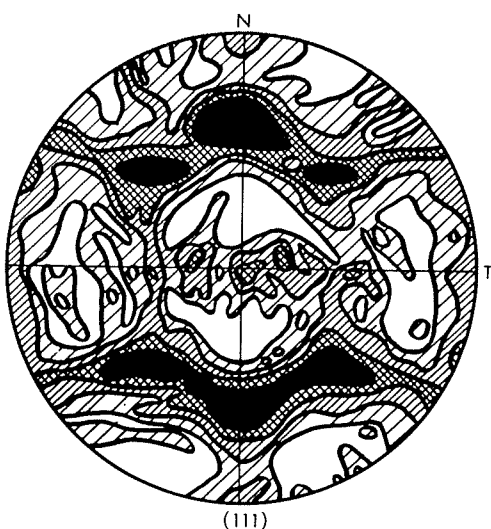


Fig. 4-b Al 焼鈍板 B (90°耳) 極点図

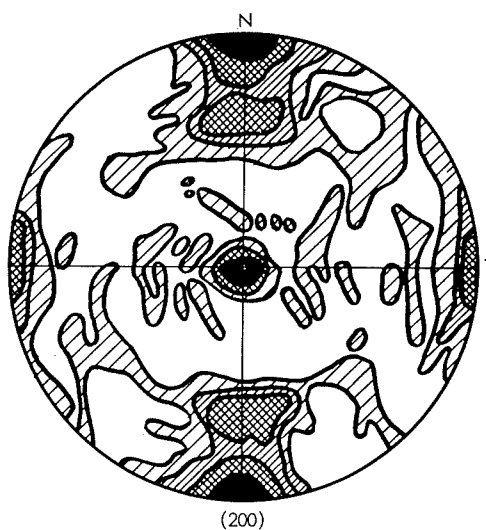
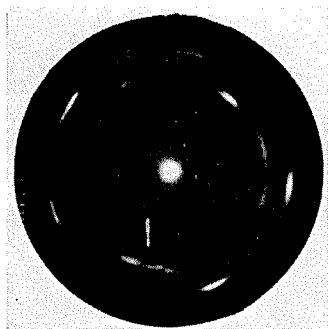
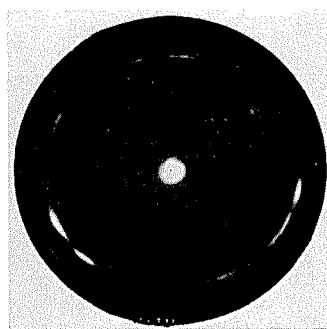


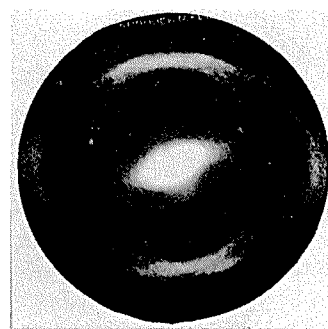
Fig. 4-b Al 焼鈍板 B (90°耳) 極点図



中心部



中間部

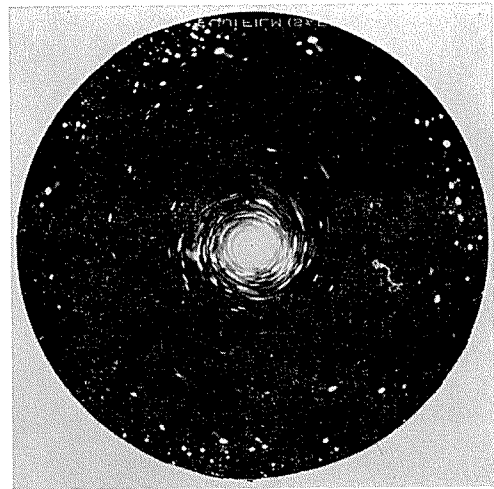


外周部

Photo. 5 Al合金押出棒の (111) 極点写真



(111)



(200)

Photo. 6-a Al 押出棒の再結晶集合組織 (中心部)



(111)



(200)

Photo. 6-b Al 棒出棒の再結晶集合組織 (外周部)

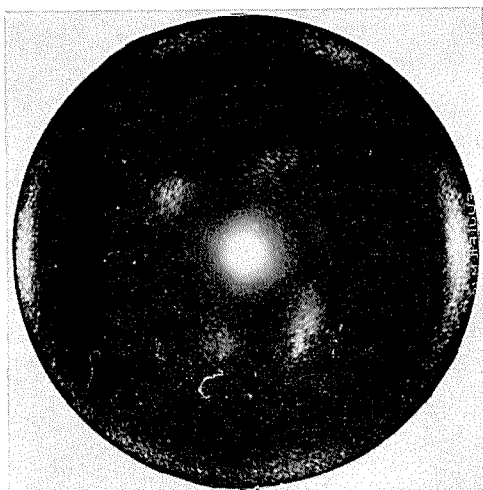


Photo. 7 Al 押残りピレットの剪断層の (111) 極点写真
 る以前にコンテナ壁面との摩擦により形成されるが、
 Photo. 7 と Photo. 5 c) とを比較することから、ダイス
 の通過前後で shearing zone の集合組織の変ることが認
 められる。

5. 結 び

極点カメラの特徴は試料を set すれば、あとは自動的に極点写真が得られることで、Diffractometer の場合のごとく極点図の作成に苦心したり、試料の走査が粗くて peak の位置を逃して、極点図の精度が落ちるということもない。このことは再結晶集合組織の場合に特に強調されることである。もち論結晶粒が特に粗くなった場合は積分装置を付す必要がある。

欠点としては極点カメラによる集合組織の表示は通常のスtereo投影法でなく、等積投影になっているため、図形は多少の歪みが生ずることである。しかし集合組織の判読にはほとんど差支えなく、十分 Diffractometer 法の極点図と対比し得るものである。また強度分布は写真の濃度で示されるため、集積強度は定性的な評価はなるのは止むを得ない。総括的に見て集合組織の概略的な変化を知るには極めて便利な装置といえよう。

文 献

- 1) M. Renouard et T. Do Khac: Mem. Sci. Rev. Met., LVII (1960), 759
- 2) T. Do Khac et M. Renouard: ibid. LIX (1962), 492
- 3) 広沢: 住友軽金属技報, 4-2 (1963), 1

付録 A スリットの形状

スリットの形状はつぎのようにして決定する。Fig. 2 において円 CC' を Debye Ring, ω を Debye Ring の中心, C をフィルムの回転中心, E 点を Fig. 1 の反射円と赤道との交点に相当するものとする。スリットは円弧 $\widehat{CE}$ で表わされるが, スリットの作成には $\angle C\omega E$ が必要である。今極点球の半径を r とすると, Fig. 1 から

$$\overline{\omega C} = \overline{\omega E} = r \cdot \cos \theta_{hkl}$$

$$\overline{O\omega} = \overline{OC} \times \sin \theta_{hkl} = r \cdot \sin \theta_{hkl}$$

$$\overline{\omega F} = \overline{O\omega} \times \tan \theta_{hkl} = r \cdot \sin \theta_{hkl} \cdot \tan \theta_{hkl}$$

$$\cos \angle C\omega E = -\frac{\overline{\omega F}}{\overline{\omega E}} = -\tan^2 \theta_{hkl}$$

ただし θ_{hkl} は $\{hkl\}$ 面の Bragg 反射角である。したがってスリットが Debye Ring の中心に対して張る角度は回折面によって変ってくる。

また Debye Ring の半径を R とすると, 極点写真の半径 L は Fig. 2 から

$$L^2 = \overline{CE}^2 = \overline{\omega C}^2 + \overline{\omega E}^2 - 2\overline{\omega C} \cdot \overline{\omega E} \cos \angle C\omega E$$

$$= 2R^2(1 + \tan^2 \theta_{hkl})$$

$$= 2R^2 \frac{1}{\cos^2 \theta_{hkl}}$$

$$\therefore L = \sqrt{2} \frac{R}{\cos \theta_{hkl}}$$

で与えられる。

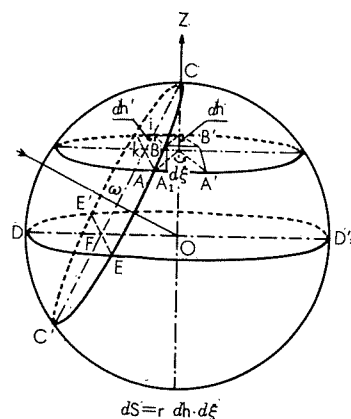
付録 B 等積投影

極点写真の特徴は極点球上の面積を正確に表わしていることである。すなわち等積投影になっている(地図の作成に用いられる Lambert 投影である)ため, 極点上の位置に関係なく極点球上の面積はそのまま極点写真上に移される。通常のスtereo投影では赤道付近に近づくほど面積が大きく表示されるが, Lambert 投影ではかようなことはない。その代り角度は投影の際保存されないで, 経度線は歪んでいる。以下これらについて述べる。

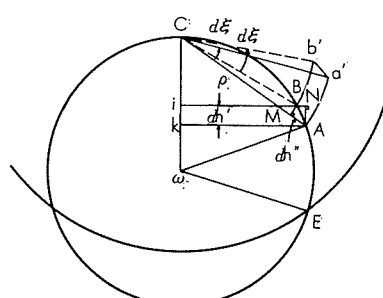
まづ Fig. B-1 において極点球の反射円上に微小円弧 $\widehat{AB}$ を考え, 試料の回転軸 $O-Z$ の回りに角度 $d\xi$ だけ回転すると, $ABB'A'$ なる区域ができ上る。これに対応して極点写真の方では Fig. B-2 のごとく $ABB'a'$ なる区域が生ずる。極点球上の区域 $ABB'A'$ の面積を dS とすると

$$\begin{aligned} dS &= \widehat{AA'} \times \overline{BA_1} \\ &= r \cdot \cos \lambda \cdot d\xi \cdot r \cdot d\lambda \\ &= r \cdot dh \cdot d\xi \end{aligned}$$

となる。ただし A_1 点は B 点より弧 AA' 上に下した垂線の足であり, λ は A 点の緯度である。一方極点写真では



$$dS = r \cdot dh \cdot d\xi$$



$$dS' = \rho \cdot d\xi \cdot dh''$$

Fig. 5 極点写真における等積投影

Fig. B-2 から $ABB'a'$ の面積 dS' は

$$dS' = \rho \cdot d\xi \cdot dh''$$

しかるに

$$\angle AMB = \angle ANB = 90^\circ$$

であるから

$$\frac{dh''}{\sin \angle ABM} = \frac{dh'}{\sin \angle ABN} = \widehat{AB}$$

$$\therefore dh'' = dh' \frac{\sin \angle ABM}{\sin \angle ABN}$$

一方

$$\angle ABM = \angle CA\omega, \quad \angle ABN = \angle C\omega A$$

$$\therefore \frac{\sin \angle ABM}{\sin \angle ABN} = \frac{\angle CA\omega}{\angle C\omega A} = \frac{\omega C}{CA} = \frac{r \cdot \cos \theta_{hkl}}{\rho}$$

また Fig. B-1 から

$$dh' = \frac{dh}{\cos \theta_{hkl}}$$

$$\therefore dh'' = \frac{dh}{\cos \theta_{hkl}} \cdot \frac{r \cdot \cos \theta_{hkl}}{\rho}$$

$$\begin{aligned} \therefore dS' &= \rho \cdot d\xi \cdot \frac{dh}{\cos \theta_{hkl}} \cdot \frac{r \cdot \cos \theta_{hkl}}{\rho} \\ &= r \cdot d\xi \cdot dh \\ &= dS \end{aligned}$$

となり, 投影に際して面積の保存が行われていることがわかる。

付録 C 緯度・経度線の投影

極点写真から集合組織を判読するためには通常ステレオ投影の場合と同じく, 集積点の位置を測定する必要がある。このためには集積点の緯度・経度を知らねばならない。極点写真は等積投影になっているから経度線は直線ではな

R63

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 7 No. 1 January 1966

アルミニウム条・箔導体について

清水 裕 鳴沢 収 船渡 雄三

住友軽金属工業株式会社

アルミニウム条・箔導体について

清水 裕* 鳴沢 収* 船渡 雄三*

1. 緒 言

近代産業の動脈ともいふべき導電材料としては長年にわたって銅が使用されてきたが、アルミニウムの生産技術の長足の進歩によって、最近この分野においてもアルミニウムの優れた経済性と実用性が認められ、アルミニウム送配電線、(鋼心アルミ撚線等)電線、ブスバーなどの普及が世界的な傾向となっている。しかし、マグネットコイル用のアルミニウム導体の使用はリフテングマグネットなど特殊な用途に限定されていたが、近年アルミニウム条および箔が変圧器、溶接機、誘導電動機などのコイル用導体として研究、開発され、経済的、性能的な面に幾多の優れた特性を発揮しうることが文献その他に発表され、欧米ではコイルにアルミニウム条および箔を使用した電磁機器が量産化され始めている。

本邦でも、この分野でのアルミニウムの使用について、新聞紙上に発表され非常に関心が高まっているので、コイル用アルミニウム条および箔導体の諸特性、および当社で調査した WM. Gruber Equipment 社(カナダ)製の溶接機用変圧器の概要とをあわせて解説する。

2. アルミニウム条および箔の諸特性

コイル用アルミニウム条および箔の特性は下記のごとくであり、導電材料としてのアルミニウムの経済的、機能的な評価の外に、条および箔としての優れた電気的特性が要求される。

2.1 経 済 性

周知のように、アルミニウムは、銀、銅、金について導電率の高い金属である。銅が産出地域の政情や労働事情による価格の急激な変動、供給の不安定があるのに比べて、アルミニウムは資源が豊富で、生産は順調な発展を遂げている。しかも、価格がきわめて安定しているので(第1図参照)導電材料としての諸特性の研究とその開発とにより銅の優位性を揺るがすまでに至っている。

電氣的にはほぼ等価な銅巻線コイルとアルミニウム条コイルとの経済的な比較について、米国の例ではアルミニウムの方が30~40%有利であるといわれている。

2.2 軽 量 性

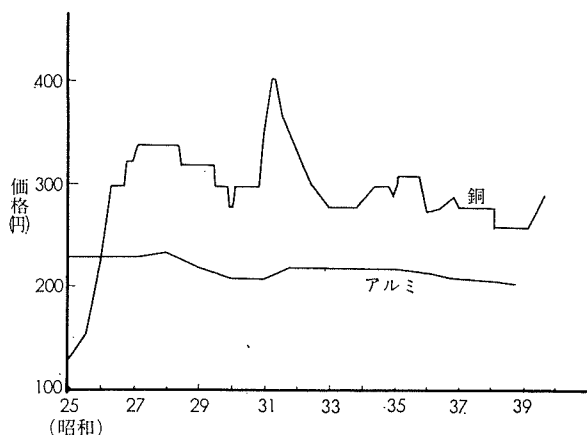
アルミニウムの導電率は銅の60%であるが比重が銅のおよそ $\frac{1}{3}$ であるから、銅と電氣的にはほぼ等価なコイルに要するアルミニウムの所要重量は銅の約 $\frac{1}{2}$ となり、材料費が低

減されるばかりでなく重量が半減され、移動用または携帯用機器のマグネットコイルではその特性がいかに発揮される。

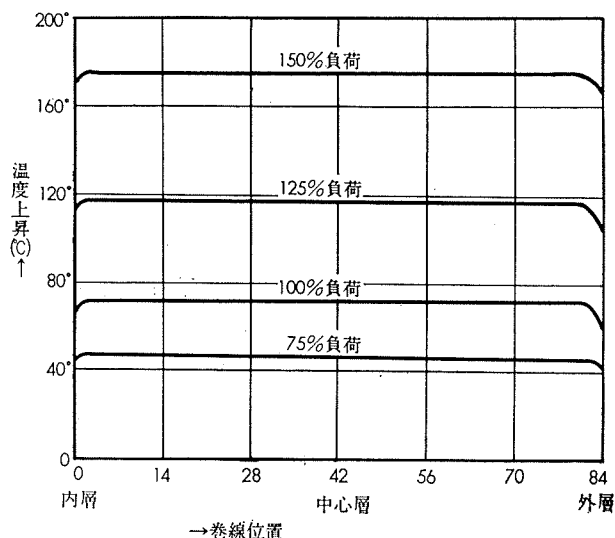
2.3 熱 特 性

条および箔では、両端がコイルの両側に達しているので丸線または平角線を巻いた場合より放熱が良好であり、マグネットコイル内部の温度勾配は第2図に示すごとくゆるやかで、局部的な過熱を生ずることがない。

したがって、絶縁材の許容温度に余裕が生じ、冷却部の簡略も可能となる利点を生ずる。このため、外国においてはコイルをエポキシ樹脂によってモールドした乾式の柱上変圧器が開発されている。



第1図 銅(建値)とアルミ価格変動概略



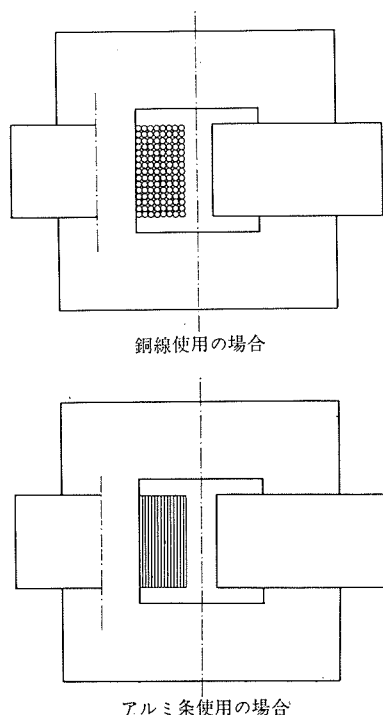
第2図 コイル内の温度勾配

* 開発部

2・4 占積率の向上

第3図に示すように変圧器コイルの、丸線、または平角線による占積率は35~65%であるが、条または箔を用いると80~95%に改善される。

前述のとおり、アルミニウムの導電率は銅の60%であるから、銅と同一電気抵抗のアルミニウム導体の断面積は1.6倍となる。したがって、線形導体の場合はコイル全体の容積が大きくなるが、条または箔を使用すれば占積率は向上し、銅線とほとんど変わらない設計が可能となる。



第3図 銅線およびアルミ条使用の占積率

3・5 電気的特性

丸線または平角線のコイルでは、層間電圧は相当高くなるが、条および箔はコイルの巾一杯に巻くので線の場合における隣接巻線間電圧が層間にかかるだけであるから絶縁耐力を低くとることができる。

しかも、短絡によるコイルの変形も減少するので短絡強度が増し、その割合は一般の線導体を用いた場合の30~40倍にもなることが記されている。

2・6 コイル巻取りの簡略化

アルミ条・箔コイル巻き機器では、従来のように線巻きの際に横移動を伴わないので、銅線のコイル巻き機械と比べ構造が簡単で、巻上げスピードも速くなる。

3. アルミニウム条および箔を使用した変圧器

アルミニウムおよび条・箔のコイルには前述したように種々の特性が認められるが、その実用化は条および箔の生産技術・絶縁材料・接続方法などの総合的な研究・開発によって、推進されたものである。

写真1は、当社で調査した WM. Gruber Equipment 社製の携帯溶接機用変圧器の外観を示し、一次側（高圧

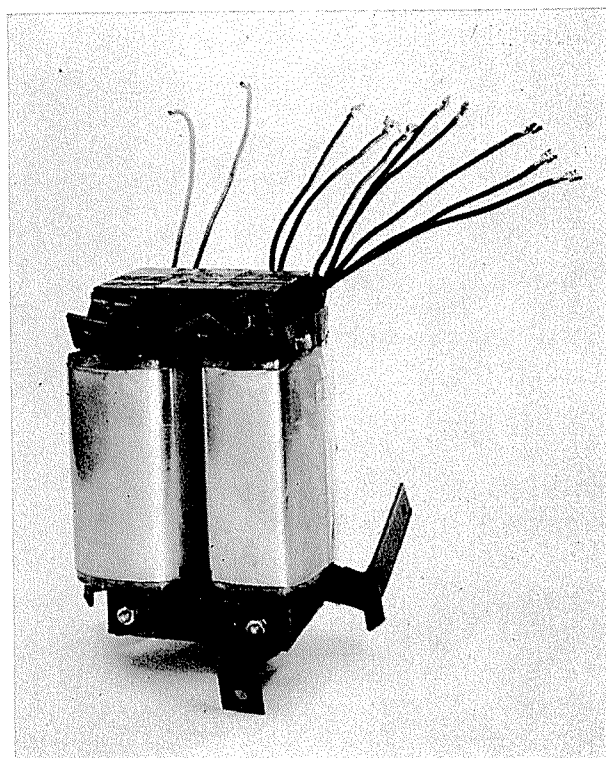


写真1 WM. Gruber Equipment社製変圧器外観

側)は厚さ 0.04mm のアルミニウム箔で、二次側（低圧側)は厚さ 0.14mmのアルミニウム箔が使用されている。

3・1 アルミニウム箔の材質

アルミニウム箔は導電率60%以上の純アルミニウムが使用され、一般には、引張強さ 6~9kg/mm² の軟化した状態で使用される。第1表は WM. Gruber Equipment 社製品に使用されているアルミニウム箔の調査結果を示す。

第1表 WM. Gruber Equipment 社製変圧器
アルミ箔の分析値

Mark	Chemical Composition %								
	Cu	Fe	Si	Mg	Mn	Zu	Cr	Ti	Al
1*	0.013	0.24	0.08	0.007	0.010	0.012	0.003	0.008	99.62
2**	0.006	0.23	0.08	0.004	0.005	0.005	0.001	Tr	99.66

1* 高圧側 0.04t×127w (引張強さ 5.6 kg/cm²)

2** 低圧側 0.14t×127w (〃 6.9 kg/cm²)

3・2 条および箔の端部の断面形状について

条および箔のコイルを所要の寸法にスリッターで切断するとその端部の断面は写真2に示すようにカエリを生じる傾向があり、これが大きすぎる場合には、コイルに巻くとき条または箔の間に挟む絶縁材を貫通して短絡事故を起すおそれがある。

また、絶縁塗料を被覆したり、陽極酸化皮膜の絶縁処理を施す場合にカエリを完全に絶縁することはなかなか厄介な問題となるので、カエリを完全に除去するか、あるいは、端部を写真3に示すごとく丸く成形する方法が研究され、すでに幾多の特許が出願されている。

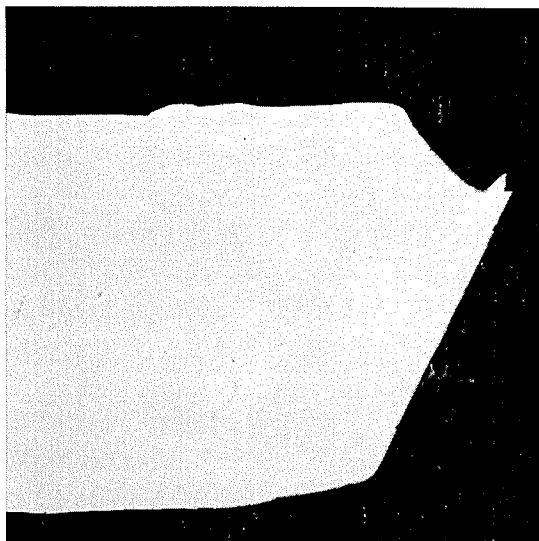


写真2 スリッター切断によるカエリ

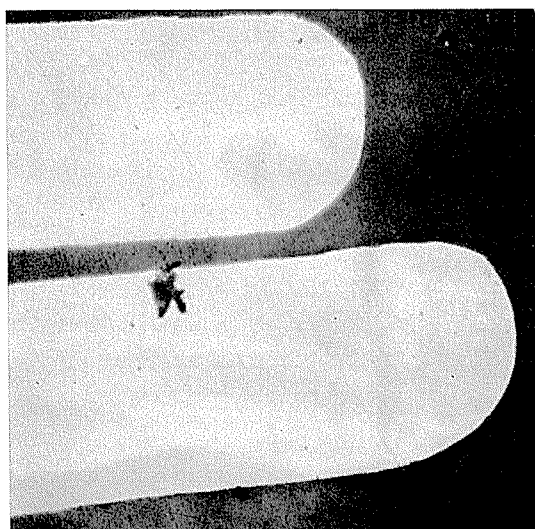


写真3 ラウンドエッジ

当社でも、この問題を解決するために種々の方法を検討した結果、写真4に示す断面形状のものが製作でき、その整形処理方法の特許を出願中である。

なお WM. Gruber Equipment 社製変圧器箔の端部の断面形状は、写真5に示すようにカエリを除去した程度のもので、ラウンドエッジにはなっていない。

3・3 絶 縁 方 法

コイルのアルミニウム条および箔の絶縁処理方法として下記の方法が採用されている。

(1) 絶縁材を挟みこむ方法 (inter-leaf)

コイルを巻くとき、条または箔導体の間に絶縁材料を挟み込んで巻上げる。

絶縁材としては、クラフト紙、ポリエステル系樹脂フィルムを使用する。クラフト紙は廉価であること、圧縮性が大であること、絶縁性が良好であることなどの利点を持ち、一般には、ワニスを含浸させたり、または絶縁油に浸

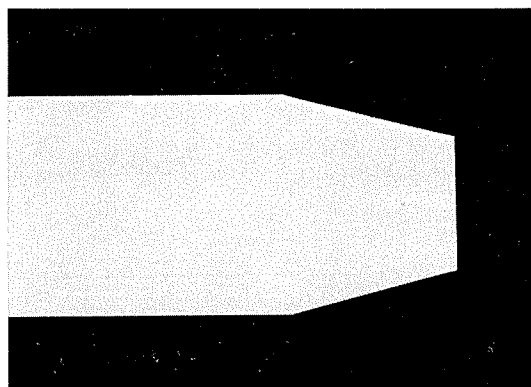


写真4 当社製条のエッジ断面



写真5 WM, Gruber Equipment 社製トランス用箔のエッジ

漬したりして使用される。ワニスや絶縁油などの処理を施す利点はコイルの強度があがること、コイルの内部への湿気の浸透を防ぐこと、耐熱性をもたせること、などにある。

ポリエステル系樹脂フィルムは絶縁性がきわめて優れており、薬品・溶剤に対しておかれ難く強度も大であり、耐熱性も優れているが、ある種のワニスとは合わないので、絶縁油に浸漬する場合には注意を要する。

その他、静電気を帯びると微細な異物（特に導電性微粒子）が付着するのでコイルに巻くときは注意が肝要である。

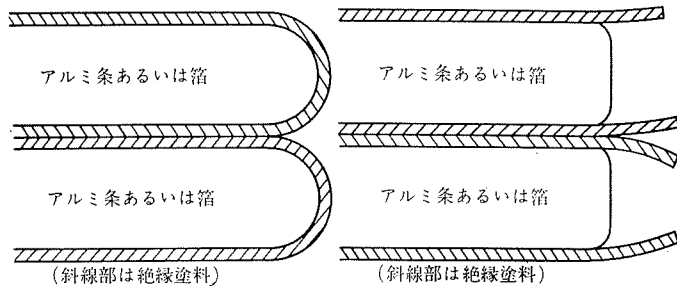
WM. Gruber Equipment 社製品は、高圧・低圧側共、厚サ 0.012mm のマイラ (Du Pont 社製ポリエステル系樹脂フィルム) を絶縁材として使用しており、巾は箔の巾より約 10mm 広い寸法にして端部の層間短絡を防止している。

(2) 条および箔を絶縁塗料で被覆する方法

アルミニウムの表面は活性が強く、合成エナメル・合成樹脂などの絶縁塗料に対する密着性が銅より優れている。

方法としては、第4図に示すごとく条・箔の巾を所要寸法に切断後、端部の整形処理をしてから、絶縁塗料を被覆

する方法と、広巾のまま絶縁塗料を塗布した後、切断して酸で条・箔導体の端部を腐食させて第5図に示すごとく絶縁塗料が少しはみ出すような形状にする方法とがある。



第4図 条および箔の断面図1

第5図 条および箔の断面図2

(3) 陽極酸化皮膜による方法

この方法はアルミニウムの特性が最も発揮される絶縁処理方法である。

陽極絶縁処理によって生成された酸化皮膜は絶縁性・耐熱性に優れていること、皮膜を薄く作れることなどの利点をもっている。

しかし、この酸化皮膜は脆いので曲げると亀裂を生じやすく絶縁性が低下するという欠点がある。皮膜の厚さのみでいえば厚いほど絶縁耐力があがるが、曲げた際に割れやすくなるわけである。それゆえに、可撓性のある酸化皮膜を生成させるための電流密度、処理時間等を選定するという技術的な問題点が解決されることが肝要である。参考までにあげると、陽極酸化皮膜の絶縁能力は $35\text{V}/\mu$ である、厚さ $5\sim 7\mu$ の酸化皮膜においては、亀裂を生じない曲げ半径は、条または箔の厚さの約5倍以上である。

写真6は陽極酸化皮膜処理を施した条の断面写真である。

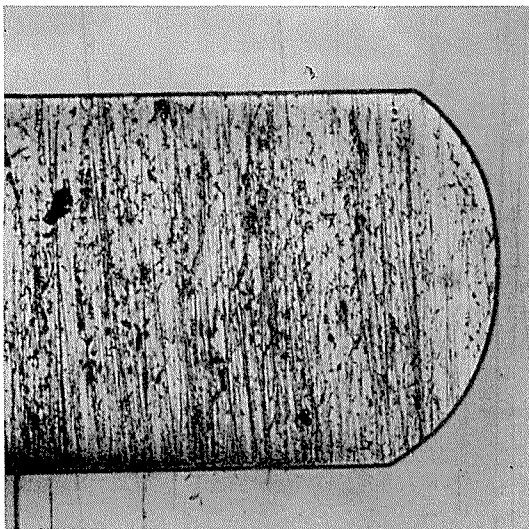


写真6 アルマイト処理条断面

4. 接 続 法

従来、アルミニウム導体においては接続が大きな障壁の一つとなって実用化が阻まれていたが、ここ数年の間にこ

のような問題も解決され、アルミニウム導体の実用化が促進された。

アルミニウムの表面には大気中でも極めて迅速に、優れた耐熱性・絶縁性・耐食性を有する緻密な酸化皮膜が生成されるので、(たとえば、何らかの方法で酸化皮膜をはぎとったとすると、その直後にアルミニウムの表面にはすでに約 $20\text{\AA}$ の酸化皮膜が生成され、30分後には、 $60\sim 100\text{\AA}$ の厚さとなる。)、コイルに端子を、接続するには銅のように容易ではないが、つぎに述べるような信頼性の高い実用的な方法が開発されている。

4.1 冷間圧接法

この方法は第2次世界大戦中に英国の General Electric Co. の研究所で開発された。簡単にいえば常温で圧力を加えることによって接合する金属のおおのの原子を相互の原子配列の中におしこんで金属結合によりに接着させる方法である。

圧接させる金属表面の油脂・酸化皮膜等を除去して、ダイスの間に挟んで圧縮するだけで優れた接続強度が得られ導電性も阻害されないのが特長である。

圧縮による金属の変形量は、圧接しようとする金属の種類・状態によって異なり、(1)式で表わされ、Figure of Merit と呼ばれている。

$$\text{Figure of Merit } t = t/T \times 100 \dots\dots\dots (1)$$

T : 圧接前の板の合計の厚さ

t : 圧接後の板の合計の厚さ

各種金属に対する、Figure of Merit を第2表に示す。写真1に示した WM. Gruber Equipment 社製品

第2表 各種金属に対する
Figure of Merit

金 属	Figure of Merit
アルミニウム	30
鉛	30
亜鉛	16
真鍮	16
銅	11
ニッケル	6
アルミニウム + 鉛	30
ク + 真鍮	30
ク + 銅	16
鉛 + 錫	30
カドミニウム + 鉛	30
亜鉛 + アルミニウム	24
真鍮 + 銅	16
カドミニウム	16

は短ザク形の銅の端子を、冷間圧接により接続しており、圧接によって生じた凸凹の部分は写真7に示すように両側をクラフト紙で覆ってある。(本溶接機は、タップ切替方式で電圧を調節するようになっており、この配線状態を第6図に示す。タップの取り出し口は全部 $0.8t \times 16.0W$ の軟質銅板からなっており圧接前に接合面を細かいワイヤブラシ等で研磨して箔と冷間圧接で接続している。)

圧接部の顕微鏡組織は写真8に示すように酸化物の混入も認められず完全な接続組織となっており、接合部の測定

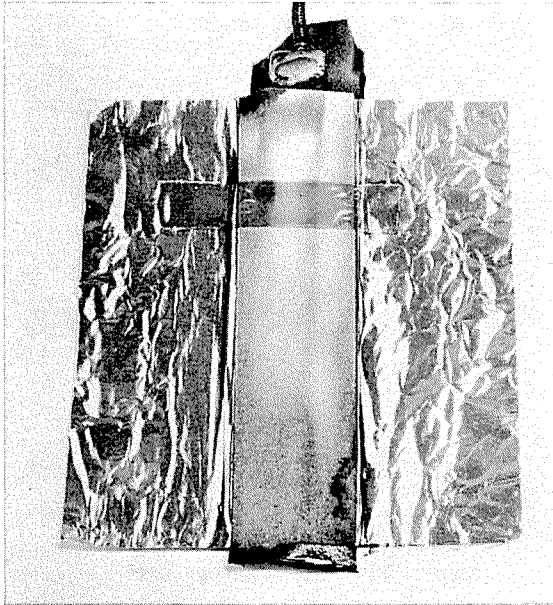


写真7 圧接部 (表)

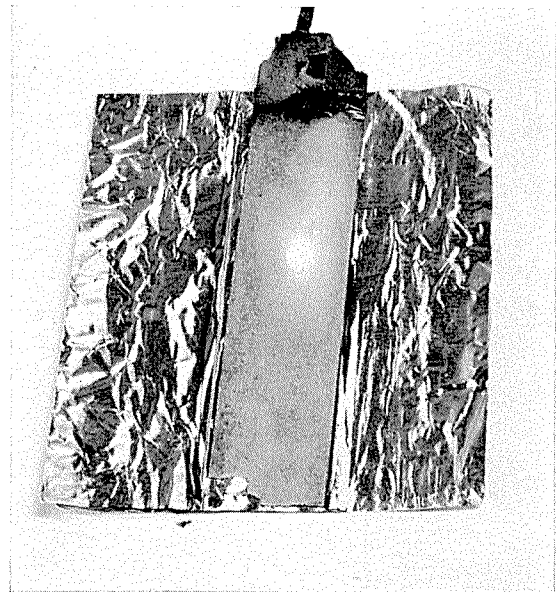


写真7 圧接部 (裏)

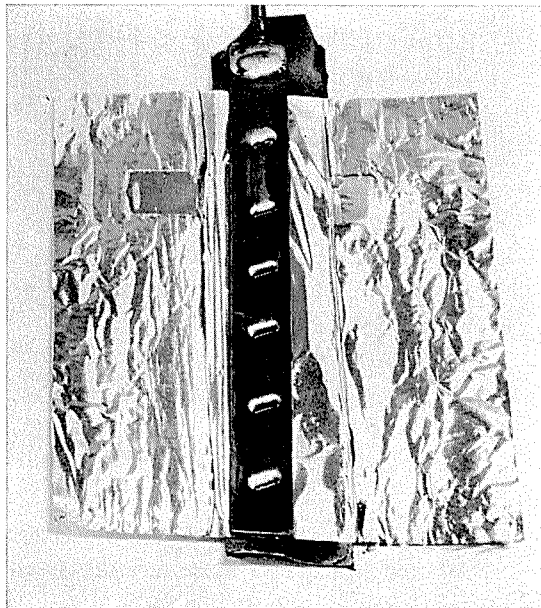
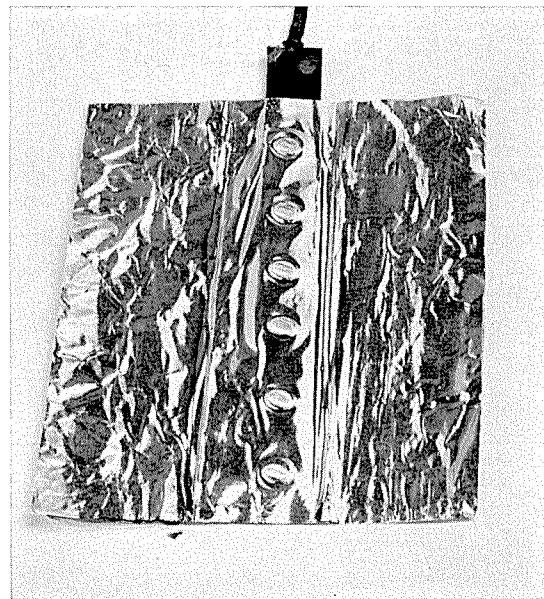
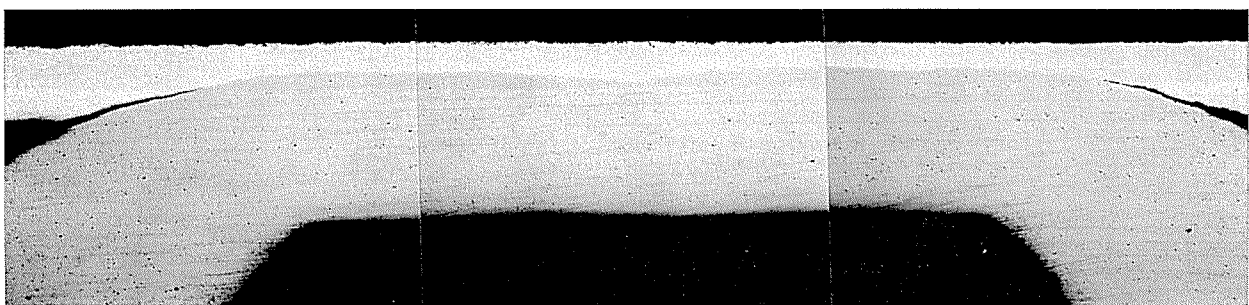
写真7 圧接部 (裏)
(クラフト紙をとり除いたもの)写真7 圧接部 (表)
(クラフト紙をとり除いたもの)

写真 8 圧接部の顕微鏡組織 (0.14mm箔)

強度は1点当り 14.5kg であった。

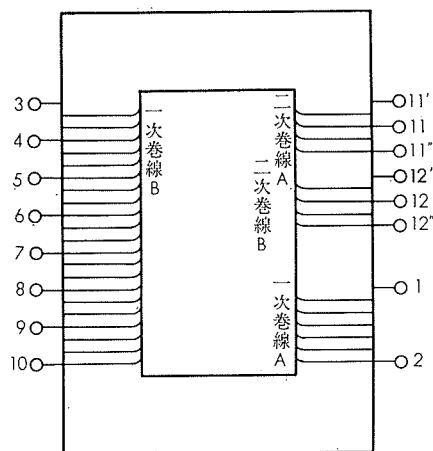
以上は低圧側についての説明であるが、高圧側も同一方法で圧接されており、しかも同時多点方式で一度に接着さ

れており、このようにして圧接後の「ヒズミ」を少なくしているものと推定される。

4.2 溶 接

4.2.1 アルゴンアーク溶接

アルゴンアーク溶接とは、溶接部における酸化皮膜の生成を防ぐために、不活性ガス雰囲気中で電極と母材との間にアークを発生させ、そのアーク熱で溶接する方法である。この溶接は不活性ガス雰囲気中で溶接させるので酸化がない。又ガス溶接に比べて熱入力が少いので、強度、靱性も高く、比較的低ヒズミも少ない。一般に不活性ガスとしてはアルゴンガスが用いられる。



第6図 WM. Gruber Equipment 社製トランス巻線図

アルミの溶接としては最も多く利用されている方法であるが、板厚が薄くなると（一般には 0.8t 以下）技術的に困難となる。一般にアルミニウムと異種金属の溶接は特殊な例をのぞいては不可能である。

4.2.2 抵抗スポット溶接

抵抗スポット溶接は通電による抵抗熱を利用し、同時に大きな圧力を与えて大電流加圧下にて金属を接合する方法である。

アルミニウムは溶融点が低いにもかかわらず、溶融潜熱が大で、しかも熱伝導性も良好なので、肉厚の厚いもの（一般に板厚4mm以上）は、スポット溶接には適さない。アルミニウムと銅との溶接も可能でアルミ-アルミの場合とはほぼ同様に接合できる。

4.2.3 ロウ付け

アルミニウム用のロウは第3表のごとく三種に分けられており、種々のロウ材が、広く販売されている。なお、他の金属の場合とほとんど同様の方法でロウ付けすることができる。

第3表 ロウの分類

溶 融 温 度		主 成 分
低	190°C~260°C	鉛、錫
中	260°C~380°C	カドミウム、鉛、錫、亜鉛
高	380°C~420°C	亜鉛

5. 結 言

コイル用のアルミニウム条および箔についての概略、ならびに、WM. Gruber Equipment 社製溶接機用変圧器におけるそれらの使用例を説明した。

本解説がアルミニウム条および箔を使用する電磁機器の製造に少しでも参考となれば幸甚である。

終りに WM. Gruber Equipment 社製変圧器を入手して頂いたアルキャン・アジアの加藤電気開発部長、ならびに、該製品の調査に関し御指導頂いた名古屋大学工学部電気工学科・上田教授に厚く御礼申しあげる。

参 考 資 料

(1) 特 許

- i) 米国特許 No. 3055241
“Metal Strip having rounded edges and Method of and apparatus for producing the same”
(Reynolds社)
- ii) 米国特許 No. 3075, 893
“Aluminum Strip Electromagnetic Winding and Method” (Reynolds社)

(2) カタログ

- i) Reynolds社
“The use of Aluminum strip conductor in electrical equipment”
- ii) Reynolds社
“Interleaved strip conductor”
- iii) Reynolds社
“Anodized Aluminum strip conductor”
- iv) Reynolds 社 “Magnet Conductors”
- v) H.K. Porter社
“New Aluminum wound distribution transformer”

(3) 雑誌・その他

- i) Electrical World, (2 March, 1964)
“All-Aluminum-coil Transformer Developed”
- ii) Electrical Review, (24 January, 1964)
“New Transformer Improves Voltage Regulation on Distribution Feeders”
- iii) Sheet Metal Industries, (December, 1963)
“Cold Welding Aluminium and Copper Strip”
- iv) Modern Metals, (June, 1962)
“Strip for Coils”
- v) Insulator, (July, 1964)
“New Distribution Transformers with Enameled Foil and Cast Insulation Proposed for Other Types”
- vi) 軽金属資料 No. 340, (36, 5, 15)
「電気巻線としてのアルミニウム条」
- vii) 電力 48巻4号
「インピーダンス零の配電用変圧器」
- viii) 神戸製鋼 12巻2号
「陽極処理絶縁アルミニウム ストリップ コンダクタ」

アルミニウム合金溶接継手の疲労強度について

竹 内 勝 治

住友軽金属工業株式会社

アルミニウム合金溶接継手の疲労強度について*

竹 内 勝 治**

1. 緒 言

最近、Al-Mg および Al-Mg-Si 系のアルミニウム合金がその溶接方法の進歩と関連して建築、橋梁、船舶、車輛、起重機などの面に広く使用され、また、溶接構造用として開発された Al-Zn-Mg 系合金も実用に供されるようになった。したがって、設計上、これらの材質の溶接部の疲労強度が重要視されるわけである。

本資料は溶接方法を溶融溶接と限定して溶接構造に用いるアルミニウム合金の材質、静的強度などを簡単に述べると共に、溶接継手の疲労強度に及ぼす諸因子の影響と溶接部の許容応力についてまとめたものであり、また、展伸材の疲労強度もあわせて記した。

2. 溶接に用いられるアルミニウム合金

2.1 合金の種類

アルミニウム合金展伸材を大別すると、Al-Mn, Al-Mg 系の非熱処理型合金と Al-Cu-Mg, Al-Mg-Si および Al-Zn-Mg-Cu 系の熱処理型合金となり、実用合金の種類は非常に多い。しかし、これらの合金がいずれも溶接性がよいとは限らず、溶接方法や合金の種類によって異なる。溶融溶接構造に用いられるものに限定すると、その材質もおのずから限られ、非熱処理型合金と Al-Mg-Si 系および Al-Zn-Mg 系の熱処理型合金のみとなる。第 1~2 表はこれらの代表的な合金の化学成分を、第 3~4 表は機械的性質をそれぞれ示す。

2.2 合金の特性

2.2.1 非熱処理型合金

(1) 純アルミニウム 純アルミニウムは溶接性が極めて良好で、耐食性も優れているから、食品工業、化学工業に広く用いられるが、強度を要求される構造物には適さない。

(2) Al-Mn 系合金 3003 合金は耐食性が工業用純アルミニウムと同程度であり、加工性、溶接性も優れ、強度は純アルミニウムより若干高い。

(3) Al-Mg 系合金 Al-Mg 系合金は溶接構造用として主要な材料であり、車輛、船舶、各種の容器や一般構造物に広く用いられ、JIS 規格では 5005, 5052, 5056, 5083 および 5154 の計 5 合金が制定されている。5254 および 5652 合金は 5154 および 5052 合金の不純物を制限して過酸化水素に対する耐食性を向上させたものである。また、5454 合金は 5154 合金と同程度の強度をもち、かつ、150°C 付近で長時間使用しても応力腐食割れの恐れがない⁸⁾。5083, 5086 および 5154 合金などは応力腐食を考慮して 65°C 以下で使用する必要がある⁹⁾、また、5456-O および -H321 材はかなり厳しい条件下でも応力腐食割れがおこらない⁸⁾。

この系の合金は Mg 量が増加するにつれて強度が高くなり、共通的な特長として耐食性が優れ、溶接性もよい。しかも、焼鈍材の強度が比較的高いから、溶接によって熱影響部が軟化しても継手効率が大きい。

第 1 表 溶融溶接に用いられる非熱処理型合金および Al-Mg-Si 系合金

区 分		名 称		標 準 化 学 成 分, %				
		AA記号	J I S 規 格	Mg	Mn	Si	Cr	Cu
非 熱 処 理 型 合 金	純アルミニウム	1070	アル ミ ニ ウ ム 特 2 種	Al > 99.70				
		1050	アル ミ ニ ウ ム 1 種	Al > 99.50				
		1100	アル ミ ニ ウ ム 3 種	Al > 99.00				
	Al-Mn 系	3003	耐食アルミニウム合金 3 種	—	1.2	—	—	—
	Al-Mg 系	5305	耐食アルミニウム合金 8 種	0.8	—	—	—	—
		5052	耐食アルミニウム合金 1 種	2.5	—	—	0.25	—
		5056	耐食アルミニウム合金 2 種	5.2	0.10	—	0.10	—
		5083	耐食アルミニウム合金 7 種	4.45	0.8	—	0.10	—
		5086	—	4.0	0.45	—	0.10	—
		5154	耐食アルミニウム合金 9 種	3.5	—	—	0.25	—
		5254	—	3.5	—	—	0.25	—
		5454	—	2.75	0.8	—	0.10	—
		5456	—	5.25	0.8	—	0.10	—
		5652	—	2.5	—	—	0.25	—
熱 処 理 型 合 金	Al-Mg-Si 系	6061	耐食アルミニウム合金 4 種	1.0	—	0.6	0.25	0.25
		6062	—	1.0	—	0.6	0.06	0.25
		6063	耐食アルミニウム合金 5 種	0.7	—	0.40	—	—

* 昭和40年2月10日、日本材料学会中部支部主催「金属の疲労と設計講習会」（於中部科学技術センター）で講演

** 研究部 工学博士

第 2 表 Al-Zn-Mg 系合金の化学成分

国 名	名 称	化 学 成 分, %								
		Zn	Mg	Mn	Cr	Cu	Fe	Si	Ti	Al
西 ド イ ツ	Konstruktal (AlZnMg 1)	3.5~4.8	0.5~1.2	0.1~1.0	0.1~0.3	<0.10	<0.7	<0.7	—	残
	Konstruktal (AlZnMg 3)	4.0~5.5	2.0~3.5	0.1~0.6	0.1~0.3	<0.10	<0.7	<0.7	—	残
ア メ リ カ	ALCOA X7005 ⁽²⁾	4.2~5.0	1.0~1.8	0.20~0.70	0.06~0.20	<0.10	<0.35	<0.35	0.01~0.06	残
	ALCOA X7006	3.7~4.8	1.7~2.8	<0.5	<0.30	<0.10	Fe+Si<0.35	<0.15	<0.15	残
	ALCOA X7106	4.25	2.25	0.20	0.10	—	—	—	—	残
	KAISER X7039	3.5~4.5	2.3~3.3	0.10~0.40	0.15~0.20	<0.25	<0.40	<0.30	<0.10	残
	REYNORD X7002	3.5	2.5	—	—	0.75	—	—	—	残
イ ギ リ ス	Hiduminium 48	4.5	2.5	0.2	0.15	—	—	—	—	残
	Impalco 710	3.0	2.25	0.5	0.2	—	—	—	—	残
	Impalco 720	5.0	1.25	0.5	0.15	0.4	—	—	—	残
	G. B. D. 74S	4.5	1.2	0.3	0.2	—	—	—	—	残
カ ナ ダ	Alcan 74S	4.0~4.6	1.4~2.0	0.2~0.4	—	<0.10	<0.40	<0.25	—	残
	Alcan C74S	3.7~4.3	0.5~1.0	<0.10	—	<0.10	<0.40	<0.25	—	残
ス イ ス	Unidur	4.5~5.0	1.2~1.6	0.3	0.15	—	—	—	—	残
フ ラ ン ス	Superalumag T35	3.25	2.25	0.3	0.2	—	—	—	—	残
ス ェーデン	6950	4.6	1.2	0.3	0.2	—	—	—	—	残
ソ 連	V92T	2.7	3.9	0.8	—	—	—	—	—	残
ハンガリー	Hegal	3.5	2.5	0~0.2	0~0.2	<0.05	<0.5	<0.3	0.2	残
日 本	溶接構造用アルミニウム合金第1種 ⁽¹⁾	3.5~5.0	1.0~2.5	0.20~0.9	<0.35	<0.25	<0.40	<0.30	<0.20	残

(1) JIS 規格案 (昭和40年11月現在)。

(2) Zr は 0.06~0.20%。

第 3 表 非熱処理型合金および Al-Mg-Si 系合金
展伸材の機械的性質²⁾

材 質		引 張 性 質			ブリネル カタサ, 10/500	抗拉強度 (引張曲線) (5×10 ² 回), kg/mm ²	弾性率, kg/mm ²
		耐 力, kg/mm ²	引張強さ, kg/mm ²	伸び, ⁽¹⁾ (厚さ1.6 mm) %			
1100	O	3.5	9.1	35,(45)	23	3.5	7000
	H12	9.8	10.8	12,(25)	28	4.2	7000
	H14	11.2	12.3	9,(20)	32	4.9	7000
	H16	12.7	14.0	6,(17)	38	5.6	7000
	H18	15.5	16.9	5,(15)	44	6.3	7000
5005	O	4.2	12.7	30	30	—	7000
	H12	13.4	14.1	10	36	—	7000
	H14	15.5	16.2	6	41	—	7000
	H16	17.6	18.3	5	46	—	7000
	H18	19.7	20.4	4	51	—	7000
5052	O	9.1	19.7	25,(30)	47	11.3	7200
	H32	19.0	23.2	12,(18)	60	12.0	7200
	H34	21.8	26.7	10,(16)	68	12.7	7200
	H36	24.6	28.2	8,(14)	73	13.4	7200
	H38	26.0	29.6	7,(14)	77	14.1	7200
5056	O	15.5	29.6	(35)	65	14.1	7200
	H18	41.5	44.3	(10)	105	15.5	7200
	H38	35.2	42.2	(15)	100	15.5	7200
5083	O	14.8	29.5	22,(25)	67	15.5	7200
	H112	19.7	31.0	16	80	15.5	7200
	H113	23.2	32.4	16,(16)	82	16.2	7200
	H323	25.3	33.0	10	84	—	7200
	H343	28.8	36.6	8	94	—	7200
5154	O	12.0	24.6	27,(30)	58	12.0	7200
	H32	21.1	27.6	15,(18)	68	13.3	7200
	H34	23.2	29.5	13,(16)	76	14.0	7200
	H36	25.3	31.6	12,(14)	83	14.8	7200
	H38	27.4	33.8	10	87	15.5	7200
5454	O	12.0	25.4	22,(25)	60	13.4	7200
	H112	12.7	25.4	20	60	—	7200
6061	O	5.6	12.7	25,(30)	30	6.3	7000
	T 4	14.8	24.6	22,(25)	65	9.1	7000
	T 6	28.1	31.6	12,(17)	95	9.8	7000
6063	O	4.9	9.1	—	25	5.6	7000
	T 5	14.8	19.0	12,(22)	60	7.0	7000

1) () 内は棒の値を示す。

第 4 表 Al-Zn-Mg 系合金の機械的性質^{3)~7)}

材 質		引 張 性 質		
		耐 力, kg/mm ²	引張強さ, kg/mm ²	伸 び, %
ALCOA X7005板 ^{a)}	O	8.4	19.7	20
	T53 ⁽¹⁾	37.3	42.2	15
	T6	32.4	38.0	12
	T63	32.4	38.0	12
KAISER 7039板 ^{d)}	T6	40.1	45.7	11
REYNORD X7002板 ^{e)}	T6	43.3	49.9	12
Alcan C74S板 ^{o)}	T4 A	25.3	34.5	16
ZG43 板 ^{*7)}	T4	27.8	38.7	20
	T6	39.5	44.0	16

(1) 押 出 材。

* Al-4.3%Zn-1.7%Mg-0.3%Mn 合金。

2・2・2 熱処理型合金

(1) Al-Mg-Si 系合金 この系の代表的合金は 6061 および 6063 合金である。前者は強度、成形性、溶接性および耐食性が良好であり、板および型材として建築、車輛、船舶などに用いる。後者は押出性が非常によいので型材として建築関係に広く使用されている。この系統の合金は溶接したままでは継手の強度の低下をある程度避けられないので、場合によっては溶接後再熱処理することが必要である。

(2) Al-Zn-Mg 系合金 この系統の合金は (i) 溶体化処理温度が低い、(ii) 冷却速度に対する感受性が鈍い、(iii) 常温時効性がある、などの諸性質をもつため、溶接時の熱影響によって母材が軟化してもその後の常温時効¹⁰⁾によって溶接部の強度が母材の強度に近い値まで回復するのが特長である。しかも母材自体の強度も第 4 表に示したようになり高い。用途としては、貨物車、鉱石運搬車、トラック、起重機などがあげられよう。

(3) Al-Cu-Mg および Al-Zn-Mg-Cu 系合金 この系に属する高力アルミニウム合金 (たとえば、2024, 7075 合

金など)は構造材として優れた強度をもつが溶融溶接性が他と比べて劣り、また、溶接したままでは継手効率が低いから再熱処理が必要である。このため、スポット溶接やリベット接合が行なわれている。しかし、米国においては2024, 2219, 7075, 7178 合金などについて研究が行なわれており、2219合金は溶接が容易であってかなりの継手効率を得たとの報告もある。¹¹⁾

2.3 溶接部の静的強度

溶接部の静的強度の各1例は第5～6表に示す。非熱処理型合金の溶接部の引張強さは母材の質別に関係なく、母材を焼鈍した状態の値となる。6061合金のような熱処理型合金のT4, T6材などでは、溶接部の引張強さが焼鈍材の値まで低下せず、T4材と同程度、もしくはそれより若干低くなる。Al-Zn-Mg系合金の溶接部の静的強度はその材質、溶加材の種類、溶接方法および溶接後の時効処理方法などによって異なるが、2・2・2・(2)項で述べたように溶接部の強度が回復し、しかも第5表に示した材質と比べて溶接部の強度が高い。

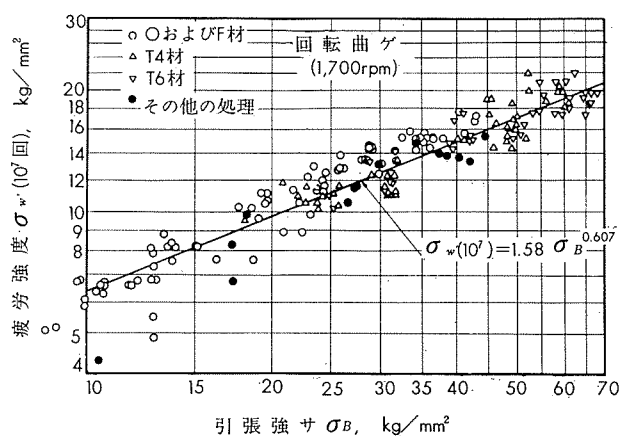
3. 展伸材の疲労強度

3.1 疲労に対する一般的特性

一般に、アルミニウム合金は繰返回数 10^9 までの範囲に

においては耐久限度が存在しないとみなされるが、Al-Mg系合金は繰返回数が大きくなると耐久限度らしいものが得られることもある。第7表は主要な材質について疲労強度(10^7 回)の1例を示し、疲労比(疲労強度/引張強さ)は大別すると高力アルミニウム合金が0.3～0.4、その他は0.4～0.6である。¹⁶⁾

第1図は引張強さとの関係において疲労強度を示す。第2～4図は5052-0, 5056-0および6061-T6材についてそれぞれS-N曲線の実験点の散らばりの幅を示し、高力ア



第1図 アルミニウム合金展伸材の引張強さと疲労強度の関係

第5表 非熱処理型合金およびAl-Mg-Si系合金不活性ガスアーク溶接継手の機械的性質¹⁴⁾

材 質	溶 加 材	母 材			溶接材 (実合セ継手) ⁽¹⁾		
		耐 力, kg/mm²	引張強さ, kg/mm²	伸 び, %	耐 力, kg/mm²	引張強さ, kg/mm²	伸 び, %
1100	O	4043, 1100	3.9	9.5	35	3.9	9.5
	H14	4043, 1100	11.2	12.0	9	4.6	9.5
	H18	4043, 1100	16.9	18.6	6	4.6	9.5
3003	O	4043, 1100	4.9	11.2	32	4.9	11.2
	H14	4043, 1100	14.1	15.1	8	6.0	11.2
	H18	4043, 1100	19.0	20.4	4	6.0	11.2
5083	H21 H11	5356	17.6	30.2	23	14.1	28.1
5052	O	5356	9.8	20.4	23	9.8	20.4
5056	F	5356	—	—	—	12.7	22.5
6061	T 4	4043, 5356	14.8	24.6	22	14.1	20.4
	T 6	4043, 5356	28.1	31.6	12	12.6	19.7
6061-全質別 ⁽²⁾		4043, 5356	—	—	—	26.5	29.5
6063 ⁽³⁾	T 4	4043, 5356	18.3	21.1	16	9.8	14.8
	T 5	4043, 5356	9.8	16.2	30	9.8	14.8
	T 6	4043, 5356	20.4	23.2	18	9.8	14.8

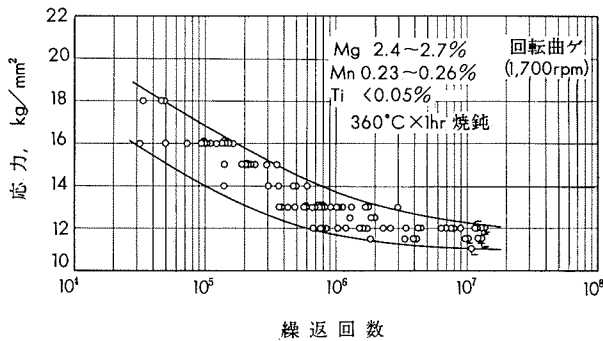
(1) 耐力、伸びは厚さによって多少異なる。

(2) 溶接後T6処理。

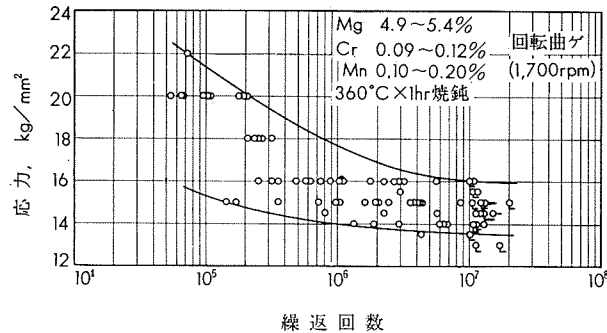
(3) 押出形材。

第6表 Al-Zn-Mg系合金溶接継手の機械的性質

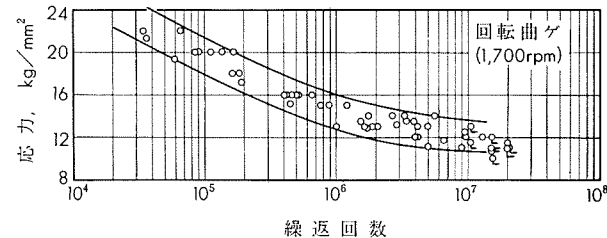
材 質	溶 加 材	条 件	引 張 性 質		
			耐 力, kg/mm²	引張強さ, kg/mm²	伸 び, %
ALCOA X7005-T6板 ³⁾	X5180	溶接後 T63 処理 (余盛あり)	28.7	35.9	9
		3ヵ月間常温時効 (余盛あり)	19.7	34.5	11
KAISER7039-T6板 ⁴⁾	X5039	MIG 溶接	—	37.3	9
Alcan 74S-T4A板 ⁵⁾	5056	MIG手動多層溶接 (1ヵ月間時効)	19.7	34.5	15
	5056	MIG自動溶接 (1ヵ月間時効)	21.1	35.1	16
	Alcan 74S	MIG手動多層溶接 (1ヵ月間時効)	23.2	35.8	13
	Alcan 74S	MIG自動溶接 (1ヵ月間時効)	23.9	35.1	14
	Alcan 74S	MIG手動溶接 (溶接後人工時効)	33.7	38.7	11
ZG43-T4板 ¹⁵⁾	{XB-192}	TIG溶接 (1ヵ月間時効, 余盛あり)	20~21	35~36	15~20
ZG43-T6板 ¹⁶⁾		MIG溶接 (1ヵ月間時効, 余盛あり)	20~22	32~36	8~16



第2図 5052-O材のS-N曲線の実験点の散らばりの幅



第3図 5056-O材のS-N曲線の実験点の散らばりの幅



第4図 6061-T6材のS-N曲線の実験点の散らばりの幅

第7表 アルミニウム合金展伸材の疲労強度および切欠係数

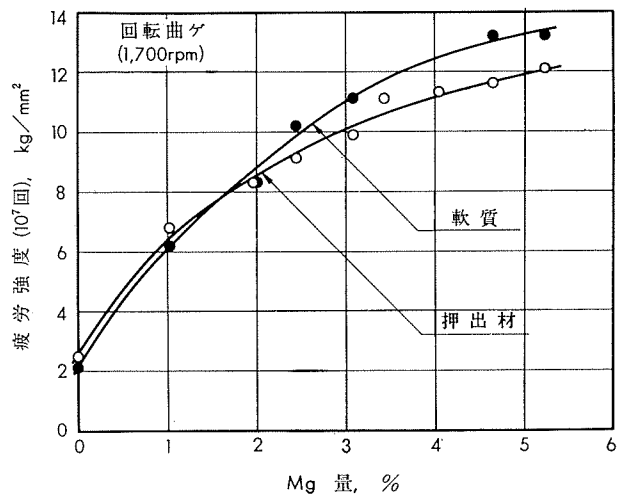
材 質	製造方法	引張強さ, kg/mm²	疲労強度 ⁽¹⁾ , kg/mm²	疲 勞 比 (10⁷回)	切欠疲労 強度 ⁽²⁾ , kg/mm²	切 欠 係 数 (10⁷回)
2014-T6	押出	54.6	21.0	0.38	11.0	1.91
2017-T4	押出	51.6	15.2	0.30	6.6	2.30
2024-T4	押出	58.7	20.3	0.35	9.5	2.14
3003-O	押出	12.8	5.5	0.43	3.4	1.62
3003-H	抽伸	17.2	8.3	0.48	3.0	2.77
5052-O	抽伸	19.7	10.9	0.55	5.1	2.14
5052-F	押出	23.3	12.9	0.55	5.2	2.48
5056-O	抽伸	27.9	13.0	0.47	5.1	2.55
5056-F	押出	28.7	14.2	0.50	5.6	2.54
5083-O	抽伸	36.3	15.2	0.42	5.1	2.98
5083-F	押出	36.4	15.1	0.42	6.1	2.48
6061-T4	押出	20.7	11.8	0.57	6.0	1.97
6061-T6	押出	28.8	13.2	0.46	6.5	2.03
6062-T6	押出	31.2	11.7	0.38	6.2	1.89
6063-T6	押出	24.9	10.9	0.44	6.1	1.78
6151-T6	押出	31.6	14.0	0.42	5.1	2.75
7039-T6	押出	54.4	17.6	0.32	6.2	2.84
7075-T6	押出	66.7	19.7	0.30	7.6	2.59
Z G43-T4	押出	41.5	15.6	0.58	9.1	1.72
Z G43-T6	押出	49.3	15.2	0.31	5.9	2.58

(1) 小野式疲労試験機 (1700rpm) による。

(2) 形状係数 1.9~5.8 における最低値を示す。

ルミニウム合金などの結果も含めて検討すると、同一材質における疲労強度の散らばりの幅はおよそ 3 kg/mm² 以下である。

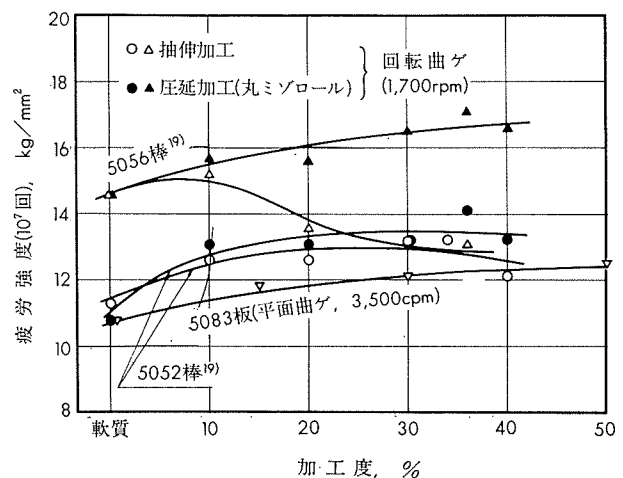
つぎに、疲労強度は添加成分によって改善される場合が多い。第5図は Al-Mg 合金の疲労強度に及ぼす Mg 量の影響を示す。



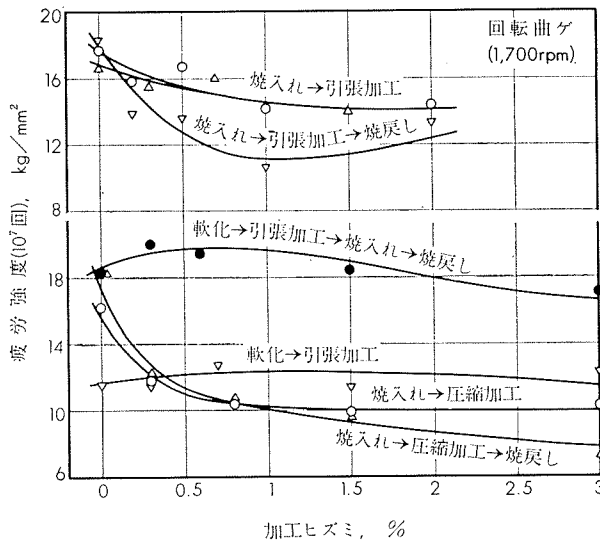
第5図 Al-Mg系合金のMg量と疲労強度の関係

非熱処理型合金の疲労強度は冷間加工によって向上するが、その割合は静的強度におけるよりもゆるやかである。第6図は Al-Mg 系合金の加工度と疲労強度の関係を示す。加工度50%までにおいて、疲労強度の向上は SA2-B (Al-3%Mg) 合金が 2 kg/mm²²⁰⁾、Peraluman 35 (Al-3.5%Mg) 合金は 1 kg/mm²²¹⁾ であるから、第6図の結果も含めて考えると冷間加工しても疲労強度の著しい向上はそれほど期待できない。なお、熱処理型合金では T4, T6 処理したものに曲ゲその他の加工を施すことがある。第7図は超々ジュラルミン (ESD) を熱処理後、引張り、または圧縮加工した場合の疲労強度を加工ヒズミとの関係において示す。疲労強度は加工ヒズミの増加につれて低下するが、軟化状態で加工後熱処理すれば疲労強度の低下を防ぐことができる。

高力アルミニウム合金は押出特性があり、押出材は鍛造、または圧延材などより静的強度が高く、疲労強度も同様に高い。焼入れ後の焼戻し温度と疲労強度の関係は、前者が



第6図 Al-Mg系合金の疲労強度に及ぼす冷間加工の影響



第7図 超々ジュラルミン(E S D)の疲労強度に及ぼす熱処理後の加工の影響²²⁾

低いと後者は焼入れのままより低い値をもち、前者の上昇につれてしだいに回復して焼入れのままより若干向上し、さらに、温度が上昇すると再び低下する。最高の疲労強度を示す焼戻し温度は静的強度の最高を示す温度よりいくぶん高温側にある。²³⁾ T4 材と T6 材の疲労強度の差はおよそ $1 \sim 2 \text{ kg/mm}^2$ で、T6 材の方が高い。

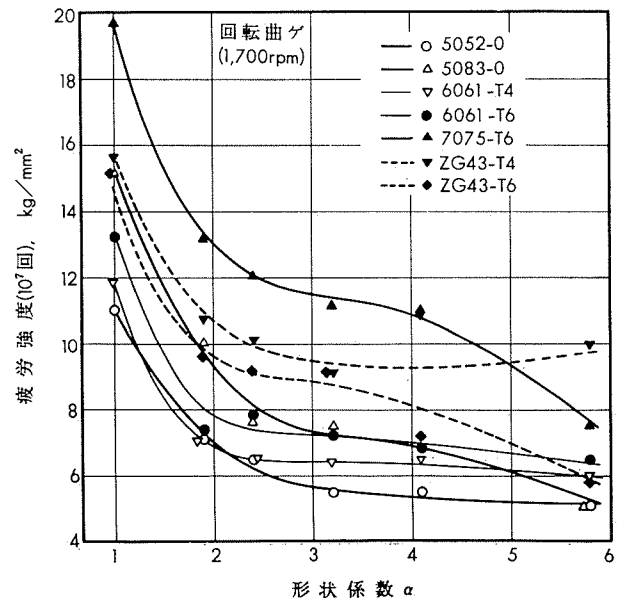
なお、Al-Mg 系合金加工材は安定化処理を施すことによって疲労強度が加工のままより低くなるが、抽伸材では疲労強度がわずかながら改善される場合もある。¹⁹⁾

3.2 切欠の影響

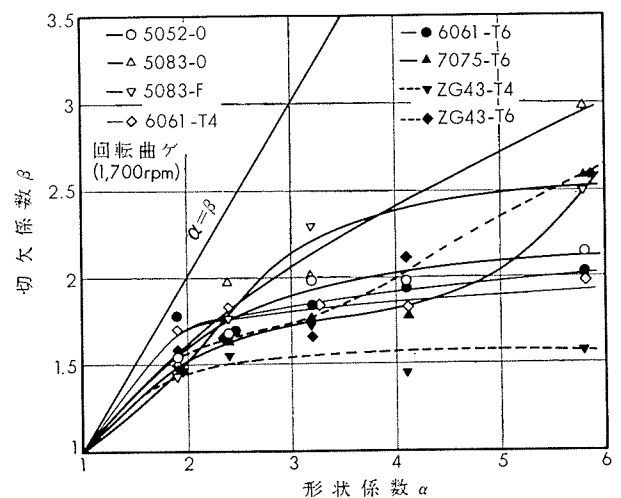
切欠の影響については従来から多くの研究があるが、いずれも切欠係数は形状係数より小さい。疲労強度は切欠が鋭くなるにつれて急激に低下し、したがって、切欠係数は大きくなるが、形状係数が3以上になると切欠係数はほぼ一定値に近づく。¹⁷⁾ しかし、5056-0, 5083-F, 7075-T6材などの切欠係数は形状係数が3以上になってもそれに比例して若干大きくなる傾向が見られる。第7表の切欠疲労強度は形状係数 $1.9 \sim 5.8$ における最低値を示し、切欠係数の最大値は $1.62 \sim 2.84$ の範囲にある。なお、第8~9図は数種類の材質について切欠疲労強度、または切欠係数を形状係数との関係においてそれぞれ示す。

3.3 平均応力の影響

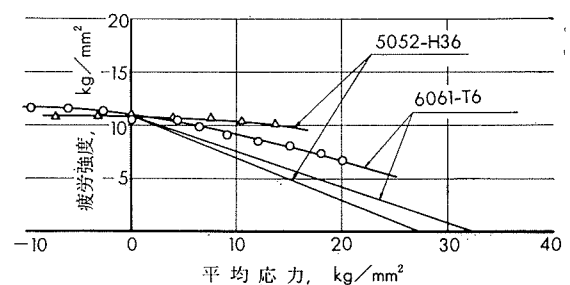
平均応力が疲労強度に及ぼす影響は第10図に1例を示す。²⁵⁾ 引張平均応力がある場合、実験値は両振り疲労強度と引張強さを結ぶ、いわゆる、Goodmanの線図より上方に位置し、圧縮平均応力がある場合の疲労強度は両振りの値とほとんど差がみられない。^{25)~27)} 切欠がある場合は引張平均応力がある値以上になると耐久限度線図が右側で水平に近づく傾向をもつ。²⁸⁾ この場合は切欠底に局部的な降伏がおり、かつ、平均応力の増加は切欠底の応力をわずかに大きくするのみであって、疲労強度にそれほど影響しないといわれている。



第8図 形状係数と疲労強度の関係



第9図 形状係数と切欠係数の関係 (10^7 回)



第10図 5052-H36および6061-T6材の耐久限度線図 (10^7 回)²⁵⁾

3.4 残留応力の影響

熱処理型合金に対して引張残留応力は疲労強度を低下せしめ、圧縮残留応力は切欠材の疲労強度を高めるが平滑材ではその影響が小さいようである。6061合金の切欠底に軽度の引張り、または圧縮残留応力を与えた場合、残留応力の有無は軟質では疲労強度にほとんど影響がみられなかったが、T6材は 10 kg/mm^2 の圧縮残留応力によって疲労

強度が 1.7 kg/mm^2 (両振り), または 3.2 kg/mm^2 (片振り) ほど向上し, 引張残留応力があるとそれぞれ 1.8, または 1.5 kg/mm^2 ほど低下した。繰返応力を与えることによって, 軟質の残留応力は $1/3$ 程度に減少したが, T6 材ではほとんど変らなかった。したがって, 前者のように繰返過程で残留応力が消失してゆく場合はその影響がない。

表面ロール加工は第 8 表に 1 例を示すように疲労強度を高め, 平滑材より切欠材において著しい。ショット・ピーニング加工はジュラルミンの疲労強度を向上させるという実験もあるが, カットワイヤ・ショットを用いた場合は効果がないという結果もある。ショット・ピーニングの加工条件をえらぶ必要があろう。

第 8 表 表面ロール加工の疲労強度に及ぼす影響³⁰⁾

条 件	疲 勞 強 度 の 向 上 率, (2) %							
	2014-T6		2024-T4		6061-T6		7079-T6	
旋 削 仕 上	100 ⁽⁴⁾	—	100 ⁽⁵⁾	—	100 ⁽⁶⁾	—	100 ⁽⁷⁾	—
切 欠 つ き ⁽³⁾	61	100	79	100	73	100	62	100
表面ロール加工 ⁽¹⁾	121	—	136	—	117	—	145	—
表面ロール加工 + 切 欠	105	171	93	117	102	140	111	176

- (1) ロール直径 76.2 mmφ, 丸ミ 1.59 mm, 圧延荷重 91 kg, 送り 0.2 mm。
試験片は直径 38.1 mmφ。
(2) 繰返回数 10^6 回, 回転曲ゲ。旋削仕上, または切欠つきの値を 100% として示す。
(3) 切欠の深さ 0.5 mm。
(4) 22.1 kg/mm^2 (5) 19.0 kg/mm^2 (6) 14.4 kg/mm^2
(7) 19.7 kg/mm^2

3.5 表面状況の影響

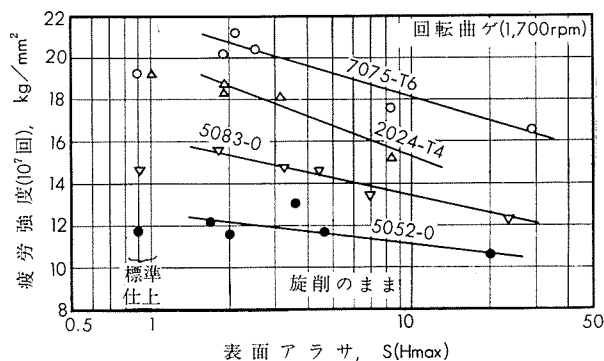
高力アルミニウム合金は耐食性が一般に悪いので, 耐食性のよい合金を被せた合せ板を用いる場合が多く, 6061 合金などでも合せ板として使用することがある。前者の大気中の疲労強度は裸材と比べて 30~50% ほど低く, 7075-T6 板では $15 \sim 18 \text{ kg/mm}^2$ (平面曲ゲ, 10^7 回) のものがクラッド 7075-T6 板では $8 \sim 11 \text{ kg/mm}^2$ となる。これは表皮の強度が中身より低いためにおきる現象であり, 軸方向引張圧縮応力を受けるときはその差が小さい。

陽極酸化処理は皮膜が延性に乏しいため繰返応力によって割れやすい。皮膜が厚くなるほど疲労強度が低くなるから, なるべく薄くする必要がある。

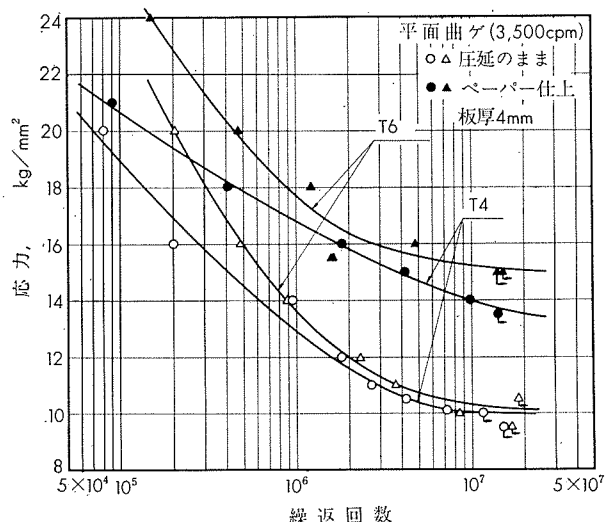
つぎに, 旋削後の表面アラサと疲労強度の関係を第 11 図に示す。疲労強度は表面アラサが大になるにつれて低下するが, この結果は旋削によって生じた加工層の影響も表面アラサの因子内に含んでいる。5083-0 材を旋削後真空焼鈍した結果, 表面アラサ 0.9~23S の範囲では疲労強度がほぼ一定値 (13 kg/mm^2) をもつので, 表面アラサ単独ではそれほど影響がないのかもしれない。

なお, 通常の疲労試験はペーパー仕上した, いわゆる, 標準仕上試験片が用いられており, 押出, 抽伸, 圧延などの製出のままの表面状態で疲労強度を求めた例が比較的少な

い。ジュラルミン板は圧延のままよりペーパー仕上の方が 8~27% ほど高い疲労強度をもち, ZG43 板では同様に 20~47% ほど高く, 後者の S-N 曲線を第 12 図に示す。



第 11 図 アルミニウム合金旋削試験片の表面アラサと疲労強度の関係



第 12 図 ZG43 板の S-N 曲線

3.6 繰返速度の影響

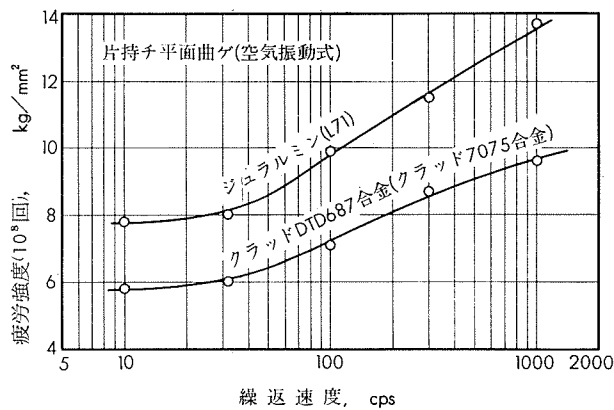
超ジュラルミン (SD) は繰返速度 300~5000 rpm では回転曲ゲ疲労強度がほとんど変わらない。超々ジュラルミン板 (ESDT) の疲労強度は繰返回数 10^4 において 60 cpm では 16%, 2 cpm では 34% ほどいずれも 3500 cpm の値と比べて低く, また, 最近では第 13 図に示すような結果も得られている。したがって, 繰返速度が大きいほど疲労強度が高くなるとみなすのが妥当なようである。しかし, 切欠材の場合は逆なようである。Avional 24TN (2024) 合金 U 型環状切欠材の疲労強度は 1,000 および 3,000 rpm では 10 kg/mm^2 であるが 11,500 rpm では 8 kg/mm^2 となり, Ergal 55TA (7075) 合金 V 型環状切欠材ではそれぞれ 10, 8 および 7 kg/mm^2 であったという。

3.7 腐食疲労

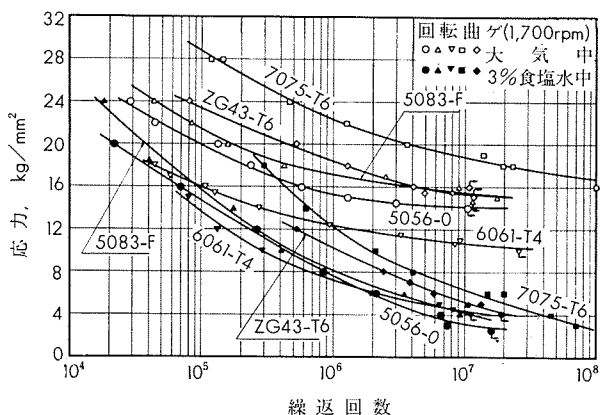
アルミニウム合金の 3% 食塩水中における回転曲ゲ疲労強度は 6 kg/mm^2 以下であり, 大気中の 10~40% でおよそ $1/4$ である。第 14 図は S-N 曲線の数例を示す。

水道水と 3% 食塩水中の疲労強度を比較すると前者の方が後者より $1 \sim 2 \text{ kg/mm}^2$ 高い値をもつ。また, 硬水と

軟水では疲労強度の差がほとんどないが、蒸留水中では若干高い値をもつらしい。⁴³⁾



第13図 高力アルミニウム合金板の疲労強度に及ぼす繰返速度の影響⁴⁰⁾



第14図 アルミニウム合金の大気中および3%食塩水中のS-N曲線

つぎに、腐食疲労強度は負荷条件によって変るようである。大気中におけるジュラルミンの回転曲ゲと軸方向両振り疲労強度の比はおおよそ1:0.85であるが、3%食塩水中ではその差が大きくなり、1例を第9表に示す。⁴⁴⁾

第9表 負荷条件と疲労強度⁴⁴⁾

材 質	引張強サ, kg/mm²	疲 勞 強 度(3×10⁷回), kg/mm²					
		大 気 中		3%食塩水中		真 空 中 (0.5×10⁻³ mmHg), mmHg)	
		回転曲ゲ	軸方向引張	回転曲ゲ	軸方向引張	回転曲ゲ	軸方向引張
ジュラルミン	44.4	14.6	10.6~14.2	5.4	4.1	13.0	
Al-2.5%Mg合金	25.8	10.6	8.2~9.5	2.6	1.6	8.2~9.5	

以上のように、アルミニウム合金は腐食疲労下では疲労強度の低下が著しいので表面処理を施すことが望ましい。Al-Mg-Si系合金ではアルキド樹脂塗装すると疲労強度が低下しない。⁴³⁾ 第10表は DTD5054合金(7075合金に類似)について各種の表面処理を施した場合の3%食塩水中における腐食疲労強度を示す。クロム酸塩下塗り塗装後常温硬化型塗料で被覆すると疲労強度が低下せず、焼付塗装は前者より劣り、ラノリン・レジンの被覆は防食効果がある。陽極酸化処理は繰返回数が増加するにつれて防食効果がわずかながら現れ、ショット・ピーニング加工も腐食疲労強度を改善する。

第10表 DTD5054 合金の腐食疲労強度に及ぼす表面処理の影響(回転曲ゲ)⁴⁵⁾

試材	表 面 処 理	腐 食 液	疲 勞 強 度 (10⁸回), kg/mm²
1	表面処理せず(標準仕上)	大 気 中 3%食塩水中 (3000 rpm)	18.9
	ラノリン・レジジン(ジソク・クロメイト入り)		12.3
	ラノリン・レジジン(クリヤー)		10.4
	Al-2%Zn吹つけ		9.0
	ベューバプラスチック(アルミナ)		8.2
	陽極酸化処理(DTD910B)		6.5
	硬質陽極酸化処理(DTD930)		7.1
	表面処理せず(標準仕上)		5.0
2	エッチ・プライマ(DTD827)	3%食塩水中 (3000 rpm)	18.6
	陽極酸化処理後ジソク・クロメイト下塗り塗装後(DTD911B)上塗り(DTD827)		18.9
	エッチ・プライマ塗布後エポキシ樹脂仕上(常温硬化型DTD5555)		18.0
	エッチ・プライマ、エポキシ樹脂系下塗り塗装および同上上塗り(常温硬化型)		17.6
	フェノール系のワニス(焼付け)		14.3
	陽極酸化処理後焼付け下塗り、および上塗り(DTD235)		11.3
	アルクロム#1200(DTD900/1413)		8.7
	ショット・ピーニング		8.2
	Al/Zn 顔料		6.6
	表面処理せず(標準仕上)		4.4

なお、大気中の疲労強度も厳密に言えば腐食作用を受けている。第9表に1例を示したように真空中における疲労強度は大気中と同程度、もしくは若干高い。⁴⁶⁾ ジュラルミンおよび DTD683 合金(7075 合金に類似)の大気中、真空中、N₂、O₂、H₂ および水蒸気中の各疲労試験において、疲労寿命にもっとも影響を及ぼしたのは水蒸気であった。⁴⁷⁾ 最近では、Bennet らによって湿気が疲労強度に及ぼす影響がかなり明らかになった。たとえば、6061-T6材の繰返回数 10⁶ の疲労強度は湿気 5%中で 18.5 kg/mm²、90%中では 16.1 kg/mm² であり、2024-T4 材では繰返回数 10⁷ においてそれぞれ 20.0、または 19.3 kg/mm² であった。⁴⁸⁾ 湿気は疲労の初期段階では影響しないが、その過程において局部的な塑性ヒズミにより表面の酸化膜が破壊され、新鮮な金属面と水蒸気の間における化学反応によって水素ガスを発生し、その後の割れの進行に影響を及ぼすようである。したがって、湿気の多い環境下では疲労寿命の低下をある程度考えねばなるまい。

3-8 結晶粒度の影響

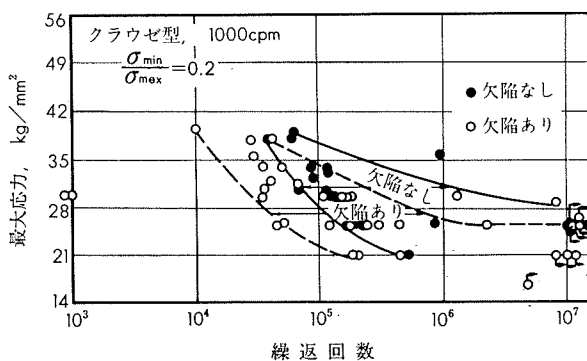
結晶粒度が疲労強度に及ぼす影響は実験者によって見解の相違がある。⁵⁰⁾ Teed は粗粒組織の方が細粒組織より低い疲労強度をもつと述べており、²⁷⁾ Forrest の見解も類似である。⁵¹⁾ Templin は「結晶粒度の相違は疲労強度に影響を及ぼさず、他の因子が影響しているのに、たまたま、結晶粒度が異なるためにその影響とみなされる」と述べている。⁵²⁾ 最近の実験結果によると、2024合金押出材と2014合金鍛造材は繰返回数が大になると粗粒組織の方が細粒組織より高い疲労強度をもつ場合もある。また、2017合金は両組織間に疲労強度の差が見られないようであり、6061合金押出材

は粗粒組織の方が細粒組織より10~20%低い値をもつ。⁵³⁾したがって、熱処理型合金については Templin の見解が妥当なようである。なお、Al-Mg 合金は再結晶終了後焼鈍温度の上昇につれて、すなわち、結晶粒が粗くなると疲労強度が低下する。

つぎに、大型押出形材は押出方向とそれに直角方向とでは後者の方が低い疲労強度をもつといわれ、Avional 14 (2014) 合金についての実験がある。⁵⁴⁾しかし、7075-T6 材では差がない。⁵³⁾また、Al-Mg 系合金熱間圧延板は圧延方向とそれに直角方向では両者間に疲労強度の差がほとんど見られない。⁵⁵⁾

3-9 欠陥の影響

Al-Zn-Mg-Cu 合金は応力腐食割れを防ぐために少量の Mn, Cr を添加するが、製造条件によって、たとえば押出形材などはそのためにかなり大きな金属間化合物をつくることがある。超タジュラルミン (ESDT) は Mn が多くなると金属間化合物が増加し、疲労強度は低くなる。金属間化合物の多少による疲労強度の差はおよそ20%である。⁵⁶⁾また、第15図は金属間化合物、もしくは、欠陥を内部にもつ 7075-T6 板の S-N 曲線を示す。⁵⁷⁾



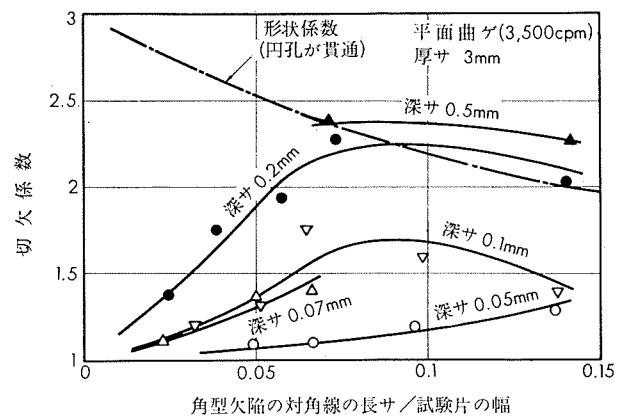
第15図 欠陥をもつ7075-T6板(板厚63.5mm)のS-N曲線⁵⁷⁾

7075-T6 押出形材について超音波探傷検査で発見した金属間化合物をシェーブ加工で試験片の表面に検出し、平面曲ゲ疲労強度を測定した結果によると、金属間化合物の影響が現れるのは繰返回数 10^4 以上であり、幅 0.6 mm 程度の金属間化合物をもつ場合の疲労強度は健全材よりおよそ12%、幅 1~2 mm のものがあると 43% ほどいずれも低い。切欠部から金属間化合物が離れている場合は切欠疲労強度にほとんど影響しないが、切欠底にあると健全材より27~45%ほど低い値をもつ。

以上の金属間化合物、その他の欠陥が疲労強度に及ぼす影響は切欠として考えるわけであるが、試験片の幅に対して欠陥が小さい場合には理論上の応力集中率は大きくなるが、切欠係数はそれほど大きな値とならない。⁵⁹⁾第16図は7075-T6 材について角型人工欠陥をもつ場合の切欠係数を欠陥の幅と試験片の幅との比において示す。なお、平面曲ゲの場合は欠陥の幅より深サの影響の方が大きい。

3-10 温度の影響

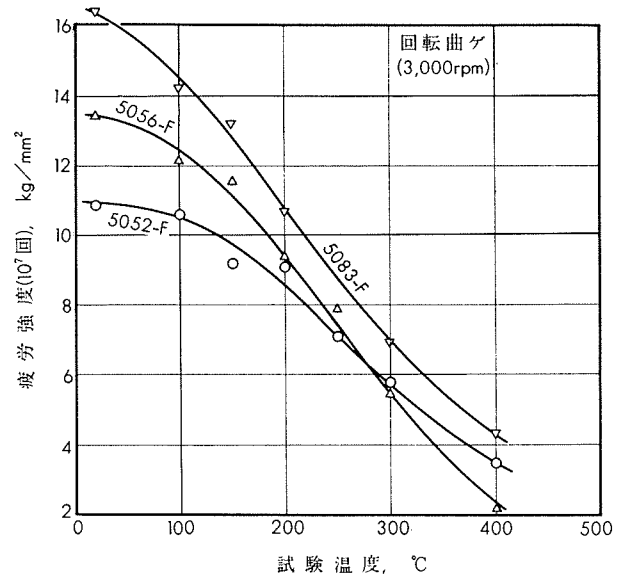
疲労強度は第17図に示すように温度の上昇につれて低下



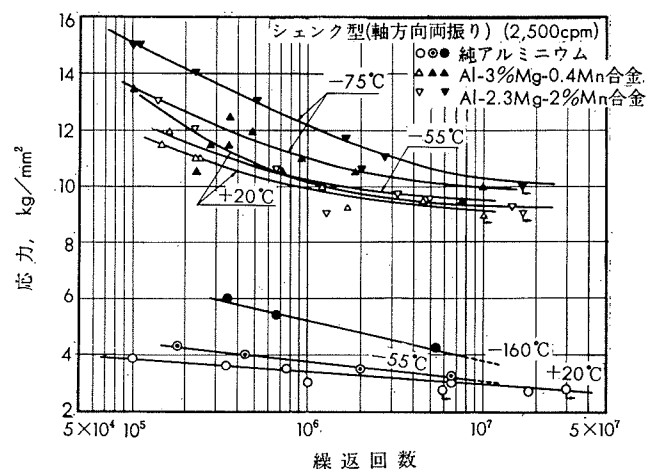
第16図 放電加工による角型人工欠陥をもつ7075-T6材の切欠係数 (10^7 回)

し、その割合は 150°C 付近をこえると著しい。しかも、常温の疲労強度は材質によって異なるが、 200°C 以上における差は比較的小さい。⁶⁰⁾

低温における疲労強度は温度の低下につれて向上し、第18図に純アルミニウム、Al-3% Mg 合金、Al-2.3% Mg-2% Mn 合金の S-N 曲線を示す。⁶¹⁾



第17図 Al-Mg系合金の高温疲労強度



第18図 純アルミニウムおよび Al-Mg系合金の低温におけるS-N曲線⁶¹⁾

4. 溶接継手の疲労強度

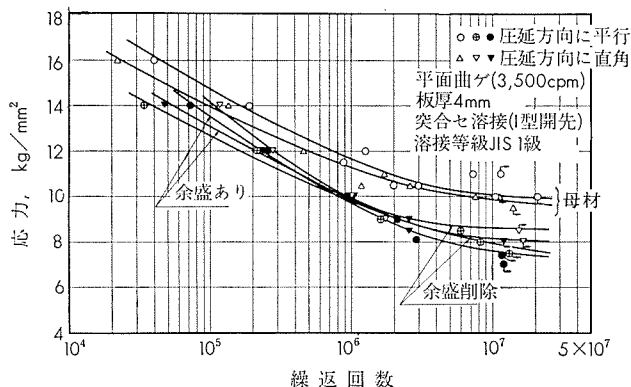
4.1 疲労に対する一般的特性

溶接継手は母材より低い疲労強度をもち、余盛を削除しても若干低いのが通常である。第11～12表は Al-Mg-Si^{(62),(63)} および Al-Mg 系合金溶接継手の疲労強度を示す。第19図は5052-0板、第20図は5083-0板、第21図は ZG43-T4 板の突合せ溶接継手の S-N 曲線をそれぞれ示す。

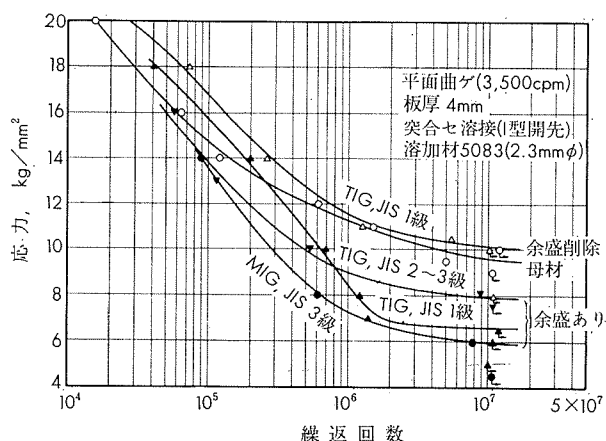
第11表 Al-Mg-Si 系および Al-Mg 系合金
突合せ溶接継手の疲労強度⁽⁶²⁾

溶接方法	片振り疲労強度 (余盛あり, 2×10^6 回), kg/mm^2				
	Al-Mg-Si 系合金		Al-Mg 系合金		
	HE30 (BWRA)	6061-T6 (ALCOA)	NP5/6 (BWRA)	NS6 (NCRA)	5154 (ALCOA)
母材 ⁽¹⁾	15.7	11.0	18.9	12.6~15.7	—
TIG (片側と両側溶接)	5.5~9.5	5.2~8.3 ⁽²⁾	7.9~11.8	—	—
MIG (片側溶接)	5.5~8.7	—	—	—	—
MIG (両側溶接)	8.7~11.0 ⁽²⁾	3.9 ⁽³⁾	5.5~8.7	7.1~7.9	5.4~8.5 ⁽²⁾
被覆アーク (片側溶接)	4.7~7.1	—	—	—	—
被覆アーク (両側溶接)	—	4.5~5.7	—	—	—

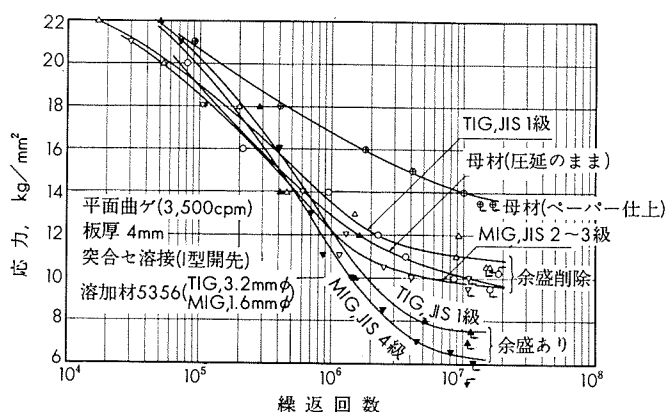
(1) 6.4mm板。 (2) 余盛削除の場合も同じ。 (3) 試験片にゆがみあり。



第19図 5052-0, TIG半自動溶接継手の S-N 曲線



第20図 5083-0, 溶接継手の S-N 曲線



第21図 ZG43-T4, 溶接継手の S-N 曲線

溶接継手の疲労強度に及ぼす母材の影響は繰返回数が大になると比較的小さい。たとえば、第22図は MIG および TIG 溶接した 9.5 mm 板の S-N 曲線を示し、繰返回数 10^6 をこえると 3003-F, 5154-H34 および 6061-T6 の 3 材質間に疲労強度の差があまりないようである。⁽⁶⁵⁾

溶接線が負荷方向に直角な場合、溶接部に大きな欠陥がないかぎり、疲労破壊は余盛の端にそっておきることが多い。余盛を削除すると、非熱処理型合金では溶接線の中央

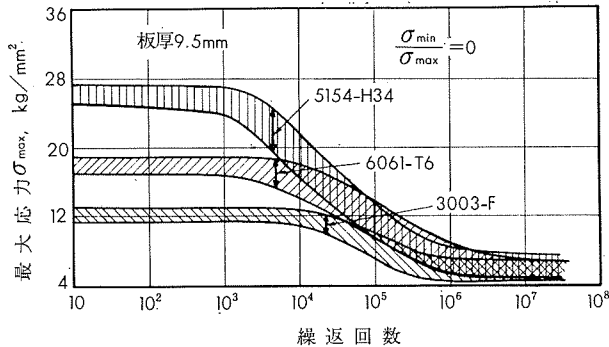
第12表 Al-Mg-Si 系および Al-Mg 系合金 MIG 溶接継手の疲労強度⁽⁶³⁾

試験方法	試験片	応力比, $\sigma_{min}/\sigma_{max}$	繰返回数	Al-Mg-Si 系合金			Al-Mg 系合金		
				材質	溶加材	疲労強度 σ_{max} , kg/mm^2	材質	溶加材	疲労強度 σ_{max} , kg/mm^2
回転曲ゲ (Moor型), 10,000 rpm	7.6mmφ, 旋削後ペーパー仕上	-1	5×10^8	Alcan 65S-T6	—	9.5	Alcan A56S, または } Alcan B54S-H11 } Alcan A56S, または } Alcan B54S-H11 }	—	17.6
	7.6mmφ, 溶接後ペーパー仕上	-1	5×10^8	Alcan 65S-T6	{ Alcan 33S Alcan 56S }	8.8		Alcan 56S	10.2
	9.5mmφ, 押出棒	-1	5×10^8	Alcan 65S-T6	—	8.8		—	11.3
平面曲ゲ (Krouse型), 2,000 cpm	6.4mm板, 圧延のまま	-1	5×10^7	Alcan 65S-T6	—	7.0	Alcan B54S-H11	—	10.9
	6.4mm板, 突合せ溶接 (余盛あり)	-1	5×10^7	Alcan 65S-T6	{ Alcan 33S Alcan 56S }	6.3	Alcan B54S-H11	Alcan 56S	7.4
	6.4mm板, すみ肉溶接	-1	5×10^7	Alcan 65S-T6	{ Alcan 33S Alcan 56S }	6.7	Alcan B54S-H11	Alcan 56S	7.0
軸方向引圧 (Vibrophone)	6.4mm板, 突合せ溶接 (余盛あり)	-1	10^8	Alcan B51S-T6	Alcan A56S	3.9	Alcan B54S-H11	Alcan A56S	5.3
	同 上	0	10^8	Alcan B51S-T6	Alcan A56S	6.3	Alcan B54S-H11	Alcan A56S	6.7
	同 上	0.2	10^8	Alcan B51S-T6	Alcan A56S	7.4	Alcan B54S-H11	Alcan A56S	7.4
	同 上	0.5	10^8	Alcan B51S-T6	Alcan A56S	10.2	Alcan B54S-H11	Alcan A56S	9.8
	同 上	—	—	—	—	—	—	—	—

(1) Alcan 65Siは6061, Alcan B51Sは6351, Alcan 33Sは4043, Alcan 56Sは5056 合金にそれぞれ相当する。

(2) Alcan B54Sは Al-4.5%Mg-0.3%Mn, Alcan A56Sは Al-5%Mg-0.6%Mn 合金である。

で破壊がおこり、熱処理型合金では熱影響部から破壊することもある。以上の現象は余盛の形状、熱影響部の状況などに関係し、溶接部とその近くは製出のままから铸造組織、もしくは焼鈍組織に変わったとみなすことによってある程度理解できよう。

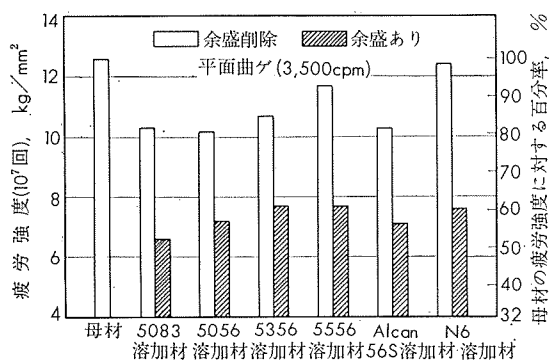


第22図 TIGおよびMIG半自動突合せ溶接継手のS-N曲線⁶⁵⁾

4.2 溶接方法の影響

TIG, MIG および被覆アークなどの溶接方法そのものは疲労強度に影響を及ぼさないが、溶接部における余盛の形状が疲労強度に関係するといわれている。⁶²⁾

溶加材のえらび方が疲労強度に影響することがある。HE30 (6061) 合金突合せ溶接継手に溶加材として Al-5% Si, または Al-5% Mg 合金を用いた結果では疲労強度に差がなかったらしい。⁶⁶⁾ 5083-0, 6 mm 板の TIG 溶接では溶加材として Al-4.5% Mg-0.2~0.5%Mn 合金を用いると良好な疲労強度が得られ、また、同じく MIG 溶接において溶加材を6種類に変えた場合の疲労強度を第23図に示す。⁶⁴⁾ Al-Mg 系合金の溶加材としては母材より Mg 量が若干多いものをえらぶのがよいようである。Al-Zn-Mg系合金の溶加材は現在検討されており、前掲の第21図は溶加材として5356合金を用いた場合である。



第23図 5083-0, MIG突合せ溶接継手の疲労強度におよぼす溶加材の影響

MIG 突合せ溶接継手において開先の形状と溶接線の方が疲労強度に及ぼす影響を第13表に示す。溶接線が負荷方向に直角な場合、X型開先はV型開先と比べて低い疲労強度をもつが、これは余盛の端の角度が大きかったためである。溶接線が負荷方向に平行な場合は板厚が大になるにつれて疲労強度が向上しており、これは溶接部の欠陥の影響が現れ難くなるためと説明されている。

第13表 5083-H11 板の疲労強度に及ぼす溶接線ならびに開先の影響⁶⁸⁾

溶接線の方 向	開先の 形 状	板 厚 mm	応力比, $\frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}}$	疲労強度 $\sigma_{max}, \text{kg/mm}^2$		
				10 ⁵ 回	10 ⁷ 回	10 ⁷ 回
負荷方向に 直 角 (MIG自 動溶接)	60°-V型	4.8	0 0.25 0.50	14.3 16.2 —	9.9 11.3 14.1	7.5 9.2 11.3
	60°-V型	6.4	0 0.25 0.50	14.8 (19.5) 17.2	11.3 (13.9) 13.2	8.9 (12.7) 10.4
	60°-V型	9.5	0 0.25 0.50	15.1 (16.0) 17.0	10.9 (12.1) 12.7	9.4 (10.4) 10.7
	60°-X型	9.5	0 0.25 0.50	12.5 (17.3) 14.8	7.5 (12.9) 9.7	5.9 (11.6) 7.3
				—	12.7	9.6
	60°-V型	4.8	0 0.25 0.50	— — —	9.9 12.9 18.7	6.7 9.0 13.2
	60°-V型	6.4	0 0.25 0.50	— — —	10.4 14.9 19.4	7.6 11.1 14.3
	60°-X型	9.5	0 0.25 0.50	— (17.3) —	13.4 (12.9) 16.8	10.3 (11.7) 13.2
負荷方向に 直 角 (MIG手 動溶接)	I 型	6.4	0 0	13.2 13.0	9.5 6.7	4.5 4.3

(1) () 内は余盛を削除した場合を示す。

(2) 溶加材は 5356 合金。

(3) 4.8 mm 板は 60 cps, 他は 171~215 cps の繰返速度で試験した。

第14表 疲労強度に及ぼす溶接姿勢の影響⁶⁹⁾

材 質 ⁽¹⁾	溶 加 材	溶接姿勢	溶接後の 引張強さ, kg/mm ²	疲労強度, ⁽²⁾ kg/mm ²	
				10 ⁵ 回 (大型試験片)	10 ⁷ 回 (小型試験片)
5086-H32	—	(母 材)	(32.6)	(15.7)	(—)
	5356	下 向 上 向	31.5 30.9	10.0 7.0	9.0 —
5154-H34	—	(母 材)	(30.9)	(16.5)	(—)
	5154	下 向 上 向	27.3 27.6	10.2 7.8	8.0 7.9
5454-H34	—	(母 材)	(32.7)	(15.7)	(—)
	5554	下 向	28.1	10.5	7.8
5456-H321	—	(母 材)	(38.9)	(15.5)	(—)
	5556	下 向 上 向	35.6 32.7	10.1 8.0	9.5 7.0
6061-T6	—	(母 材)	(31.6)	(12.9)	(—)
	4043	下 向 上 向	23.8 20.7	7.8 6.4	7.4 6.5

(1) 12.7 mm板, MIG半自動突合せ溶接。

(2) 大型試験片は幅203 mm, 繰返速度 460~475 cpm。小型試験片は Krouse 型, 繰返速度 1750 cpm。いずれも平面曲げである。

溶接姿勢が疲労強度に及ぼす影響は第14表に示すように、上向姿勢は下向姿勢と比べて疲労強度が低い。上向姿勢は余盛の形状が不規則で、かつ、高くなりがちであり、また、溶接速度がおそくなるのも原因の一つであろう。

つぎに、MIG 溶接中に熱影響部を冷却しても、疲労強度は余盛があるとほとんど変わらないようであり、HS 30 (6061) 合金についての実験結果を第15表に示す。⁷⁰⁾

第15表 HS30合金の疲労強度に及ぼす当金水冷の影響⁷⁰⁾

質別	条 件 ⁽¹⁾	溶接後の 引張強さ, kg/mm ²	片振り疲労強度 σ_{max} ⁽²⁾ , kg/mm ²	
			余盛あり	余盛削除 ⁽³⁾
W (T4)	溶接のまま(空冷)	21.5	9.4	11.3
	同上後人工時効 (185°C×3hr)	25.4	7.9	12.6
	溶接のまま(水冷)	26.0	9.4	8.7~10.2
	同上後人工時効 (185°C×3hr)	30.2	7.9	10.2~11.8
WP (T6)	溶接のまま(空冷)	21.7	9.4	11.8
	同上後人工時効 (185°C×3hr)	24.9	7.9	11.3
	溶接のまま(水冷)	26.6	9.4	11.0
	同上後人工時効 (185°C×3hr)	29.6	7.9	10.2

(1) 6.4 mm板, MIG突合せ溶接, 開先 60°-V型, 溶加材NC21(Al 5%Si)合金。 (2) 軸方向 2000 cpm。

(3) 溶接部に欠陥が現れているので参考値である。

4.3 余盛の形状の影響

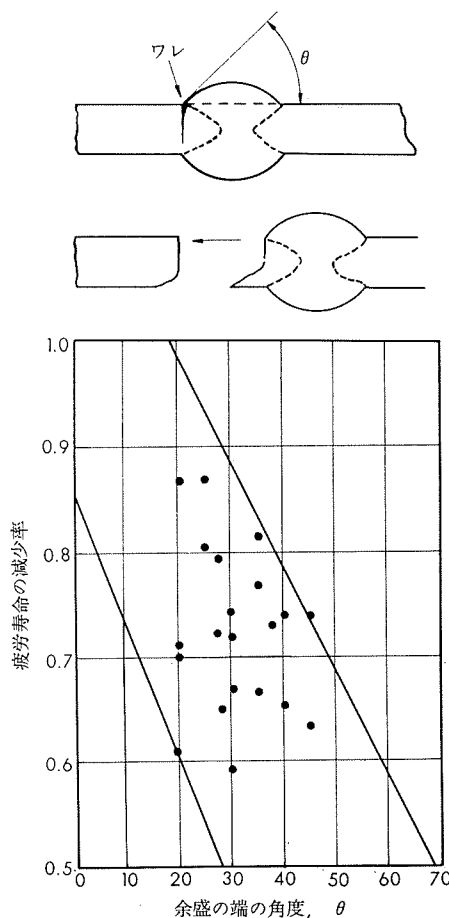
前項からも類推できるように余盛の形状が疲労強度にかなり影響する。一般的にいえば, TIG溶接はアークの持続と溶加材の供給が別々に行なわれるので, 余盛が比較的滑らかで, やや凸型となる。MIG溶接はTIG溶接より余盛が凸型となりやすく, かつ, 溶接部の健全性も前者より劣る場合が多い。前者は後者より熱集中が劣り, かつ, 溶接速度がおそいので, 熱影響部が広いという欠点もある。したがって, 余盛がある場合の静的強度はMIG溶接の方がTIG溶接より勝るが, 疲労強度は逆になる場合もあるといえる。

余盛の端と母材との境界に応力集中がおこり, 疲労強度が低下するわけであるが, この形状係数は光弾性実験によると1.33であり⁷¹⁾, また, AlMg5 (Al-5%Mg)合金のMIG溶接部(余盛の端の角度 40°, 境界の丸ミ 0.8 mm)⁷²⁾についてラッカー塗装法で測定した結果は1.25であった。第24図はNP5/6 (5083)板 MIG突合せ溶接継手における余盛の端の角度 θ と疲労寿命(平面曲ゲ)の減少率の関係を⁷³⁾示す。また, 同じく9.5 mm板において $\theta=71^\circ$ の場合, 片振り疲労強度(2×10^6 回)が5.2 kg/mm², $\theta=47^\circ$ で6.6 kg/mm², $\theta=25^\circ$ では9.5 kg/mm²という結果もある⁷⁴⁾。 θ が小さい, 換言すると, 余盛の端が滑らかなほど高い疲労強度をもつわけである。

つぎに, 余盛をシェーパ加工などによって削除すると疲労強度が向上するが溶接部に気孔, 開先溶込み不良などの欠陥があると後述するように疲労強度が低下することがある。実際面では余盛を削除できない場合が多いから, 余盛の形状に注意しながら溶接を行なうと共に, その端を滑らかに仕上げるのが望ましい。

4.4 欠陥の影響

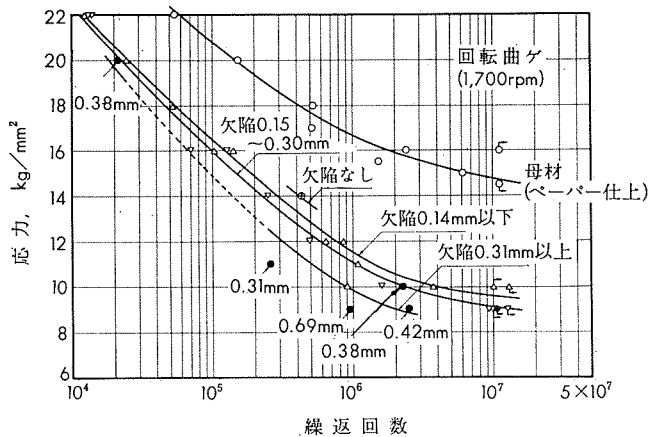
溶接部に内在する小さな欠陥は余盛があると疲労強度にほとんど影響を及ぼさないという結果が多い。たとえば, 溶接等級 JIS 1 級と 6 級との間に疲労強度の差がないようであり⁷⁵⁾, また, 前掲の第20図においても余盛があるとTIG溶接 JIS 1 級が2~3級より低い疲労強度を示す例がある。しかし, 溶接等級が下るにつれて疲労強度も低下するという結果もある⁷⁶⁾。これらについて考えると, 気孔などの欠陥も疲労強度に影響するがそれより余盛の形状の影響の方が

第24図 余盛の角度と疲労寿命の減少率の関係 (NP5/6, 6.4mm板)⁷³⁾

大きいとみなすのが妥当であり, また, 曲ゲ応力が負荷される場合は表面近くの欠陥は応力集中がおこりやすい恐れがあるが, 軸方向負荷の場合はそれほど影響を及ぼさないのかもしれない。

余盛を削除した場合, 欠陥があると疲労強度は低下する。すなわち, 切欠効果が現れるわけである。第25図は5083-F, 20 mm熱間圧延板, MIG突合せ溶接材から小野式疲労試験片を採取し, 平行部表面に現れた欠陥の大きさ別に求めたS-N曲線⁶⁴⁾を示す。また, 前掲の第23図は溶接等級 JIS 1 級であるが, 溶加材 5083 および Alcan 56S 合金を用いて余盛削除した場合の値は微小な欠陥が表面にあったので他より若干低い疲労強度を示している。X線探傷検査において厚サの2%以下の欠陥は透過条件その他によっては検出できないことがある。したがって, 負荷条件によってはこのような欠陥が余盛を削除した場合疲労強度に影響を及ぼすことも考えねばなるまい。なお, 第25図において, 母材(ペーパー仕上)が14.8 kg/mm²の疲労強度をもつのに対し, 溶接材は9 kg/mm²前後で母材よりかなり低い。この差は欠陥の影響もあるが, 溶接部が铸造組織に近いために得られたものと考えられる³⁶⁾。5083合金铸造材の疲労強度はおよそ11 kg/mm²であり, 前述の溶接材より1~2 kg/mm²ほど高い。

開先溶込み不良は疲労強度にかなり影響するが, 余盛が



第25図 溶接部表面(余盛削除)に欠陥をもつ5083-F材のS-N曲線

ある場合、その断面における溶込不良の幅が板厚の1/4以下で、断面積の7%以下ならば疲労強度の低下が少ない。第16表は NP5/6-0, MIG 突合せ溶接継手の溶接部を溶接線に直角に切断し、その断面における溶込み不良の幅と片振り疲労強度 (2×10^6 回) の関係を示す。静的強度の低下は余盛があると溶込み不良があってもある程度防げるが、疲労強度についても同様なことがいえる。疲労破壊は溶込み不良部にそっておきるが、それが小さい場合は余盛の端におきるようである。

第16表 NP5/6 板 MIG突合せ溶接継手⁽¹⁾における
開先の溶込み不良が疲労強度に及ぼす影響⁽⁷⁷⁾

板 厚, mm	余 盛	溶込み不良の幅 (T: 板厚)	片振り疲労強度 σ_{max} (5×10^6 回), kg/mm ²
6.4	あ り	健全	8.7~5.5
		<T/4	6.3
		>T/4 ~ <T/2	4.7
		>T/2	3.1
	削 除	<T/4	6.3
		>T/4 ~ <T/2	6.3~3.1
12.7	あ り	健全	7.9~4.7
		<T/4	7.9~3.1
		>T/4 ~ <T/2	1.6
		>T/2	2.4~0.9
	削 除	<T/4	3.1
		>T/4 ~ <T/2	2.4

(1) 開先60°・V型, 溶加材NG6合金。 (2) 軸方向, 1000 cpm。

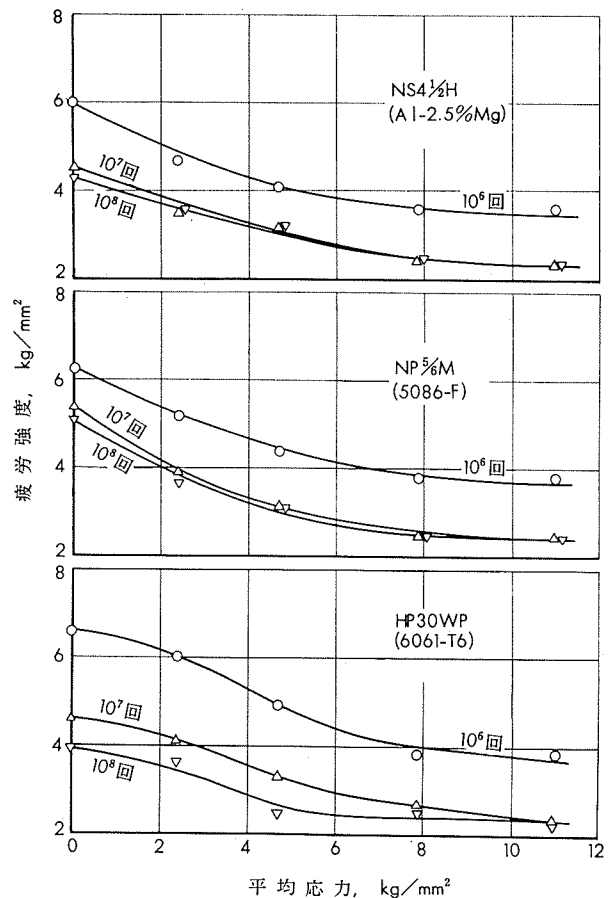
なお、TIG溶接立向姿勢において板の両側を溶接する際に一種の溶込み不良がおこる場合があり、それがX線探傷検査で線状にわずかに現われることがある。NP5/6-0 板において、健全部の片振り疲労強度 (5×10^6 回) は 4.7~7.9 kg/mm² であるが溶込み不良部は 3.2~5.4 kg/mm², 余盛を削除した場合はそれぞれ 11.0, または 3.2~6.0 kg/mm² となり、溶込み不良部にそって破壊した。

TIG溶接では電極からタングステンを巻込むことがあるが、通常のそれは疲労強度にほとんど影響を及ぼさない。NP8-0 (5083), 6.4 mm 板突合せ溶接継手において通常よりも極端に大きな欠陥をつくった場合の実験結果によると、健全材が 11.6 kg/mm² の片振り疲労強度 (5×10^6 回) を

もつのに対し、7.9kg/mm² であった。

4・5 平均応力の影響

NS4 1/2H (Al-2.5%Mg), NP5/6M, HP30WP合金各 6.4 mm 板の MIG 突合せ溶接継手の疲労強度に及ぼす平均応力の影響を第26図に示す。疲労強度は平均応力が大になるにつれて低下するが、平均応力 6 kg/mm² 以上ではその割合が小さく、ほとんど一定値に近づく。この傾向は3.3項で述べた切欠をもつ展伸材の耐久限度線図の場合と全く同じである。



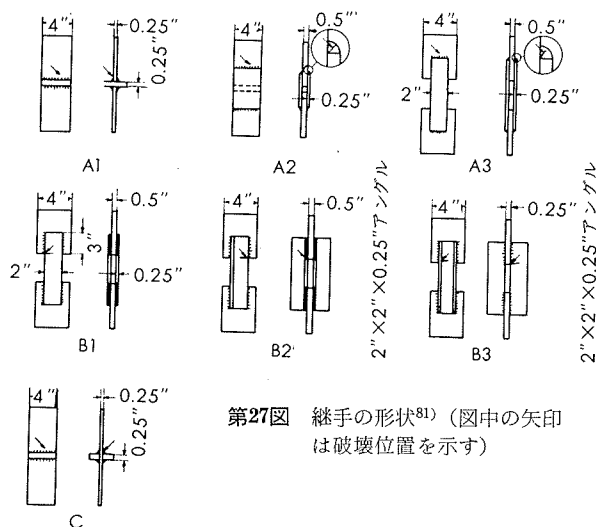
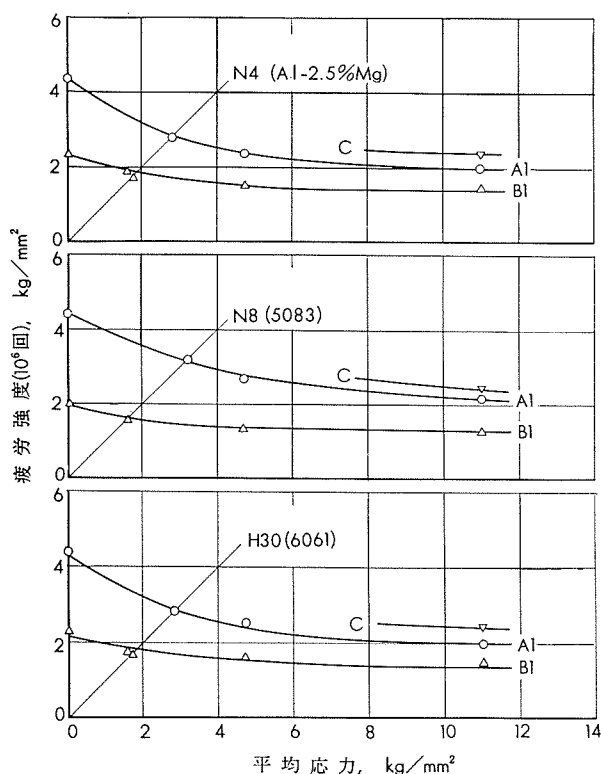
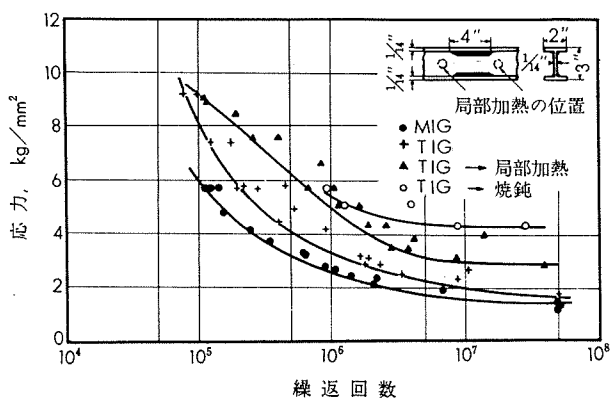
第26図 MIG突合せ溶接継手の耐久限度線図 (Vibrophore, 12000cpm,余盛あり)⁽⁸⁰⁾

つぎに、第27図に示す各種の継手の耐久限度線図を第28図に示し、その疲労強度は第17表に掲げた。平均応力の影響は第26図と類似であるが疲労強度が低い。なお、継手の種類によって疲労強度が異なり、荷重の伝達方式が複雑なものとは負荷方向にそう溶接線をもつ継手は低い値をもつものなるべく避けるのがよい。

4・6 残留応力の影響

溶接構造物では溶接部近傍におきる残留応力をさけることが難しい。残留応力は繰返応力下で平均応力的な作用をするから、局所的な応力除去処理を施すことが望ましい。

第29図はすみ肉溶接した NE6 (Al-5%Mg) 合金 I 型ビームの S-N 曲線を示し、局部加熱処理したものは溶接のままと比べて疲労強度が向上している。また、第18表は NP 5/6 および HE30 合金各 9.5 mm 板の MIG 溶接継手について局部加熱、または局部加圧などの応力除去処理が疲

第27図 継手の形状⁸¹⁾ (図中の矢印は破壊位置を示す)第28図 MIG溶接継手の耐久限度線⁸¹⁾第29図 NE6M合金I型ビームのS-N曲線⁸²⁾第17表 MIG溶接継手の疲労強度⁸¹⁾

継手	材 質	疲労強度 ⁽¹⁾ (10 ⁶ 回), kg/mm ²		疲労強度 ⁽²⁾ (10 ⁶ 回), kg/mm ²	
		両振り	片振り	両振り	片振り
A1	NP5/6M と NP8M	4.4	3.2	2.4	2.1
	NS4½H と NP4M	4.3	2.8	1.9	1.6
	HP30WP	4.3	2.8	2.0	1.3
A2	NP5/6 と NP8M	—	1.9	—	1.1
	NS4½H	—	1.9	—	1.1
	HP30WP	—	1.9	—	1.0
A3	NP5/6M	—	1.4	—	0.8
	NS4½H	—	1.5	—	0.7
	HP30WP	—	1.0	—	0.5
B1	NP5/6M と NP8M	2.0	1.6	1.0	0.8
	NP4M と NS4½H	2.4	1.8	1.3	1.0
	HP30WP	2.3	1.7	0.9	0.6
B2	HP30WP	—	1.4	—	0.6
B3	N8M	—	1.6	—	0.6
	HP30WP	—	2.0	—	0.5
C	NP8M と NP5/6	(5.4)	(4.0)	(3.3)	(3.2)
	NS4½H と NP4M	(5.5)	(3.5)	(3.2)	(2.5)
	HP30WP	(4.4)	(3.6)	(2.5)	(2.4)

(1) Vibrophore, 12000~13000 cpm.

(2) () 内は残留応力が高く、参考値である。

第18表 疲労強度に及ぼす局部加熱および局部加圧の影響⁸³⁾

材 質	継手の形状	MIG溶接後の処理	片振り疲労強度 ⁽¹⁾ σ_{max} , kg/mm ²		疲労強度の増加率, %	
			10 ⁶ 回	2×10 ⁶ 回	10 ⁶ 回	2×10 ⁶ 回
NP5/6	A	溶接のまま	5.9	2.7	0	0
		325°C×20min焼鈍	7.9	3.5	25	28
		局部加圧 ⁽²⁾	13.4	6.7	110	143
	B	溶接のまま	4.3	2.0	0	0
		局部加熱 ⁽⁴⁾	6.3	4.0	45	100
	C	溶接のまま	5.9	2.4	0	0
		局部加圧 ⁽²⁾	9.8	5.9	67	150
		溶接のまま	(3.9)	(1.9)	(0)	(0)
		局部加圧 ⁽²⁾	(7.9)	(3.5)	(80)	(80)
HE30	A	溶接のまま	7.1	3.0	0	0
		局部加圧 ⁽³⁾	10.2	6.0	45	100

(1) 繰返速度1000または2000 cpm, () 内は両振り疲労強度を示す。

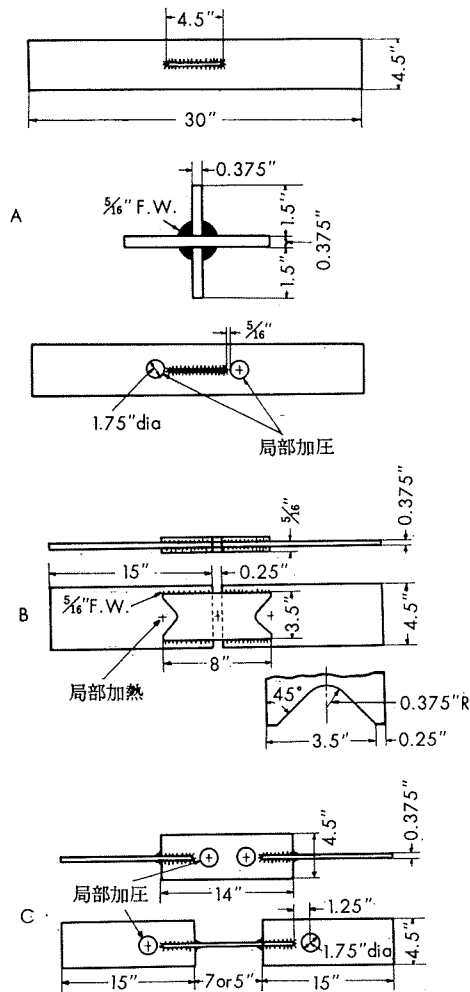
(2) 44.5 mmφのダイで73.2 kg/mm²負荷, 凹ミの深さ0.25 mm。(3) 44.5 mmφのダイで77.2 kg/mm²負荷, 凹ミの深さ0.15 mm。

(4) 酸素アセチレンガスの Torch (12.7 mmφ) を用い, 5~6 sec加熱。

疲労強度に及ぼす影響を掲げたものであり, その継手の形状と処理を施した位置を第30図に示す。疲労強度はこれらの処理によって改善されるが, それを施す位置などをあらかじめ検討しておく必要があろう。

第19表は NP5/6M, 6.4 mm 板 MIG 突合せ溶接継手を熱処理した場合の疲労強度を示す。溶接後 500°C から水冷すると疲労強度が溶接のままより向上しており, 溶接部に圧縮残留応力が生じたためらしい。

つぎに, Wood によると, 余盛を空気ハンマーで叩いても疲労強度が向上せず, また, 平坦なハンマーで叩くと余盛の切欠効果を助長させたためか疲労強度が低下した。余盛とその近くを表面ロールすると疲労強度が若干向上した。しかし, 効果が比較的好かったのは引張矯正であり, NP 5/6 合金突合せ溶接継手に 1.5% の引張ヒズミを与えると疲労強度が 2 kg/mm² 向上したという。なお, 最近では 5456-H321, 10 mm 板で溶接線が負荷方向に平行にある

第30図 継手の形状と局部加熱，または局部加圧の位置⁸³⁾第19表 NP5/6板MIG突合せ溶接継手の疲労強度に及ぼす熱処理の影響⁷³⁾

処 理 条 件	引張強サ, kg/mm ²	疲 勞 強 度, (1) kg/mm ²		
		10 ⁵ 回	10 ⁶ 回	10 ⁷ 回
母 材	29.6	16.9~18.9	13.2~15.0	12.4~14.0
母材を325°C焼鈍	—	14.6	9.6	9.3
溶 接 の ま ま	28.9	8.7~12.3	6.3~8.7	5.9~7.9
溶接後325°C焼鈍	—	—	—	5.9
溶接後500°C水冷	—	12.7	9.0	8.7
溶接後余盛削除	26.4	12.9~15.7	9.3~12.3	8.7~11.2

(1) 平面曲ゲ，1500 cpm。

場合の突合せ溶接継手にショット・ピーニングおよびハンマー・ピーニングした場合の疲労強度が測定され，疲労強度の改善に効果があったと述べている例もある。⁸¹⁾

4-7 腐食の影響

溶接継手の腐食疲労を検討した例は著者の知る範囲ではない。しかし，あらかじめ腐食を受けた場合の疲労強度は1,2の実験結果がある。

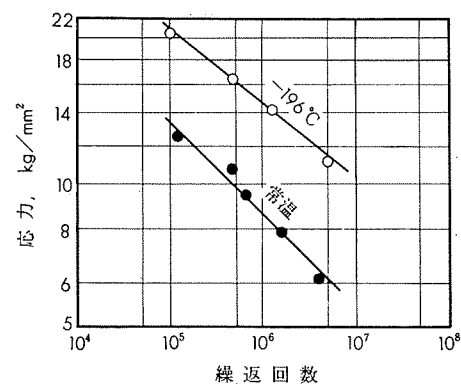
NP5/6，4 mm 板突合せ溶接継手を7%食塩水と3%過酸化水素の混合液中で144 hr 腐食後の疲労強度（平面曲ゲ，2×10⁶回）は，腐食を受けないものがTIG溶接10.5 kg/mm²，MIG溶接10 kg/mm²，酸素—アセチレン溶接では9 kg/mm²であるのに対し，いずれも8 kg/mm²

mm²であった。⁸⁵⁾ また，溶接部に欠陥があるものを類似の腐食液で6ヶ月間腐食した場合の疲労強度は欠陥の影響の方が大で，腐食の影響が現れにくいようであった。⁸³⁾

なお，最近，溶接部を合成樹脂で被覆すると疲労強度が向上するという実験がある。⁸⁷⁾ AlMg4 (Al-4.2%Mg) 合金2 mm 板および AlMg5 合金5 mm 板各突合せ溶接継手にエポキシ樹脂を塗布すると，平面曲ゲおよび軸方向疲労試験において疲労強度が2~3 kg/mm² 向上した結果もある。⁸⁸⁾ この現象は3.7項で述べた大気腐食の影響を考えればある程度説明できるが，被覆材の動的な強さも考慮せねばなるまい。

4-8 低温における疲労強度

NP5/6 合金のT型すみ肉溶接材の曲ゲ疲労強度（5×10⁶回）は常温で6.3 kg/mm²，-196°Cで11 kg/mm²であり，そのS-N曲線を第31図に示す。⁸⁹⁾ また，第20表に示す結果も得られている。低温で溶接継手を使用する場合が多くなるものと考えられるが，常温における疲労強度より高い値をもつから，常温の値を考慮しておけばよからう。

第31図 NP5/6，T型すみ肉溶接部の常温および低温におけるS-N曲線⁸⁹⁾第20表 Al-Mg系合金突合せおよびT型すみ肉溶接材の低温における疲労強度⁹⁰⁾

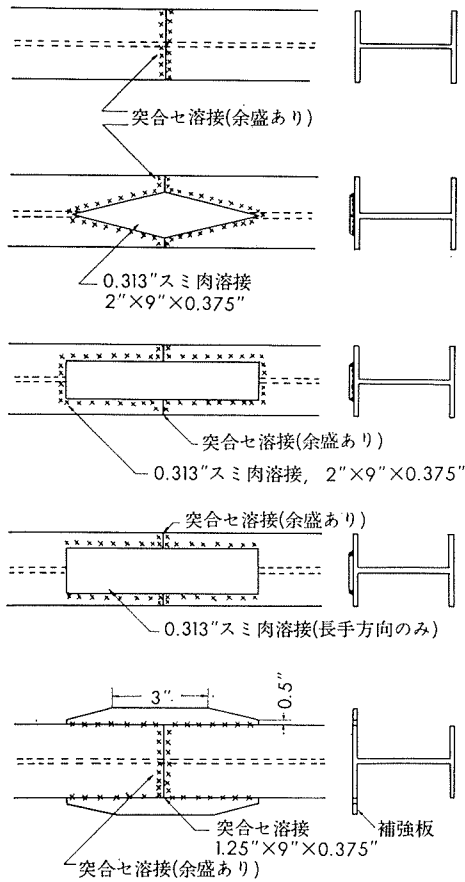
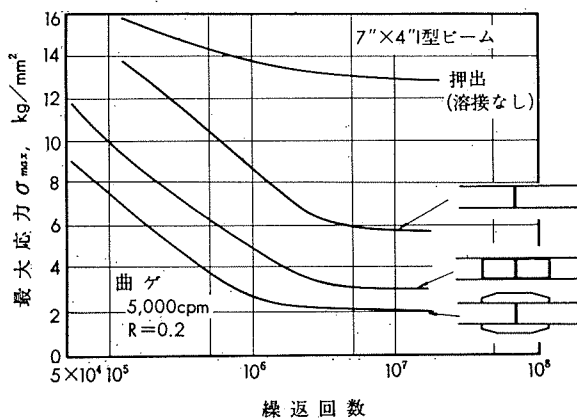
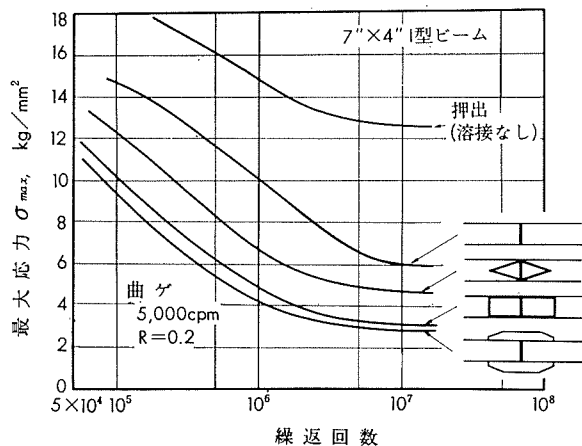
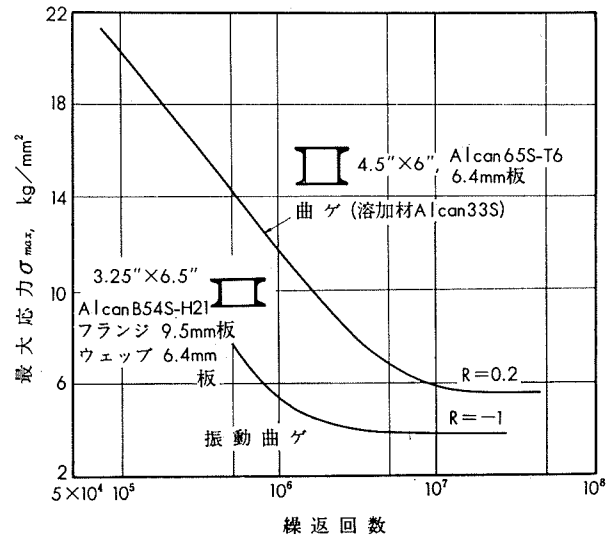
材 質	引張強サ (20°C), kg/mm ²	疲労強度(10 ⁶ 回), kg/mm ²	
		20°C	-196°C
A-G4M(Al-4.2%Mg-0.5%Mn) 合金	28	4±5	4±6.5
A-G4C (Al-4.2%Mg-0.5%Mn-0.2%Cr) 合金	30.5	4±5	4±7.0

4-9 ビームの疲労強度

溶接構造で製作したビームの疲労強度を求めた例はアルミニウム合金では比較的少ない。第33~34図は Alcan A56S-H11 および 65S-T6 板を用いて MIG 溶接したI型ビームのS-N曲線を示し，継手の詳細を第32図に示した。⁶³⁾ また，第35図はボックス・ビームのS-N曲線を示す。⁶³⁾ なお，本邦でも5083合金のMIG溶接によるI型ビームの疲労試験が行われ，溶接等級がかなり悪い条件下で，疲労強度（2×10⁶回）は全振幅で10 kg/mm²であった。⁹¹⁾

5. 溶接部の許容応力について

溶接部の設計許容応力をいかにとるかということとはかなり難しい問題であり，使用する材質，継手の形状，溶接方

第32図 I型ビームのフランジ継手⁶³⁾第33図 Alcan A56-H11, MIG溶接 I型ビームの S-N曲線⁶³⁾第34図 Alcan 65S-T6, MIG溶接 I型ビームの S-N曲線⁶³⁾第35図 Alcan 65S-T6およびB54S-H21, ボックスビーム(長手方向MIGすみ肉溶接)の S-N曲線⁶³⁾

法, 応力状態および応力の繰返し数などを考慮して決めねばならない。現在では未だ資料不足のようにも思えるが以下に 2, 3 の例を示す。

第21表は米国におけるアルミニウム合金溶接継手の許容応力を示し, また, 本邦では溶接構造の圧力容器, 貯蔵タンクなどに対して「材料の最小引張強さと材料の最小耐力の和の 1/5, または材料の最小耐力⁹²⁾の 80%の, いずれか小さい方」を許容応力として用いる規格もある。しかし, これらは疲労強度に対してどの程度の考慮がなされているか詳しいことがわからない。

第21表 米国におけるアルミニウム合金溶接継手の許容応力⁶⁹⁾

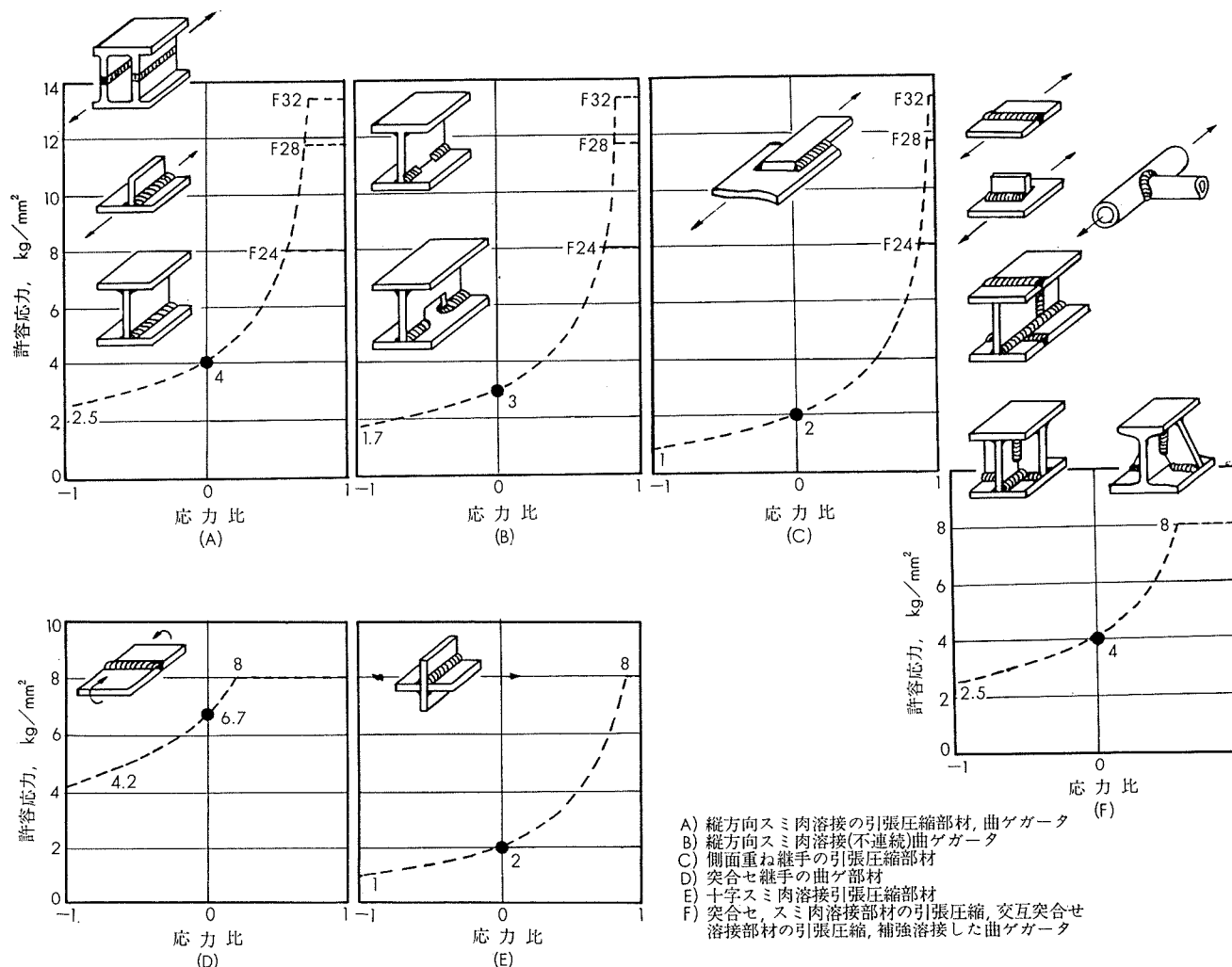
材 質	許容設計応力 (65°C以下), kg/mm ²		
	ASME ⁽¹⁾ (No.1172-2 1222, 1248)	API ⁽²⁾ (STD.12G)	ASCE ⁽³⁾ (Paper 970)
5086-H32	6.1	7.2	—
5154-H34	5.1	6.0	—
5456-H321	7.3	—	—
6061-T6	—	4.9	5.6

(1) ASME Boiler and Pressure Vessel Code.

(2) American Petroleum Inst. Spec. for Welded Al Alloy Storage Tanks.

(3) ASCE Spec. for Structure of Al alloy 6061-T6, Proc..

1961年に, ILMT における討論資料として AlMg5 合金溶接部材の許容応力が試案として提出されている。すなわち, AlMg5 合金 (厚さ 2~10 mm) の TIG 溶接 (溶加材は共金) で, 繰返し数 10⁷ という条件できめたものであり, それを第36図に示す。静的強度に対する安全率は母材の引張強さに対し 2.4, 耐力に対して 1.5 とし, それによって与えられる小さい方の値を許容応力 (第36図の応力比=1 の条件) とする。動的応力に対する安全率は耐力に対し 1.2, または 1.3 とする提案もあったようである。しかし, 第 36 図の R=0 (片振り) および R=-1 (両振り) における許容応力の決め方は記されていないが, AlMg5 合金は 5083, または 5056 合金などと同程度の強度

第36図 AlMg5合金溶接部材の許容応力⁹³⁾

をもつことを考慮し, かつ, それらの材料の小型試験片溶接継手における疲労強度などから安全率を類推すると, 疲労強度に対して, $R=0$ の場合およそ 2, $R=-1$ では 1.5 程度をとっているのではないかと考えられる。

ALCAN 社の資料によると, 静的強度に対し安全率をつぎのようにとる。すなわち, 車輛用の橋では耐力に対し 1.85, 引張強サに対し 2.2 とし, その他の静的構造物の場合はそれぞれ 1.65 および 2 であり, 許容応力は得られた小さい方の値とする。これにもとづいて各材質の許容応力を求めると第22表のようになる。第22表の溶接部の許容応力は溶加材として Alcan 56S 合金を用いた場合であり, Alcan B53S 合金の場合のみ Alcan C53S (5554) 合金を溶加材として用いている。これらの許容応力は設計荷重が 2×10^4 回繰返されても構造物が破壊しないよう考慮されてある。また, 第23表に示した疲労強度は繰返応力の状態がわからない場合に用いる安全設計値を示し, この応力振幅に平均応力を加えたものが前述の許容応力をこえてはならない。

6. 結 語

溶融溶接構造に用いられるアルミニウム合金の材質と静的強度, 展伸材と溶接継手の疲労強度および許容応力などについて述べた。溶接部の疲労強度に関する資料が少なく, 今後の研究が期待されるが, 本資料が使用上の参考となれば幸甚である。なお, 溶接方法, 溶加材, 溶接部の特性などは省略したが。他の文献などを参照いただきたい。

なお, 本資料の作成にあたり当研究部杉山禎彦氏の協力も頂いたので謝意を表する。

文 献

- 1) たとえば, SAE Handbook, (1964), 183, SAE J454b
- 2) ALCOA社: ALCOA Aluminum handbook, (1962), 19
- 3) H. H. Nuernberger: ALCOA Aluminum Alloy X7005, (1965-3)
- 4) Material in Desig. Eng., 59-2 (1964-2), 89
- 5) A. I. Kemppinen 他 2 名: Metal Prog., 86-1 (1964-7), 100
- 6) J. Taylor: Metal Prog., 84-5 (1963-11), 74
- 7) 竹内, 田中: 本誌, 6-3 (1965-7), 209

第 22 表 アルミニウム合金の許容応力 (ALCAN社)⁹⁴⁾

材 質	厚 さ, mm	引 張 性 質 (最 小 値)				許 容 応 力, kg/mm ²	
		引張強さ, kg/mm ²	耐力, kg/mm ²	伸 び, %		車輛用の橋	静的構造物
Alcan D3S (3003)	H14	0.25 ~ 6.3	14.1	11.9	5	6.4	7.1
	H16	0.25 ~ 4.8	16.9	14.8	4	7.7	8.5
	溶 接	各 寸 法	9.9	3.5	—	1.9	2.1
Alcan 50S (6063)	T5	各 寸 法	15.5	11.9	8	6.4	7.2
	T6, T6C	各 寸 法	18.3	14.8	8	8.0	9.0
	溶 接	各 寸 法	11.9	7.0	—	3.7	4.2
Alcan B51S (6351)	T4	各 寸 法	25.6	14.8	16	8.0	9.0
	T6	各 寸 法	29.5	26.0	10	13.4	14.8
	溶 接	各 寸 法	16.9	11.2	—	6.1	6.8
Alcan B53S (5454)	H11A	6.4 ~ 12.7	22.5	12.7	8	6.9	7.7
	H32	3.7 ~ 6.3	25.3	18.3	8	9.9	11.1
	H34	0.9 ~ 6.3	27.4	20.4	6	11.0	12.4
	溶 接	各 寸 法	21.1	10.5	—	5.7	6.4
Alcan D54S (5083)	H11A	各 寸 法	28.1	16.9	12	9.1	10.2
	H11B, H31A	各 寸 法	30.9	21.8	10	11.8	13.2
	H32	2.1 ~ 6.3	31.6	23.9	8	12.9	14.5
	H34	2.1 ~ 6.3	35.1	27.4	6	14.8	16.6
	溶 接	各 寸 法	26.7	12.7	—	6.9	7.7
Alcan 57S (5052)	H32	1.3 ~ 6.3	21.8	16.2	7	8.8	9.8
	H24, H34	0.4 ~ 6.3	23.9	18.3	6	9.9	11.1
	溶 接	各 寸 法	17.6	7.0	—	3.8	4.2
Alcan 65S (6061)	T4	各 寸 法	18.3	11.3	16	6.1	6.9
	T6	各 寸 法	26.7	24.6	10	12.1	13.4
	溶 接	各 寸 法	17.9	11.3	—	6.1	6.9
Alcan 74S (X7004)	T4A	9.5以上	29.5	18.3	10	9.9	11.1
	T6A	9.5以上	33.0	28.1	8	15.0	16.5
	T6	各 寸 法	33.0	28.1	8	15.0	16.5
	溶 接	各 寸 法	28.1	16.9	—	9.1	10.2

第23表 Alcan 50S, B51S, B53S, D54S, 57S, 65S
の疲労強度⁹⁴⁾

溶 接 条 件	疲労強度(10 ⁷ 回), kg/mm ²
母材の応力:	
製 出 の ま ま	5.6
突合せ溶接 (余盛あり) および長手方向連続すみ肉溶接	2.1
横方向すみ肉溶接	1.4
ステッチ溶接および他の不連続溶接部	1.1
すみ肉溶接部の応力:	
連 続 溶 接	1.4
不 連 続 溶 接	1.1

(1) 繰返回数 10⁷ で破壊しない応力振幅である。この値は耐力の60%までの最大応力にたえる。

(2) 余盛の良好でないもの、または凹型の角などは疲労強度をこれよりも低くとする。

- 8) Modern Metals, 15-1 (1959-2), 40
- 9) R. T. Myer, D. R. Cheyney : Material in Desig. Eng., 50-1 (1959-7), 91
- 10) たとえば前出 6), また, 寺井, 杉山, 福井: 本誌, 6-4(1965-10), 302
- 11) C. H. Crane, W. G. Smith : Weld. J., 40-1 (1961-1), 33s
- 12) I. B. Robinson, F. R. Collins : Weld. J., 41-5 (1962-5), 221s
- 13) F. R. Collins : Weld. J., 41-8 (1962-8), 338s
- 14) Modern Metals, 17-2 (1961-3), 32
- 15) 寺井, 杉山, 福井 : 本誌, 6-4 (1965-10), 332
- 16) たとえば, 2014, 7075 合金について 繰返回数 5×10⁹ までの試験がある。L. Mori, P. Dettin : Alluminio, 32-1 (1963-1), 3
- 17) 深井, 竹内: 本誌, 1-1 (1960-1), 235; 竹内, 田中: 本誌, 2-4 (1961-10) 350; 5-4 (1964-10), 355 などより引用。
- 18) 深井, 竹内: 材料試験, 7-61 (1958-10), 527
- 19) 深井, 竹内; 本誌, 6-1 (1965-1), 21
- 20) 五十嵐, 深井: 機論, 5-20 (1939), I-3
- 21) C. Panseri, L. Mori: Alluminio, 33-5 (1964-5), 233
- 22) 深井: 未公表
- 23) 五十嵐, 深井: 住友金属研報, 5-2 (1934-3), 186
- 24) たとえば, H. J. Grover : ASTM Proc., 50 (1950), 717
- 25) ALCOA 社: ALCOA Structural handbook, (1960), 84
- 26) F. M. Howell, J. L. Miller: ASTM Proc., 55 (1955), 955
- 27) G. Forrest : Sheet Metal Ind., 34-367 (1957-11), 831
- 28) B. J. Lazan, A. A. Blatherwick: ASTM Proc., 53 (1953), 856
- 29) D. Resenthal, G. Sines : ASTM Proc., 51 (1951), 593
- 30) G. A. Butz, J. O. Lyst : Material Research & Std., 1-12 (1961-12), 951
- 31) 大橋, 村山: 機論, 22-123 (1956-11), 845
- 32) 竹内, 本間: 日金誌, 22-1 (1958-1), 14
- 33) 深井, 竹内: 本誌, 3-2 (1962-4), 140
- 34) 深井: 日金誌, 7-10 (1943-10), 458

- 35) G. W. Stickely : ASTM Proc., **60** (1960), 577
36) 竹内 : 未公表
37) 五十嵐, 深井 : 機論, **6-22** (1940-2), I, 20
38) 西原, 村瀬 : 機論, **17-61** (1951), 107
39) 深井 : 材料試験, **6-45** (1957-6), 397
40) W. J. Harris : Aircraft Eng., **31-12** (1952-12), 352
41) L. Mori : Alluminio, **30-4** (1961-4), 175
42) 主として竹内 : 住友金属, **8-1** (1956-1), 24
43) N. P. Inglis, E. C. Lark : Inst. Metal J., **83** (1954-55), 117
44) H. J. Gough, D. G. Sopwith : Iron & Steel Inst., **127-I** (1933), 301
45) H. G. Cole, R. J. M. Payer : Metallurgia, **66-393** (1962-7), 11
46) H. J. Gough, D. G. Sopwith : Inst. Metal J., **49-II** (1932), 93; **56-I** (1935), 55; **74** (1946), 415
47) T. Broon, A. Nicholson : Inst. Metal J., **89** (1960-61), 183
48) J. A. Bennet : Acta Metall., **11-6** (1963-6), 799
49) J. A. Bennet : Material Research & Std., **3-6** (1963-6), 480
50) P. L. Teed : The Influence of Metallographic Structure of Fatigue, (1952)
51) R. L. Templin : ASTM Proc., **54** (1954), 641
52) G. V. Bennet : Metal Prog., **72-6** (1957-12), 102
53) 深井, 竹内 : 本誌, **1-4** (1960-10), 235
54) C. Panseri, F. Gatto : Alluminio, **26-3** (1957-3), 101
55) 竹内, 田中 : 本誌, **2-4** (1961-10), 350; **3-3** (1962-7), 287
56) 深井, 竹内 : 本誌, **2-3** (1961-7), 216
57) J. L. Waisman 他 2 名 : Nondest. Test., **16-6** (1958-11~12), 477
58) 深井, 竹内 : 本誌, **3-1** (1962-1), 63
59) 深井, 竹内 : 材料, **14-142** (1965-7), 564
60) たとえば, P. L. Thorpe 他 2 名 : Inst. Metal J., **77** (1950) 111; 深井, 竹内, 田中 : 機誌, **68-562** (1965-11), 1615
61) K. Wellinger, A. Hofman : Z. Metallk., **39-8** (1948-8), 233
62) R. P. Newman : Brit. Weld. J., **6-7** (1959-7), 324
63) ALCAN社, Al. Lab., Dr. Sutherland より入手
64) 竹内, 杉山 : 未公表
65) E. C. Hartman 他 2 名 : Weld. J., **33** (1954), 21s
66) H. Walser : Brit. Weld. J., **7** (1960), 250; 後出 82) より引用
67) 船舶用軽金属委員会 : 耐食アルミニウム合金溶接用線材の研究, (1964)
68) H. Mindlin : Weld. J., **42-6** (1963-6), 276s
69) I. L. Stern 他 2 名 : Weld. J., **39-10** (1960-10), 424s
70) D. F. Adams, W. O. Dinsdale : Brit. Weld. J., **9-10** (1962-10), 559
71) J. Koziarski : Weld. J., **34** (1955), 466
72) A. Matting, G. Jacoby : Aluminium, **38-5** (1962-5), 309
73) J. L. Wood : Brit. Weld. J., **7-5** (1960-5), 365
74) W. O. Dinsdale : Brit. Weld. J., **11** (1964), 233
75) 船舶用軽金属委員会 : 軽金属溶接, No.23, (1964-11), 20
76) 多田, 今井, 中村 : 溶接技術, **8-10** (1960-10), 730
77) W. O. Dinsdale, J. G. Young : Brit. Weld. J., **9-8** (1962-8), 482
78) W. O. Dinsdale, J. G. Young : Brit. Weld. J., **11-5** (1964-5), 229
79) W. O. Dinsdale : Brit. Weld. J., **11-5** (1964-5), 238
80) K. W. Gunn, R. McLester : Brit. Weld. J., **7-3** (1960-3), 201
81) K. W. Gunn, R. McLester : Brit. Weld. J., **9-12** (1962-12), 634
82) J. E. Tomplinson, J. L. Wood : Brit. Weld. J., **7-3** (1960-4), 250
83) T. R. Gurney : Brit. Weld. J., **9-2** (1962-2), 90
84) G. E. Nordmark : Metal Prog., **84-5** (1963-11), 84
85) 鈴木, 村瀬 : 溶接学会誌, **29-5** (1960-5), 413
86) 鈴木, 中村 : 溶接技術, **8-10** (1960-10), 724
87) たとえば, W. Gilde : 溶接学会誌, **34-9** (1965-9), 868 (益本, 岩田訳)
88) J. Weller, R. Weissgerber : Aluminium, **40-12** (1964-12), 760
89) R. J. Durham : (H. Nielsen) Aluminium, **37-12** (1961-12), 802 より引用, または, R. McLester : Al. Lab. Ltd., Fatigue Properties of Welded Joint in Aluminium (1962)
90) J. Mercier : Rev. de L'aluminium, **39e**, (1962), 193
91) 宮本, 外 4 名 : 日立評論, **45-12** (1963-12), 2062
92) 軽金属協会規格 LIS, SW1 (1964), アルミニウムおよびアルミニウム合金を用いた圧力容器, 貯蔵タンク類の許容応力基準, (適用材料は JIS H4101 および H4104 の軟質, またはこれと同等材)
93) A. Newman : Aluminium, **38-1** (1962-1), 31
94) ALCAN 社 : Strength of Aluminium (1965-6)
95) たとえば, 小林 : 本誌, **1-2** (1960-4), 59; **2-1** (1961-1), 87; **2-4** (1961-10), 334; 前出の 15) など。

加工性良好な Al-Zn-Mg 系合金管およびその溶接性

寺井 士郎 杉山 禎彦 馬場 義雄 福井 利安

住友軽金属工業株式会社

加工性良好な Al-Zn-Mg 系合金管およびその溶接性

寺井 士郎* 杉山 禎彦** 馬場 義雄** 福井 利安**

1. はじめに

構造物の軽量化のために Al-Mg 系合金をはじめとして種々のアルミニウム合金が使用されているが、近年溶接構造材として Al-Zn-Mg 系合金が脚光を浴びるようになってきた。

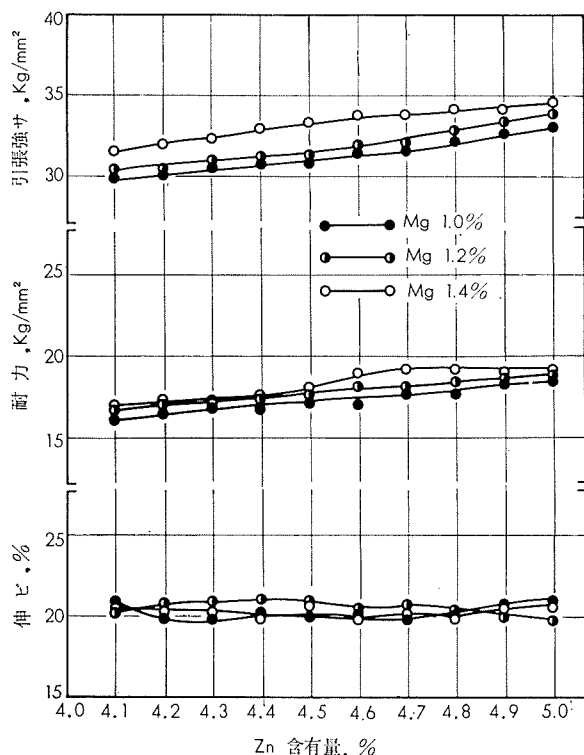
本系合金は強度と耐食性に優れ、しかも溶接後室温に放置するのみで、溶接時一旦軟化した熱影響部の強度が再び回復する特徴を有している¹⁾ので溶接材として適している。溶加材としては、Al-Mg 系の 5356 あるいは 5556 合金を用いることにより溶接時の割れは防止できるが、最近溶接後の強度を考慮して割れ傾向の少ない Al-Zn-Mg 系の溶加材も開発されている^{2),3)}。一方この系合金は他の高力アルミニウム合金と比較して加工性が良好であり、したがって複雑な押出型材あるいは中空管としての利用が考えられる。これまで Al-Zn-Mg 系合金の溶接性などの各種データは主として板材によるものが多く、管材としてはほとんど調査がなされていない現状である。

本報はとくに管材料として Al-Zn-Mg 系合金を利用する場合について、その合金組成と押出し加工性、強度、耐食性および溶接性等を検討した結果である。

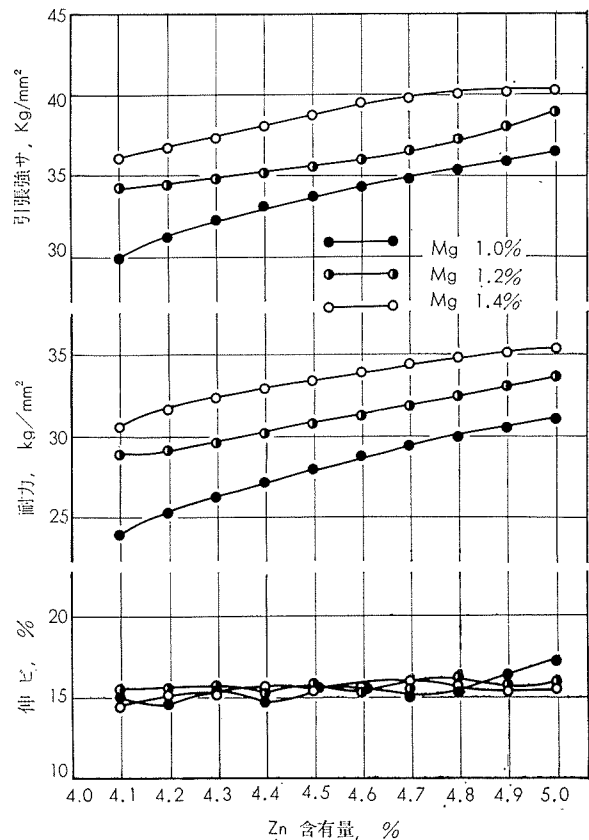
2. 管の製造に適した成分範囲

管材料として強度の面からのみ考慮すれば、Zn と Mg の含有量の多いほど好ましいことはいうまでもないが、この系合金でしばしば問題となる応力腐食割れ性を考慮し、また優れた押出し加工性を生かすためには、成分範囲にかなり厳格な制限を加えなければならない。

通常各工場で使用されている 2000ton 油圧プレスを用いて組合せダイス (Mandrel-type-die に対比して用いられるもので、たとえば Port-hole-die, Spider-die, Pull-away-bridge-type-die) で中空管を押出す場合、Mg 含有量が 1.5wt% 以上になるとかなり困難である。一方 Al-Zn-Mg 合金の強度は Mg 含有量が 1 wt% 未満では成分のバラッキによる変動が著しく、したがって製造工程の管理が難しくなる。そこで Zn 4~5 wt%, Mg 1.0~1.4 wt% の範囲で、管材としての Al-Zn-Mg 系合金の最適成分を検討した。第 1 図には T 4 処理材の機械的性質、第 2 図には T 6 処理材の機械的性質の検討結果を示し、第 3 図には応力腐食割れ試験結果を示した。これから最適成分として Zn 4.2 wt%, Mg 1.2 wt% を決定した。



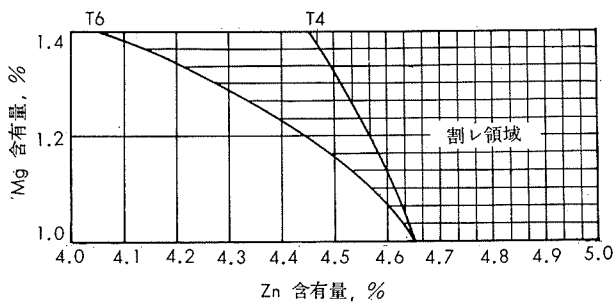
第 1 図 Al-Zn-Mg 系合金の機械的性質
T4 処理 (465°C 水冷・30 日間常温時効)



第 2 図 Al-Zn-Mg 系合金の機械的性質
T6 処理 (465°C 水冷・7 日間常温時効後 120°C × 48hr 焼戻し)

* 研究部 工学博士

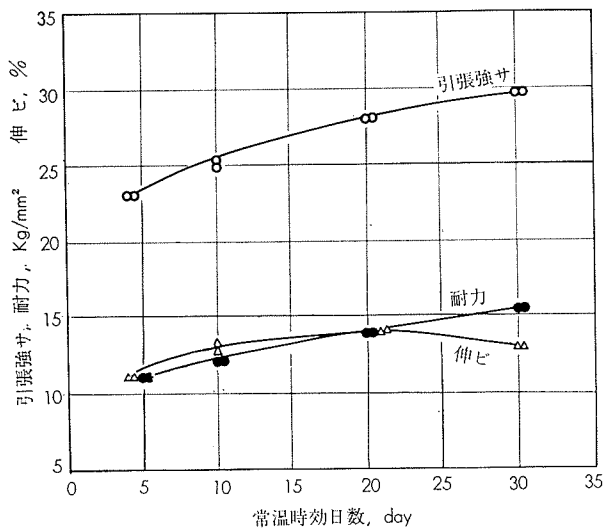
** 研究部



第3図 Al-Zn-Mg 系合金板の応力腐食割れ試験結果
板厚 1mm, 内側曲げ半径 12.5mm 3%食塩水 100日間

3. 管 の 性 質

第1表に示した化学組成の合金鋳塊(外径8''φ)を460°Cで8hrの予備加熱後500°Cで外径113mmφ, 肉厚8.5mmの中空管に押出した。第4図に押出した管の常温時効性を示す。押出し4日後では引張強サ 23kg/mm², 耐力 11kg/mm² 程度であるが1ヶ月後には引張強サ 30kg/mm², 耐力 16kg/mm² 程度になる。第5図に押出し後5日間常温時効せる後, 120°Cで焼戻したものの機械



第4図 押出管の常温時効(20°C)による機械的性質の変化

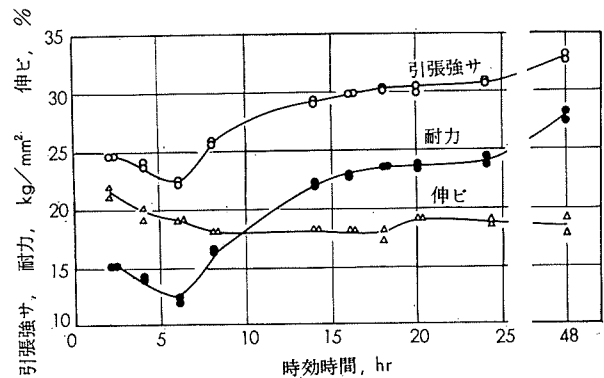
第1表 押出し管の化学成分

成 分	Cu	Fe	Si	Mn	Mg	Zn	Cr	Ti	Al
含有量, %	0.07	0.15	0.07	0.01	1.24	4.23	0.01	0.01	残

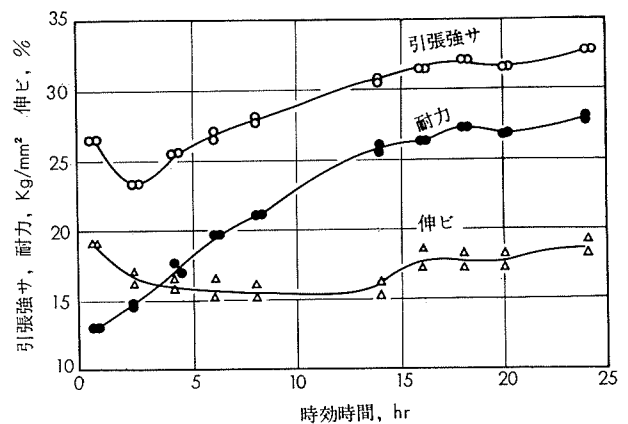
第2表 溶接試験に用いた押出し管の機械的性質

押出し管の質別	引張強サ, kg/mm ²	耐 力, kg/mm ²	伸 び, %
F (押出し後3ヵ月常温時効)	29.5	18	14
T4 (押出し後465°C 水冷・1ヵ月常温時効)	31.5	19.5	18
T6 (押出し後465°C 水冷・7日間常温時効後120°C×48hr 焼戻し)	32.5	26.5	17

的性質の変化を示す。焼戻し時間が6hrの頃に復元現象による軟化が見られるが, その後時間の増加とともに硬化し, 24hrでは引張強サ約31kg/mm², 48hrでは約33kg/mm²に達する。第6図は押出し後, 465°Cで溶体化処理し, 5日間の常温時効の後, 140°Cで焼戻したものの機械的性質の変化を示すが, 18hrで約32kg/mm², 24hrで約33kg/mm²の引張強サに達する。耐力はおおの27kg/mm², 28kg/mm²である。



第5図 押出管の高温時効による機械的性質の変化
押出まま・5日常温時効後120°Cで焼戻し



第6図 押出管の高温時効による機械的性質の変化
465°C水冷・5日常温時効後140°C焼戻し

4. 管 の 溶 接 性

溶接に用いた管の質別はF材、T4材およびT6材の三種である。おのおのの溶接時での機械的性質を第2表に示す。用いた溶添加材は Al-4%Zn-2%Mg-0.3%Mn-0.2%Zr (以後 AlZnMg と記す) および 5356 の二種類である。溶接はいずれも TIG 溶接および MIG 溶接であり、そのおのおのの溶接条件を第3表および第4表に示す。

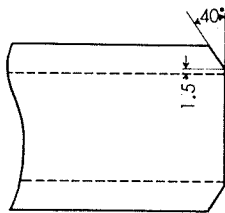
第3表 TIG 溶接条件

ルート間隔, mm	パス数	電 流, A	速 度, cm/min	電 極 径, mm	ガス流量, l/min	ノズル	備 考
0	1	260-290	13	4.8	12	No.12	異 当 な し
	2	"	17				

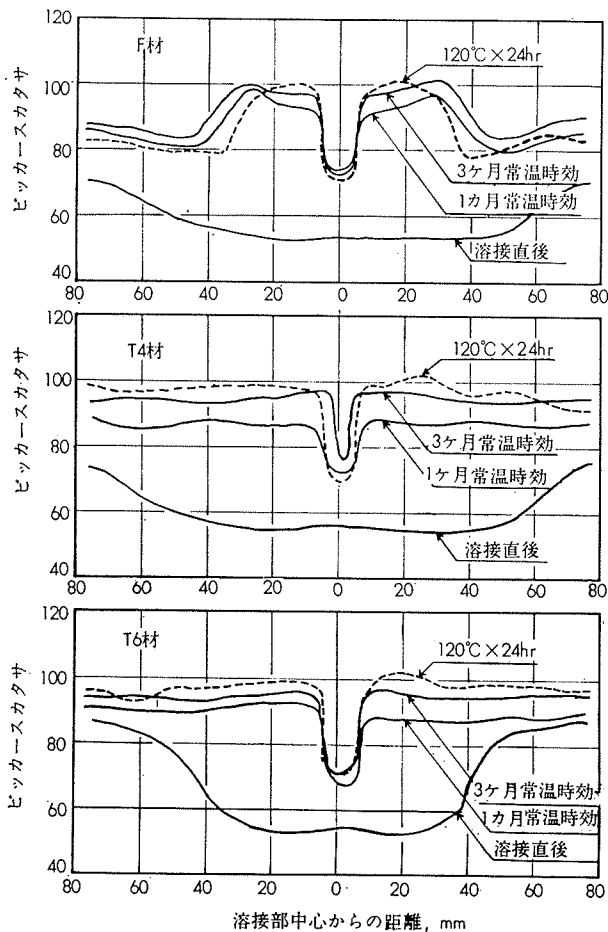
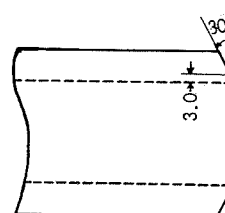
第4表 MIG 溶接条件

ルート間隔, mm	パス数	電 流, A	電 圧, V	速 度, cm/min	ガス流量, l/min	ノズル	備 考
1.0-1.5	1	240	26	30	25	No. 10	溝付き異当あり
	2	240~250	27	22			

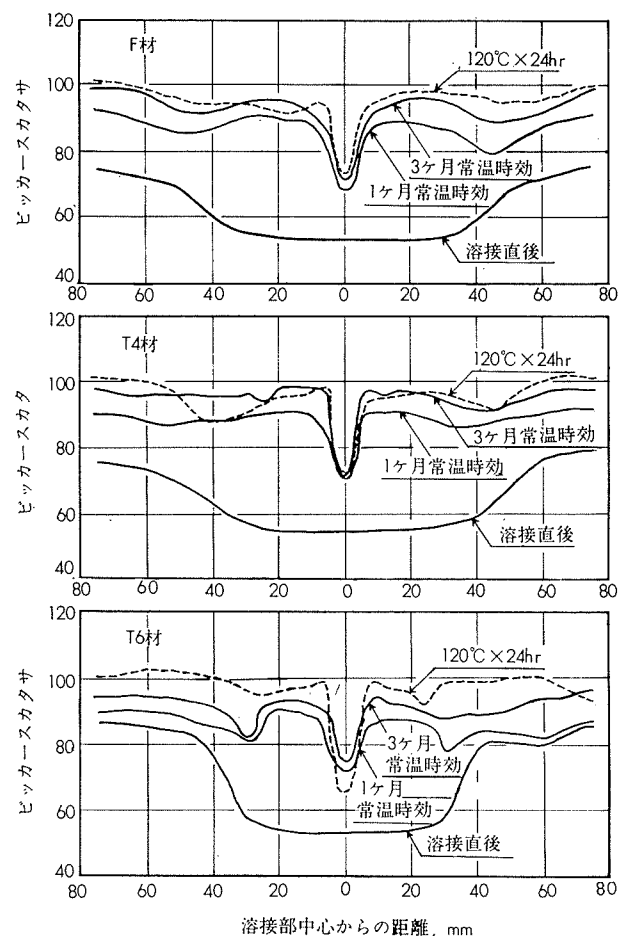
第3表 開先形状



第4表 開先形状



第7図 TIG溶接材のカタサ分布 (溶添加材: 5356)



第8図 MIG溶接材のカタサ分布 (溶添加材: 5356)

表によれば強度にはかなりのバラツキが見られるが、F材およびT 4材では溶接法、溶加材の種類および余盛の有無に関係なく引張強さは常温時効時間が増すに従い大きくなる。たとえばT 4材をAlZnMg溶加材でTIG溶接した場合の余盛のままの溶接部の継手効率は溶接後1ヶ月の常温時効で約100%、また3ヶ月の常温では約106%となり、母材とほぼ同等の引張強さになる。同様に耐力も増加するが、耐力の増加は常温時効によるよりも、溶接後に焼戻し処理を行った方がやや大きい。

一方T 6材の溶接部については、溶接法および余盛の有無にほとんど関係なく、溶接後の常温時効で引張強さはほぼ母材と同程度にまで回復するが、耐力は溶接後3ヶ月の常温時効ででも引張強さほどに回復せず母材に比べると比較的低い。

溶接法について比較すると、実験当初には溶接部への熱入力の方でMIG法が有利と思われたが、結果的には少なくともT 4およびT 6材については明らかな差異はなく、むしろTIG法による方が高い強度を示すものもある。ただF材についてはTIG法によるよりMIG法による方が結果が良かった。これらの結果は質別の異なる母材の冶金的な検討とともに、とくに今回のパイプのように比較的肉厚の

厚いものでは二層あるいはそれ以上の多層溶接による複雑な熱影響部に対してもさらに検討しなければならない。

溶接部の余盛の影響についてみると、余盛のままの試験片はすべて母材で破断し、一方余盛を削除した試験片では母材あるいは溶接金属で破断した。本合金のようにZnおよびMg含有量が比較的低い材料では、母材自体の強度が低いので5356や5556を用いても溶接部の強度はAlZnMgの溶加材を用いたものと比べてあまり差異がないと思われる。とくに余盛のままで使用する時は、あえて共材系の溶加材を用いなくてもよい。

なお第5表、第6表および第7表にも示すごとく、引張試験時の破断が、母材熱影響部で生じているものが多くあるが、大部分標点距離外であり、したがってこれらの表に示す耐力および伸びは参考値程度である。もし溶接部の耐力や伸びが重視される場合には、さらに試験片について検討しなければならない。

次に第7図および第8図にTIG溶接材およびMIG溶接材のカタサ分布を示す。F材でとくに熱影響が著しい。なお参考のために写真1および写真2にTIGおよびMIG溶接部の肉眼組織を示す。

第 5 表 溶接後1ヵ月常温時効せるものの機械的性質

余 盛	溶 接 法	母 材 質 別	溶 加 材	引張強さ, kg/mm ²	耐 力, kg/mm ²	伸 び %	継手効率, %	破断位置
余 盛 の ま ま	T I G 溶 接	F	AlZnMg	21.3	19.1	2	82.4	P (37)
			5353	21.9	19.1	3	81.4	P (37)
		T 4	AlZnMg	31.7	18.5	12	100.7	P (33)
			5353	31.9	17.0	14	101.3	P (37)
		T 6	AlZnMg	31.5	18.1	14	96.8	P (32)
			5356	31.6	17.7	15	97.3	P (36)
	M I G 溶 接	F	AlZnMg	31.1	20.2	10	105.4	P (37)
			5356	31.4	18.9	8	106.4	P (37)
		T 4	AlZnMg	30.9	16.7	13	98.0	P (34)
			5356	31.4	16.2	21	99.7	P (27)
		T 6	AlZnMg	26.9	16.9	6	88.9	P (35)
			5356	28.1	17.2	7	86.5	P (35)
余 盛 削 除	T I G 溶 接	F	AlZnMg	26.8	17.9	4	90.8	P (41)
			5356	25.9	17.2	4	87.8	P (40)
		T 4	AlZnMg	28.4	17.6	9	90.0	W
			5356	24.1	16.3	6	76.5	W
		T 6	AlZnMg	31.0	17.5	14	95.2	P (27)
			5356	26.9	17.1	9	82.8	W
	M I G 溶 接	F	AlZnMg	29.2	19.4	9	99.0	W
			5356	29.5	18.0	10	100.0	W
		T 4	AlZnMg	29.8	16.9	13	94.6	W
			5356	29.3	16.6	14	93.0	W
		T 6	AlZnMg	27.4	16.7	9	83.7	P (32)
			5356	27.8	16.6	13	85.5	P (30)

- 1) Pは母材熱影響部での破断を示し()内の数字はビード中心よりの距離(mm)を示す。
- 2) Wは溶接金属での破断を示す。
- 3) 標点距離は50mm (JIS-12号)。
- 4) 標点距離外で破断した試験片の耐力および伸びは参考値とする。

第 6 表 溶接後 3 カ月常温時効せるものの機械的性質

余 盛	溶 接 法	母 材 質 別	溶 加 材	引張強さ, kg/mm ²	耐 力, kg/mm ²	伸 び, %	継手効率, %	破 断 位 置
余 盛 の ま ま	T I G 溶 接	F	AlZnMg	26.0	21.8	3	88.1	P (42)
			5356	30.7	20.0	7	104.1	P (48)
		T 4	AlZnMg	33.4	20.1	16	105.9	P (34)
			5356	33.9	18.5	17	107.5	P (37)
		T 6	AlZnMg	33.4	20.6	17	102.7	P (30)
			5356	32.7	18.6	16	100.5	P (35)
	M I G 溶 接	F	—	—	—	—	—	—
			—	—	—	—	—	—
		T 4	AlZnMg	31.2	18.6	10	99.0	P (32)
			5356	31.5	18.5	12	100.0	P (30)
		T 6	AlZnMg	29.0	18.6	9	89.2	P (32)
			5356	28.5	18.4	12	87.7	P (35)
余 盛 削 除	T I G 溶 接	F	AlZnMg	26.8	20.8	2	90.8	P (44)
			5356	26.3	18.9	5	89.2	P (42)
		T 4	AlZnMg	33.4	19.4	19	106.0	P (35)
			5356	31.5	16.4	15	100.0	W
		T 6	AlZnMg	33.1	19.4	19	101.9	P (32)
			5356	30.3	17.0	12	93.3	W
	M I G 溶 接	F	AlZnMg	29.5	20.1	7	100.0	W
			5356	29.6	18.6	6	100.3	W
		T 4	AlZnMg	30.2	19.0	8	95.9	W
			5356	29.5	17.5	8	93.7	W
		T 6	AlZnMg	28.9	18.6	5	88.9	P (35)
			5356	29.3	17.7	15	90.1	P (35)

1) Pは母材熱影響部での破断を示し()内の数字はビード中心よりの距離(mm)を示す。

2) Wは溶接金属での破断を示す。

3) 標点距離は 50mm (JIS-12号)。

4) 標点距離外で破断した試験片の耐力および伸びは参考値とする。

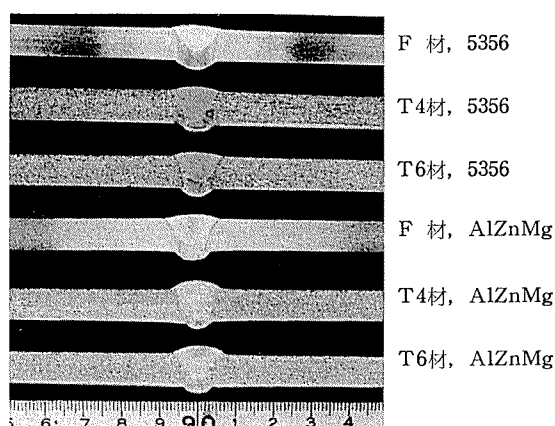


写真1 TIG溶接部の肉眼組織

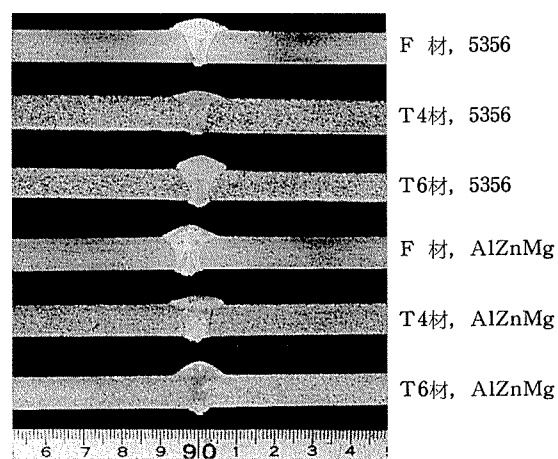


写真2 MIG溶接部の肉眼組織

第 7 表 溶接後 7 日間の常温時効の後, 120°C×24hr の焼戻しせるものの機械的性質

余 盛	溶 接 法	母 材 質 別	溶 加 材	引張強さ, kg/mm ²	耐 力, kg/mm ²	伸 び, %	継手効率, %	破 断 位 置
余 盛 の ま ま	T I G 溶 接	F	AlZnMg	28.4	23.7	3	103.9	P (35)
			5356	25.1	19.2	4	85.1	P (43)
		T 4	AlZnMg	31.1	22.1	10	98.8	P (34)
			5356	31.7	19.0	13	100.6	P (34)
		T 6	AlZnMg	31.9	24.6	9	98.2	P (34)
			5356	31.6	20.3	12	97.3	P (32)
	M I G 溶 接	F	—	—	—	—	—	—
			—	—	—	—	—	—
		T 4	AlZnMg	31.0	22.3	7	98.4	P (35)
			5356	31.8	19.5	11	101.0	P (22)
		T 6	AlZnMg	30.8	22.0	15	94.8	P (33)
			5356	31.4	19.7	10	96.6	P (35)
余 盛 削 除	T I G 溶 接	F	AlZnMg	26.3	23.9	3	89.2	P (35)
			5356	25.6	19.7	4	86.8	P (30)
		T 4	AlZnMg	30.6	21.4	16	98.6	P (33)
			5356	29.2	18.6	10	92.7	W
		T 6	AlZnMg	30.7	19.9	9	94.5	W
			5356	29.5	18.0	11	90.8	W
	M I G 溶 接	F	AlZnMg	30.5	22.5	16	103.4	P (27)
			5356	29.8	19.5	12	101.0	W
		T 4	AlZnMg	31.2	22.9	10	99.0	W
			5356	29.7	19.6	9	94.3	W
		T 6	AlZnMg	30.7	22.7	10	94.5	W
			5356	29.8	19.9	9	91.7	W

1) Pは母材熱影響部での破断を示し()内の数字はビード中心よりの距離(mm)を示す。

2) Wは溶接金属での破断を示す。

3) 標点距離は 50mm (JIS-12号)。

4) 標点距離外で破断した試験片の耐力および伸びは参考値とする。

5. お わ り に

以上種々検討した結果, 良好な押出し性を有し, 応力腐食割れも起さずかつ中程度の強度を得るには Zn 4.2 wt% および Mg 1.2 wt% が最適であることがわかった。また溶接強度についても管材料として十分な強さを有しており今後の実用が期待される。

溶加材については前述したごとく, 余盛削除でとくに高い強度が要求されない限り 5356 や 5556 で充分であろう。また耐力に関する要求が厳しくない限り, 溶接後焼戻しをする必要はない。

文 献

- 1) P. Brenner: Aluminium, 37 (1961), 633
- 2) J. H. Dudas: Weld. J., 44, [8], (1965), 358
- 3) 杉山, 馬場, 福井: 未発表
- 4) 杉山, 福井: 溶接学会昭和40年度秋季全国大会で発表

R66

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPOPTS Vol. 7 No. 1 January 1966

アルミニウム合金棒の座屈強サ

竹 内 勝 治 中 村 授

住友軽金属工業株式会社

TECHNICAL DATA SHEET (7-1.1)

アルミニウム合金棒の座屈強サ

竹内 勝治* 中村 授**

構造部材として使用されるアルミニウム合金円形断面真直棒について、その圧縮性質および軸心圧縮荷重を受けた場合の座屈強サを測定し、圧縮性質から座屈強サの推定を試みた。

1. 実験方法

1.1 圧縮試験 実験は ASTM E9-52T にしたがって製作した装置(写真1参照)をアムスラー型引張試験機に設置して行ない、試験片の寸法は直径18mm、長さ75mm、標点距離50mmとした。ヒズミの測定はマルテンス伸ビ計(倍率500)を用いて行なった。

1.2 座屈試験 1) 両端回転および両端固定(平押)の座屈試験ができる装置を製作して実験に供し、写真2に前者の実験を行なっている場合を掲げた。なお、圧縮荷重の偏心をさけるため、調心装置を用いて試験片の取付けには十分注意をした。回転部は直径10および25.4mm鋼球を荷重の大きさにより使いわけ、鋼球と球面座との間にはグラファイト・グリースを塗布して回転抵抗をできるだけ小さくした。両端固定の場合は回転部を取りはずし、平行円板を用いた。

2. 圧縮性質から座屈強サの推定

弾性座屈および塑性座屈はそれぞれ(1)および(2)式にしたがうものとする。(2)式は ENGESSER の tangent modulus theory²⁾ によるもので、他の式もあるが、本実験では塑性座屈の式として(2)式を実験値との比較に用いた。

$$\sigma_c = \frac{\pi^2 E}{(kl/r)^2} = \frac{\pi^2 E}{\lambda^2} \dots\dots\dots (1)$$

$$\sigma_c = \frac{\pi^2 E_t}{(kl/r)^2} = \frac{\pi^2 E_t}{\lambda^2} \dots\dots\dots (2)$$

ここに σ_c : 座屈応力, kg/mm²

E: 縦弾性係数, kg/mm²

E_t : 接線塑性係数(= $d\sigma/d\epsilon$), kg/mm²

l: 座屈長さ, mm

kl: 有効長さ, mm, 両端固定のとき k=0.5

両端回転のとき k=1

r: 回転半径, mm

λ : 細長比

である。

圧縮試験で求めた、応力-ヒズミ (σ - ϵ) 線図から縦弾性係数 E, 接線塑性係数 E_t を算出し、(1)および(2)式によって座屈応力-細長比 (σ_c - λ) 線図が推定できる。

3. 実験結果

実験は高力アルミニウム合金 2014-T6, 2017-T4, 2024-T4, 7075-T6, および耐食アルミニウム合金 5052-F, -O, 5083-F, 6061-T4, -T6, 6063-F, -T4, -T6の計8合金12質別について行なった。なお、一般構造用圧延鋼材 SS41 についても比較のため実験した。

σ - ϵ 曲線および σ_c - λ 曲線は次頁以下に材質別にそれぞれ掲げ、前者は引張りの場合を、後者は推定値と実験結果をいずれもあわせて図示した。なお、比例限は応力-ヒズミ関係を両対数方眼紙上にのせ、最初の折点をもって便宜的に定めたものである。

以上の結果からみると、圧縮性質から(1)および(2)式によって求めた座屈強サは実験値とかなりよく一致することがわかる。

文 献

- 1) 長柱研究委員会: 弾性安定要覧(改訂)(1961), コロナ社
- 2) たとえば F. Bleich: Buckling Strength of Metal Structures (1952), McGraw Hill

*研究部 工学博士 **研究部



TECHNICAL DATA SHEET (7-1.2)

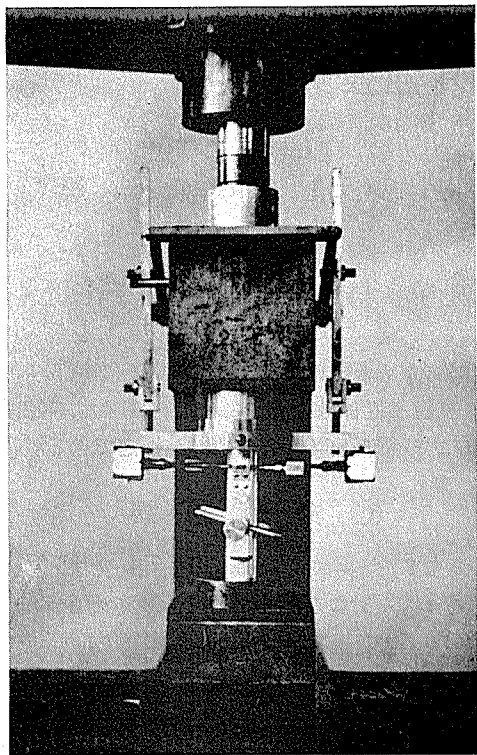


写真1 圧縮試験装置

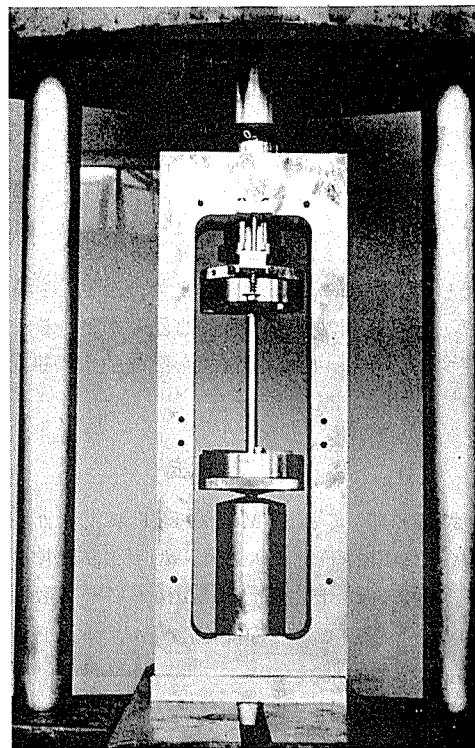
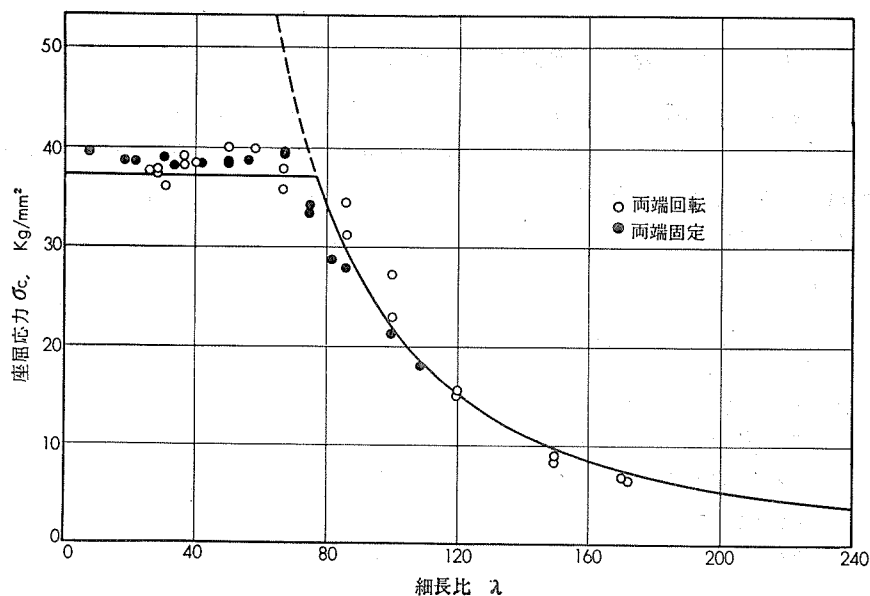
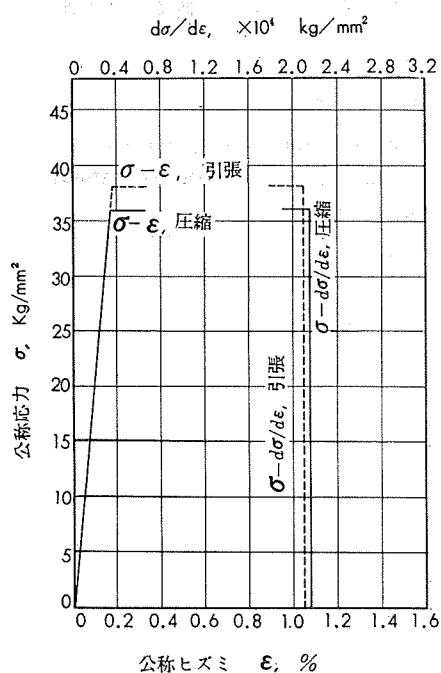


写真2 座屈試験装置

材 質	圧 縮 性 質		引 張 性 質			
	下降伏点, kg/mm ²	縦弾性係数, kg/mm ²	下降伏点, kg/mm ²	引張強さ, kg/mm ²	伸 び, %	縦弾性係数, kg/mm ²
S S 4 1	37.1	21950	38.0	48.3	37	21300



第1図 一般構造用圧延鋼材 SS 41

(昭和41年1月)



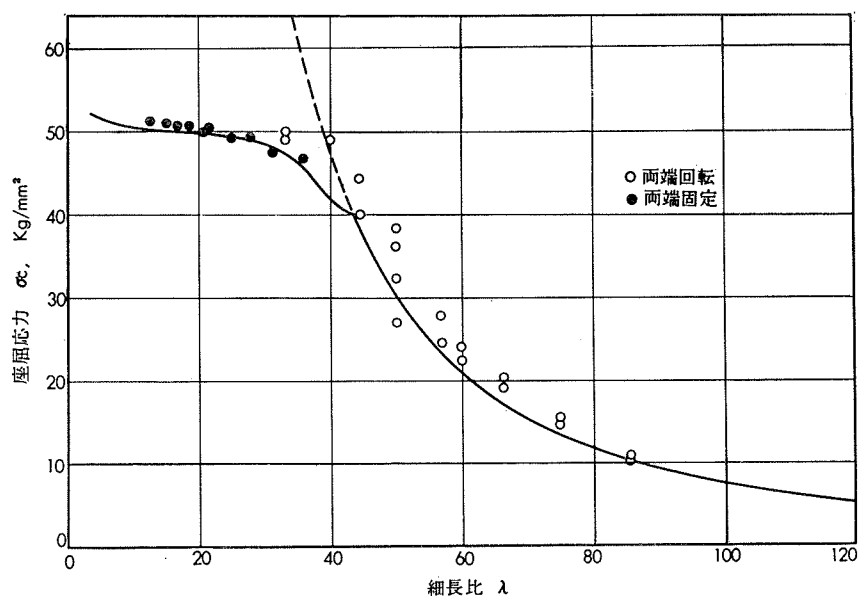
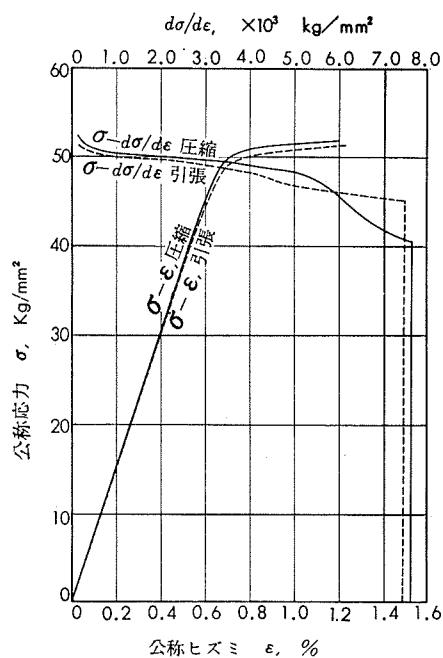
住友軽金属工業株式会社

研究部

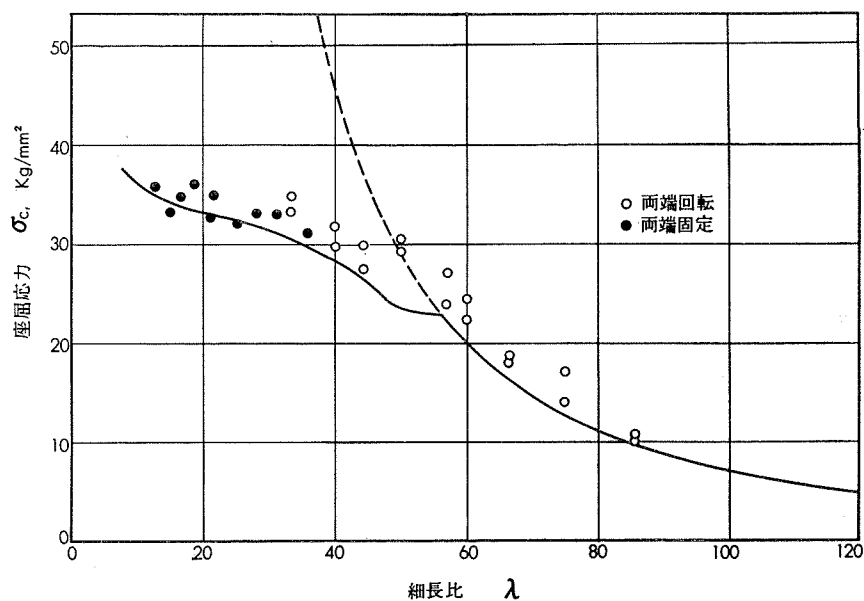
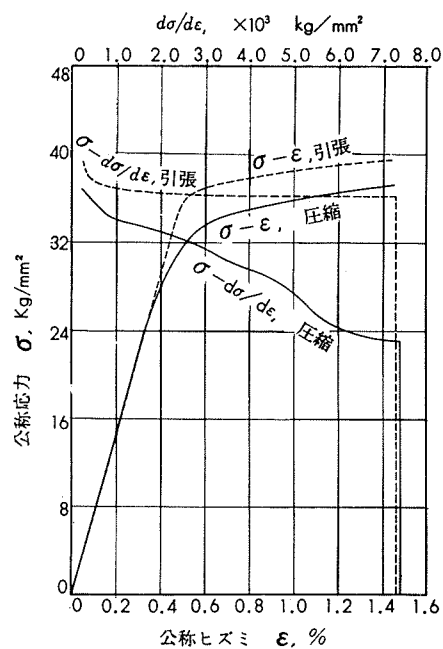
竹内勝治
中村 授

TECHNICAL DATA SHEET (7-1.3)

材 質	圧 縮 性 質			引 張 性 質				
	比 例 限, kg/mm ²	耐 力, kg/mm ²	縦弾性係数, kg/mm ²	比 例 限, kg/mm ²	耐 力, kg/mm ²	引張強さ, kg/mm ²	伸 び, %	縦弾性係数, kg/mm ²
2014-T6	40.5	51.0	7600	45.0	50.3	54.5	12	7450
2017-T4	23.0	34.1	7450	36.0	37.3	51.5	14	7300



第2図 高力アルミニウム合金 2014-T6



第3図 高力アルミニウム合金 2017-T4

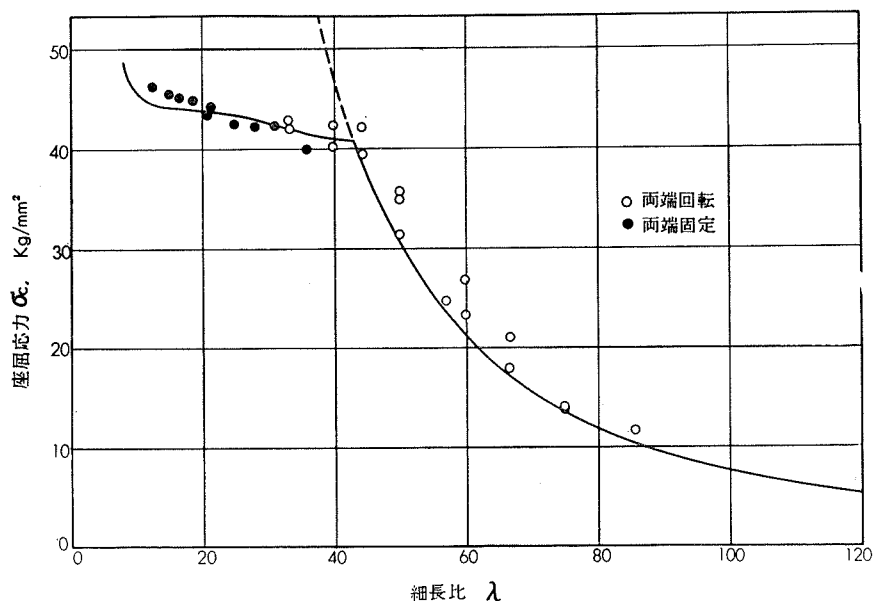
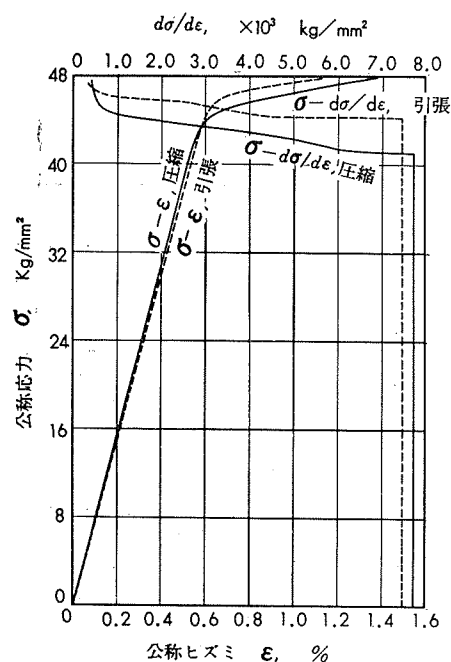
(昭和41年1月)

住友軽金属工業株式会社

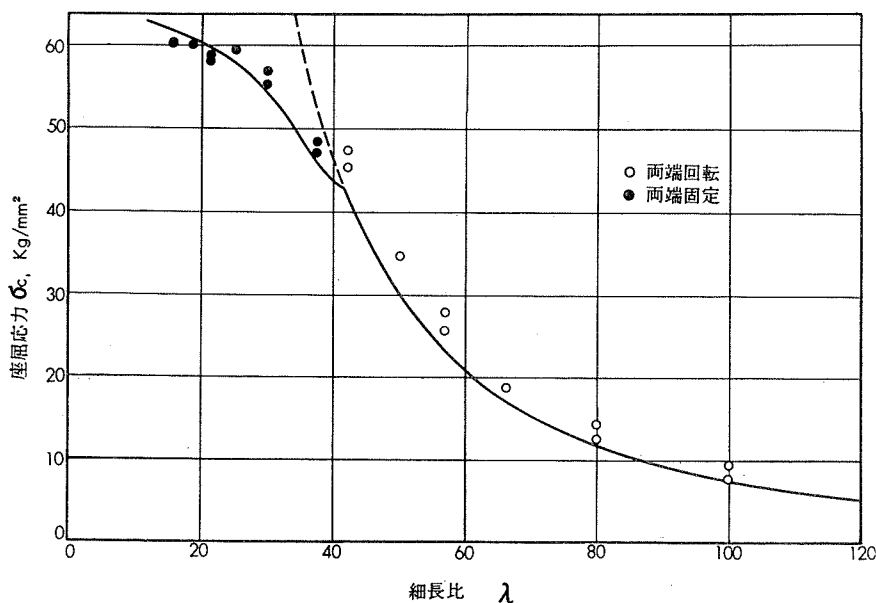
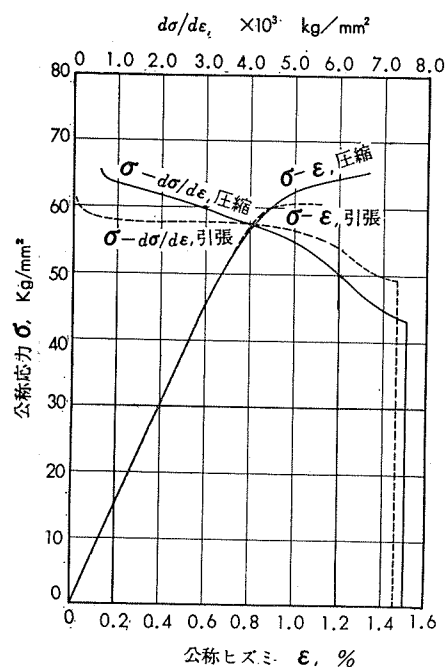
竹内勝治
研究部
中村 授

TECHNICAL DATA SHEET (7-1.4)

材 質	圧 縮 性 質			引 張 性 質				
	比 例 限, kg/mm ²	耐 力, kg/mm ²	縦弾性係数, kg/mm ²	比 例 限, kg/mm ²	耐 力, kg/mm ²	引張強さ, kg/mm ²	伸 び, %	縦弾性係数, kg/mm ²
2024-T4	41.0	45.4	7600	44.0	46.7	60.2	14	7400
7075-T6	43.0	62.5	7550	49.0	60.0	66.8	10	7300



第4図 高力アルミニウム合金 2024-T4



第5図 高力アルミニウム合金 7075-T6

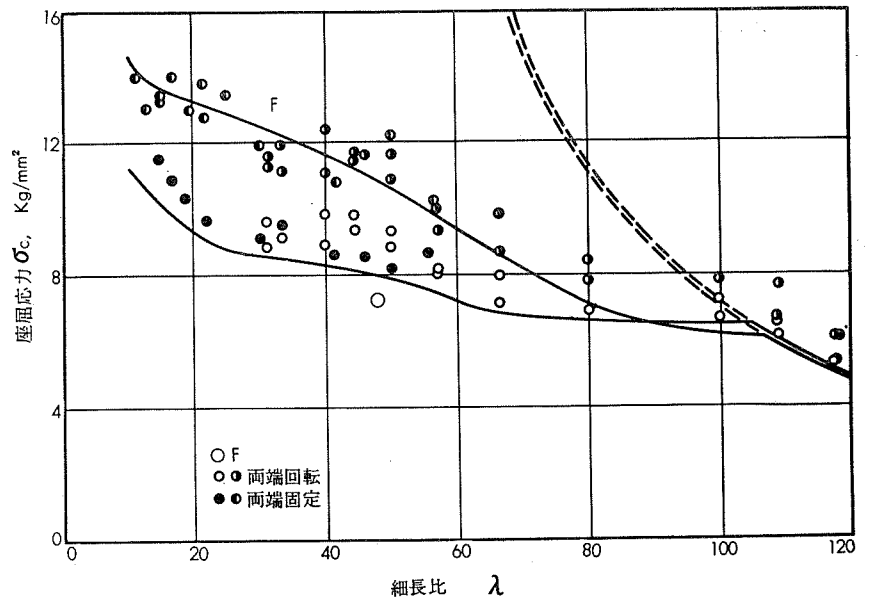
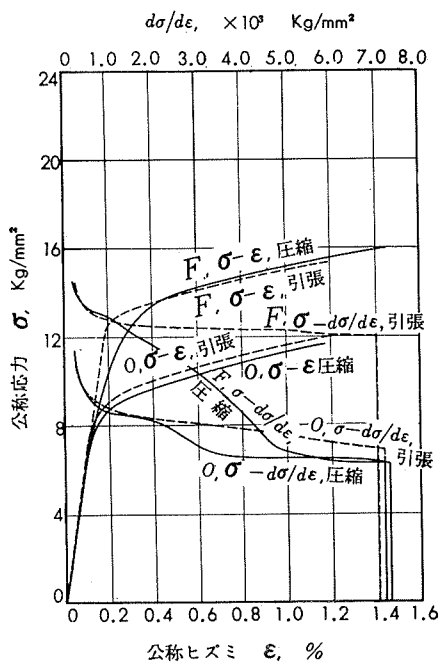
(昭和41年1月)

 住友軽金属工業株式会社

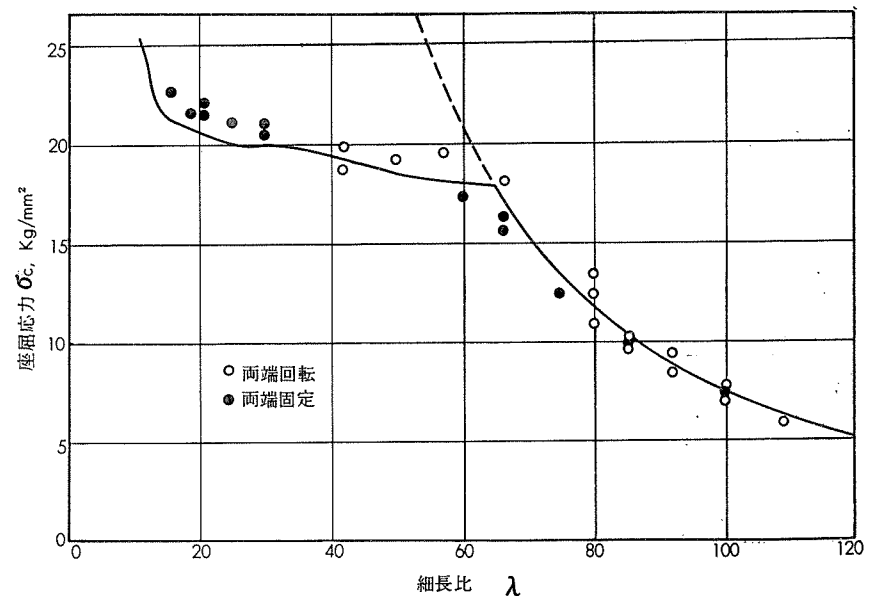
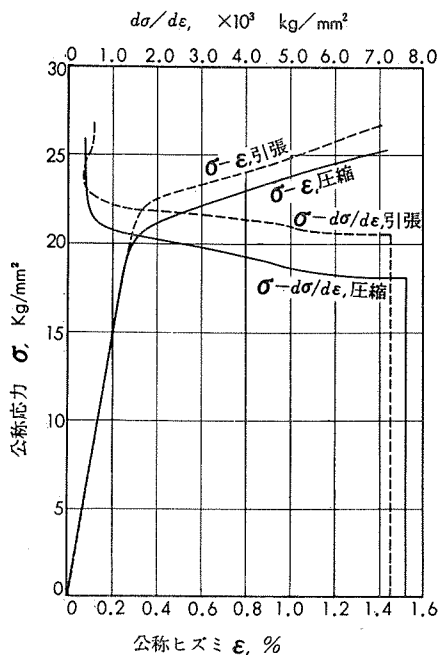
研究部 竹内勝治
中村 授

TECHNICAL DATA SHEET (7-1.5)

材 質	圧 縮 性 質			引 張 性 質				
	比 例 限, kg/mm ²	耐 力, kg/mm ²	縦弾性係数, kg/mm ²	比 例 限, kg/mm ²	耐 力, kg/mm ²	引張強さ, kg/mm ²	伸 び, %	縦弾性係数, kg/mm ²
5052-F	6.2	13.4	7150	11.9	13.6	23.5	27	7000
5052-O	6.6	9.4	7250	6.9	9.8	20.5	31	7150
5083-F	18.0	21.6	7600	20.5	22.9	36.8	16	7250



第6図 耐食アルミニウム合金 5052-F,-O



第7図 耐食アルミニウム合金 5083-F

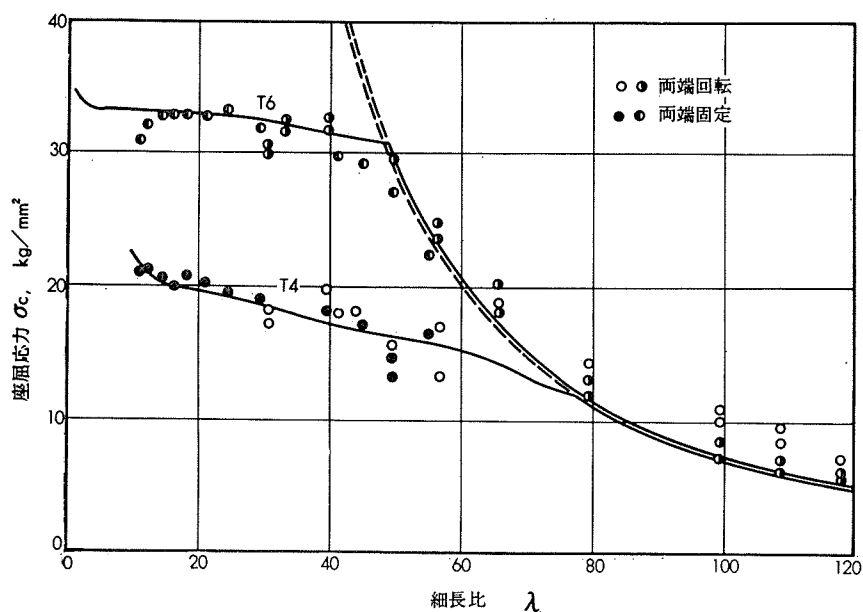
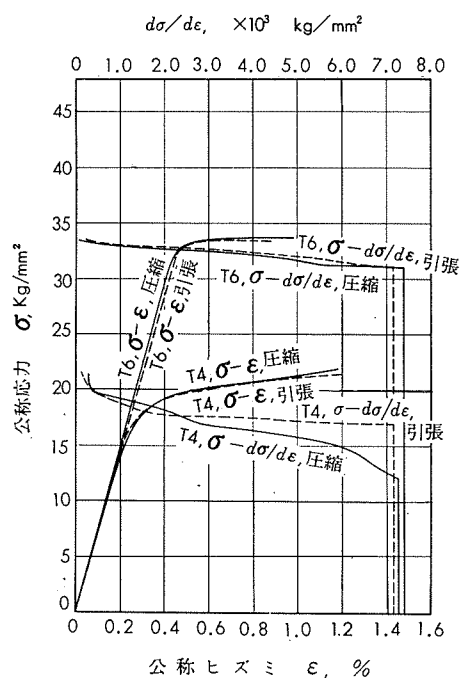
(昭和41年1月)

住友軽金属工業株式会社

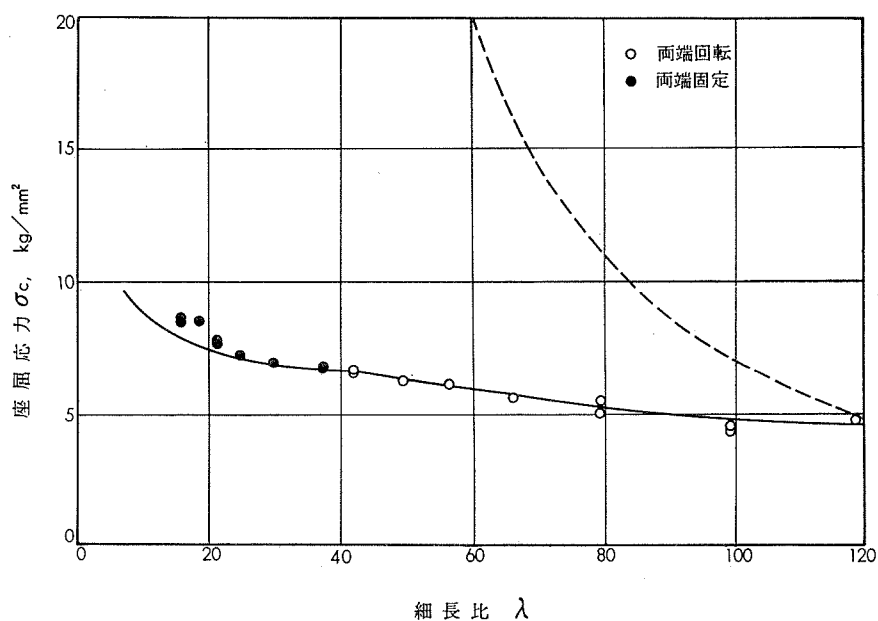
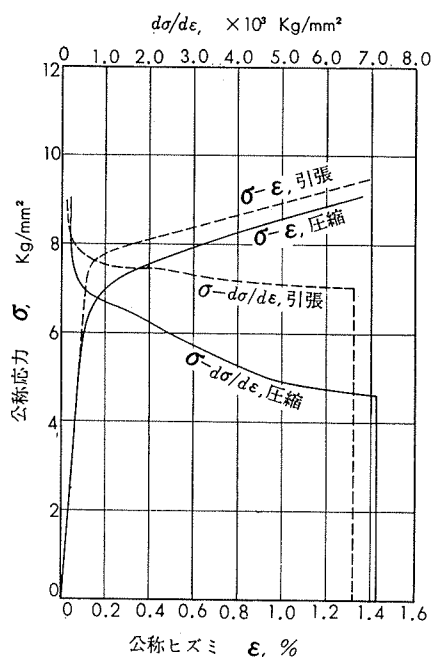
竹内勝治
研究部
中村 授

TECHNICAL DATA SHEET (7-1.6)

材 質	圧 縮 性 質			引 張 性 質				
	比 例 限, kg/mm ²	耐 力, kg/mm ²	縦弾性係数, kg/mm ²	比 例 限, kg/mm ²	耐 力, kg/mm ²	引張強さ, kg/mm ²	伸 び, %	縦弾性係数, kg/mm ²
6061-T4	12.0	19.8	7250	17.0	19.6	32.9	18	7150
6061-T6	31.0	33.4	7400	31.0	33.3	36.2	16	7150
6063-F	4.6	7.0	7150	7.0	8.0	14.3	33	6600



第8図 耐食アルミニウム合金 6061-T4,T6



第9図 耐食アルミニウム合金 6063-F

(昭和41年1月)



住友軽金属工業株式会社

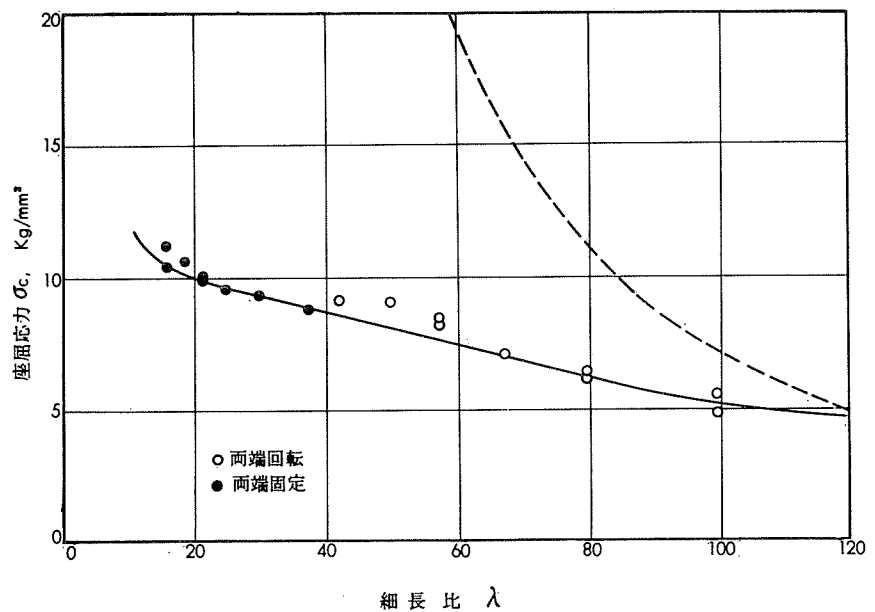
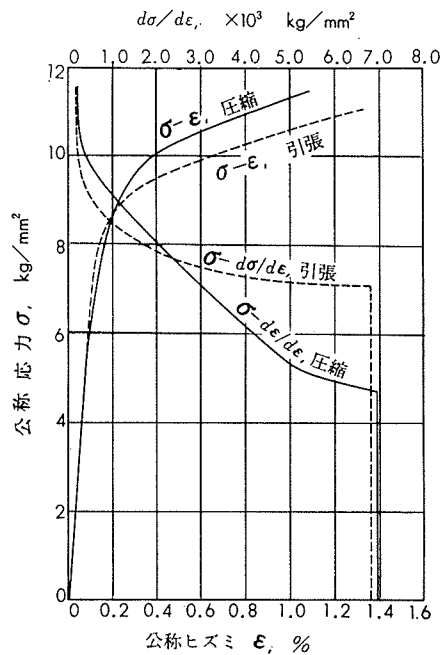
研究部

竹内勝治

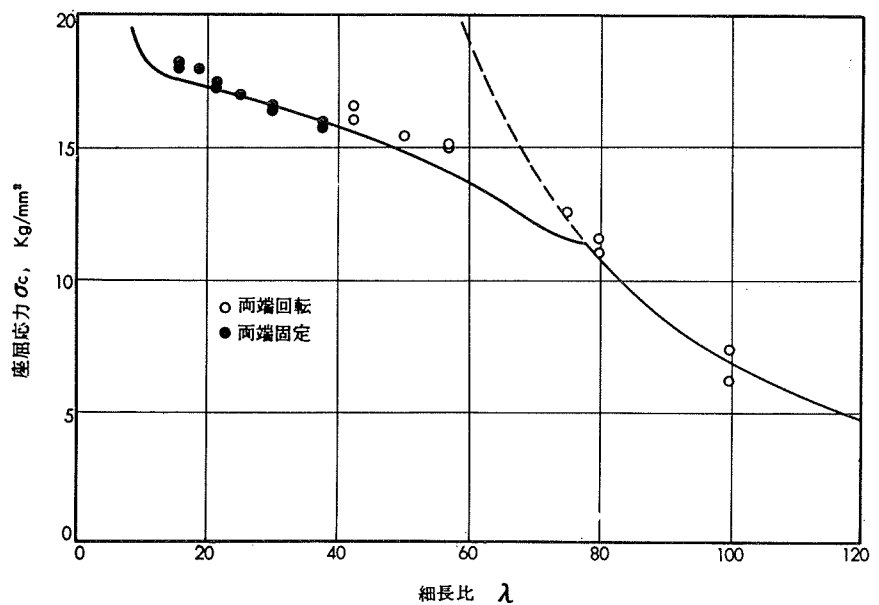
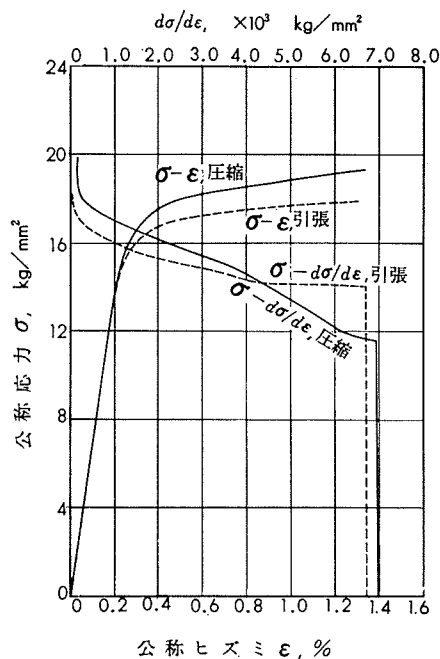
中村 授

TECHNICAL DATA SHEET (7-1.7)

材 質	圧 縮 性 質			引 張 性 質				
	比 例 限, kg/mm ²	耐 力, kg/mm ²	縦弾性係数, kg/mm ²	比 例 限, kg/mm ²	耐 力, kg/mm ²	引張強さ, kg/mm ²	伸 び, %	縦弾性係数, kg/mm ²
6063-T4	4.7	9.8	6950	7.1	9.3	19.6	38	6800
6063-T6	11.5	17.8	6950	14.0	16.9	22.6	31	6700



第10図 耐食アルミニウム合金 6063-T4



第11図 耐食アルミニウム合金 6063-T6

(昭和41年1月)

住友軽金属工業株式会社

研究部

竹内勝治
中村 授